



**HAL**  
open science

## Modélisation du procédé de soudage par points

Chainarong Srikunwong

► **To cite this version:**

Chainarong Srikunwong. Modélisation du procédé de soudage par points. Mécanique [physics.med-ph]. École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2005. Français. NNT: . tel-00151464

**HAL Id: tel-00151464**

**<https://pastel.hal.science/tel-00151464>**

Submitted on 4 Jun 2007

**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.



**MINES PARIS**

Collège doctoral

ED n° 432: Sciences des métiers de l'ingénieur

*N° attribué par la bibliothèque*

□□□□□□□□□□

## **T H E S E**

pour obtenir le grade de  
**Docteur de l'Ecole des Mines de Paris**  
Spécialité "Sciences et Génie des Matériaux"

présentée et soutenue publiquement par  
**Chainarong SRIKUNWONG**

Le 14 octobre 2005

**MODELISATION DU PROCEDE DE SOUDAGE PAR POINTS**

*Directeur de thèse : Yves BIENVENU*

### Jury

M. René LE GALL  
M. Tahar LOULOU  
M. Jean-Michel BERGHEAU  
M. Thomas DUPUY  
M. Yves BIENVENU

Ecole Polytechnique de l'Université de Nantes  
Université de Bretagne-Sud  
Ecole Nationale d'Ingénieurs de Saint Etienne  
IRSID, Groupe Arcelor  
Ecole des mines de Paris

Président  
Rapporteur  
Rapporteur  
Examineur  
Examineur

---

## REMERCIEMENTS

---

Pour tous de leurs soutiens et contributions à la réussite à cette thèse, je tiens à remercier ici toutes les personnes, qui ont de près ou de loin notamment :

- ❖ Monsieur le professeur Yves BIENVENU, le directeur de thèse, pour sa confiance de m'accorder pour effectuer cette thèse au milieu industriel sidérurgique français, sa disponibilité exceptionnelle, ses conseils : nos échanges sur la conception et la technique expérimentale.
- ❖ Parrain de thèse, le docteur Thomas DUPUY, pour ses soutiens techniques sur l'utilisation du code de calcul pendant mon stage de DEA, et ma thèse. Ses conseils et expériences remarquables du procédé de soudage par points, et surtout son guide sur le déroulement de la thèse.
- ❖ Ancien directeur du centre de recherche et de développements métallurgiques-(CRDM), et ancien chef de service CMS/SPE-Sollac Atlantique, Messieurs Gilles RIGAUT et Joël CLAEYS respectivement, pour leurs commentaires précieux sur l'état de l'avancement de la thèse lors des réunions mensuelles. Monsieur Dominique CORNETTE, chef du cluster service au client du centre d'auto de l'IRSID, pour le soutien pendant le déplacement à l'IRSID, Maizières-les-Metz.
- ❖ Messieurs les professeurs Tahar LOULOU et Jean-Michel BERGHEAU de l'Université de Bretagne-Sud et de l'Ecole Nationale d'Ingénieurs de Saint Etienne pour avoir accepté la tâche de rapporteur et pour leur participation au jury.
- ❖ Monsieur le professeur René LE GALL de l'Ecole Polytechnique de l'Université de Nantes pour son rôle d'examineur et pour sa participation au jury de thèse.
- ❖ Monsieur Philippe ROGEON de l'Université de Bretagne-Sud pour sa participation au jury et particulièrement pour son intérêt du sujet de thèse.
- ❖ Monsieur Jacky SOIGNEUX du groupe PSA Peugeot-Citroën pour avoir apporté ses compétences et expériences exceptionnelles du procédé de soudage par points lors de nos réunions et pendant la soutenance.
- ❖ Monsieur Vincent ROBIN de l'ESI-Lyon pour les stages de formation et le support technique sur l'utilisation de logiciel Sysweld™.
- ❖ Madame Catherine BEC, de l'ANRT, par qui a pu être obtenue la convention CIFRE, cadre administratif et financier partiel de la thèse. Le professeur Jean-Pierre TROTTIER du Centre des Matériaux P-M Fourt, EVRY pour son attention bienveillante et sa compréhension pour la difficulté du déroulement de la thèse. Mesdames Catherine PINEAU et Evelyne CLAIRAZ du CROUS de l'académie de Versailles pour leurs accueils chaleureux et la bonne organisation de mon séjour en France.
- ❖ L'équipe de soudage par résistance de CRDM; Messieurs Olivier DIERAERT, François MEESEMEACKER, Christophe BUIRETTE, Jaques GOUDMEZ, Jean-Pierre DOUILLY, Jean-Marie HETIER, Bernard VANPOUCKE, Mesdames Catherine HINTERLANG-VINCI et Céline VIGREUX pour leurs soutiens et assistances techniques pour les essais de soudage. L'équipe de MPE du CRDM pour leurs conseils sur l'utilisation logiciel, la formation et les dépouillements macroscopiques/microscopiques; Messieurs Emmanuel LUCAS, Dominique MALEWICZ, Fabrice VINGRE, Mesdames Linda DELVINQUIER, Catherine VIGNALI et en particulière Madame Cécile DJENKAL.
- ❖ Walter N'ZE NKALA, Jean-Dominique BARTOUT, et Joseph VALY pour leurs conseils techniques et la réalisation des essais de contact électrique au Centre des Matériaux. Particulièrement Walter, qui restait si tard pendant trois semaines de l'essai de contact. Docteur Fayçal SADI pour son soutien lors du déplacement au Centre des Matériaux.
- ❖ Eric COLLIER pour réaliser un grand nombre des essais de compression à chaud.
- ❖ Mesdames Marie-Claude SMOCH, Claudine DUFOUR, Marie-Noëlle SWAL, Michèle BIBLOQUE et Suzel BOURDEAUD'HUI pour l'organisation des voyages pendant la thèse et leurs accueils sympathiques. Mesdames Dominique BLONDEAU, Liliane LOCICERO, Odile ADAM et Sarojinee BONNEVILLE du centre des matériaux pour leurs assistances administratives et leurs disponibilités bien connues au Centre de Matériaux.

---

# ACKNOWLEDGEMENTS

---

I gratefully acknowledge all those who contributed to the success of this research project in both substance and spirit. My acknowledgements go to these following persons :

- ❖ Professor Yves BIENVENU, for the confidence and accept me to conduct this research in the world leader steelmaking company-Arcelor Group. Additionally, his technical issue consult, fruitful discussion, and personal accessibility even after the office hours, are kindly acknowledged.
- ❖ Dr. Thomas DUPUY for his technical guideline for the use of finite element code, namely Sysweld<sup>TM</sup>, during the DEA internship as well as the thesis preparation. His technical consults for the welding experiment programs, the discussion, and the thesis preparation guideline. Without this support, the research project cannot be completely fulfilled.
- ❖ I would like to address my acknowledgment to Messrs. Gilles RIGAUT and Joël CLAEYS, the former director of CRDM and the former head of CMS/SPE service, respectively, for their input, valuable comments, and discussion during monthly meeting. Dr. Dominique CORNETTE, the head of client cluster service of IRSID, for the support during the final stage of thesis preparation.
- ❖ Association nationale de la recherche et de la technique program for funding this effort through support from the Centre des Matériaux de l'Ecole des Mines de Paris, Evry. Mme. Catherine BEC for administrative organization. Prof. Jean-Pierre TROTTIER of Centre des Matériaux for his supervision of the industrial funding programs. Mmes. Catherine PINEAU and Evelyn CLAIRAZ of CROUS de l'académie de Versailles for the accommodation of CROUS during the stay in France.
- ❖ Professors Tahar LOULOU, and Jean-Michel BERGHEAU for their delightful acceptance to be the members of the committee board and the dissertation proofreaders.
- ❖ I gratefully acknowledge Professor René LE GALL for his kind acceptance to participate as one of the members in the committee board.
- ❖ Dr. Philippe ROGEON, for his interest in RSW process, and related phenomena, especially the thermo-metallurgical aspects, and for his sympathetic acceptance to be a member of the committee board.
- ❖ Mr. Jacky SOIGNEUX, for the participation as one of the members in the committee board and the proposition of several possible dates for the presentation while juggling them with his busy planning. I appreciated his exceptional industrial experience and discussion during our meetings.
- ❖ Mr. Vincent ROBIN of ESI-Lyon, for the Sysweld<sup>TM</sup> code training, technical support, and sharing experience.
- ❖ Resistance welding staffs of CRDM are also gratefully acknowledged for their technical assistances and welding experiment guideline. Messrs. Olivier DIERAERT, François MEESEMEACKER, Christophe BUIRETTE, Jacques GOUDEMEZ, Jean-Pierre DOUILLY, Jean-Marie HETIER, Bernard VANPOUCKE, Mmes Catherine HINTERLANG-VINCI, and Céline VIGREUX.
- ❖ Also the staffs of the MPE of CRDM for their suggestion, training concerning the weld metallurgical investigation, and unlimited use of the chemical materials and etching preparation; Messrs. Emmanuel LUCAS, Dominique MALEWICZ, Fabrice VINGRE. Mmes. Linda DELVINQUIER, Catherine VIGNALI, and particularly Mme. Cécile DJENKAL.
- ❖ Walter N'ZE NKALA for patiently performing the electrical contact resistance experiments, and for donating his time when the experiments terminated lately. Thanks also to Jean-Dominique BARTOUT and Joseph VALY for their valuable comments on the electrical contact resistance experimental design. Dr. Fayçal SADI for logistic support during the mission at CdM. They were with Centre des Matériaux, ENSMP.
- ❖ Eric COLLIER of CRDM for conducting a large number of the hot compression tests.
- ❖ Administrative staffs of both CRDM and Centre des Matériaux are gratefully acknowledged; Mmes. Marie-Claude SMOCH, Claudine DUFOUR, Marie-Noëlle SWAL, Michèle BIBLOQUE, and Suzel BOURDEAUD'HUI for their well organized trips during the mission, and also for their sympatric welcome. Mmes. Dominique BLONDEAU, Liliane LOCICERO, Odile ADAM, and Sarojinee BONNEVILLE are kindly acknowledged for their administrative assistance and document search.

Last but certainly not least, I would like to thank my family, my parents; Mr. Khemmarat, Mrs. Ubol, and my two sisters; Ms. Artitaya, and Malee SRIKUNWONG, for their understanding and invaluable endless encouragement to overcome the difficulties with the optimistic outlook.

Chapter three and all publications appeared in this chapter are dedicated to our passed-away grandparents...whose funerals I had even no chance to participate.

I really appreciate all of support that you have given to me over these years. Once again, my work is honored by your support.

---

# TABLE DES MATIERES

---

<b>INTRODUCTION</b> :.....	<b>1</b>
<b>CHAPITRE 1 – Bibliographie</b> :.....	<b>3</b>
<b>1.1 Introduction au Procédé de Soudage par Résistance Electrique</b> :.....	<b>7</b>
<b>1.2 Soudage par Résistance par Points</b> :.....	<b>8</b>
Principe du Procédé :.....	8
Paramètres du Procédé :.....	9
Domaine de Soudabilité :.....	10
<b>1.3 Microstructures d’un Point Soudé - Généralité</b> :.....	<b>11</b>
<b>1.4 Produits et Transformation des Phases Lors de Soudage</b> :.....	<b>13</b>
<b>1.5 Phénomènes Electriques dans le Procédé de Soudage Par Points</b> :.....	<b>20</b>
Effet Seebeck :.....	21
Effet Peltier :.....	21
Effet Thomson :.....	22
Effet Peau :.....	22
<b>1.6 Expulsion</b> :.....	<b>23</b>
<b>1.7 Etat de l’Art de la Simulation Numérique de Soudage par Points</b> :.....	<b>26</b>
Etablissement d’un Modèle par la Méthode aux Différences Finies :.....	26
Etablissement d’un Modèle par la Méthode aux Eléments Finis :.....	28
<b>1.8 Etude Bibliographiques des Influences des Données Physiques</b> :.....	<b>30</b>
Influence de la Résistance Electrique à l’Interface Tôle/Tôle :.....	30
Influence de la Taille de Contact Electrothermique :.....	31
Influence de la Résistance Thermique de Contact :.....	32
Influence de la Géométrie d’une Electrode :.....	33
<b>1.9 Domaines Principaux de la Simulation Numérique</b> :.....	<b>35</b>
Modèle Numérique pour la Dégradation d’Electrode :.....	35
Modèles Numériques et Statistiques pour Prédire l’Expulsion :.....	36
Effet Shunt :.....	37
Influence de la machine de Soudage :.....	38
<b>1.10 Discussion</b> :.....	<b>40</b>
<b>1.11 Conclusions</b> :.....	<b>40</b>

<b>CHAPITRE 2 – Evaluation Expérimentalement de la Formation du Noyau :.....</b>	<b>43</b>
<b>2.1 Généralité sur les Essais de Soudage par Point :.....</b>	<b>47</b>
<b>2.2 Contexte d’Etude :.....</b>	<b>47</b>
<b>2.3 Moyens Expérimentaux :.....</b>	<b>47</b>
Machine de Soudage :.....	47
Types de Courant de Soudage :.....	49
Signaux de Soudage :.....	50
Produits et Caractéristiques Mécaniques des Tôles :.....	52
Electrodes :.....	52
Conditionnement des électrodes :.....	53
Aptitude de Soudage :.....	53
Essais Usuels Destructifs :.....	54
<b>2.4 Résultats et Discussion : .....</b>	<b>57</b>
Cinétique de la Formation du Noyau – Une Revue :.....	57
Développement du Noyau dans l’Assemblage Homogène des 2 Tôles :.....	60
Développement du Noyau dans l’Assemblage Homogène des 3 Tôles :.....	61
Développement du Noyau dans l’Assemblage Hétérogène :.....	62
Influence de l’Effort :.....	64
Influence des Types d’Electrode :.....	65
Influence du Diamètre de la Face Active d’Electrode :.....	66
Influence de la Polarisation :.....	67
Qualité de la Surface d’un Assemblage :.....	71
Influence du Revêtement :.....	71
<b>2.5 Conclusions :.....</b>	<b>79</b>
<b>CHAPITRE 3 – Modélisation du Procédé de Soudage par Point :.....</b>	<b>81</b>
<b>3.1 Introduction :.....</b>	<b>85</b>
<b>3.2 General Methodology for Weld Simulation :.....</b>	<b>86</b>
<b>3.3 Physical Coupling and Governing Equations :.....</b>	<b>86</b>
<b>3.4 Governing Equations :.....</b>	<b>88</b>
Electrical Phenomena Formulation :.....	88
Coupled Electro-Thermal Formulation :.....	88
Mechanical Formulation :.....	89
<b>3.5 Geometry and Mesh Construction :.....</b>	<b>90</b>
<b>3.6 Boundary Conditions :.....</b>	<b>90</b>
<b>3.7 Electrothermal Contact Mathematical Formulation :.....</b>	<b>94</b>
<b>3.8 Results and Discussion :.....</b>	<b>100</b>
<b>3.9 Conclusions :.....</b>	<b>157</b>

<b>CHAPITRE 4 – Mesures et Modèles de la Résistance Electrique de Contact :.....</b>	<b>159</b>
<b>4.1 Introduction :.....</b>	<b>163</b>
<b>4.2 Caractéristique de la Résistance Statique Globale :.....</b>	<b>163</b>
Mesure RSG à Froid :.....	165
Réalisation de Mesure :.....	165
Etude Préliminaire des Résultats Bibliographiques :.....	166
<b>4.3 Caractéristique de la Résistance Dynamique :.....</b>	<b>170</b>
<b>4.4 Données Expérimentales Antérieures sur la Résistance de Contact :.....</b>	<b>172</b>
<b>4.5 Modèles de la Résistance de Contact :.....</b>	<b>174</b>
Approche Basée sur le Comportement Elasto-Plastique du Matériau :.....	175
Modèle de la Résistance Electrique de Contact du ORNL :.....	176
Approche Thermo-Electrique :.....	178
<b>4.6 Méthodologies de la Mesure de la Résistance de Contact :.....</b>	<b>181</b>
Essai Utilisant le Simulateur Gleeble® :.....	184
Essai Utilisant une Machine de Traction/Compression :.....	186
<b>4.7 Procédures d’Essai :.....</b>	<b>188</b>
<b>4.8 Formulation des Modèles de la Résistance de Contact :.....</b>	<b>189</b>
Loi Puissance :.....	189
Loi Exponentielle :.....	190
<b>4.9 Résultats des Essais :.....</b>	<b>191</b>
Résistance de Contact de la Tôle Nue :.....	191
Résistance de Contact de la Tôle Revêtue :.....	197
<b>4.10 Conclusions :.....</b>	<b>203</b>
<b>CHAPITRE 5 – Caractérisation du Comportement Mécanique de l’Acier :.....</b>	<b>205</b>
<b>5.1 Introduction :.....</b>	<b>209</b>
<b>5.2 Procédure Expérimentale :.....</b>	<b>209</b>
Détermination des conditions d’essai :.....	211
<b>5.3 Comportement du Matériau :.....</b>	<b>213</b>
Lois de Comportement Viscoplastique Isotrope : Rappel.....	213
Viscoplasticité Additive :.....	213
Viscoplasticité Multiplicative :.....	214
<b>5.4 Identification des Coefficients du Modèle :.....</b>	<b>215</b>
<b>5.5 Résultats et Discussion :.....</b>	<b>216</b>
Relation entre Contrainte/Déformation et Température :.....	216
Influence de la Vitesse de Déformation :.....	219
Validation entre Modèle et Expérience :.....	220

<b>5.6</b>	<b>Conclusions</b> :.....	<b>222</b>
	<b>CHAPITRE 6 – Validation of Weld Geometry and Residual Stresses in Weld</b> :.....	<b>225</b>
<b>6.1</b>	<b>Validation of Weld Geometry</b> :.....	<b>229</b>
<b>6.2</b>	<b>Residual Stresses and Deformations</b> :.....	<b>229</b>
<b>6.3</b>	<b>Conclusions</b> :.....	<b>235</b>
	<b>CONCLUSIONS AND PERSPECTIVES</b> :.....	<b>237</b>
	<b>ANNEXE I – Cinétique de la Formation de la Soudure</b> :.....	<b>243</b>
	<b>ANNEXE II – Propriétés Physiques des Aciers Considérés</b> :.....	<b>255</b>
	<b>INDEX</b> :.....	<b>280</b>
	<b>REFERENCE BIBLIOGRAPHIQUE</b> :.....	<b>282</b>



---

# INTRODUCTION

---

---

## **Industrial Context : Numerical Modeling Tool – A Promising Technique**

*Resistance Spot Welding-(RSW) has been the common joining technique for automotive body-in-white-(BIW) assembly since the 1930's. Low carbon and high strength steels are being produced and used in the caroserie fabrication in order to meet exacting automotive weldability requirements. The spot weldability of these steels is commonly evaluated by a number of quality control of significance in terms of process control and service performance. In the automotive industry, ease of welding in the plant is «a must» of sound spot welds of adequate size are to be consistently produced at high rates. Welding procedures and tests must be such that production rates will remain high in spite of the customary variations in fit, thickness, and power. The need of maintenance in terms of electrode life and tooling replacement should not be excessive. Low carbon steel offers importantly the advantages of good formability and low cost. The strength, toughness, and fatigue properties of low carbon steel have proved to be adequate providing a sufficient weld size. It was established that the low carbon steel spot welds exhibiting pull-out or botton-type fracture on peeling will result in satisfactory mechanical properties.*

*However to ensure an acceptable weld quality and confidence, understanding the mechanism of heat distribution, and weld formation are one of the key issues to develop an appropriate welding conditions. Due to a large number of pertinent parameters; such as the geometry and materials of sheet products, electrodes, and dynamic characteristics of process and welding machines, it is therefore a difficult task to manage the time-to-market of new products, especially when joining complex geometries and new metal combinations. The development of sheet combinations and optimization of process parameters setting in the industry are strongly dependent on the personal experience of welding engineers, which is often based on a trial-and-error method. This involves a great number of running-in experiments with real welding, destructive tests, and metallographic studies. The advantage of applying numerical modeling for resistance welding processes is obvious, especially for joining complex geometries and novel metal combinations. Recent advanced numerical modeling can be therefore an approach to disclose the internal physical phenomena and a promising predictive tool for an innovative resistance welding process.*

## **Scientific Context and Dissertation Guideline :**

*The aim of this research project is to develop a numerical model of the resistance spot welding process enabling to predict accurately the weld geometry development, thermal history distribution, deformations and residual stresses in the workpiece. Studies have been focused on the electrical/thermal/mechanical modeling. The simulation takes into account the temperature dependency of the electrical, thermal, and mechanical material databases. The established welding parameters and boundary conditions corresponding to the practice, (e.g. welding current, force, and electrode used), are employed in the model. However, modeling of such coupled process combined electrical, thermal, mechanical phenomena is a highly nonlinear problem and requires the precise material properties ranging from room temperature to fusion state.*

*Furthermore, understanding of the electrical and thermal contact characteristics under various loads and elevated temperatures is obviously important for a predictive RSW model. The contact properties can be differed markedly regarding different sheet surface coatings. In addition, it is widely agreed for the influence of contact resistance as well as that of contact size variation on the nugget development in the literature.*

---

---

*Research issues and details of chapters can be given as the follows :*

❖ A bibliographic review in the first section of the **chapter 1** introduces an overview of RSW process, relevant elementary parameters, characteristics of the process, as well as brief review of weldability criterion. In the second section, prior numerical studies and models are presented associating with both finite difference and finite element based computation methods. Examples of several numerical applications of RSW are given in the end of this chapter.

❖ To obtain welding parameters employed further in the finite element model in chapter 3, numerous welding tests are conducted systematically in the **chapter 2**. Welding equipments and test schedules according to standard are used. The process parameters and their influences are reported based on the results of the kinetics study of weld geometry development.

❖ **Chapter 3** is devoted to our numerical studies including the papers presented in the international conferences on welding simulation. Advantages comparing between decoupling and coupling procedures, and dominant material data input are pointed out. Influence of the material databases on the simulation results is discussed in terms of the validation of kinetics development of weld nugget and that of heat affected zone-(HAZ).

❖ In order to make a universal model with the use of a wide variety of welding conditions, measured electrical contact resistance and an established contact model as a function of temperature and pressure are the core input of the simulation. **Chapter 4** presents therefore an elaborate experimental methodology for contact resistance measurement as well as a proposed contact model accounting the dependency of temperature and pressure. Influence of temperature and pressure on the contact resistance is studied in this chapter.

❖ To complete the mechanical material databases, the steel behavior determined by hot compression test and an elastoviscoplastic model are presented in the **chapter 5**. A classic viscoplastic behavior law is utilized to model the relationship of temperature, deformation, and deformation rate of steels. In addition, the flow behavior mechanisms at elevated temperature of low carbon steels are studied. With these measured material data at various temperatures, it is possible to specify either viscoplastic or elastoplastic model being available in the mechanical behavior law library of Sysweld<sup>TM</sup> for describe the steel behaviors.

❖ In the **chapter 6**, a validation between the recent developed model and the experiment in terms of weld geometry and size is conducted for the verification of the model's accuracy and confidence.

❖ Finally, the significant findings resulted from a spot weld simulation and general conclusions are summarized. The ongoing research perspective is underlined in the last section of this report.

---

---

# CHAPITRE 1

## BIBLIOGRAPHIE

---

### Sommaire

<b>1.1</b>	<b>Introduction au Procédé de Soudage par Résistance Électrique :.....</b>	<b>7</b>
<b>1.2</b>	<b>Soudage par Résistance par Points :.....</b>	<b>8</b>
	Principe du Procédé :.....	8
	Paramètres du Procédé :.....	9
	Domaine de Soudabilité :.....	10
<b>1.3</b>	<b>Microstructures d'un Point Soudé - Généralité :.....</b>	<b>11</b>
<b>1.4</b>	<b>Produits et Transformation des Phases Lors de Soudage :.....</b>	<b>13</b>
<b>1.5</b>	<b>Phénomènes Électriques dans le Procédé de Soudage Par Points :.....</b>	<b>20</b>
	Effet Seebeck :.....	21
	Effet Peltier :.....	21
	Effet Thomson :.....	22
	Effet de Peau :.....	22
<b>1.6</b>	<b>Expulsion :.....</b>	<b>23</b>
<b>1.7</b>	<b>Etat de l'Art de la Simulation Numérique de Soudage par Points :.....</b>	<b>26</b>
	Établissement d'un Modèle par la Méthode aux Différences Finies :.....	26
	Établissement d'un Modèle par la Méthode aux Éléments Finis :.....	28
<b>1.8</b>	<b>Etude Bibliographiques des Influences des Propriétés Physiques.....</b>	<b>30</b>
	Influence de la Résistance Électrique à l'Interface Tôle/Tôle :.....	30
	Influence de la Taille de Contact Electrothermique :.....	31
	Influence de la Résistance Thermique de Contact :.....	32
	Influence de la Géométrie d'une Électrode :.....	33
<b>1.9</b>	<b>Domaines Principaux de la Simulation Numérique :.....</b>	<b>35</b>
	Modèle Numérique pour la Dégradation d'Électrode :.....	35
	Modèles Numériques et Statistiques pour Prédire l'Expulsion :.....	36
	Effet Shunt :.....	37
	Influence de la Machine de Soudage :.....	38
<b>1.10</b>	<b>Discussion :.....</b>	<b>40</b>
<b>1.11</b>	<b>Conclusions :.....</b>	<b>40</b>



---

## Synopsis

Numerous studies have been devoted to investigate variables influencing the resistance spot welding, (RSW). Although the focus of RSW research has been continuously changed with the use of both novel steel grades, and the presence of more advanced welding equipments, but the RSW process and governing process parameters have remained basically the same. The primarily goal of the researches is related to the determination of weldability lobe in terms of welding current, force, and electrode type associating with the electrode deterioration. Note that these inherent parameters can be varied significantly from one to other welding test when one of these parameters or sheet configuration is changed. Achieving a good mechanical strength and metallurgical performance of joints by optimizing these parameters becomes a challenging objective in the RSW study, in particular, for welding an assembly of high strength steel sheets.

In this chapter, the basic elements of the RSW process and their influences are presented and discussed.

In the first part of the chapter, the typical relevant parameters, weld microstructures, and electrical phenomena occurring in the process are reviewed in order to provide a scope of basic understanding on process characteristics.

In the second part, the state of the art of different computational hypotheses is highlighted from a classical finite difference model to a sophisticated coupled computational methodology. Advantage and limitation of these models have been cited basing on prior research works. According to the literature, the reliable simulating results require also reliable input database, and more realistic computation schemes including the temperature dependency for material physical data, the constitutive laws, and importantly the account for contact size variation. Other numerical model applications, such as the expulsion prediction, the electrode deterioration modeling, the modeling tool used studying the influence of welding machine on weld quality, etc..., are presented concisely in this section.

It is revealed from the bibliographic study that the implementation of coupled calculation is essential and promotes a model capability with the use of different electrode types and that of stackup-sheet configuration. This computation scheme enables a precise determination of thermal history, residual stress, and weld geometry development. However, an optimum time/cost relationship is still a key issue for the effectively use of an elaborate numerical model in the industry.

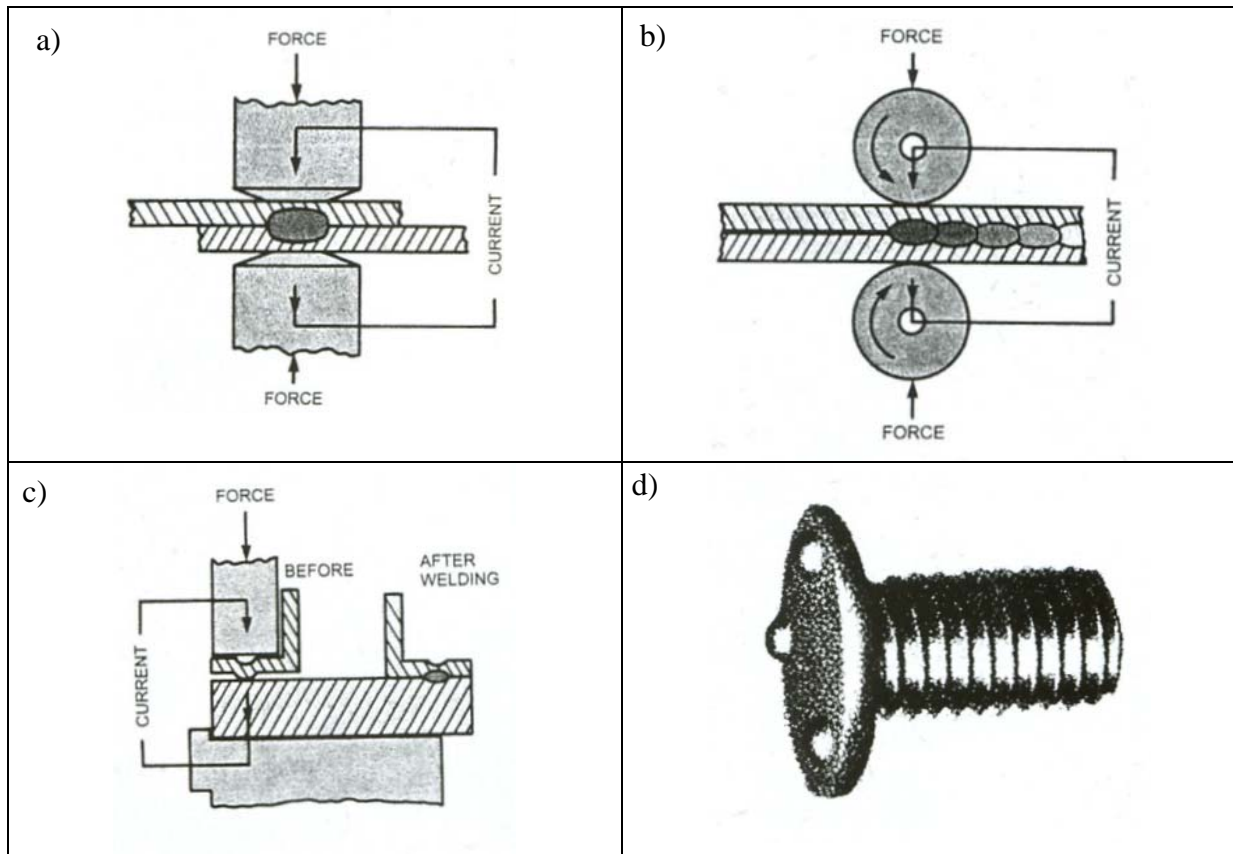
---



## 1.1 Introduction au Procédé de Soudage par Résistance Électrique :

Le soudage par résistance est un procédé simple et rapide, qui produit la chaleur grâce à la résistance électrique à l'interface en appliquant un effort de serrage, et une forte intensité électrique. C'est un procédé de soudage sans atmosphère protectrice.

La première technique du soudage par résistance électrique était le soudage par points inventée par Pr. Elihu Thomson en 1877. Puis, la première machine de soudage a été construite et brevetée en 1885-[MES99]. Les raisons pour lesquelles le soudage par point est largement répandu dans l'industriel automobile sont le faible coût de fabrication par rapport à la qualité de l'assemblage obtenu, et l'automatisation de procédé. Environ 3000-4000 points soudés par ce procédé se trouvent dans une structure caisse en blanc-[NAT92].



**Fig. 1.1:** Procédés de soudage par résistance électrique, a) soudage par point, b) soudage à la molette, c) soudage par bossage, et d) soudage par bossage pour un goujon-(Threaded stud with projection welding)

Les procédés de soudage par résistance électrique incluent le soudage par point, le soudage à la molette, et le soudage par bossage. Typiquement pour ces procédés, des électrodes en cuivre sont utilisées pour passer le courant et pour appliquer l'effort de serrage. Les paramètres de soudage sont l'intensité, le temps, l'effort, et l'électrode. La plupart de ces procédés se réalisent par l'usage du courant AC monophasé avec une forte intensité, qui est l'ordre de dizaine de kilo-Ampère. Le courant DC "moyenne fréquence" s'envisage également dans la pratique.

Pour le soudage à la molette, les molettes sont en cuivre et fonctionnent comme des électrodes, qui sont un passage d'intensité en serrant des pièces. Les pièces des tôles sont mises bout à bout et la soudure continue se fait par le mouvement de rotation des électrodes (§Fig. 1-1b). Ce procédé est commode dans l'industrie automobile, e.g. la fabrication de réservoir de carburant.

Le soudage par bossage illustré sur la Fig. 1.1c nécessite que des pièces soient préalablement forgées pour préparer des points de concentration de courant entre des pièces. Les électrodes utilisées dans ce procédé sont usinées avec une dimension précise, qui permet de localiser précisément les points de bossage. Le noyau se produit lorsque l'intensité passe avec l'effort de serrage.

Un procédé dérivé du soudage par bossage est le « resistance stud welding », (§Fig. 1.1d). Dans ce cas, le "stud" ou goujon doit être usiné pour créer, typiquement, deux ou trois points de contact. La hauteur des points de bossage doit être précise afin d'obtenir une pression uniforme lorsqu'un effort est appliqué.

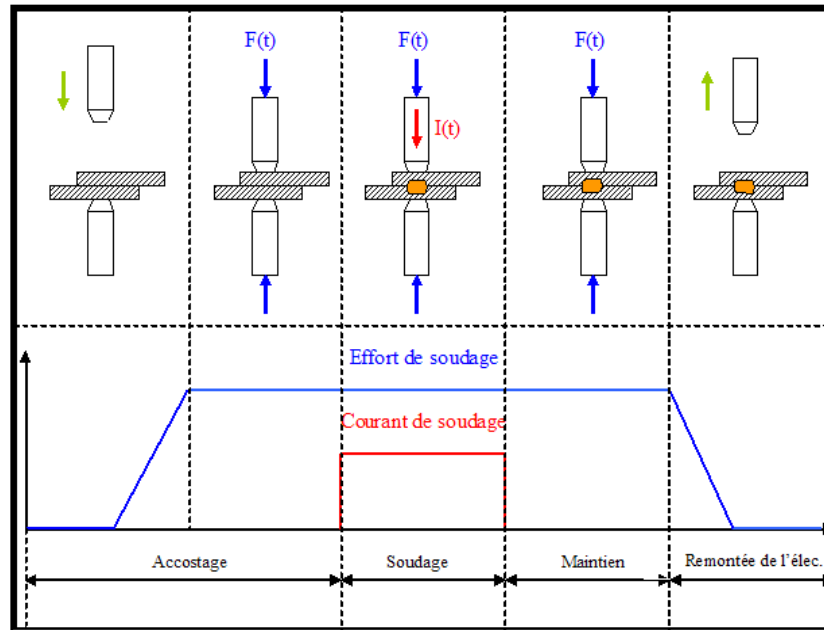


Fig. 1.2: Représentation schématisée des phases du procédé de soudage par point

Dans la première partie de ce chapitre, nous précisons les produits étudiés en détaillant des caractéristiques métallurgiques dans la zone affectée thermiquement (ZAT) ainsi que dans le noyau. Un exemple dans le cas d'assemblage hétérogène sera présenté.

En ce qui concerne la simulation numérique du soudage par point plus précisément des différents aspects introductifs, qui incluent la chronologie de développement des modèles numériques, des paramètres principaux nécessaires pour un modèle, sera présentée dans la deuxième partie de ce chapitre.

## 1.2 Soudage par Résistance par Points :

### Principe du Procédé :

Le principe du soudage par points schématisé sur la Fig. 1.2 illustre les deux tôles d'acier prises en étau entre deux électrodes afin de maintenir l'assemblage en contact. Cet assemblage est en suite traversé par un courant de forte intensité qui va créer un noyau fondu à l'interface tôle/tôle. En refroidissant, le noyau maintient localement les deux tôles entre elles.

Un cycle de soudage schématisé sur la Fig.1.2 se décompose en trois phases principales :

❖ *l'accostage* : Les électrodes se rapprochent et viennent comprimer les pièces à souder à l'endroit prévu et sous un effort donné. Dans le cas de la soudeuse du CRDM, seule l'électrode supérieure descend. L'électrode inférieure est fixée au bâti de la soudeuse. Cette phase se termine dès que l'effort est stabilisé.

❖ *le soudage* : le courant passe, déclenché par la fermeture du contacteur du circuit de puissance, et doit, par effet Joule, produire assez de chaleur à l'interface tôle/tôle pour qu'une zone fondue apparaisse. En terme de variation de la résistance électrique, il y a deux étapes consécutives pour l'apparition de la soudure.

Au début du soudage, la résistance de contact entre deux tôles est plus importante que celle de la tôle à basse température. Par conséquent, l'interface chauffe plus rapidement que les pièces. Lorsque la température augmente, la résistance de contact diminue considérablement avec la température. Le développement du noyau et de la ZAT progresse alors dans l'assemblage par l'augmentation de la résistivité de la tôle avec la température.

❖ *le maintien* : cette phase a pour but de solidifier le noyau et la ZAT. La qualité des phases métallurgiques résiduelles et le comportement mécanique du point dépendent directement de la durée de cette phase. Les pièces sont maintenues par un effort, qui a généralement la même magnitude que celui de soudage. La chaleur s'évacue vers le circuit de refroidissement par l'eau dans deux électrodes. La durée du temps de maintien est normalement la même que celle du soudage. En fin d'un cycle, c'est la remontée de l'électrode supérieure. L'ensemble des deux tôles peut alors être translaté afin de procéder à un nouveau soudage par point.



## **Paramètres du Procédé :**

Dans ce paragraphe, nous présenterons l'influence qualitative de toutes les variables du procédé de soudage. Les paramètres sont adaptés en fonction des caractéristiques des tôles à souder. Les paramètres principaux décrits dans l'ordre de chronologie du procédé sont l'effort de soudage, l'intensité, le temps de soudage, et le temps de maintien.

❖ *Effort de soudage* : l'effort d'applique dès la phase d'accostage et la valeur à appliquer dépend essentiellement des caractéristiques mécaniques et de l'épaisseur des tôles à souder. Dans la pratique, l'incrément de l'effort pendant la phase d'accostage n'est pas linéaire, (§Fig. 1.2), mais dépend des systèmes de mise en charge de la soudeuse.

❖ *Intensité de soudage* : l'intensité de soudage est considérée comme un paramètre important pour engendrer l'énergie dissipée. Car elle gouverne la génération de chaleur par effet Joule. L'intensité utilisée soit en courant alternatif monophasé, (AC-50Hz), ou soit courant continu moyenne fréquence, (MFDC-1000Hz).

❖ *Temps de soudage* : intervient pendant la phase de chauffage. L'ordre de grandeur typique est de quelques dixièmes de secondes. Selon la norme, le temps de soudage dépend de la nuance d'acier et son épaisseur. Dans certains cas de soudage de tôle épaisse, et haute résistance mécanique, le courant pulsé est souvent à appliquer afin de stabiliser le développement du noyau. Cette pulsation comporte le temps de chaud, séparé par le temps de maintien ou le temps de froid. Le nombre de cycles supplémentaires pour le post-traitement thermique est souvent adapté à l'assemblage de tôles hautes résistances.

❖ *Temps de maintien* : le temps de maintien est nécessaire à la solidification par l'évacuation de la chaleur de l'assemblage vers le circuit d'eau de refroidissement.

En général, les ordres de grandeur des paramètres de soudage sont les suivants :

- ◆ Intensité de soudage en kA, sous quelques V, (environ 7 à 10 kA)
- ◆ Effort de serrage en daN, (comprise entre 230-600 daN et dépend du comportement mécanique de l'acier)
- ◆ Durée d'un cycle, environ 1 seconde. (Sans modification particulière des conditions de soudage, ni pré-, ni post-chauffage)

La détermination de ces paramètres se base préalablement sur la norme française ; [NFA 87-001]/ISO No. 18278/2.

❖ *Électrode* : Les électrodes sont des éléments essentiels pour ce procédé. Un type d'électrode en profil tronconique à face active hémisphérique est présenté sur la Fig. 1.3. C'est un paramètre externe, qui influe directement sur le domaine de soudabilité car il gouverne la taille du contact aux interfaces par son profil de face active. L'électrode joue trois rôles principaux :

◆ mécanique : c'est d'abord pendant la phase de serrage pour assurer le contact électrique entre les tôles avec la mise en charge jusqu'à sa valeur définie pour le soudage. Pendant le soudage et le maintien, l'électrode sert comme une stabilisatrice pour maintenir la zone fondue pendant le chauffage et le refroidissement. Par conséquent, le matériau de l'électrode doit avoir une bonne tenue mécanique à chaud.

◆ électrique : la forte intensité de soudage s'applique via les deux électrodes sans chauffer intérieurement. L'électrode donc doit avoir une bonne conductivité électrique.

◆ thermique : l'électrode est un passage pour la chaleur évacuée de la zone chaude dans l'assemblage à l'eau de refroidissement. Pendant le soudage, la chaleur générée à l'interface électrode/tôle doit être évacuée rapidement afin d'éviter que la zone fondue n'atteigne cette interface. Le matériau de l'électrode donc avoir une bonne capacité calorifique ainsi qu'une bonne conductivité thermique.

Pour réponse à ce cahier des charges, l'alliage de cuivre (Cu-Cr, Cu-Zr, et Cu-Cr-Zr) est très répandu pour le matériau de l'électrode grâce à ses performances en tenue mécanique à chaud et la bonne conductivité

électrique et thermique. L'électrode en alliage de cuivre à dispersoïde-(Cu-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) avec une meilleure tenue mécanique à chaud est également commercialisée, mais avec un prix plus élevé.

La géométrie de l'électrode est variable selon les applications. Le profil de face active et le diamètre de l'électrode influent directement sur le procédé. En ce qui concerne les paramètres du domaine de soudabilité, on peut constater que *plus le diamètre de la face active est grand, plus le courant et l'effet Joule sont répartis en surface à cause de l'augmentation de la taille du contact*. Au contraire, l'utilisation de diamètre d'électrode trop petit ne permet d'obtenir la taille du noyau suffisamment large, et par conséquent entraîne une moins bonne tenue mécanique du point.

En effet, pour établir un domaine de soudabilité, la sélection du diamètre d'électrode, à priori, conseillée par la norme est cohérente avec l'épaisseur des tôles à souder.

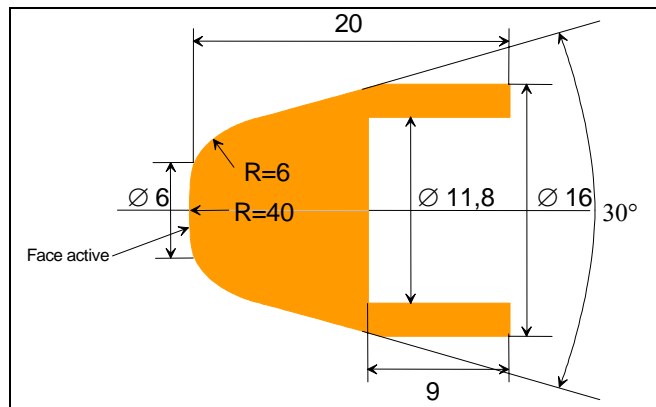


Fig. 1.3: Section d'une électrode tronconique à face active hémisphérique de diamètre de 6-mm : TH6

Après un certain nombre de points soudés, la face de l'électrode est détériorée et agrandie par la déformation thermique répétée en compression à chaud. Cet agrandissement de face active réduit notamment le diamètre du noyau souhaité. En premier lieu, le recalage de l'intensité s'effectue en augmentant sa magnitude pour maintenir la taille de diamètre du noyau défini. Avec un certain nombre de points soudés après recalage, il est inévitable de remplacer les électrodes à cause du mauvais état de la face active. Le nombre maximum des points soudés avant le remplacement définit la durée de vie des électrodes. Elle dépend principalement du type de revêtement ainsi que la qualité de surface pour une nuance donnée. Elle pourrait être de plusieurs dizaines de milliers pour l'assemblage de tôles nues et de quelques centaines de points pour l'assemblage de tôles à revêtement organique.

## Domaine de Soudabilité :

### Définition :

Il s'agit d'une plage d'intensités efficaces du courant de soudage permettant d'obtenir un point de soudure de tenue mécanique satisfaisant aux critères définis auparavant.

Dans la pratique, on parle de diamètre du bouton déboutonné et donc la tenue mécanique varie avec l'intensité efficace. Le critère prédéfini correspondant à la norme est la taille de diamètre du noyau acceptable avec une intensité efficace minimale.

Par « domaine de soudabilité », (§Fig. 1.4), on entend ainsi l'intervalle de [I<sub>min</sub>, I<sub>max</sub>], où I<sub>min</sub> est l'intensité minimale donnant un diamètre acceptable et I<sub>max</sub> est l'intensité maximale ne provoquant pas d'expulsion. L'expulsion s'interprète par une chute de signal d'effort en cours de soudage.

On parle souvent de cette limite basse/haute en représentant le domaine de soudabilité. Pour déterminer le domaine de soudabilité, on applique souvent la condition prédéfinie, qui est indiquée par la norme, pour fixer trois paramètres suivants : le temps de soudage, le temps de maintien, et la magnitude de l'effort de soudage.

En pratique, on souhaite d'obtenir la taille de diamètre maximale avant l'expulsion pour une meilleure tenue mécanique à la rupture. Passé le seuil d'expulsion, le noyau fondu atteint soit le fond d'entaille, soit une des faces extérieure de la tôle. Sous l'effet de l'effort exercé par les électrodes, on assiste à une éjection ou une expulsion de métal fondu.

Compte tenu des types d'électrodes, l'intensité de soudage est variée en cas de différent type d'électrode utilisé. Car l'électrode joue un rôle sur la taille du contact pendant le soudage. Il est donc à noter que le type de profil de

l'électrode est considéré comme un des paramètres importants autant que l'intensité, le temps de soudage, le temps de maintien.

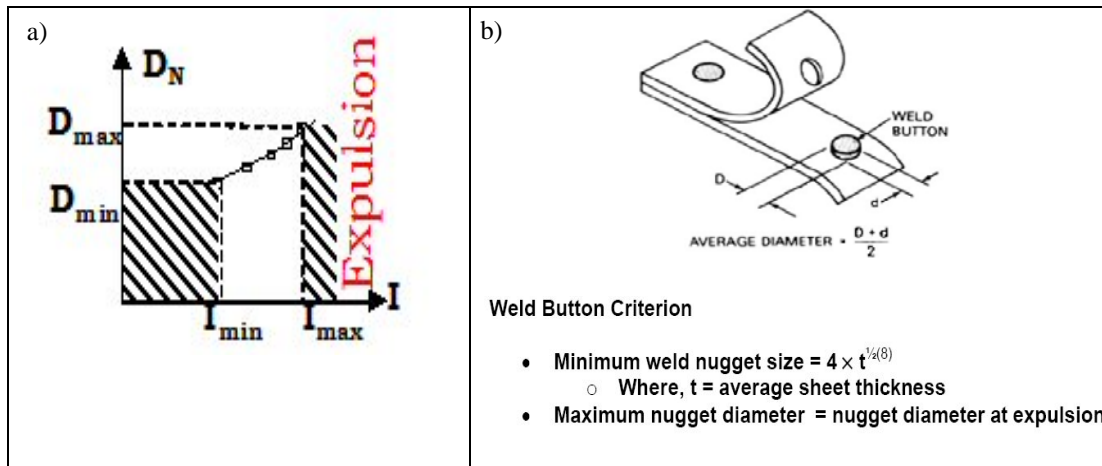


Fig. 1.4: a) Variation qualitative du diamètre de bouton en fonction de l'intensité efficace, b) Critère de diamètre minimal acceptable égale à  $4t^{1/2}$  ( $t$  = épaisseur moyenne des tôles d'un assemblage exprimé en mm.) d'après-[Weld Quality Test Method Manual]

Généralement, on peut constater que plus le domaine de soudabilité est situé vers les hautes intensités, plus l'énergie à fournir pour réaliser un bon diamètre du noyau est élevée, ainsi que le domaine de soudabilité est étroit, plus le réglage de la machine de soudage est délicat.

En effet, nos études se concentrent sur la taille maximale du noyau et l'intensité trouvée en haut du domaine de soudabilité et la validation de la taille et de la forme de la soudure.

### 1.3 Microstructures d'un Point Soudé - Généralité :

La géométrie d'un point est définie en trois zones métallurgiquement distinctes :

- ❖ le noyau fondu,
- ❖ la zone affectée thermiquement (ZAT),
- ❖ le métal de base.

La géométrie d'un point soudé sur la Fig. 1.5 présente trois particularités quel que soit type d'assemblage. Il s'agit de la discontinuité de l'assemblage, une entaille concentrant les contraintes en cas de sollicitation mécanique, et l'indentation d'électrode des surfaces externes de l'assemblage.

Généralement, la taille du noyau est symétrique par rapport à son plan de section s'il s'agit d'un celui d'un assemblage homogène. Le noyau dissymétrique est également envisagé dans le cas de l'assemblage hétérogène ou d'un mauvais alignement entre l'axe vertical d'électrodes. Qualitativement, la tenue mécanique d'un point dépend du diamètre du noyau. Plus la taille est importante, plus la tenue en mécanique est élevée. Le critère de soudabilité est donc défini en basant sur la recherche de l'intensité de soudage nécessaire afin d'engendrer le diamètre du noyau minimal et maximal.

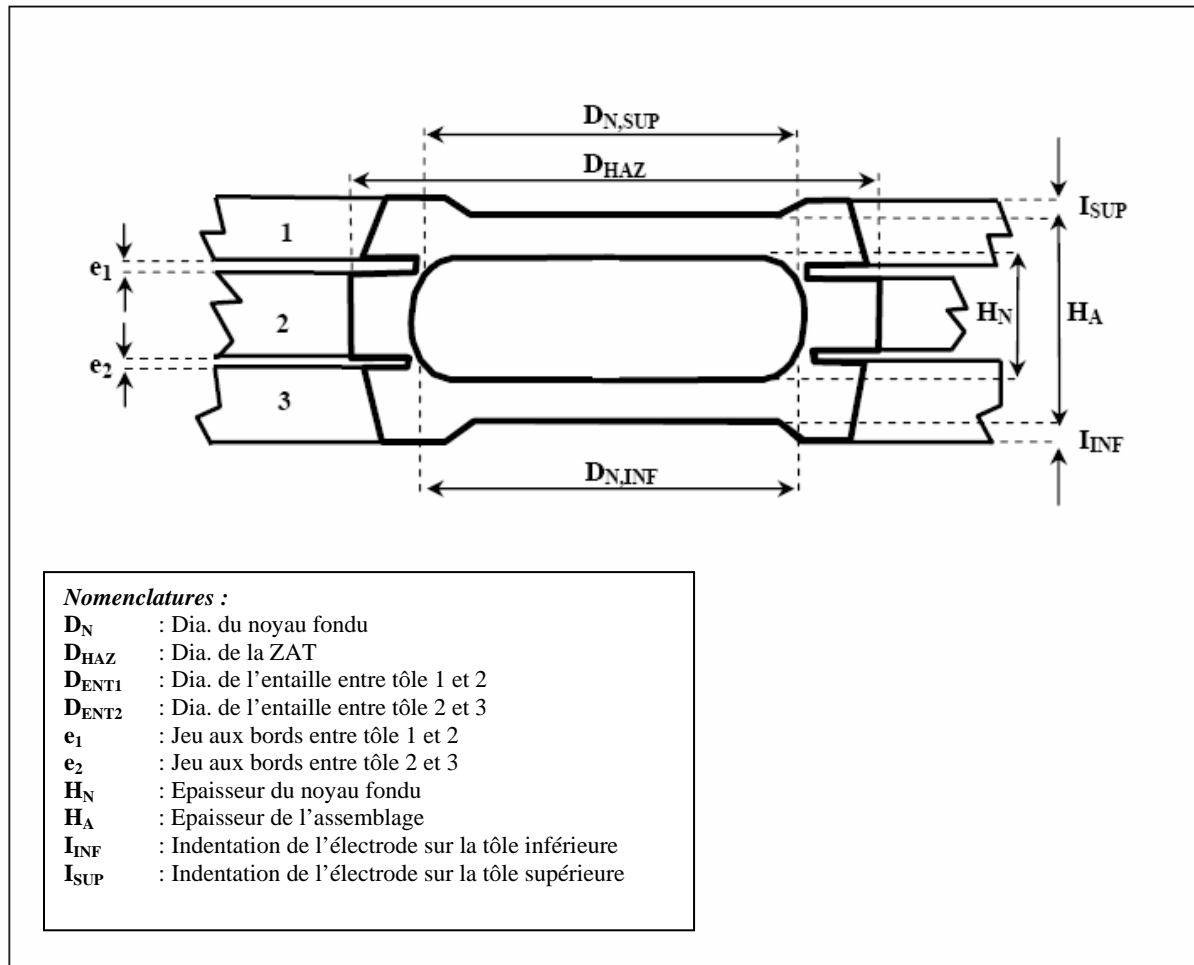


Fig. 1.5: Différentes zones métallurgiques et la géométrie d'un point soudé en cas d'un assemblage de trois tôles

### Transformation des Microstructures dans la ZAT :

Dans le soudage par point, la soudure comporte donc la zone fondue et la zone de métal de base affectée par la chaleur. Les températures maximales et les gradients thermiques diminuent en fonction de la distance du centre de soudure.

Par conséquent, plusieurs zones dans la ZAT avec différentes microstructures se trouvent entre ligne de fusion et le métal de base. Ces zones sont caractérisées par  $T_{max}$  locale qui est entre  $T_{Fusion}$  et  $A_{C1}$ -[RAD92].

Les différentes zones dans la soudure, (§Fig. 1.6), peut être distinguées comme :

- ❖ la zone fondue à structure basaltique, (grains allongés perpendiculairement à la ligne de fusion)
- ❖ la zone pâteuse dans laquelle la transition liquide/solide (ou ligne de fusion)
- ❖ la zone affectée thermiquement (ZAT) : Dans cette zone, les modifications se produisent à l'état solide et dépendent de la distance à la zone fondue et le refroidissement caractéristique du procédé de soudage, (i.e.  $\Delta t_{8/5}$ )

La ZAT est généralement subdivisée en quatre régions métallurgiquement équivalentes montrées sur la Fig. 1.6 et déterminées par des isothermes caractéristiques :

- ❖ la zone de à gros grains (Coarse Grained Heat Affected Zone-CGHZ) : La température maximale atteinte est élevée ce qui entraîne un grossissement du grain austénitique.
- ❖ la zone à grains fins (Fine Grained Heat Affected Zone-FGHAZ) : Cette zone subit un passage très bref dans le domaine austénitique ( $T_P > A_{C3}$ , où  $T_P$  est la température locale)
- ❖ la zone intercritique (Inter-Critical Heat Affected Zone-ICHAZ) : La température maximale atteinte est comprise entre les points de transformation  $A_{C1}$  et  $A_{C3}$ , ( $A_{C1} < T_P < A_{C3}$ ), ce qui entraîne une austénitisation partielle.

❖ la zone subcritique (Sub-Critical Heat Affected Zone-SCHAZ) : La température maximale atteinte est inférieure à  $A_{C1}$ , ( $T_p < A_{C1}$ ). Le métal ne subit qu'un revenu (restauration, précipitation...).

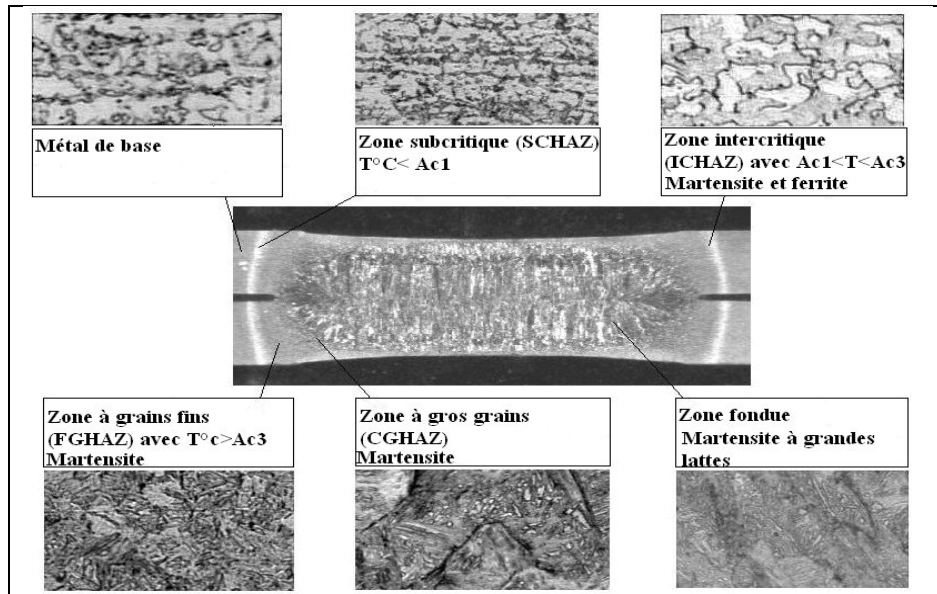


Fig. 1.6: Représentation schématique des variations microstructurales typiques se produisant dans la zone affectée thermiquement-« ZAT »

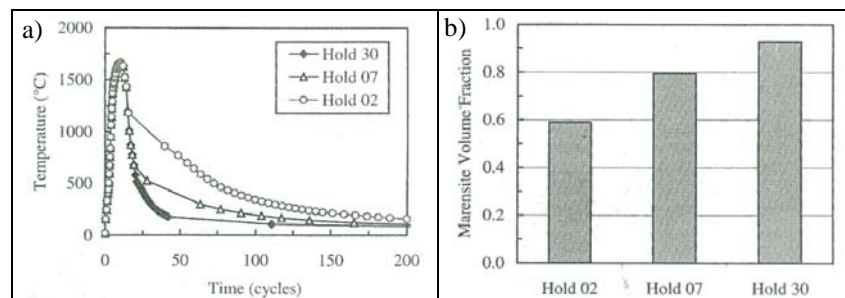


Fig. 1.7: Amélioration des microstructures et caractéristiques de la soudure par une variation du temps de maintien-[LI97-3], a) Cycles thermiques obtenus par la variation du temps de maintien, et b) Fraction volumique de phase martensitique dans le noyau en fonction de la croissante de la durée du temps de maintien

Les zones les plus critiques sont la zone pâteuse et la zone à gros grains dans lesquelles la résistance mécanique et la ductilité se réduisent si elles sont exposées à une fissure. Plusieurs techniques pour améliorer les caractéristiques et les microstructures de la ZAT, comme le traitement thermique ou le contrôle de la vitesse de refroidissement sont parfois nécessaires, (§Fig. 1.7).

Pour le procédé de soudage par point, on effectue souvent le traitement thermique par une modification des paramètres de soudage comme le soudage pulsé, (e.g. un modification de l'intensité comme « slope-up/slope-down procedure»), ou une modification de la durée de phase de maintien-[PET02]. Ces techniques sont largement répandues, en particulière pour le soudage d'acier très haute résistance mécanique-([LI97-3], [BAB98]).

## 1.4 Produits et Transformation des Phases Lors de Soudage :

Les nuances étudiées sont les acier bas carbone de class IF (« Interstitial-Free steel: IF ») et ES (« Al-Killed Drawing-Quality steel: AKDQ »). Puisque ces deux nuances sont largement utilisées grâce à une bonne aptitude à la mise en forme. Pour la production de IF, on utilise largement la technique de dégazage à vide (« Ladle Vacuum Degassing Technology »). L'oxygène injecté dans la poche permet de former le gaz CO qui est éliminé par un système de pompage à vide. Par cette technique, le carbone peut être réduit à moins de 20ppm. Pour minimiser la quantité de carbone en solution, on ajuste certains éléments d'addition comme Ti et Nb, qui permettent de former des carbures dans la matrice. Les caractéristiques attendues de l'acier dépendent fortement de la distribution de ces éléments interstitiels. Pour homogénéiser les éléments interstitiels, les séries de procédés

de laminage et de recuit sont indispensables afin de contrôler les caractéristiques finales d'acier. Généralement, l'acier IF montre une faible limite d'élasticité, qui est l'ordre de 150-220MPa et une grande valeur de déformation, qui est entre 40-50% avant la rupture, (une bonne formabilité). Un résumé des caractéristiques mécaniques des tôles d'automobile sur la Fig. 1.8 indique la bonne caractéristique de mise en forme pour les nuances d'acier bas carbone par rapport aux autres nuances hautes résistances.

Concernant les revêtements métalliques de Zn, il existe plusieurs types de revêtement comme les revêtements électrozingué (EZ), galvanisé à chaud (GZ), ou galvannealed (GA) pour un traitement de surface de ces produits.

Pour négliger l'influence du revêtement, les produits de ES et IF nus sont d'abord choisis pour les essais de soudage afin d'étudier les cinétiques du développement du noyau et l'influence des données physiques de l'acier par un modèle aux éléments finis dans le chapitre 3.

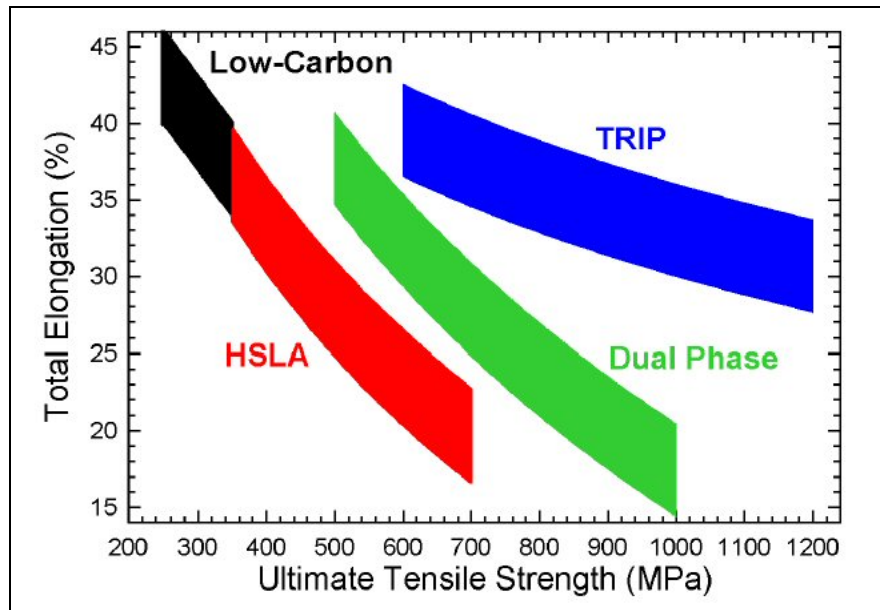


Fig. 1.8: Comparaison des caractéristiques mécaniques de plusieurs nuances de tôles d'automobile-[TUM04]

### Transformation des Phases Métallurgiques de IF et de ES : Rappel

Si tous les paramètres de soudage et la configuration sont identiques, il est évident que la frontière de la zone affectée thermiquement (ZAT) en cas de soudage d'acier IF sera plus large alors que celle d'acier ES. Celle-ci peut être facilement examinée par le diagramme de transformation des phases de Fe-C. La portion des phases correspondant aux températures de transformation est présentée sur la Fig. 1.10.

Pour l'acier ES où la teneur en carbone est typiquement 0,02-0,08% (vers la droite de la Fig. 1.10). Pendant le chauffage et le refroidissement séquentiel, les mécanismes des transformations de phase dans la ZAT sont :

#### **Le chauffage : (Phases – Température)**

- ❖ Ferrite + Fe<sub>3</sub>C (RT =730°C)
- ❖ Ferrite + Austénite (730 - ~900°C)
- ❖ Austénite (~900°C +)

#### **Le refroidissement : (Phases – Température)**

- ❖ Austénite :
- ❖ Austénite : Décompositions des phases austénitiques (800-500°C => taux de refroidissement contrôlant les transformations)

§Structure ferritique, 'α', est une structure cubique centrée qui présente à l'état adouci les propriétés suivantes :

❶ douce mais peu écrouissable, ❷ malléable et moyennement déformable, ❸ magnétique.

§Structure austénitique, 'γ', est une structure cubique à faces centrées qui présente à l'état adouci les propriétés suivantes :

❶ douce mais fortement écrouissable, ❷ très malléable et déformable, ❸ non magnétique.

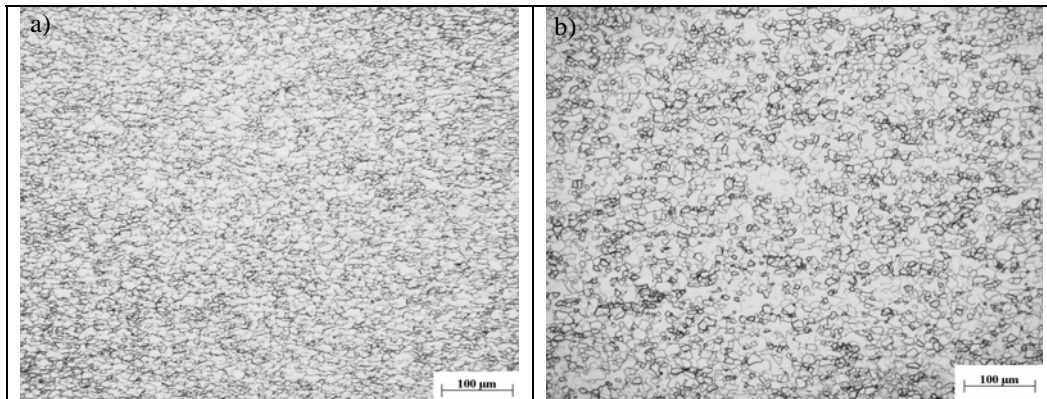


Fig. 1.9: Structures métallurgiques du métal de base-(Nital 5%) a) Métal de base de ES , et b) Métal de base de IF

La décomposition des phases métallurgiques pendant le refroidissement aboutit, soit à la phase martensitique et/ou soit au mélange des phases ferritiques et  $Fe_3C$ . Le mécanisme de cette dernière décomposition dépend notablement de la vitesse de refroidissement.

Pour l'acier IF, le mécanisme de transformation est plus complexe que celui de ES.

**Le chauffage :** (Phases – Température)

- ❖ Ferrite +  $Fe_3C$  (RT ~600°C)
- ❖ Ferrite (600 - ~860°C)
- ❖ Ferrite + Austénite (860 - ~900°C)
- ❖ Austénite (~910°C +)

**Le refroidissement :** (Phases – Température)

- ❖ Austénite :
- ❖ Austénite : Décomposition des phases austénitiques  
(800-500°C => taux de refroidissement contrôlant les transformations)

Généralement pour la transformation austénitique, lorsque l'austénitisation se fait à une vitesse de chauffage lente pour se dérouler dans des conditions proches de l'équilibre thermodynamique, les températures de transformations sont notées  $A_{C1}$  et  $A_{C3}$ . Quand la vitesse de chauffage est rapide, les températures de début et de fin de transformation sont décalées vers des valeurs plus hautes. La plage de transformation s'étend davantage. La vitesse de chauffage influe sur les températures de transformations-[FEU54].

Les éléments d'alliage jouent aussi un rôle sur les températures de transformation. Certains tendent à favoriser la transformation : ce sont les éléments gammagènes, (i.e. Ni, C, N, et Cu qui favorisent la formation et stabilisent la structure austénitique), en abaissant la température de début de transformation au chauffage et en accélérant la transformation. D'autres au contraire élèvent la température de début de transformation et la ralentissent, se sont les éléments alphagènes, (i.e. Si, Cr, Mo, Al, Ti, Nb, et V, qui favorisent la formation et stabilisent la structure ferritique).

Dans de conditions quasi-statiques, les températures de début et de fin de transformation sont notées respectivement au chauffage  $A_{C1}$  et  $A_{C3}$ . Pour des aciers faiblement alliés contenant moins de 0,6% de carbone, elles peuvent être évaluées par les formules empiriques d'Andrews et d'Eldis-[BAR88].

**Andrews :**

- i)  $A_{C1}(^{\circ}C) = 727 - 10,7[\%Mn] - 16,9[\%Ni] + 29,1[\%Si] + 16,9[\%Cr] + 6,38[\%W] + 290[\%As]$
- ii)  $A_{C3}(^{\circ}C) = 912 - 203[\%C]^{0,5} - 30[\%Mn] - 15,2[\%Ni] + 44,7[\%Si] + 104[\%V] + 13,1[\%W] + 31,5[\%Mo]$

**Eldis :**

- iii)  $A_{C1}(^{\circ}C) = 712 - 17,8[\%Mn] - 19,1[\%Ni] + 20,1[\%Si] + 11,9[\%Cr] + 9,8[\%Mo]$
- iv)  $A_{C3}(^{\circ}C) = 871 - 254,4[\%C]^{0,5} - 14,2[\%Ni] + 51,7[\%Si]$

§Structure martensitique, 'α'', est une structure cubique centrée déformée et durcie par la présence d'éléments en sursaturation. Elle présente les propriétés suivantes :

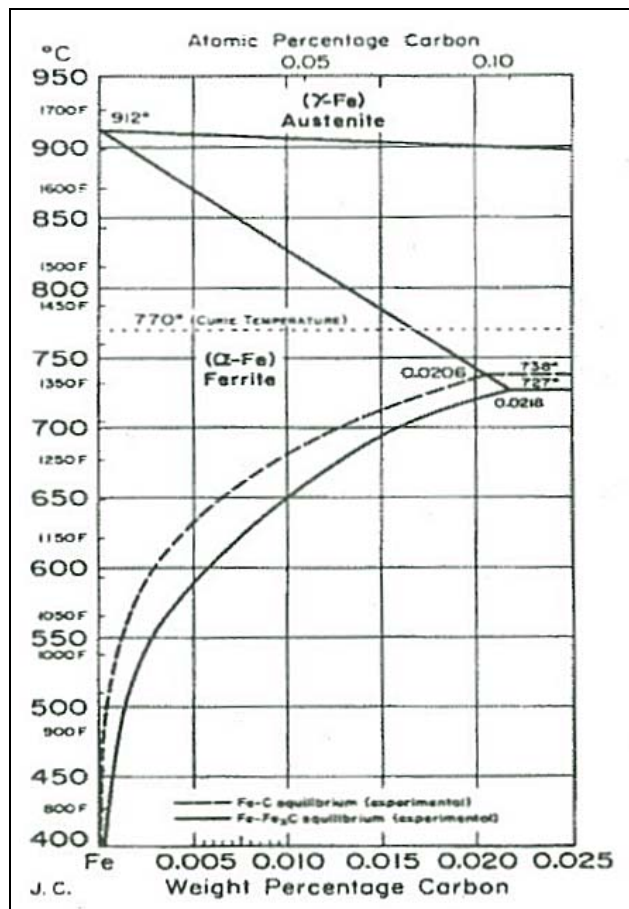
❶ dure et fragile, ❷ peu malléable et indéformable, ❸ magnétique.

Points de transformation austénitique des aciers :

**Tableau 1.1:** Températures de transformation calculées par les formules empiriques d'Andrews et d'Eldis pour les nuances dans le tableau 2.2

Rep.	Températures de transformation			
	i) $A_{C1}$	ii) $A_{C3}$	iii) $A_{C1}$	iv) $A_{C3}$
1	725	904	708	845
2	724	824	707	820
3	726	909	711	862
4	725	900	709	828

Notons que ces formulations ne prennent pas en compte la présence de Ti dans l'acier IF.



**Fig. 1.10:** Diagramme Fe-C de la transformation des phases d'acier bas carbone d'après-[GOU02, ou KUB82], Seul nous intéresse le diagramme d'équilibre métastable Fe-Fe<sub>3</sub>C

Selon le diagramme de Fe-C, nous estimons que les températures de transformation entre ZAT et métal de base sont respectivement 730°C et 600°C pour ES et pour IF.

### Microstructures Métallurgiques dans la Soudure :

La microstructure dans la ZAT entre l'acier IF et ES est nettement différente. La comparaison des microstructures d'un assemblage hétérogène met en évidence la variation des microstructures dans la ZAT., (§Fig. 1.11, 12, et 13).

La ZAT dans l'acier IF se caractérise typiquement par une zone de gros grains de ferrite apparue dans la zone de transition et une petite région de transformation austénitique. Contrairement à la ZAT de IF, la ZAT de ES montre des tailles des grains de ferrite plus fine et plus large dans la zone de transition. Ces différences



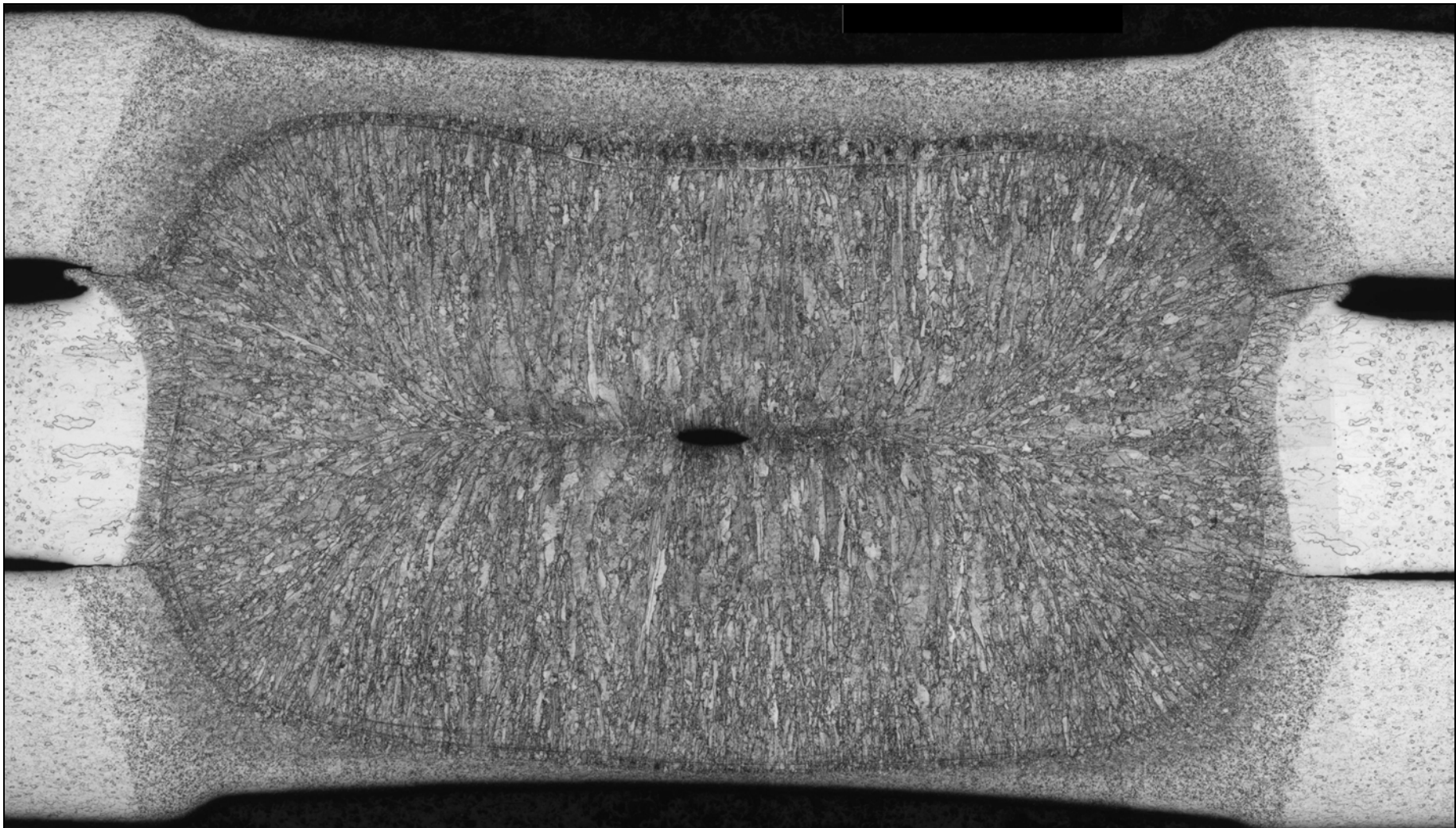
dans la ZAT sont dues à la différence des mécanismes de transformation métallurgique pendant les phases de chauffage et de refroidissement.

Pour l'acier IF, une seule phase de ferrite se forme dans une plage de températures entre ~600 et 860°C. Lorsque plus d'énergie thermique fournie à la soudure, (i.e. le temps de soudage plus long), le développement de la taille de ces grains est plus extensif.

De plus pour IF, on trouve que la zone de gros grains de ferrite est entourée par deux zones des grains plus fins. Une se trouve dans la région proche de la ligne de fusion et l'autre dans la région proche du métal de base. La croissance des grains de ferrite est réduite par une précipitation de la phase  $Fe_3C$  dans la région proche de métal de base. Le même mécanisme pour l'affinement de la taille des grains auprès de la ligne de fusion ; la présence de phases duplex austénitique/ferritique empêche cette croissance. La zone de ZAT de IF est largement dominée par la phase de ferrite de gros grain.

En cas de l'acier ES, il y a toujours deux phases présentes au cours du chauffage pour une température inférieure à celle austénitique. Cette deuxième phase, qui est, soit  $Fe_3C$ , ou soit la phase austénitique, agit comme une stabilisatrice, qui empêche la croissance de la taille des grains. L'austénite est observée dans la ZAT de gros grains dans ce cas. Différentes zones de la ZAT d'un assemblage de trois tôles est montrée sur la Fig. 1.12. Pour la microstructure de l'acier ES, on trouve la zone fondue, la région austénitique, la région partiellement austénitique, et enfin le métal de base.

La présence de phases martensitique et bainitique résiduelles explique alors la dureté importante dans la zone fondue. Un exemple d'une comparaison de la dureté de plusieurs nuances sur la Fig. 1.14 montre la variation de la dureté à travers la soudure due à la transition de microstructures dans cette zone. La dureté de la soudure d'acier ES est d'environ deux fois inférieure à celle apparue en cas d'acier TRIP.



**Fig. 1.11:** Comparaison des structures métallurgiques d'un assemblage de deux tôles de l'acier ES et d'une tôle de l'acier IF montrent les différentes zones tels que noyau, ZAT, et métal de base-[Configuration n° 39 dans le tableau 2.6, où les tôles supérieure et inférieure sont l'acier ES et la tôle intermédiaire est l'acier IF (Attaque Picral et  $\times 32$ )]

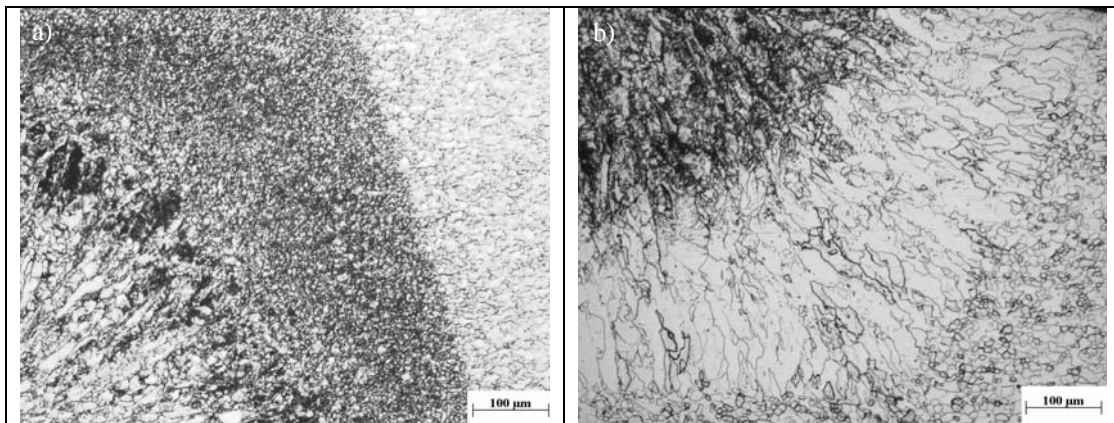


Fig. 1.12: Illustration de structures métallurgiques dans la ZAT a) Raffinement de taille des grains dans la zone dans la ZAT de l'acier ES, b) Phases ferrites allongées dans la ZAT de l'acier IF

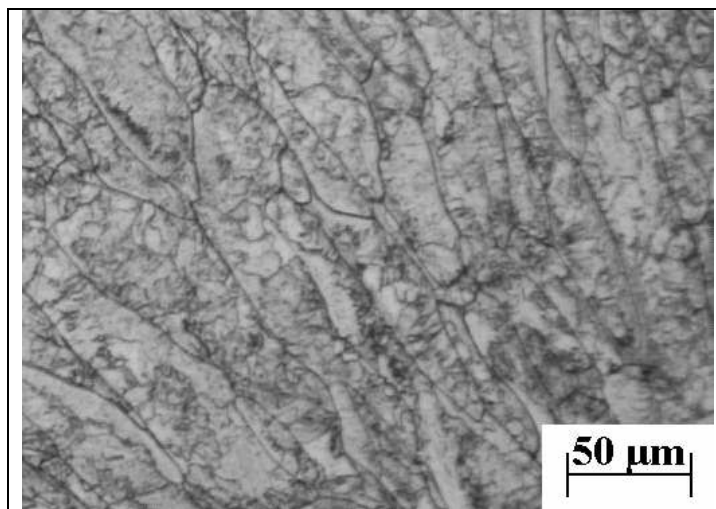


Fig. 1.13: Microstructures basaltiques ou colonnaires dans le noyau fondu

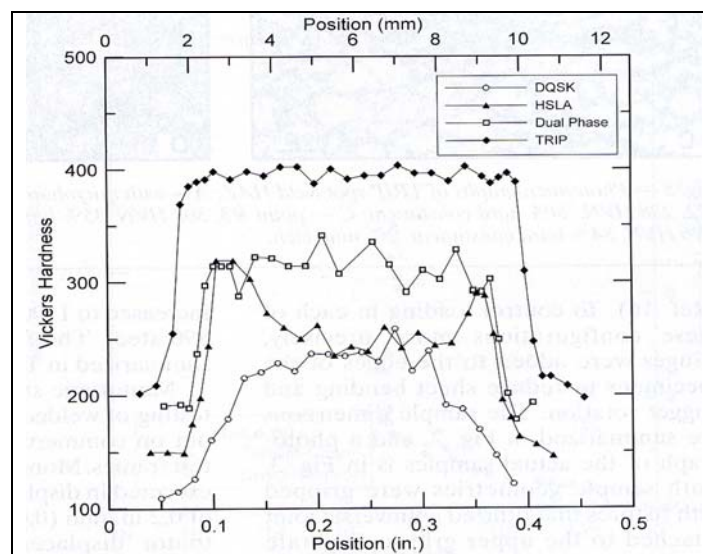


Fig. 1.14: Dureté à travers la soudure comparée pour différentes nuances-[RAT03]

## 1.5 Phénomènes Électriques dans le Procédé de Soudage Par Points :

Ce procédé de soudage sans métal d'apport met en œuvre l'effet Joule d'un courant de forte intensité, en quelques kA, traversant les pièces à assembler. Celles-ci sont maintenues au moyen de contact par des électrodes en cuivre qui exercent une pression de serrage et permettent le passage du courant. La chaleur produite par l'effet Joule s'exprime par la formule :

$$Q = \int RI^2 dt \quad [1.1]$$

où 'Q' est la quantité de chaleur générée, 'R' est la résistance électrique dynamique globale des pièces, 'I' est l'intensité de courant de soudage, et 't' est le temps de passage du courant.

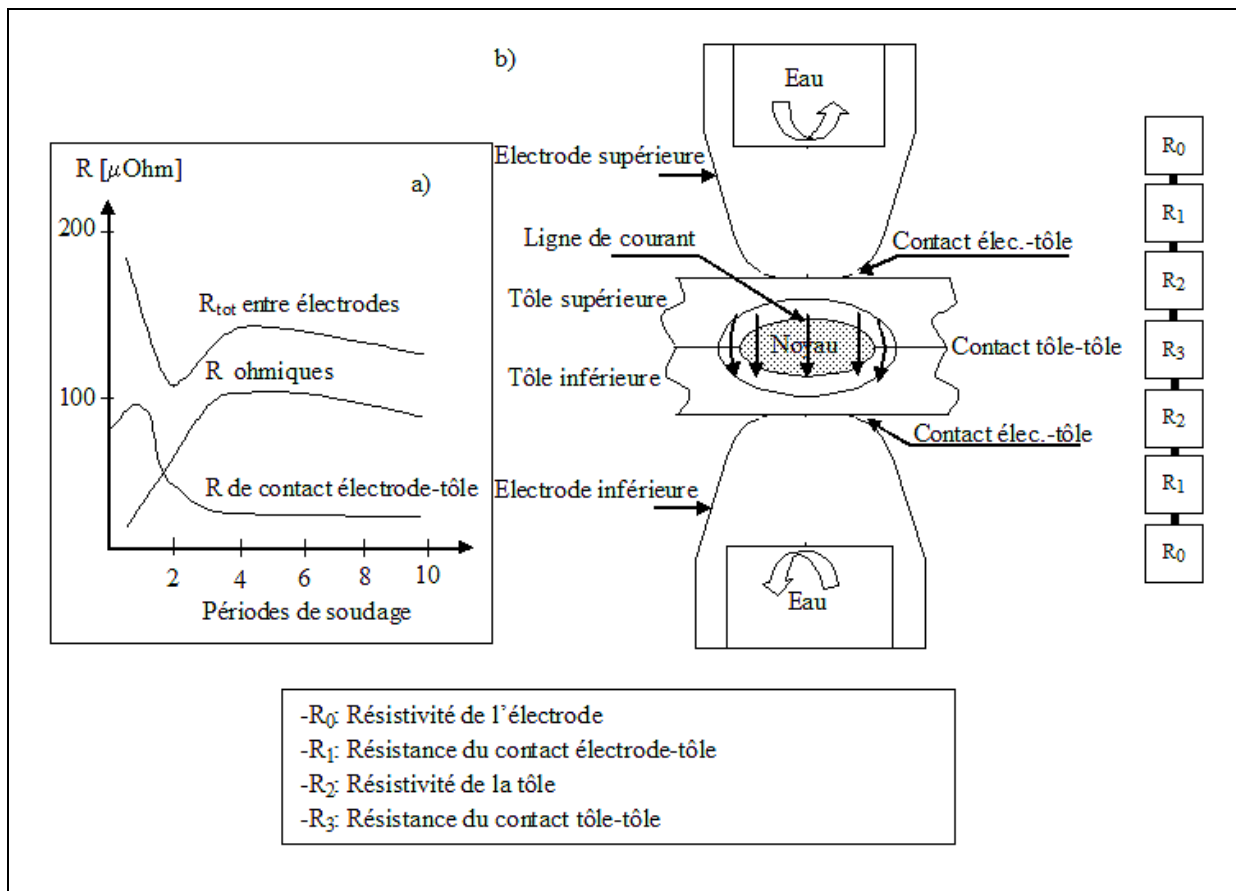


Fig. 1.15: Illustration des phénomènes électriques dans le procédé de soudage par points ; a) Evolution des résistances en cours de soudage d'un assemblage de tôles nues, b) Circuit électrique équivalent d'un assemblage de deux tôles nues

Pour une configuration de deux tôles nues, Fig. 1.15 présente une somme de résistances équivalentes en série. Au début de soudage, la résistance de contact est plus importante que les résistivités de l'acier et de l'électrode. Le mécanisme de la formation de la soudure lié au phénomène électrique est :

- ❖ la résistivité de l'acier augmente notablement en fonction de la température. Une formule décrite pour son évolution avec la température est : ' $\rho = \rho_0(1 + \alpha T)$ '. En général pour un acier, la résistivité augmente environ d'un facteur dix lorsque la température varie de 20 à 800°C.

- ❖ Contrairement à la résistivité de l'acier, la résistance de contact diminue avec la température. La résistance de contact dépend de trois facteurs pour un assemblage donné, tels que la température, la pression du contact, et l'état de la surface ou le type du revêtement.

La résistance en fonction du temps de soudage est schématisée sur la Fig. 1.15a en cas d'acier nu. L'analyse de l'évolution de ces résistances permet de mieux comprendre le mécanisme de la formation de la soudure. L'échauffement se produit en premier lieu à l'interface tôle/tôle. Le noyau est initié à l'interface tôle/tôle, et puis développé dans l'épaisseur par l'augmentation de la résistivité avec la température.

Dans le cas du soudage d'un assemblage de plus de deux tôles, on ajoute une résistivité massique pour la tôle et deux éléments de résistance pour la résistance de contact. Cependant pour un assemblage des tôles revêtues, la courbe sur la Fig. 1.15a se complique sensiblement car il faut tenir compte de la résistivité ohmique du revêtement jusqu'à sa température de la fusion. Il est donc difficile de décrire une tendance générale car certains revêtements ont une résistivité plus faible que celle de l'acier, (e.g. le revêtement métallique à base de zinc), et d'autres une résistivité plus élevée, (e.g. le revêtement organique).

Il s'agit de différents effets électriques, (§Fig. 1.16), qu'on peut envisager dans une opération de soudage par point comme :

- ❖ Effet Peltier
- ❖ Effet Thomson
- ❖ Effet de peau

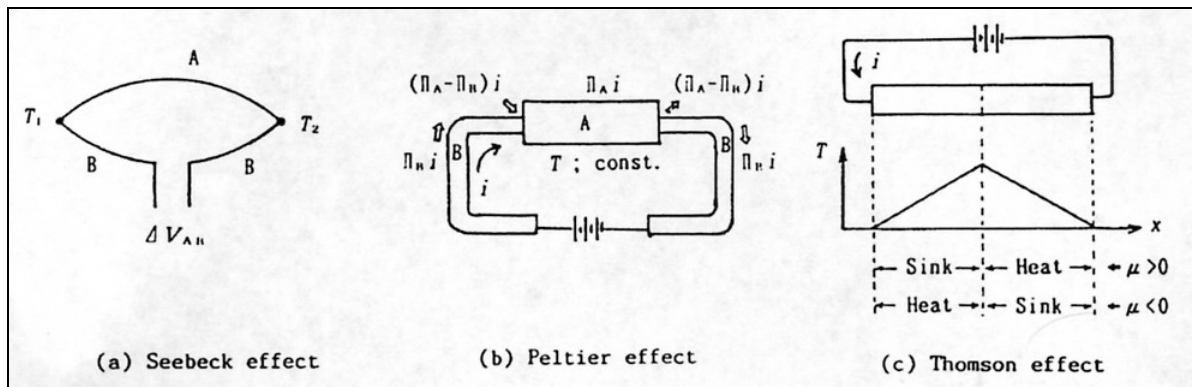


Fig. 1.16: Illustration schématisée des effets thermoélectriques, a) Effet Seebeck, b) Effet Peltier, et c) Effet Thomson

Cependant, nous présentons d'abord l'effet Seebeck afin de déterminer la puissance thermoélectrique absolue du métal.

**Effet Seebeck :**

En 1823, T. J. Seebeck découvrit qu'une tension se développe par le gradient de température entre deux connexions de deux métaux homogène ou dissimilaire. La tension engendrée par la gradient thermique s'écrite :

$$\Delta V_{AB} = S_{AB}(T_1 - T_2) \tag{1.2}$$

$$S_{AB} = S_A - S_B \tag{1.3}$$

où 'S<sub>A</sub>', 'S<sub>B</sub>' sont respectivement la puissance thermoélectrique absolue des métaux 'A' et 'B'.

**Effet Peltier :**

Ce phénomène thermoélectrique se produit lorsque le courant passe une interface de deux différents métaux. La puissance thermoélectrique produite à cette interface est :

$$\dot{Q}_B = \pi_{AB} i \tag{1.4}$$

où le coefficient de Peltier 'π<sub>AB</sub>' est : π<sub>AB</sub> = T(S<sub>A</sub> - S<sub>B</sub>)

Ce coefficient dépend fortement des caractéristiques physiques de métaux en contact 'A' et 'B'.

Pour le soudage par point, l'effet Peltier n'apparaît qu'à l'interface électrode/tôle en cas d'un assemblage homogène, et la puissance thermique se produit à une interface et s'absorbe à une autre. Le coefficient de Peltier à l'interface électrode/tôle peut être exprimé en fonction de la température-[DUP00] :

$$\pi_{Fe/Cu} (mV) = -1,41.e^{-7}.T^3 + 1,45e^{-4}.T^2 - 1,67e^{-2}.T - 3,08$$

où ‘T’ est la température absolue.

### Effet Thomson :

W. Thomson (ou Lord Kelvin) a établi l’effet Thomson après une étude sur les effets Seebeck et Peltier. Ce phénomène thermoélectrique est engendré par le gradient thermique dans le métal. L’absorption réversible et l’évolution de chaleur sont :

$$\dot{Q}_A = \mu_A.i.\frac{dT}{dx} \tag{1.5}$$

$$S_A = \int_0^T \frac{\mu_A}{T}dT \text{ où } \mu_A = T.\frac{dS_A}{dT} \tag{1.6}$$

Si le courant passe du coté basse température au coté haute température, le coefficient de Thomson : ‘ $\mu_A$ ’ est donc *positif* et l’absorption de chaleur se produit dans cette zone.

Un exemple de la combinaison des effets Peltier et Thomson à une condition isotherme en régime permanent est présenté par Le Pr. Matsuyama sur la Fig.1.17-[MAT02-1].

### Effet de Peau :

L’effet de peau est lié à la distribution non uniforme des lignes de courant sur un conducteur cylindrique produite par la pulsation (‘ $\omega$ ’ en ‘ $s^{-1}$ ’) du *courant alternatif*. Les lignes de courant sont concentrées vers la périphérie de conducteur, donc un échauffement local dans cette zone. La profondeur de peau (‘ $\delta$ ’) peut être exprimée en termes de deux caractéristiques électromagnétiques du conducteur, qui sont la conductivité électrique (‘ $\sigma$ ’ en 1/Ohm.m) et la perméabilité magnétique (‘ $\mu$ ’ [terme ( $\mu_r.\mu_0$ )] en H/m). Pour un conducteur *cylindrique uniforme*, la profondeur de peau est calculée par :

$$\delta = \sqrt{\frac{2}{\omega.\mu_r.\mu_0.\sigma(T)}} \tag{1.7}$$

Où la perméabilité magnétique à vide :  $\mu_0 = 4\pi.10^{-7}$  H/m.

Pour un cylindre de cuivre ou d’acier, la profondeur diminue lorsque la fréquence est plus élevée- [[THI92], [HAU88]]. L’influence de la température sur la profondeur de peau en régime permanent est reportée dans le tableau 1.2.

**Tableau 1.2:** Profondeur de peau calculée à 50Hz en fonction de la température

Cu [ $\mu_r=1$ ]			Acier			Remarque
T(°C)	$\sigma$ [1/Ohm.m]	$\delta$ [mm]	$\sigma$ [1/Ohm.m]	$\mu_r$	$\delta$ [mm]	
20	$60.10^6$	9,2	$10.10^6$	200	1,6	Ferromagnétique
400	$24.10^6$	14,5	$23.10^5$	200	3,2	„
800	$13.10^6$	19,7	$9,6.10^5$	1	72	Paramagnétique

La profondeur de peau calculée pour un corps cylindrique, (§Tableau 1.2), montre que la profondeur de peau augmente avec la température. Dans le cas du cuivre, et à la fréquence de 50Hz, la profondeur de peau est d’environ 9-mm.-[EAG92]. Celle-ci est supérieure au rayon d’électrode, qui est l’ordre de 3 ou 4-mm. *Donc l’effet de peau est négligeable en cas d’une électrode pour toutes températures.*

Cependant, l’effet de peau n’est pas facile de déterminer dans l’assemblage, car la soudure n’est plus en géométrie cylindrique, et la taille de la soudure varie en cours de soudage. De plus, le procédé de soudage n’est pas en régime permanent, et isotherme.

Un exemple d'un cylindre d'acier montre que la profondeur de peau est l'ordre de 1,6-mm à froid. Celle-ci ne semble pas négligeable. Mais à partir d'une température élevée, (e.g.  $T > 800^{\circ}\text{C}$ ), l'effet de peau disparaît complètement. Cet effet est peu connu et délicat à prouver, particulièrement dans le régime transitoire électrothermique pendant le soudage.

En conclusion, les effets électriques combinés entre effets Thomson et Peltier pourraient jouer un rôle sur la formation du noyau déporté vers l'une des électrodes en cas de courant continu, (i.e. il s'agit de l'effet de la polarisation). L'effet de la polarisation semble avantageux et pourrait permettre d'obtenir plus de pénétration dans l'épaisseur de la tôle fine dans le cas du soudage d'un assemblage critique-[MAT02-1]. Mais, ce mécanisme aléatoire de la formation du noyau de façon préférentielle vers une électrode est difficile à maîtriser lorsqu'on change les paramètres de soudage. Il n'est pas donc fiable ou suffisant pour garantir le diamètre acceptable du noyau.

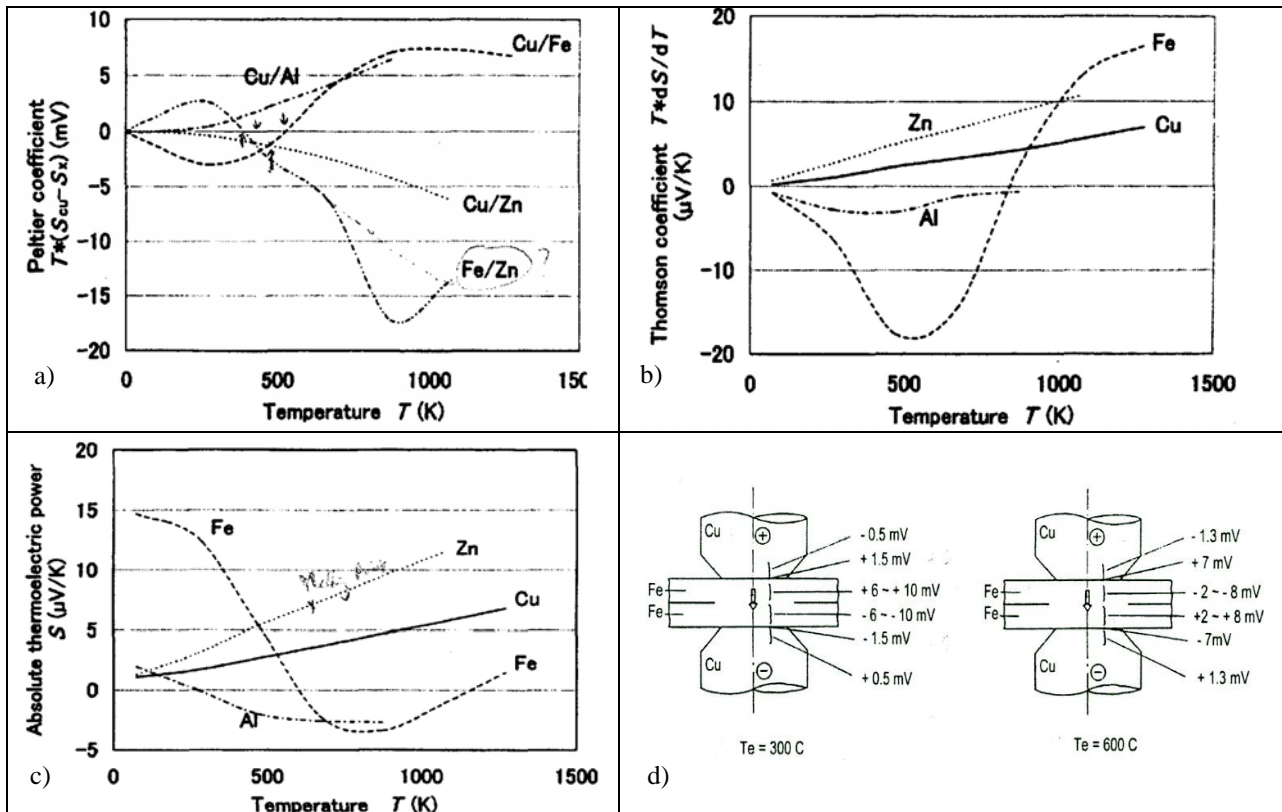


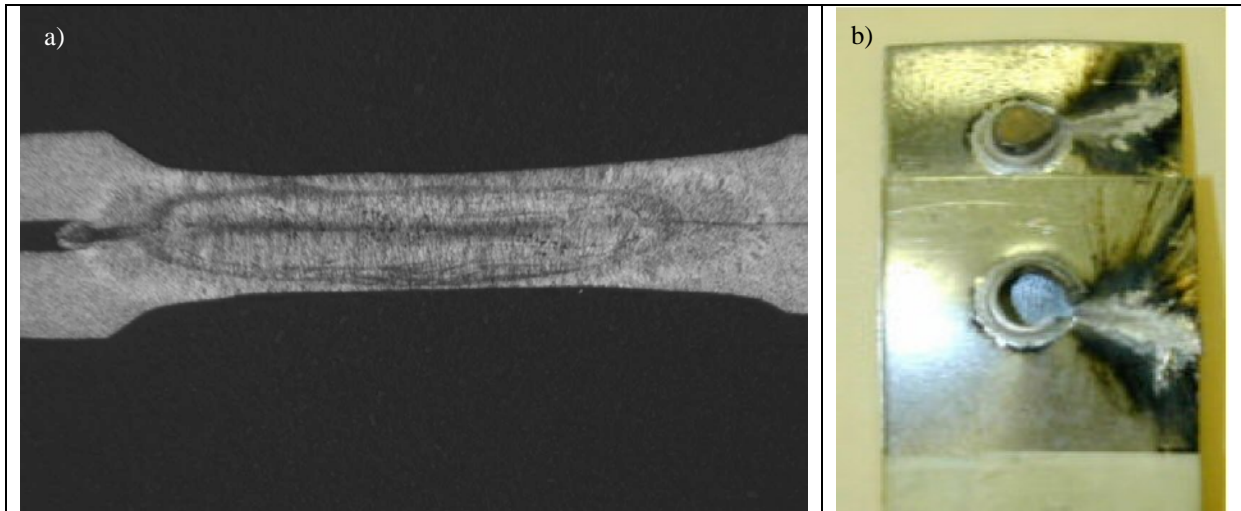
Fig. 1.17: Coefficients des effets thermoélectriques d'après-[MAT02-1] a) Coefficient de Peltier en fonction de la température pour différents types de contact entre deux métaux, b) Coefficient de Thomson des matériaux métalliques, c) Puissance thermoélectrique absolue en fonction de la température, et d) Evaluation de la tension engendrée par les effets Peltier et Thomson dans l'assemblage de tôle nue à condition isotherme.

## 1.6 Expulsion :

### Introduction :

L'expulsion est un phénomène fréquemment observé dans le procédé de soudage par points. L'expulsion montre un effet sévère sur la qualité du point, particulièrement la diminution de la taille du noyau à cause de l'éjection de métal fondu à l'interface tôle/tôle. L'usage de fortes intensités et de courte durée pourrait être une des causes principales pour l'origine de l'expulsion,-[SEN04]. Puisqu'une expulsion est le produit d'une énergie excessive fournie à la soudure.

Cependant, il est commode dans la pratique de souder avec une forte intensité, «overwelding», ou avec les paramètres en haut du domaine de soudabilité, et parfois au dessus du domaine. Cette pratique est pour obtenir la taille du noyau assurée et suffisamment grande. Elle rassure l'utilisateur, malgré la présence d'une discontinuité dans la soudure et une forte indentation d'électrode sur la surface des tôles. L'expulsion est donc l'indicatrice qui assure la taille maximale du point soudé. Pour l'acier, une expulsion peut être interprétée par l'observation des signaux de soudage.

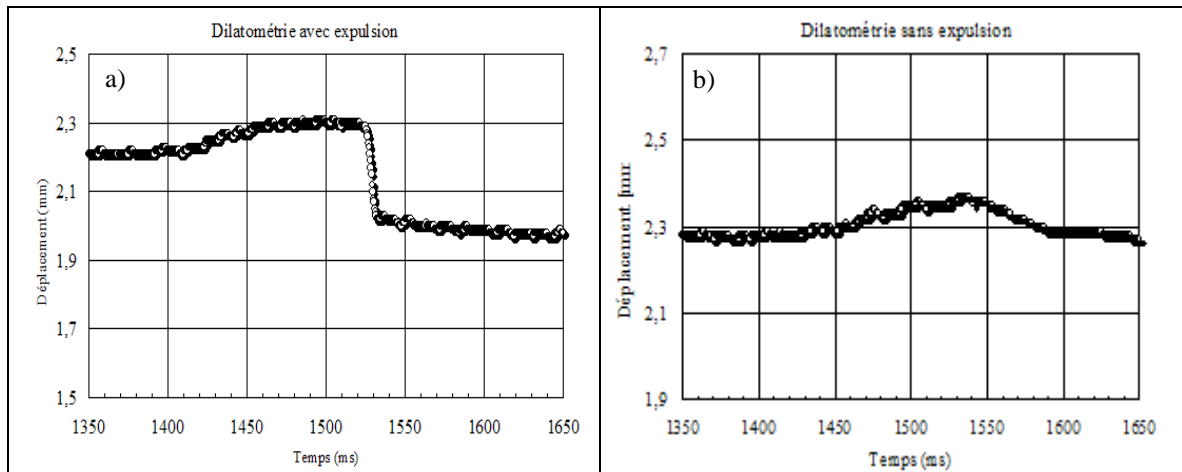


**Fig. 1.18:** Expulsion à cause d'une forte intensité dans l'assemblage homogène d'acier IF de 0,8-mm d'épaisseur, a) Macrophotographie d'un échantillon avec l'expulsion à l'interface tôle/tôle (e.g. Haut du domaine de soudabilité), et b) Déboutonnage d'un coupon montre une expulsion forte éjectée à l'interface tôle/tôle

Cependant, l'expulsion est à éviter comme dans le procédé mixte soudage/collage, « weld-bonding ». Car la tenue mécanique de la couche d'adhésif pourrait être dégradée par la chaleur excessive générée par l'expulsion. Il serait donc nécessaire de réduire ou de minimiser l'expulsion dans ce cas.

Les paramètres engendrant l'expulsion sont :

- ❖ l'effort,
- ❖ l'intensité,
- ❖ le mauvais alignement des électrodes.



**Fig. 1.19:** Signaux typiques du déplacement relatif entre les électrodes dans le cas du soudage d'acier bas carbone, a) Une expulsion est détectée par la chute brutale du déplacement d'électrode avant la fin de soudage, et b) Courbe du déplacement d'électrode sans expulsion, (i.e. il s'agit d'une dilatation thermique pendant le soudage)

Les signaux de déplacement d'électrode représentant un soudage avec, et sans l'expulsion sont sur la Fig. 1.19. Lorsqu'une expulsion apparaît, la chute brutale du signal d'effort ou de déplacement d'électrode est observée. Fig. 1.19a montre une expulsion apparaît juste avant la fin de soudage. Dans le cas du soudage sans expulsion, on trouve que la dilatation thermique ou le déplacement d'électrode évolue et atteint une valeur maximale à la fin de soudage, et puis il diminue pendant la phase de maintien.

L'expulsion peut être observée ou détectée sur les courbes de résistance dynamique globale-[DIC80], par la méthode d'émission acoustique-[[VAH81], [ROB02]], par le déplacement d'électrode en cours de soudage-[[KIL94], [HAO96-1]], ou par l'observation des signaux électriques-[HAO96-2].



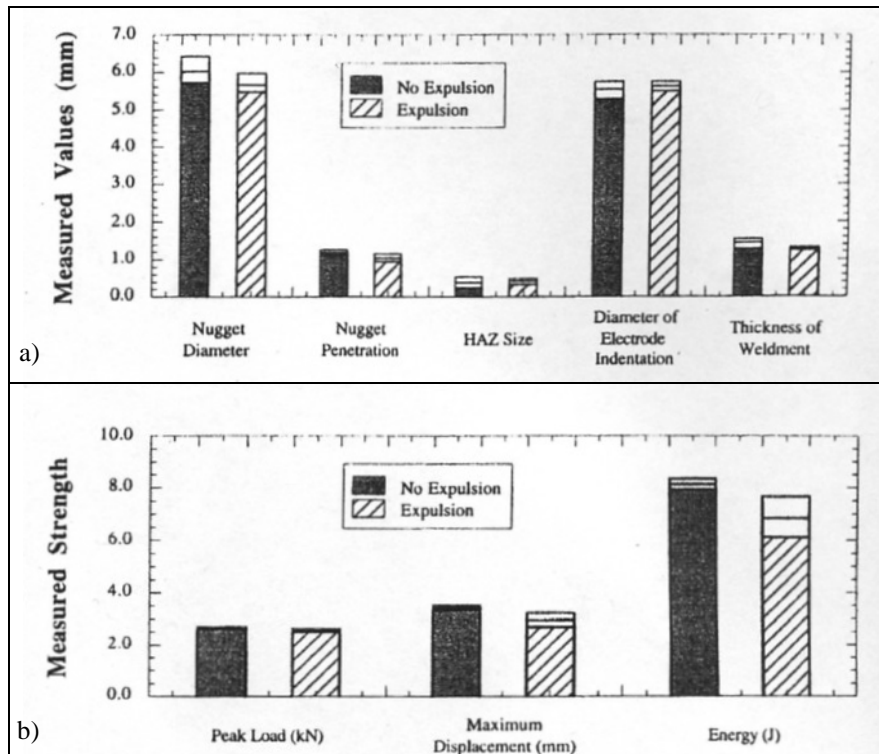


Fig. 1.20: Mesures géométriques des échantillons avec et sans l'expulsion d'un assemblage d'acier AKDQ galvanisé, a) Comparaison des géométries du noyau et de la ZAT, et b) Comparaison de la tenue mécanique traction/cisaillement-[ZHA99]

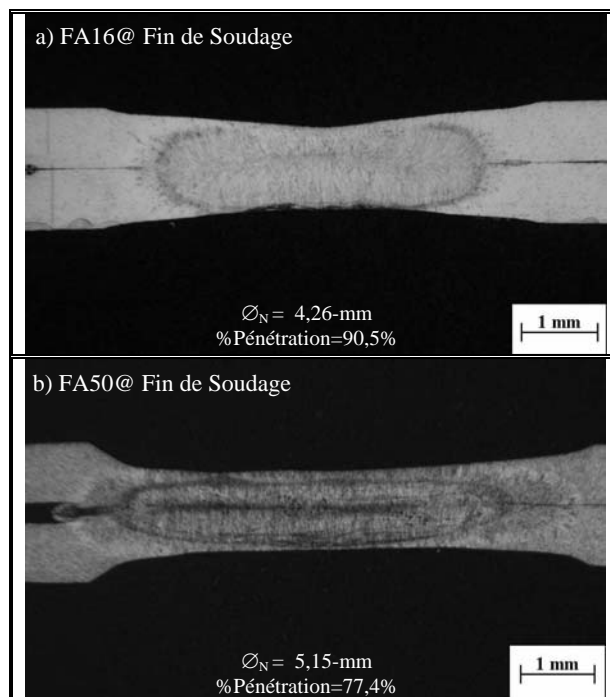


Fig. 1.21: Expulsions typiques observées dans une configuration des tôles IF de 0,8-mm d'épaisseur, a) Expulsion prématurée apparue avant la fin de soudage, et b) Expulsion engendrée par une forte intensité, par conséquent la taille de noyau est nettement petite et l'indentation importante

Certaines techniques non destructives proposées dans la bibliographie pour détecter l'expulsion sont coûteuses et ne conviennent pas pour une ligne de production, (e.g. la technique d'émission acoustique). Une méthode simple comme l'observation des signaux électriques est encore acceptable. Elle permet une adaptation des paramètres pour la prochaine soudure après une expulsion détectée.

### **Influence de l'Expulsion :**

En ce qui concerne la qualité d'une soudure, il s'agit bien de la géométrie acceptable (§Fig. 1.20a), et de la tenue mécanique d'un point soudé (§Fig. 1.20b). En haut du domaine de soudabilité, l'expulsion réduit la taille du noyau, de la ZAT, et la hauteur de la zone fondue.

Les résultats d'essais mécaniques traction/cisaillement montrent que la charge maximale du point expulsé est légèrement inférieure à celle du point non expulsé. Aussi, l'expulsion tend à réduire le déplacement maximal avant la rupture, et par conséquent une réduction de l'énergie absorbée dans la déformation.

En conclusion, on peut constater que l'expulsion en haut du domaine de soudabilité n'a pas un impact significatif sur la géométrie de la soudure, (§Fig. 1.20a). L'effet de l'expulsion est plus notable pour la tenue mécanique du point, en particulier l'énergie de déformation absorbée (§Fig. 1.20b).

L'observation microscopique d'échantillons sans et avec l'expulsion montre des assez semblables microstructures dans la ZAT et dans le noyau. Les différences géométriques sont la hauteur réduite dans l'assemblage expulsé à cause de l'éjection de métal fondu vers l'extérieur du noyau, et l'écartement important aux bords de l'assemblage.

Dans cette étude, nous avons détecté deux types de l'expulsion :

- ❖ l'expulsion prématurée,
- ❖ l'expulsion en haut du domaine

L'expulsion prématurée est plus défavorable que celle en haut du domaine, car elle ne donne pas généralement une taille de noyau suffisamment grande.

L'expulsion au-delà du haut du domaine donne une diminution du diamètre du noyau, qui est de 5,15-mm sur la Fig. 1.20b.

## **1.7 Etat de l'Art de la Simulation Numérique de Soudage par Points :**

Dans ce paragraphe, nous présentons la chronologie du développement des modèles numériques pour le procédé de soudage par points. Il s'agit donc de modèles électrothermiques aux différences finies et aux éléments finis.

### **Établissement d'un Modèle par la Méthode aux Différences Finies :**

En 1961, Greenwood-[GRE61] a développé le premier modèle numérique du procédé de soudage par point afin d'étudier l'histoire thermique et la formation de la taille du noyau fondu, et de la ZAT.

Rice *et al.* [RIC67] ont établi un modèle aux différences finies pour étudier l'histoire thermique en examinant l'influence de la pulsation sur la formation de noyau pour l'assemblage des tôles de nickel, de kovar, et d'inox. Les données physiques de la tôle étaient en fonction de la température. Une relation empirique entre la résistance de contact tôle/tôle et la température a été proposée dans ce travail.

Les chercheurs japonais-[YAM70] ont également étudié la formation de noyau et constaté que la variation de la taille de contact tôle/tôle pendant le soudage pourrait jouer un rôle sur la formation du noyau, La prise en compte de celle-ci permettrait d'avoir une bonne validation entre modèle et expérience.

Houchen *et al.*-[HOU77] ont étudié l'histoire thermique et la température à l'interface d'électrode/tôle. Les données thermiques étaient fonction de la température. Cette étude montre l'impact de la température de l'eau de refroidissement. Plus la température de l'eau de refroidissement augmente, plus la température à l'interface électrode/tôle est élevée, par conséquent la dégradation de l'électrode est importante. La température maximale à l'interface électrode/tôle est l'ordre de 700°C. La température de l'eau de refroidissement varie entre 25 et 100°C.

Kaiser *et al.*-[KAI82] ont employé une approche similaire à celle de Rice-[RIC67] pour évaluer la résistance de contact. Les tôles nues d'acier HSLA et d'acier bas carbone ont été utilisées dans un assemblage hétérogène étudié. Les résultats montrent que le chauffage est plus rapide dans la tôle d'acier HSLA que dans celle d'acier bas carbone. Il s'agit donc du rôle de la résistivité électrique et de la conductivité thermique de l'acier.

Une étude analytique et expérimentale utilisant un modèle aux différences finies a été effectuée par Gould-[GOU87], (§Fig.1-22). Les propriétés thermoélectriques et la résistivité sont fonction de la température. A cause de l'indisponibilité de la résistance de contact, Gould a postulé une relation simplifiée entre la résistance de contact et la température. La résistance statique de contact a été considérée comme valeur initiale de

la résistance à froid et celle-ci diminue linéairement avec la température, et devient nulle à la température de fusion, (§Fig. 1.25).

Basée sur cette hypothèse de la résistance, la validation montre un écart significatif entre modèle et expérience pour le développement du noyau. Le modèle de la résistance de contact et son évolution semblent avoir une influence sur le développement du noyau. Pour compenser la convection forcée dans la zone fondue, la conductivité thermique de l'état liquide a été estimée sept fois plus grande que celle connue à froid.

Wei *et al.* [WEI90] ont adopté le modèle de Gould [GOU87] pour étudier la génération de chaleur par effet Joule. Compte tenu de la chaleur latente due à la transformation de phase, les résultats montrent un bon accord pour la pénétration et la géométrie de noyau comparées avec l'expérience.

Wei-[WEI91] a approfondi cette étude concentrant sur la caractéristique de la zone pâteuse avec un modèle développé par Bennon-[BEN87]. Ce modèle prend en compte les phénomènes de transport de la chaleur et de la masse pour la transformation de phase binaire solide/liquide. De plus, la convection forcée dans la zone fondue par la force électromagnétique a été étudiée par un modèle numérique. Wei a constaté que la vitesse de la convection dans le noyau fondu est faible et inférieure à 5mm/s. La condition en bas du domaine de soudabilité a été prise, et la résistance de contact a été supposée constante dans cette étude.

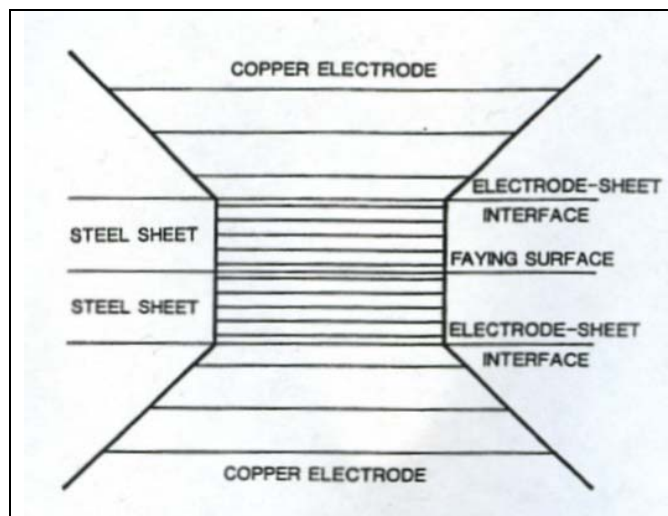


Fig. 1.22: Un modèle électrothermique aux différences finies en 1-D développé par Gould [GOU87], [GOU94-1]

Pour aborder les phénomènes de transfert de chaleur et l'histoire thermique en cours de soudage, Alcini-[ALC90] a fait une mesure de la température dans la zone fondue et dans la ZAT. Dans cette expérience, il a constaté que la température dans le noyau est uniforme et la convection dans le noyau est due à la force électromagnétique.

Chang *et al.*-[CHA90] ont étudié l'effet shunt en fonction de la distance de séparation entre deux points soudés voisins. La partie expérimentale indique que l'effet de la distance de shunt sur le développement du noyau est plus significatif au début de soudage. La comparaison de diamètre du noyau entre le modèle et l'expérience montre un écart, particulièrement au début du soudage. Un modèle de la résistance de contact été proposée en fonction de la dureté aux interfaces et de la pression.

En 1995, une étude pour l'effet shunt dans l'aluminium a été effectuée par Browne *et al.*, [BRO95-1, et BRO95-2]. Une optimisation en fixant la taille de contact a été employée. Selon cette étude, Browne a indiqué que la résistance de contact tôle/tôle joue un rôle sur la formation du noyau. Pour l'effet shunt, une valeur optimisée de la résistance de contact tôle/tôle permettrait d'obtenir une bonne validation du développement du noyau.

La plupart des modèles aux différences finies ont été employés afin de simuler les caractéristiques électrothermiques. Ils permettent donc de comprendre le mécanisme interne de phénomènes, tels que la formation du noyau, et les histoires thermiques dans l'assemblage et dans les électrodes. Cependant, il n'est possible qu'en cas de la modélisation d'un point soudé avec l'électrode à face plate. Les propriétés physiques peuvent être introduites en fonction de la température, (e.g. le modèle de Gould-[GOU87] a pris en compte de la chaleur latente).

Cependant, les modèles aux différences finies ont leur limite, car ils ne permettent pas de traiter le problème avec la géométrie complexe comme l'électrode à face courbée. La taille de contact doit être fixée et une valeur optimisée de la résistance est nécessaire pour obtenir une bonne validation. D'une part, l'analyse thermomécanique utilisant le modèle découplé où couplé n'était jamais traitée par les modèles aux différences

finies. Il est à noter que le découplage ou le couplage avec le calcul thermomécanique pour étudier les aspects mécaniques de l'assemblage tels que la contrainte résiduelle, et la déformation des pièces.

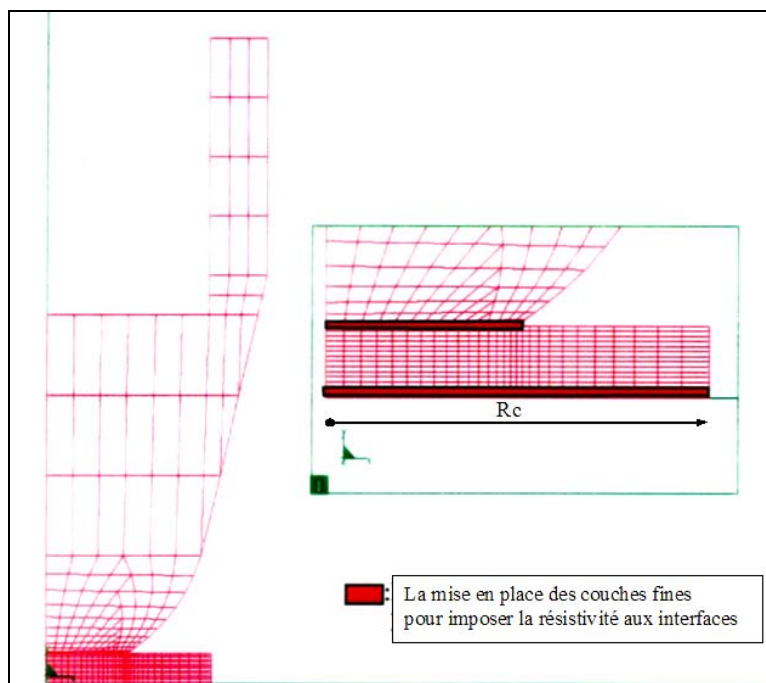
Autre part, la condition aux limites n'est imposée que pour simuler l'écoulement de flux thermique et électrique dans la direction axiale de l'assemblage. Il s'agit donc d'un modèle électrothermique en 1-dimension, puisque la chaleur se transfère selon une direction, i.e. vers les électrodes. De plus, ce modèle ne permet pas de traiter le cas d'un assemblage épais, car une quantité de chaleur est évacuée aussi dans la direction radiale de la tôle.

### **Établissement d'un Modèle par la Méthode aux Éléments Finis :**

En 1984 et pour la première fois, un modèle aux éléments finis utilisant le code commercial ANSYS-[NIE84] a été construit afin de simuler le procédé de soudage par point. Ce modèle découplé entre électrothermique et thermomécanique a un but pour d'étudier la histoire thermique dans l'assemblage, la cinétique de la formation de noyau, et la pression de contact entre interfaces tôle/tôle et électrode/tôle. Ce modèle d'une géométrie réduite à un quart axisymétrique compose la géométrie d'électrode supérieure et de la tôle supérieure. Les propriétés physiques de la tôle sont en fonction de la température. Le noyau obtenu par ce modèle est de forme elliptique. La variation de la résistance de contact, la dégradation d'électrode, et l'effet shunt n'étaient pas considérés dans cette étude.

Dickinson *et al.*-[DIC90] ont construit un modèle couplé avec le code ANSYS pour étudier la formation de noyau dans l'assemblage hétérogène des tôles d'acier Inox347 et d'acier AISI1045. Les résultats d'analyse montrent que le noyau et la zone chaude se forment initialement en géométrie toroïdale à l'interface tôle/tôle, et puis elles développent progressivement dans la direction radiale de l'assemblage. De plus en cas d'un assemblage de tôle de différentes épaisseurs, le noyau se forme principalement dans la tôle la plus épaisse dû à plus longue distance de parcours pour le flux de courant. Pour un assemblage hétérogène de tôles de métaux différents, Dickinson indique que la taille du noyau est plus grande dans la tôle, dont la conductivité thermique la plus faible.

En 1991, Tsai *et al.*-[TSA91] ont présenté une méthodologie généralisée et complète pour une validation concernant plusieurs aspects du procédé. Ces aspects sont l'histoire thermique, la distribution de contrainte résiduelles, la validation de potentiel entre deux électrodes, et le déplacement total d'électrode. L'assemblage est un modèle axisymétrique avec des électrodes à face plate. Les caractéristiques électriques, thermiques et mécaniques de la tôle et de l'électrode sont fonction de la température. La validation est concentrée sur la taille finale et la pénétration de noyau.



**Fig. 1.23:** Modèle électrothermique du CRDM représentant un quart modèle axisymétrique avec couches supplémentaires de la résistance de contact imposées aux interfaces

Par d'ailleurs, Tsai a proposé un modèle de contact basé sur celui de Holm-[HOL67]. Ce modèle suppose que la résistance de contact varie comme l'inverse de la racine carrée de la limite élastique moyenne de deux matériaux en contact.

En 1992, un premier travail sur l'investigation et la mesure de la résistance électrique de contact a été réalisé-[VOG92]. Vogler a étudié et simulé le procédé de soudage par point par un modèle aux éléments finis utilisant le code ABAQUS™. L'assemblage, et les électrodes étaient modélisés en ne considérant qu'un quart de l'assemblage homogène. L'électrode à face plate a été utilisée pour étudier les caractéristiques thermiques en cas d'assemblage des tôles nues et revêtues d'aciers HSLA et AISI1008. La résistance électrique de contact en fonction de la température obtenue par l'essai est introduite au modèle. La mise en évidence de caractéristiques de la résistance de contact comme l'effet d'hystérésis dû à la pression et à la température est présentée dans la thèse de Vogler. Sans couplage avec le calcul mécanique, la taille de contact doit être fixée à l'interface tôle/tôle. La détermination du rayon, (e.g. 'r<sub>c</sub>' sur la Fig. 1.23), de contact dans ce cas se fait par un calcul mécanique à froid. Le diamètre de contact obtenu à l'interface tôle/tôle est d'environ 120% du diamètre d'électrode dans le cas d'un assemblage de tôle fine. Cependant, les influences de données physiques de la tôle sur différents aspects thermiques n'ont pas été étudiées.

C'était également en 1992, une thèse de simulation numérique de soudage par points a été effectuée au CRDM, Sollac Atlantique, par Thièblemont-[THI92]. Ce travail but d'étudier les caractéristiques thermiques et électriques dans l'assemblage des tôles d'acier bas carbone avec le code aux éléments finis français Sysweld™. Un modèle axisymétrique et le calcul électrothermique étaient établis. Sans éléments de contact électrothermique, les couches supplémentaires de résistivité ont été construites et mises en place aux interfaces électrode/tôle et tôle/tôle, (§Fig.1.23). Une technique de mesure de la résistance de contact a été proposée dans cette thèse. Les résultats montrent l'importance de la taille de contact imposée à l'interface.

Sans couplage avec le calcul mécanique, l'optimisation de la taille de contact est nécessaire pour avoir la bonne taille finale de noyau ainsi que la ZAT. En outre, l'usage de ce modèle n'est possible qu'en cas d'électrode à face plate, car la taille de contact électrode/tôle peut être fixée-[DON98], [SRI01]}.

Utilisant la taille de contact obtenue d'un calcul mécanique à froid, Pr. Matsuyama-[MAT96] conclut que la résistance de contact n'étant pas déterminante pour la formation du noyau. Une optimisation de la taille de contact à l'interface tôle/tôle est suffisante et permet de obtenir la bonne taille finale du noyau. Cependant, cet auteur n'a validé qu'un cas de l'assemblage.

Na *et al.*,-[NA96] ont étudié l'effet de l'effort sur la formation de noyau, et sur la résistance de contact. Pour ce faire, les micro-aspérités sont assimilées par la mise en place d'élément 1-D à l'interface. Un modèle de la résistance de contact est analytiquement déterminé par la méthode « Conformal Mapping » pour la prise en compte de l'influence de la pression. C'est un modèle, qui décrit particulièrement la relation entre la résistance de contact et l'effort de soudage. Les résultats validés sont la taille et la forme du noyau en fonction de l'effort. Prof. Na a proposé une approche simplifiée pour la résistance de contact basée sur une hypothèse concernant l'écrasement des aspérités sous la pression.

Une étude électrothermique avec un modèle 3-D a été réalisée par Huh *et al.* [HUH97] pour étudier l'influence des électrodes à face plate de forme elliptique. Dans cette application particulière, le modèle aux éléments finis permet d'optimiser une relation entre la forme appropriée d'électrode et la forme du noyau. La chaleur latente due à la transformation de phase et la dépendance de la température pour des données physiques de la tôle et de l'électrode ont été prises en compte dans cette étude.

La plupart des modèles aux éléments finis dans la littérature sont pour modéliser un assemblage de tôles nues à cause d'un manque de données de résistance de contact de la tôle revêtue. Pour la tôle nue, les modèles empiriques de la résistance de contact sont basés essentiellement sur le comportement élastoplastique pour l'écrasement des aspérités, {[HOL67], [BRO95-1&2], [MUR97], [KHA99], et [BAB01]}. Pour la tôle revêtue, il n'y a pas encore un modèle empirique pour prédire la résistance de contact en fonction de la température et de la pression.

Un cas est étudié pour l'assemblage de tôles revêtues organiques-[CHE94], mais Chen *et al.* néglige la résistance de contact de la couche organique dans la simulation. L'influence de la résistance de contact sur les histoires thermiques a été étudiée dans ce travail.

Récemment, les modèles de Edison Welding Institute (EWI)-[LI97-3], de Oak Ridge National Laboratory (ORNL)-[BAB98], et de Battelle Memorial Institute (BMI)-[SUN99] ont pour but d'étudier des phases métallurgiques résiduelles dans l'assemblage de tôle haute résistance. Ces chercheurs intègrent le module thermométallurgique à leurs modèles pour décrire la transformation de phase par un diagramme transformation en refroidissement continu-TRC. Ce diagramme permet de décrire les proportions de phases finales et plages de transformation en fonction de la cinétique thermique pendant le refroidissement.

## 1.8 Etudes Bibliographiques des Influences des Propriétés Physiques :

### Introduction :

Dans ce paragraphe, nous étudions les aspects concernant la modélisation d'un point soudé. Ces aspects de modélisation sont :

- ❖ l'influence des données entrées,
- ❖ l'influence de la géométrie et de la dégradation de l'électrode,
- ❖ les modèles pour prédire l'expulsion,
- ❖ la modélisation de l'effet shunt,
- ❖ et l'influence de la machine de soudage sur la tenue mécanique du point.

### Influence de la Résistance Électrique à l'Interface Tôle/Tôle :

La résistance de contact tôle/tôle joue généralement un rôle dans le développement du noyau {[GOU87], [SRI03-2]}. Car à froid, c'est elle, qui est la plus importante dans le circuit des résistances ohmiques équivalentes, (§Fig. 1.15b), et elle est responsable de la génération de la chaleur à l'interface tôle/tôle. D'ailleurs, elle dépend essentiellement de la pression, de la température, et du revêtement- {[SAV78], [DIC90]}.

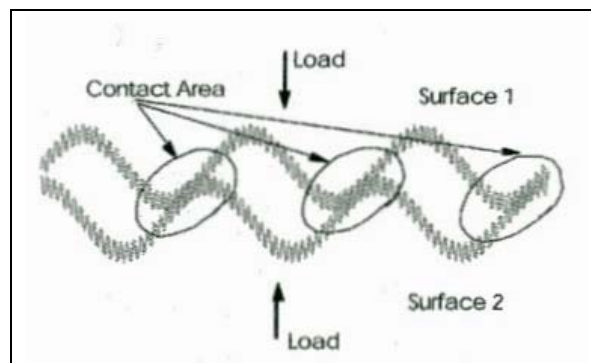


Fig. 1.24: Une interface maintenue par la pression illustrant les micro-aspérités en contact

Un modèle de la résistance de contact tôle/tôle proposé par J.E. Gould-[GOU87], (§Fig. 1-25a), pour une relation linéaire avec la température est :

$$R_c = R_0 \frac{(T_m - T)}{(T_m - T_0)} \quad [1.8]$$

Où ' $T_m$ ' sont la température de fusion, ' $T_0$ ' : l'ambiante, ' $R_0$ ' : la résistance de contact à l'ambiante.

Dans cet article, la résistance de contact électrode/tôle est constante. Dans tous les cas, le temps de soudage a été fixé pour différentes intensités, et on effectue une mesure de diamètre du noyau à la fin de soudage. Avec le temps de soudage de 20 périodes en cas de tôle épaisse, le noyau simulé apparaît avec une intensité plus basse (§Fig. 1.25b). La taille du noyau prédite est nettement plus grande que celle de l'expérience.

Contrairement au soudage de tôle plus fine avec une intensité plus basse, le noyau simulé montre un accord avec celui de l'expérience, (§Fig. 1.25c). Une dispersion est observée à une intensité plus forte. La résistance de contact joue un rôle important sur le développement du noyau.

*On peut constater qu'un modèle de la résistance de contact simplifié en fonction de la température sans prise en compte de la pression ne permet pas d'obtenir la bonne validation pour toutes les conditions de soudage.*

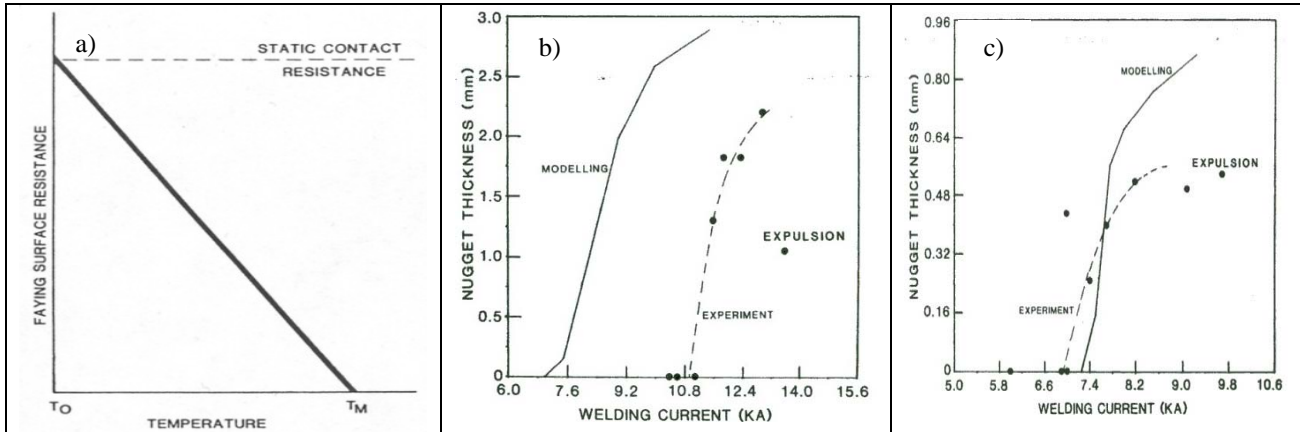


Fig. 1.25: Rôle de la résistance de contact tôle/tôle fonction linéaire de la température, a) Résistance de contact en fonction de la température, b) Validation en haut du domaine de soudabilité en cas d'un assemblage des tôles épaisses d'acier bas carbone fixant le temps de soudage à 20 périodes, et c) Validation en haute du domaine en cas d'un assemblage de tôle fine d'acier bas carbone fixant le temps de soudage à 12 périodes

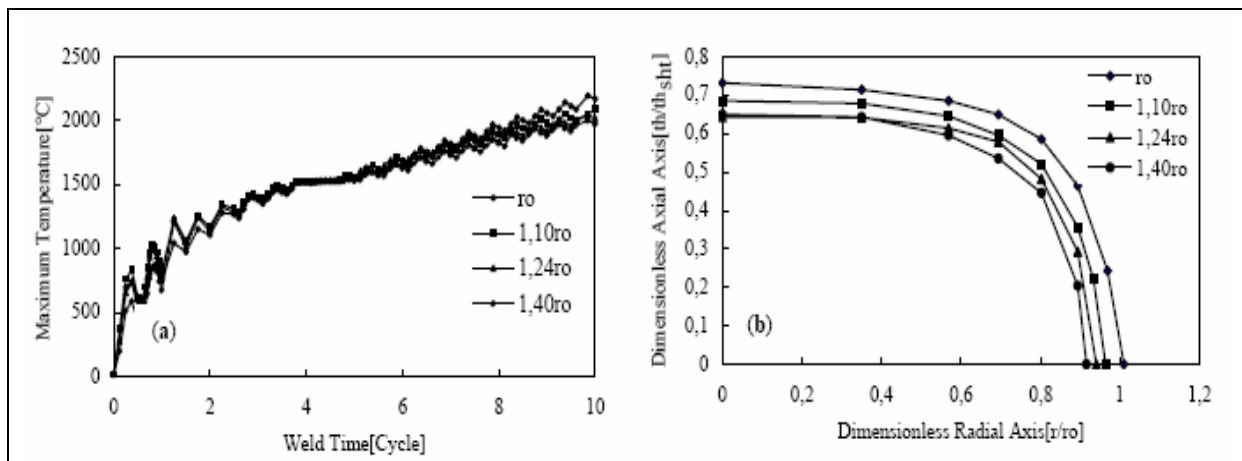


Fig. 1.26: Effet de la taille de contact électrothermique, a) sur la température au centre de la soudure, et b) sur la taille finale du noyau, [ $r_0$  'est égale au rayon de la face active d'électrode] d'après-[SRI01]

### Influence de la Taille de Contact Électrothermique :

En ce qui concerne un calcul électrothermique ou un calcul découplé électrothermo/mécanique avec une électrode à face plate, une optimisation de la taille de contact thermique est nécessaire et joue un rôle sur le chauffage, la taille et la géométrie de la soudure. Plusieurs chercheurs {[GOU87], [GOU94-1], [SRI01]} ont imposé la taille de contact électrothermique à l'interface tôle/tôle égal à celle du diamètre de la face de l'électrode. En absence des données de la résistance de contact appropriée, il est nécessaire parfois de faire varier la taille de contact tôle/tôle afin d'obtenir une bonne validation,-[HUH97].

Une autre façon d'influer sur la taille de contact électrothermique est offerte par le calcul de phase d'accostage à froid, dont résulte la taille de contact mécanique à l'interface tôle/tôle. Puis, le diamètre obtenu est fixé à l'interface tôle/tôle pour le calcul électrothermique pour la phase de soudage- {[THI92], [VOG92-1, et -2]}.

Une étude consacrée à l'influence de la taille de contact sur la taille du noyau, et la mise en évidence son influence est illustrée sur la Fig. 1.26. Comme prévu, *plus la taille de contact électrothermique tôle/tôle est petite, plus le chauffage à l'interface tôle/tôle et la taille de noyau sont importants*. Ces résultats sont dus à une forte concentration de l'intensité à l'interface tôle/tôle.

On constate que la taille de contact électrothermique est un paramètre supplémentaire pour le calcul électrothermique ou celui découplé. Ce calcul non universel ne peut être utilisé qu'en cas d'électrode à face plate.

## Influence de la Résistance Thermique de Contact :

### Définition de la RTC :

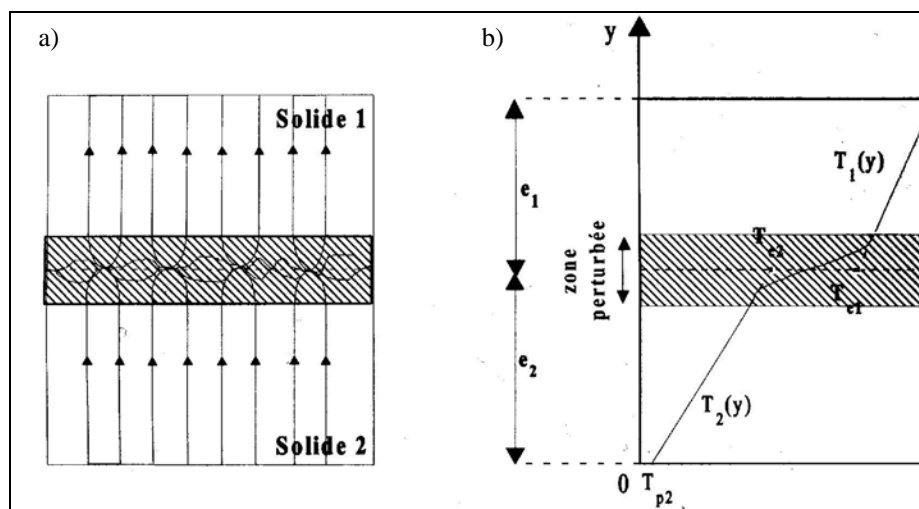
Lorsque deux solides sont en contact, du fait de leurs rugosités et de la non planéité de leurs surfaces, le contact ne s'effectue jamais sur toute la surface apparente, mais seulement en certaines zones de la surface très faibles devant la surface apparente. Entre ces zones de contact subsiste un espace interstitiel, en général mauvais conducteur, qui constitue un frein au transfert de chaleur, qui passe de manière préférentielle au niveau des contacts directs là où le passage de la chaleur est facilité. Le champ de température se trouve donc considérablement perturbé dans la région localisée de part et d'autre de l'interface. Il en résulte une constriction des lignes de flux, qui est responsable de la résistance thermique de contact (RTC). La RTC en régime permanent est définie classiquement par-[BAR71] :

$$R_{th,c} = \frac{T_{c2} - T_{c1}}{\phi_1} \quad [1.9]$$

Où ' $T_{c1}$ ', et ' $T_{c2}$ ' sont les deux températures de contact « fictives », (§Fig. 1.27b), obtenues par une extrapolation du champ de températures non perturbé vers l'interface géométrique de contact, ' $\pi_0$ ' :

$$T_{ci} = T_{pi} + \phi_i \cdot \frac{e_i}{\lambda_i} \quad [1.10]$$

L'équation §[1.10] consiste à supposer nulle l'épaisseur de la zone perturbée et à remplacer la brusque variation de température, qui se développe dans cette zone par une véritable discontinuité.



**Fig. 1.27:** Définition de la résistance de contact thermique de contact entre deux solides en régime permanent et contact statique ; ' $e_i$ ' est l'épaisseur de la zone perturbée, ' $\lambda_i$ ' est la conductivité du milieu.

Pour le soudage par point, une mesure fine de cycles thermiques dans une électrode pour différentes conditions de soudage a été faite par l'équipe de l'ISITEM de Nantes, [Le MEU02]. Traitant ces cycles thermiques par la méthode d'inverse pour obtenir la RTC, Le Meur indique que *cette donnée est une fonction de la température et de la pression. Elle diminue graduellement avec ces deux facteurs.* L'ordre de grandeur de la RTC trouvée expérimentalement est entre  $10^{-4}$  et  $10^{-5}$   $m^2.K/W$  dans le cas de l'acier nu.



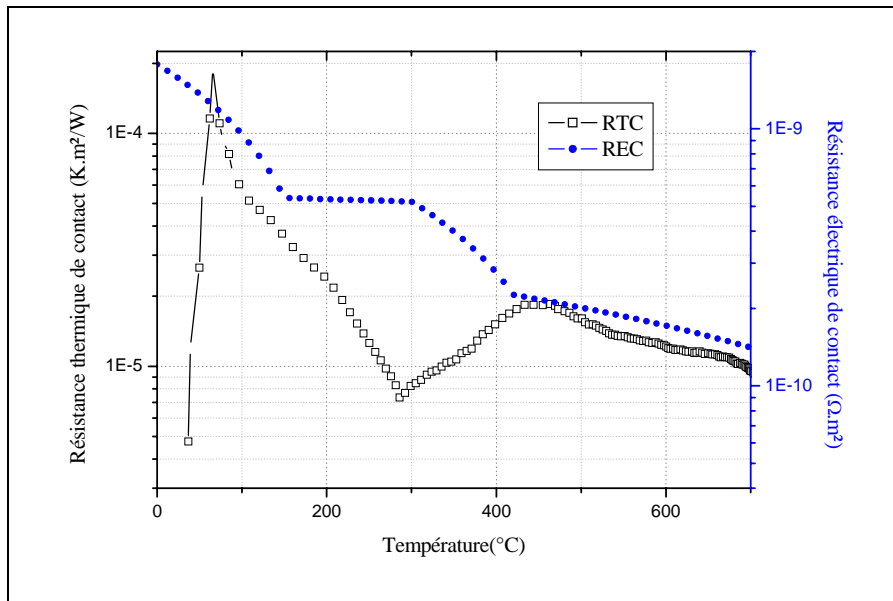


Fig. 1.28: Résistances électrique et thermique de contact en fonction de la température pour l'acier nu-[Le MUR02]

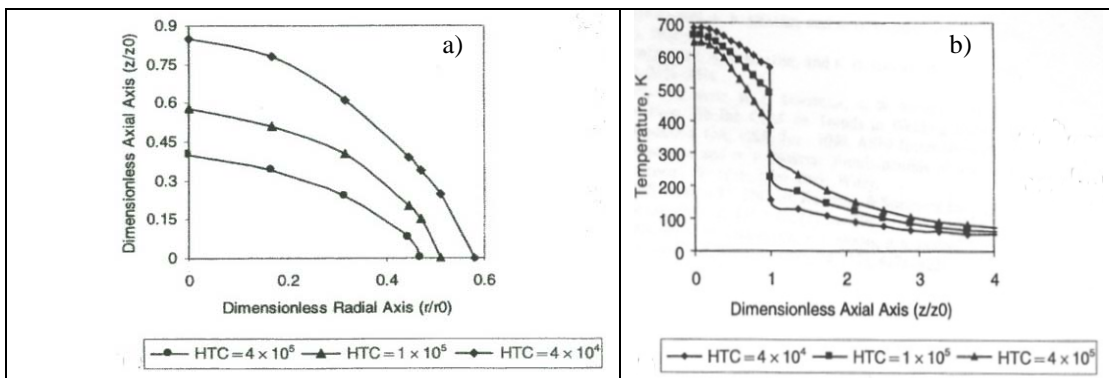


Fig. 1.29: Influence du coefficient de transfert de la chaleur à l'interface électrode/tôle sur le développement du noyau dans le cas du soudage d'Al d'après-[KHA99], a) Influence de la RTC sur la pénétration de noyau dans l'épaisseur de la tôle, et b) Distribution de températures dans la direction axiale de l'assemblage

Pour la simulation du soudage, l'influence de cette donnée n'a jamais été étudiée avec la donnée expérimentale. Dans la plupart des cas, la RTC est évaluée par une formule empirique, [THI92], ou par une valeur constante optimale, [KHA99].

Pour étudier l'influence de la RTC, Khan-[KHA99] estime une grande plage des valeurs de coefficient de transfert de chaleur de contact (l'inverse de la RTC), qui sont entre 40,000 et 400,000  $Wm^{-2}K^{-1}$ .

Khan conclut que la RTC à l'interface électrode/tôle joue un rôle sur la hauteur finale de noyau. Plus la RTC est importante, plus la pénétration de noyau est grande. C'est-à-dire que la chaleur se dégage plus difficilement vers les électrodes, par conséquent, la pénétration dans l'épaisseur est plus importante. Cependant, Khan a proposé qu'une étude approfondie est encore indispensable afin de mettre en évidence l'influence de la RTC dans la simulation numérique de ce procédé.

### Influence de la Géométrie d'une Électrode :

Bower *et al.* [BOW90] ont étudié l'influence de la forme d'électrode tronconique à face plate sur la distribution de potentiel ainsi que sur la concentration de l'intensité à l'interface. Un modèle électrothermique a été construit. Cependant, son modèle ne prend pas en compte les résistances électrique et thermique à l'interface électrode/tôle. L'influence des angles du tronc de cône-( $15^\circ$ , et  $50^\circ$ ) est étudiée, (§Fig. 1.30a-b). Un essai de durée de vie d'électrode a été réalisé avec deux types d'électrodes. Bower indique que plus l'angle entre la face d'électrode et la tôle est grand, plus le flux de l'intensité est uniforme. Par conséquent, on chauffe moins à la périphérie d'électrode et la durée de vie de l'électrode est améliorée.

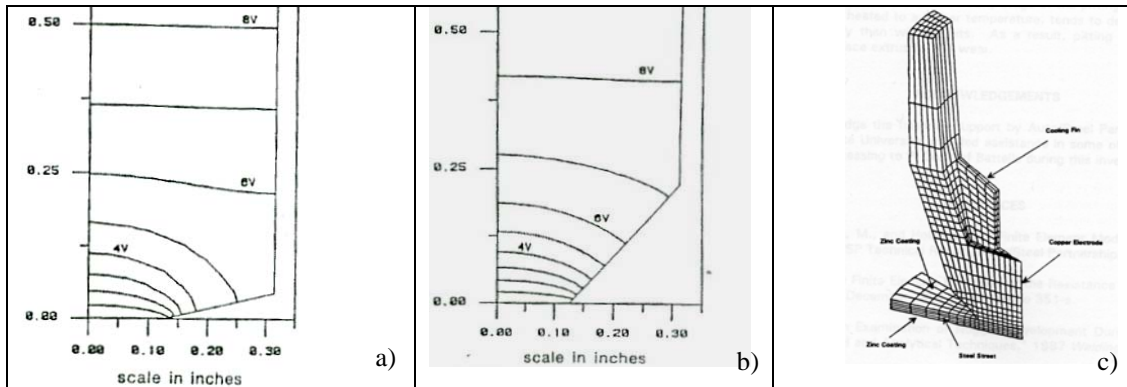


Fig. 1.30: Etude de l'influence de la géométrie d'électrode, a) Électrode tronconique à face plate avec l'angle entre interface électrode/tôle de 15°, b) Angle de 50°, et c) Dessin d'une électrode équipée de petites ailettes internes afin d'améliorer le coefficient de transfert de la chaleur de l'eau de refroidissement-[DON98]

La densité du flux de courant ' $\vec{J}$ ' étant un produit entre la conductivité électrique ' $\sigma$ ' et le gradient de potentiel électrique ' $\nabla\phi$ ' à l'interface électrode peut être exprimée :

$$\vec{J} = \sigma \nabla \phi \quad [1.11]$$

Il est évident qu'il y a un compromis entre la forme d'électrode, qui doit assurer la distribution de l'intensité et la rigidité thermomécanique de l'électrode.

Enfin, un dessin de la géométrie d'électrode pour l'amélioration la durée de vie d'électrode a été proposé par Bower-[BOW90].

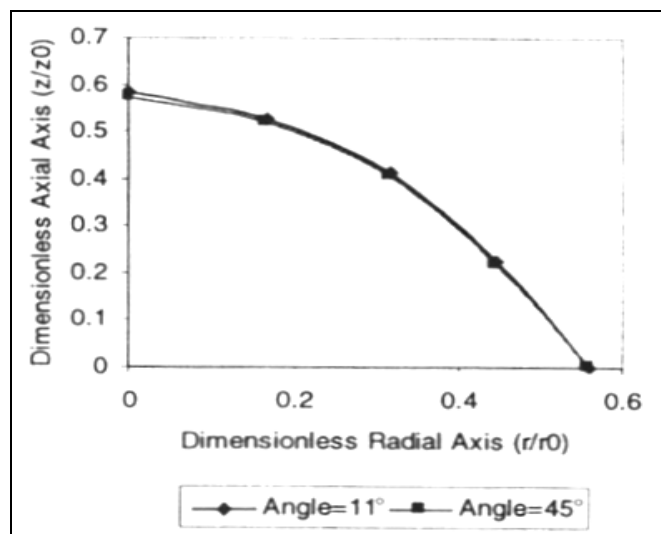


Fig. 1.31: Influence de l'angle de l'électrode à face plate sur la taille du noyau-[KHA99]

Khan a approfondi une étude de l'effet de l'angle de l'électrode sur la taille finale de noyau dans le cas du soudage de l'aluminium. Deux électrodes avec un angle de 11°, et 45° ont été considérées. Le résultat montre qu'il n'y a aucune influence de l'angle sur la taille finale du noyau lorsqu'il s'agit d'une électrode à face plate, (§Fig.1.31).

Pour réduire la température à l'interface/électrode et obtenir probablement une amélioration de la durée de vie d'électrode, Dong *et al.* [DON98] ont proposé une électrode équipée de petites ailettes internes, (§Fig.1.30c). Les résultats montrent que des ailettes ne jouent pas un rôle sur la formation de noyau ainsi que la température à l'interface électrode/tôle. A l'inverse, la résistance de contact électrode/tôle joue un rôle sur la dégradation d'électrode. Cette dernière concerne particulièrement de type de revêtement métallique.

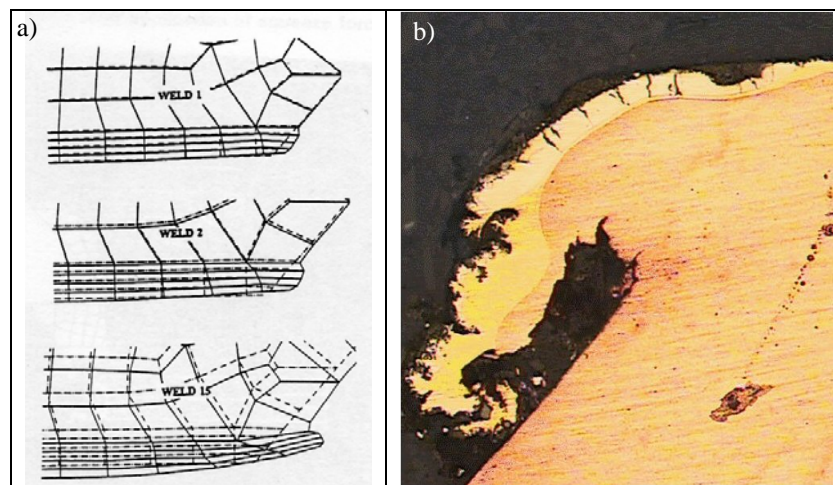
D'ailleurs, la température élevée à l'interface électrode/tôle favorise notablement la formation du noyau, car elle sert comme une barrière thermique, qui réduit le gradient thermique à l'interface. Grâce à un faible gradient, la perte thermique est alors moins importante.

Inévitablement, l'effet thermomécanique à cause d'une température élevée à l'interface est néfaste pour la durée de vie d'une électrode. Dans le cas d'un refroidissement très efficace, la température maximale atteinte à l'interface peut être inférieure à celle de fusion de Zn (420°C), mais il n'y a pas de formation du noyau.

## 1.9 Domaines Principaux de la Simulation Numérique :

### Modèle Numérique pour la Dégradation d'Électrode :

Un modèle pour étudier la dégradation d'électrode a été proposé par Dong *et al.* [DON98]. Pour la prise en compte de la zone de laiton  $\beta$ - $\gamma$  à la face d'électrode, les couches de laiton ont été modélisées à la face d'électrode. Pour les propriétés physiques ou mécaniques de la couche, on est conduit à faire des hypothèses. Pour la "limite élastique" des couches, une valeur de l'ordre de la moitié de la limite élastique de l'alliage de cuivre de l'électrode est adaptée. A notre avis, cette hypothèse est valable pour ' $\beta$ ' à haute température, pas pour ' $\gamma$ ' qui s'endommage sans plastification appréciable.



**Fig. 1.32:** Dégradation d'électrode dans le soudage de tôle revêtue, a) Simulation numérique de la dégradation de la face active d'électrode-[DON98], et b) Apparition d'une dégradation typique, qui s'appelle le champignonnage ou « mushrooming » sur la surface active d'électrode-[GAL04]

La simulation de la dégradation d'électrode après une quinzaine des points soudés est illustrée sur la Fig. 1.32a. Les résultats de simulation montrent une déformation thermoplastique accumulée en fonction de nombre de points. Celle-ci est observée particulièrement à la périphérie de la face d'électrode. D'ailleurs, le champignonnage conduit à un chauffage trop important à la périphérie ; le flux de l'intensité se concentre à la périphérie de l'électrode. La présence d'un champignonnage sur la face conduit notamment à l'usure rapide d'une électrode.

L'exploitation d'un modèle aux éléments finis pour prédire la dégradation d'électrode est encore coûteuse à cause du temps de calcul trop important. De plus, l'électrode est dégradée après des centaines, (e.g. cas de soudage de l'acier revêtu), ou des milliers de points soudés, (e.g. cas de soudage de l'acier nu).

Afin de réduire le temps de calcul pour la dégradation d'électrode, Babu-[BAB04] a proposé un modèle analytique basé sur le comportement thermomécanique du cuivre d'électrode. Les deux paramètres du soudage, l'intensité et l'effort, ont été pris en compte dans ce modèle. La déformation du diamètre d'une électrode à une température donnée s'exprime alors :

$$\varepsilon = \frac{\Delta d}{d} = \left[ \frac{4F}{\pi d_i^2 K} \right]^{\frac{1}{n}} \quad \text{où } d_{i+1} = d_i(1 + \varepsilon) \quad [1.12]$$

Où ' $K$ ' et ' $n$ ' sont les paramètres de contrainte, et de l'écroutissage. ' $F$ ' est l'effort. ' $d_i$ ' est le diamètre de l'électrode au ' $i^{\text{ième}}$ ' point soudé.

### Modèles Numériques et Statistiques pour Prédire l'Expulsion :

Depuis des décennies, nombre d'études ont été effectués pour comprendre, et pour prédire le mécanisme et la caractéristique de l'expulsion. Pour prédire une expulsion, plusieurs modèles et critères ont été établis. Parmi ces modèles, nous présentons trois modèles généralisés comme :

- ❖ Modèle de comparaison de géométrie-(Modèle aux éléments finis)
- ❖ Modèle d'équilibre des efforts-(Modèle aux éléments finis)
- ❖ Modèle statistique

### Comparaison de la Géométrie :

C'est un modèle proposé par d'une équipe des chercheurs de Alcan Aluminium Co. {[NEW94], [BRO95-1], et [BRO95-2]}. L'hypothèse est basée sur la comparaison entre la taille de noyau et celle du contact mécanique.

Le rayon du noyau est obtenu par un modèle aux éléments finis en fonction des paramètres de soudage. L'expulsion a lieu lorsque le diamètre du noyau est supérieur à la taille du contact mécanique, (i.e. le contact mécanique est la région sous la pression exercée par l'électrode). Cette hypothèse pour une expulsion est schématisée sur la Fig. 1.33a.

A cause du coût élevé pour un calcul aux éléments finis, et de l'indisponibilité de données physiques des matériaux au-delà de fusion, le modèle d'expulsion n'est pas encore rentable et fiable. Notons que cette hypothèse n'est plus valable pour prédire l'expulsion prématurée.

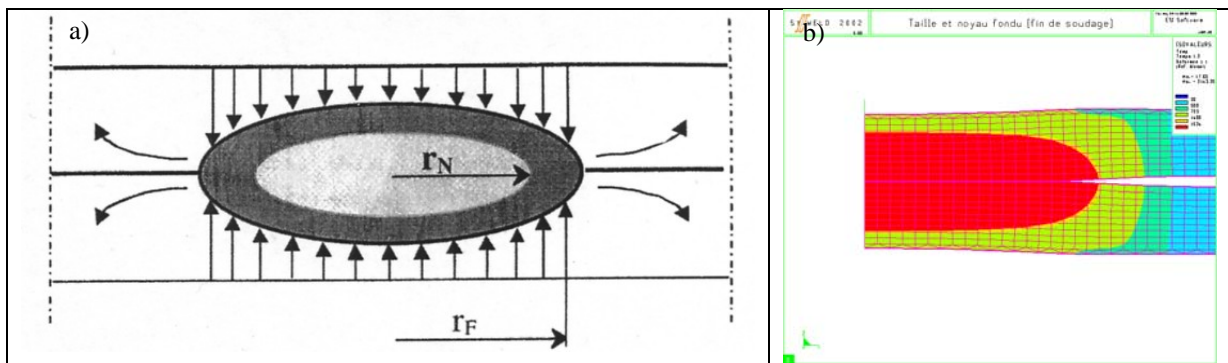


Fig. 1.33: Modèle d'Alcan pour prédire une expulsion avec la comparaison entre le diamètre du noyau et celle du contact mécanique, a) Expulsion apparaît lorsque «  $r_{\text{noyau}} > r_{\text{effort}}$  », et b) Illustration d'un résultat de simulation montrant la taille de la zone fondue plus grande que celle du contact mécanique.

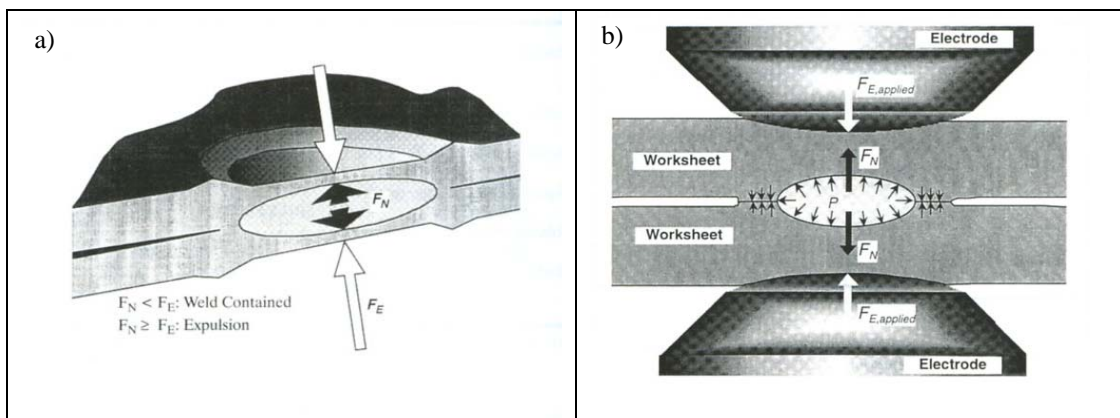


Fig. 1-34: Représentation du système des efforts exercés sur l'assemblage, a) Hypothèse des efforts équilibrés pour décrire l'expulsion, et b) Équilibre des efforts produits par la dilatation thermique dans le noyau, et par les électrodes-[SEN04]

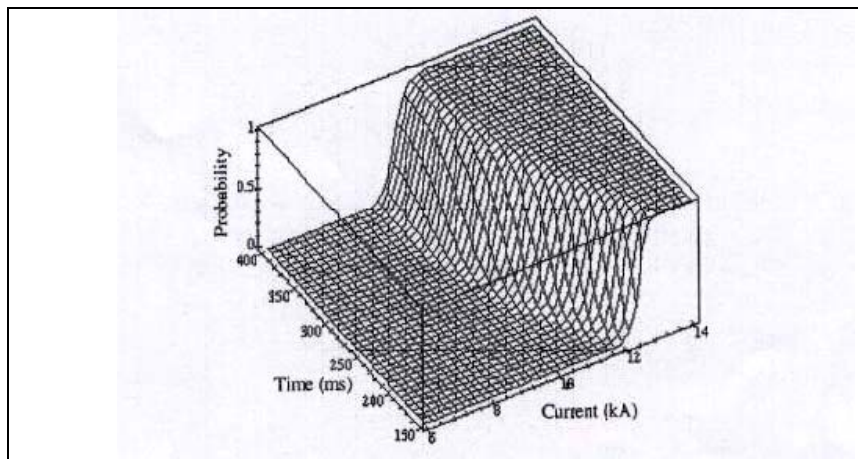
### Modèle d'Equilibre des Efforts :

Le deuxième modèle est basé sur la compréhension des phénomènes physiques, qui se produisant durant le soudage. Bien qu'il y ait de nombreuses raisons complexes pour expliquer l'expulsion, son mécanisme de base a été décrit comme résultant de l'interaction entre la force exercée par le noyau liquide et celle exercée par le milieu solide entourant ce noyau liquide.

Senkara *et al.*-[SEN04] ont proposé une hypothèse pour l'expulsion en comparant la force ' $F_E$ ' appliquée par l'électrode et la force ' $F_N$ ' exercée par le noyau liquide : i.e. l'expulsion a lieu lorsque ' $F_E > F_N$ '. Les efforts exercés dans l'assemblage sont schématisés sur la Fig. 1.34. L'effet de mauvais alignement entre deux électrodes facilite la tendance à l'expulsion vers une interface.

### Modèle Statistique :

Les modèles précédents traitent de l'expulsion à partir d'un noyau de taille connue et d'autres facteurs géométriques donnés. Or, il n'est pas toujours facile d'avoir accès à ces données. L'expulsion se caractérise par un caractère aléatoire. Notons que le temps et le courant de soudage ne sont pas directement introduits dans les modèles précédents, ce qui rend leurs utilisations inappropriées. Choisir des programmes de soudage corrects (effort, courant et temps de soudage) est encore la meilleure façon de prévoir l'expulsion. C'est pourquoi il a été proposé un modèle basé sur l'analyse statistique : l'expulsion y est alors prédite en termes de probabilité d'apparition, (§Fig.1.35).



**Fig. 1.35:** Probabilité d'une expulsion en fonction du temps et de l'intensité de soudage dans le cas d'assemblage d'acier bas carbone AKDQ d'épaisseur de 0,78-mm galvanisée avec une d'effort de soudage 440 daN.-{[ZHA98],et [ZHA00]}

*Il a donc pu être prouvé que les facteurs influençant l'expulsion sont, par ordre d'importance : le courant de soudage, la force exercée par l'électrode et le temps de soudage.*

### Effet Shunt :

Un des facteurs principaux affectant la taille de la soudure est l'effet shunt, qui détériore la qualité de la soudure à cause de l'intensité de shunt entre des points soudés voisins.

Parmi les études expérimentales, Hard-[HAR48] a rapporté que l'effet shunt diminue la tenue mécanique en tension/cisaillement d'une série des points. *Plus la distance entre deux points diminue, plus la tenue mécanique des points diminue également.* Il a proposé une méthode pour la mesure de la résistance de passage de shunt. Nippes *et al.*[NIP55] ont étudié les influences de l'espace de shunt, de la géométrie de l'électrode, et de l'effort sur la distribution de l'intensité de shunt. Enfin, Johnson-[JOH60] a proposé une distance optimale entre des points afin de minimiser l'effet shunt.

Pour la simulation numérique de l'effet shunt, un modèle aux différences finies 3-D a été développé par Chang *et al.* [CHA90] pour un coupon de deux points. Pour ce faire, le premier point a été prédéfini, (§Fig. 1.36a). Les résultats du modèle en faisant varier l'espace entre des points montrent une influence de la distance de shunt sur le diamètre du deuxième point soudé.

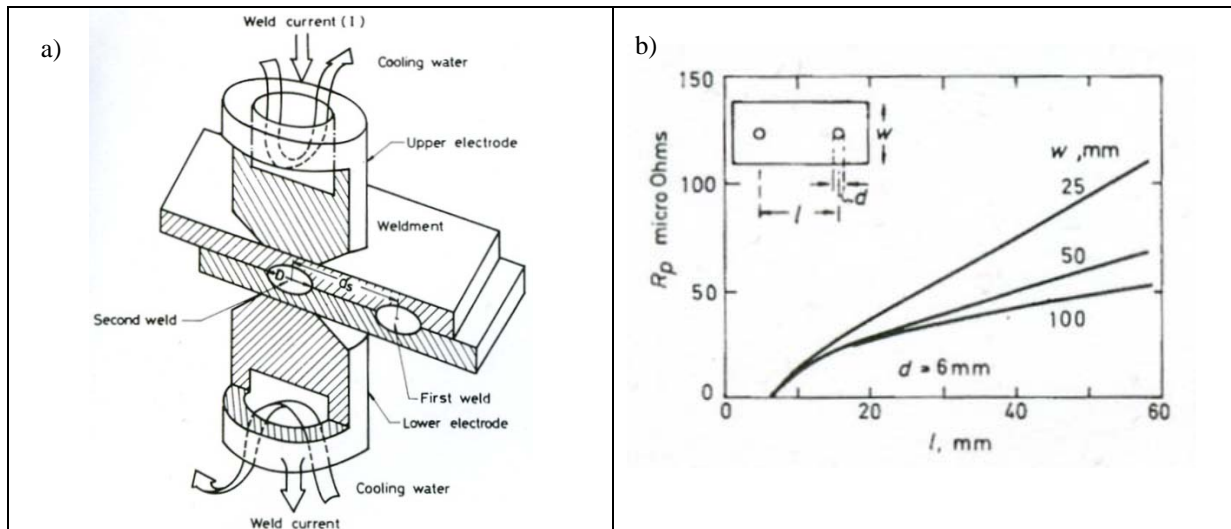


Fig. 1.36: Illustration de l'effet shunt entre deux points soudés voisins a) Modélisation de l'effet shunt [CHA90], b) Effet shunt sur la résistance globale en fonction de la distance de deux points voisins, et de la largeur du coupon-[BRO95-2]

La résistance de shunt entre deux points voisins s'établit-[BRO95-1] :

$$R_s = R_w + 2R_p \quad [1.13]$$

Où ' $R_s$ ' est la résistance électrique de shunt mesurée entre deux électrodes, ' $R_w$ ' est la résistance électrique du point soudé auparavant ou point shunt, et ' $R_p$ ' est la résistance électrique de passage entre l'électrode et la soudure de shunt.

Plus récemment, Browne *et al.* [BRO95-2] ont proposé une formule empirique, qui permet de calculer la résistance de passage entre l'électrode et le point shunt. Elle est :

$$R_p = \frac{2 \rho}{\pi t} \ln \left[ \frac{2 w}{\pi d} \sinh \left( \pi \frac{l}{w} \right) \right] \quad [1.14]$$

' $\rho$ ' est la résistivité électrique de la tôle, ' $t$ ' est l'épaisseur, ' $w$ ' est la largeur du coupon, ' $d$ ' est le diamètre du noyau du point de shunt, et ' $l$ ' est la distance entre électrode et le point shunt. Les facteurs influant la résistance électrique de passage sont donc la géométrie du coupon, le diamètre du noyau de point shunt, la distance de shunt, et la résistivité de la tôle.

### Influence de la Machine de Soudage :

D'après T. Satoh [SAT86, 88-1, 88-2, 89], les paramètres, liant aux comportements mécaniques de la soudeuse, influent non seulement sur la performance du procédé, mais également sur le domaine de soudabilité. Les comportements de la soudeuse sont :

- ❖ Frottements statique et dynamique de la machine
- ❖ Masse de la partie mouvante de la machine
- ❖ Excentricité de l'axe des deux électrodes lorsqu'elles sont mises en contact
- ❖ Rigidité des bas inférieur et supérieur (Cas d'une pince de soudeuse)
- ❖ Vitesse d'impact de l'électrode
- ❖ Fréquence propre de la partie mobile

Les études d'influence de la machine ont commencé dans les années 70 pour les différents types de machine. Granowski *et al.* [GRA72] ont étudié l'influence de la machine sur la durée de vie de l'électrode. Kolder *et al.* [KOL84] se sont intéressés à l'influence de la machine sur le domaine de soudabilité en cas d'assemblage des tôles hautes résistances élastiques-HSLA.

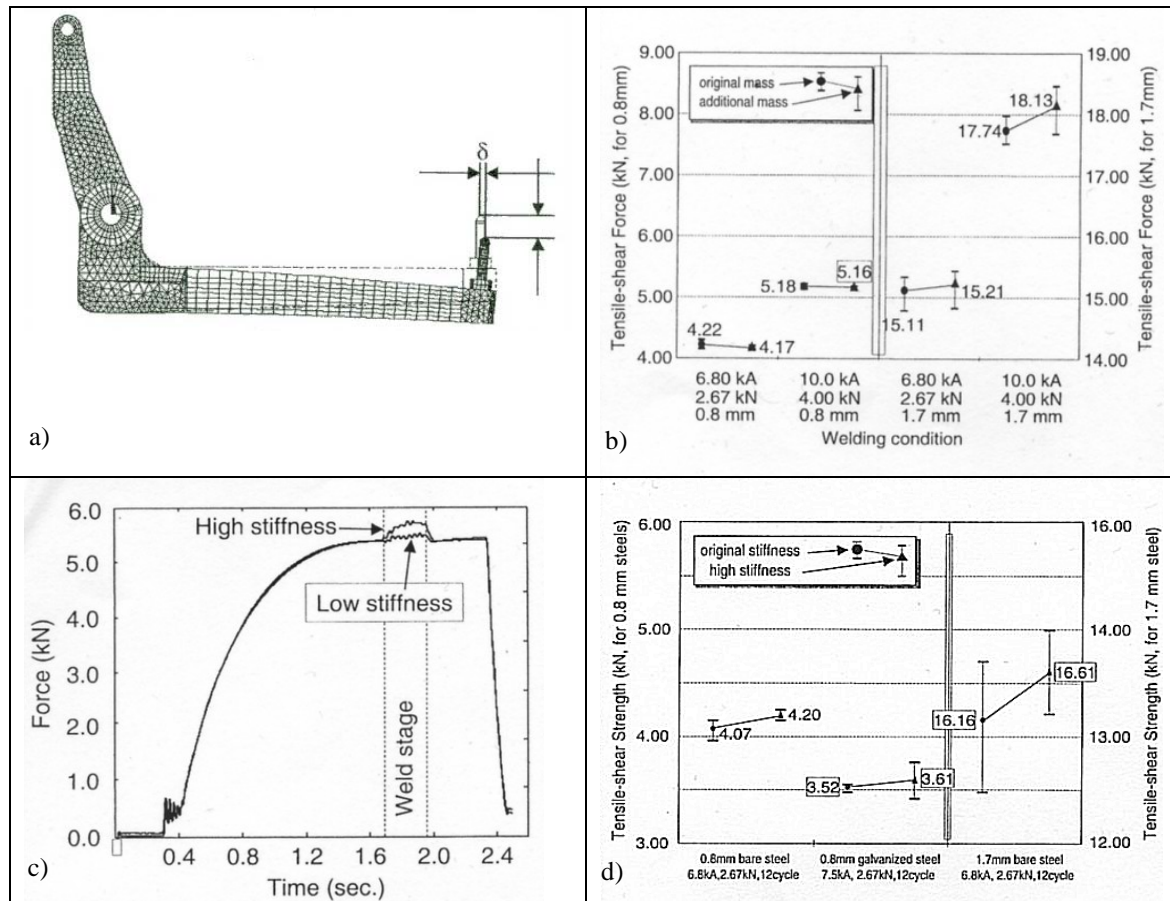


Fig. 1.37: Influence de la machine de soudage-[TAN00-03] a) Mauvais alignement des électrodes à cause d’une déflexion de la structure inférieure de la pince, b) Influence de la masse sur la tenue mécanique du point, c) Influence de la rigidité de la machine sur l’effort, et d) Influence de la rigidité de la machine sur la tenue mécanique du point

Satoh a constaté que la caractéristique de la machine est un facteur important sur la performance du procédé. Il indique que la friction de la machine a une influence sur le diamètre du noyau et l’écartement entre interface tôle/tôle. L’inertie de la partie mobile joue un rôle moins important sur la qualité de la soudure que la rigidité et la friction de la machine. Et pour chaque machine, il existe une masse optimale pour la partie mobile, qui est relié notamment à sa fréquence propre.

Dorn-[DOR92-93] a trouvé que lorsque la friction augmente, l’oscillation de l’effort est réduite. L’augmentation de la friction diminue l’effort de rupture en mode traction-cisaillement ainsi que torsion. En cas d’une pince, Le Pr. Dorn a constaté que la masse de la partie mobile affecte la vibration de partie inférieure de la pince.

Tang *et al.*-[TAN00-03] ont étudié les influences de la rigidité de la machine, de la friction, et de la masse par la comparaison des signaux de soudage, sur la tenue mécanique du point, (§Fig. 1.37). La pince et l’assemblage ont été modélisés en 3D pour étudier un mauvais alignement entre électrodes, et la conséquence sur la distribution de la pression de contact. Ce calcul n’était fait qu’à froid, (jusqu’à la fin d’accostage), à cause de nombre important des mailles et des éléments en 3-D. Tang a constaté que la soudeuse avec la rigidité importante est plus favorable, car elle diminue non seulement le mauvais alignement, mais également elle régularise la pression de contact pendant la phase d’accostage.

Par d’ailleurs, Tang-[TAN03] a confirmé par les essais que la masse de la partie mobile a peu influence sur la tenue mécanique en traction/cisaillement. L’influence de la friction de la soudeuse dépend fortement des paramètres de soudage. Enfin, la friction de la machine détériore la tenue mécanique du point.

L’influence de la soudeuse est présentée par Vichniakov *et al.*-[VIC01] pour la simulation numérique du procédé de soudage par bossage. C’était un modèle représentant d’un système des ressort/amortisseur, (§Fig. 1.38) :

$$m\ddot{x} + c\dot{x} + \frac{A^2}{\beta_V V}x = F_{soud} - R_{soud} \quad [1.15]$$

Où ' $m$ ' est la masse du piston, ' $c$ ' est l'amortisseur, ' $A$ ' est la section du piston, ' $V$ ' est le volume du piston, ' $\beta_V$ ' est le coefficient de compression en volume. ' $F_{soudé}$ ' est l'effort de soudage, ' $R_{soudé}$ ' est la force de réaction.

Ce modèle permet d'établir un modèle équivalent pour le calcul aux éléments finis. De plus, la construction d'une structure complète de la soudeuse n'est pas nécessaire comme le modèle de Tang-[TAN03].

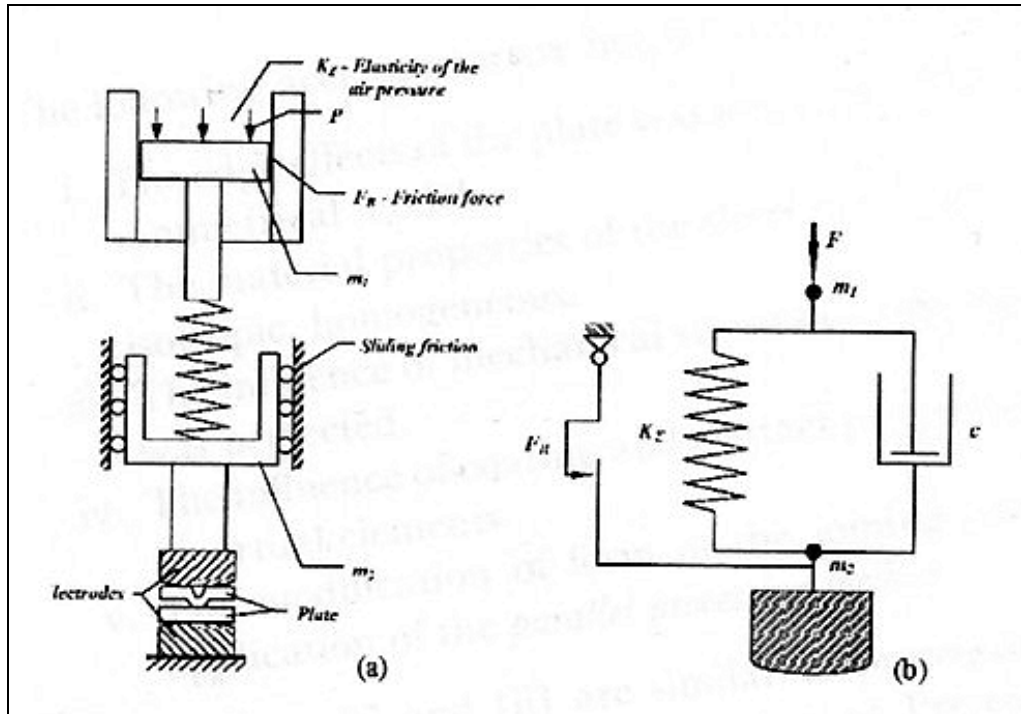


Fig. 1.38: Représentation schématisée d'un modèle simplifié composant de ressort et d'amortisseur pour le soudage par bossage, a) Modèle équivalent à la structure de la partie supérieure ou mobile de la machine de soudage, et b) Système de ressort/amortisseur proposé par Vichniakov-[VIC01]

## 1.10 Discussion :

Plusieurs travaux utilisant des modèles aux différences finies et aux éléments finis sont réalisés pour la simulation de soudage par point. Les histoires thermiques, la taille et la géométrie du noyau étaient largement étudiées en cas d'une électrode à face plate. Avec un modèle électrothermique, les couches supplémentaires de la résistance ont été construites, et imposées aux interfaces électrode/tôle et tôle/tôle. Par d'ailleurs, il est nécessaire d'optimiser une taille de contact fixée à l'interface tôle/tôle pour obtenir un bon diamètre du noyau par rapport à l'expérience-[VOG92-1]. Dans le cas d'une électrode à face plate, il est également possible d'utiliser la taille de contact mécanique déterminée à la fin d'accostage pour un calcul électrothermique pendant la phase de soudage.

Pour prendre en compte non seulement l'utilisation de plusieurs types d'électrodes, en particulier l'électrode à face courbée, mais également la variation de la taille de contact en cours de soudage, le couplage entre électrothermique et thermomécanique est donc indispensable.

Malgré un modèle simplifié de résistance de contact, le travail de Gould-[GOU87] permet de comprendre l'influence de la résistance électrique de contact. Pour mettre en évidence l'influence de résistance de contact, une étude sera ultérieurement approfondie dans le chapitre 3.

## 1.11 Conclusions :

Dans ce chapitre, nous avons brièvement présenté le principe du procédé de soudage par point, les phénomènes électriques liés, et les nuances de l'acier. Cette introduction permet de comprendre les éléments de base du procédé et des phénomènes du procédé de soudage par points.

En ce qui concerne la modélisation numérique décrite dans la deuxième partie, le développement des modèles aux différences finies et aux éléments finis est généralement présenté. Cette étude bibliographique nous



permet, à priori, de constater des avantages et des inconvénients de ces modèles. La conclusion de ce chapitre est :

i) La modélisation avec un modèle aux différences finies ne peut s'appliquer qu'au cas du soudage avec l'électrode à face plate. Puisque la géométrie complexe ou courbée de la structure ne peut pas être discrétisée en sous domaine. Par d'ailleurs, la plupart entre ces modèles, les conditions aux limites ne s'imposent que pour l'évacuation de la chaleur par l'eau de refroidissement, il s'agit alors d'un modèle en une dimension.

ii) Pour un modèle aux éléments finis, il existe plusieurs niveaux pour traiter et modéliser le procédé, qui sont le calcul électrothermique, le calcul découplé et couplé entre électrothermique et thermomécanique. Les deux premières procédures du calcul ne peuvent être employées qu'en cas d'une électrode à face plate grâce à la taille de contact à l'interface tôle/tôle varie peu pendant le soudage. En comparant la taille finale du noyau avec l'expérience, la taille de contact tôle/tôle peut être optimisée pour obtenir un bon diamètre du noyau. La taille de contact électrode/tôle peut être fixée égal au diamètre de l'électrode. Enfin, le critère de la sélection de procédure du calcul dépend donc des résultats requis, (i.e. la contrainte résiduelle, et l'histoire thermique), du temps de calcul, et du coût d'exploitation du modèle.

iii) Les modèles de la résistance de contact jouent un rôle sur la taille de la soudure, en particulier le développement du noyau-{{GOU87}, [SRI03-2]}. Plusieurs modèles sont proposés en cas d'un assemblage de tôle nue. Leurs hypothèses sont basées sur le comportement élastoplastique du matériau pour le mécanisme d'écrasement des aspérités à l'interface-{{TSA91}, [BAB01]}. Notons qu'il n'y a pas encore de modèle empirique, qui capable de décrire la relation entre pression/température pour la tôle revêtue.

En 1992, Thièblemont-{{THI92}} et Vogler-{{VOG92-1}} ont faits des mesures et mis en évidence la dépendance de la température et de la pression pour la résistance de contact. Nous examinerons l'influence de cette donnée ainsi que des autres données physiques électrothermiques dans le chapitre 3.

iv) Pour la modélisation de la dégradation d'électrode, les difficultés sont encore les données appropriées introduites aux couches représentatives de laiton, qui se forment à l'interface de l'électrode. Cependant, le temps de calcul devient un facteur important et non négligeable pour modéliser plusieurs centaines ou milliers de points soudés. L'érosion thermochimique n'est pas encore prise en compte par le modèle aux éléments finis.

Pour la modélisation de l'expulsion, les critères pour décrire l'apparition de l'expulsion ainsi que les données au-delà de fusion sont peu connus. Parmi les trois modèles présentés, le modèle statistique semble le plus fiable, puisque les paramètres du procédé sont pris en compte pour la prédiction.

Pour étudier l'influence de la machine de soudage, l'établissement d'un modèle équivalent de la machine par un système dynamique ressort/amortisseur équivalent est indispensable. Ce dernier a pour l'objectif de réduire le nombre des pièces de la machine dans la modélisation, et de simuler la caractéristique d'une soudeuse par les éléments disponibles existant déjà dans le code de calcul.

v) La dépendance des propriétés physiques en fonction de la température est indispensable pour la simulation du procédé de soudage-{{MUN92}, [SUD98]}. La technique d'extrapolation pour évaluer ces données à haute température semble encore nécessaire.



---

## CHAPITRE 2

### EVALUATION EXPERIMENTALEMENT DE LA FORMATION DU NOYAU

---

#### Sommaire

<b>2.1</b>	<b>Généralité sur les Essais de Soudage par Point :.....</b>	<b>47</b>
<b>2.2</b>	<b>Contexte d'Etude :.....</b>	<b>47</b>
<b>2.3</b>	<b>Moyens Expérimentaux :.....</b>	<b>47</b>
	Machine de Soudage :.....	47
	Types de Courant de Soudage :.....	49
	Signaux de Soudage :.....	50
	Produits et Caractéristiques Mécaniques des Tôles :.....	52
	Électrodes :.....	52
	Conditionnement des Electrodes :.....	53
	Aptitude de Soudage :.....	53
	Essais Usuels Destructifs :.....	54
<b>2.4</b>	<b>Résultats et Discussion : .....</b>	<b>57</b>
	Cinétique de la Formation du Noyau – Une Revue :.....	57
	Développement du Noyau dans l'Assemblage Homogène des 2 Tôles :.....	60
	Développement du Noyau dans l'Assemblage Homogène des 3 Tôles :.....	61
	Développement du Noyau dans l'Assemblage Hétérogène :.....	62
	Influence de l'Effort :.....	64
	Influence des Types d'Électrode :.....	65
	Influence du Diamètre de la Face Active d'Électrode :.....	66
	Influence de la Polarisation :.....	67
	Qualité de la Surface d'un Assemblage :.....	70
	Influence du Revêtement :.....	70
<b>2.5</b>	<b>Conclusions :.....</b>	<b>78</b>



---

## *Synopsis*

*To obtain the welding parameters for numerical simulation and study weld development, thirty-nine sheet configurations are welded with parameters given according to the welding standard. Parameters of the upper welding lobe before the expulsion is considered in all cases. MFDC and AC currents are used for the welding tests. Macro-photography technique is utilized for the weld geometry development observation.*

*It is revealed that nugget starts forming differently and depends on sheet configuration. However, the nugget originates at the sheet/sheet interface due to higher contact resistance. Influences of welding parameters and that of electrode types found from the experiments are also presented in this chapter. It is found that stackup-sheet welding requires lower current comparing to that of two-sheet or thinner-sheet configuration while retaining other parameters. Welding coated-sheet configuration requires higher current than that of uncoated sheet configuration. Welding with curved face electrode uses lower current than that with flat face electrode. In addition, the electrode face profile governs the contact size at the interfaces. Influence of using MFDC as a welding current is also studied this chapter.*

---



---

## 2.1 Généralité sur les Essais de Soudage par Point :

---

Pour obtenir des paramètres de soudage à large domaine de soudabilité, il convient d'abord d'adopter la démarche des essais de soudage, qui concerne les phénomènes et la cinétique de développement du noyau ainsi que l'influence des paramètres. Dans ce chapitre, nous présentons d'abord les moyens expérimentaux utilisés pour des essais de soudage, et pour observer la cinétique de la formation du noyau en cas de l'assemblage des tôles d'acier bas carbone revêtue et non. Les essais pratiques de soudage par point effectués au CRDM sont :

- ❖ l'essai pour déterminer l'aptitude, ou le domaine de soudabilité,
- ❖ l'essai de dégradation d'électrode,
- ❖ et les essais destructifs pour évaluer la tenue mécanique et pour quantifier la taille du noyau.

---

## 2.2 Contexte d'Etude :

---

Cette étude se centre sur la cinétique de développement du noyau dans l'assemblage des tôles fines ainsi que des tôles épaisses. Les objectifs des essais sont de :

- ❖ comprendre la cinétique du développement du noyau ainsi que celle de la ZAT dans l'assemblage homogène et hétérogène par la technique macrophotographique,
- ❖ obtenir des paramètres de soudage et introduire ceux-ci au modèle aux éléments finis,
- ❖ mettre en évidence l'influence des paramètres de soudage sur la caractéristique de la formation de la soudure.

---

## 2.3 Moyens Expérimentaux :

---

### Machine de Soudage :

La machine de soudage pour réaliser la plupart des essais est une machine de soudage par points « ARO » actionnée sur pied par l'utilisateur. Cette machine est utilisée pour réaliser le point soudé des tôles d'acier bas carbone. Une autre machine est de marque « SCIAKY » (§ Fig. 2.1a), qui se distingue essentiellement de ARO par un système pneumatique différent, à base de membranes, qui permet une réponse plus rapide aux sollicitations mécaniques, donc une plus grande souplesse mécanique axiale.

Grâce à cette caractéristique mécanique, SCIAKY est utilisée pour souder l'assemblage d'acier haute résistance mécanique de forte épaisseur.

Dans cette étude, on n'utilise que la soudeuse ARO, (§Fig. 2.2a), pour souder des tôles d'acier bas carbone de nuance IF ou ES. Les conditions de soudage définies dans la norme-[NFA87-001] ont été prises pour réaliser des essais. Les signaux enregistrés en cour de soudage sont l'effort, l'intensité, le déplacement relatif entre deux électrodes, et la tension entre les bornes d'électrodes.

---

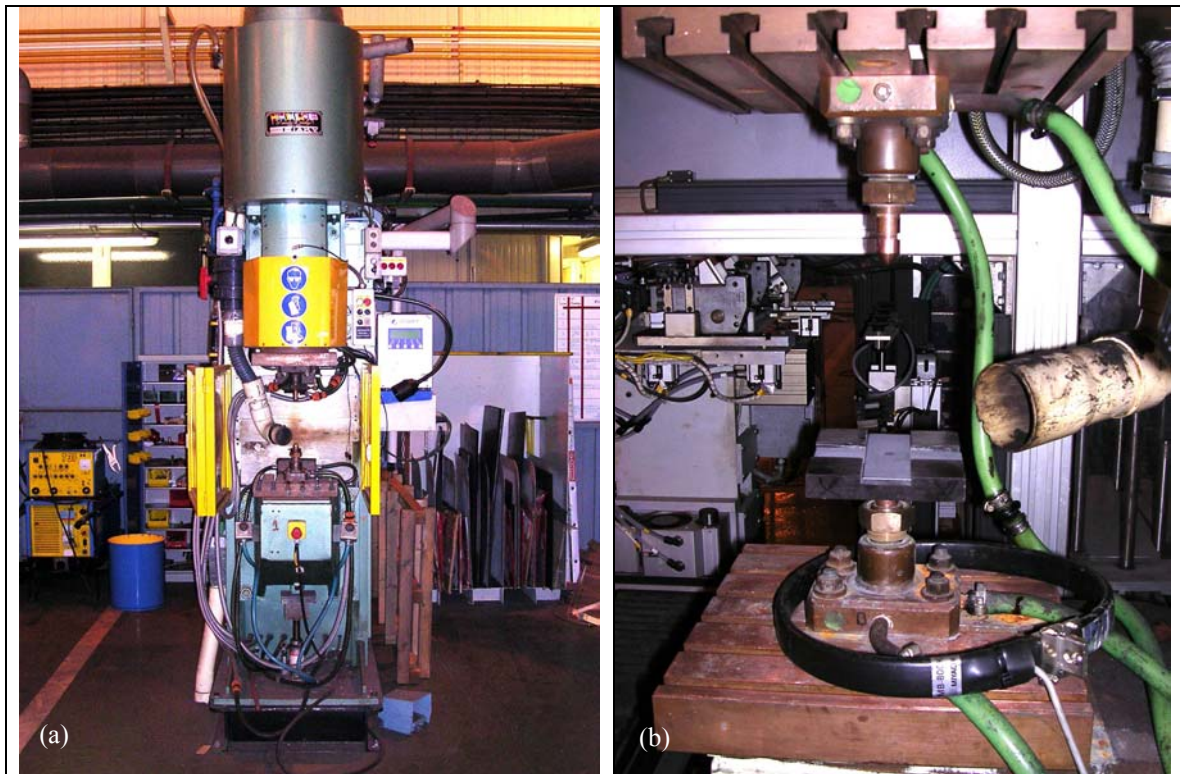


Fig. 2.1: Appareillage d'essai de soudage par points : a) Machine de soudage «SCI AKY», b) Eprouvette de traction en croix entre deux électrodes



Fig. 2.2: Appareillage d'essai de soudage par points : a) Machine de soudage «ARO», b) Acquisition de signaux de soudage «Labview» et current signal checker «Miyashi »



L'enregistrement de ces signaux en cours de soudage est directement effectué par le logiciel Labview. Lorsqu'on soude avec un courant pulsé, il est nécessaire d'équiper le vérificateur Miyashi pour calculer l'amplitude de l'intensité efficace. Celui-ci est nécessaire en cas de souder avec la pulsation du courant.

### Types de Courant de Soudage :

Pour le soudage par points, les deux modes de courant utilisés sont:

- ❖ un courant alternatif de 50Hz,
- ❖ un courant continu obtenu en redressant un courant alternatif de 1000Hz, (MFDC-Medium Frequency Direct Current)

Il s'agit de paramètre décisif de ce procédé car il intervient au carré dans l'énergie dissipée par effet Joule. Modifier la quantité d'énergie reçue par le système revient à jouer sur l'intensité efficace et sur le temps de passage de courant. Ce dernier est souvent exprimé en périodes. Le courant utilisé étant à la fréquence de 50Hz, le temps de soudage d'une période est égale à 0,02 secondes. Précisons qu'aux Etats-Unis, la fréquence étant de 60Hz, le temps de soudage est à modifier par conséquence.

### Courant Alternatif de 50Hz :

Le type de courant le plus utilisé est un courant monophasé à basse fréquence de 50 Hz. Les générateurs fonctionnent en générateurs de courant, c'est-à-dire, ils peuvent réguler l'intensité efficace sur une consigne, mais de faire en sorte que la moyenne de toutes ces valeurs efficaces soit égale à l'intensité nominale.

Pour la machine ARO, le réglage de l'énergie électrique fournie peut être modifié de trois manières :

- ❖ la modification de la tension au primaire,
- ❖ le changement du rapport de bobinage primaire/secondaire au niveau du transformateur, ce qui revient à modifier la tension au secondaire,
- ❖ et la suppression d'une partie du courant à l'aide d'un gradateur de courant. En jouant sur le rapport entre durée de fermeture des thyristors et demi-période de soudage, on fait varier l'intensité efficace du circuit primaire et donc du circuit secondaire.

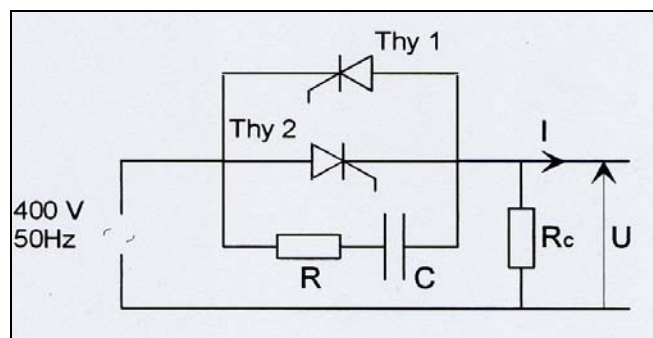


Fig. 2.3: Circuit de puissance de 50Hz de la machine « ARO »-[AR0]

La soudeuse est équipée d'un système de régulation de l'intensité efficace à base d'un pont de thyristors inclus dans le circuit primaire, (§Fig. 2.3). Un thyristor est un composant électronique, qui sous la tension négative est bloquant, et sous la tension positive est passant à partir de moment où un signal électrique d'allumage lui est envoyé par un troisième pôle. En l'absence d'allumage, le thyristor est donc un isolant parfait. Les thyristors du pont sur la Fig. 2.2 sont allumés par le régulateur à chaque fois qu'ils sont tension positive. Toutefois, le système de régulation laisse chaque thyristor bloquant un certain temps avant de l'allumer, donnant au signal de sortie une allure découpée, (§Fig. 2.4). Un condensateur dans le circuit limite le saut d'intensité à l'allumage des thyristors.

A intensité nominale égale, l'intensité efficace délivrée est donc réglée par cette portion de temps où les thyristors sont passants, i.e. le pourcentage d'ouverture des thyristors. Afin de ne pas trop modifier l'allure générale sinusoïdale de la courbe d'intensité, la norme [NFA 87-001], impose un taux d'ouverture des thyristors tel que l'intensité efficace soit au moins égale à 70% de l'intensité efficace de l'onde pleine. La régulation s'effectue à chaque période de soudage.

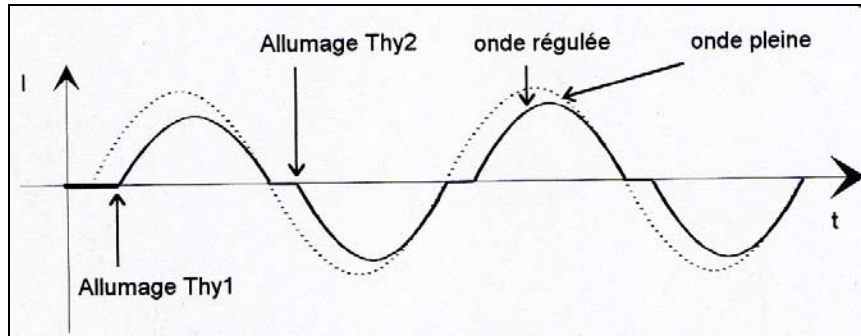


Fig. 2.4: Régulation d'intensité par un pont de thyristors

### Courant Continu de 1000Hz :

Un autre type de courant est le courant continu moyenne fréquence redressé (MFDC-1000Hz). A cette fréquence, le courant alternatif redressé peut être assimilé à un courant continu. Cette solution a été initialement développée pour le soudage des alliages d'aluminium. En cas d'acier, on attend souvent des bons résultats, tant au niveau de la consommation d'énergie électrique qu'au niveau de la durée de vie des électrodes. Le soudage avec le courant continu permet d'éliminer l'oscillation de l'effort pendant la phase de soudage.

L'utilisation du MFDC n'est possible que sur la machine de ARO. Pour une même configuration d'assemblage, la durée ainsi que l'effort de soudage sont les mêmes qu'en cas du courant alternatif 50Hz. La norme ne distingue ni une différence des procédures de soudage, ni une modification des paramètres par rapport le courant alternatif.

Selon la norme, la durée de passage du courant est recommandée de façon précise. Celle-ci dépend des caractéristiques mécaniques des tôles, de leur épaisseur ainsi que de la présence de l'épaisseur du revêtement. Elle se situe entre 5 périodes pour des tôles nues de 0,5-mm d'épaisseur et 18 périodes pour des tôles revêtues de 1,2-mm d'épaisseur. En cas de tôles plus épaisses, le courant est appliqué en plusieurs pulsations séparées par des « temps froids » de 2 ou 3 périodes. Malgré la durée du procédé plus longue, la pulsation du courant a d'avantage pour un meilleur contrôle de l'apport calorifique et donc une stabilisation pour le développement du noyau.

### Signaux de Soudage :

Les signaux enregistrés en cours l'essai par le logiciel Labview sont :

- ❖ signal d'effort,
- ❖ signal d'intensité,
- ❖ signal de déplacement relatif entre deux électrodes,
- ❖ signal de tension.

Pour la condition de soudage avec une seule pulse de 8 ou de 10 périodes, le calcul de l'intensité efficace se fait sur la totalité du temps de soudage, ' T ', utilisant le signal checker Miyashi®. L'intensité efficace peut être vérifiée soit sur la fenêtre de ARO, ou soit par le enregistrement sur le papier de Miyashi®.

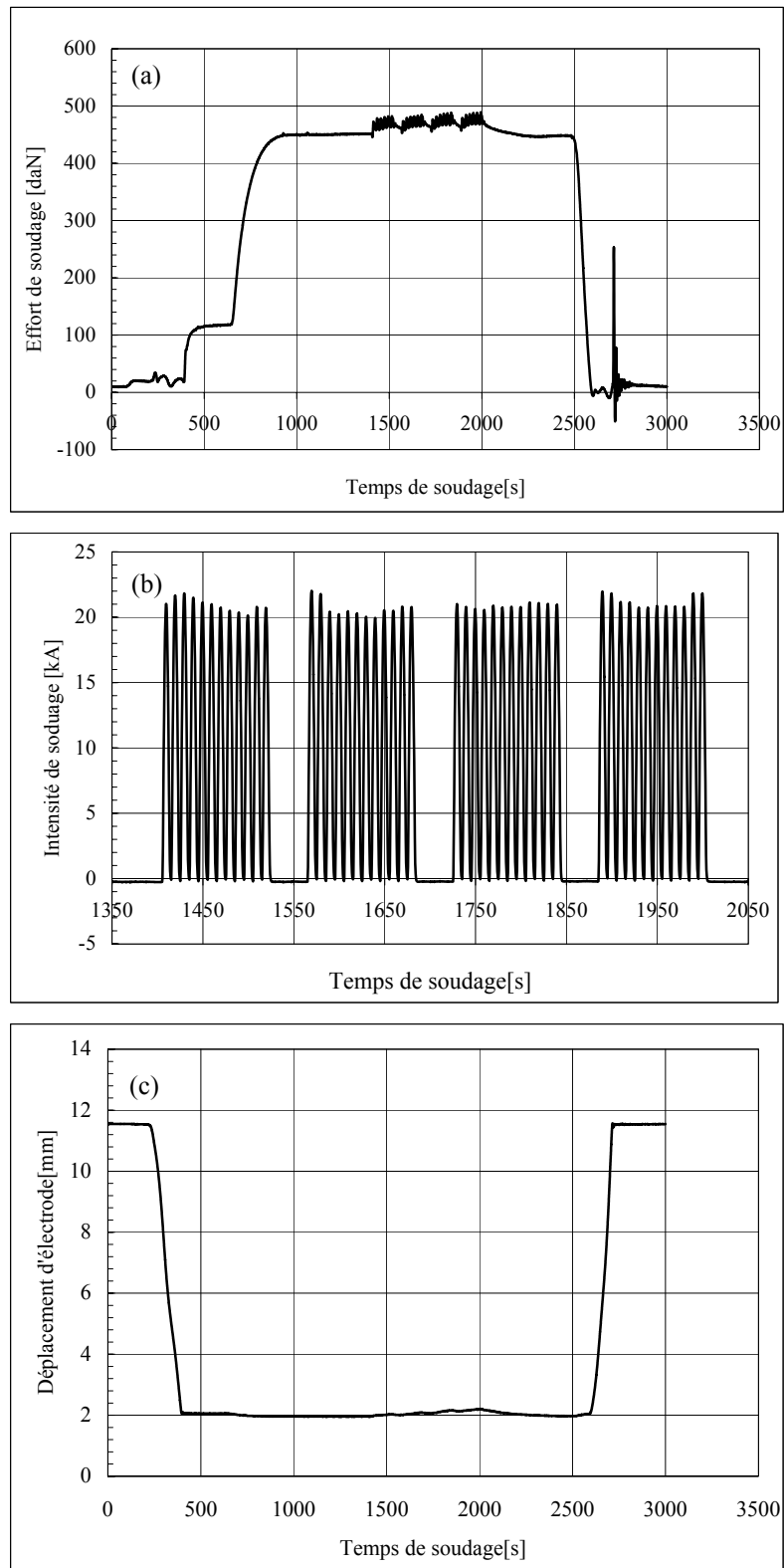
La tension, '  $U_{eff}$  ', et l'intensité efficaces '  $I_{eff}$  ', qui peuvent être exprimées :

$$U_{eff} = \sqrt{\frac{1}{T} \int_0^T U^2(t).dt} \quad [2.1]$$

$$I_{eff} = \sqrt{\frac{1}{T} \int_0^T I^2(t).dt} \quad [2.2]$$

Il est alors possible de calculer l'énergie, ' E ' :

$$E = \int_0^T U(t).I(t)dt \quad [2.3]$$



**Fig. 2.5:** Acquisition des signaux du courant alternatif 50Hz pulsé sur la fenêtre de Labview de la machine ARO :  
a) Effort de soudage, b) Intensité absolue de soudage, i.e. la valeur positive, et c) Déplacement relatif entre deux électrodes

## Produits et Caractéristiques Mécaniques des Tôles :

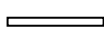



Le repérage et les caractéristiques du produit d'acier bas carbone utilisés sont dans le tableau 2.1 :

**Tableau 2.1:** Repérage produits utilisé dans les essais de soudage

Repère	Substrat	Description	Epaisseur (mm)	Revêtement
				Epaisseur (µm)
1	IF-Ti	Tôle de rodage	0.8	nue
2	ES	Tôle de rodage	2.0	nue
3	IF-Ti	XES (JR7)	2.0	GZ/10µm/ 2-faces
4	ES	Tôle de rodage	2.0	nue

Les compositions chimiques des produits IF et ES sont dans le tableau 2.2. Les tôles avec l'état de surface brute de finition sont utilisées pour la cadence d'électrode et les essais de soudage.

**Tableau 2.2:** Composition chimique de produits en masse ( $10^{-3}$  %)

Rep.	C	Mn	P	S	Si	Al.	Ni	Cr	Cu	Ti	Ceq	Symbole
1	10,5	206,5	10,7	8	2,5	35,5	33,06	20	12,4	110	52,4	
2	40	280	10	10	10	50	40	20	30	1	97	
3	1,4	111	9	8,3	7	41	20	15	14	78	26,3	
4	29	196,8	7	10,1	7,8	36,1	16,3	54,1	7,4	1	75,5	

Note :  $C_{eq,IIW} = C + \frac{Mn+Si}{6} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Ni+Cu}{15}$  d'après-[BAI94]

**Tableau 2.3:** Caractéristiques mécaniques conventionnelle des tôles à froid

Rep.	Sens long			Sens travers		
	Rm [MPa]	Rp0,2 [MPa]	A [%]	Rm [MPa]	Rp0,2 [MPa]	A [%]
1	-	-	-	-	-	-
2	303,6	175,1	39,5	-	-	-
3	282	196	48,6	281	177	47,9
4	309,9	173,5	41,6	303,8	175,1	39,2

La première partie des essais est pour la tôle nue de ces nuances avec la comparaison des différents paramètres, et une étude sur la cinétique de formation de la soudure. Les paramètres principaux étudiés sont le diamètre de la face d'électrode, le type de la face d'électrode, et l'effort de soudage. On cherche l'intensité efficace maximale avant l'expulsion pour définir la condition du haut du domaine de soudabilité. Le nombre des cycles est préalablement fixé selon la norme.

Dans la deuxième partie, on utilise la démarche des essais comme le cas précédent pour étudier la soudabilité des tôles revêtues.

## Électrodes :

Les électrodes utilisées dans les essais sont des électrodes tronconiques avec la face active hémisphérique de diamètre de 6 et 8-mm, qui sont respectivement les électrodes TH6 et TH8. Une électrode tronconique à face plate du CRDM a été également utilisée afin de comparer l'influence de la face active sur l'intensité efficace ainsi que sur la cinétique de la formation du noyau. Les électrodes à face plate de diamètre de 6-mm et 8-mm sont TP6 et TP8, (§Fig. 2.6).

**Conditionnement des Electrodes :**

Il s’agit d’un rodage des faces actives des électrodes avant commencer leur utilisations pour des essais. Le rodage d’électrodes se fait sur la tôle nue et la cadence dépend de l’épaisseur et de la caractéristique mécanique de la tôle. Le conditionnement des électrodes est pour :

- ❖ la correction des aspérités de la face active des électrodes
- ❖ et la correction des éventuels défauts d’alignement entre deux électrodes.

La condition de cadence d’électrode avant d’effectuer les essai est dans le tableau 2.4-[NFA87-001]:

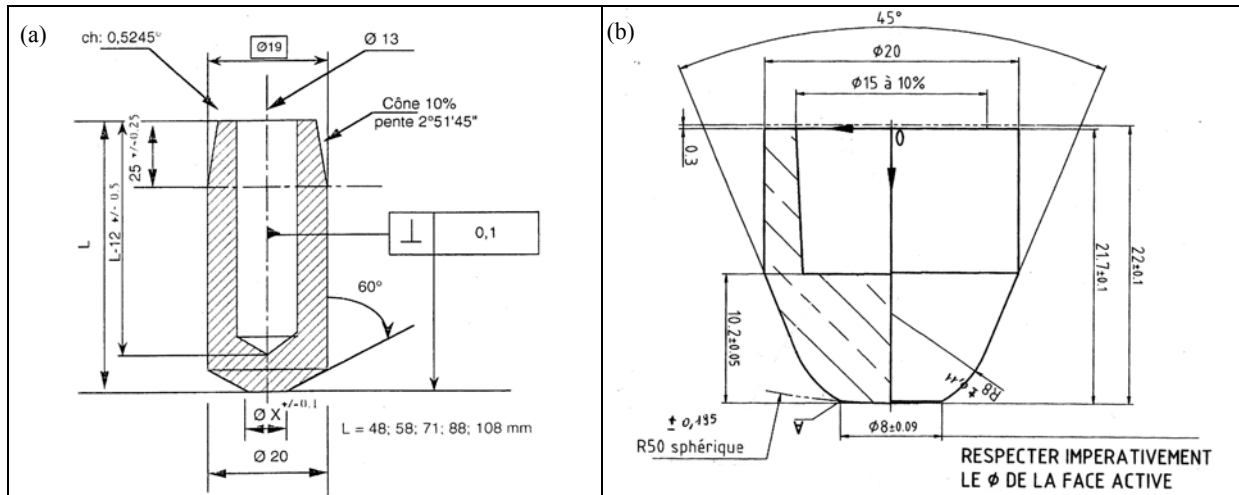


Fig. 2.6: Électrodes utilisées pour les essais de soudage, a) Électrode à face plate, TP, dont profil du CRDM, b) Électrode en forme tronconique à face hémisphérique de diamètre de 8-mm-TH8.

Tableau 2.4: Conditions de cadence d’électrodes

Épaisseur de tôle de rodage	0,8-mm	2,00-mm
Caractéristique de tôle de rodage	Acier extra doux (IF ou Calmé Alu)	Acier extra doux (IF ou Calmé Alu)
Effort de soudage	230 daN	450 daN
Temps de soudage	10 périodes (0,2 sec.)	4(6+2)
Intensité de soudage	7,50kA	11,50kA
Temps de maintien	10 périodes	15 périodes
Nombre de points	50	300
Vitesse de cadence	30 points/min	15 points/min

En ce qui concerne le courant pulsé, la condition de 4(6+2) indique qu’il y a 4 pulsations de chacune 0,12 secondes (6 périodes) de passage du courant et 0,04 secondes (2 périodes) pour le temps « froid », ou sans courant. La bande de la tôle de rodage est de 50x300-mm.

**Aptitude de Soudage :**

La recherche de l’intensité maximale, (i.e. haut du domaine de soudabilité), est obtenue avec un décalage de l’intensité de 0,5 kA jusqu’à l’expulsion. Lorsqu’une expulsion est détectée, l’intensité est diminuée par une modification de l’intensité de 0,2 kA par rapport à l’intensité d’expulsion. Avec une intensité trouvée sans l’expulsion, les trois coupons sont soudés en vérifiant des signaux de soudage. La dimension d’un coupon est de 50x50-mm. Pour l’étude cinétique de la soudure, la condition de soudage se modifie par l’usage de cycles interrompus programmés sur ARO.

En bas du domaine, il est nécessaire de déboutonner les éprouvettes et de mesurer le diamètre du noyau. Les critères des diamètres acceptables selon la norme s’applique dans ce cas, i.e. les assemblages homogènes d’épaisseur de 0,8 et de 2,0-mm, les diamètres acceptables du noyau sont de 4 et de 6-mm, respectivement.

Les paramètres du soudage utilisés sont dans les tableaux 2,5-6.

## **Essais Usuels Destructifs :**

### **Généralité :**

Les tests de déboutonnage au burin ou au marteau sont très utilisés pour leur simplicité et fournissent une image souvent exacte de la qualité du point soudé. Ce sont ces deux tests qui sont le plus souvent utilisés chez les constructeurs automobiles. Les essais de traction/cisaillement, de traction en «croix» et de traction en «U» permettent de déterminer les lois de comportement statique du point de soudure. Enfin, les essais de fatigue ne donnant pas assez d'indication sur les lois de comportement dynamique, un nouvel essai, l'essai de traction par choc, a été récemment développé. Cet essai permet d'analyser d'une façon fine les mécanismes de la rupture fragile et donne accès aux lois de comportement dynamique dans des conditions proches de celles des «crash-test». L'essai de traction par choc est basé sur la compétition entre un mécanisme de rupture fragile initiée au niveau de l'entaille d'une éprouvette et un mécanisme de rupture ductile lorsque la rupture intervient dans la partie lisse de cette même éprouvette.

Pour déboutonner une série de points. On utilise une machine communément appelée «les dents de la mer», (§Fig. 2.8), qui permet de déboutonner le bande avec un maximum de 10 points. L'éprouvette est un assemblage de deux tôles, qui est de 5-mm de large et 33-mm de long pour une bande de contrôle.

La machine de dents de la mer fonctionne en écartant les deux tôles par un système hydraulique. Les points soudés sont sollicités principalement en traction, et puis déboutonnés. Cependant, la charge d'écartement non symétrique provoque une perte de deux points situés aux extrémités de la bande. Le diamètre des boutons est mesuré à l'aide d'un pied à coulisse muni de becs adaptés.

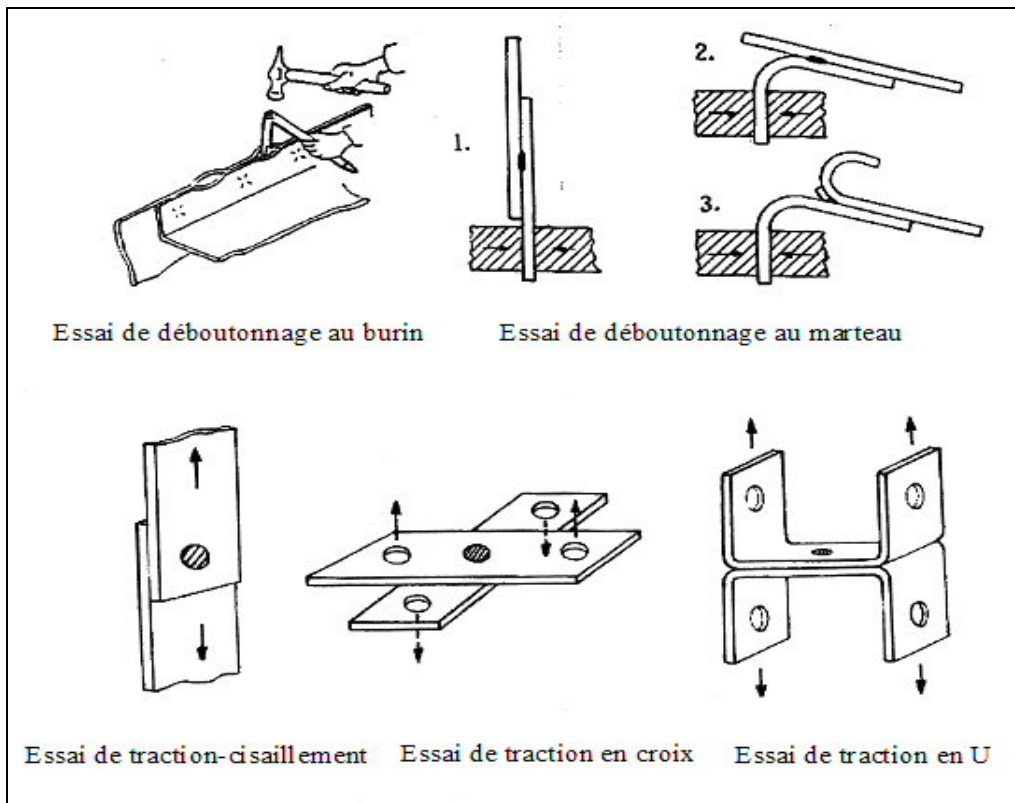


Fig. 2.7: Différente technique pour l'évaluation de la taille du noyau et celle du comportement mécanique du point soudé



Fig. 2.8: Technique de déboutonnage des série de points soudés, a) Machine de déboutonnage «les dents de la mer», et b) Représentation d'une bande de contrôle pour l'essai de dégradation des électrodes

Tableau 2.5: Essais réalisés pour l'assemblage des tôles nues. Conditions de soudage basées sur la norme NFA-87-001

Condition de soudage		Intensité [kA-Type/N° des pulses]	Effort [daN]	Remarques
Electrode	Configuration			
1) TH6		8,6-DC/1(10)	230	*
2) TH6		8,6-DC/1(10)	250	*
3) TH6		8,8-DC/1(10)	300	*
4) F16		9,2-DC/1(10)	230	*
5) F16		10,2-DC/1(10)	300	*
6) TP6		9,8-DC/1(10)	230	*
7) TP6		9,8-DC/1(10)	300	*
8) TH6		9,2-DC/4(6+2)	400	*
9) TH6		9,5-DC/4(6+2)	450	*
10) TH8		11,2-DC/4(6+2)	400	***
11) TH8		12,4-DC/4(6+2)	450	*
12) TH6		8,7-DC/1(8)	230	*
13) TH6		8,2-DC/1(8)	270	*
14) TH6		8,7-DC/1(8)	270	*
15) TH8		8,8-DC/1(8)	230	*
16) TH8		9,1-DC/1(8)	230	*
17) TH6		8,0-DC/1(8)	250	*
18) TH6		8,4-DC/1(8)	300	*
19) TH6		7,4-DC/1(8)	230	*
20) TH6		7,4-DC/1(8)	230	*
21) TH6		7,6-DC/1(8)	230	*
22) TH6		7,8-DC/1(8)	230	*
23) TH8		10,6-DC/4(6+2)	450	**
24) TH6		9,2-DC/4(6+2)	450	*
25) TH6		8,0-DC/1(8)	230	*



Tableau 2.6: Essais réalisés pour l'assemblage des tôles revêtues. Conditions de soudage basées sur la norme NFA-87-001

Condition de soudage		Intensité [kA-TypeN° des pulses]	Effort [daN]	Remarques
Electrode	Configuration			
26)	TP8	15,43-AC/4(6+2)	350	*
27)	TH8	12,72-AC/4(6+2)	450	**
28)	TH8	11,85-AC/4(6+2)	350	*
29)	TP8	16,28-AC/4(6+2)	450	*
30)	TP8	15,41-AC/4(6+2)	450	*
31)	TH8	13,23-AC/4(6+2)	350	*
32)	TH8	14,23-AC/4(6+2)	450	**
33)	TP8	14,19-AC/4(6+2)	450	*
34)	TH6	9,64-AC/4(6+2)	450	*
35)	TP8	16,53-AC/4(6+2)	450	*
36)	TP8	15,29-AC/4(6+2)	450	*
37)	TH8	12,0-AC/4(6+2)	450	*
38)	TH8	11,80-AC/4(6+2)	450	*
39)	TH8	12,29-AC/4(6+2)	450	*

**Nota** \* : Etude cinétique pour le développement du noyau.  
 \*\* : Validation de la taille et de la géométrie de la soudure.  
 \*\*\* : Etude pour l'influence des données entrées électrothermiques sur la taille du noyau

## 2.4 Résultats et Discussion :

### Cinétique de la Formation du Noyau – Une Revue :

Il s'agit d'une étude pour comprendre la cinétique de la formation du noyau en cas de différents assemblages avec différents paramètres. Nous rappelons que la condition de soudage indiquée est celle en haut du domaine de soudabilité. L'expulsion est vérifiée par une observation de signal d'effort de soudage sur la fenêtre de Labview.

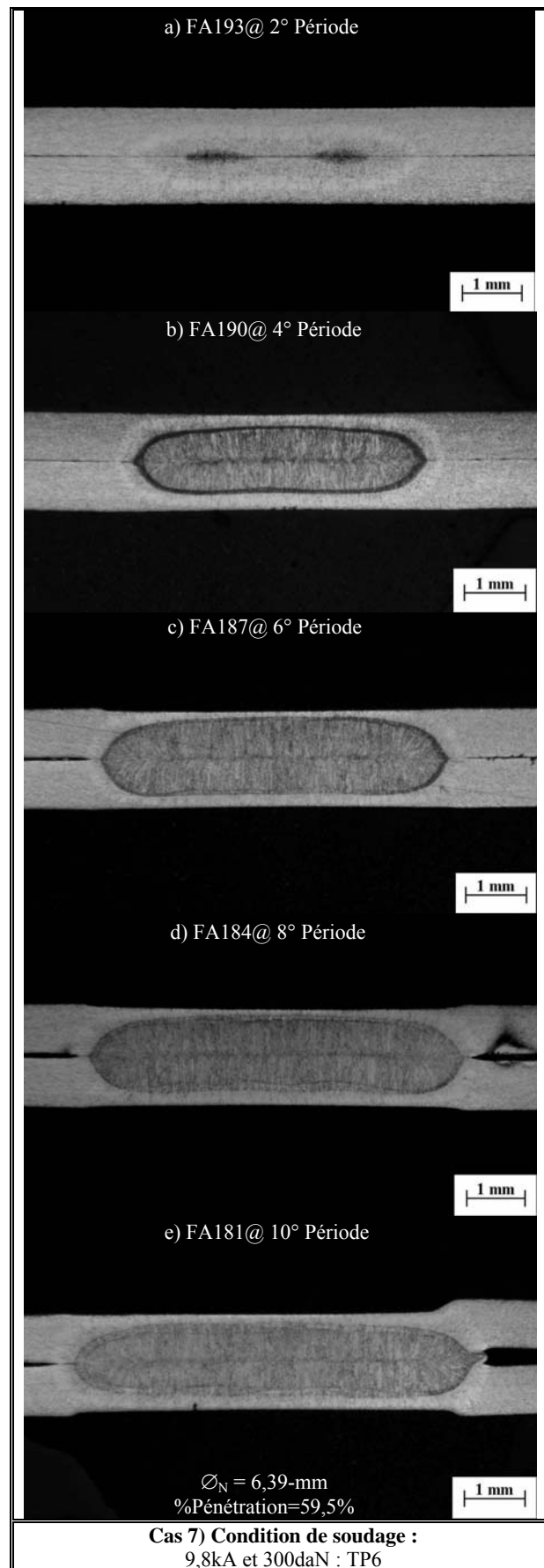


Fig. 2.9: Cinétique de la formation du noyau dans le cas n° 7 pour un assemblage de deux tôles, (tôle d'acier IF de 0,8-mm d'épaisseur)

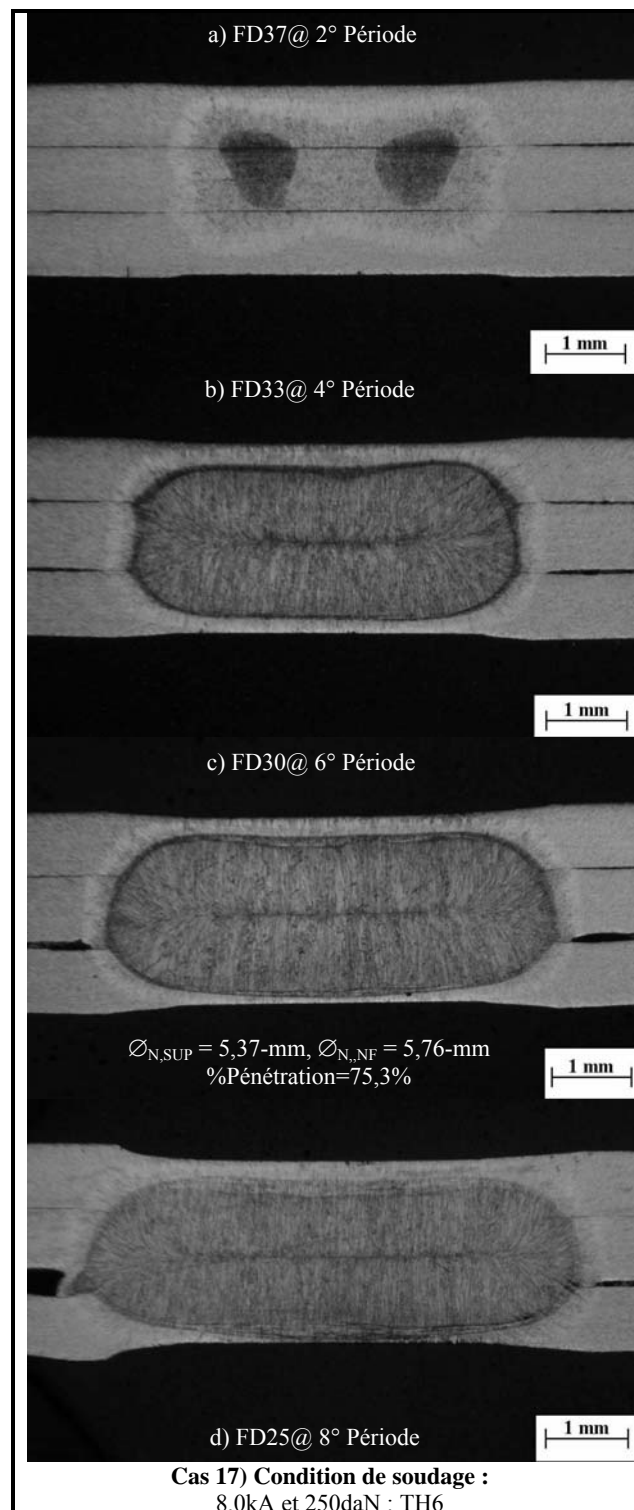
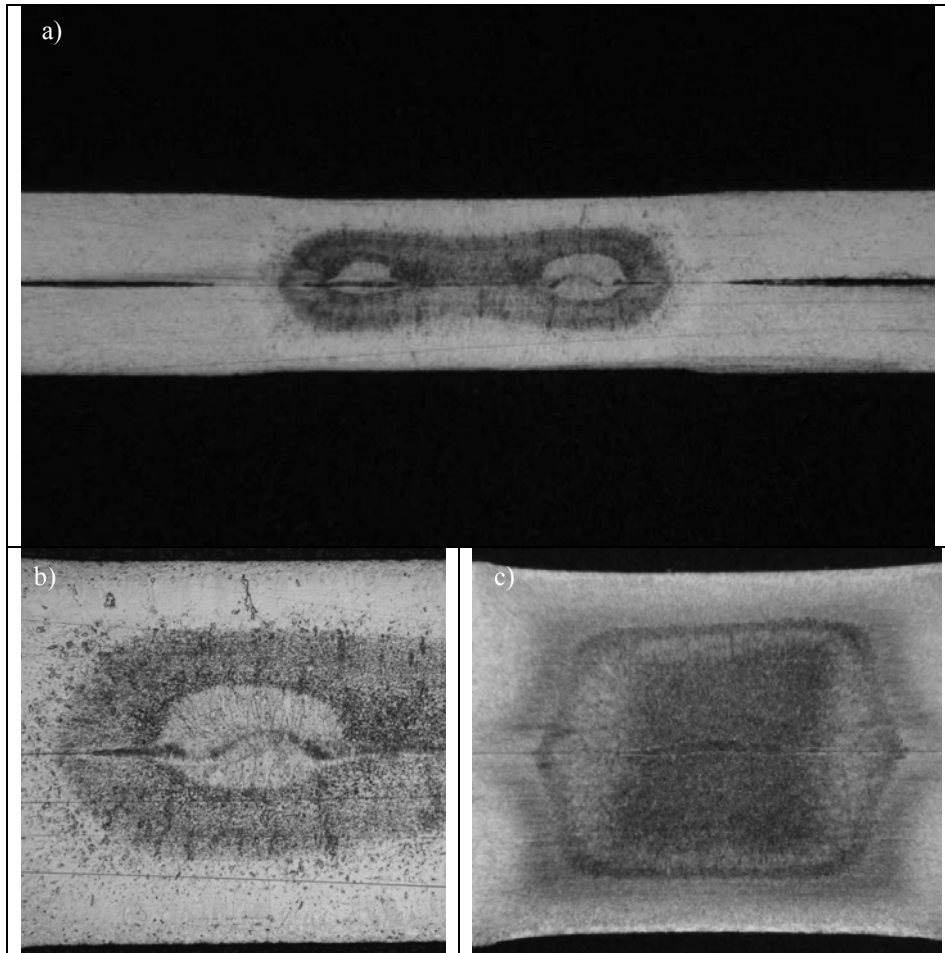


Fig. 2.10: Cinétique de la formation du noyau dans le cas n° 17 pour un assemblage de deux tôles, (tôle d'acier IF de 0,8-mm d'épaisseur)

### Développement du Noyau dans l'Assemblage Homogène des 2 Tôles :

Dans un cas d'assemblage de tôle fine, la première zone chaude se développe d'abord à l'interface tôle/tôle, (§Fig. 2.11). Le noyau se forme rapidement dans l'épaisseur au début de première quatre période, et puis il se développe largement dans la direction radiale de l'assemblage.



**Fig. 2.11:** Différent mécanisme de la formation de zone fondue et de la ZAT au début de soudage, a) Zone chaude se développe à l'interface tôle/tôle en forme toroïdale par le soudage à l'état solide, b) Interface tôle/tôle dans la zone fondue au début de soudage, (Cas n° 3 à la fin de deuxième cycle), et c) Cas d'un assemblage des tôles épaisses avec la condition de soudage pulsée (Cas n° 9 à la fin de première pulse)

Figures 2.9 et 2.10 montrent la tendance similaire pour le développement du noyau dans les cas de deux et de trois tôles. Dans le cas d'assemblage homogène de trois tôles, la mesure de diamètres du noyau supérieur et inférieur a effectuée aux interfaces entre les tôles supérieure/intermédiaire et les tôles intermédiaire/inférieure.

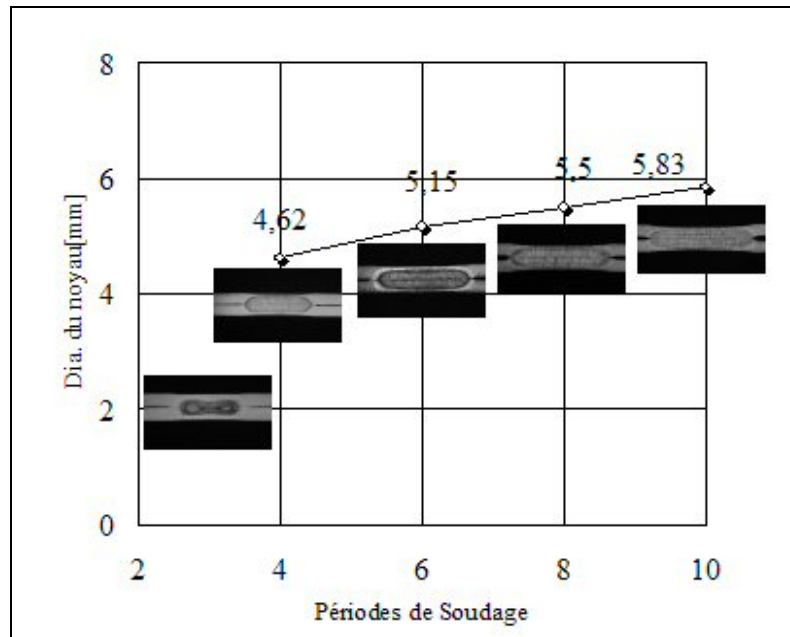


Fig. 2.12: Cinétique de la formation du noyau en fonction des périodes de soudage d'un assemblage de tôles IF d'épaisseur de 0,8-mm-(Cas n° 3)

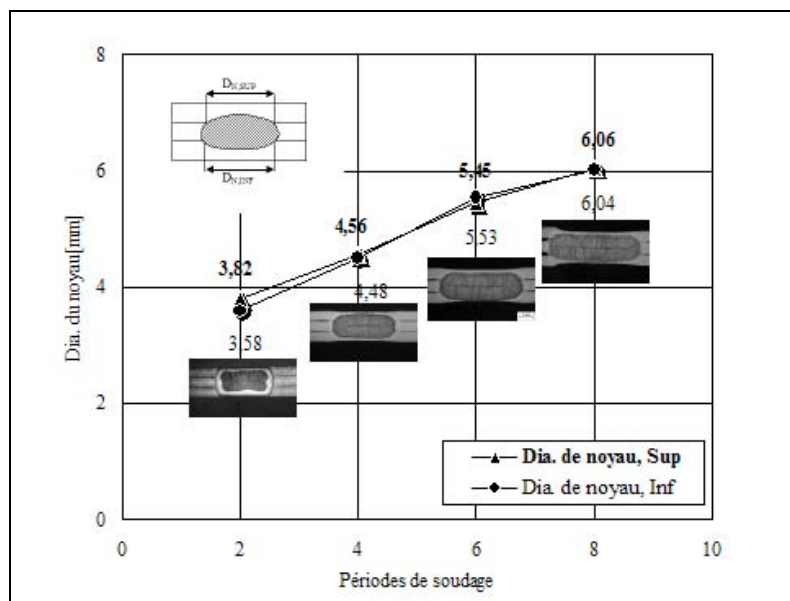
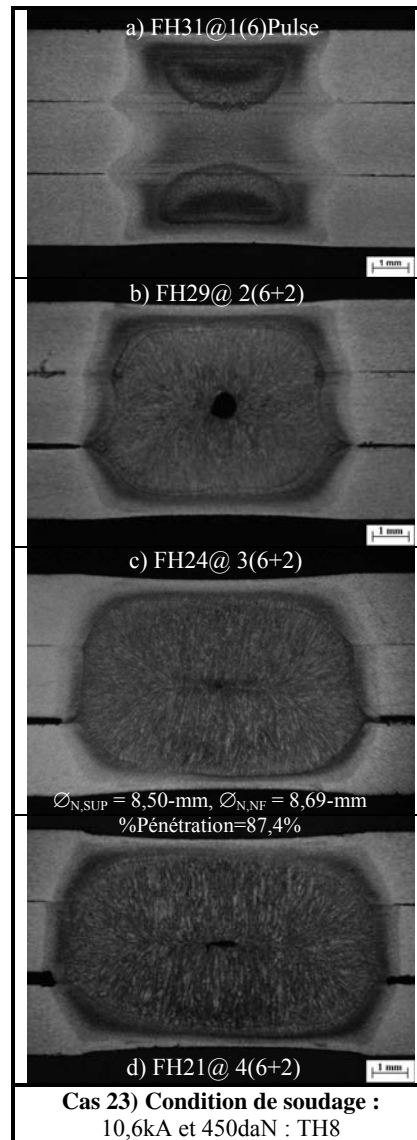


Fig. 2.13: Cinétique de la formation du noyau en fonction des périodes de soudage d'un assemblage des trois tôles IF d'épaisseur de 0,8-mm-(Cas n° 18)

### Développement du Noyau dans l'Assemblage Homogène des 3 Tôles :

Au début de soudage, (§Fig. 2.14a-b), les premières zones chaudes semblent commencer d'abord dans les tôles inférieure et supérieure au lieu de se former à l'interface tôle/tôle. Pour les pulses suivantes, le développement d'un seul noyau est observé jusqu'à la fin de soudage. Comme dans le cas d'un assemblage de tôles fines, le diamètre du noyau final peut avoir la même ou une taille différente. Les diamètres du noyau final sont indiqués sur la Fig. 2.14d.



*Fig. 2.14: Comparaison de la cinétique de développement du noyau entre l'assemblage de tôle nue de l'acier ES d'épaisseur de 2-mm et celui de tôle revêtue de l'acier IF d'épaisseur de 2-mm*

### **Développement du Noyau dans l'Assemblage Hétérogène :**

Il s'agit de type d'assemblage hétérogène de différentes nuances et épaisseurs. Pour ces configurations, la formation du noyau est encore observée à l'interface tôle/tôle comme dans le cas d'un assemblage de tôle fine. Fig. 2.15 montre la cinétique de la formation de la soudure dans les trois cas de l'assemblage hétérogène.

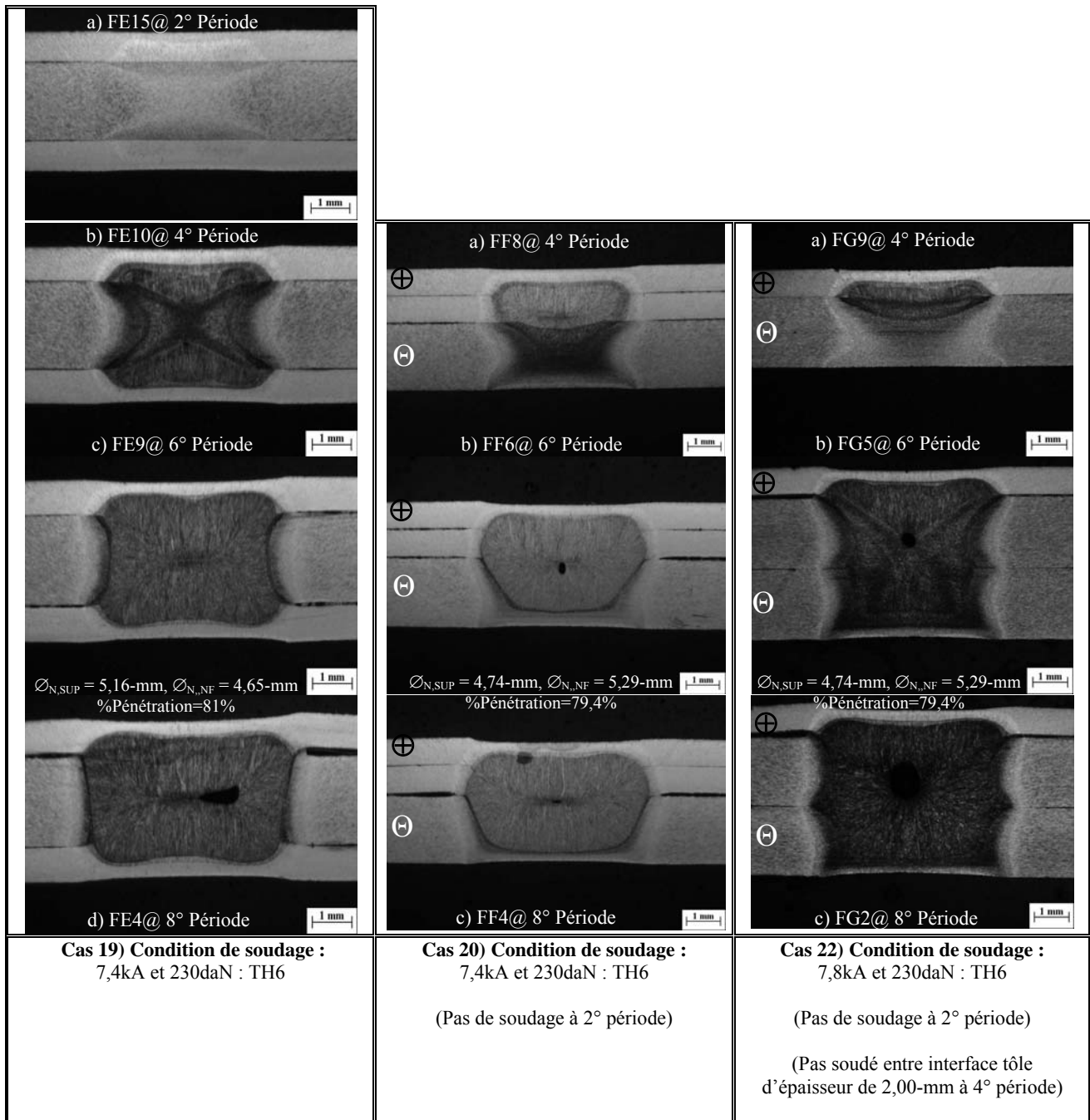


Fig. 2.15: Comparaison de la cinétique de développement du noyau pour l'assemblage hétérogène de l'acier ES-[la signe (+) indique l'anode ou l'électrode supérieure]

Avec un rapport d'épaisseur de tôle de 2,5, les deux zones chaudes se forme à l'interface tôle/tôle, puis le noyau s'élargit progressivement dans la tôle plus épaisse. Dans les cas n° 20 et 22, les assemblages ne sont pas encore soudés à la fin de deuxième période. Pour le cas n° 22, il semble qu'il y a deux noyaux apparus aux interfaces tôle/tôle. Le premier noyau apparaît à la fin de quatrième période à l'interface tôle/tôle supérieure. Cependant, il n'y pas de collage à l'interface tôle/tôle inférieure. La combinaison de ces deux noyaux se trouve dans deux périodes suivantes et un seul noyau s'élargit dans les tôles plus épaisses.

Selon ces résultats, on peut constater que la zone chaude se forme toujours à l'interface tôle/tôle au début de soudage, puis l'élargissement du noyau se développe principalement dans les tôles plus épaisses.

### Influence de l'Effort :

L'effort influe directement sur la résistance de contact-[VOG92]. La comparaison de plusieurs configurations et l'étudiant l'influence de l'effort est montrée sur les Figs. 2.16, 17, et 18.

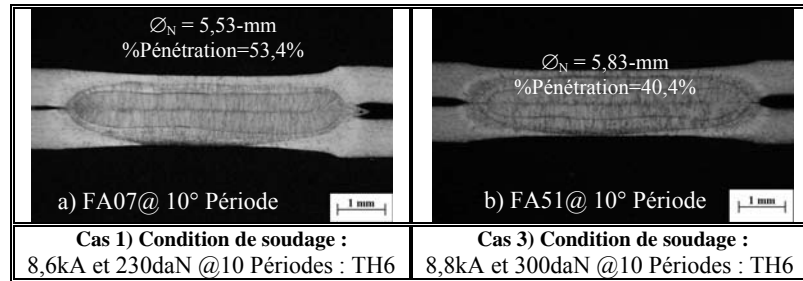


Fig. 2.16: Influence de l'effort de soudage sur l'intensité et sur le diamètre final du noyau dans le cas d'un assemblage des tôles fines

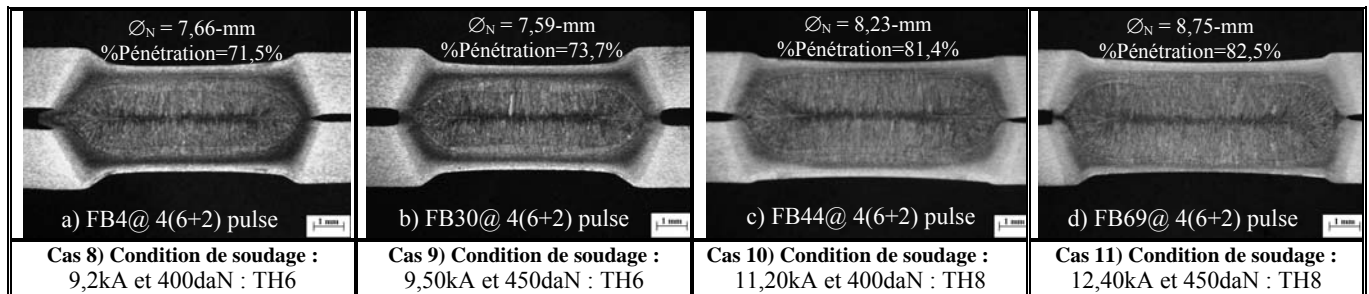


Fig. 2.17: Influence de l'effort de soudage sur l'intensité et sur le diamètre final du noyau dans le cas d'un assemblage de tôles épaisses

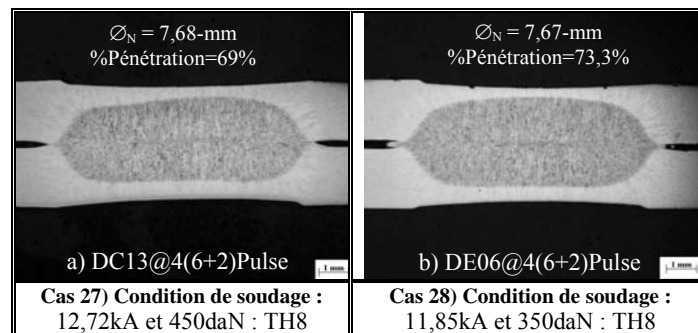


Fig. 2.18: Influence de l'effort de soudage sur l'intensité et sur le diamètre final du noyau dans le cas d'un assemblage de tôles revêtues

Comparons entre les cas n° 1 et 3 pour des électrodes TH6, (§Fig. 2.16), les diamètres finals du noyau sont de 5,53-mm et 5,83-mm. L'influence de l'effort sur l'intensité est similaire au cas d'électrode TP6 : l'intensité nécessaire en haut du domaine de la soudabilité augmente avec l'effort de soudage.

En cas d'un assemblage homogène de tôles nues épaisses, (§Fig. 2.17), l'influence de l'effort sur l'intensité est similaire au cas d'assemblage des tôles fines utilisant la même type d'électrode, (e.g. Cas n° 10 et 11). Il est probable qu'une mauvaise sélection de l'électrode, (§Cas n° 8 et 9 utilisant l'électrode plus petite que celle recommandée dans la norme), ne donne pas le diamètre de noyau plus grand, malgré plus forte intensité. L'indentation profonde est visiblement marquée sur des surfaces de la tôle lorsqu'on utilise une petite électrode.

En cas d'un assemblage homogène de tôles nues soudé avec une intensité en haut du domaine de soudabilité pour quelle que soit l'épaisseur, l'intensité augmente avec l'effort, et par conséquent le diamètre du noyau est plus grand.



Cependant si l'on compare entre les cas n° 27 et 28 de l'assemblage des tôles revêtues, l'augmentation de l'intensité avec l'effort ne montre pas l'impact si important sur le diamètre du noyau, Les diamètres du noyau sont de 7,68-mm à 12,72kA et de 7,67-mm à 11,85kA utilisant d'électrode TH8.

*On conclue que l'effort joue un rôle sur la variation de l'intensité de soudage. L'augmentation de l'effort de conduit à une augmentation de l'intensité.*

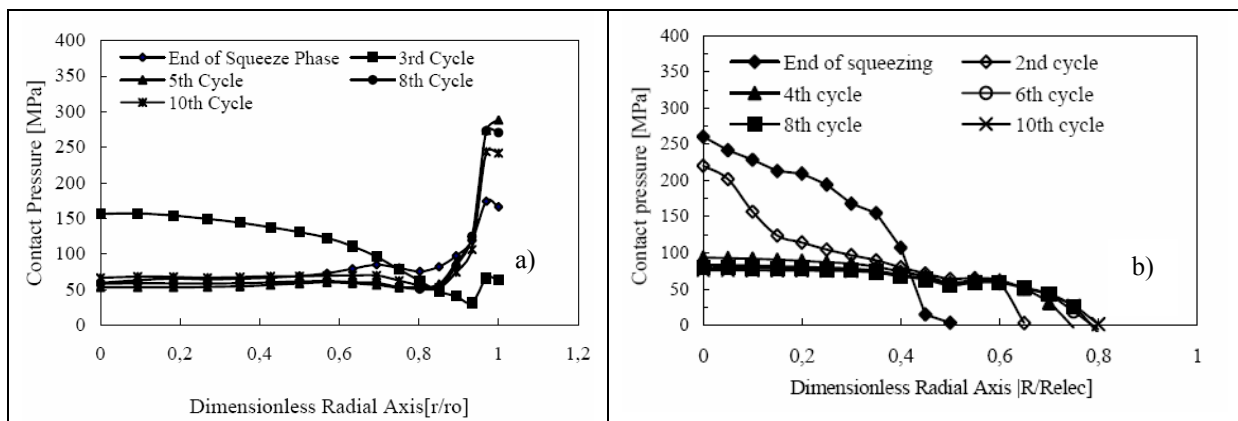
Le choix des électrodes est, à priori, basé sur la recommandation de la norme. Lorsqu'on envisage de souder la configuration complexe, il est encore indispensable de réaliser quelques essais pour déterminer des paramètres appropriés, qui donnent des meilleurs résultats, en termes de la qualité du point, et la durée de vie d'électrode.

### Influence des Types d'Électrode :

Il s'agit d'une influence concernant l'électrode, qui sont sa forme et sa taille de la face active.

#### *Effet de la forme de la face active d'électrode :*

La forme de la face active d'électrode joue un rôle sur la variation de la taille de contact électrode/tôle. Il est récemment possible d'évaluer la taille du contact ou la distribution de la pression de contact électrode/tôle en cours de soudage par un calcul aux éléments finis-[SUN00]. La distribution de la pression de contact électrode/tôle calculé dans les cas d'électrodes TP6 et TH6 est illustrée sur la Fig. 2.19.

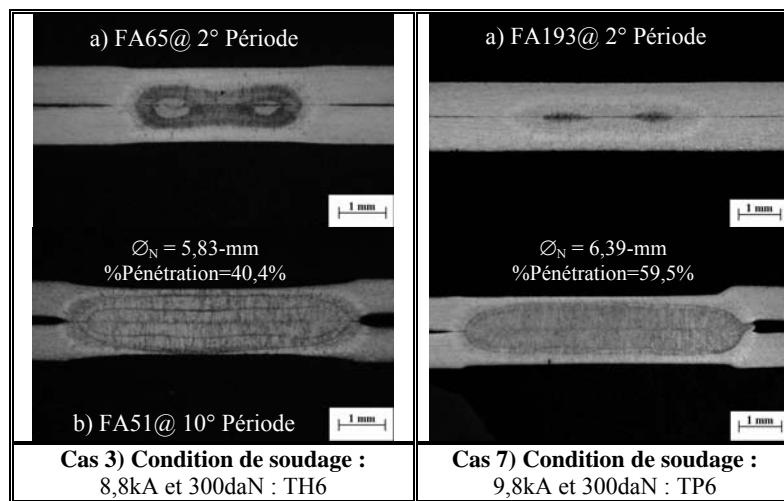


**Fig. 2.19:** Distribution de la pression de contact à l'interface électrode/tôle pendant soudage a) Cas d'une électrode à face plate-TP6, et b) Cas d'une électrode à face courbée-TH6, [SRI01]

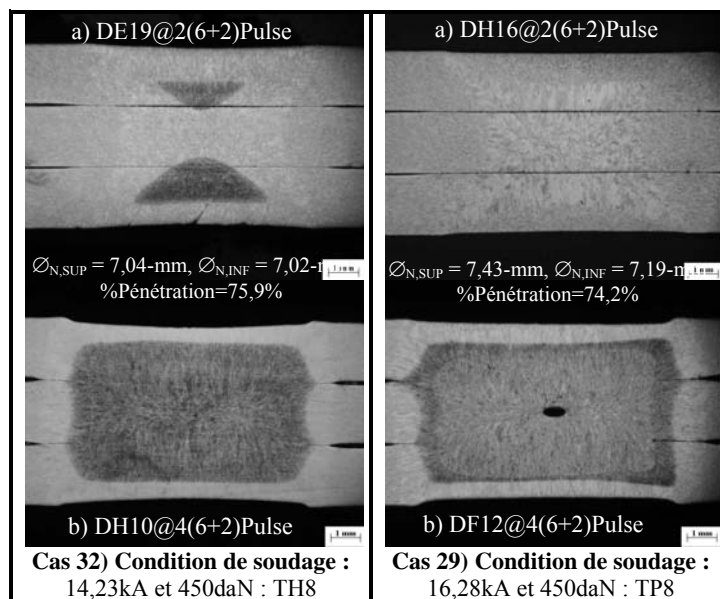
En cas d'une électrode à face plat, (§TP6), on trouve que la pression de contact est la plus importante et concentre à la périphérie de la face d'électrode. La pression de contact est peu variée pendant soudage, (§Fig. 2.19a). Ces résultats montrent que la taille de contact électrode/tôle peut être fixée et égale au diamètre de l'électrode, lorsqu'il s'agit du cas de la simulation numérique de l'assemblage soudé avec l'électrode à face plate.

Au contraire pour l'électrode TH6, une concentration de la pression de contact est trouvée au centre du contact électrode/tôle. Puis, la pression est brusquement diminuée pendant deux périodes de soudage lorsque les électrodes indentent sur la surface de la tôle. La taille de contact varie de 50% à 80% par rapport à la taille de face d'électrode, (§Fig. 2.19b). Lorsque la taille de contact est plus petite, plus la concentration des lignes du courant à l'interface est importante.

Quelques résultats de l'étude du développement de la soudure permettent de mise en évidence ce phénomène.



**Fig. 2.20:** Comparaison entre la cinétique de développement du noyau dans l'assemblage des tôles fines utilisant les électrodes TH6, et TP6, (Voir dans Annexe I pour la cinétique complète)



**Fig. 2.21:** Cinétique de la formation de la soudure dans l'assemblage des tôles épaisses revêtues utilisant les électrodes TH6, et TP6, (Voir dans Annexe I pour la cinétique complète)

Comme mentionné dans le paragraphe précédent, la zone chaude apparaît plus rapidement avec l'utilisation d'électrode à face courbée que celle d'électrode à face plate, particulièrement au début du soudage. Il s'agit d'une influence de la taille de contact engendrée par la face de l'électrode.

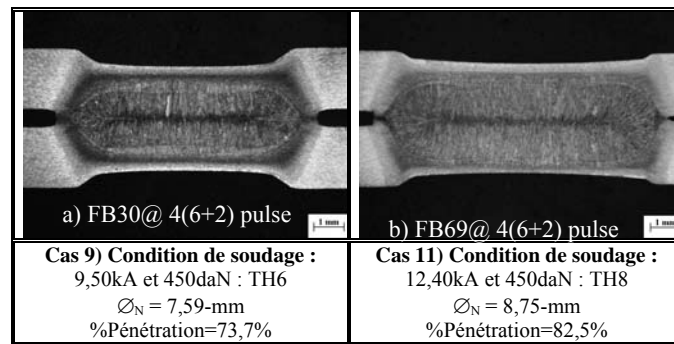
En haut du domaine de soudabilité, l'intensité est plus importante lorsqu'on utilise l'électrode à face plate, et par conséquent le diamètre de noyau, lui aussi est plus grand. Concernant la configuration n° 7, le diamètre final de noyau trouvé est supérieur à celle n° 3.

On peut constater que la forme de la face active influe sur le développement de la soudure, particulièrement au début de soudage. Il est probable qu'une variation de l'intensité selon le type d'électrode employée a encore un rôle sur le diamètre final du noyau. La forme de la face active de l'électrode gouverne alors la taille de contact, et par conséquent l'intensité de soudage.

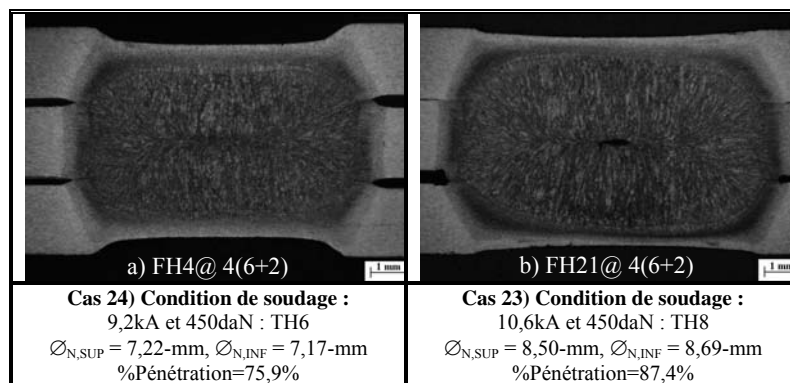
### Influence du Diamètre de la Face Active d'Électrode :

Il s'agit de la taille de la face active de l'électrode. Pour comprendre ce paramètre, on compare les configurations soudées par les électrodes à face hémisphérique avec le diamètre de la face active différente, i.e. les électrodes TH6 et TH8. Selon la norme, le choix du diamètre d'électrode est un paramètre cohérent avec l'épaisseur de la tôle.

En ce qui concerne la qualité de la surface, on essaie toujours d'éviter une indentation importante d'électrode sur la surface de la tôle. Nous comparons deux cas du soudage d'une configuration de tôle nue d'épaisseur de 2-mm utilisant les électrodes TH6 et TH8, (§Figs. 2.22-23).



**Fig. 2.22:** Indentation engendrée par les électrodes tronconiques à face hémisphérique de diamètre de 6-mm et de 8-mm sur un assemblage de deux tôles épaisses



**Fig. 2.23:** Indentation engendrée par les électrodes tronconiques à face hémisphérique de diamètre de 6-mm et de 8-mm sur un assemblage de trois tôles épaisses

L'indentation plus importante sur la surface de tôle est observée lorsqu'on utilise l'électrode plus petite. Le diamètre final du noyau est probablement plus grand avec l'utilisation d'électrode dont la face active plus grande. Dans cas d'assemblage de deux tôles, les diamètres du noyau sont de 7,59-mm et 8,75-mm pour des électrodes TH6 et TH8. Une tendance similaire est observée dans le cas de l'assemblage de trois tôles, (§Fig. 2.23).

### Influence de la Polarisation :

Il s'agit d'un effet électrique lorsque le courant MFDC est utilisé. Pour étudier ce phénomène, nous avons étudié sept configurations de l'assemblage hétérogène de tôle nue. Malgré différente nuance de tôle ou autrement dit la différente entre la résistivité de la tôle, l'influence de la polarisation peut être observée sur la variation de l'intensité non seulement dans le cas d'un assemblage de deux tôles, mais également celui de trois tôles.

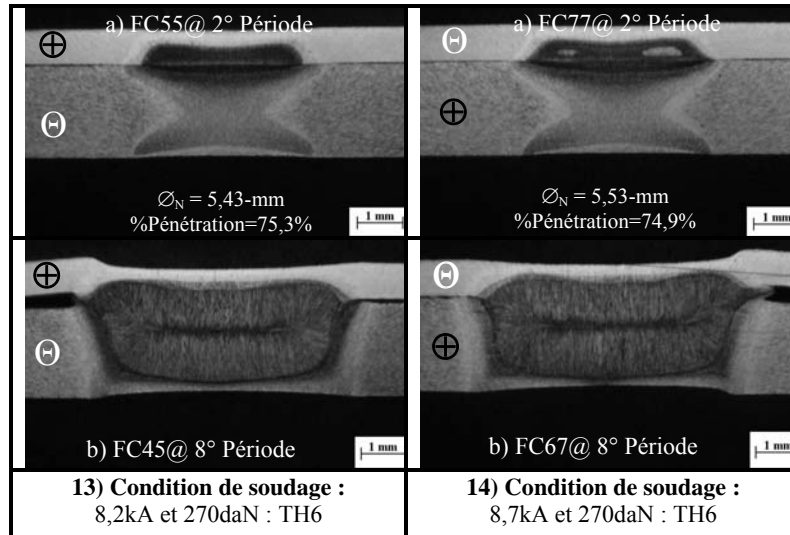


Fig. 2.24: Influence de la polarisation sur la cinétique de la formation de la soudure utilisant l'électrode TH6-(Conditions de soudage sont indiquée dans le tableau 2.5)

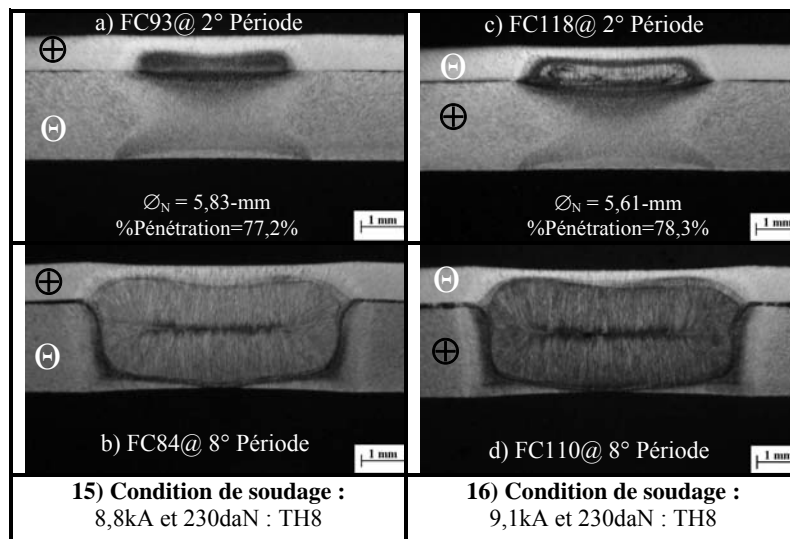


Fig. 2.25: Influence de la polarisation sur la cinétique de la formation de la soudure utilisant l'électrode TH8

Figs. 2.24, et 2.25 montrent une formation de noyau avec l'inversion d'un assemblage par rapport à la polarité entre deux électrodes. Après une vérification de la polarité avec un multimètre, l'électrode supérieure est l'anode, et l'électrode inférieure est la cathode.

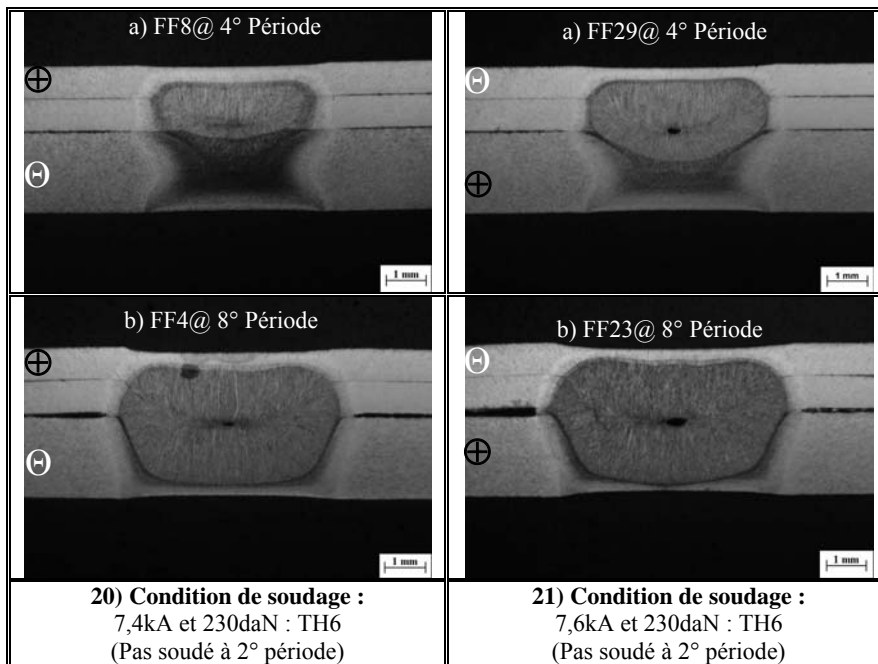


Fig. 2.26: Influence de la polarisation sur la cinétique de la formation de la soudure utilisant l'électrode TH6

Dans tous cas, la soudure forme plus rapidement lorsque la tôle fine est mise à la cathode. On soude avec une intensité plus forte, et par conséquent le diamètre de noyau est plus grand.

Cependant, l'apparition de noyau vers un pôle ou une électrode n'est pas évidente, car il existe aussi une influence de la résistivité sur le développement du noyau. Pour une étude approfondie de cet effet, il est nécessaire que les tôles, dont différente épaisseur, soient la même nuance. Celle-ci permet d'éliminer l'influence de la résistivité électrique sur le développement du noyau.

*Dans ce paragraphe, on peut constater qu'il existe l'influence de la polarisation sur l'intensité de soudage, et sur la taille de noyau.*

En ce qui concerne la dégradation des deux électrodes ne suit pas la même tendance avec l'utilisation du courant MFDC, car une des électrodes est souvent dégradée plus rapidement qu'une autre. Matsuyama [MAT02-1] a étudié une relation entre la polarisation d'électrode et la durée de vie d'électrode avec l'observation de la formation de noyau. Il a rapporté que l'influence de la polarisation devient plus complexe et aléatoire lorsqu'il s'agit d'un assemblage des tôles revêtues.

### **Qualité de la Surface d'un Assemblage :**

Dans une structure caisse en blanc, ils existent des assemblages de deux tôles, et de trois tôles. En cas de deux tôles, les paramètres de soudage sont basés, à priori, sur la norme. La raison pour laquelle le soudage de l'assemblage de trois tôles est plus délicat et difficile qu'en cas de deux tôles est le réglage des paramètres. S'il est possible de remplacer l'assemblage de trois tôles par l'assemblage adapté de deux tôles, la présence d'un assemblage de trois tôles est déconseillée ou d'éviter. Cependant, la réduction de nombre des tôles à souder semble d'avoir des avantages, mais elle conduit à plusieurs inconvénients comme :

- ❖ l'augmentation de nombre des pièces de tôles, par conséquent l'augmentation du temps pour la préparation et la fixation de pièces.
- ❖ l'augmentation de temps de l'assemblage à cause de plus de nombre des points à souder,
- ❖ le problème de jeu entre des pièces, d'accessibilité aux point soudés pour le pince, et la tenue mécanique réduite de la structure.

Pour souder l'assemblage de trois tôles, nous utilisons des paramètres donnés par la norme. Dans la pratique bien entendu qu'il soit possible également de souder un assemblage des trois tôles par une seule pulse-[SCH01]. Cette dernière est pour réduire le temps de soudage.

Dans ce paragraphe, un aspect autre que le domaine de soudabilité et la durée de vie d'électrode est présenté. Il s'agit de la *qualité de la surface* d'un assemblage. La qualité de surface se traduit à une minimisation de l'indentation des électrodes sur la surface. Il est parfois préférable d'utiliser des électrodes à face plate afin de réduire l'indentation des électrodes,-[CHA94]. Une autre façon de réduire la marque des électrodes sur les surfaces est de ne pas utiliser un effort trop élevé.

Un cas de point soudé sur les Figs. 2.23-24 montre l'indentation marquée avec l'utilisation d'électrode de diamètre de 6-mm pour souder l'assemblage des tôles épaisses. L'écartement au bord de tôles est aussi important. Le choix de l'électrode TH6 ne correspond pas à la norme, mais il permet d'étudier l'influence de diamètre d'électrode sur l'intensité en haut du domaine de soudabilité ainsi que sur le développement du noyau.

Certaines spécifications, comme DVS2902-part4, imposent une spécification pour la qualité de la surface. Selon la norme DVS2902, l'indentation admissible ne doit pas être supérieure à 25% de la épaisseur d'une tôle extérieure. Pour diminuer l'indentation, Schreiber-[SCH01] a proposé une utilisation des électrodes avec différente forme de la face active d'électrode pour souder un assemblage critique comme l'électrode à face courbée est à la coté de tôle plus fine, et une autre à face plate est à la coté de tôle plus épaisse. Ce choix de la paire d'électrodes permet de maîtriser la concentration du courant, et par conséquent permet d'avoir le diamètre de noyau suffisamment grand dans la tôle la plus fine. Cependant, le test de durée de vie ainsi la tenue du point obtenue par cette technique reste encore à déterminer avant l'application.

### **Influence du Revêtement :**

Dans le procédé du soudage par point, la condition de la surface ou du revêtement joue un rôle direct sur la soudabilité ainsi que la dégradation d'électrode. Pour le soudage des tôles nues, il est évident que la taille de contact thermoélectrique peut être égale à celle de contact mécanique. Cette condition peut être appliquée pour la définition de la taille de contact dans un modèle aux éléments finis.

Cependant, lorsqu'il s'agit d'un assemblage de tôles revêtues, les tailles de contact électrothermique et mécanique n'égale plus à cause de la fusion du revêtement métallique. Dans ce cas, il nécessite de définir un paramètre supplémentaire pour décrire la condition de l'interface. On parle d'une valeur de l'épaisseur de la couche de revêtement fondu. Ce paramètre est défini pour la condition de contact électrothermique *parfait* et *non-parfait*. La définition de celles-ci est dans le manuel de Sysweld<sup>TM</sup>-[ROB02, SYS01].

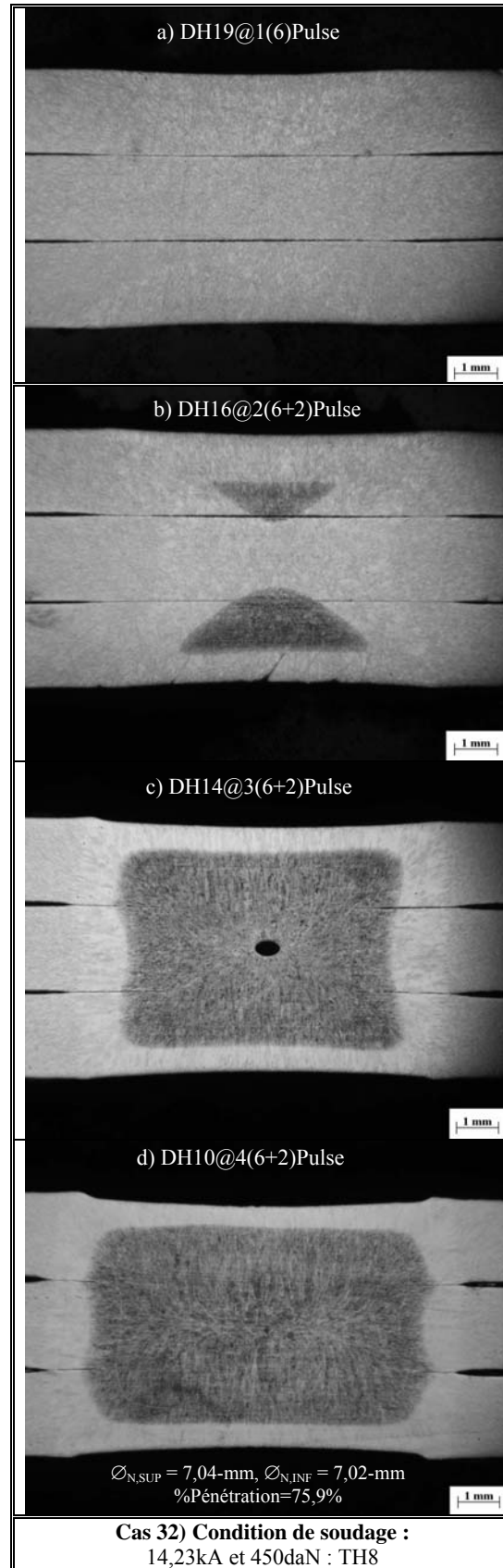


Fig. 2.27: Influence du revêtement montrant un retard sur le développement de la soudure, particulièrement au début de soudage

Sur la Fig. 2.28, si la distance entre deux surfaces est inférieure à la valeur définie, i.e. ' $\epsilon$ ', le flux de courant et de chaleur peut traverser cette interface. On parle de la définition d'un *contact parfait* pour une interface.

Contrairement à cette condition, le flux de courant ne peut pas passer. Le transfert de chaleur entre celle-ci par la convection ou par la radiation est proportionnellement à la distance de la séparation de l'interface. C'est la définition d'un *contact non parfait*. Le modèle de contact électrothermique sera présenté dans le chapitre suivant.

Pour avoir une grandeur physique de ' $\epsilon$ ', la mesure microscopie optique pour le diamètre de contact électrothermique et la couche de revêtement fondu sont faits avant l'attaque chimique. Nous déterminons ces valeurs dans les cas d'assemblage de deux et de trois tôles. L'assemblage avec l'éjection idéale de revêtement fondu aux interfaces est schématisé sur la Fig. 2.28. Le zinc fondu s'observe principalement à l'interface tôle/tôle et à la périphérie de l'interface électrode/tôle. La quantité du Zn fondu projeté dépend de la condition de soudage et l'épaisseur du revêtement.

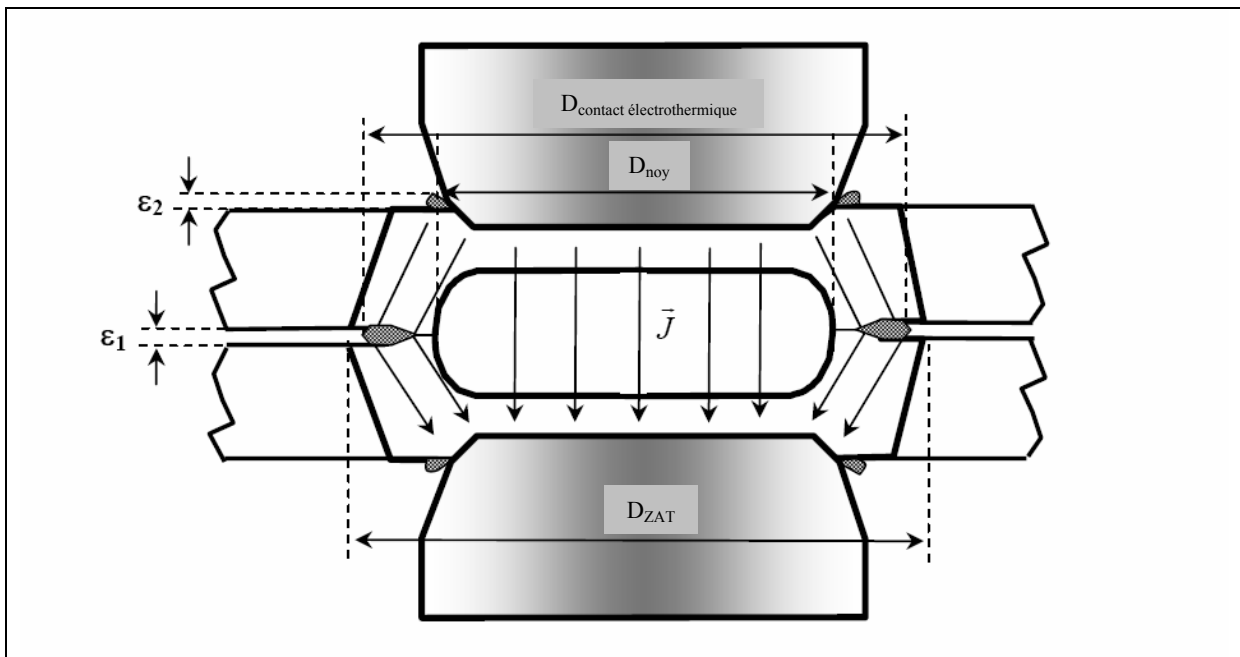


Fig. 2.28: Représentation schématisée des paramètres définis pour un contact électrothermique élargi par Zn fondu dans le cas d'un assemblage des tôles revêtues

Pour la cinétique de la formation de la soudure dans l'assemblage des tôles revêtues, le noyau se développe plus tardivement qu'en cas de tôle nue de fait que la faible résistance de contact tôle/tôle. Sur la Fig. 2.29a, les pièces sont collées par le zinc fondu à la fin de première pulse, cependant la soudure n'est pas observée.

Le développement de la taille du noyau, de la ZAT, et de la taille du contact thermique en fonction du temps de soudage est similaire, (§la Fig. 2.31).



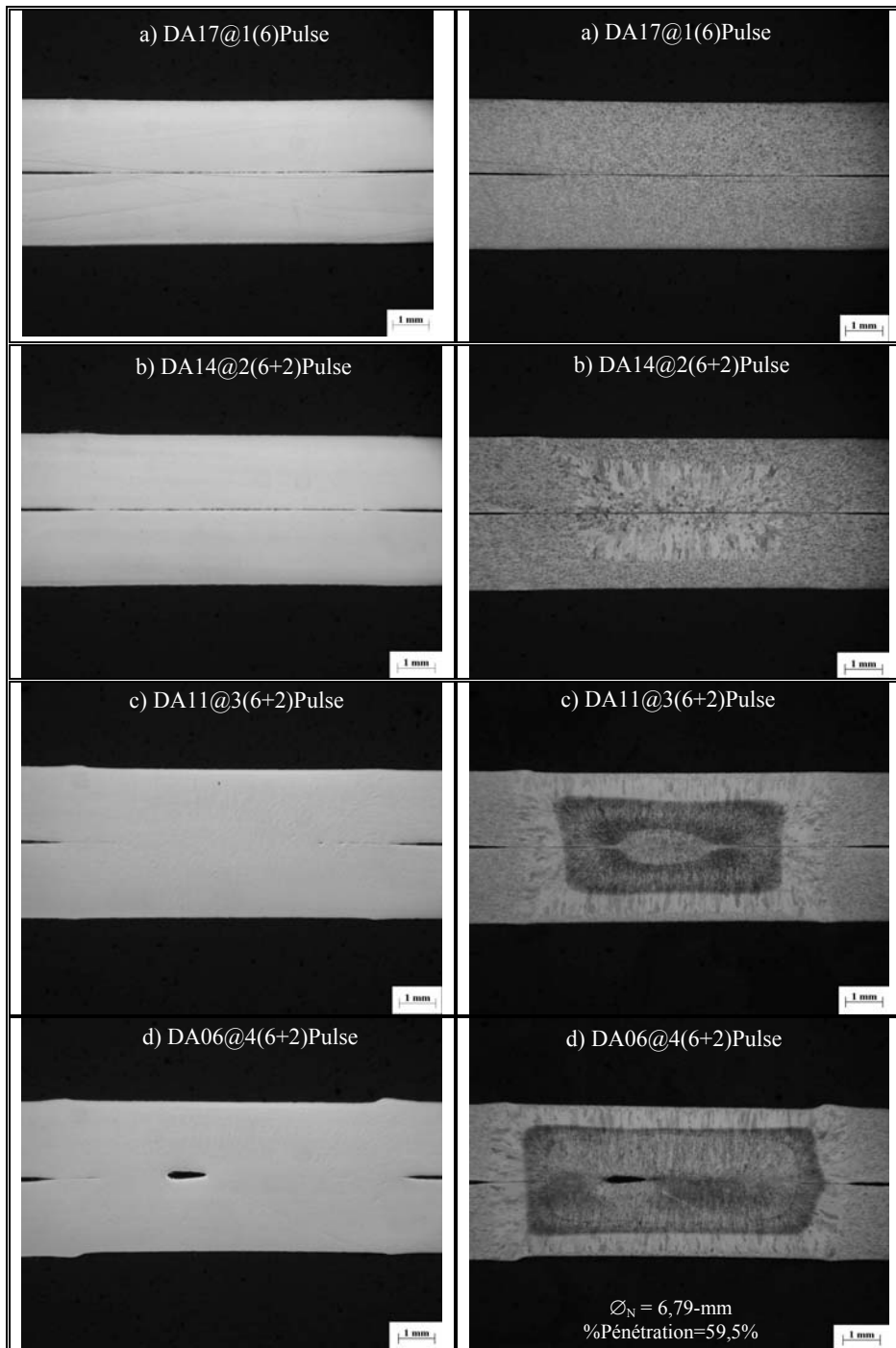


Fig. 2.29: Evolution des différentes zones, a) Echantillon avant l'attaque chimique, et b) Echantillon après l'attaque chimique [Cas n° 26]

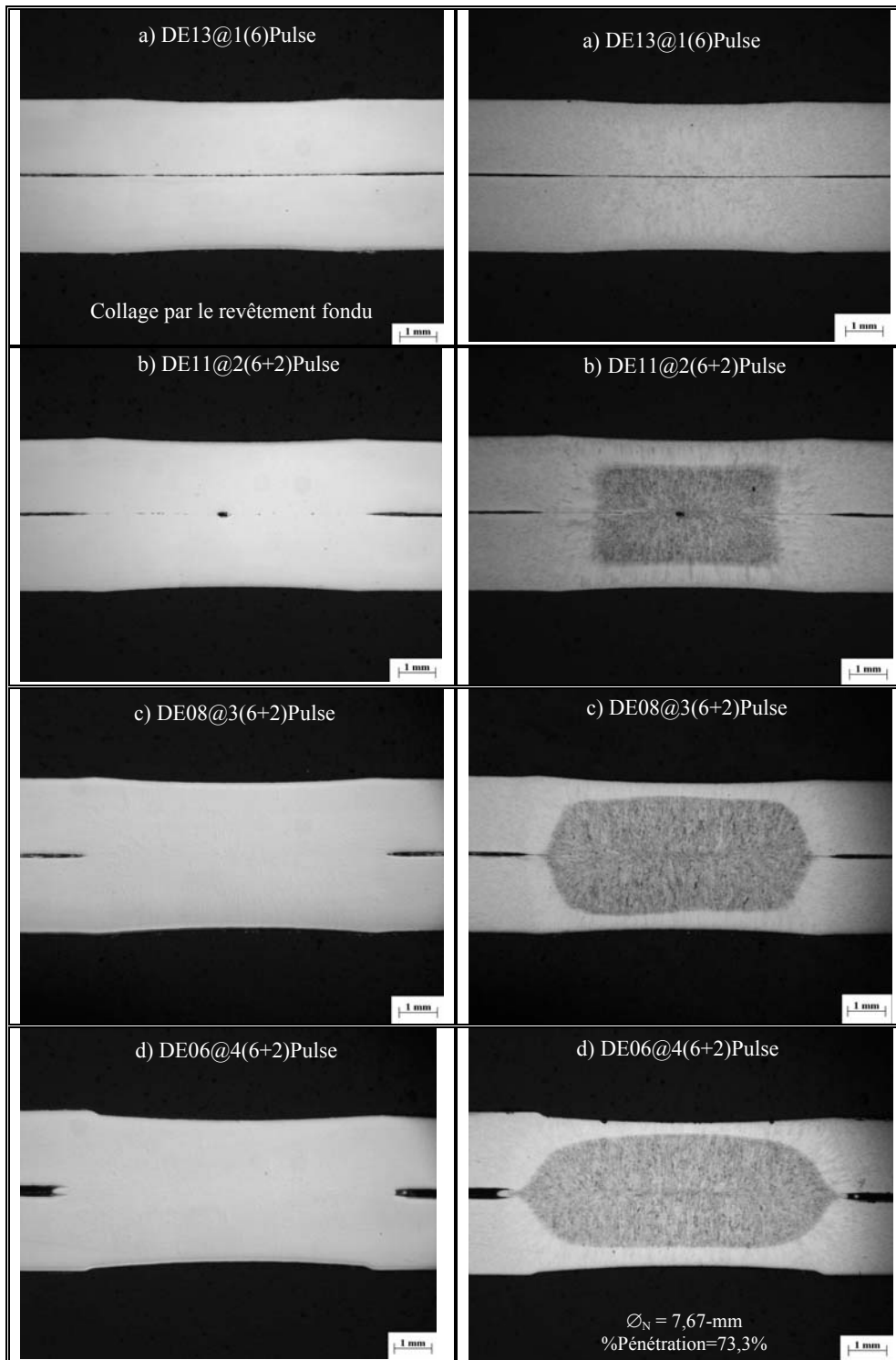
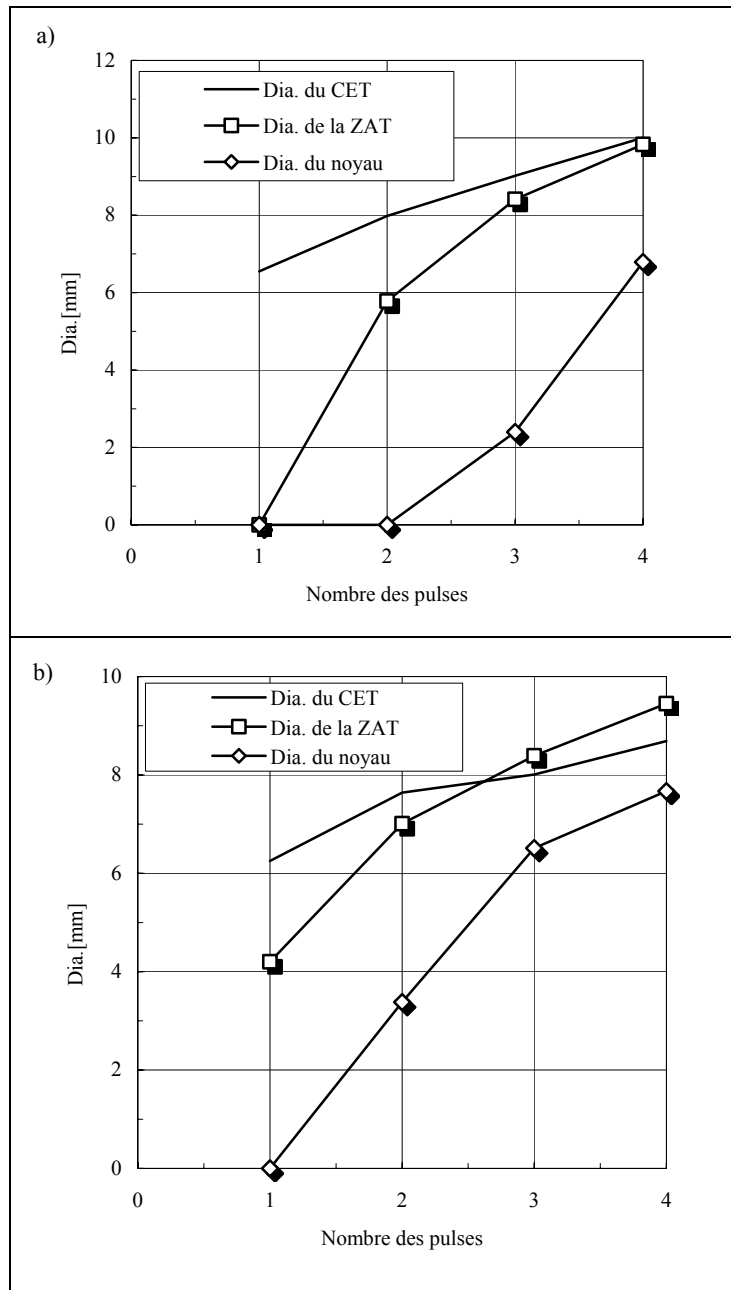


Fig. 2.30: Développement de la soudure, a) Echantillon avant l'attaque chimique, et b) Echantillon après l'attaque chimique [Cas n° 28]



**Fig. 2.31:** Cinétique de la formation du noyau, de la ZAT, du contact électrothermique-CET, à la fin de chaque pulse, a) En cas d'électrode TP8- [Cas n° 26], et b) En cas d'électrode TH8-[Cas n° 28]

La taille du contact électrothermique est engendrée par l'effort. L'élargissement de celui-ci avec le zinc fondu au début de soudage est illustré sur la Fig. 2.32a. L'apparition de la ZAT ainsi que l'éjection du zinc à l'interface ne sont pas observées à cette étape. L'assemblage est collé par le zinc fondu donnant un faible tenu en mécanique de l'assemblage. L'injection de zinc à la périphérie de l'interface tôle/tôle est présentée sur la Fig. 2.32b.

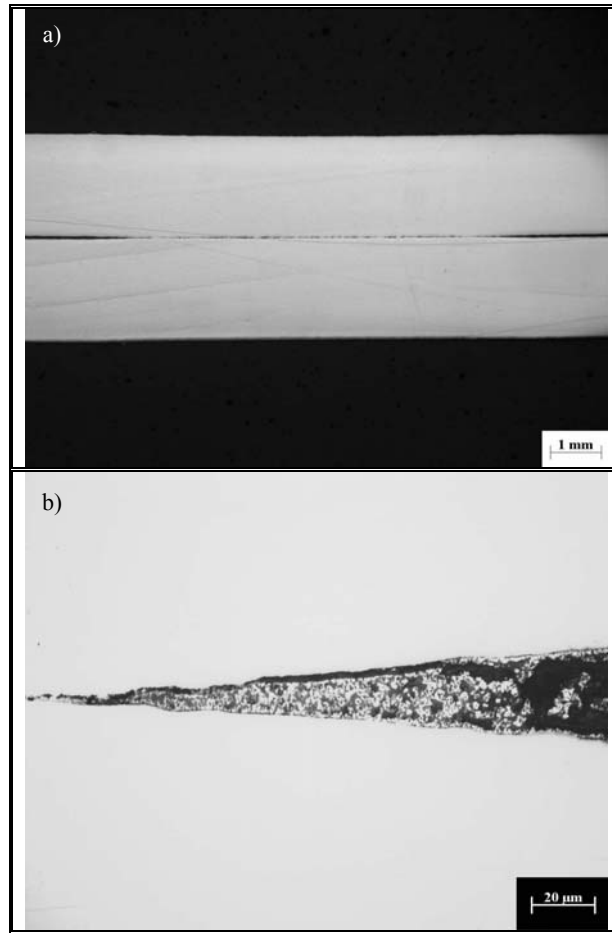


Fig. 2.32: Contact électrothermique dans le cas d'un assemblage homogène des tôles revêtues, a) Assemblage collé par le zinc fondu, b) Revêtement fondu à la fond d'entaille

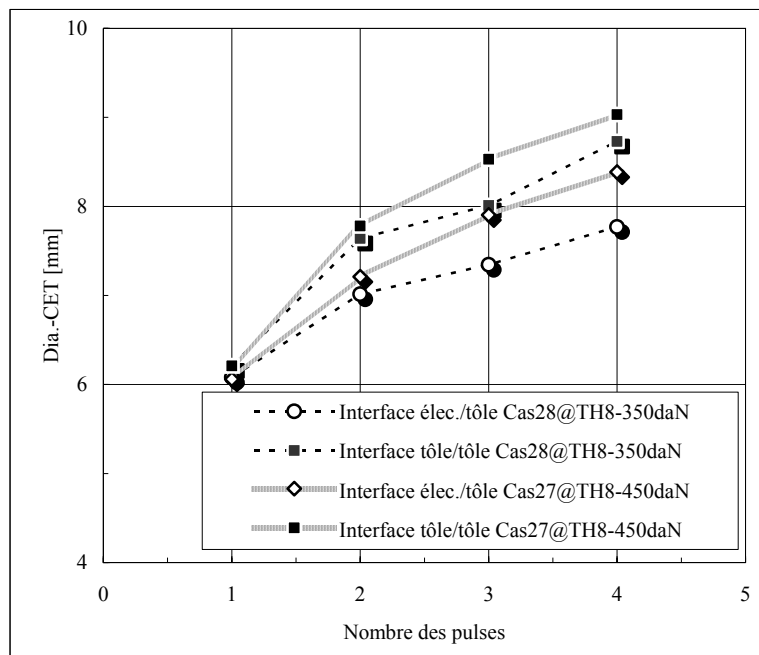
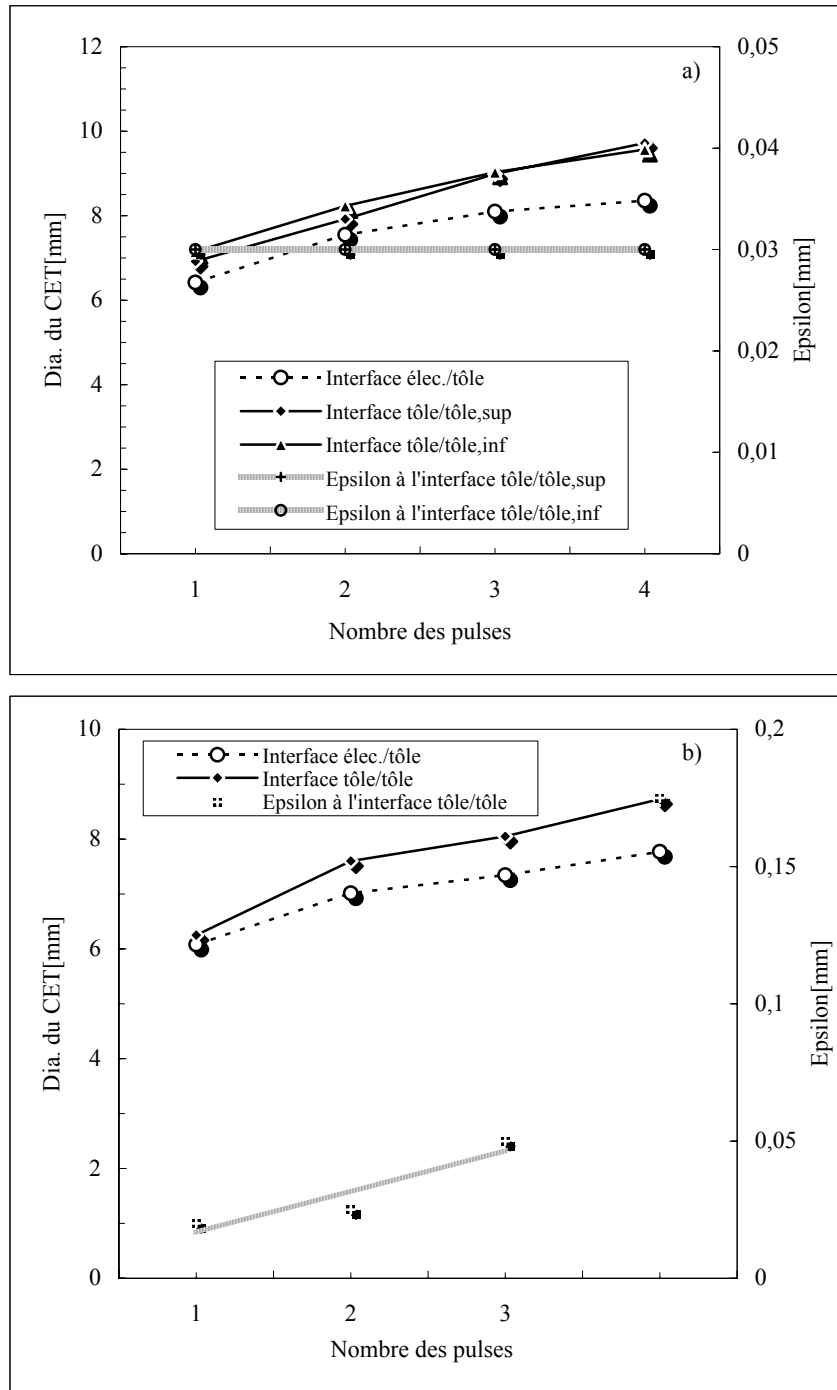


Fig. 2.33: Evolution du diamètre moyen du contact électrothermique en fonction du nombre des pulses et de l'effort utilisant l'électrode-TH8 [Cas n° 27 et 28 dans le tableau 2.6]

La comparaison pour l'évolution de la taille du contact électrothermique à l'interface électrode/tôle et tôle/tôle en fonction de l'effort de soudage est sur la Fig. 2.33. Le diamètre du contact s'élargit en fonction du temps de soudage. La taille du CET à l'interface tôle/tôle est plus large que celle à l'interface électrode/tôle. Pour la tôle revêtue, on peut constater que plus d'effort élevé, plus grand pour le diamètre du contact thermique.



**Fig. 2.34:** Evolution de la taille du contact électrothermique aux interfaces électrode/tôle, tôle/tôle et l'épsilon ( $\epsilon_1$ ) en fonction du nombre des pulses, a) Cas n° 32 d'un assemblage de trois tôles, et b) Cas n° 28 d'un assemblage de deux tôles

L'évolution de la taille du contact électrothermique en cas d'un assemblage de trois tôles, (§Fig. 2.34) montrent que l'évolution de celle-ci est similaire au cas de deux tôles. La taille du contact à l'interface tôle/tôle est plus grande que celle à l'interface électrode/tôle.

Contrairement au cas d'un assemblage de deux tôles, la taille du contact et l'épsilon varient en fonction du temps de soudage. L'épsilon varie entre 30 et 50 micromètres.

En cas d'acier nu, la taille du contact électrothermique peut être faxée et égale à celle du contact mécanique, (§Fig. 2.19). De plus, la taille du contact électrothermique varie peu en en fonction du temps de soudage, on peut alors définir la taille du contact mécanique étant égale au diamètre de l'électrode dans ce cas.

En ce qui concerne l'acier revêtu, le revêtement joue un rôle sur le développement du noyau, et aussi sur la taille de contact électrothermique. *Cependant, le diamètre du contact thermique et celui mécanique ne sont plus le même de fait que la formation du zinc fondu élargissant la taille du contact électrothermique. On peut constater que la taille du contact électrothermique est toujours supérieure à celle mécanique, (§Fig. 2.28), et le passage de courant sera défini par l'écartement approximatif entre tôles, ou '  $\varepsilon$  '.*

## 2.5 Conclusions :

Dans ce chapitre, une étude macrographique a été consacrée à la cinétique de la formation de la soudure, et à l'obtention des paramètres de soudage. Le développement du noyau en cas d'assemblages de tôle nue, et revêtue est présentée. Cette étude permet de mieux comprendre la différence cinétique, et les paramètres du soudage dans chaque cas. Les conclusions de ce chapitre sont :

i) Concernant de résultats d'observation macro-photographique de la formation du noyau, la formation du noyau s'initie différemment, et elle dépend du nombre des tôles de l'assemblage. En cas de soudage de tôle fine, le noyau apparaît d'abord à l'interface tôle/tôle, i.e. par le soudage en état solide. Puis, il développe principalement dans la tôle. Le mécanisme du développement de la soudure dépend de la combinaison entre la résistance de contact, et la résistivité. A froid, la résistance de contact est nettement supérieure à la résistivité de la tôle. Lorsque la température augmente, la résistance de contact diminue, et la résistivité de l'acier domine le développement de la soudure. La résistivité augmente avec la température.

En ce qui concerne le développement de la soudure en cas d'acier revêtu, la soudure développe plus tardivement de fait que la faible résistance de contact tôle/tôle par rapport à celle d'acier nue.

ii) Considérons la condition de soudage en haut du domaine de soudabilité avec les paramètres choisis dans la norme étant le temps de soudage, et le diamètre de l'électrode. On trouve que l'intensité augmente avec l'effort. Cependant celle-ci ne montre pas le noyau largement si grand.

iii) L'influence de la forme de la face active d'électrode est également étudiée comparant l'électrode à face courbée hémisphérique et celle à face plate. On trouve qu'on soude avec une intensité plus élevée lorsqu'on utilise l'électrode à face plate. Car cette dernière engendre la taille du contact plus grande, et par conséquent plus de répartition du flux de courant.

Sans l'influence du revêtement, l'utilisation d'électrode à face courbée permet d'abaisser l'intensité. La comparaison des profils de pression dans le cas de différent type d'électrode permet de constater que *la forme de la face active d'électrode gouverne principalement la taille du contact aux interfaces électrode/tôle, et tôle/tôle.*

iv) L'influence de la polarisation du courant-MFDC est également présentée dans ce chapitre. Ceux-ci sont les études supplémentaires en cas d'un assemblage hétérogène. Pour négliger l'influence de revêtement, nous ne considérons que le soudage d'acier nu. Avec la même type d'électrode et à un effort donné, on trouve que l'inversement de pôle a une influence sur l'intensité. Cependant, même si l'intensité augmente, on n'obtient pas toujours le diamètre du noyau nettement plus grand.

v) La taille de contact électrothermique ('  $\phi_{CET}$  ') avec la formation du Zn fondu est évaluée pour l'utilisation dans un modèle aux éléments finis. Selon des résultats, on conclue que *la taille de contact électrothermique, comprenant le revêtement métallique fondu, varie en fonction du temps de soudage, et elle s'élargit avec une tendance similaire à la taille de la ZAT et du noyau.*

Concernant les paramètres entrés d'un modèle aux éléments finis, on intéresse les valeurs '  $\varepsilon_1$  ', et '  $\varepsilon_2$  '. Puisqu'elles permettent de modéliser la variation de la taille du contact électrothermique en cours de soudage. Ces paramètres sont pour définir un critère du passage de courant à travers des éléments de contact électrothermique. Selon ces résultats, l'épaisseur du revêtement joue aussi un rôle sur cette distance critique entre électrode/tôle et tôle/tôle.

A l'interface tôle/tôle, '  $\varepsilon_1$  ' a l'ordre de grandeur entre 30 et 50 micromètres, et il augmente en fonction du temps de soudage.

Dans la plupart des cas, ' $\varepsilon_2$ ' ne peut pas être déterminé, car le zinc fondu est éjecté en dehors de l'interface électrode/tôle. Cependant pour la première approximation, la valeur minimale de ' $\varepsilon_2$ ' pourrait être approximativement égale à l'épaisseur de la couche du revêtement.

---

---





---

## CHAPITRE 3

# MODELISATION DU PROCEDE DE SOUDAGE PAR POINT

---

### Sommaire

<b>3.1</b>	<b>Introduction</b> :.....	<b>85</b>
<b>3.2</b>	<b>General Methodology for Weld Simulation</b> :.....	<b>86</b>
<b>3.3</b>	<b>Physical Coupling and Governing Equations</b> :.....	<b>86</b>
<b>3.4</b>	<b>Governing Equations</b> :.....	<b>88</b>
	Electrical Phenomena Formulation :.....	88
	Coupled Electro-Thermal Formulation :.....	88
	Mechanical Formulation :.....	89
<b>3.5</b>	<b>Geometry and Mesh Construction</b> :.....	<b>90</b>
<b>3.6</b>	<b>Boundary Conditions</b> :.....	<b>90</b>
<b>3.7</b>	<b>Electrothermal Contact Mathematical Formulation</b> :.....	<b>94</b>
<b>3.8</b>	<b>Results and Discussion</b> :.....	<b>100</b>
<b>3.9</b>	<b>Conclusions</b> :.....	<b>157</b>



---

## Synopsis

*In this chapter, decoupling and coupling procedures are implemented to simulate the RSW process. In the case of using flat face electrode, it is found that it is possible to obtain a final nugget size in good agreement with the experience by the use of the decoupling procedure. However, the coupling procedure is necessary in the case of welding with curved face electrode, and especially for the stackup-sheet configuration modeling. This is to simulate the electrothermal contact size variation manifesting during welding process. The findings presented in this chapter are :*

- ❖ Role of an optimum contact size imposed at faying surface with the use of electrothermal-mechanical decoupling model*
  - ❖ Post-heat treatment study using pulsed current schedule and its influence on the weld characteristics of high strength steel joining*
  - ❖ Influence of electrothermal physical properties in the RSW modeling with the use of coupling procedure. Validation of kinetics weld development is conducted in case of two- as well as three-sheet joining*
  - ❖ Importance of electrode hold time for thermal history and weld quality is studied with a removed-electrode model. Both electrothermal and thermomechanical boundary conditions are modified in this case.*
-



### 3.1 Introduction :

---

A continuous effort has been devoted to RSW process modeling since 1960. This is justified by the advantages of the process in the automobile industry, such as the robustness, the rapidity, the flexibility, and relative low cost involving weld quality and fabrication. RSW numerical simulation is conducted and documented in the literature-[DIC90, TSA91, VOG92-2, etc...], for the nugget development, the thermal history, and the residual stress prediction in the weld. The common goals of these researches are not only to evaluate the weld property of single spot weld point, but also to simulate the presence of multi-spots in the global vehicle structure for other virtual dynamic tests,-[FAU03]. This kind of application has already been approached with an example of global distortion study. The 2D local results of a spot welding model (i.e. residual deformations, residual stresses and/or resulting metallurgical state) have to be transferred to 3D or shell elements. This transfer usually includes a simplification to reduce the number of elements and nodes representing the weld. However this full procedure, which allows a coupling between welding parameters and the weld behavior inside the global structure, is not yet frequently applied.

However, this kind of transfer procedure was already applied to model the behavior of normalized testing coupons-[KOP00]. These attempts are to improve the production quality and process performance.

However, the simulation of single point spot is still essential to understand the internal physics of process when parameters and assembly configurations change. The presence of novel steel grades/coatings and that of aluminium sheet in car structure enlarge significantly the existing domains of numerical application and material databases needed.

A general presentation of the resistance spot welding and the experimental study for the nugget development and the influence of welding parameters are presented in chapters 1 and 2. The welding parameters found are useful for the process inputs in this chapter.

An overview of the numerical techniques for RSW process simulation can be underlined from the simplest numerical techniques to the recent advanced computation procedures as the follows :

- i) Thermal conduction model using finite difference technique,
- ii) Electro-thermal model using finite element analysis technique,
- iii) Decoupling between electro-thermal and thermo-mechanical models using finite element analysis technique,
- iv) Coupling between electro-thermal and thermo-mechanical models using finite element analysis technique.

Different coupling scales can be implemented for electro-thermal and thermo-mechanical modules. It can be varied from a decoupled electro-thermal model to a coupled micro-time step scale model.

Decoupling procedure can be described by transferring the nodal thermal history, resulting from the electro-thermal module once the electro-thermal computation terminated, to the thermo-mechanical computation to calculate the thermal induced stresses and deformations in the workpiece. Regarding this transfer sequence, one can understand that there is no updated workpiece geometry or the deformation of the workpiece in the electro-thermal model, since the nodal deformation and stress history calculated in the thermo-mechanical module are not transferred back to the electro-thermal module to update electro-thermal contact characteristics. Other advantages of decoupled procedure are the low computation cost and the simplicity of the implemented computation scheme.

The importance of the coupling between electro-thermal/thermo-mechanical modules has been recognized in RSW simulation and this procedure has been widely implemented to capture the contact size variation. Furthermore, the coupling allows the simulation possible for the use of curved electrodes in welding.

It is noted that the metallurgical phase transformation properties can be included in the electro-thermal module. Computed thermal history in the structure are used as the input for phase transformation predictions. In this case, a continuous cooling transformation-(CCT) diagram must be established to describe the phase transformation characteristics of steels.

In this chapter, the mathematic formulation and the boundary conditions imposed to the meshing structure will be detailed. The thermal/mechanical properties of sheet will be briefly presented.

Conclusion of our findings and the simulation results documented in the proceedings of international conference on weld phenomena simulation will be made in the last section.

---

### 3.2 General Methodology for Weld Simulation :

A generalized principle and methodology of weld simulation is proposed by Ferrase *et al.*, [FER98-1], to study the thermal characteristics in mash seam process modeling. Different stages to establish a model can be highlighted in Fig. 3.1. A basic knowledge on the process characteristics, especially on the practical parameters and the initial hypotheses is necessary at the beginning. Second, the model construction with a consideration of a complete/sectioned structure associated with boundary conditions. If it is possible, a planar- or an axis-symmetrical structured mesh model is preferred to the extended complete structure in order to minimize time/cost of the computation. The optimization of the number of elements and element types could be an advantage for a frequent used model. A solid background experience of user is required on how thermal/mechanical loads and boundary conditions can be imposed to those axis-symmetric structures. In the third step, a selection of the commercial code adapted to the application is needed for simulate the problem. This step concerns mainly the existence of analysis modules in the code and the user interface facility.

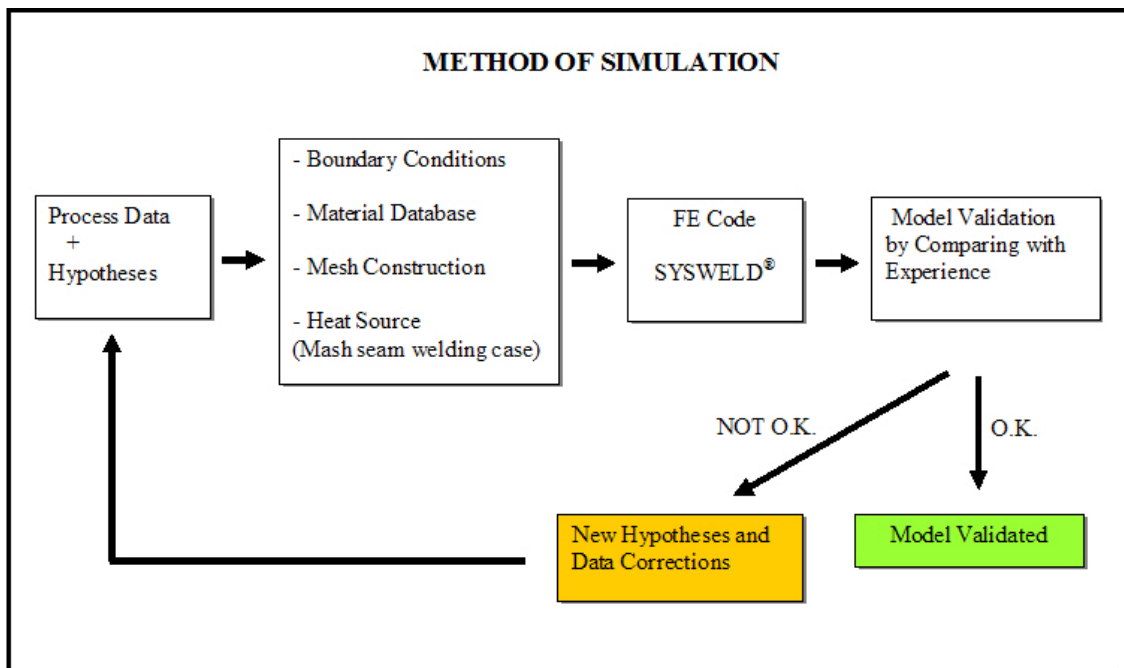


Fig. 3.1: Generalized methodology for mathematical modeling of resistance welding-[FER98-1].

In this study, Sysweld™ code is chosen for the simulation purpose due to its features concerning weld simulation. Prior to the exploitation of a model, the validated results are essential for the application assurance. For RSW process, the validation scopes can go beyond the weld size and geometry validation. Other quantitative validation aspects, such as the thermal history validation, signal of electrode displacement, or voltage drop across the electrodes can be also conducted-[SRI03-2]. The validation process leads to the verification of initial hypotheses and the adaptation of the input parameters.

The final stage is to correct/accept the model and/or hypotheses, (§Fig. 3.1).

### 3.3 Physical Coupling and Governing Equations :

Physical phenomena involved in welding are complex. The physical interaction phenomena are the fluid flow in the molten pool of the weld, heat transfer, phase transformations induced by thermal history, stresses and strains in the weld. For the RSW, the general physics, schematized in Fig. 3.2, demonstrates the brief relationship among different aspects such as heat transfer, mechanics, metallurgy, and electro-magnetokinetics.

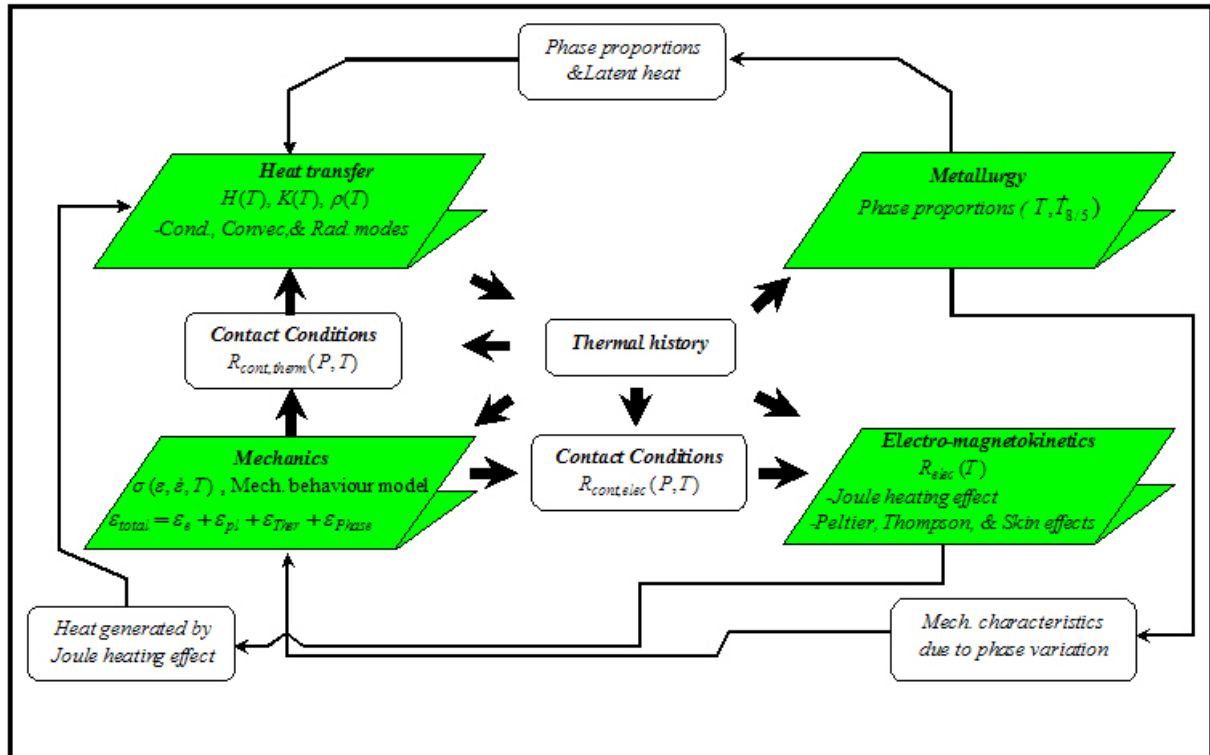


Fig. 3.2: Relationship among different aspects concerning the RSW process simulation-[DUP04].

Basically for the weld simulation, thermal history can be considered as a linking input for the other phenomena and that of the material properties in order to take into account for temperature dependence, (§Fig.3.2). According to the documentation [VOG92, THI92, LE MUR02], the temperature has an influence not only on characteristics of thermal contact, but also on that of electrical contact.

For the coupling computational procedure, several different levels of coupling procedure can be highlighted, regarding time-step for the assembly updating :

- ❖ Geometry updating each macro time-step (§Fig. 3.3a); the macro time steps are defined equivalently in both electro-thermal and thermo-mechanical analyses. However, micro-time step scale for both modules may be different. In our study, the macro time step coupling programmed by user are defined for each 1/10 of welding cycle or 0,02 seconds. The coupling closed loop procedure is to perform a sequenced coupled computation or the case of modified boundary conditions, e.g. the influence of time-length of electrode maintaining stage on the thermal history experiencing in the weld.

- ❖ Geometry updating for each micro-time step as depicted in Fig. 3.3b; the time-step have to be equal in both macro and micro scale for both electro-thermal and thermo-mechanical analyses.

- ❖ Fully coupling for each micro time-step between two analyses as shown in Fig. 3.3c; In this case convergence must be reached simultaneously for both analyses at each micro time step.

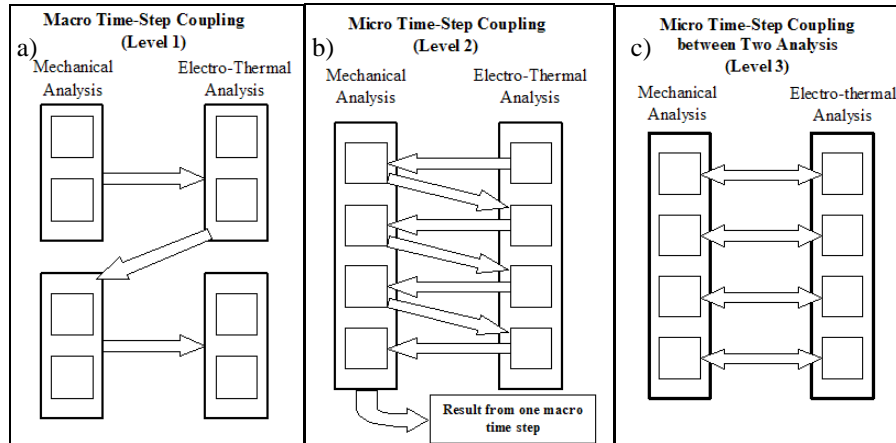


Fig. 3.3: Illustration of the coupling procedure used in the spot welding simulation-[DUP04].

### 3.4 Governing Equations :

#### Electrical Phenomena Formulation :

According to the electrical formulation, the electrical phenomenon in RSW is individual treated to the *steady state electro-kinetic* problem. Ohm's law in vector form, which is described a steady flow for the current flux can be stated as follows :

$$\vec{J} = -\sigma \vec{E} \text{ , where } \vec{E} = -\overrightarrow{\text{grad}V} \quad [3.1]$$

where ' $\vec{J}$ ' and ' $\vec{E}$ ' are current flux flowing across a section area (Amp/m<sup>2</sup>) and electrical field density (V/m), respectively. ' $\sigma$ ' is the electric conductivity of the conductor (1/(Ohm.m)). ' $V$ ' is scalar electrical potential (V).

To calculate current, ' $\vec{I}$ ', as the result of current density flux, ' $\vec{J}$ ', at any point of a cross section, ' $s$ ' :

$$\vec{I} = \iint_s \vec{J} . ds \quad [3.2]$$

These conditions are associated with the conservation of the current flux, ' $\vec{J}$ ', flowing along a conductor :

$$\text{div} \vec{J} = 0 \text{ or according to (3.1); } \text{div}(\sigma \overrightarrow{\text{grad}V}) = 0 \quad [3.3]$$

#### Coupled Electro-Thermal Formulation :

RSW is a *non-linear* and *unsteady state* problem with full coupling between electrical and thermal modules. The generalized formulation of governing equation with the internal heat generation can be established as follows :

$$\rho \frac{\partial H}{\partial t} - \text{div}(\lambda \cdot \overrightarrow{\text{grad}T}) - \overrightarrow{\text{grad}V} \cdot (\sigma \cdot \overrightarrow{\text{grad}V}) - Q = 0 \quad [3.4]$$

In this expression, ' $\rho(T)$ ' is the mass density, ' $H(T)$ ' is the enthalpy, ' $\lambda(T)$ ' is thermal conductivity, and ' $\sigma(T)$ ' is the electrical conductivity. Temperature-dependent characteristics of sheet and that of electrode can be included in the model. The full coupling between the electrical and thermal phenomena can be governed by term ' $\overrightarrow{\text{grad}V} \cdot (\sigma \cdot \overrightarrow{\text{grad}V})$ ' in the heat equation, which includes the Joule effect as a heat source.

For RSW process, there are also other thermo-electrical involved effects, for example Thomson or Peltier effect-[VIC01], which can be considered as internal heat sources. To account these physical phenomena, Thomson or Peltier coefficient is necessary to be included in the model. However using code Sysweld<sup>TM</sup>, other



thermo-electric effects cannot be integrated. It is assumed that internal heat term ‘ $Q$ ’ may be less significant and therefore neglected in the analysis, for instance. Details of finite element formulation for electro-thermal analysis is described and documented in the dissertation,-[THI92].

Generally, there are two possible methods for thermal computation; the specific heat, (‘ $C_p$ ’), and the enthalpy model, (‘ $H$ ’). However to effectively take into account the latent heat of phase transformations (especially, latent heat of transformation ‘ $\gamma \rightarrow \alpha$ ’ and that of the fusion state from solid to liquid phase), the enthalpy model is more convenient than ‘ $C_p$ ’ model. In addition, the integration of the metallurgy phase database associating with a phase transformation model to thermal computation, it is only possible with the use of enthalpy model-[FOR04], due to the relationship between thermal and metallurgical aspects. These relationships are :

- ❖ metallurgical phase transformations depend directly on the thermal history experiencing in the weld,
- ❖ thermal properties are phase-independent characteristics,
- ❖ and metallurgical transformations are accompanied by the latent heat effects, which modify the temperature distribution.

Essentially, the enthalpy model is employed in our analysis basing on its unique model features mentioned above.

### **Mechanical Formulation :**

The elasto-plastic behaviour is non-linear with temperature and thermal induced stresses and deformations. Three governing equations, namely, the compatibility condition, the constitutive relation, and the equilibrium equation in cylindrical co-ordinate can be established as follows-[MUR97] :

*Compatibility conditions :*

$$\varepsilon_r = \frac{\partial u_r}{\partial r} ; \varepsilon_\theta = \frac{\partial u_\theta}{\partial \theta} ; \varepsilon_z = \frac{\partial u_z}{\partial z} \quad [3.5]$$

and

$$\gamma_{rz} = \frac{\partial u_r}{\partial z} + \frac{\partial u_z}{\partial r} \quad [3.6]$$

where ‘ $\varepsilon_r$ ’, ‘ $\varepsilon_\theta$ ’, ‘ $\varepsilon_z$ ’, and ‘ $\gamma_{rz}$ ’ are strain components. ‘ $u_r$ ’, ‘ $u_\theta$ ’ and ‘ $u_z$ ’ are the displacements in radial, tangential and axial direction, respectively.

*Constitutive relations :*

$$\{\Delta\sigma\} = [\mathbf{D}]\{\Delta\varepsilon\} + [\mathbf{C}]\Delta T \quad [3.7]$$

$$\text{with } \{\Delta\sigma\} = \{\Delta\sigma_r, \Delta\sigma_\theta, \Delta\sigma_z, \Delta\tau_{rz}\} \quad [3.7.1]$$

$$\{\Delta\varepsilon\} = \{\Delta\varepsilon_r, \Delta\varepsilon_\theta, \Delta\varepsilon_z, \Delta\varepsilon_{rz}\} \quad [3.7.2]$$

where ‘ $[\mathbf{D}]$ ’ and ‘ $[\mathbf{C}]$ ’ are defined for elastic and thermoelastic/plastic state, respectively. The stress increment described in (3.7.1) is given in terms of strain and temperature increment.

*Equilibrium equation (Virtual work theorem)*

$$\delta U = \iint \left\{ (\sigma_r + \Delta\sigma_r)\delta\varepsilon_r + (\sigma_\theta + \Delta\sigma_\theta)\delta\varepsilon_\theta \right. \\ \left. + (\sigma_z + \Delta\sigma_z)\delta\varepsilon_z + (\tau_{rz} + \Delta\tau_{rz})\delta\gamma_{rz} \right\} 2\pi r dr dz$$

$$= \int \{n_r(t_r + \Delta t_r)\delta u_r + n_z(t_z + \Delta t_z)\delta u_z\} 2\pi r ds$$

$$\delta U = \delta V \quad [3.8]$$

where ‘ $\delta U$ ’ is the internal virtual work done by stress, ‘ $\{\sigma + \Delta\sigma\}$ ’ through the virtual strain ‘ $\{\delta\varepsilon\}$ ’, ‘ $\delta V$ ’ is the external virtual work done by traction ‘ $\{t + \Delta t\}$ ’ through the virtual displacement. ‘ $\{\sigma_r, \sigma_\theta, \sigma_z, \gamma_{rz}\}$ ’ are the stresses at previous time step and ‘ $\{\Delta\sigma_r, \dots\}$ ’ are the stress increment at the next time step. ‘ $\{\delta\varepsilon_r, \dots\}$ ’ are the virtual strain. ‘ $\{n_r, \dots\}$ ’ are outward unit normal vectors of surface. ‘ $\{\delta u_r, \dots\}$ ’ are the virtual displacements.

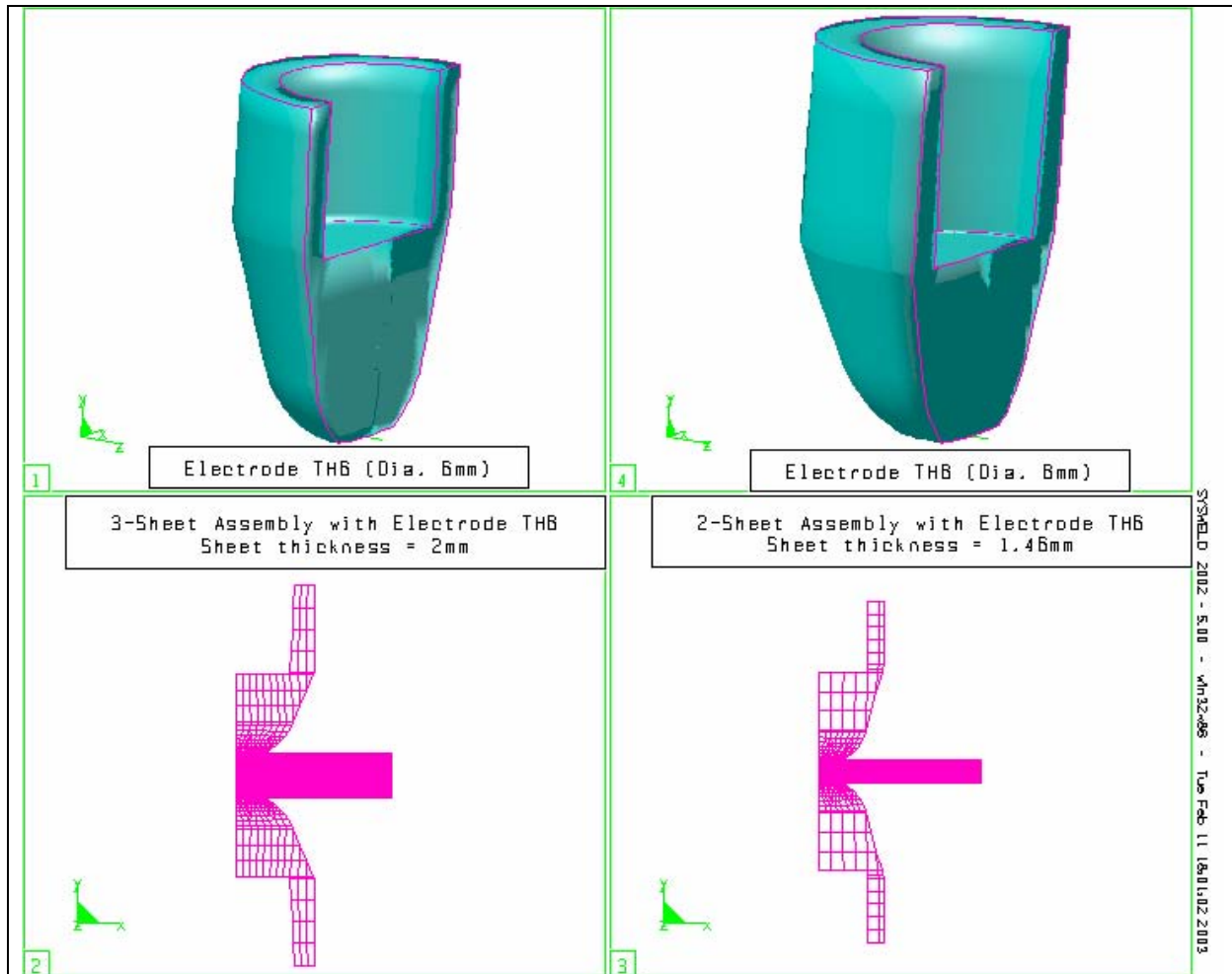


Fig 3.4: Illustration of the different electrode type and the meshed structure used in simulation; a) Truncated cone electrode with curved face profile of 6-mm dia., namely TH6, b) Truncated cone electrode with curved face profile of 8-mm dia., namely TH8 c) Mesh construction for three-sheet assembly using electrodes TH6, and d) Mesh construction for two-sheet assembly using electrodes TH8.

### 3.5 Geometry and Mesh Construction :

The structure of both electrode and workpiece is constructed in the ‘ $x-y$ ’ plane, in cartesian coordinate system as shown in Fig. 3.4. It is noted that the calculation is performed in the ‘ $r-\theta-z$ ’ coordinate system by a definition defined in the main analysis program.

### 3.6 Boundary Conditions :

Concerning an *electro-thermal axisymmetric model*, there are two types of the boundary conditions imposed to the structure :

- ❖ Electrical boundary condition,
- ❖ Thermal boundary condition.

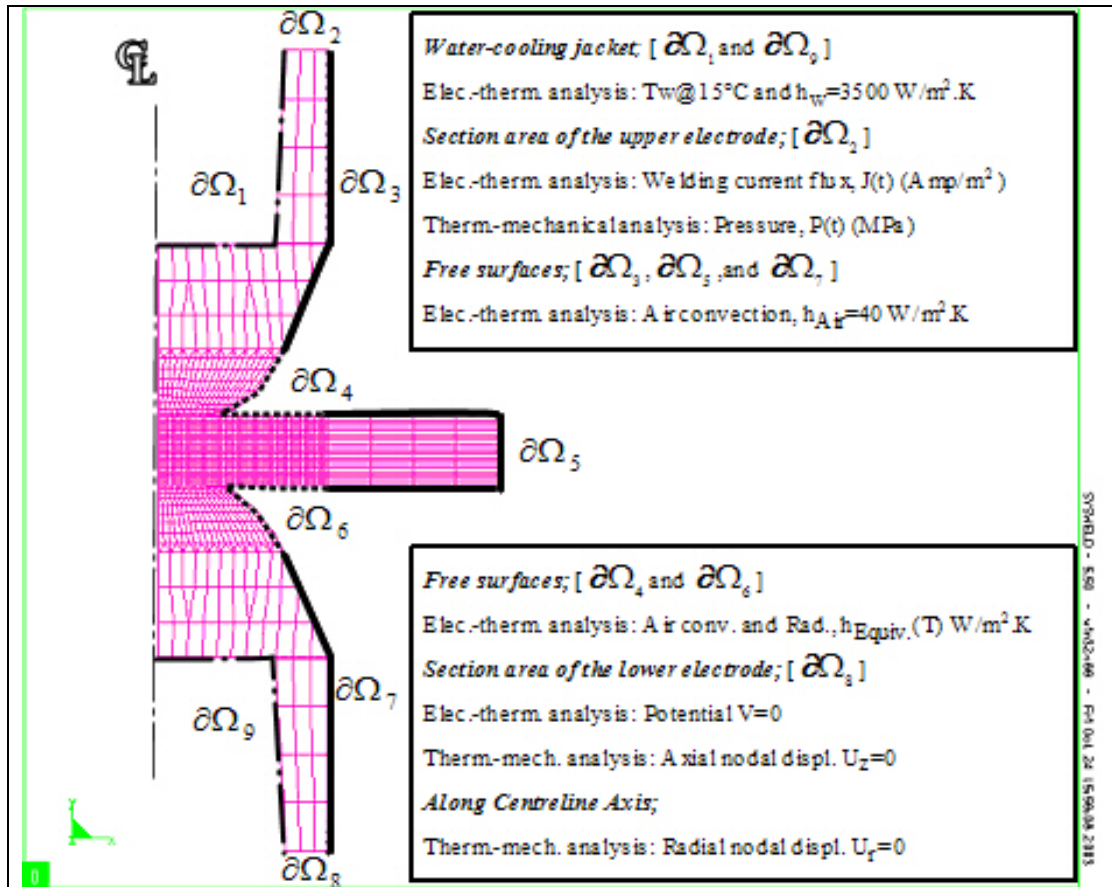


Fig. 3.5: Imposed electro-thermal and mechanical boundary conditions to the structure

**Electrical Boundary Condition :**

There are two techniques for the current applied in the structure :

**-Potential imposed boundary condition:** (Neumann condition). To generate the flow of current, the potentials ‘ $V_1$ ’ and ‘ $V_2$ ’ are imposed at the upper and the lower sections of the electrodes and the condition on the free boundaries is :  $\frac{\partial V}{\partial n} = 0$

**-Combined boundary conditions :** Welding current can be directly converted to the flux, (i.e., applied flux in the 2-D axis-symmetric model :

$$\vec{J}(t) = -\frac{I}{S} \cdot \hat{j} \cdot f(t)$$

where ‘ $f(t)$ ’ is the current wave form described as a function of time. The flux is applied at the upper section of the electrode and zero potential is imposed at the lower section of the electrode.

The applied flux boundary condition has been employed in our model, because it is similar to the practical welding operation.

### **Thermal Boundary Conditions :**

Generally, there are three kinds of boundary condition in the thermal analysis :

❖ *Potential imposed boundary condition* (Dirichet condition) to specify the temperature on the surface :  $T = T_s$  .

❖ *Flux imposed boundary condition* (Neumann condition) to impose the heat flux on the surface :

$$-k \frac{\partial T}{\partial \hat{n}} = \Phi_0 \text{ for adiabatic surface or for the line of symmetry as in our case, } -k \frac{\partial T}{\partial \hat{n}} \Big|_{\Gamma_0} = 0, \text{ where ' } \hat{n} \text{ '}$$

denotes the normal direction of the boundary.

❖ *Heat transfer* (Fourier condition) occurring at the structure surface :

$$-k \frac{\partial T}{\partial \hat{n}} = h(T_\infty - T) , \text{ where } h(T) \text{ is heat transfer coefficient as a function of temperature :}$$

❖ the convection heat transfer coefficient :  $h_c(T)$  ,

❖ the radiation heat transfer coefficient :  $h_r(T) = \varepsilon \sigma (T_\infty + T)(T_\infty^2 + T^2)$  ,

❖ or combined heat transfer coefficient :  $h(T) = h_c(T) + h_r(T)$  .

where ‘ $\varepsilon$ ’ is the emissivity of surface, and  $\sigma = 5,67 \times 10^{-8} \text{ W/m}^2 / \text{K}^4$  is the Stefan-Boltzmann constant in the case of the radiation in an infinite medium at temperature ‘ $T_\infty$ ’.

The electrical and thermal boundary conditions, (§Fig. 3.5), can be summarized as follows :

- 1) ‘ $\partial\Omega_1$ ’ and ‘ $\partial\Omega_9$ ’ : Water-cooling sink surface
- 2) ‘ $\partial\Omega_2$ ’ : Section of the upper electrode subject to current flux
- 3) ‘ $\partial\Omega_3$ ’, ‘ $\partial\Omega_5$ ’, and ‘ $\partial\Omega_7$ ’ : Free surfaces of air convection
- 4) ‘ $\partial\Omega_4$ ’, and ‘ $\partial\Omega_6$ ’ : Combination of radiation and air convection using an equivalent heat transfer coefficient imposed to free surface
- 5) ‘ $\partial\Omega_8$ ’ : Section area of the lower electrode subject to the zero potential

Before the beginning of welding, the electrical initial conditions are set equal to zero and the temperature of the entire structure is specified to 20°C. The cooling water temperature is 15°C, (constant through the process simulation).

Mechanical boundaries corresponding to the practical welding operation imposed to the structure are :

- 1) ‘ $\partial\Omega_2$ ’ : Pressure modeled from the welding force signal divided by the section area of the upper electrode is applied at the section of the upper electrode
- 2) ‘ $\partial\Omega_8$ ’ : Vertical nodal displacement of the lower section of the electrode is constrained
- 3) ‘ $\partial\Omega - \sum \partial\Omega_i$ ’ : Nodal radial displacement of line of symmetry is constrained
- 4) *Contact condition* : Slide-line contact without friction is defined for the electrode-to-sheet and sheet-to-sheet interfaces

According to the electrical boundary conditions, the welding current is applied at the top of the upper electrode and zero potential is specified at the bottom surface of the lower electrode. Consequently, the current flux flows from the section of the upper electrode, passes through the workpiece, and terminates at the bottom annular end of the lower electrode. Both current and force are obtained from the welding operation as illustrated in Fig. 3.6.

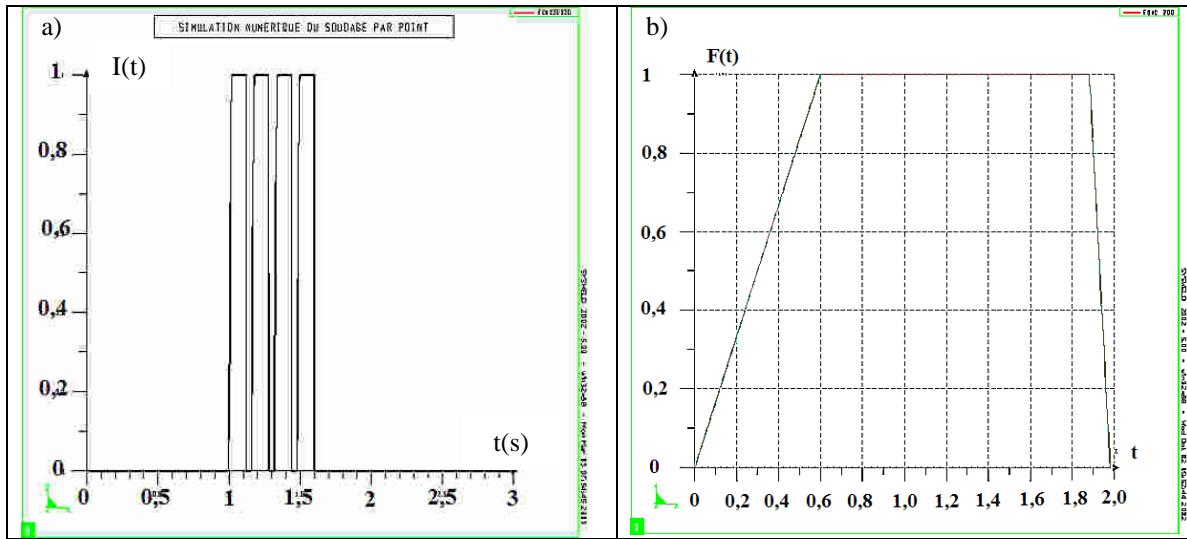


Fig. 3.6: Welding signals as a unit time-dependent function used in electro-thermal and thermo-mechanical analyses, a) Modeled pulsed-current waveform, and b) Modeled welding force as a function of time including the squeezing, welding, and electrode holding stages.

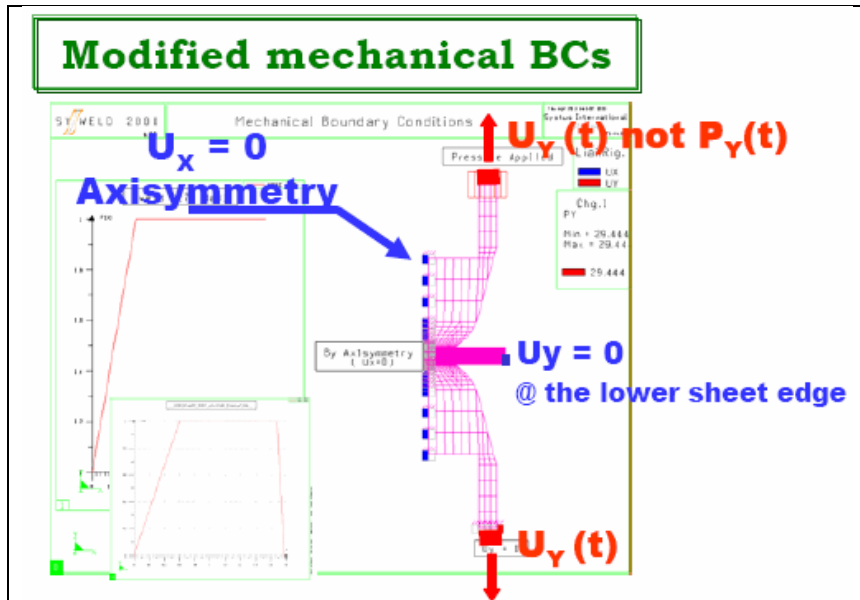


Fig. 3.7: Modified mechanical boundary conditions to remove both electrodes from the assembly to study the influence of electrode hold time.

**Modified Boundary Conditions for Electrode Removing Case :**

To study the influence of the electrode holding time on the thermal history of assembly after the end of hold stage, the boundary conditions in both thermal and mechanical analysis are modified. The second coupling analysis program is implemented for this simulation purpose. The thermal history and stresses computed at the end of the maintaining, becomes therefore the *initial conditions* for the next computation step with removed electrodes. Modified boundary conditions are as follows :

**Modified Thermal Boundary Conditions :**

- 1) ‘ $\partial\Omega_1$ ’, and ‘ $\partial\Omega_9$ ’ : Water-cooling sink surfaces
- 2) ‘ $\partial\Omega_3$ ’, ‘ $\partial\Omega_4$ ’, ‘ $\partial\Omega_5$ ’, ‘ $\partial\Omega_6$ ’, and ‘ $\partial\Omega_7$ ’ : Free surfaces of air convection
- 3) ‘ $\partial\Omega_3$ ’, and ‘ $\partial\Omega_8$ ’ : No electrical loads imposed to the upper and lower sections of electrodes

### **Modified Mechanical Boundary Conditions :**

1) ' $\partial\Omega_2$ ' : Section of the upper electrode subject to vertical nodal displacement  
 2) ' $\partial\Omega_8$ ' : Section of the lower electrode subject to vertical nodal displacement, i.e. nodal displacement of 3-mm is assumed to remove both electrodes. The duration of the electrode lifting can be obtained from the electrode displacement signal. Note that the pressure or force cannot be applied to remove the electrodes. This leads to an infinite distance for the electrode displacement, and thus non-convergent.

3) *Fixing the assembly* : to maintain the assembly after electrode removed, a node or a group of nodes is constrained for their vertical displacements. We have performed many tests to verify the most appropriate boundary condition.

To maintain the assembly after removing electrode, the vertical and radial nodal displacements of weld centre is selected and constrained. However, after the verification of the residual stresses, a stress concentration is found at the centre of the weld because of a node fixed at the centre.

To avoid the stress concentration associated with constrained nodes, a group of nodes along the edge of the lower sheet is selected and their vertical displacements are fixed. As a result, it is found that there is no effect of the constrained conditions on the residual stress distribution in the assembly. Therefore, these constrained conditions are chosen to study the influence of removing electrode on the thermal and mechanical characteristics in the workpiece.

The idea concerning where to be fixed in the assembly after the electrode removing is to minimize or to eliminate the residual stresses produced by the constrained boundary conditions. The residual stress comparison between the case of non-removing and that of removing electrode conditions is essential in order to verify the influence of the constrain condition on the stress results.

4) *Contact condition* : After removing electrodes, the sticking contact condition is defined for fusion zone or nugget where temperature is greater than fusion temperature of sheet.

### **3.7 Electrothermal Contact Mathematical Formulation :**

As mentioned in the previous sections, the most important database in RSW welding process is the contact properties. In this paragraph, the electro-thermal contact model of Sysweld<sup>TM</sup> is presented :

**Definition :** Let ' $\varepsilon$ ' be the threshold value of a separating distance or a gap between two surfaces. When interface separating distance, ' $h$ ', is less than the defined value of ' $\varepsilon$ ' or ( $h \leq \varepsilon$ ), the interface is perfect contact. Contrary to this condition, the interface characteristics are assumed to be non-perfect contact condition.

Actually, the threshold value, ' $h$ ', can be defined in the program by user. The contact contact, the heat transfer coefficient and the electrical contact resistance are directly defined in user's FORTRAN functions. In this study, the electrical and thermal contact resistances are a function of temperature.

For the **non-perfect condition**, the heat transfer coefficients and the electrical contact resistance are defined as follows;

Let us examine any subdivided *macro contact elements* of an interface, (§Fig. 3.8), namely surfaces ' $S_1$ ' and ' $S_2$ ', respectively.

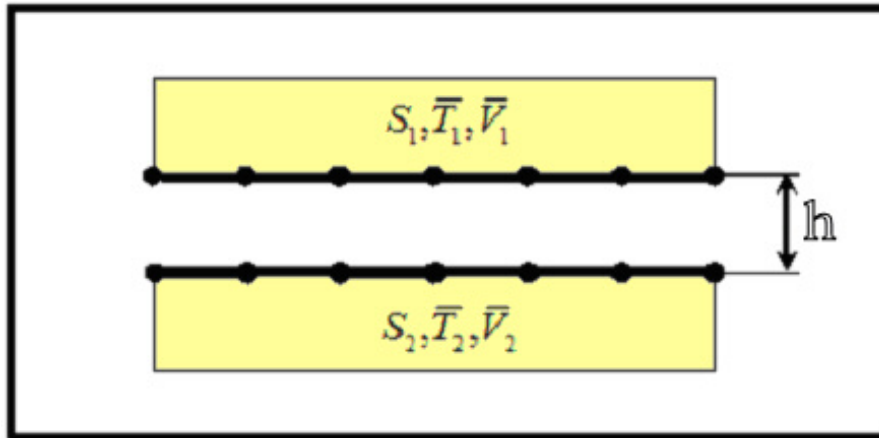


Fig. 3.8: Equivalent size of a group of slide-line contact elements with a separated distance between two surfaces ‘ $h$ ’.

‘ $A^S$ ’, ‘ $\bar{T}^S$ ’, and ‘ $V^S$ ’ are the area, the mean temperature, and the mean electrical potential of the surface ‘ $S$ ’. Heat transfer occurring at the interface is the combination of heat convection and radiation modes which can be simplified to an equivalent resistance model. Heat transfer coefficient model, (‘ $H_{gap}$ ’), described in [SYS01, ROB01] is :

$$H_{gap} = \frac{\lambda_{air}}{h} + \frac{\varepsilon^1 \varepsilon^2}{\varepsilon^1 + \varepsilon^2 - \varepsilon^1 \varepsilon^2} \sigma (\bar{T}_1^2 + \bar{T}_2^2) (\bar{T}_1 + \bar{T}_2) \quad [3.9]$$

where ‘ $\lambda_{air}$ ’, ‘ $\varepsilon^S$ ’, ‘ $\sigma$ ’ and ‘ $\bar{T}_m = \frac{\bar{T}_1 + \bar{T}_2}{2}$ ’, are the thermal conductivity of the air, the emissivity of the surface ‘ $S$ ’, the Stefan-Boltzman constant and the mean temperature at interface, respectively. Based on the small relative displacement of contact elements, the gap distance, (‘ $h$ ’) is defined for the conduction heat transfer of any coupled contact elements. During the coupling computation, if ‘ $h$ ’ is greater than a threshold value, (‘ $\varepsilon$ ’), or *non-perfect contact*, the heat transfer is assumed to be the radiation and convection modes as indicated in [3.9].

Similarly to equivalent heat transfer coefficient formulation, the expression of the non-perfect electrical contact resistance, ‘ $R_{gap}$ ’, is :

$$\frac{1}{R_{gap}} = \frac{1}{\rho_{air} \cdot h} + \frac{1}{r_{contact}} \quad [3.10]$$

Where ‘ $\rho_{air}$ ’ is the air-gap resistance and ‘ $r_{contact}$ ’ is the additional electrical contact resistance.

To prevent the current flowing across the *non-perfect* elements, a high resistance value of ‘ $10^6$ ’ Ohms is assumed for ‘ $r_{contact}$ ’.

### **Electro-Thermal Contact Formulation:**

In this study, the linked-nodes sliding line contact element approach is considered as shown in Fig. 3.8. This is the case of small relative displacement between two contact elements. Number of interface elements has to be the same.

The energy or the amount of heat received by the surface ‘ $S$ ’ can be decomposed into the power density due to heat flux density exchanged, namely ‘ $\varphi^S$ ’, and heat flux due to the Joule heating effect dissipation, namely ‘ $p^S$ ’, received by surface ‘ $S$ ’. The power density is :

$$Q^S = \varphi^S + p^S \quad [3.11]$$

The conservation of heat energy and electrical current leads to :

$$S_1\varphi^1 + S_2\varphi^2 = 0 \quad [3.12.1], \text{ and } S_1J^1 + S_2J^2 = 0 \quad [3.12.2]$$

The total power density dissipated by the Joule heating effect, namely ‘ $P$ ’, at the interface is :

$$S_1p^1 + S_2p^2 = P \quad [3.13]$$

Let us introduce the mean heat flux (‘ $\bar{\varphi}$ ’) and electrical current (‘ $\bar{J}$ ’) densities exchange between two surfaces :

$$\bar{\varphi} = \frac{S_1\varphi^1 + S_2\varphi^2}{S_1 + S_2} = K(\bar{T}_2 - \bar{T}_1) \quad [3.14]$$

$$\bar{J} = \frac{S_1J^1 + S_2J^2}{S_1 + S_2} = \frac{1}{R}(\bar{V}_2 - \bar{V}_1) \quad [3.15]$$

Total power dissipated at the interface can be written :

$$P = \frac{S_1 + S_2}{2R}(\bar{V}_2 - \bar{V}_1)^2 \quad [3.16]$$

A partial fraction of the electrical power, ‘ $P$ ’, received by surface ‘ $S$ ’ is :

$$p^S = \frac{f^S}{S}P \quad \text{and} \quad f^{S1} + f^{S2} = 1.0 \quad [3.17]$$

where ‘ $f^{S1} = \frac{b_{S1}}{b_{S1} + b_{S2}}$ ’, and similarly for ‘ $f^{S2} = \frac{b_{S2}}{b_{S1} + b_{S2}}$ ’, ‘ $b_S$ ’ is represented the effusivity of the body with the surface ‘ $S$ ’ and it is defined by ‘ $b = \sqrt{\lambda\rho Cp}$ ’. ‘ $\lambda$ ’ is the thermal conductivity, ‘ $\rho$ ’ is the density and ‘ $Cp$ ’ is the specific heat of that material. Developing equations [3.11], [3.12], [3.14], [3.16] and [3.17], we obtain :

$$Q^{S1} = \frac{1}{2} \left[ 1 + \frac{S_2}{S_1} \right] \left[ K(\bar{T}_2 - \bar{T}_1) + \frac{f^{S1}}{R}(\bar{V}_2 - \bar{V}_1)^2 \right] \quad [3.18]$$

$$Q^{S2} = \frac{1}{2} \left[ 1 + \frac{S_1}{S_2} \right] \left[ K(\bar{T}_1 - \bar{T}_2) + \frac{f^{S2}}{R}(\bar{V}_2 - \bar{V}_1)^2 \right] \quad [3.19]$$

Similar manner for the electrical current density, equations [3.12.2] and [3.15] provides :

$$J^{S2} = \frac{1}{2R} \left[ 1 + \frac{S_2}{S_1} \right] [\bar{V}_2 - \bar{V}_1] \quad [3.20]$$

$$J^{S1} = \frac{1}{2R} \left[ 1 + \frac{S_1}{S_2} \right] [\bar{V}_1 - \bar{V}_2] \quad [3.21]$$

The finite element formulation for the mean temperature and electrical potential of surface ‘ $S$ ’, having ‘ $n^S$ ’ nodes and ‘ $n_k^S$ ’ being the shape function of the node ‘ $k$ ’ of surface ‘ $S$ ’ are :

$$\bar{T}^S = \frac{1}{S} \sum_{k=1}^{n^S} \int N_k^S T_k^S ds \quad [3.22]$$

$$\bar{V}^S = \frac{1}{S} \sum_{k=1}^{n^S} \int N_k^S V_k^S ds \quad [3.23]$$



Where ‘ $T_k^S$ ’ and ‘ $V_k^S$ ’ are the temperature and electrical potential of node ‘ $k$ ’, respectively.

The power and electrical current received by node ‘ $k$ ’ of surface ‘ $S$ ’ to be assembled with the residual vector of the electrokinetic and thermal stiffness matrix are :

$$q_k^s = \int_S N_k^S Q^S ds \quad [3.24]$$

$$j_k^s = \int_S N_k^S J^S ds \quad [3.25]$$

Stiffness matrix associating with a macro-contact element can be presented by :

$$[K] = \begin{bmatrix} [K_{TT}] & [K_{TV}] \\ [K_{VT}] & [K_{VV}] \end{bmatrix} \quad [3.26]$$

For each sub-matrix, we have four terms to compute :

$$[K_{TT}] = \begin{bmatrix} \left[ \begin{array}{c} -\frac{\partial q_i^{S1}}{\partial T_j} \\ -\frac{\partial q_k^{S2}}{\partial T_i} \end{array} \right] & \left[ \begin{array}{c} -\frac{\partial q_i^{S1}}{\partial T_k} \\ -\frac{\partial q_k^{S2}}{\partial T_l} \end{array} \right] \\ \left[ \begin{array}{c} -\frac{\partial q_i^{S1}}{\partial T_j} \\ -\frac{\partial q_k^{S2}}{\partial T_i} \end{array} \right] & \left[ \begin{array}{c} -\frac{\partial q_i^{S1}}{\partial T_k} \\ -\frac{\partial q_k^{S2}}{\partial T_l} \end{array} \right] \end{bmatrix} \quad [3.27]; \quad [K_{TV}] = \begin{bmatrix} \left[ \begin{array}{c} -\frac{\partial q_i^{S1}}{\partial V_j} \\ -\frac{\partial q_k^{S2}}{\partial V_i} \end{array} \right] & \left[ \begin{array}{c} -\frac{\partial q_i^{S1}}{\partial V_k} \\ -\frac{\partial q_k^{S2}}{\partial V_l} \end{array} \right] \\ \left[ \begin{array}{c} -\frac{\partial q_i^{S1}}{\partial V_j} \\ -\frac{\partial q_k^{S2}}{\partial V_i} \end{array} \right] & \left[ \begin{array}{c} -\frac{\partial q_i^{S1}}{\partial V_k} \\ -\frac{\partial q_k^{S2}}{\partial V_l} \end{array} \right] \end{bmatrix} \quad [3.28]$$

$$[K_{TV}] = \begin{bmatrix} \left[ \begin{array}{c} -\frac{\partial j_i^{S1}}{\partial T_j} \\ -\frac{\partial j_k^{S2}}{\partial T_i} \end{array} \right] & \left[ \begin{array}{c} -\frac{\partial j_i^{S1}}{\partial T_k} \\ -\frac{\partial j_k^{S2}}{\partial T_l} \end{array} \right] \\ \left[ \begin{array}{c} -\frac{\partial j_i^{S1}}{\partial T_j} \\ -\frac{\partial j_k^{S2}}{\partial T_i} \end{array} \right] & \left[ \begin{array}{c} -\frac{\partial j_i^{S1}}{\partial T_k} \\ -\frac{\partial j_k^{S2}}{\partial T_l} \end{array} \right] \end{bmatrix} \quad [3.29]; \quad [K_{VV}] = \begin{bmatrix} \left[ \begin{array}{c} -\frac{\partial j_i^{S1}}{\partial V_j} \\ -\frac{\partial j_k^{S2}}{\partial V_i} \end{array} \right] & \left[ \begin{array}{c} -\frac{\partial j_i^{S1}}{\partial V_k} \\ -\frac{\partial j_k^{S2}}{\partial V_l} \end{array} \right] \\ \left[ \begin{array}{c} -\frac{\partial j_i^{S1}}{\partial V_j} \\ -\frac{\partial j_k^{S2}}{\partial V_i} \end{array} \right] & \left[ \begin{array}{c} -\frac{\partial j_i^{S1}}{\partial V_k} \\ -\frac{\partial j_k^{S2}}{\partial V_l} \end{array} \right] \end{bmatrix} \quad [3.30]$$

where  $i$  and  $j$  represent the nodes of the contact element of surface, ‘ $S_1$ ’. ‘ $k$ ’ and ‘ $l$ ’ represent the nodes of the contact element of surface ‘ $S_2$ ’.

### **Electrical-Thermal Contact Verification :**

To verify the electrical-thermal contact, a half axisymmetric model of two discs is constructed. The upper and the lower discs are separated by the three different gap distances of 5.0, 1.0, and 0.1 mm., (Gaps locating from right to left as illustrated in Fig. 3.9), respectively.

The imposed boundary conditions are similar to the RSW simulation. To produce a current flow, the current flux is imposed at the section of the upper disc and the zero potential is defined to the bottom section of lower disc. Electro-thermal contact resistance properties are taken from our RSW model.

This model is constructed in order to verify whether current flux flowing across the interface or not respecting to a permissible threshold value. For example, the current flux can transverse all three interface, if the permissible distance defined in the program is greater than 5.1-mm. The heating generated by the contact resistance can be seen at three interfaces.

This contact formulation, (§eqs. 3.9 and 3.10), can be described for the non-perfect contact condition when two deformable solids in contact, while passing current and the heat transfer at interface.

### **Results and Intermediate Discussion :**

The assumed interface condition allows us to examine not only the flow of the current, but also the heat generation at the interface corresponding to several contact conditions. In the first case of the threshold value of 5.1-mm., the current flux can transverse three gaps (§Fig. 3.10a), and consequently the heat generation at the interface as depicted in Fig. 3.10b.

In the second case, the threshold value is 1.5-mm, therefore the flux can transverse across only two interfaces with the gap distance of 1.0, and 0.1-mm. The heat generation can be observed at those interfaces.

In the last contact condition with threshold value of 0.15-mm, the heat zone can be found at the interface locating at the centre of disc because the current can pass only this interface.

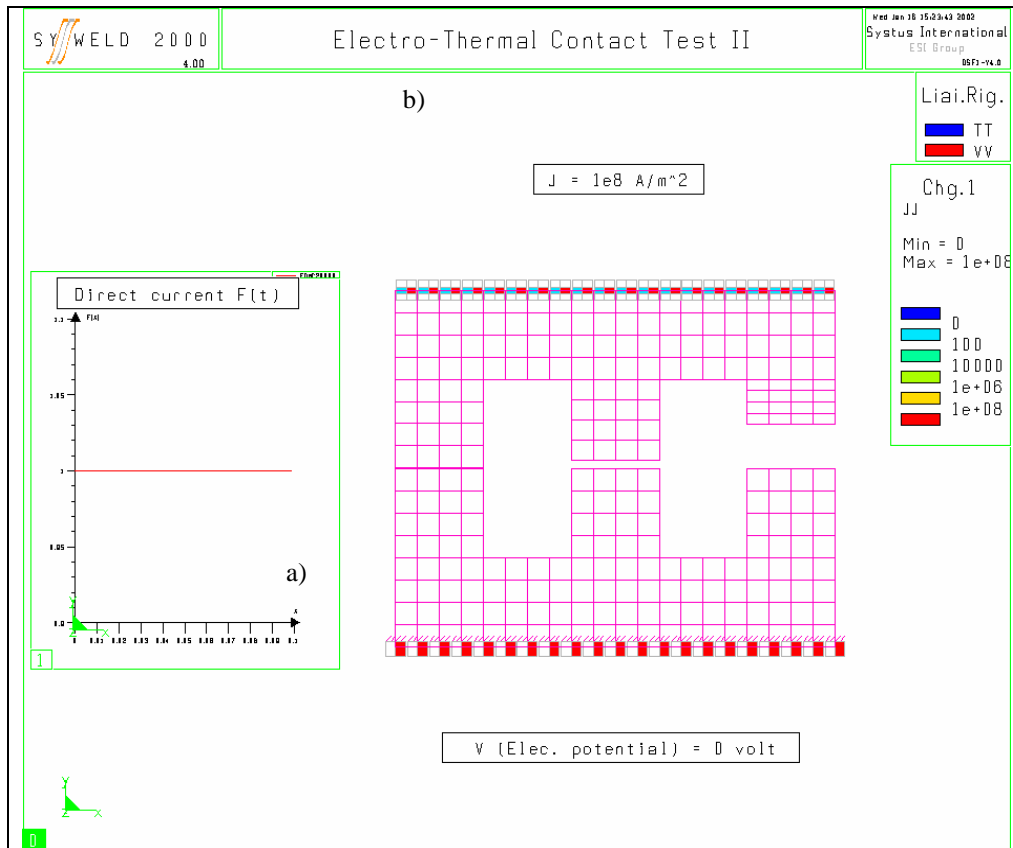
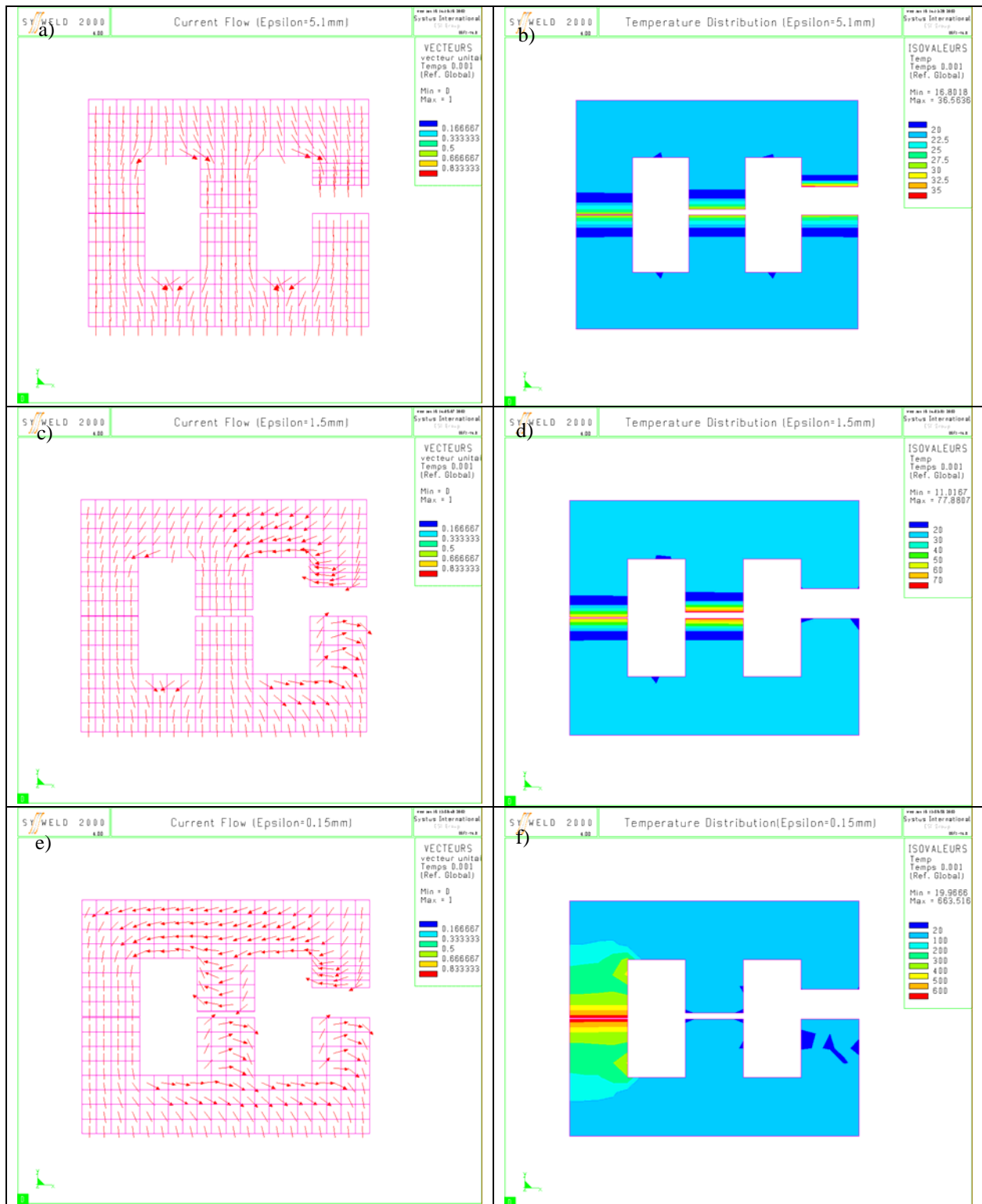


Fig. 3.9: Modeled electrical flux load and meshed structure of two discs used to verify the heat generation at the interface with the consideration of several gap distances (from right to left of the structure);  $\epsilon = 5.0\text{-mm}$ ,  $1.0\text{-mm}$ , and  $0.1\text{-mm}$ , respectively.

As mentioned earlier, the interface threshold value is used defining the contact condition; a perfect or non-perfect contact. It is noted that this threshold value can be adapted or modified in the RSW model. Actually, this threshold value should be defined as small as possible in the case of the two deformable solids in firmly contact, which indicates that there is no separating distance at the interface.

The threshold value of 30 micrometers is defined in our models for non-coated sheet joining. Non-convergence is found at the beginning of the welding, because of strong temperature gradient and current flux concentration at the interface. It is noted that such strong gradient is also associated with the small contact size at the beginning of welding.

For joining non-coated sheet with *flat face electrode*, relative small threshold value can be defined for the electrode-to-sheet contact condition, e.g. 5-10 micrometers. This is because the contact size varies little.



**Fig. 3.10:** Demonstration of the current flux flowing across the gap, and as a result heat generation at the interfaces between two discs; a) Current flux flowing across three gaps with permissible value  $\epsilon = 5,1\text{-mm}$ , b) Simultaneous heat found at three interfaces, c) Current flux flowing across only two interfaces with permissible value  $\epsilon = 1,5\text{-mm}$ , (1,0-mm and 0,1-mm, are distances of both gaps, respectively) d) Heat occurs at two interfaces, where their gap distances are less than 1,5-mm., e) Current flowing across the centre disc when  $\epsilon = 0,15\text{-mm}$ , f) Heat generation is observed the centre interface.

For finite element analysis before the use of any model, it is still necessary to construct a simple model to verify the model variables every times. In this study, the contact model is verified with the use of a simple model. It is found that if the distance between the opposite meshes is greater than the interface permissible value, the current flux cannot transverse across the interface and there is no heat produced by contact resistance. This is a *non-perfect contact condition*. On the other hand, if the gap distance is less than or equals the threshold value, the current can flow across the interface, and thus the heat generation by Joule heating effect at the interface.

### **3.8 Results and Discussion:**

---

Our papers are devoted to two principal modeling techniques; the decoupled, and the coupled analysis. Decoupled analysis presented is to study the influence of the electrothermal contact size on the thermal history, the nugget size, and the residual stresses in the assembly. The contact stress distribution and the thermal history occurring in the workpiece are reviewed in the first paper.

The second paper is devoted to a study on the influence of the supplementary pulsed schedule in high-strength steel joining. Transformation Induced Plasticity steel grade 800, (TRIP800), is the steel used in the study. The influence of the pulse schedule is studied for thermal history in the nugget and the HAZ regions.

For the welding process simulation, material properties as a function of temperature are necessary to be included in the material database. In the third paper, the influence of electrical-thermal properties on the weld characteristics and the weld morphology validation are studied. The evaluation technique for the property at elevated temperature is presented. Moreover, the physical phenomena and the significant of the contact property in RSW are reported in this paper.

In the last section, the determination of the heating and cooling rates resulting from the simulation in order to provide the approximated heating and cooling rates for the Gleeble<sup>®</sup> machine test. This approximated cooling rates could be useful for characterize the residual microstructures in the HAZ.

❖ C. Srikunwong, T. Dupuy, and Y. Bienvenu: “A Decoupled Electrical-Thermal and Mechanical Model for Resistance Spot Welding”, *Proc. 15<sup>th</sup> Seminar of Mechanical Engineering Network of Thailand*, Nov. 2001, Bangkok, Vol.2, pp. 76-84. (§prepared in manuscript format)

❖ C. Srikunwong, T. Dupuy, and Y. Bienvenu: “Numerical Simulation of Resistance Spot Welding Process using FEA Technique”, *Proc. 13<sup>th</sup> International Conference on Computer Technology in Welding*, Siewert, T.A., ed., NIST and AWS, June 2003, Orlando, FL., pp. 53-64. (§prepared in manuscript format)

❖ C. Srikunwong, T. Dupuy and Y. Bienvenu: “Influence of Electrical-Thermal Physical Properties in Resistance Spot Welding Modelling”, *Proc. 7<sup>th</sup> International Seminar on Numerical Analysis of Weldability*, H. Cerjak and H.K.D.H. Bhadeshia, eds., Oct. 2003, The Institute of Materials London. (§prepared in manuscript format)

# A Decoupled Electrical – Thermal and Mechanical Model for Resistance Spot Welding

Chainarong SRIKUNWONG<sup>1,2</sup>, Thomas DUPUY<sup>2</sup> and Yves BIENVENU<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Centre des Matériaux P-M. Fourt, Ecole des Mines de Paris, F-91003, Evry cedex, France

E-mail: [DK.SRIKUNWO@ARCELOR.COM](mailto:DK.SRIKUNWO@ARCELOR.COM), [Yves.Bienvenu@mat.ensmp.fr](mailto:Yves.Bienvenu@mat.ensmp.fr)

<sup>2</sup>CRDM, Arcelor Group, F-59381, Dunkerque cedex 1, France

E-mail: [thomas.dupuy@arcelor.com](mailto:thomas.dupuy@arcelor.com)

***Abstract** Resistance spot welding is one of the major joining methods used in automotive body fabrication and assembly. It is well known that resistance spot welding is a very complex process. In order to profoundly understand the interactions among the electrical-thermal and mechanical aspects and simulate the physical phenomena of resistance spot welding, a 2-D axisymmetric finite element model with the decoupled electro-thermal and mechanical analyses for resistance spot welding was developed by employing a commercial finite element code, namely, Sysweld<sup>TM</sup>. The assumptions introduced to the model : the Joule heating at the workpiece and the electrode interface, the latent heat of phase change due to melting was taken into account by utilizing the electro-thermal enthalpy model. The interfaces between the electrode-to-sheet and sheet-to-sheet contact were specially treated with artificial interface elements. Force and current were considered as principal welding parameters. A parametric study is carried out for the nugget growth with specific consideration of resistance spot welding of a similar non-coating sheet assembly.*

*In addition, the electro-thermal contact resistances, mechanical contact models as well as material properties and characteristics were described as temperature-dependent functions throughout the study. During nugget formation stages, it was evidently disclosed that Joule heating at long welding times governs the nugget growth and heat generation at the faying surface dominates the nugget formation.*

*The influence of thermal contact model definition and size on nugget formation, thermal history and thermal-caused stress distributions in the assembly was determined. The mechanical - thermal analysis for the squeeze and weld stages were also investigated for each case of welding forces imposed to the model. Therefore, the influence of welding force on the stress distributions can be determined, especially for the squeeze phase of resistance spot welding.*

## Introduction

Resistance spot welding is widely applied in manufacturing industries for joining similar as well as dissimilar metal sheets. The major advantages of resistance spot welding are the followings :

- 1) High productivity : the time for one cycle of total RSW phases is less than one second.
- 2) Low cost : the conventional copper electrode can be easily utilized and replaced.
- 3) Wide range of applications for complex geometry and material combinations, especially for the automotive industry.

- 4) No mass added : suitable for light-weight structure.
- 5) Compatibility to automatic welding, controlling and monitoring processes.
- 6) Clean process : no slag occurring at the welding joint.

In resistance spot welding, the high current intensity flow and heat generation are localized at the weld point which is predetermined by the design of the electrode. In many applications of the automotive industries, the flat tip electrode is used as well as the curved tip electrode. Resistance spot welding process involves the interactions of electrical, thermal, mechanical and metallurgical phenomena. Concerning any assembly of sheets and electrode used, the principal parameters of resistance spot welding are welding current, force and duration of welding cycle. All parameters of resistance spot welding are strongly interrelated and lead to the determination of the weld lobe, which is a diagram used to determine the welding range for a certain type of sheet assembly. In order to determine the process parameters, to design electrodes or to choose the type and capacity of the welding machine while developing a new process in industry, a great number of running-in experiments have often to be undertaken. These increase the cost of products, time and in many cases delay the onset of production. For the above reasons, the application of computer simulation using numerical methods may save time and decrease cost-spent on the development of product or process, and reveal a more detailed information of the internal phenomena and thus facilitating a better understanding of the processes. In the present study, the numerical simulation modelling of the resistance spot welding process is carried out by using the commercial finite element code Sysweld<sup>TM</sup>.

After the first remarkable work in finite element method for resistance spot welding of Nied [Ref.1] in 1984, FEM has been recognized as a powerful tool and effectively used to obtain a better understanding in RSW process. One of the chief features of the finite element techniques is the way curved boundaries can be realistically treated by using higher order isoparametric elements. Accurate solutions can be obtained in the region where the gradients are steep by refining the mesh.

Nied utilized commercial finite element code ANSYS and introduced a quarter axisymmetric model that accounted for the geometry of electrode and workpiece, the temperature-dependent properties and characteristics of materials. The melting and Joule heating effect were also included in the model. Predictions of the electrode and the workpiece deformations as well as the stress distributions along the interface were illustrated. The thermal analysis results showed that the isotherm forms in an elliptic nugget.

In 1990, Dickinson *et al.*, [Ref. 2], modeled the RSW process by using the ANSYS finite element code. The mechanical behavior of the welding process was coupled with transient thermal response during the entire welding cycle. The weld nugget formations in 347 stainless steel of equal and unequal sheet thickness and also joining 347 stainless steel to AISI 1045 steel workpiece were studied. The FEM analysis showed that the initial heat affected zone forms as a toroid shape and spreads rapidly toward the nugget center. This phenomena had also been reported in the work of Nied. For dissimilar material, the nugget forms in the low conductivity workpiece more than in the workpiece with higher thermal conductivity. For the unequal thickness sheet, the nugget forms mostly in the thicker workpiece due to longer current path. This study provided a comprehensive information about a coupled model for analyzing the interactions of various physical phenomena in resistance spot welding.

In 1991, Tsai *et al.*, [Ref. 3], studied the nugget formation and corresponding electrode displacement during the welding cycle. They proposed that the electrode displacement and its velocity can be used as the controlling parameters in a feedback control process monitoring. Tsai reported that the heat zone initiates at the periphery of the contact area and is in a toroid shape. In a very short time during the welding cycles, the molten nugget spreads rapidly inward toward the weld center.

In 1992, Vogler *et al.*, [Ref.4], studied the temperature history in RSW from the electrical-thermal-mechanical finite element models. The electrical contact size at the faying interface was predetermined by the mechanical analysis at the end of squeeze stage and maintained throughout the electro-thermal analysis. It revealed that the presence of electrical contact resistance affects the thermal history experienced in the assembly and the final nugget diameter. However, the influence of the electrical contact size variation on the thermal history and the nugget development was not addressed in their study.

Recently, Xu *et al.*, [Refs. 5-6], modeled and simulated the resistance spot welding process using ABAQUS code. An axisymmetric finite element model employing coupled mechanical-electrical-thermal model was presented. The latent heat of phase transformation was accounted for. A flat tip electrode and sinusoidal alternating current were utilized in the analysis. An electro-thermal element was introduced to the electrode-to-sheet interface. It revealed that heat transfer coefficient of the interface has a great influence on the nugget formation and thermal distribution in the workpiece. They also reported that the contact pressure distribution at the interface during the welding process depends on the temperature history, applied force, electrode shape, friction coefficient of the interface and most importantly on the temperature-dependent material properties.

In the aforementioned documentation, it is evident that the electro-thermal and mechanical decoupling of resistance spot welding has not been well addressed yet. In order to obtain a better understanding in the influence of RSW parameters, the decoupling of electro-thermal and mechanical aspects is introduced in the present study. A fully coupled electro-thermal model results the electrical current density, electrical field, temperature history, and nugget size and geometry. The thermal history obtained from the electro-thermal model will be used as thermal input data for the mechanical

analysis at each considered time-step. The contact resistances of both electrode-to-sheet and sheet-to-sheet interfaces are treated with the artificial contact elements [Ref. 7] and the temperature-dependent properties and characteristics are given from various sources [Refs. 8-9]. Electrical and thermal resistances at the electrode-to-sheet and faying interfaces are described as functions of temperature based on the experimental work of [Ref. 8]. The influence of electro-thermal contact size at the faying interface on the thermal and stress results will be investigated by the variation of the faying interface diameter. The mechanical analysis provides the stress fields as well as the deformations, thus the contact stresses at the interface of both sheet-to-sheet and electrode-to-sheet can be determined.

## Formulation for Modelling

A representative assembly of electrode and sheet utilized for analysis is shown in fig. 1. Fig. 2 illustrates a half axisymmetric finite element model for electrode and sheet assembly, which is considered for both electro-thermal and mechanical analyses.

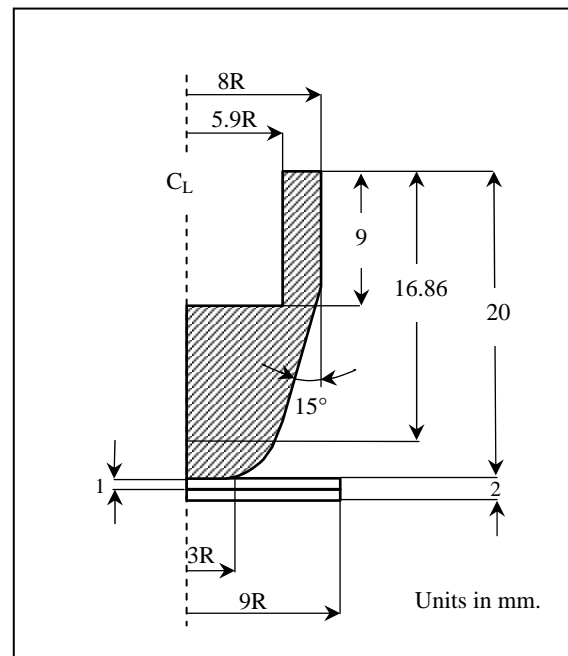


Fig. 1 Schematic diagram of RSW assembly

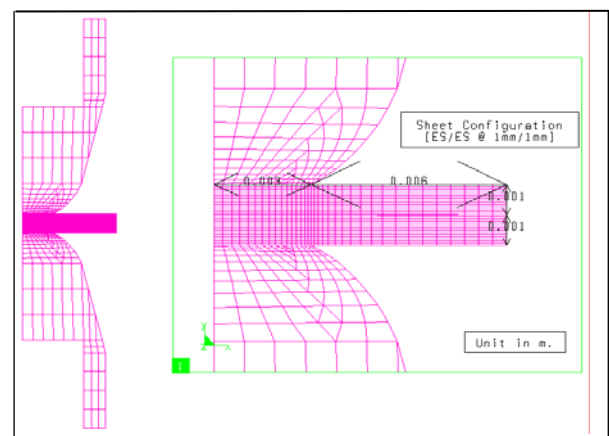
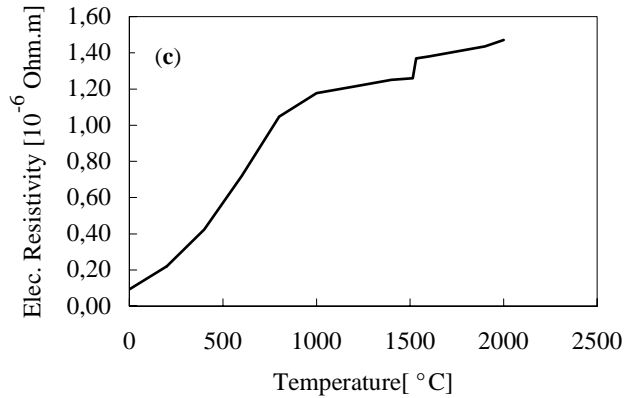
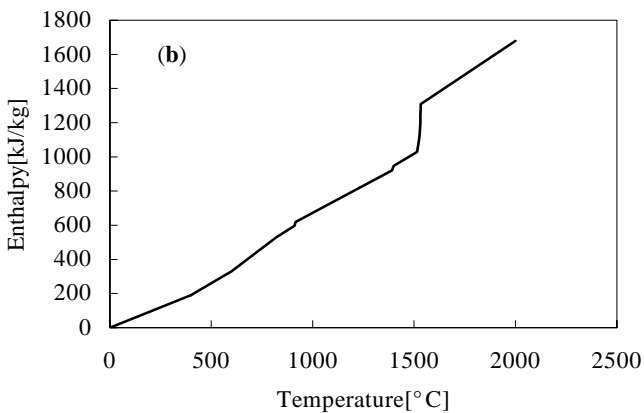
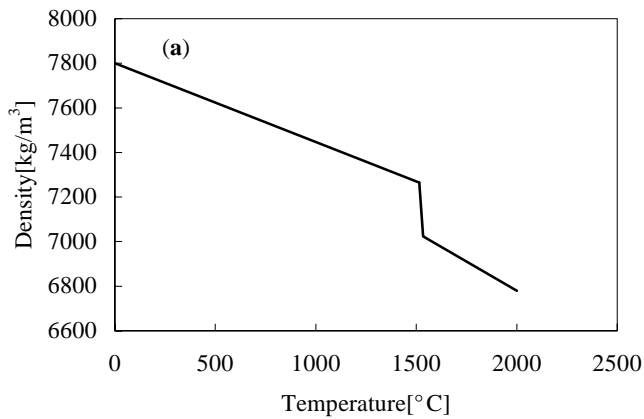


Fig. 2 Finite element mesh model

## Electro-Thermal Modelling

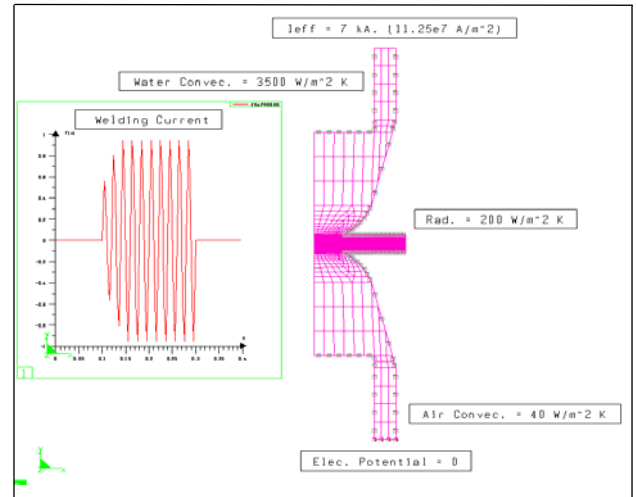
The thermal model includes the electrode geometry, applied current, Joule heating effect at the interface, interface heat transfer coefficient and enthalpy associated with phase transformation of sheet material. Temperature-dependent thermal and electrical properties are employed in the present study. Some examples of these properties are presented in fig. 3.

Before the beginning of welding cycle, the electrical initial conditions are set equal to zero, while the temperature of entire structure is specified as the room temperature. During the welding cycle, the AC current is applied at the top of the upper electrode and zero potential is specified at the bottom surface of the lower electrode. Consequently, the current flows from the upper electrode, passes through workpiece and terminates at the bottom annular section of the lower electrode. The electro-thermal boundary conditions imposed at the outer surfaces of both electrode and workpiece are air convection for where the surface temperature being equivalent to that of the ambient and radiation heat transfer mechanism for the considerable elevated surface-temperature. Fig. 4 illustrates the imposed electro-thermal boundary conditions.



**Fig. 3** Properties and characteristics of steel sheet described as a function of temperature

- (a) Density
- (b) Enthalpy
- (c) Electrical resistivity

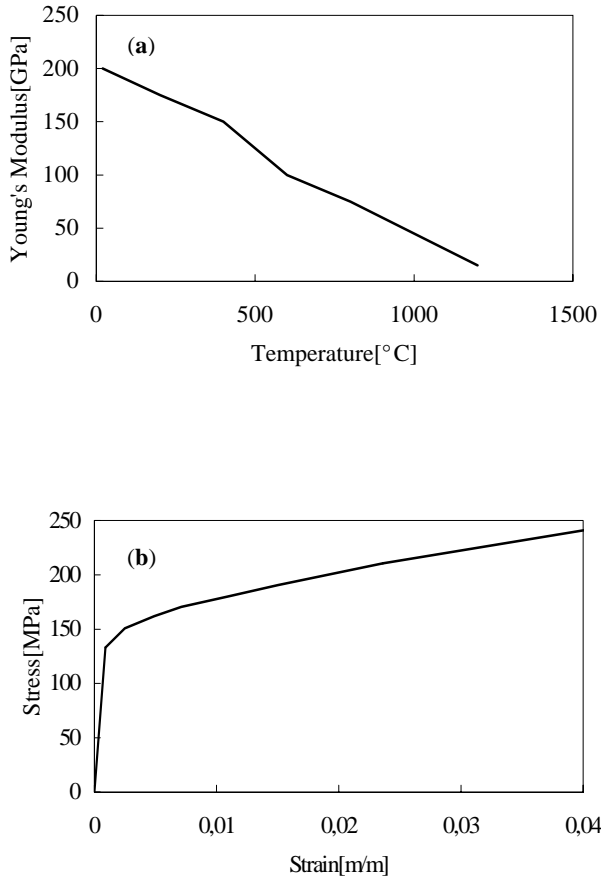


**Fig. 4** Electro-thermal boundary conditions

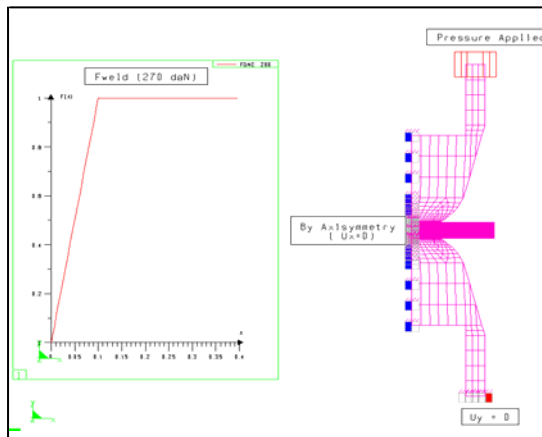
## Mechanical Modelling

The electrode force is applied since the beginning of the squeeze cycle until the end of the welding cycle. The mechanical boundary conditions imposed are the electrode force applied at the top surface of upper electrode by assuming a pressure distribution across the annular end, and the lower electrode annular section experienced the constrained condition by fixing the axial nodal displacement in y-direction. The radial nodal displacement of both workpiece and electrode are restricted along the entire axial axis corresponding to an axisymmetric boundary condition. The mechanical boundary conditions introduced to the model simulate the restrained boundary conditions experienced from producing a welding point by the pedestal welding machine.

The mechanical properties of electrode and sheet are described as the temperature-dependent functions. Some mechanical characteristics of sheet are presented in fig. 5. Fig. 6 illustrates the mechanical boundary conditions imposed to the structure.



**Fig. 5** Temperature-dependent mechanical characteristics of sheet material  
 (a) Young's modulus  
 (b) Stress-strain relationship at room temperature



**Fig. 6** Mechanical boundary conditions

## Material Properties and Welding Schedule

Sheet material used in the analysis is drawing quality non-coating sheet, which is one of USINOR sheet products. Both sheets have the same thickness. Isotropic temperature-dependent properties and characteristics are specified for the electro-thermal as well as mechanical analyses. These properties are considered over a temperature ranging from room temperature to that above melting point. Material characteristics and properties introduced to the model can be concluded as the followings :

- Isotropic sheet material characteristics and properties.
- Temperature-dependent function described for both properties and mechanical characteristics of sheet, electrode as well as contact element.

A conventional copper electrode is employed and the welding schedule considered in present study is provided from [Ref. 10] corresponding to the practice. Welding conditions for non-coating sheet assembly are summarized as the followings :

Current	7.0-10.2 kA. [~AC. 50 Hz]
Welding force	250-320 daN.
Squeezing time	5 cycles. [0.1 second]
Welding time	10 cycles. [0.2 second]

According to process simulation, only the squeezing and welding phases are presented, since they are vital for the determination of the contact pressure distribution and the predicted nugget geometry.

## Results and Discussion

### Electro-Thermal Modelling

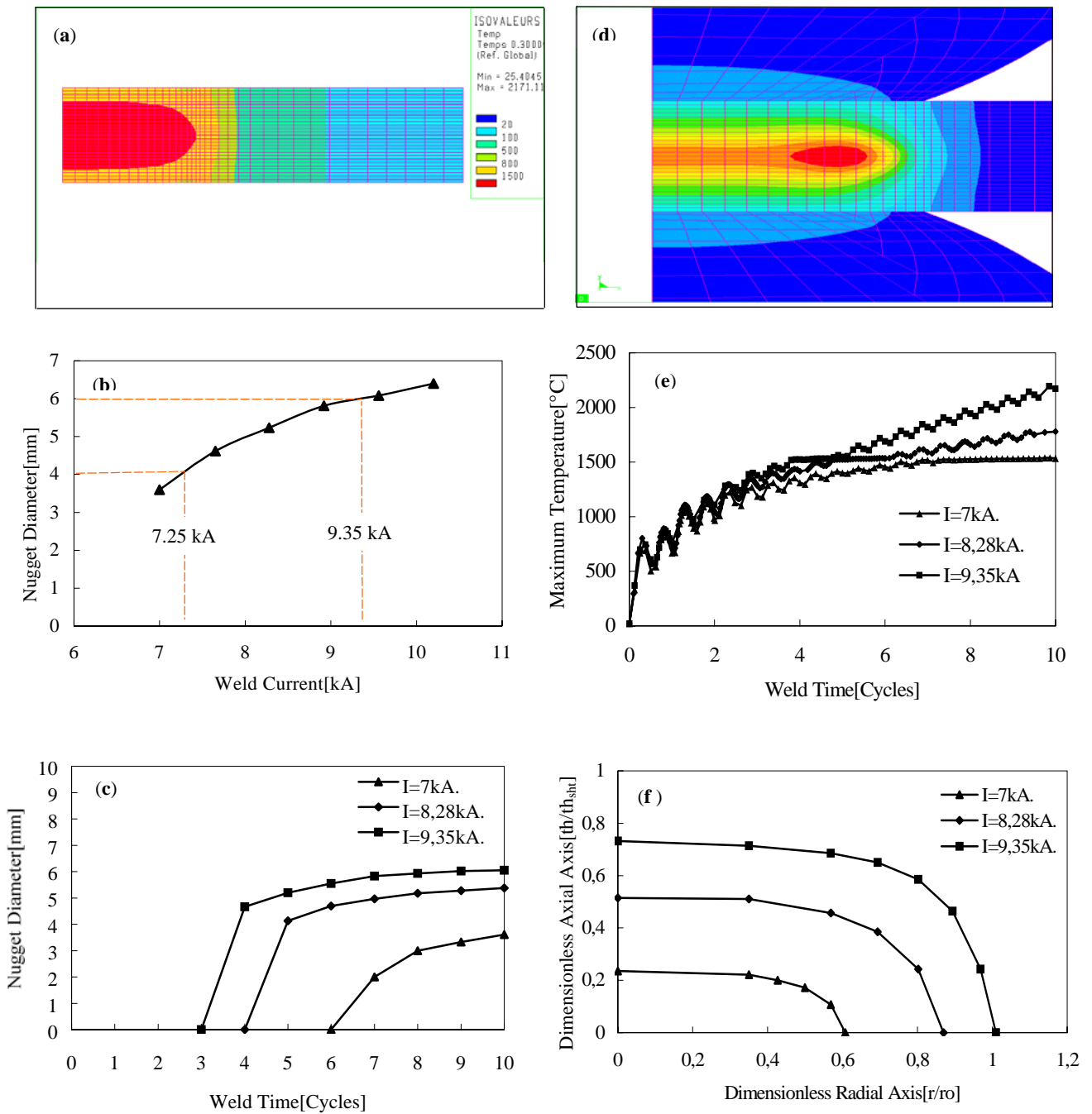
For this investigation, a welding cycle analysis is conducted to determine the current density and the temperature history experienced in the assembly and the nugget size and shape.

In order to determine the welding range from the simulation, the acceptable nugget diameter considered from the practice ranging from 4.0 to 6.0 mm. is taken into account as the weldability reference. The isotherms defined the nugget and HAZ sizes correspond to the fusion and the austenitic temperatures, respectively.

The welding range and the variation of weld nugget geometry with current at the end of the 10<sup>th</sup> cycle resulted from simulation are shown in fig. 7. It shows that the effective current should be used is 9.35 kA. with 10 welding cycles in order to obtain the nugget diameter equal to 6 mm. In addition, the current range varied from 7.25 to 9.35 kA. provides an acceptable nugget size ranging from 4.0 to 6.0 mm.

The electro-thermal analysis reveals that the characteristic isothermal of an elliptic-shape weld nugget is always obtained at the end of welding phase as shown in fig. 7(a). Fig. 7(b) illustrates the nugget diameter size as a function of welding current. Increasing in the welding current will also increase the nugget diameter. The weld nugget is generated by the Joule heating effect occurring at the faying interface and this generation dominates the nugget formation development.





**Fig. 7** Effect of welding current on nugget size and thermal history experienced in the workpiece

- (a) Elliptic nugget geometry at the end of welding cycle. (case  $I=9.35\text{ kA}$ )
- (b) Predicted nugget diameters as a function of welding current at the end of the 10<sup>th</sup> cycle and the welding range resulted from simulation.
- (c) Predicted nugget diameter evolutions as function of welding time.

- (d) Early heat zone as a toroid shape occurs at the faying interface. (case  $I=9.35\text{ kA}$  @ the end of the 2<sup>nd</sup> cycle)
- (e) Maximum temperatures occurring at the nugget center as function of welding time for considered welding currents.
- (f) Dimensionless nugget geometry variation with the welding current at the end of welding.

It is well known that only the electro-thermal model can provide an elliptic geometry of nugget. This nugget formation has been observed since the first RSW thermal analysis of Greenwood [Ref. 11]. Comparison of nugget diameter prediction and welding time is presented in fig. 7(c) for welding currents varied from 7 to 9.35 kA. It reveals that the higher welding current is applied, the earlier nugget forms in the shorter welding cycles. The nugget diameter development almost saturates after the 7<sup>th</sup> cycle and the 8<sup>th</sup> cycle for the welding currents equal to 9.35 and 8.28 kA., respectively. It is noted that the nugget starts forming about the fourth cycle for the welding current equal to 9.35 kA.

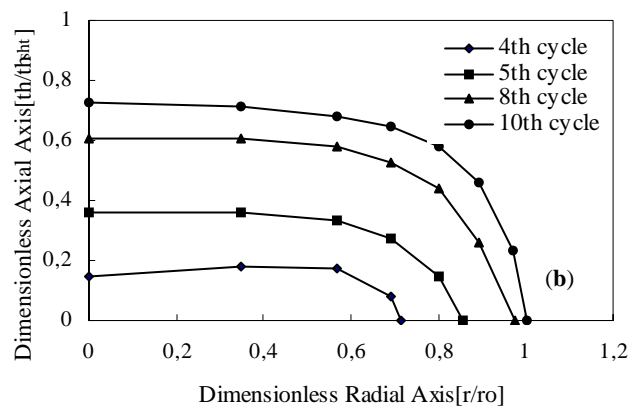
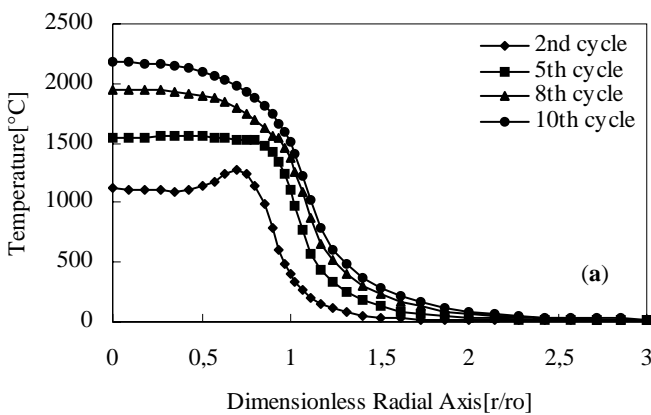
Fig. 7(d) shows the an early toroid heat zone initiates at the periphery of sheet-to-sheet interface at the end of the second welding cycle. According to the flat tip electrode used in simulation, the singularity of current occurs at this interface of contact and this generates the heat affected zone at the periphery of the contact during the welding stage. Shortly after that, the heat affected zone becomes the molten nugget, which spreads rapidly inward toward the nugget center. There is very little nugget growth in the outward radial direction. Fig. 8(b) supports this discussion after the fourth cycle in case of 9.35 kA. applied.

The maximum temperature of the weld center experienced in the workpiece for each case of welding current is illustrated in fig.7(e). It is obvious that the increase in welding current will result in higher maximum temperature reached at the weld center. It can be observed that there are slightly differences in maximum temperature history reached at the nugget center for the early welding stages and these differences in temperature increase significantly after the nugget center thermal cycle reaches the fusion state. In case of the welding current 9.35 kA., the maximum temperature cycle reaches the fusion temperature of sheet material at the end of the fourth cycle and increases markedly after the fifth cycle. The higher current applied, the more rapidly increases in the maximum temperature at the nugget center. However, these are strongly dependent on the electrode tip shape used in the simulation as described elsewhere [Ref. 12].

Fig. 7(f) depicts the dimensionless nugget geometry for the different cases of welding current. As expected, the increase in current also increases both height and diameter of nugget. Therefore, the current is considered as one of the important parameters in RSW process.

Temperature distribution along the faying surface as function of welding time is illustrated in fig. 8(a). It can be seen that the maximum temperature occurs near the periphery of sheet-to-sheet interface at the second welding cycle due to the fact that the current singularity induces the first heat affected zone at this region. In addition, the temperature distribution can be characterized as bell shape. The considerable drop in temperature can be also observed near the outer rim of the contact during the welding cycle. Fig. 8(b) reveals that the nugget develops more rapidly in the axial direction than that in the radial direction as the welding cycle increases concerning the flat tip electrode used in the simulation. In the case of current equal to 9.35 kA, the molten nugget forms firstly at the 4<sup>th</sup> cycle and increases in both diameter and height during latter welding stages.

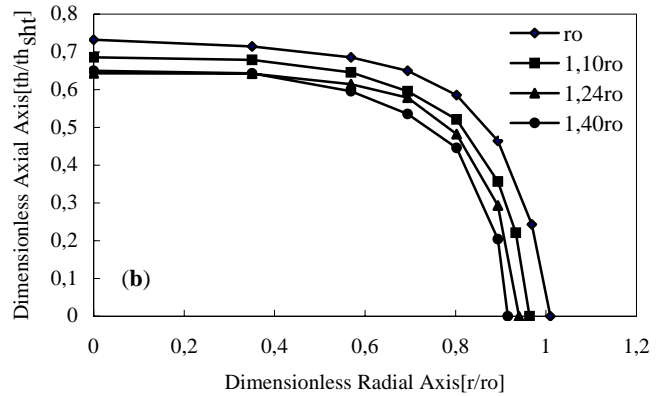
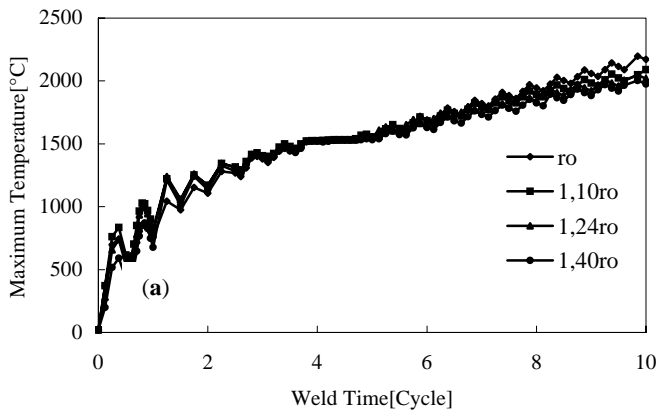
Fig. 9 shows the influence of electro-thermal contact size at the sheet-to-sheet interface on the thermal history and the nugget size. As expected, the increase in the contact size results in the decrease of the maximum temperature reached at the end of welding as well as the final nugget size. The difference in temperature at the end of welding phase comparing the thermal contact size equal to electrode diameter to that equal to one hundred and forty percents of electrode diameter is 196 °C as shown in fig. 9(a). The temperatures are slightly higher for the larger thermal contact size in the early stages of welding, in contrast to the end of welding phase, the maximum temperature profile is higher in case of smaller contact size. It has been shown that the thermal contact size influences the final nugget size as illustrated in fig. 9(b). The increase in electro-thermal contact size at sheet-to-sheet will directly reduce the nugget size.



**Fig. 8** Effect of welding time on thermal history and nugget size in the assembly ( $I=9.35$  kA.)

(a) Thermal history experienced along the faying surface.

(b) Dimensionless nugget geometry vs. welding time.



**Fig. 9** Effect of thermal contact size on thermal history at nugget center and final nugget size ( $I=9.35$  kA.)

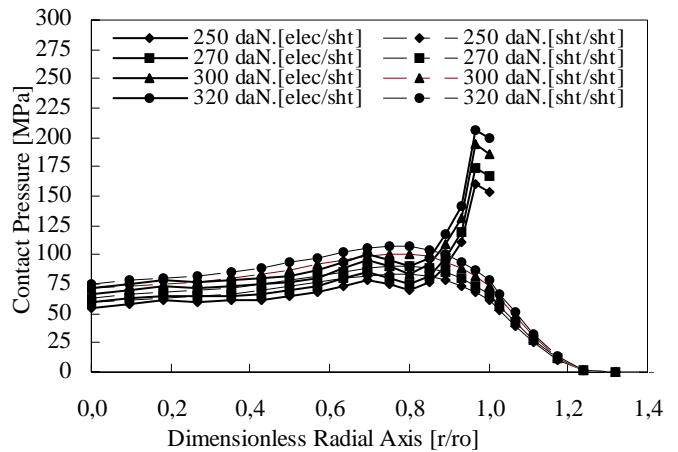
(a) Thermal history evolution at nugget center.

(b) Dimensionless nugget geometry for different size of thermal contact at the end of welding.

### Mechanical Modelling

The mechanical analysis determines the contact stress occurring at both sheet-to-sheet and electrode-to-sheet interfaces as well as the assembly deformation for the squeeze phase. The contact pressure distributions along the electrode-to-sheet and sheet-to-sheet interfaces are illustrated in fig. 10 for the squeeze phase with the various welding forces. The results indicate that once the squeeze force increases, the contact pressure also increases for both electrode-to-sheet and sheet-to-sheet interfaces. As expected, maximum contact stresses are found at the outer rim of the electrode-to-sheet interface while maximum normal stress of workpiece faying surface occurs near the periphery of contact region. The comparison of contact pressure at the end of squeeze phase reveals that the interface stress is not uniformly distributed for each case of squeeze force applied, it starts from a lower value at the axial axis and increases gradually in the radial direction of the assembly for the faying interface. The considerable drop in contact pressure can be seen at the periphery region for the faying interface. These stress concentrations at the periphery, especially for the faying interface, have a pitching effect, which can prevent molten metal of the nugget volume from the splashing.

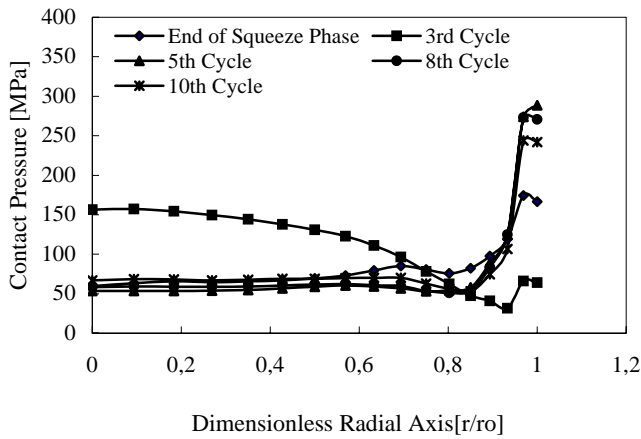
Fig. 11 shows the predicted electrode-to-sheet contact pressure distributions for the applied force equal to 270 daN associated with various welding cycles. The results indicate that maximum pressure concentration occurs initially at the outer rim of the electrode face after the squeeze phase. When the welding current is switched on, the pressure for the center portion of electrode-to-sheet interface is noticeably shifted from 50 to 150 MPa. during the first three cycles. This instantaneous increase in the interface contact stress only occurs in the early welding stages. In the latter welding stages, in contrast to the beginning of weld, contact pressure decreases gradually for the inner-center portion of electrode-to-sheet interface while the stress concentration can be observed at the outer rim of electrode-to-sheet interface. This contact stress concentration varies during the welding cycle and its maximum appears at the fifth cycle.



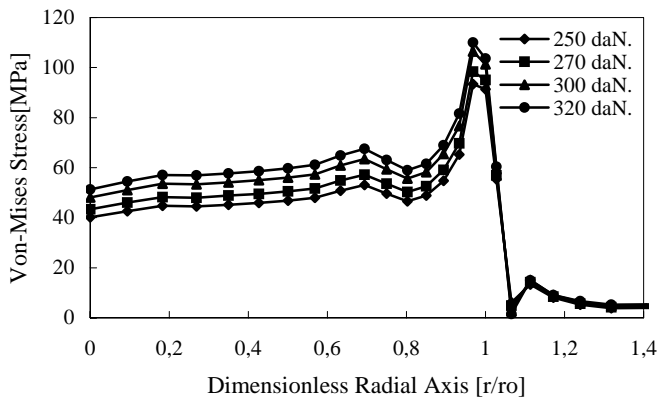
**Fig. 10** Comparison of contact pressure at the end of squeezing phase for various welding forces applied

Although their model employed the coupled electrical-thermal-mechanical analysis, [Ref. 13] also reported the similar contact pressure distribution to that obtained from the present study. The combined effects of the plastic deformation due to the stress concentration at the electrode face periphery and the thermal deformation can probably cause the pitting effect at the electrode face, thus establishing the electrode degradation in the applications.

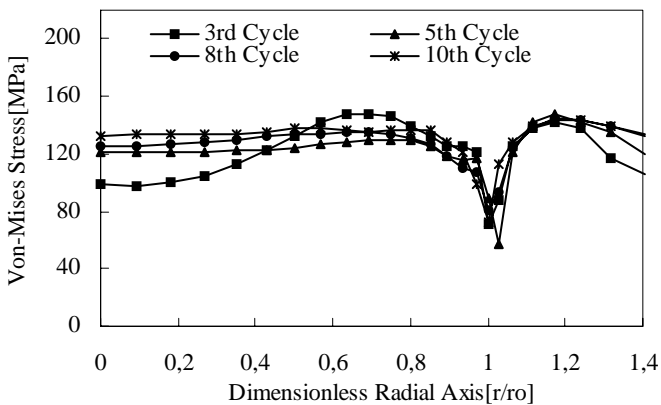
The comparison of Von-Mises stresses on electrode-to-sheet interface at the end of squeeze phase in case of different welding forces is illustrated in fig. 12. The Von-Mises stress distributions at the electrode-to-sheet interface exhibit the same manner as that of axial contact stress. Maximum Von-Mises stress occurs at the periphery of the interface and drops drastically for the region, which is no contact interface between electrode-to-sheet. During the welding cycle, the Von-Mises stress at the end of the third cycle for the inner portion of the interface due to the thermal expansion of the assembly



**Fig. 11** Pressure distribution at electrode/sheet interface ( $I=9.35$  kA. and  $F=270$  daN)

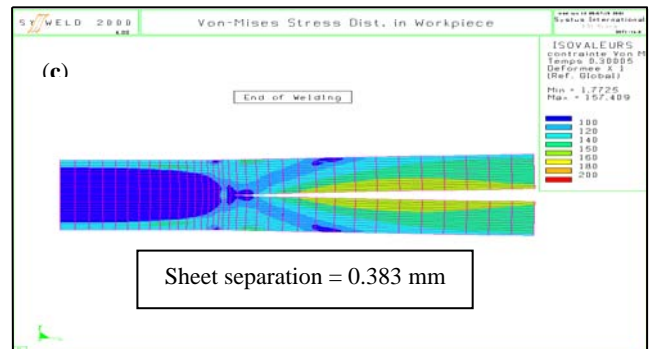
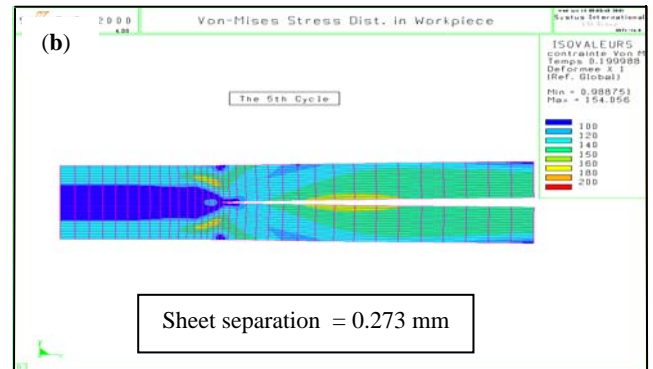
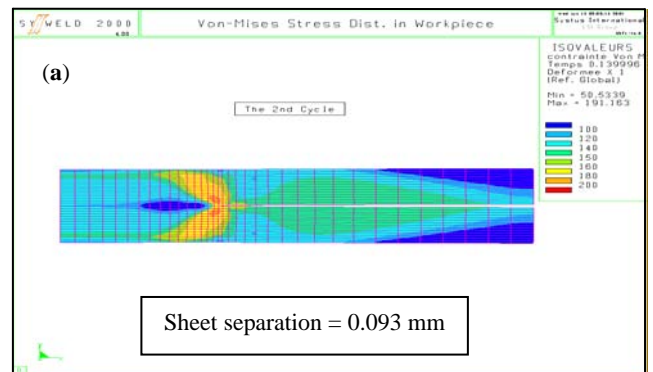


**Fig. 12** Comparison of Von-Mises stress at electrode/sheet interface for the end of squeeze phase



**Fig. 13** Comparison of Von-Mises stress at electrode/sheet interface during welding phase ( $I = 9.35$  kA. and  $F=270$  daN)

during the welding phase and a significant drop in the Von-Mises stress profile can be seen at the outer rim of the contact as shown in fig. 13. The Von-Mises stress evolutions and the edge separation of the assembly during



**Fig.14** Von-Mises stress evolutions and assembly deformations during the welding phase ( $I=9.35$  kA. and  $F=270$  daN)

- (a) @ second cycle
- (b) @ fifth cycle
- (c) @ end of welding

the welding phase are illustrated in fig. 14.

## Conclusions and Future Work

The Finite element method with the present of decoupling among electro-thermal and mechanical aspects has been developed and provided a better understanding of the internal phenomena of RSW process including the nugget development, the thermal distributions and variations, as well as the interface stress

distributions during the squeezing and the welding phases.

The conclusions for the present study can be drawn as the followings :

1. It was demonstrated that the electro-thermal contact size introduced to the faying surface dominates an important role not only on the final nugget size but also on the thermal history experienced in the workpiece. The first HAZ initiates at the periphery of the faying contact and forms as toroid shape in the early stages of welding due to the current singularity. The HAZ grows rapidly inward and toward the axial axis and it becomes the nugget in the latter stages. This is the case of flat face electrode used. The acceptable nugget diameters found from the practice were employed as the weldability references compared to the simulation results, thus the electro-thermal model can provide the quantitative welding lobe.

2. A contact pressure concentration for the electrode-to-sheet interface always occurs at the interface periphery and increases with the increase of the welding force applied. Contact pressure profiles for both electrode-to-sheet and faying interfaces are not uniformly distributed at the end of squeeze as well as during welding phases.

3. The temperature-dependent properties and characteristics for both electrode and sheet must necessarily be taken into account to the model in order to obtain more accurate simulation results. Therefore, the properties and the characteristics of sheet material will be experimentally investigated and introduced to the electro-thermal and mechanical coupled model, which will consider the RSW process with the applications of both flat and curved tip electrodes producing the spot weld.

4. The coupling among the electro-thermal and mechanical aspects is important in order to construct a model approaching more realistically to the RSW process. In addition, the experimental validations for the on-going work have to be established in order to prove the consistency of the simulation and provide the limitation of the model.

## Acknowledgements

The authors would like to express their grateful acknowledgement to Mr. G. RIGAUT, the director of the Metallurgical Development and Research Center of SOLLAC Atlantique, Dunkerque, for his authorisation to prepare these papers as well as tremendous support.

Mr. J. CLAEYS, the head of resistance welding section, and Mr O. DIERAERT, the former head of resistance welding section, are gratefully acknowledged for their support.

## References

- [1] Nied, H.A., 1984, The finite element modelling of the resistance spot welding process, *Welding journal* 63(4) : pp. 123s to 132s.
- [2] Dickinson, D.W., Tsai, C.L. and Jammal, O., Feb.26-Mar2. 1990, Modelling of RSW nugget growth-application for the automotive industry, *International congress and exposition*, Detroit, Michigan.
- [3] Tsai, C.L., Dai, W.L., Dickinson, D.W. and Papritan, J.C., Dec.1991, Analysis and development of a real-time control methodology in resistance spot welding, *Welding journal* : pp. 339s to 357s.

- [4] Vogler, M.M., and Sheppard, S.D., June 1-5 1992, A study of temperature histories in resistance spot welding, *International trend in welding science and technology*, Proceedings of the 3<sup>rd</sup> int. conference on trends in welding research, Gatlinburg Tennessee, ASM : pp. 57 to 61.

- [5] Xu, L. and Khan, J.A., June 1998, Finite element modelling of axisymmetric nugget development during resistance spot welding, *Trends in welding research* : pp. 616 to 621.

- [6] Khan, J.A., Xu, L. and Chao, Y.J., 1999, Prediction of nugget development during resistance spot welding using coupled thermal-electrical-mechanical model, *Sciences and technology of welding and joining*, Vol. 4 No.4 : pp. 201 to 207.

- [7] SYSTUS<sup>TM</sup> 2000, *Analysis reference manuals*, Vols. 1-4, Edition 2000, ESI group.

- [8] Thiéblemont, E., 1992, Modélisation du soudage par points, *Ph.D. dissertation*, L'Institut National Polytechnique de Lorraine.(in French)

- [9] Metals handbook (Desk edition) the 8<sup>th</sup> Edition, 1995, *American society for metals*

- [10] Caractérisation de la soudabilité par résistance par point de produits plats revêtus ou non, *Déc. 1994, Normalisation française A87-001*.

- [11] Greenwood, J.A., 1961, Temperature in spot welding, *British welding journal* : pp. 316 to 322.

- [12] Murakawa, H., Kimura, F. and Ueda, Y., the 1<sup>st</sup> edition 1997, Weldability analysis of spot welding on aluminium using FEM, *Mathematical modelling of weld phenomena 3* : pp. 944 to 966.

- [13] Dong, P., Victor Li, M. and Kimchi, M., 1998, Finite element analysis of electrode wear mechanisms : face extrusion and pitting effects, *Science and technology of welding and joining*, Vol. 3, N° 2. : pp. 59 to 64.

## NUMERICAL SIMULATION OF RESISTANCE SPOT WELDING PROCESS USING FEA TECHNIQUE

C. Srikunwong<sup>\*,\*\*</sup>, T. Dupuy<sup>\*</sup>, and Y. Bienvenu<sup>\*\*</sup>

### ABSTRACT

2-D axisymmetric finite element models incorporating electrical-thermal and thermal-mechanical coupling procedures were developed for resistance spot welding (RSW) process simulation. A commercial finite element code, namely Sysweld<sup>TM</sup>, was utilized for these simulation purposes. The coupling procedures can provide a more realistic and efficient computational approach accounting for the variation of contact size; particularly for the application of curved-face electrodes producing a spot weld. The temperature dependency characteristics and properties of both sheets and electrodes were also taken into account throughout the study. The welding schedules based on practical aspects of similar two- as well as three-sheet assemblies were considered for the entire of process. Not only the utilization of pulsed direct current but also that of pulsed alternating current was utilized in order to efficiently achieve the industrial protocol. The experimental study was centered on nugget formation. The validation for the nugget development was determined in the case of pulsed direct current welding.

The impact of pulsed alternating current welding combining supplementary post-heating pulses on the nugget size as well as on the thermal history was investigated. It was concluded that both heating and cooling rates depend strongly on the position of weld. The results of electrical-thermal analysis were discussed in view of the thermal history during welding, with particular regard for different types of welding current used.

### INTRODUCTION

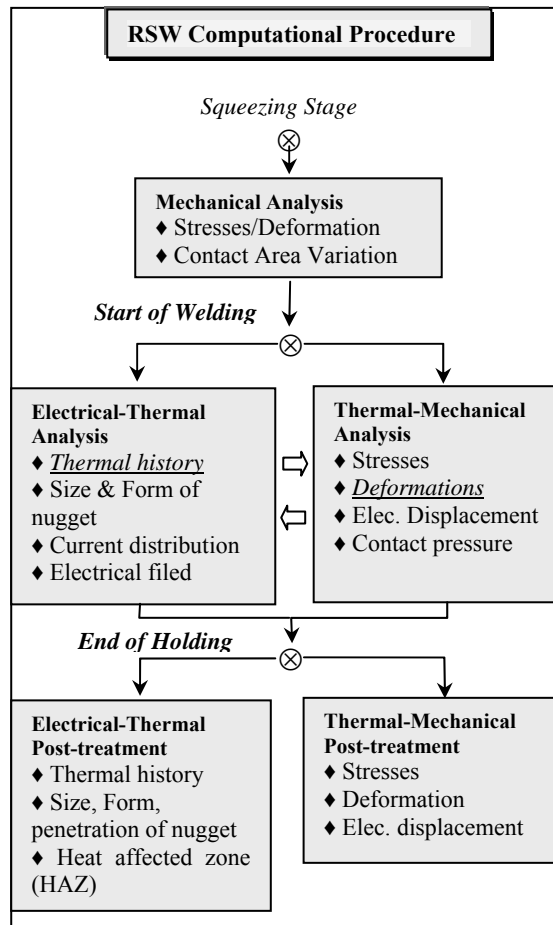
Resistance spot welding (RSW) is widely utilized as a joining technique for automobile structure due to flexibility, robustness and high-speed of process combining with very high quality joints at very low cost. Not only heavy gauge two-sheet assemblies are joined by this technique but also stack-up sheet assemblies can often be encountered in the application. In some cases of heavy gauge two-sheet joining, the use of a common continuous current signal is sometimes not efficient to construct the desired weldability lobe. The pulsed welding approach then becomes an other choice to achieve this purpose. The pulsed welding current based schedule is sometimes recommended for heavy gauge and stack-up assembly cases associated with some welding signal modification in order to improve weldability and mechanical properties of spot weld. The pulse current used can be medium frequency direct or alternating current pulse. Other adapted current signal such as down sloping, quenching or post-heating can be also introduced to a required welding current signal. These modifications become a common convenient technique for the improvement of weld mechanical-metallurgical properties in high strength steel joining (Ref. 1). The use of pulsed welding has many advantages in heavy gauge sheet joining including the stability of nugget development characteristics and the reduction of electrode wear.

---

\* CRDM, Sollac Atlantique, ARCELOR Group, BP 2508, 59381, Dunkirk, France

\*\* Ecole des Mines de Paris, BP 87, Evry Cedex, 91003, France

The recent development in finite element analysis for RSW numerical simulation is well documented in the literature (Refs. 2 and 3) showing that there is a significant change in the contact radii between electrode-to-sheet and sheet-to-sheet interfaces during welding stage. This has significant impacts on thermal history, nugget formation and thermal stresses in the assembly. Therefore, it is vital to implement a coupling procedure between electrical-thermal and thermal-mechanical modules in order to capture this physical interaction and produce a more realistic predictive model.



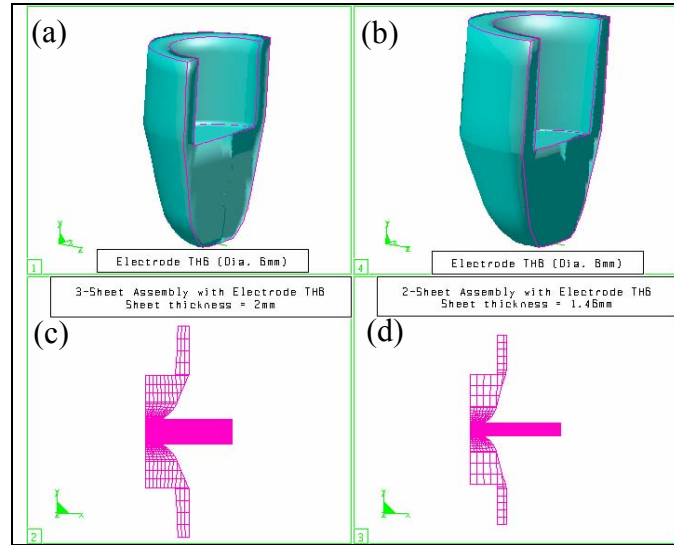
**Figure 1: Schematic illustration of computational procedure**

The aim of this study is to obtain a better understanding of the influence of process parameters for heavy gauge sheet joining with the use of pulsed welding current. The features of the coupling procedures can be described by loop sequential computational procedures of the nodal temperatures transferred from the electrical-thermal analysis to the thermo-mechanical analysis in order to compute the thermal stresses and assembly distortions. On the other hand, the stress distributions associated with assembly deformation are then transferred back to the next electro-thermal computation step in order to up-date the variation of the contact size and pressure. These successive sequential loops are cumulated until the end of RSW process. The computational procedure employed in this study is illustrated in fig. 1.

## FORMULATION FOR MODELING

### Structure Modeling

A representative assembly of electrode and sheet utilized for analysis as shown in fig. 2 illustrates a half axisymmetric finite element model for electrode and sheet assembly, which is considered for both electrical-thermal and thermal-mechanical analyses. 2-D axisymmetric models of two- and three-sheet joining incorporated with the curved face electrode of 6mm and 8mm.-diameter are constructed. Both electrical-thermal and mechanical contact elements are specially treated at electrode-to-sheet and sheet-to-sheet interfaces.



**Figure 2: Illustration of structure mesh models used in analysis**

Figure 2a: Curved-face electrode of 6mm-dia; Figure 2b: Curved-face electrode of 8mm-dia  
 Figure 2c: Three-sheet assembly mesh model; Figure 2d: Two-sheet assembly mesh model

### Electrical-Thermal Modeling

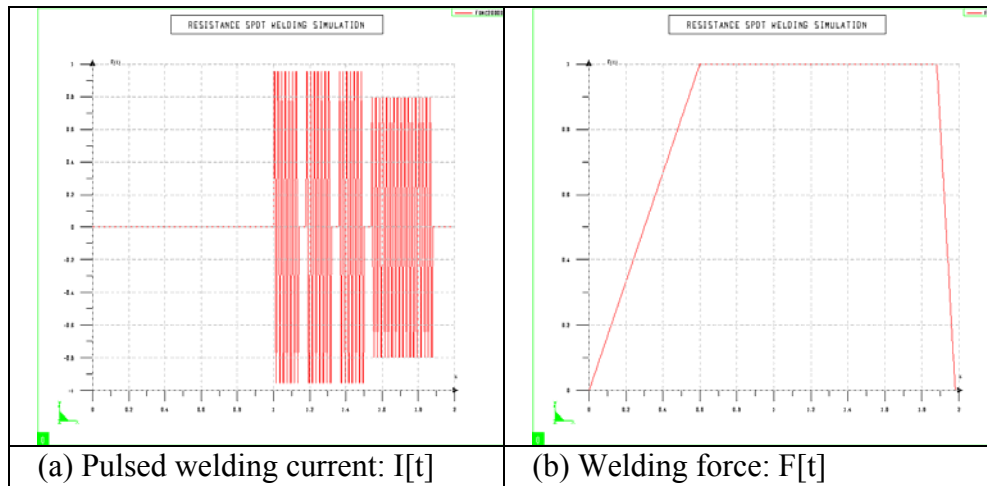
RSW process is a resistance welding process governed by Joule heating effect with a concentration of the heat generation at the interface between two solid bodies in contact while passing the current. This heat further propagates into these bodies by conduction heat transfer mode associated with the imposed thermal boundary conditions. Electrical-thermal governing system equations are presented in (1) and (2):

$$\rho \frac{\partial H}{\partial t} - \text{div}(\lambda \cdot \text{grad}T) - \text{grad}V \cdot \sigma \cdot \text{grad}V - Q = 0 \quad (1)$$

$$\text{div}(\sigma \cdot \text{grad}V) = 0 \quad (2)$$

Where  $T, V$  are the temperature and the scalar electrical potential, respectively.  $\rho, \lambda$  and  $\sigma$  represent the density, the thermal conductivity and the electrical conductivity of the medium. The temperature dependency characteristics can be taken into account in these equations.  $H$  is the enthalpy also with a temperature dependency. The full coupling between electrical and thermal phenomena can be governed by the term  $\text{grad}V \cdot \sigma \cdot \text{grad}V$  in the heat equation. The modeled alternating current signal used in the analysis is shown in fig. 3a.





**Figure 3: Modeled welding signals used in analysis**

**Thermal-Mechanical Modeling**

The electrode force as illustrated in fig. 3b is modeled from the welding force signal. The mechanical boundary conditions (Ref. 4) are the electrode force applied at the top surface of the upper electrode by assuming a uniform pressure distribution across the annular end and the vertical nodal displacement of annular end of the lower electrode, which is constrained similar manner to that of practical weld. The elasto–plastic Von-Mises criterion without deformation rate dependency is defined for sheet characteristics. The non-linearity due to temperature dependency of sheet properties and contact characteristics including transient computational approach are considered for this study. The three governing equations, namely, the compatibility condition, the constitutive relation, and the equilibrium equation in cylindrical co-ordinate are discussed elsewhere (Ref.5).

**EXPERIMENTAL PROCEDURE**

Two sheet grades of ARCELOR, a Transformation Induced Plasticity (TRIP) grade and a non-coated drawing quality Low Carbon Steel (LCS) sheet are utilized in this study. Properties of both sheets are given in Refs 6 and 7. The metallurgical examination is conducted only for the low carbon steel sheet joining.

**Table 1: Welding schedules utilized in the study**

Welding conditions		Current: [kA/Cycles] Force
Elec. dia. (mm)	Configuration	
1) 8	2sheets:(LCS) 2mm-thick	11.2-DC/4(6+2) 400 daN
2) 6	2sheets:(LCS) 2mm-thick	8.97-DC/4(6+2) 400 daN
3) 8	3sheets:(LCS) 2mm-thick	10.6-DC/4(6+2) 450 daN
4) 6	2sheets:(TRIP) 1.46mm-thick	7.80-AC/3(7+2)+6.5×17 500 daN

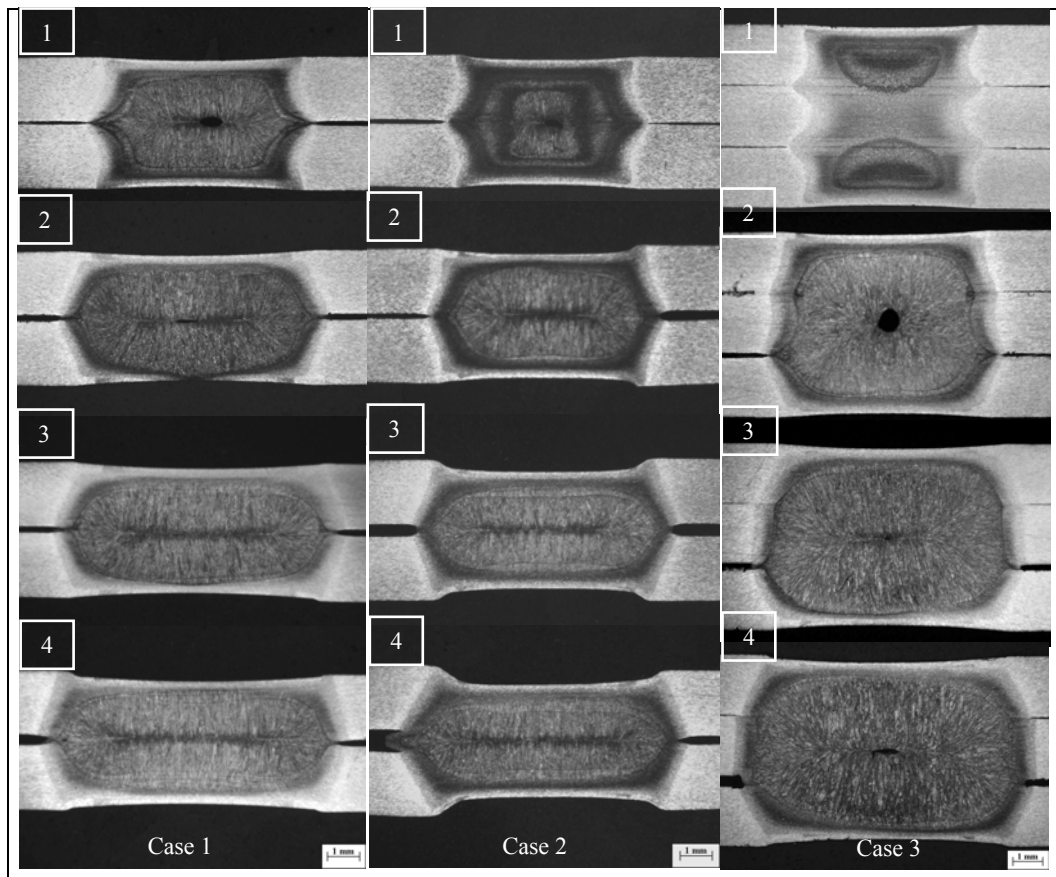
Welding schedules in table 1 indicate the utilization of pulsed welding current. In the case of TRIP steel sheet joining with electrode face diameter of 6mm., alternating current with a magnitude of 7,80 kA is applied for 3 pulses, each pulse has 7 cycles of welding plus 2 cycles of current shut-off. Furthermore, the post-heating current is then applied for 17 cycles with a magnitude of 6.5 kA. The aim of post-heating current application is to achieve the good quality of residual metallurgical phases and minimize the weld fracture of HSS sheet joining. The as-received sheets are cut to 50×50-mm coupons. Electrode conditioning prior to welding is performed for 50 welding points with bare sheet. The trial welding tests are then conducted in order to determine the expulsion limit. These trial welding conditions are based on the French Industrial Standard (Ref.8), which is considered as welding schedule guideline. The welding schedules, just below the expulsion limit, are used for three welding coupons and for each pulse in order to examine the formation of nugget relating to configurations. The no-expulsion welding of each pulse can be verified from the force and the displacement signal monitoring on the LABVIEW<sup>®</sup> window. The effective current magnitude is obtained from the MIYASHI<sup>®</sup> current signal recorder. Nugget development kinetics can be further examined by sectioning the spot after each interrupted pulse. The polished axial sections of spot welded samples are etched with picric acid to determine the fusion line or the nugget contour. This etchant is suitable for the examination of the fusion zone of low carbon steel spot welds. Quantitative macro-photographic measurements are made for the nugget size.

## EXPERIMENTAL RESULTS AND DISCUSSION

### Influence of Process Characteristics on Nugget Formation

Nugget development kinetics for two and three LCS sheet joining of 2mm-thick at the end of each pulse is shown in fig. 4. As expected, both the height and the diameter of the nugget increase at the end of the first two pulses. During the third and the fourth pulse, the nugget expands more in diameter than in height. The indentation on the sheet surfaces and the sheet separation can also be observed. The influence of electrode face diameter on nugget formation is demonstrated by comparing case 1 and 2. It is revealed that the increase of electrode diameter face leads to the increase in magnitude of welding current by around 2.2kA if the electrode face diameter of 8 mm is used instead of 6 mm. This is due to the enlargement of contact size reducing the concentration of current flux at faying surface. The utilization of smaller electrode face diameter results in remarkable indentation onto sheet surfaces at the end of welding. Concerning the nugget formation kinetics in the case of two-sheet joining, the occurrence of nugget at faying surface is already observed at the end of the first pulse.

In the case 3, instead of initiating at center of three-sheet assembly, the hot zone originates in superior and inferior regions at the end of the first pulse but the nugget does not start forming yet. For the latter pulses, nugget penetration and development also show a trend similar to that of two-sheet assembly case. The dissymmetry in the upper and the lower nugget diameters can be found before the saturation of nugget diameter at the end of the fourth pulse. However, both symmetrical or dissymmetrical nugget development can be observed for three-sheet joining case. The sheet edge separation between faying surfaces is slightly different. The decrease in current magnitude for the three-sheet assembly comparing to that of two-sheet joining can be explained by the increase of bulk electrical resistance with the increase in number of sheets.



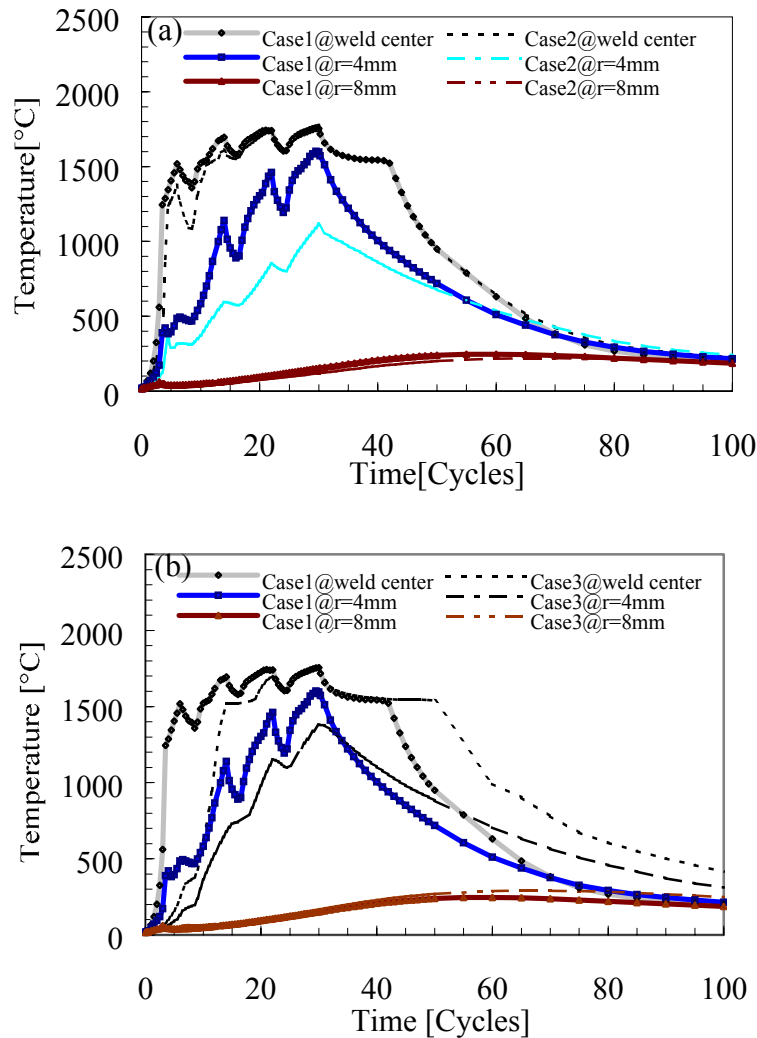
**Figure 4: Illustration of nugget formation of two- and three-sheet assembly at the end of each pulse** (Number of pulse is indicated on the macro-photograph and see also table 1 for the case study)

## COMPUTATIONAL RESULTS AND DISCUSSION

### Influence of Process Characteristics on Thermal History

For two-sheet joining case, the temperature history at different positions demonstrates the same dynamic response to the type of welding current used. The drop in temperature during current shut-off can be obviously observed on temperature evolution and markedly seen for the positions located in the nugget region as illustrated in fig.5a. The instantaneous significant increase in heating rate is found during the first pulse, particularly at the beginning. In contrast to the heating rate of weld center for two-sheet joining, there is no significant change in heating rate during the first two pulses for three-sheet joining as shown in fig 5b. An insignificant variation is seen for weld center thermal history during the current shut-off between the first and the second pulses.

For both two- and three-sheet joining cases, There is no variation in thermal history for the positions located far away from the nugget and the HAZ, i.e.  $r=8\text{mm.}$ , during the weld stage. Unfortunately for the sheet joining with RSW technique, it is not easy to attain the same value of the maximum temperature in order to compare the thermal histories. This is due to the difference in the inherent welding parameters and the configuration used.



**Figure 5: Influence of process characteristics on thermal history considering at the upper limit of weldability lobe**

Figure 5a: Influence of electrode face diameter resulting in welding current adaptation and consequently on thermal history

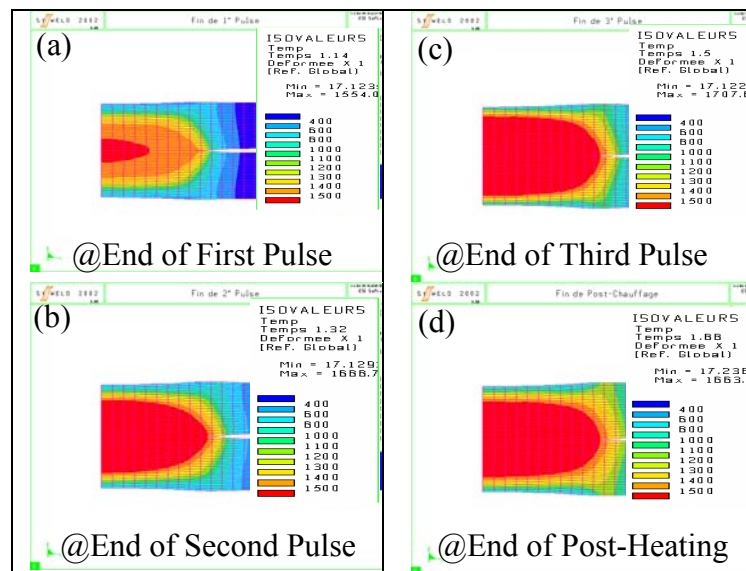
Figure 5b: Thermal history in two- and three-sheet joining cases

### Influence of Post-heating Current on Weld Geometries

The nugget geometries and sizes at the end of each pulse in the case of TRIP steel joining are illustrated in fig. 6. It is obvious that the nugget develops until the end of pulsed welding. The peak temperature at the weld center is found at the end of the last or the third pulse. After that, there is no significant evolution of heating rate during the post-heating stage. It is shown that there is no further development in nugget size during the application of post-heating current and this is contrast to metallurgical phase evolution in the HAZ during this supplementary stage. Let us examine a node located inside the nugget and near the fusion line, i.e. node at  $y=1,168\text{mm}$  as shown in fig. 7b. The maximum temperature of this node is about  $1535^{\circ}\text{C}$  at the end of the welding process.

The temperature drop can be also observed during the current shut-off. The thermal history of this node increases again during the post-heating stage but with a lower heating rate than that experienced in the assembly during welding. The maximum temperature of this node reaches

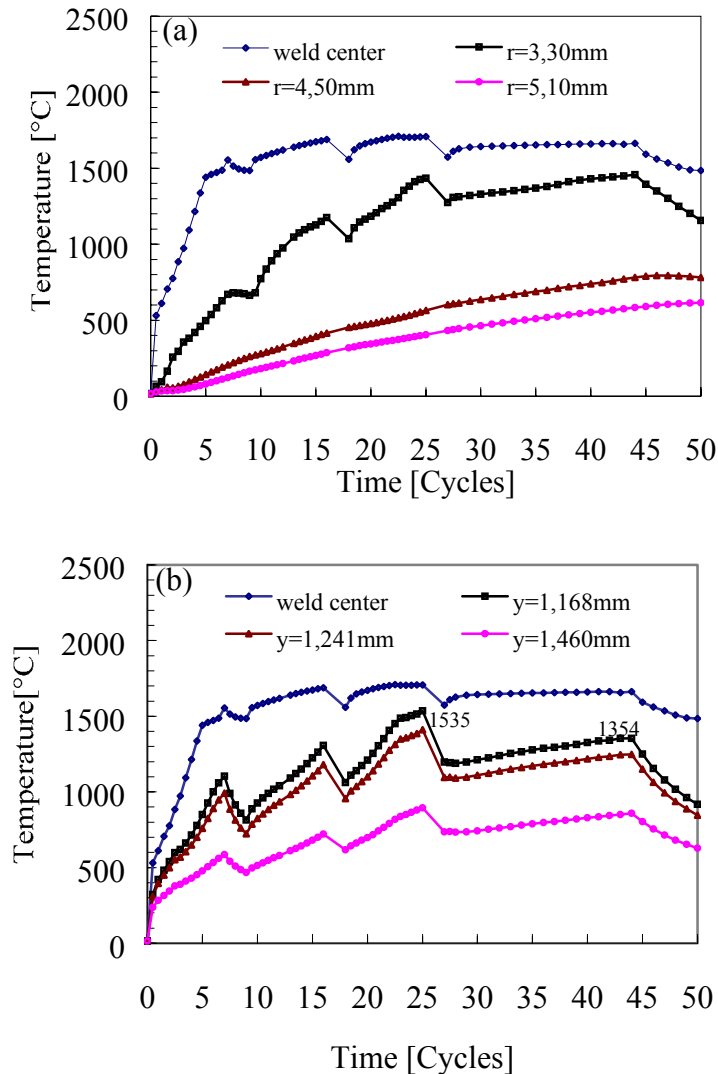
about 1354°C at the end of post-heating stage. This reveals that the simulated nugget size at the end of post-heating will be smaller than that obtained at the end of welding. It is worth noting that the appearance of maximum nugget height and diameter is an irreversible phenomenon and only takes place at the end of welding. Therefore, this discussion can be supported by the occurrence of maximum nugget diameter at the end of welding stage with the examination of thermal history. Fig. 6d shows the simulation result of the smaller size of nugget diameter at the end of post-heating stage than that predicted at the end of welding as illustrated in fig. 6c.



**Figure 6: Predicted nugget development kinetics using post-heating current: case4**

It is obvious that more important heating rates can be found for the nodes located along the axis than for the nodes located along the radius. However, the temperature history considered at the position located outside and near the HAZ zone, at the position ( $r = 4,50\text{mm}$ ) as shown in fig.7, is increased even during the current shut-off. For the positions located sufficiently far away from the weld center ( $r=5.10\text{ mm}$ ), the drop in their thermal histories cannot be observed and the temperature increases continuously during current shut-off and post-heating stage.

The simulation results reveal that the number of pulses and the magnitude of post-heating current should be prudently selected while practically examining the mechanical and metallurgical properties of weld.



**Figure 7: Influence of post-heating current on nugget size at the end of welding: case4**

Figure 7a: Average thermal history at different radial position

Figure 7b: Average thermal history at different axial position

### Residual Stresses in Assembly

The slide-line mechanical contact element without friction is defined at sheet-to-sheet and electrode-to-sheet interfaces throughout the computation. This contact condition however may not be a very realistic approach for the appearance of nugget at faying surface. In fact, when the nugget starts forming, the faying surface is joined by the molten mold. Therefore, the contact condition associating with the occurrence of nugget should be the sticking contact condition. The novel mechanical contact approach is under development with the modification of mechanical boundary conditions at the different stage of process.

The residual stresses for three-sheet joining case are shown in fig.8.

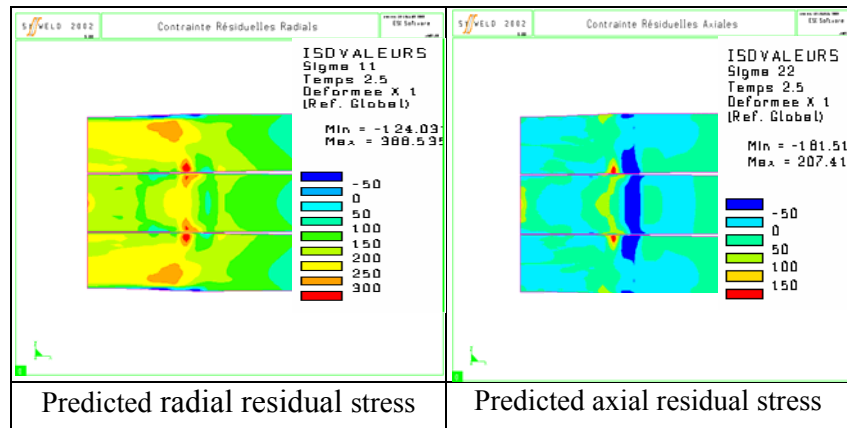


Figure 8: Predicted residual stresses in assembly at the end of process: case 3

### EXPERIMENTAL VALIDATION

For three-sheet joining case, the validation is carried out for the quantitative measurement of nugget diameter appearing at the interfaces between the upper-to-middle and the middle-to-lower sheets, namely  $D_{upper@exp}$  and  $D_{lower@exp}$  respectively.

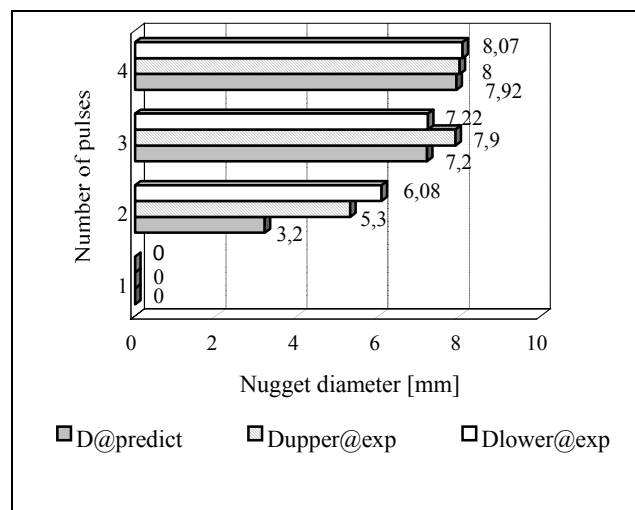


Figure 9: Validation of nugget diameter for three-sheet joining: case 3

Note that the nugget diameters increase significantly during the first two pulses and saturate for the latter stages. Both predicted and measured nugget growth kinetics exhibit similar trend for long welding time. The validation shows a quantitative agreement in nugget diameters at the end of welding, which are of 8mm corresponding to the diameter of electrode face used. However, it is found that there is a discrepancy between the measured and the predicted nugget diameter size, particularly at the end of the second pulse. The measured nugget diameters for the upper-to-middle and the middle-to-lower interfaces are around 5.30 and 6.08mm, respectively. While the simulated nugget diameter sizes are found in an order of 3.2mm and show the effect of planar symmetry as depicted in fig. 9. This discrepancy may be due to the inappropriate electro-thermal contact values at faying surface, particularly for the temperature extending from ambient temperature to 200-400°C. It is understood that the

faying surface contact resistance diminishes rapidly with temperature (Ref. 9) and plays a significant role on the nugget development. These electrical contact resistances also depend strongly on the surface condition of sheet, the welding force and the temperature.

## CONCLUSIONS

A finite element analysis based predictive model incorporating an electrical-thermal and thermal-mechanical coupling procedure was applied to study the heavy gauge sheet joining by the RSW technique. This model provides a better understanding of the effects of welding parameters on the nugget development kinetics and on the thermal characteristics in the assembly with the use of pulsed welding current schedules.

The main conclusions of this study are:

- 1) It is experimentally found that the use of the larger electrode diameter leads to an increase in the magnitude of welding current due to a better distribution of current flux and reduces the indentation of electrode face onto the sheets. Concerning three-sheet welding configuration, it well demonstrates the significance of the total bulk electrical resistance of sheet at elevated temperature with the decrease in welding current magnitude. The nugget development exhibits similar trend for long welding time.
- 2) The simulation results show the difference in thermal history experienced in the assembly between two- and three-sheet joining while respecting the upper limit in the weldability lobe before the occurrence of expulsion. The drop in thermal history due to current shut-off can be seen on the temperature evolution for both cases and more markedly in the two-sheet joining case. The thermal history depends strongly on the position in the assembly. For position located sufficiently far away from the nugget and the HAZ regions, there is no impact of current shut-off on the thermal history.
- 3) It is demonstrated that the appropriate selection of the magnitude and the number of post-heating pulses has no effect on the final nugget size obtained at the end of welding. However, the temperature history is slightly increased during the post-heating stage for every position in the assembly.
- 4) The validation result shows a good agreement for the final nugget size at the end of welding in the case of three-sheet joining. But the discrepancy in nugget diameter size development can be observed during the first two pulses before the saturation of nugget. This may be due to the inappropriate values of electrical contact resistances introduced at faying surface. Electrical contact resistance determination will be further conducted in order to evaluate the contact characteristics.

## ACKNOWLEDGEMENTS

The authors would like to express their grateful acknowledgement to Messieurs G. RIGAUT, and J. CLAEYS, the director of the Metallurgical Development and Research Center and the head of resistance welding section, respectively, for their input during the paper preparation. Thanks also to J.P. DOUILLY, who performed all spot weld experiments in this study. The authors wish to thank C. DJENKAL and D. MALEWICZ for their educative advice during metallurgical preparation and investigation. The partial financial support of Association Nationale pour la Recherche et la Technologie (CIFRE educational program) is gratefully acknowledged.



## REFERENCES

1. Peterson, W. May 15-17 2002. Methods to minimize the occurrence of interfacial fractures in HSS spot welds. Sheet metal welding conference X. Sterling Heights, MI.
2. Khan, J.A.; Xu, L.; and Chao, Y.J. 1999. Prediction of nugget development during resistance spot welding using coupled thermal-electrical-mechanical model. Science and technology of welding and joining. Vol. 4, No.4: 201 to 207.
3. Sun, X.; and Dong, P. Aug. 2000. Analysis of aluminum resistance spot welding processes using coupled finite element procedures. Welding research supplement: 215-s to 221-s.
4. Srikunwong, C.; Dupuy, T.; and Bienvenu, Y. Nov., 2001. A decoupled electrical-thermal and mechanical model for resistance spot welding. 15<sup>th</sup> annual conference of mechanical engineering network of Thailand. Bangkok, Thailand. Vol.2: 76 to 84.
5. Murakawa, H.; Kimura, F.; and Ueda, Y. 1997. Weldability analysis of spot welding on aluminium using FEM. Mathematical modeling of weld phenomena 3: 944 to 966.
6. Thiéblemont, E. 1992. Modélisation du soudage par points. Ph.D. dissertation. L'Institut National Polytechnique de Lorraine. (in French)
7. Bobadilla, M.; Niederleander, M.; Nuss, C.; Perrin, G.; and Selaries, J. Juin 1994. Données thermiques pour différentes familles d'acier. Rapport interne IRSID, Groupe Usinor. (in French)
8. Caractérisation de la soudabilité par résistance par point de produits plats revêtus ou non, Déc. 1994, Normalisation française A87-001. (in French)
9. Vogler, M.; and Sheppard, S. June 1993. Electrical contact resistance under high loads and elevated temperatures. Welding research supplement: 231-s to 238-s.

# INFLUENCE OF ELECTRICAL- THERMAL PHYSICAL PROPERTIES IN RESISTANCE SPOT WELDING MODELLING

Chainarong SRIKUNWONG<sup>†</sup>, Thomas DUPUY<sup>††</sup>  
and Yves BIENVENU<sup>†</sup>

<sup>†</sup>*Centre des Matériaux P-M. Fourt, Ecole des Mines de Paris, F-91003, Evry cedex, France*

*Phone: 33-160763035 Fax: 33-160763150*

*E-mail: chainarong.srikunwong@arcelor.com, Yves.Bienvenu@mat.ensmp.fr*

<sup>††</sup>*CRDM, Arcelor, F-59381, Dunkerque cedex 1, France*

*Phone: 33-328293387 Fax: 33-328296429*

*E-mail: thomas.dupuy@arcelor.com*

## ABSTRACT

2-D axisymmetric finite element prediction models incorporating electrical-thermal and thermal-mechanical coupling approach are presented. The aim is to investigate not only the influence of electrical-thermal material properties but also the impact of electrical-thermal contact characteristics on the weld geometry. The commercial finite element code Sysweld<sup>TM</sup> was utilised for these simulation purposes. The temperature dependency of the properties of both sheets and electrodes were taken into account throughout the simulation process. The implementation of electrical-thermal and thermal-mechanical coupling procedure is an important feature in order to efficiently capture the effect of contact size variation and achieve a more realistic prediction model. The macro-graphic validation of nugget development was carried out for two-sheet as well as three-sheet joining with medium frequency direct current. The thermal history, stresses and deformations experiencing in the assembly were reviewed. The comparison between computed and experimental results showed a quantitative agreement at the end of welding in two-sheet joining case. A validation between predicted thermal history and that measured by the micro-thermocouples embedded in the electrodes was also made.

The comparison between simulation and experimental results was discussed with particular regard to the impact of the electrical-thermal contact characteristics on the weld nugget and the heat-affected zone (HAZ) geometry.

## 1. INTRODUCTION

Resistance spot welding (RSW) is widely used as a joining technique for automobile structure due to flexibility, robustness and high-speed of process combining with very high quality joints at very low cost. Because of these process advantages and joining performances, a continuous effort in both computational procedure and modelling development for RSW process simulation has being undertaken since the last decades. Both decoupling and coupling procedure techniques have been implemented for RSW modelling. The implementation of the decoupling procedure has the advantages in the reduction of the computation cost as well as the simplification of the computation schemes. However, this computational approach suffers from a limitation to the use of flat-face electrode application since there is an insignificant variation of the contact size during the welding process. The electrical-thermal contact size computed by the mechanical module at the end of squeezing stage can be maintained

throughout the simulation and results in a good agreement with the experience for the final nugget and the HAZ geometry.

Considering the process modelling with curved-face electrode application, it is disclosed that there is a significant change in the contact radii between electrode-to-sheet and sheet-to-sheet interfaces during welding stage. As a result, this manifestation has a great impact on thermal history, nugget formation and thermal induced stresses in the assembly. The implementation of the coupling procedure between electrical-thermal and thermal-mechanical modules is therefore vital in order to capture this physical interaction and produce a more realistic predictive model by updating the electrical-thermal contact size from the mechanical computation. The recent development of the coupling procedure not only takes into account the variation of contact size but also suits a larger variety of electrodes used. Examples of these advanced RSW computation techniques can be found in the literature<sup>1-4</sup>.

Unlike the metal forming process, the RSW or other welding techniques are commonly performed at elevated temperature beyond the fusion state of material. The necessary thermo-physical database for such welding simulation is limited, when available. Consequently, most of the beginner researchers are firstly confronted by the cumbersome tasks to make a sort of judgment about the simplification degree of the model and the influence of this estimated information on the computation results.

Concerning the investigation of the impact of the thermal parameter inputs on the weld pool modelling, Mundra *et al.*<sup>5</sup> investigated the impact of thermo-physical properties in laser beam spot welding by using a finite difference model. It was revealed that the temperature dependency of the thermal conductivity and the surface tension is very important for a good assessment of the predicted weld pool characteristics. More recently, a systematic validation procedure applied for a case study of CO<sub>2</sub> laser beam weld modelling was proposed by Sudnik *et al.*<sup>6</sup> The impact of the thermo-physical inputs on the weld pool characteristics was also included in this study. It underlined the significance of the thermal physical properties at elevated temperature, especially the influence of the enthalpy on both depth and width of the fusion zone.

Some authors<sup>1-4</sup> have studied and numerically simulated the RSW process with the coupling computational procedure. The material temperature dependency was also taken into account throughout their studies. The contact size variation and pressure, the residual stresses and deformations, and the nugget development kinetics were reported for both flat- and curved-face electrode applications. However, the comprehensive study of the electrical-thermal database influencing on the electrical-thermal behaviour with the coupling approach has not been well addressed, yet.

In the present study, the experimental observation will be firstly discussed with the regard to practical welding schedules. The comparison of the nugget formation kinetics with the use of a single pulse and of multi-pulse welding schedule will be presented. The impact of the variation in electrical-thermal physical properties of material will be then studied and the validation will be centred on the nugget size. A validation of the nugget and the HAZ sizes and geometries with the application of pulsed welding current in the case of heavy gauge sheet joining will be investigated.

A comparison between the thermal history measurement by the embedded micro-thermocouple and the predicted thermal history is presented for a case study of thin gauge sheet joining.

## 2. EXPERIMENTAL PROCEDURES

In this study, the magnitudes of welding force and time are retained at the upper limit of welding lobe in line with common practice. Two sheet grades of ARCELOR are used; non-coated deep-drawing quality low carbon steel, namely IF and Al-killed (ES) steel grades. The mechanical and electrical/thermal properties and the chemical composition of both grades are given in Refs. 7 and 8. The macro-metallurgical observation is conducted for the kinetics development of the nugget.

According to welding standard, the medium frequency direct current (MF-DC) with ten welding cycles is considered for the welding experiment of thin gauge sheet joining. In the case of the heavy gauge sheet joining, four-pulsed current is applied for the welding operation. Two different types of electrode profile are used for thin gauge sheet joining while respecting the electrode face diameter of 6-mm. The electrode profiles, namely TH6 and TP6 are used. The TH6 is the curved-face of 6-mm diameter electrode corresponding to ISO5821 type G. The TP6 type of CRDM is the cone electrode of 6-mm diameter and flat-face profile.

According to welding standard guidelines with the use of pulsed current for joining stack-up or heavy gauge sheets, an example of the welding schedule  $11,2kA \times 4(6 + 2)$  indicates that pulsed current with effective magnitude of 11,2 kA is applied for 4 pulses, each pulse has 6 cycles of welding plus 2 cycles of current shut-off. The use of pulsed welding offers some advantages in heavy gauge sheet joining including the stability of nugget development characteristics and the reduction of electrode wear. However, such welding application leads to longer time of the process. The curved-face electrode with the diameter of 8 mm, namely TH8, is used for joining the heavy gauge and stack-up sheets of 2-mm thickness.

The as-received sheets are cut to 50×50-mm coupons. The electrode conditioning prior to welding is performed for 50 welding points with bare sheet. The trial welding tests are then conducted in order to determine the expulsion limit. These trial welding conditions are based on the French welding standard guideline<sup>9</sup>, which allows determining the appropriate welding schedules. The welding schedules, just below the expulsion limit, are performed for three welding coupons and for each two cycles or 0,04 seconds to examine the nugget development. This is the case of welding with ten cycles of a single pulse schedule for thin gauge sheet joining.

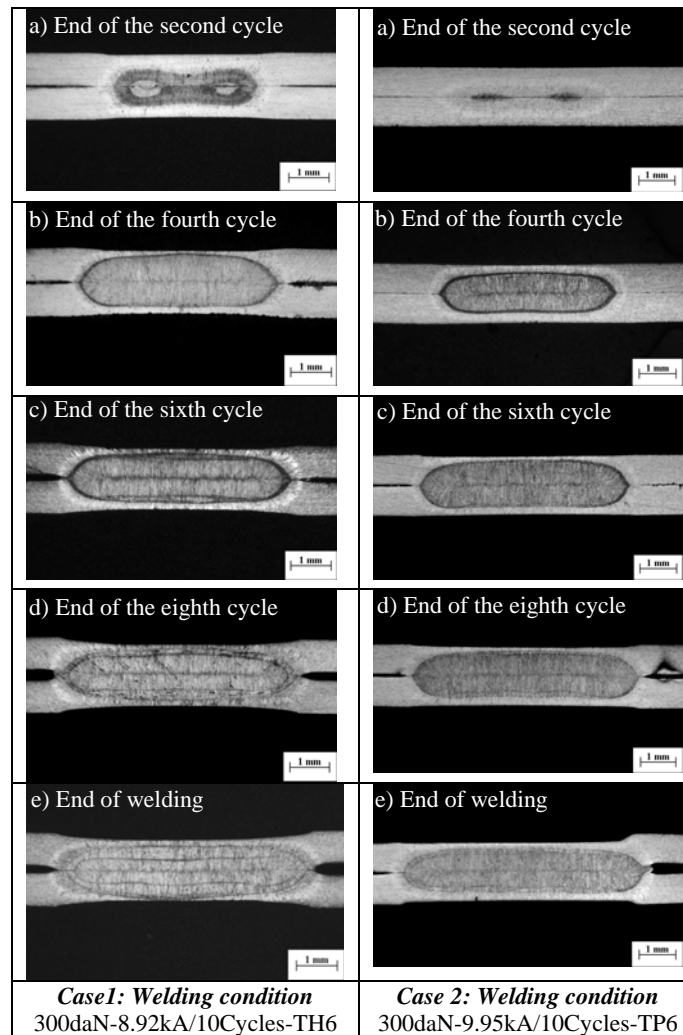
To study the nugget formation of the heavy gauge sheet joining with four-pulsed welding current, it is more convenient to interrupt the welding at the end of each pulse for the macrographic observation instead of observing nugget development at the end of each two-cycle welding as in the previous case.

The no-expulsion welding can be verified from the force and the displacement signal monitored with the LABVIEW<sup>®</sup> window. The effective current magnitude is obtained from the MIYASHI<sup>®</sup> current signal checker. Nugget development kinetics can be further examined by sectioning the spot after each interrupted cycles or pulses. The polished axial sections of spot welded samples are etched with picric acid to examine the fusion line or the nugget contour. Quantitative macro-photographic measurements are further undertaken for the nugget size.

### 3. EXPERIMENTAL RESULTS AND DISCUSSION

#### *INFLUENCE OF PROCESS CHARACTERISTICS ON NUGGET FORMATION*

Some examples of the nugget development kinetics for 0,8mm-thick IF steel sheet with the different electrode types used are reviewed in Fig. 1. This demonstration is to provide the first global insight for the nugget development in the case of thin gauge sheet joining. As expected, the increase of the welding time results in both nugget size and penetration development. Planar symmetrical nuggets can be observed at the end of welding. The use of different electrode types also manifests differently in nugget formation kinetics, especially at the early stage of welding.

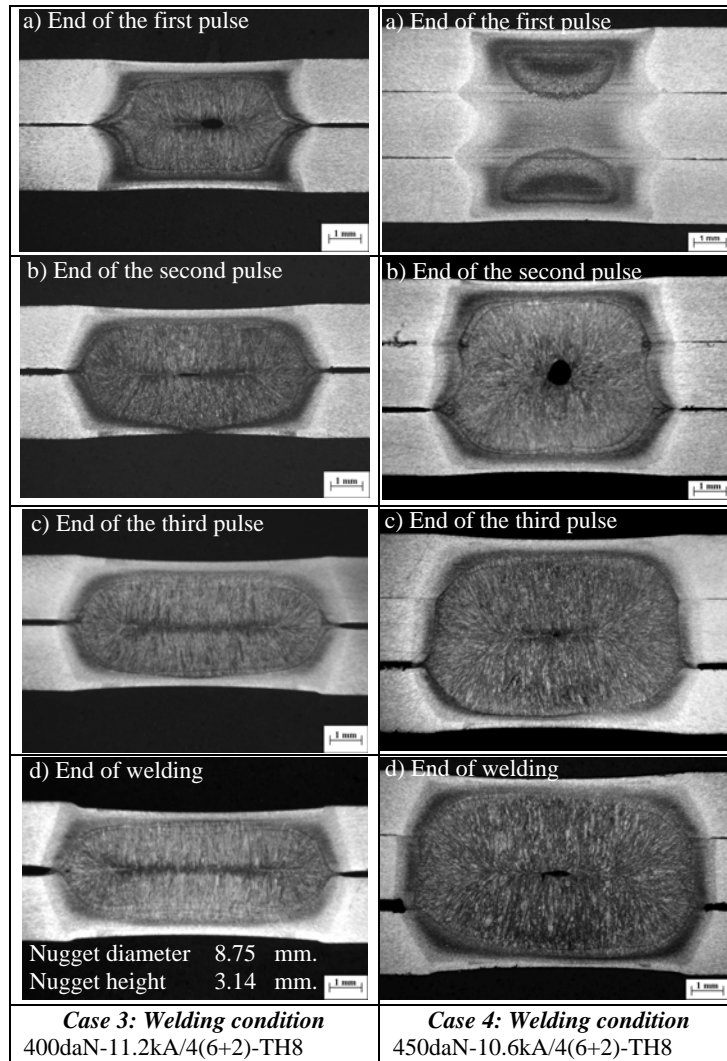


**Fig. 1:** Comparison of nugget formation kinetics of 0,8-mm thick IF steel interrupted after 2, 4, 6, 8 and 10 cycles with MF-DC welding current

Using flat-face electrode profile shows a trend of increasing the current magnitude. The early toroidal hot zone bonding at the faying surface can be observed at the end of the second cycle as illustrated in the case of the electrode TH6. This early bond is also visible for the electrode TP6 application. It is pointed out here that the electrode tip profile governs the contact size variation between the interfaces and as a result the difference in welding current magnitude. To simulate the influence of the contact size variation mechanism, the coupling computation

procedure is vital to be implemented. The selection of electrode type can be considered as a key factor influencing directly the welding lobe determination.

For the heavy gauge sheet joining, the nugget development kinetics at the end of each pulse for two and three 2mm-thick sheet of ES steel grade is shown in Fig. 2. Similarly to the thin gauge sheet joining case, both height and diameter of the nugget develop progressively until the end of welding. The experimental nugget diameter size is 8.75 mm. for the case 3.



**Fig. 2:** Illustration of nugget formation of two- and three-sheet assembly of 2-mm thick ES steel at the end of each pulse

In case 4, instead of initiating at the interfaces of the assembly, the hot zone originates in the superior and inferior regions at the end of the first pulse but the nugget does not start forming yet. For the latter pulses, nugget penetration and development also show a trend similar to that of two-sheet assembly case. The asymmetry in the upper and the lower nugget diameters can be found before the saturation of nugget diameter at the end of the fourth pulse. According to the practical welding, either symmetrical or asymmetrical nugget development can be observed.

In the present study, the impact due to the electrical-thermal property variability on the simulated results is studied for the case 3 (the joining 2mm-thick ES steel sheet with the TH8 electrode).

## 4. COMPUTATIONAL PROCEDURES

The features of the coupling procedures can be described by loop sequential computational procedures of the nodal temperatures transferred from the electrical-thermal analysis to the thermal-mechanical analysis in order to compute the thermal stresses and assembly distortions. On the other hand, the stress and the assembly deformation distributions are then transferred back to the next time-step of electrical-thermal computation in order to update the variation of the assembly deformation and pressure. The computation scheme is schematised in Fig. 3.

## 5. FORMULATION FOR MODELLING

### 5.1 STRUCTURE MODELLING

A representative assembly of electrode and sheet utilised for analysis as shown in Fig. 4 illustrates a half axisymmetric finite element model for electrode and sheet assembly, which is considered for both electrical-thermal and thermal-mechanical analyses. 2-D axisymmetric structural models of two- and three-sheet joining with the application of the curved-face electrode of 6mm and 8mm-dia. are constructed. Both electrical-thermal and mechanical contact elements are defined at electrode-to-sheet and sheet-to-sheet interfaces.

### 5.2 ELECTRICAL-THERMAL MODELLING

RSW process is a resistance welding process governed by Joule heating effect with a concentration of the heat generation at the interface between two solid bodies in contact during current flow. This heat further propagates into these bodies by conduction mode associated with the imposed thermal boundary conditions. Thermal and electro-kinetic governing system equations are presented in (1) and (2), respectively:

$$\rho \frac{\partial H}{\partial t} - \text{div}(K \cdot \text{grad}T) - \text{grad}V \cdot \sigma \cdot \text{grad}V - Q = 0 \quad (1)$$

$$\text{div}(\sigma \cdot \text{grad}V) = 0 \quad (2)$$

Where  $T, V$  are the temperature and the scalar electrical potential, respectively.  $\rho(T), K(T)$  and  $\sigma(T)$  represent the density, the thermal conductivity and the electrical conductivity of the medium which are temperature dependency characteristics.  $H(T)$  is the enthalpy described as a temperature dependent function.

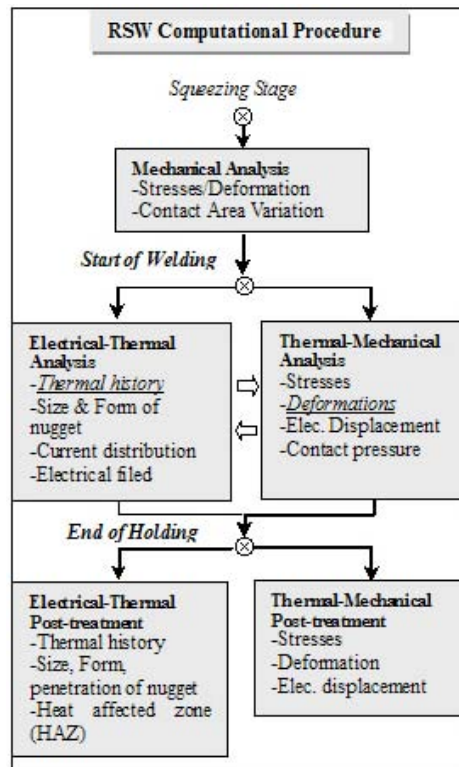


Fig. 3: Schematic illustration of computational procedure

### 5.3 THERMAL-MECHANICAL MODELLING

The electrode force is modelled from the experimental welding force signal by assuming a uniform pressure distribution across the annular end of the upper electrode. The vertical nodal displacement of the annular end of the lower electrode is constrained corresponding to the welding operation with the pedestal welding machine. Other constrain boundary conditions are imposed at the nodes locating along the y-axis corresponding the axisymmetric model. An elasto-plastic law without deformation rate dependency is defined for the mechanical characteristics of sheet. Temperature dependency of sheet properties, mechanical contact characteristics and the transient computational approach are included in the computation. The sliding contact model without friction is defined for the contact surface. The fundamental mathematic formulation of the axisymmetric RSW modelling in cylindrical coordinate system is described elsewhere<sup>10</sup>.

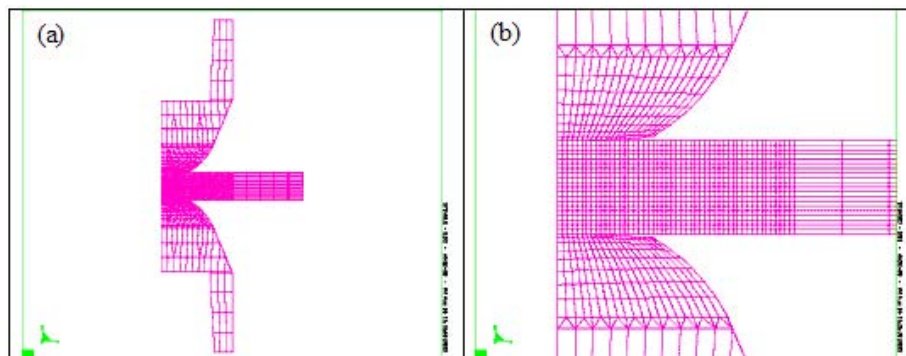


Fig. 4: Illustration of structure mesh models used in FE analysis; (a) mesh construction of two-sheet assembly with the use of curved-face electrode of 8mm-dia. (b) increasing the number of elements in the high thermal, stress and deformation gradient regions



## 6. STUDY OF ELECTRICAL-THERMAL DATA VARIABILITY

### 6.1 VARIABILITY OF PHYSICAL PROPERTIES

The variability in electrical/thermal physical properties of the steel material is shown in Fig. 5. Variability in the electrical/thermal material database of  $\pm 5\%$  and that of the contact resistance of  $\pm 5\%$  and  $\pm 20\%$  are considered. The thermal conductivity of steel depends strongly on temperature and decreases gradually with increasing temperature until the Curie temperature ( $769^{\circ}\text{C}$ ) and increases again with temperature. Two extrapolation techniques representing the linear extrapolation and the increase of the thermal conductivity above melting temperature of the sheet material are investigated. To compensate the convection effect in the nugget, the significant increase of the thermal conductivity above melting state is introduced to the reference model.

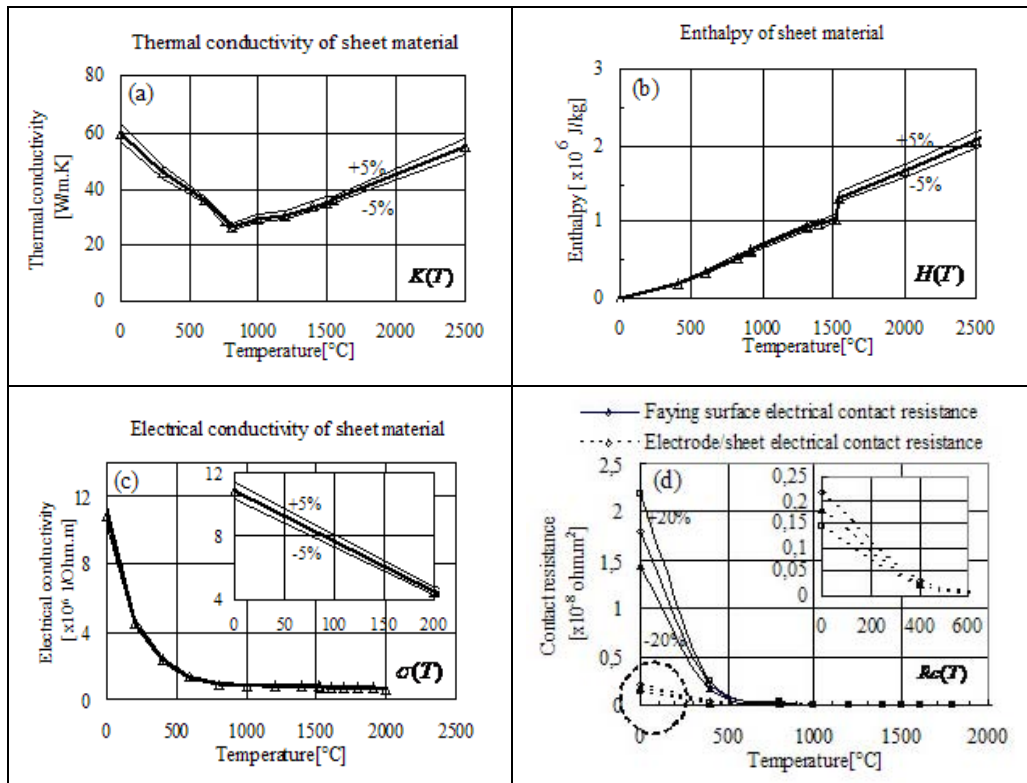
The similar estimation technique of the isotropic thermal conductivity characteristic at elevated temperature for the weld modelling can be found in the literature<sup>11-13</sup>. Additionally, Alcini<sup>14</sup> measured the thermal distribution in the weld nugget of AISI1008 steel sheet joining and it was found that the highest temperature at the weld centre is approximately  $1650^{\circ}\text{C}$ . He also reported that the temperature is possibly uniform in the nugget.

The enthalpy of sheet determined from the integration of specific heat of the ThermoCalc<sup>®</sup> calculation is introduced as the input and the variation of the enthalpy at elevated temperature is linearly extrapolated throughout this study.

For the RSW process simulation, the other significant input is the contact characteristic of both electrode-to-sheet and sheet-to-sheet interfaces. The global dynamic resistance of the assembly can be commonly monitored as a function of time. However, it is not an easy task to decompose this global dynamic resistance of the assembly into individual resistance component including contact resistances and correlate the contact resistances with the corresponding interface temperature. To investigate the impact of the contact uncertainty on the nugget and HAZ development, the variation of  $\pm 20\%$  is considered as the extreme or bounded uncertainty values. The contact resistances introduced to the finite element model are user's defined functions which are pressure/temperature dependent.

The measurement of the electrical contact resistance at different conditions of contact pressure and temperature was conducted and reported by Vogler *et al.*<sup>15</sup>. It was found that the contact resistance depends strongly on the contact surface hardness, temperature, and loading pressure. Recently, an empirical mathematical model described as a pressure/temperature dependent function is proposed in the literature<sup>16</sup>.

In this study, measured electrical contact resistances<sup>8</sup> are introduced to the electrical-thermal model. To take into account the hysteresis characteristics of the contact resistance due to contact temperature evolution, this temperature-dependent electrical contact function depends on the highest temperature experiencing at the interface.



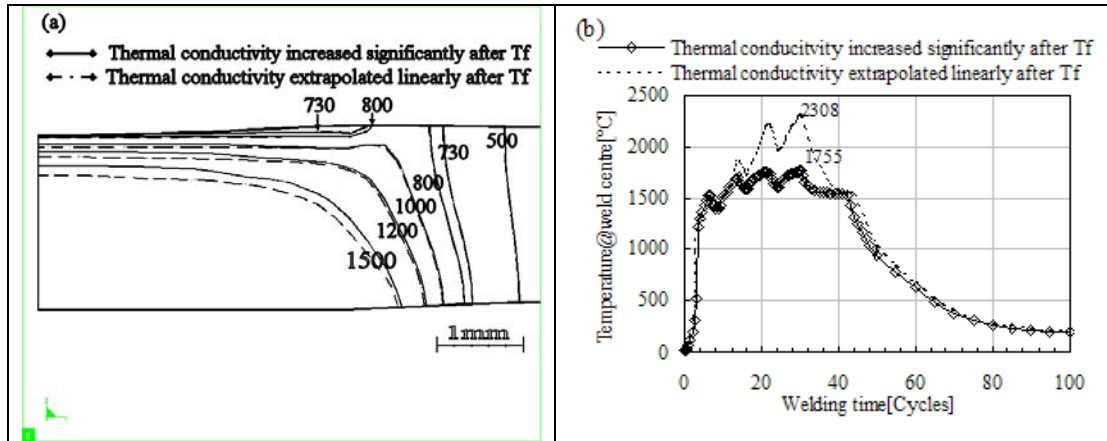
**Fig. 5:** Variability of electrical-thermal properties of sheet; (a) thermal conductivity extrapolated linearly after the fusion with variation of  $\pm 5\%$ , (b) enthalpy with variation of  $\pm 5\%$ , (c) electrical conductivity with variation of  $\pm 5\%$ , (d) electrical contact resistance with variations of  $\pm 5\%$  and  $\pm 20\%$  (the variation of  $\pm 5\%$  is not displayed in Fig. 5d)

According to literature<sup>8,15,16</sup>, it is believed that the contact resistance drops abruptly with the temperature and shows an insignificant change at elevated temperature as shown in Fig. 5d. We consider the degree of variation for contact resistance more significant than other thermal properties because it is widely agreed that it has a strong impact on the nugget and HAZ development. The comparison of the electrical/thermal material property influence will be discussed on the thermal history at weld centre and further centred on the nugget and HAZ size and geometry.

## 6.2 RESULTS AND DISCUSSION

The comparison of the nugget geometry and thermal history can be seen in Fig. 6. Two extrapolation techniques representing the linear extrapolation and the increase of the thermal conductivity after the fusion state of the sheet material are investigated. It is found that the linear extrapolation method results in higher thermal history evolution. The highest temperature found at the end of welding is 2308°C. However, the predicted highest temperature found at the weld centre seems to be very high and unreasonable.

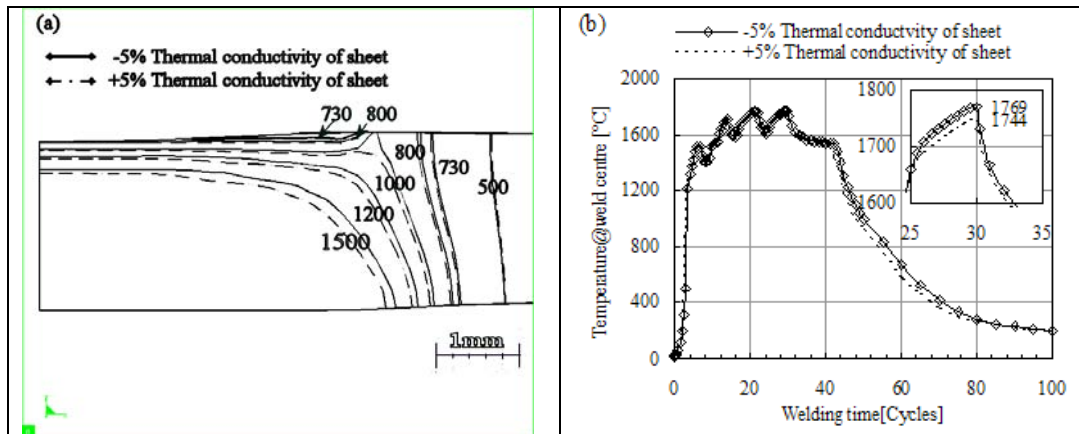
The significant increase of the thermal conductivity at elevated temperature results in both larger nugget diameter and penetration height. The method used for the thermal conductivity evaluation plays a marked influence on the nugget penetration as demonstrated in Fig. 6a. However, the comparison of the isothermal contours defined for the HAZ in the radial direction displays a slight difference. Generally for the RSW thermal simulation, more important thermal gradient can be observed in the axial direction of the assembly as seen in Fig. 6a. Temperature drop due to current shut-off can be visible on the thermal history curves.



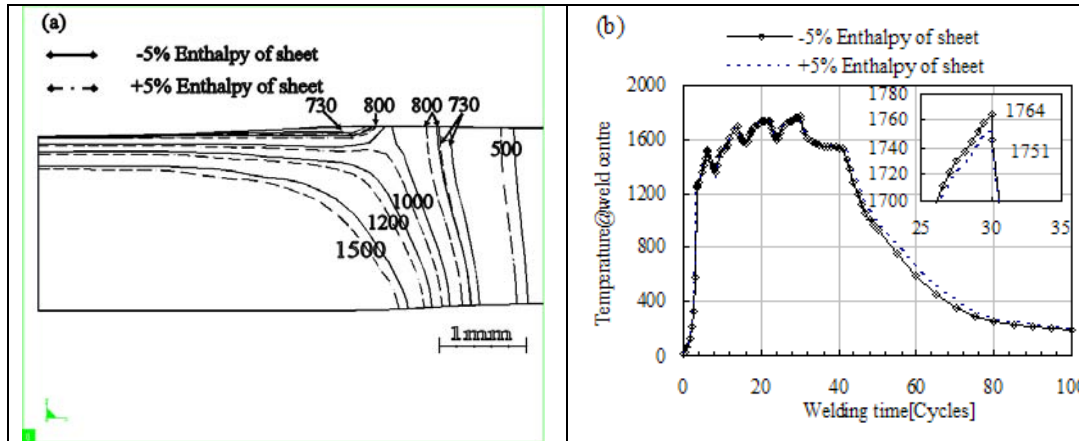
**Fig. 6:** Comparison of two techniques used for thermal conductivity estimation at elevated temperature; (a) comparison for nugget and HAZ geometry, (b) comparison for thermal history

It is well demonstrated for the impact of the thermal conductivity variation that the decrease of thermal conductivity results in larger both predicted nugget and HAZ geometry at the end of welding and higher the weld centre temperature as seen in Fig. 7.

Generally, the linear extrapolation technique for enthalpy evaluation at elevated temperature is widely used for weld simulation and therefore this technique is employed throughout the input variation impact investigation. Thermal history and nugget geometry resulting from the enthalpy variation show a trend similar to those of thermal conductivity as depicted in Fig. 8. A similar impact of the enthalpy on fusion zone geometry was also reported in Ref.6. Note that the enthalpy variation plays more significant role on the HAZ geometry than that of thermal conductivity as shown in Fig. 8a. To study the effects of electrical/thermal input variation and provide a physical meaning for their impacts on the HAZ geometry, the HAZ diameter is defined by the isothermal contour of 730°C.



**Fig. 7:** Comparison of electrical-thermal computation results with  $\pm 5\%$  variation in thermal conductivity (Thermal conductivity increased significantly above melting temperature); (a) nugget and HAZ geometry comparison, (b) comparison of thermal history experiencing at weld centre

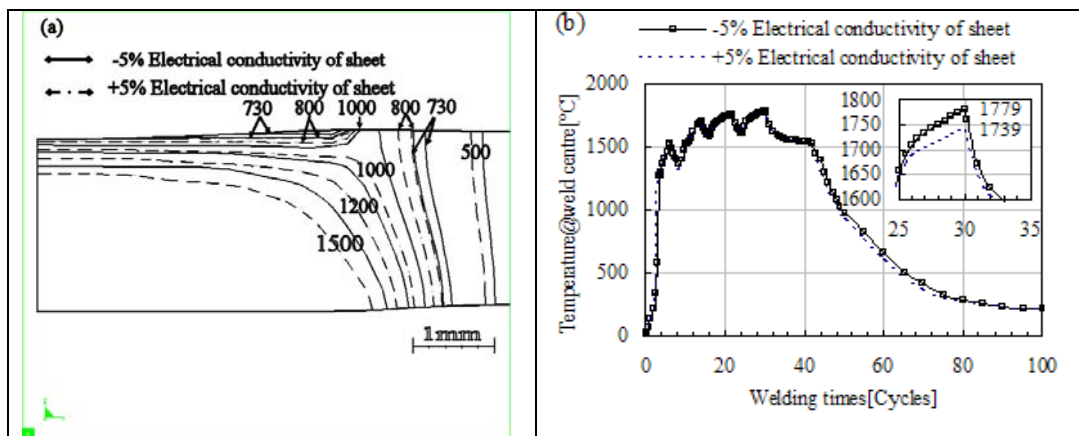


**Fig. 8:** Impact on the simulation results with  $\pm 5\%$  variation of the sheet enthalpy; (a) comparison of nugget and HAZ geometry, (b) comparison of predicted thermal history of the weld centre.

According to electrical-thermal model of the RSW process, other significant material property is the electrical conductivity of the sheet; the inverse of which represents a contribution to the electrical resistivity of the assembly. This sheet property is generally known as the temperature and carbon content dependency.

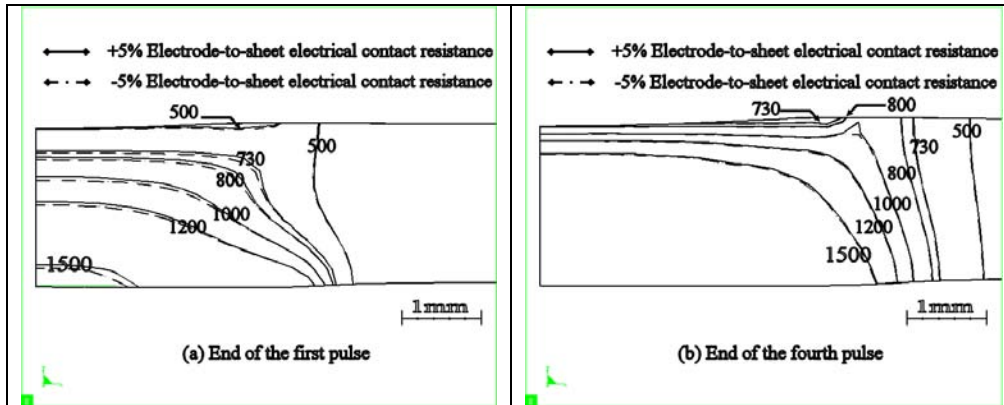
As expected, the simulation results reveal larger nugget size and penetration height with the decrease of the sheet electrical conductivity as depicted in Fig. 9. It can be seen that the electrical conductivity of sheet influences strongly not only the nugget but also the HAZ geometry. Decreasing electrical conductivity, or on the other hand increasing bulk resistivity, results in the weld geometry enlargement.

In contrast to the evolution of bulk resistivity with temperature, the contact resistance value is higher at low temperature and pressure. With the increase of temperature in the assembly during welding process, the contact resistance diminishes rapidly. The bulk resistivity thus dominates the nugget development for the latter stages and until the end of welding.



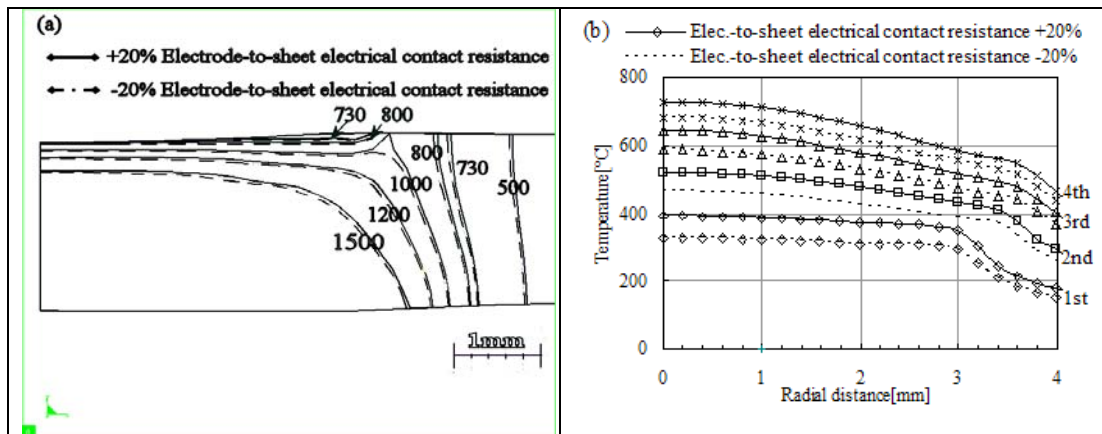
**Fig. 9:** Effect of  $\pm 5\%$  variation of electrical conductivity on simulation results; (a) comparison of nugget and HAZ geometry, (b) comparison of thermal cycles experiencing at weld centre

According to these basic features of the RSW process characteristics, it is necessary to conduct a chronological study for the weld geometry development at each stage. The weld geometry comparison at the end of welding alone cannot be considered as strong evidence to reveal the impact of contact resistance variation. To take into account the contact resistance uncertainty,  $\pm 5\%$  and  $\pm 20\%$  variation are compared and examined for the influence of faying and electrode-to-sheet contact resistances on weld geometry.



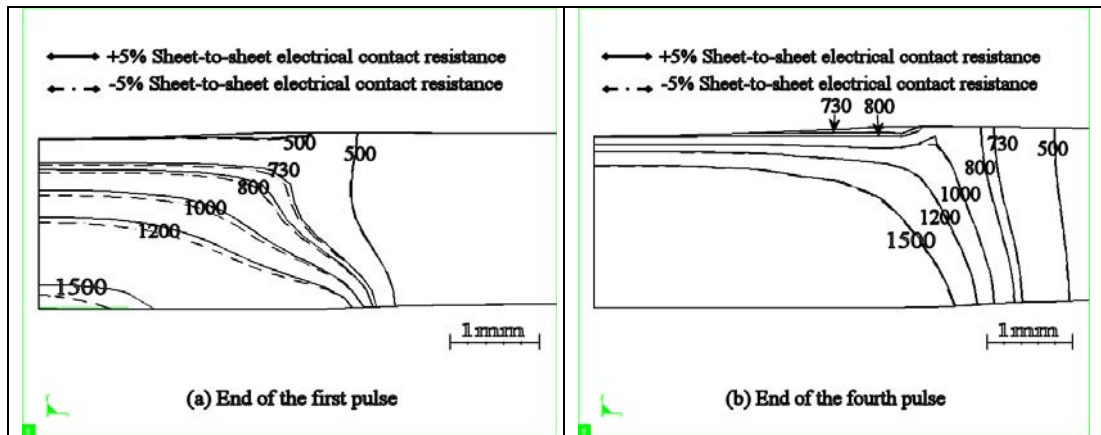
**Fig. 10:** Effect of  $\pm 5\%$  variation of electrode-to-sheet electrical contact resistance; (a) comparison in nugget and HAZ development at the end of the first pulse, and (b) at the end of welding

The electrode-to-sheet contact resistance with  $\pm 5\%$  and  $\pm 20\%$  uncertainties influencing weld geometry variation at the end of the first pulse and the end of welding is demonstrated in Figs. 10 and 11, respectively. It is disclosed that there is a slight impact of electrode-to-sheet contact resistance on the final nugget diameter size. With the increase of the contact resistance uncertainty, the impact on the nugget diameter and HAZ size variation becomes more obvious. The effect of the electrode-to-sheet at the early stage of welding can be observed as displayed in Fig. 10a. The comparison of temperature profiles along the electrode face corresponding to the end of each pulse can be seen in Fig. 11b.



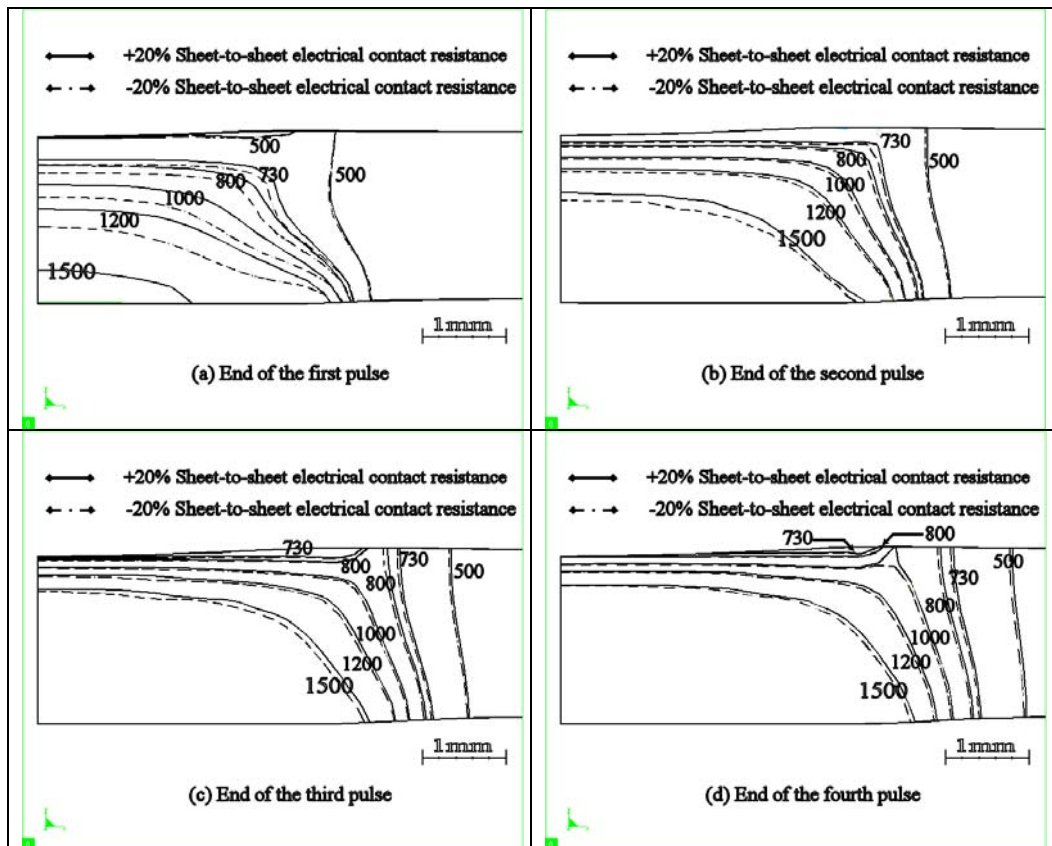
**Fig. 11:** Impact of  $\pm 20\%$  variation of electrode-to-sheet electrical contact resistance on the simulation results; (a) comparison of nugget and HAZ geometry at the end of welding, and (b) thermal cycles along the electrode face at the end of each pulse

The influence of the sheet-to-sheet electrical contact resistance on the nugget and HAZ development can be compared in Figs. 12 and 13 for  $\pm 5\%$  and  $\pm 20\%$  variation, respectively. It is found that the increase in faying surface contact resistance results in larger nugget diameter and consequently on the HAZ enlargement. No significant penetration variation is observed among these uncertainty contact resistance values.



**Fig. 12:** Impact of  $\pm 5\%$  variation of sheet-to-sheet electrical contact resistance on the simulation results; (a) comparison of nugget and HAZ geometry at the end of the first, and (b) at the end of welding

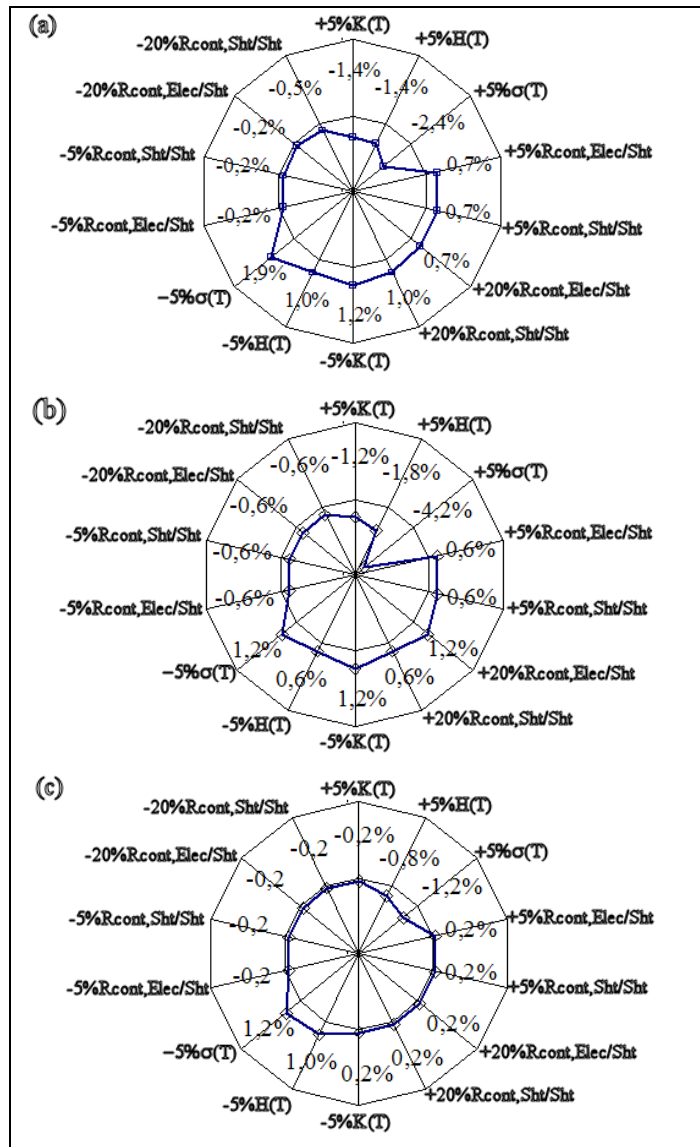
The simulation results reveal the influence of the faying surface contact resistance on nugget development, especially at the early pulse. The dominant role of faying surface contact resistance on weld nugget and the HAZ can be seen in Fig. 13a: the nugget was already appeared at the end of the first pulse with +20% variation of contact resistance. The comparison of nugget diameter and penetration height shows a similar trend for the latter pulse and there is no significant scattering in nugget diameter size and penetration height at the end of welding. The increase of faying surface contact resistance leads to enlarge both nugget diameter and HAZ size in comparing Figs. 12b and 13d.



**Fig. 13:** Nugget formation kinetics comparison for the case of  $\pm 20\%$  variation of sheet-to-sheet interface electrical contact resistance; (a) at the end of the first pulse, (b) at the end of the second pulse, (c) at the end of the third pulse, and (d) at the end of welding

The summarised detail of thermal/electrical property variation influencing weld geometry is concluded and shown in Fig. 14. It is disclosed that the sheet electrical conductivity is the most significant input influencing on the weld geometry among other thermal parameters. The decrease in thermal conductivity, enthalpy or electrical conductivity results in the enlargement of the weld geometry. Increasing contact resistance also results in larger final nugget and HAZ geometry, but less significant influence comparing to those of other thermal parameters. The contact resistance with the temperature plays a great role on the weld geometry development as demonstrated in Fig. 13, particularly at the early welding stage.

Additionally, the sensibility of the predicted final nugget and HAZ diameter sizes due to the electrical/thermal property variability shows a similar tendency as shown in Figs. 14a and 14c.

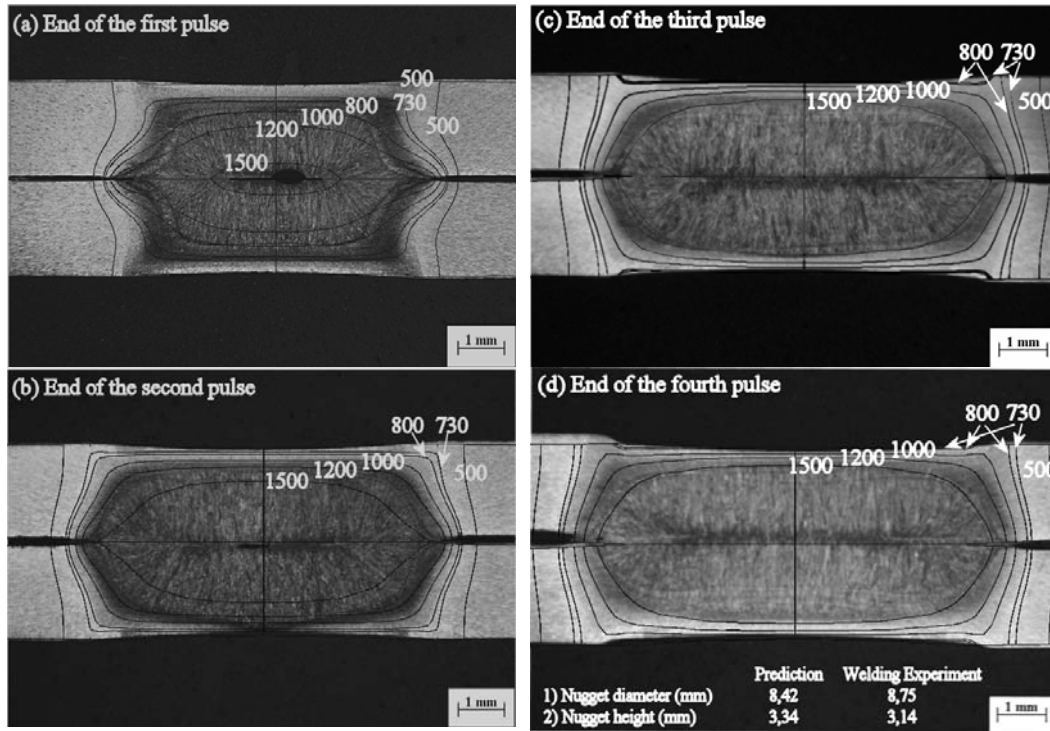


**Fig. 14:** Comparison of the relative variations in nugget and HAZ geometry at the end of welding due to  $\pm 5\%$  variation of thermal-electrical properties; (a) relative final nugget diameter size (b) relative final penetration height, and (c) relative final HAZ diameter measured at the faying surface

## 7. VALIDATION OF THERMAL RESULTS AND DISCUSSION

### 7.1 NUGGET FORMATION KINETICS VALIDATION

The nugget development kinetics validation at the end of each pulse can be seen in Fig. 15 for the case of two-sheet joining with TH8 electrode. The comparison of the nugget between prediction and the experimental observation shows a qualitative agreement at the end of welding. The comparison of the final nugget diameter size and penetration height can be seen in Fig. 15d.

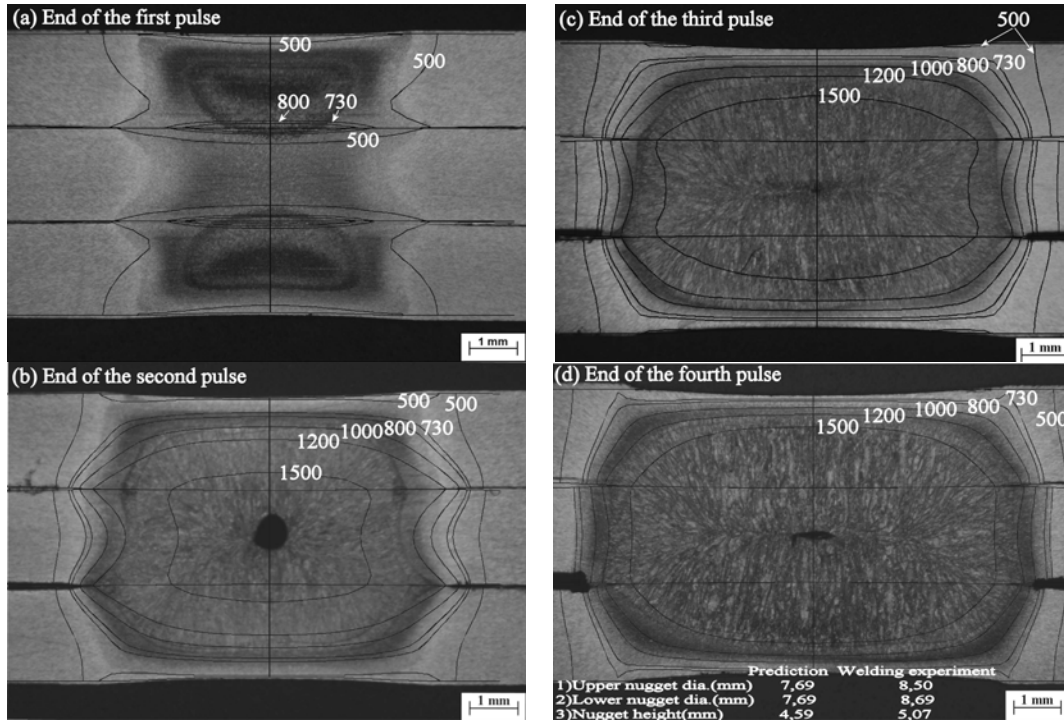


**Fig. 15:** Validation of nugget formation kinetics at each pulse for two-sheet joining (Welding schedule 400daN-11.2kA/4(6+2)-TH8; Sheet material@2mm-thick ES grade); (a) at the end of the first pulse, (b) at the end of the second pulse, (c) at the end of the third pulse, and (d) at the end of welding

However, there is a discrepancy in the nugget size and form at the beginning of welding, particularly at the end of the first and second pulses. This may be due to the variation of the measured electrical contact resistance at low temperature and pressure as early statement. A special attention should be paid to the measurement of electrical contact resistance at low temperature and pressure.

The final nugget size validation of three-sheet joining with TH8 electrode can be found in Fig. 16. In this case, the predicted results are similar to those shown in the case of two-sheet joining; the simulated final nugget size is slightly smaller than that obtained from the welding experiment.

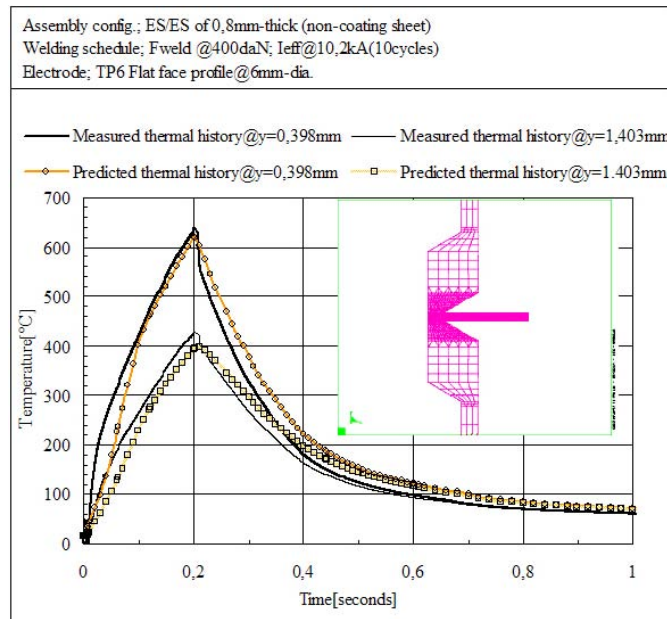




**Fig. 16:** Validation of the final nugget geometry for three-sheet joining (Welding schedule 450daN-10.6kA/4(6+2)-TH8; Sheet material@2mm-thick ES grade); (a) at the end of the first pulse, (b) at the end of the second pulse, (c) at the end of the third pulse, and (d) at the end of welding

## 7.2 THERMAL HISTORY MEASUREMENT AND VALIDATION

To validate the thermal history of the RSW process, two micro-thermocouples are embedded in the lower electrode. The thermocouple installation positions are 0,398 and 1,403 mm away from the electrode face. The thermal history measurements are carried out for ten welding spots and the measured thermal cycles are then averaged for each local position.

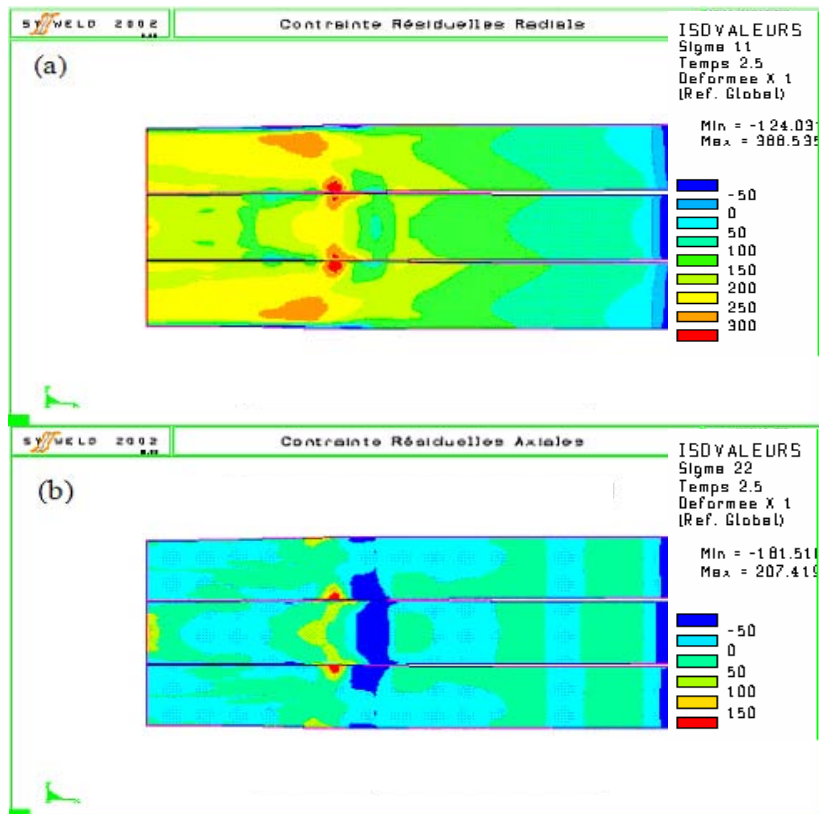


**Fig. 17:** Validation of thermal history experiencing at different positions in the lower electrode

Several numbers of welding operation and thermal cycle measurements help assuring the reproductive and comparative results. The experimental procedures can be found in Ref. 17. The welding condition and the sheet material used are given in Fig. 17. A single pulse schedule of ten welding cycles is applied for this joining case. The predicted thermal history shows a good qualitative agreement with the experience for both heating and cooling stages of the process. Higher heating rate is found for the position locating near to the electrode face. A slight discrepancy of the heating and cooling rates at the early stage of welding can be observed in the validated results.

### 7.3 DISCUSSION

The comparison between the predicted and measured results in several cases shows that the model developed usually gives true thermal results at the end of the welding cycle, when the weld reaches its nominal size. However, it turns out that the thermal history at the beginning of the process is not as well modelled: obviously, the temperatures predicted in the first half of the welding process are lower than the temperatures actually reached experimentally. Both thermal history experiencing in electrode, and the nugget size development validation can support this discussion.



**Fig. 18:** Predicted stresses in weld assembly in the case of three-sheet joining at 20 cycles after the end of holding; (a) radial stress ( $\sigma_{11}$ ), (b) axial stress( $\sigma_{22}$ )

Considering the parametric study in previous sections, one can figure out which input data of the model could be adapted in order to reduce the discrepancy between the model and the experimental results. It is evident that the variation of enthalpy, bulk thermal or electrical conductivity has a significant impact on the weld geometry, but these inputs are relatively well known and documented in the open material property sources. The adaptation of these properties to move the model toward the experience cannot be physically justified. And as a result, the temperatures and nugget size would also be changed at the end of welding if these

adapted properties were introduced to the model. A better idea is probably to consider the electric and thermal contact resistances, since their values are much less well known, and the effect of their variation is actually concentrated at the beginning of the process, as shown in Fig. 13. A measurement campaign of these contact resistances will be further launched to check the relevant contact characteristic data used in the model.

The mechanical parameters may play a role on the thermal results. Among them, the contact condition and the high temperature behaviour of the steel material are promising parameters, since they are not well known and they may influence greatly the electro-thermal contact size variation, which is of great importance at the beginning of the process.

## 8. RESULTS OF THERMAL-MECHANICAL MODELLING

One of the important features of the electrical-thermal and thermal-mechanical coupling models is the residual stress distribution in the weld. The electrode indentation and the assembly deformation, the radial and axial stresses for the case of three sheets joining shown in Fig. 18 are the predicted results obtained at 20 cycles after the end of holding. Stress concentrations can be seen around the notch edges of the nugget. In the case of two-sheet joining with flat face electrode<sup>18</sup>, it is also indicated the similar regions where the significant stress distributions are found in the assembly.

## 9. CONCLUDING REMARKS

A finite element analysis model with an electrical-thermal and thermal-mechanical coupling procedure was applied to study bare steel sheet joining by the RSW technique. The model provides a better understanding of the welding parameters influencing on the nugget development kinetics and the thermal characteristics in the assembly with the use of pulsed welding current schedules. The impact of the electrical-thermal material property variability on the simulated nugget is studied.

The following conclusions can be drawn from these results:

i) It is found that a decrease in one of the three dominant properties such as the thermal conductivity, the enthalpy and the bulk electrical conductivity of sheet results in the enlargement of the simulated nugget size. The estimated thermal conductivity at elevated temperature plays a role on the penetration height as well as the weld centre thermal cycles. The bulk electrical conductivity of sheet can be considered as a key input for both nugget and HAZ size variations.

The faying surface contact resistance evolution has a significant role on the nugget development, particularly at the beginning of welding. The variation in faying surface contact resistance at elevated temperature shows an insignificant impact on the nugget dimension at the latter stages of welding. This conclusion can be supported by the comparison of nugget geometry at the end of each pulse. The influence of electrode-to-sheet contact resistance shows a similar trend to that of faying surface contact resistance on the nugget development.

The extrapolation techniques used for the thermal property evaluation at elevated temperature have an impact on weld modelling. However, it is demonstrated from the present study that the validation of both temperature measurement and the weld geometry will help assuring in the degree of the confidence in the simulation results.

ii) The validation of nugget formation kinetics is carried out for the cases of two-sheet as well as three-sheet joining. The results show a quantitative agreement for the final nugget size at the end of welding in case of two-sheet joining. The discrepancy can be observed at the early stages of welding. This may be due to the electrical contact data uncertainty at low pressure and temperature. The comparison between the predicted and the measured thermal history is in a good accordance for the magnitude of temperature. Only a slight discrepancy in the heating and cooling rates was observed.

## ACKNOWLEDGEMENTS

The authors would like to express their grateful acknowledgement to Messieurs G. RIGAUT, and J. CLAEYS, the director of the Metallurgical Development and Research Center and the head of resistance welding section, respectively, for their input during the paper preparation. Thanks also to J.P. DOUILLY, who performed all spot weld experiments in this study. The authors wish to thank C. DJENKAL and D. MALEWICZ for their educative advice during metallurgical preparation and investigation. The partial financial support of Association Nationale pour la Recherche et la Technologie (CIFRE educational program) is gratefully acknowledged.

## REFERENCES

- <sup>1</sup> J.A. KHAN, L. XU and Y.J. CHAO: "Prediction of Nugget Development during Resistance Spot Welding using Coupled Thermal-Electrical-Mechanical Model", *Science and Technology of Welding and Joining*, 1999, **4**, 201-207.
- <sup>2</sup> X. SUN and P. DONG: "Analysis of Aluminum Resistance Spot Welding Processes using Coupled Finite Element Procedures", *Welding Research Supplement*, August 2000, 215s-221s.
- <sup>3</sup> C. SRIKUNWONG, T. DUPUY and Y. BIENVENU: "Numerical Simulation of Resistance Spot Welding Process using FEA Technique", *Proceedings of 13<sup>th</sup> International Conference on Computer Technology in Welding*, T.A. Siewert, ed., June 2003, Orlando, FL.
- <sup>4</sup> P. DONG, M.V. LI and M. KIMCHI: "Finite Element Analysis of Electrode Wear Mechanisms: Face Extrusion and Pitting Effects", *Science and Technology of Welding and Joining*, 1998, **3**, 59-64.
- <sup>5</sup> K. MUNDRA, T. DEBROY, T. ZACHARIA and S.A. DAVID: "Role of Thermophysical Properties in Weld Pool Modelling", *Welding Journal*, 1992, **71**, 313s-320s.
- <sup>6</sup> W. SUDNIK, D. RADAJ and W. EROFEEV: "Validation of Computerised Simulation of Welding Processes", *Mathematic Modelling of Weld Phenomena IV*, H. Cerjak and H.K.D.H. Bhadeshia, eds., The Institute of Materials London, 1998, 477-493.
- <sup>7</sup> M. BOBADILLA, M. NIEDERLEANDER, C. NUSS, G. PERRIN and J. SELARIES: "Données Thermiques pour Différentes Familles d'Acier", *Rapport Interne IRSID*, Groupe Arcelor, June 1994.
- <sup>8</sup> E. THIEBLEMONT: "Modélisation du Soudage par Points", PhD. thesis, L'Institut National Polytechnique de Lorraine, 1992.
- <sup>9</sup> "Caractérisation de la Soudabilité par Résistance par Points de Produits Plats Revêtus ou Non", *Normalisation Française A87-001*, ISO No. 18278/2.
- <sup>10</sup> H. MURAKAWA, F. KIMURA and Y. UEDA: "Weldability Analysis of Spot Welding on Aluminium using FEM", *Mathematic Modelling of Weld Phenomena III*, H. Cerjak and H.K.D.H. Bhadeshia, eds., The Institute of Materials London, 1997, 944-966.
- <sup>11</sup> A. FONTES, I. TOSELLO, F. CHARDEL and N. KERROUAULT: "High Thermal Field during Arc Remelting as Input for Hot Cracking Characteristic", *Mathematic Modelling of Weld Phenomena V*, H. Cerjak and H.K.D.H. Bhadeshia, eds., The Institute of Materials London, 2001, 807-834.
- <sup>12</sup> Z. FENG, W. CHENG, and Y. CHEN: "Development of New Modelling Procedures for 3D Welding Residual Stress and Distortion Assessment", *Summary Report SR9818*, Cooperative Research Program EW1, November 1998.
- <sup>13</sup> M. VOGLER: "Investigation of Resistance Spot Welding Formation", PhD. thesis, Stanford University, December 1992.
- <sup>14</sup> W.V. ALCINI: "Experimental Measurement of Liquid Nugget Heat Convection in Spot Welding", *Welding Journal*, May 1990, 177s-180s.
- <sup>15</sup> M. VOGLER and S. SHEPPARD: "Electrical Contact Resistance under High Loads and Elevated Temperatures", *Welding Research Supplement*, June 1993, 231s-238s.

<sup>16</sup> S.S. BABU, M.L. SANTELLA, Z. FENG, B.W. RIEMER and J.W. COHON: “Empirical Model of Effects of Pressure and Temperature on Electrical Contact Resistance of Metals”, *Science and Technology of Welding and Joining*, 2001, **6**, 126-132.

<sup>17</sup> G. LE MEUR: “Etude de la Condition de Liaison Thermique à une Interface de Contact Solide-Solide Siège d’une Dissipation par Effet Joule : Application au Soudage par Points”, PhD. thesis, Ecole Polytechnique de l’Université de Nantes, 2002.

<sup>18</sup> H.F. HENRYSSON, F. ABDULWAHAB, B.L. JOSEFSON and M. FERMER: “Residual Stresses in Resistance Spot Welds: Finite Element Simulations, X-Ray Measurements and Influence of Fatigue Behaviour”, *IIW Document*, *IIW-X/XV-RSDP-21-98*.

### **Influence of Heat Transfer Coefficient of the Contact :**

It is believed that the heat transfer coefficient-(HTC) of the contact is a function of temperature,-[Le MUR02]. In our case, HTC of the contact is evaluated from empirical formula-[THI92] and it increases with temperature. Khan *et al.*,-[KHA99], assumed that HTC may be approximated as a constant value for all temperatures in their work for aluminium sheet joining simulation. The variability of HTC is between -1000% and +400%.

However, the HTC depends also on the sheet coating condition with the comparison between HTC of non-coated sheet and that coated sheet,-[Le MUR02]. It is found that HTC determination by using an inversed numerical method is not an easy task, particularly in the case of coated sheet joining. Recently, there is still no available measured HTC data for coated sheet joining in the literature.

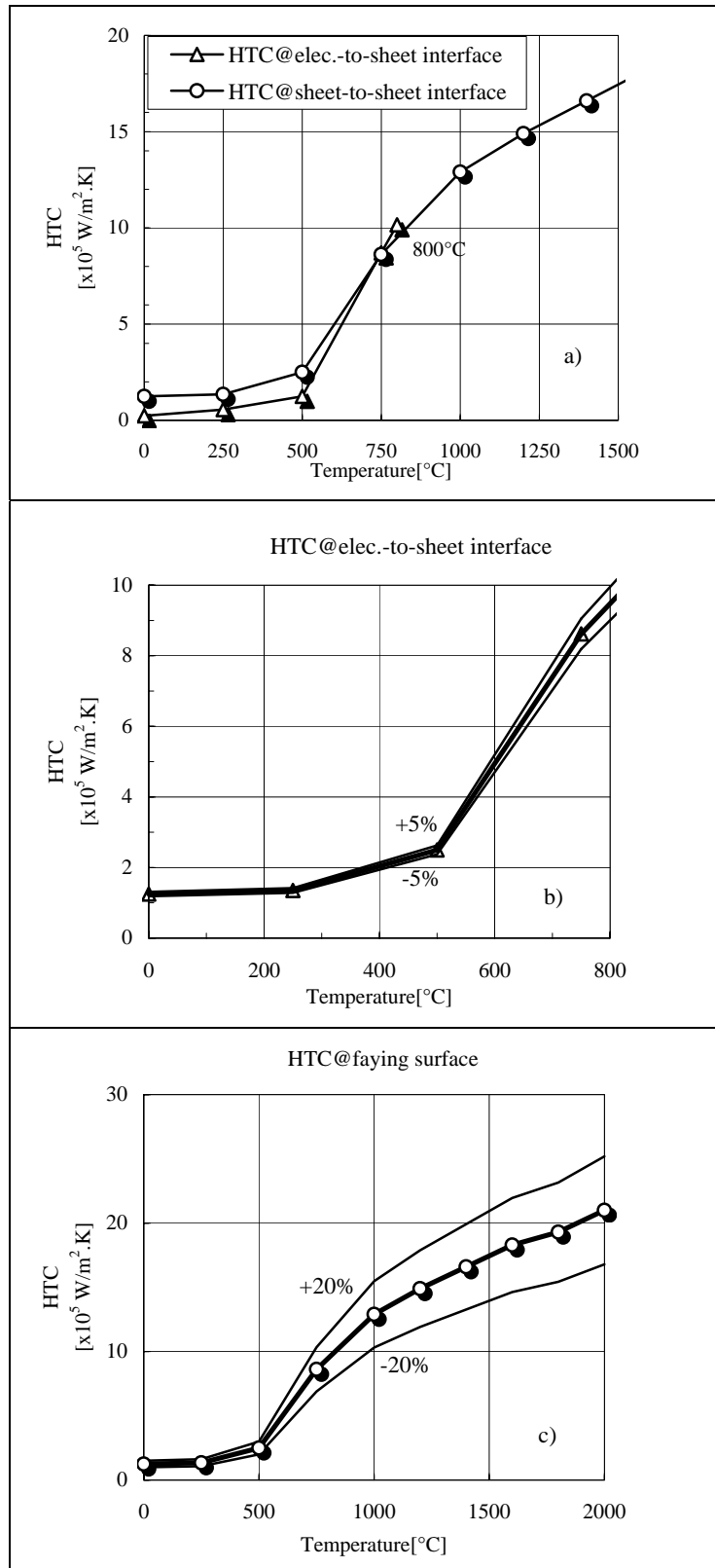
The formulation of electro-thermal model used in our analysis can be found in the literature,-[ROB02]. Recently, the influence of interface power dissipated factor with the new contact model formulation is presented by Feulvarch, -[FEUL04], (see §Eqn. 3.17 for the definition of the proportion of power dissipated at the interface, ‘ $f^{Si}$ ’). Basically for the same material in contact, e.g. at the sheet/sheet interface, term effusivity, ‘ $b = \sqrt{K\rho Cp}$ ’ should be equalled and the power partition, ‘ $f^{Si}$ ’, can be defined to ‘0,5’. This suggests that the same amount of heat generated at the interface will transfer to both solid bodies.

However, this is not the case for the heat partition at the electrode/sheet interface. For different metallic material in contact, the heat effusivity is complicated associated with the temperature dependence of materials. Feulvarch proposed a constant value of effusivity, which is ‘75%’ of the heat generation evacuated by the electrode, and ‘25%’ of the heat is transferred to the sheet.

The heat transfer coefficient (HTC) for the perfect contact condition, (case  $h < \varepsilon$ ), reveals the heat transfer coefficient as a temperature dependent function. To understand the influence of HTC, the variability of ‘ $\pm 5\%$ ’, and ‘ $\pm 20\%$ ’ are considered in the study. HTC of the electrode/sheet interface is extrapolated linearly for elevated temperature. It is noted that maximum temperature found experimentally near the electrode face is 700-750°C, [DUP98], in the case of joining coated sheet. In similar manner for faying surface HTC evaluation at elevated temperature, HTC is extrapolated linearly after the fusion temperature of steel.

The results for weld geometry development with ‘ $\pm 5\%$ ’ variability of HTC of electrode/sheet interface are presented in Fig. 3.12. It is found that there is no significant difference in terms of nugget and HAZ comparisons. Only slight difference can be observed at the beginning of welding.

Similar study for ‘ $\pm 5\%$ ’ and ‘ $\pm 20\%$ ’ variability of HTC of sheet/sheet interface are conducted and presented in Figs. 3.13-14. It is found from the weld geometry comparison that HTC at sheet/sheet interface used in the model has no influence on both nugget and HAZ sizes.



**Fig. 3.11:** Variability of interface transfer coefficients as a temperature-dependent function, a) Comparison between HTC of faying surface and that of electrode-to-sheet interface, b)  $\pm 5\%$  variability for heat transfer coefficients of the electrode-to-sheet using a linear extrapolation function, and c)  $\pm 20\%$  variability for heat transfer coefficients of the faying surface using a linear extrapolation for value at elevated temperature, (Note that  $T_{\max}$  at the faying surface is 1700/1800°C, and that of electrode-to-sheet is around 700/750°C.  $T_{F,Cu}=1085^\circ\text{C}$ )

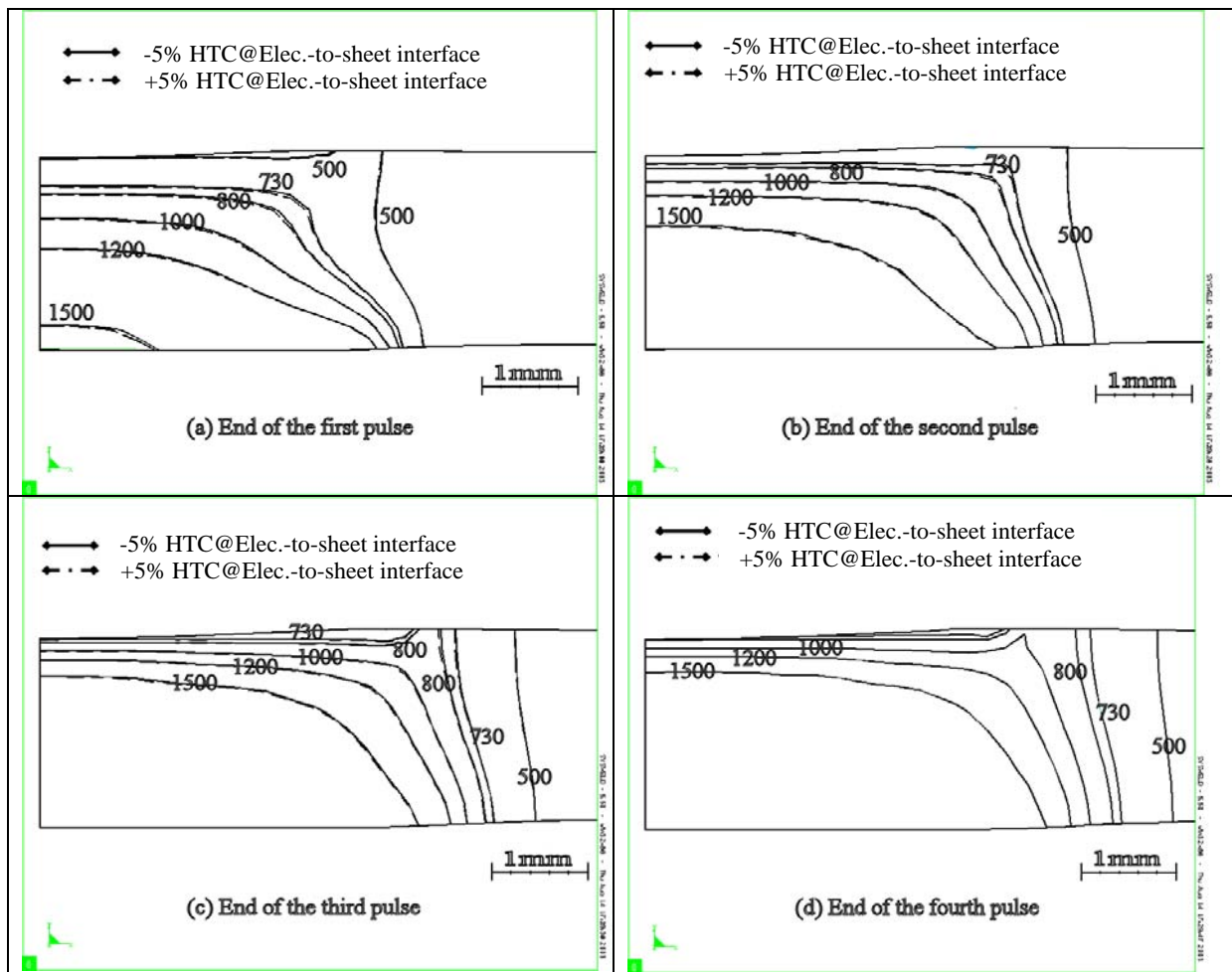


Fig. 3.12: Influence of  $\pm 5\%$  variability of heat transfer coefficient of electrode/sheet interface on weld geometry development, a) at the end of the first pulse, b) at the end of the second pulse, c) at the end of the third pulse, and d) at the end of welding

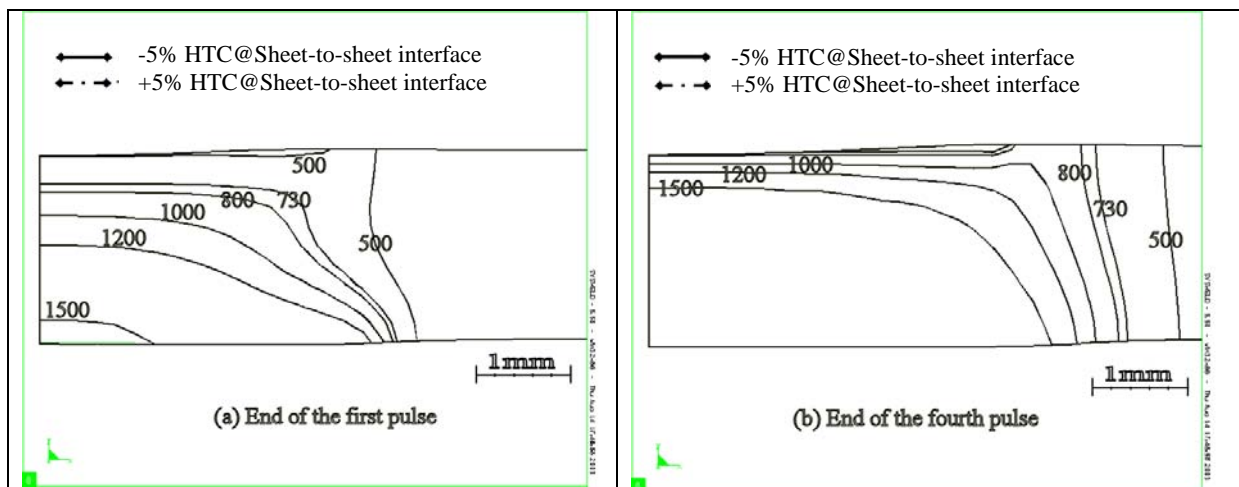


Fig. 3.13: Weld geometry development comparison with  $\pm 5\%$  variability of heat transfer coefficient at sheet/sheet interface on weld geometry development, a) at the end of the first pulse, and b) at the end of welding



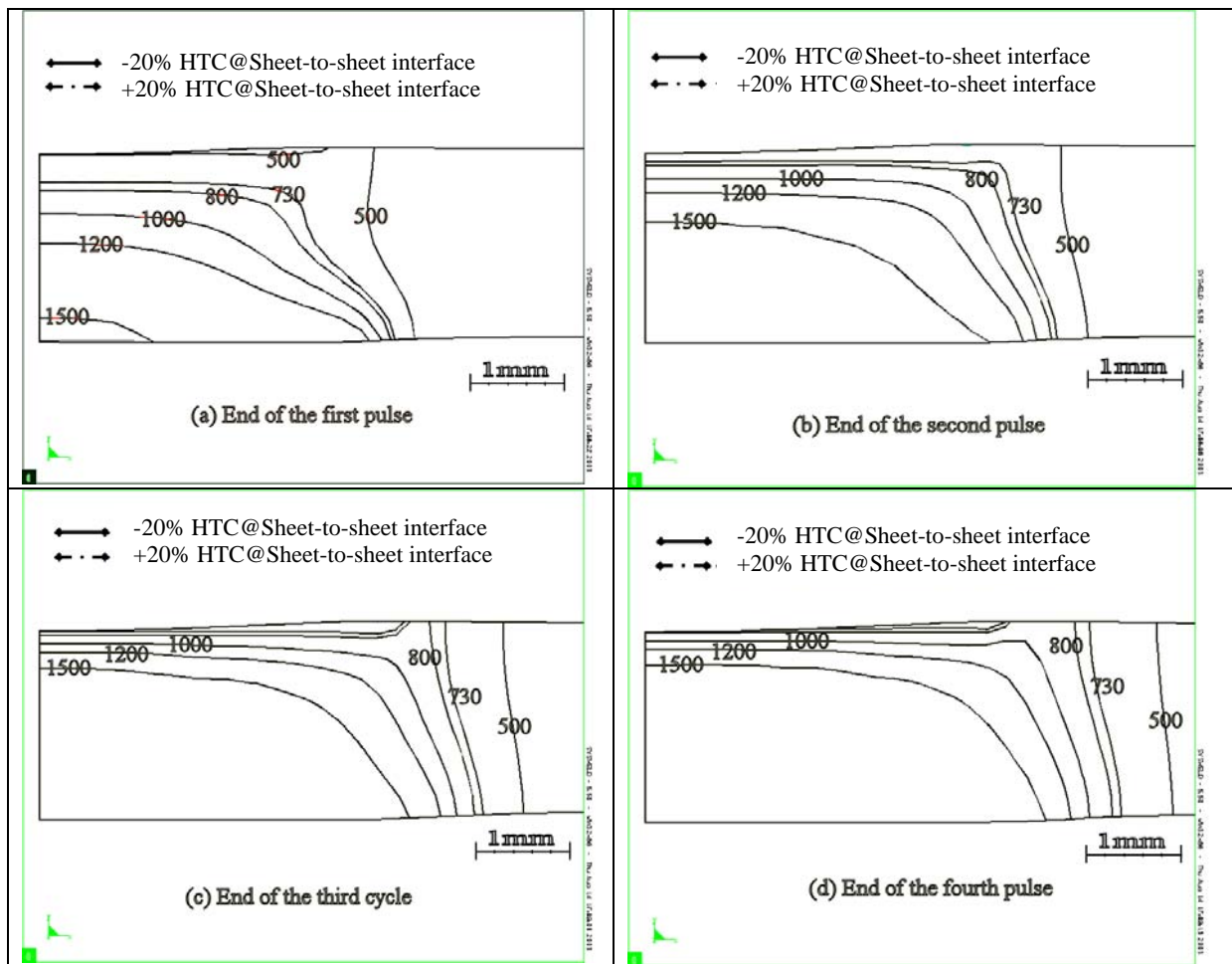


Fig. 3.14: Weld geometry development comparison considering  $\pm 20\%$  variability of heat transfer coefficient at sheet/sheet interface on weld geometry development, a) at the end of the first pulse, b) at the end of the second pulse, c) at the end of the third pulse, and d) at the end of welding

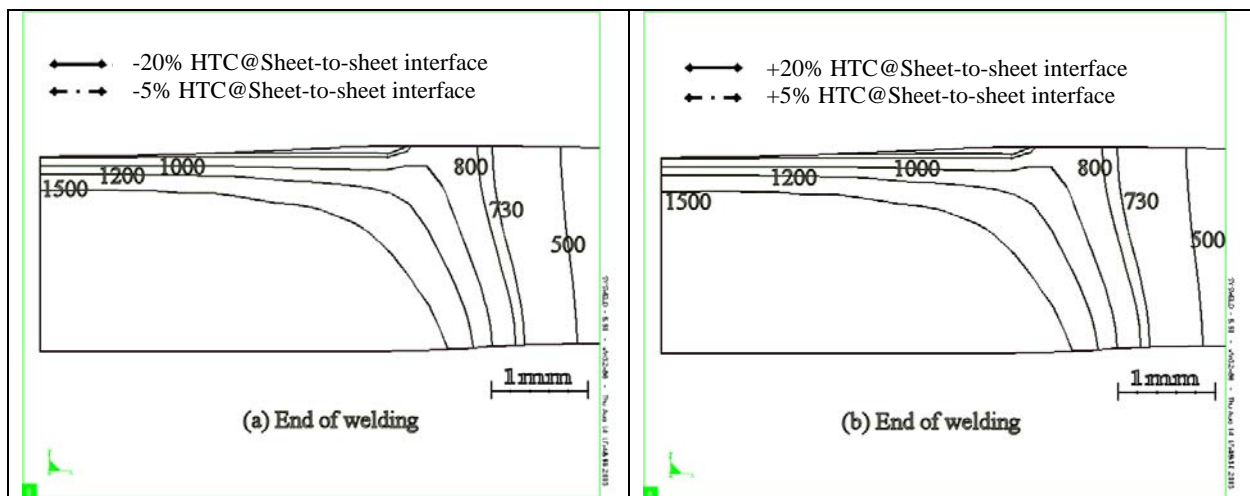


Fig. 3.15: Final weld geometry comparison for a similar tendency of sheet-to-sheet interface HTC, a) representative final weld geometry comparison between  $-20\%$  and  $-5\%$  variability of HTC of sheet-to-sheet interface, and b) Final weld geometry comparison between  $+20\%$  and  $+5\%$  variability of HTC of sheet-to-sheet interface

To verify these results, the comparison between ‘±5%’ and ‘±20%’ variability of HTC is illustrated in Fig. 3.15. The results show no difference for every stage of welding.

The intermediated conclusion can be drawn from these results regarding the degree variability of ‘±20%’ that *HTC at sheet-to-sheet interface has no influence for the weld geometry development and HTC at electrode-to-sheet interface has an only slight influence on weld geometry, especially at beginning of welding.* It is also possible to increase the degree of variability as conducted in the literature, [KHA99], for the influence of HTC of contact on thermal history and weld geometry development.

**Influence of Interface Threshold Values :**

Concerning the electro-thermal contact formulation described in Eqns. 3.9 and 3.10, another significant parameter of this model formulation is a permissible threshold value described for the perfect and non-perfect contact condition. A simple model was constructed to study the influence of this value between two surfaces for the current flux flow in previous paragraph.

After updating the workpiece deformation by the coupled calculation, the electro-thermal module takes into account the separating distance between two sheets and electrode and sheet for next step of electro-thermal computation.

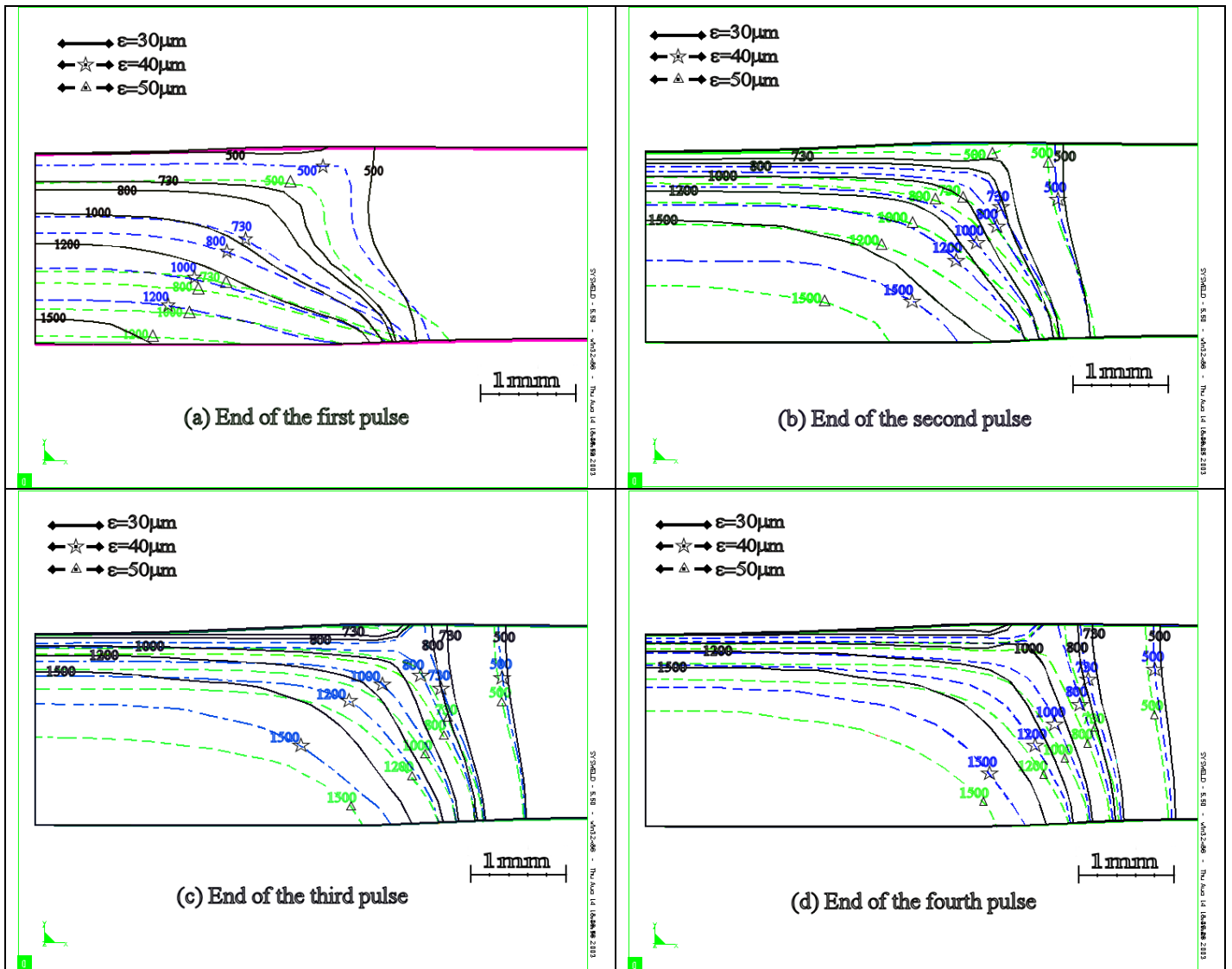


Fig. 3.16: Final weld geometry comparison corresponding to three possible values of epsilons defined for a permissible current passage, a) at the end of the first pulse, b) at the end of the second pulse, c) at the end of the third pulse, d) at the end of the fourth pulse

In this study, the minimum threshold value is numerically found to be 30 micrometers regarding the possibility to reach the calculation convergence. Actually for the non-coated sheet joining, this value should be kept to the lowest possible value. Prior to using this threshold value, a relative low threshold value of 5 micrometers was tested, but no numerical convergence can be reached, even with both time-step or convergent criterion. This is mainly due to the strong concentration of the current flux, and thus a high temperature gradient at the interface.

The influence of three threshold values at the faying surfaces, which ranges 50, 40, and 30 micrometers are studied. The electrode/sheet interface threshold value is kept constant to 30 micrometers in all cases. The comparison for weld geometry with different threshold values is illustrated in Fig. 3.16. The results reveal a significant influence of the threshold value on the weld geometry.

The conclusion of this section can be summarized that *the larger the threshold value, the smaller the weld size*. These results are clearly observed by a comparison during welding stage. The largest nugget can be obtained in the case of the minimum threshold value of 30 micrometers at the sheet/sheet interface.

In the case of joining non-coated sheet, this permissible value has to be kept as low as possible in order to obtain a good validation with the experiment. However in the case of joining coated sheet, the adaptation of this value may be useful. Because there is the presence of the fused zinc at the periphery of both interfaces, thus the enlargement of both electrical and thermal contact sizes.

### **Weld Geometry Validation in Lower Domain of Weldability :**

The validation of weld geometry is presented in this section for the lower domain of weldability as shown in Fig. 3.17. The validation is conducted only for the end of welding, because there is no weld formation observed during the earlier welding cycles.

Smaller predicted nugget and HAZ size compared with experiment is observed. The nugget diameters are 5.35 and 6.58-mm. resulting from simulation and experiment, respectively. The discrepancy in nugget diameter validation is around 18%. Similarly to the nugget validation, the predicted HAZ size and geometry is relatively smaller than that of experience.

It can be concluded that *a relationship between electrical contact resistance and temperature is not sufficient to obtain the satisfactory validation in the lower and upper domains of weldability*. Because the numerical result shows only a good agreement with that of experiment for the final nugget and HAZ size at the upper limit of weldability lobe, but it is relatively poor for the weld prediction at the lower limit. Bearing in mind that the same material database, electrical contact resistance, and contact permissible values are retained in all cases of the simulation. Using an electrical contact resistance as a function of temperature cannot provide a satisfactory validated results.

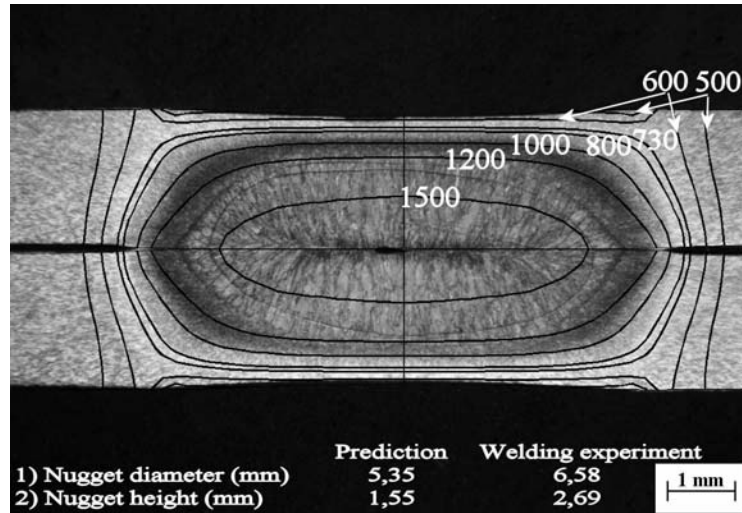


Fig. 3.17: Final weld geometry validation at the lower domain of weldability (Welding condition: 400daN-8,4kA/4(6+2)-TH8: AKDQ@2mm-thick non-coated sheet)

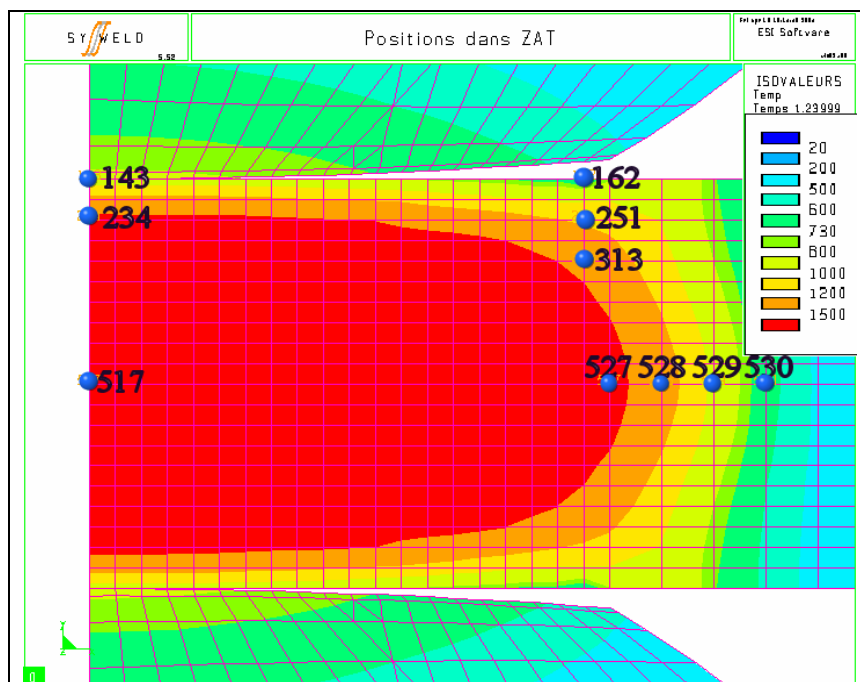


Fig. 3.18: Different positions in the HAZ and weld regions considered for the heating and cooling rates; (Nomenclature of the node is displayed in the figure)

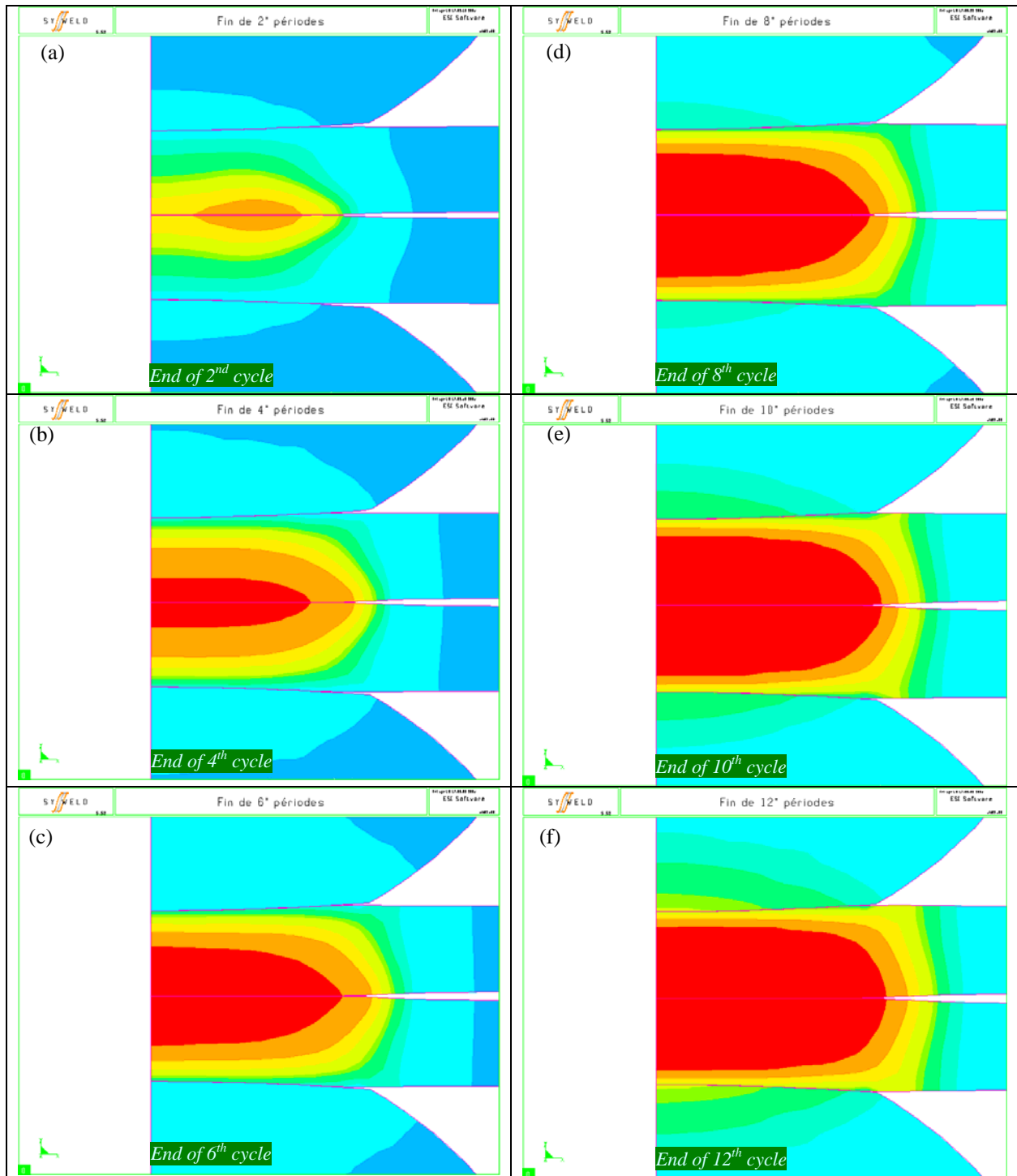


Fig. 3.19 : Weld morphology development at the end of each two pulses during welding; a) at the end of second cycle, b) at the end of fourth cycle, c) at the end of sixth cycle, d) at the end of eighth cycle, and d) End of welding

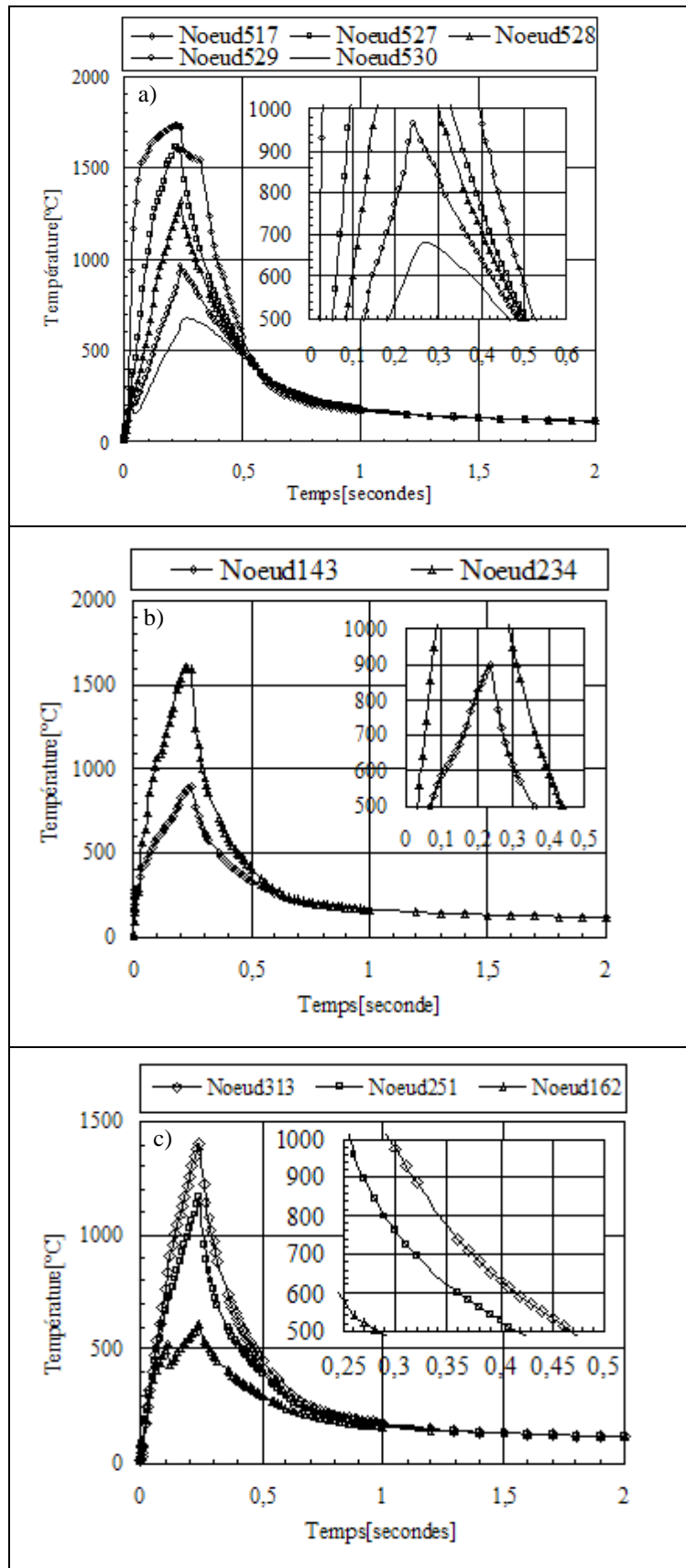


Fig. 3.20: Nodal heating and cooling rates at different points in the HAZ and weld regions; (Node labels are displayed in the figure, a) Nodal thermal history in radial direction in the weld and HAZ regions, b) Nodal thermal history in the axial direction, and c) Nodal thermal history in the HAZ region

Heating and cooling rates at the weld center:

*Table 3.2.1: Weld center; Node 517@(x=0,y=0)*

Time (seconds)	Heating rate (°C/s) / Tmax(°C)
0-0,08	22879 (At the beginning of welding)
0,08-0,24	5935 (At point where slope changes, @0,08sec)
0,002-0,24	7039 (Mean value) / 1722°C
Time (s)	Cooling rate from 800 to 500°C (°C/s)
0,44-0,50	-3731

Heating and cooling rates in the radial direction:

*Table 3.2.2: Node527@(x=3,y=0)*

Time (s)	Heating rate (°C/s) / Tmax (°C)
0-0,24	7489 / 1601°C
Time (s)	Cooling rate from 800 to 500°C (°C/s)
0,39-0,50	-2567

*Table 3.2.3: Node528@(x=3.3, y=0)*

Time (s)	Heating rate (°C/s) / Tmax (°C)
0-0,24	5732 / 1328°C
Time (s)	Cooling rate from 800 to 500°C (°C/s)
0,37-0,50	-2158

*Table 3.2.4: Node529@(x=3.6, y=0)*

Time (s)	Heating rate (°C/s) / Tmax (°C)
0-0,24	3764 / 963°C
Time (s)	Cooling rate from 800 to 500°C (°C/s)
0,32-0,49	-1702

*Table 3.2.5: Node530@(x=3.9, y=0)*

Time (s)	Heating rate (°C/s) / Tmax (°C)
0-0,24	2532 / 679°C
Time (s)	Cooling rate from Tmax to 500°C (°C/s)
0,24-0,46	-820

Heating and cooling rates in the axial direction;

*Table 3.2.6: Node234@ $(x=0, y=0,96)$*

Time (s)	Heating rate (°C/s) / Tmax (°C)
0-0,24	6837 / 1593°C
Time (s)	Cooling rate from 800 to 500°C (°C/s)
0,36-0,44	-2604

*Table 3.2.7: Node143@ $(x=0, y=1,20)$*

Time (s)	Heating rate (°C/s) / Tmax (°C)
0-0,24	3030 / 897°C
Time (s)	Cooling rate from 800 to 500°C (°C/s)
0,26-0,36	-3200

Heating and cooling rates in the HAZ:

*Table 3.2.8: Node313@ $(x=2.85, y=0.72)$*

Time (s)	Heating rate (°C/s) / Tmax (°C)
0-0,24	6112 / 1406°C
Time (s)	Cooling rate from 800 to 500°C (°C/s)
0,36-0,46	-2211

*Table 3.2.9: Node251@ $(x=2.85, y=0.96)$*

Time (s)	Heating rate (°C/s) / Tmax (°C)
0-0,24	4861 / 1168°C
Time (s)	Cooling rate from 800 to 500°C (°C/s)
0,29-0,41	-2357

*Table 3.2.10: Node162@ $(x=2.85, y=1,20)$*

Time (s)	Heating rate (°C/s) / Tmax (°C)
0-0,24	2295 / 614°C
Time (s)	Cooling rate from Tmax to 500°C (°C/s)
0,24-0,28	-2770



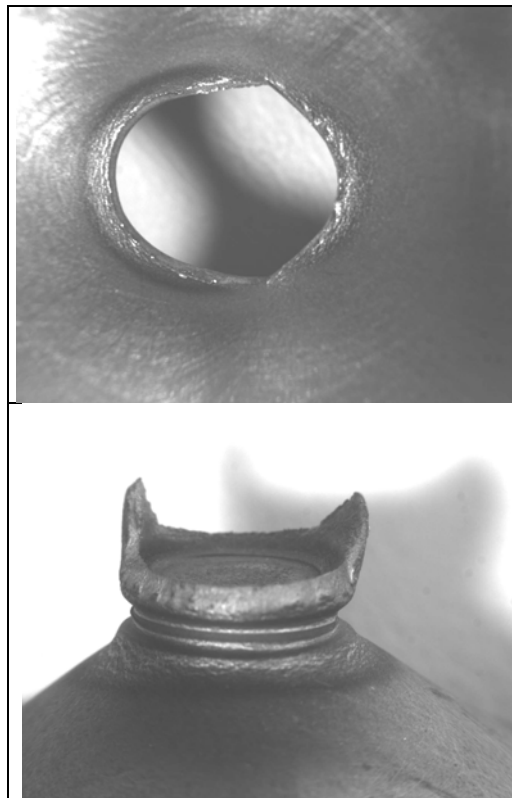
### Heating and Cooling Rates Experiencing in Weld :

The study of the heating and cooling rates of the assembly of AKDQ 1.2-mm thick steel sheet joining is in collaboration with the Université de Valenciennes. The predicted heating and cooling rates can be further used for the HAZ microstructure simulation. Welding schedules used is given in Table 3.1 and the nodes, where the thermal history are observed, is shown in Fig. 3.18.

Table 3.1: Welding schedule used for welding operation

Electrode	TH6
Squeezing (Force /Cycles)	300daN/50
Welding (Current/Cycles)	9,2kA/12
Maintaining (Force /Cycles)	300daN/12

The simulated weld morphology development can be seen in Fig. 3.19. Thermal history evolution of the process is presented in Fig.3.20.



**Fig. 3.21:** Typical failure of a cross-tensile specimen of low carbon AKDQ steel. This case is typical perfect failure of the weld plug promoting the maximum tensile strength than other types of weld plug rupture. (See also [FER98-2] for the definition of rupture types and examples of related maximum tensile strength)

To determine the heating and cooling rates of local points in the weld, the selected nodal thermal history, (Fig. 3.20) is presented. Nodal thermal characteristics show a similar response to single pulse of current. Maximum heating rate observed at the center of the weld is 23000°C/s during the first four cycles or 0.08 seconds, and the heating rate is decreased for the latter cycles, which is 6000°C/s for this stage. The mean heating rate for welding process is around 7000°C/s. However the advanced thermo-mechanical simulator, namely Gleeble®3500, can perform the simulation with the maximum heating rate of 10000°C/s, therefore such very high heating rate at the beginning of welding is beyond the limit of the machine performance and it is may be not necessary to simulate the microstructures of this steel with such conditions. Key issues in the residual microstructure simulation should be concentrated on the characteristic of the HAZ rather than in the nugget region.

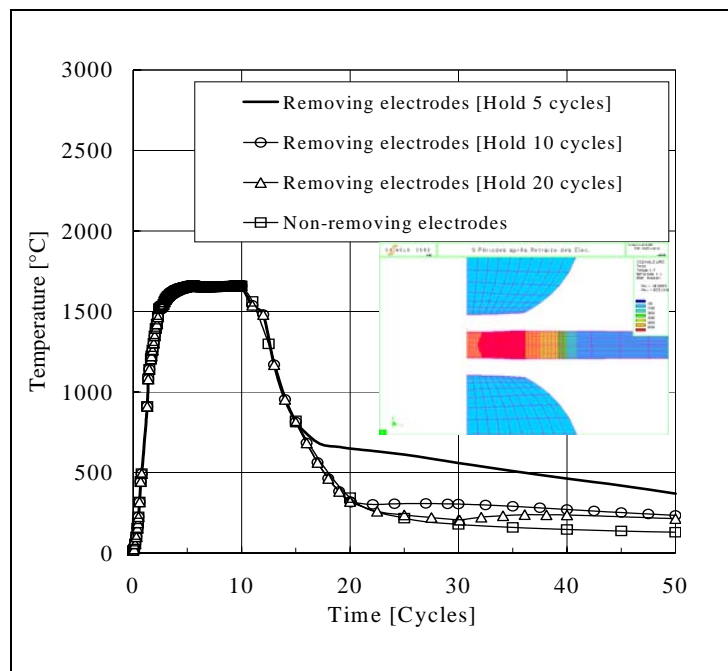
The heating rates of several points located in the radial direction and in the HAZ region are detailed and given in Tables 3.2.1-5. Heating rates ranging from 2500 to 7500°C/s are observed in this zone. For the heating rates of the positions located in the HAZ and in the axial direction shown in Tables 3.2.6-7, the heating rates found are 6800 and 3000°C/s.

For the rupture of a full plug, (§Fig. 3.21), the rupture occurs mostly in the HAZ. To simulate the properties of this zone, the determination of the heating and cooling rates of these regions are important indicating as the nodes 313, 251, and 162, (§Fig. 3.18). The heating rates found are between 2300 and 6100°C/s. and the local cooling rates are 2770, 2360, and 2210°C/s for nodes 313, 251, and 162, respectively. However for low carbon steel, the effect of heating rate on the transformation temperatures,  $AC_1$  and  $AC_3$ , may be less significant than other higher carbon steel grades. It is reported in the literature as in case of mild steel, [FEU54], that the influence of heating rate on transformation temperatures is more significant with the increase of carbon in steel: *The higher the heating rates, the higher the transformation temperatures,  $AC_1$ , and  $AC_3$ .*

Features for low alloy carbon steel simulation are the local maximum temperatures and the cooling rates from 800 to 500°C. It is noted that numerical results can provide an approximation of the heating and cooling rates for microstructure simulation. However, it may be useful to compare grain sizes and residual transformed phases in the specimen and those of weld microstructures. This is to assure the results obtained from the simulation or for an adaptation of the cooling rates or other simulation parameters in the case of microstructure comparison discrepancy.

### **Influence of Maintaining Time Length :**

Electrode-hold time has an influence on the microstructure and strength of the weld. Optimized electrode-hold time is one of the practical weld quality amelioration techniques used for high strength steel joining, [PET02]. The modeling in this section can be useful for ongoing research and for the study the influence of the cooling rates on the residual stress distribution and microstructures. The influence of such modification is studied using Abaqus® code and reported by Li *et al.*, [LI97-3]. The welding standard normally recommends that the holding time should be equaled to that of welding time in order to promote the sufficient time for the weld solidification.



**Fig. 3.22:** Influence of the electrode-hold time length on the thermal history of weld center.

To perform the calculation without the electrode-holding, two stages of the coupling sequences are implemented. The first coupling computation is undertaken automatically until the end of holding. The second coupling procedure is programmed for the electrode removing. The boundary conditions are shown in Fig. 3.7.

The comparison between different hold time lengths shown in Fig. 3.22 reveals that the shorter the electrode-hold time, the slower the cooling rate at the nugget center. The heat dissipation after electrode removing is illustrated in Fig. 3.23a-c.

Simulated stresses results reveals the symmetrical stress occurring in the assembly, (§Fig. 3.24). Radial and axial stress components and their maximum are shown in Figs 3.24a and b, respectively. However, the relative high radial stress is found at the faying surface, where the sticking contact condition is defined for the weld nugget after the end of welding.

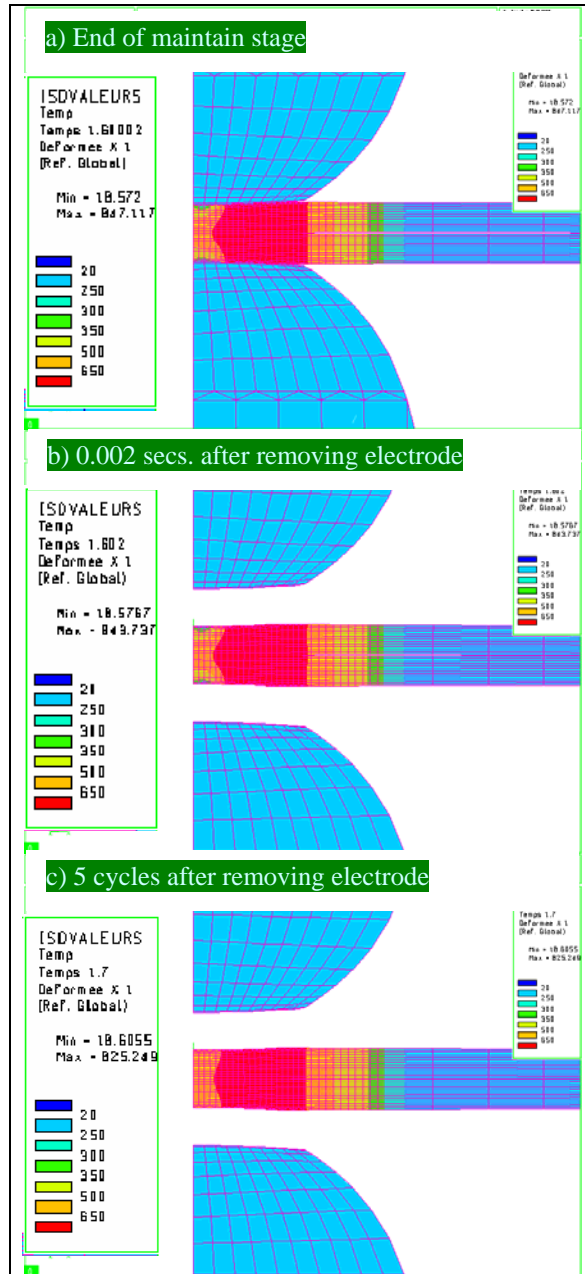


Fig. 3.23: Simulation of heat dissipation after removing electrodes, a) End of maintain stage, b) just after removing the electrodes, c) 5 cycles after removing electrodes, (Region, where temperature is higher than 650°C, is indicated as the red zone)

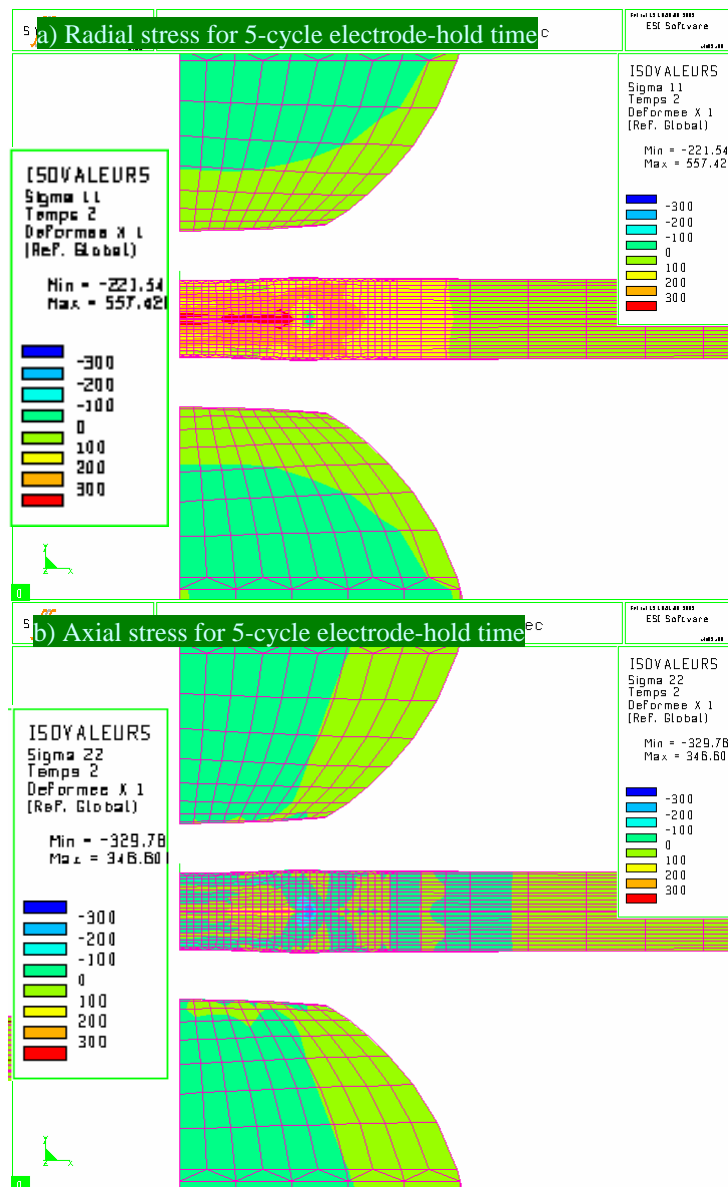


Fig. 3.24: Residual stresses in the assembly for electrode-hold time of 5 cycles observed at 100 cycles or 2 seconds after welding, (a) Radial stress ( $\sigma_{11}$ ), and (b) Axial stress ( $\sigma_{22}$ )

### Model Exploitation :

The exploitation of our numerical model is the thermal history, the heating and the cooling rates in the weld and in the electrode. The experimental measurement of thermal cycles by micro-thermocouple embedded in the electrodes-[Le MUR02] or in the sheets-[ANA87] can be conducted, but such elaborate measurements are time consuming and expensive for the measurement instrumentation. Quantitative measurement in RSW is complicated task due to very short time characteristic of the process and the perturbation of strong electromagnetic fields generated on the acquisitioned signals. In addition, the welding schedule can be varied significantly from one to another set of welding parameters relating to sheet configurations, thus the difference in thermal cycles occurring in the weld.

The numerical model can be therefore considered as another useful tool to provide an insight into the process characteristics, when the parameters are changed. For instance, the exploitations of thermal history obtained from the model are as follows:

- ❖ Evaluation the diffusion coefficients or the Cu-alloy phases formed on the electrode face using the simulated thermal cycle, [DUP98].

- ❖ Comparison the amount of heat generated from Peltier effect and that produced by Joule heating effect in case of joining coated sheet, [DUP00].
- ❖ Evaluation the heating and cooling rates in the case of high-strength steel joining for the simulation of microstructures in the HAZ using Gleeble<sup>®</sup> machine, [SRI03-1]
- ❖ Optimization a secured distance between the weld and the adhesive bonding position in the case of combined weld-bonding process. This is to prevent the adhesive curing or decomposed by heat dissipated from the weld, [DUP04].

Recently, other application of the numerical model of RSW is linked to on-line monitoring and parameter control of the process, [MAT02-2]. The method includes a finite difference model incorporated the input of on-line measured voltage and current to evaluate a global electrical resistance of the assembly. The output of the model is the predicted weld size. The welding parameters may be adapted for the next or even for the ongoing weld by shortening or lengthening welding time. The calculation time of this model must be very fast to response the on-line adapted parameters. Earlier, the control device and methodology using a numerical is proposed by Tsai *et al.*, [TSA91].

### 3.9 Conclusions :

Numerical study of RSW process is presented with the electro-thermal/thermo-mechanical decoupling and coupling procedure. A case study of the influence of the electrode-hold time on the thermal history is presented. Temperature dependent physical properties of both sheet and electrode are included in all simulations. The conclusion can be drawn as follows:

i) According to the results of decoupling procedure for joining sheet with flat face electrode, it is disclosed that faying surface contact size governs not only thermal distribution, but also weld sizes. It is possible to fix the contact size at the faying surface to obtain a good validation of the final nugget size. In the case of stackup sheet joining, e.g. joining three dissimilar sheets with different thickness, the optimization of the contact size becomes complicated and not evident with the use of decoupling procedure.

ii) Numerical study for the influence of post-heat treatment is studied in the case of the TRIP steel joining. The thermal history associated with the use of post heat treatment and the influence of this process on the HAZ thermal behaviors are presented. It is disclosed that the appropriate selection of both magnitude and number of cycles of post heat treatment has an impact only on the HAZ thermal behaviors, thus on the microstructure quality. On the other hand, the application of post-heat treatment shows no influence on the weld nugget size and geometry.

iii) A comprehensive study on the impact of thermo-physical property variability is reported in comparing the weld nugget development. Based on the enthalpy thermal model, it is found that the sheet thermal conductivity, enthalpy, and bulk electrical conductivity show a dominant role on the final nugget size. Decreasing any one of three properties will result in the enlargement of the nugget and the HAZ sizes.

The electrical contact resistance has an impact on weld geometry development, particularly at the beginning of welding. The electrical resistance shows a slight influence on the final weld size.

In the case of the relatively slight variability of the HTC, the heat transfer coefficient of the contact has no influence on the weld geometry. However the lack of measured HTC, it is not easy to clarify the influence of this input parameter on the model.

Basing on the electrothermal contact model of Sysweld<sup>TM</sup> code, the threshold value of model has been tested using a simple electrothermal model and further introduced to RSW model. It is found that threshold value has a strong influence on weld geometry development at all stages, not only in the beginning of welding as observed in the case of the influence of electrical contact resistance.

For the non-coating sheet, this value should be kept as the lowest possible in order to obtain a good validation of weld size. The permissible value used in all models is in order of 30 micrometers. However in the case of joining coated sheet, the fused zinc appearing at the periphery of the interface cannot be modeled. Threshold value could be used modeling or taking into account the contact size enlargement in the case of coated sheet joining simulation.

iv) Determination of the heating and cooling rates is presented in the case of two-sheet joining of AKDQ steel. Using the upper limit welding parameters, the averaged heating rate for welding cycles is 7000°C/s. The highest heating rate is found at the weld centre. For an effective HAZ property simulation, the

cooling rates or time length down from 800° to 500°C must be considered. Heating and cooling rates found from this study can be used for a simulation of HAZ behaviors.

To obtain more understanding about the influence of a modified welding schedule, the influence of the electrode-hold time on the thermal history in the weld is studied by using a model with removing electrodes. It is disclosed that the shorter the electrode-hold time, the slower the cooling rate. The relationship between electrode-hold time and weld strength has to be profoundly studied. However, the electrode-hold time should be sufficiently long to maintain the weld solidification.

v) Possible sources of the discrepancy between experiment and simulation could be :

- ❖ First, the lack of appropriate electrical contact resistance values,
  - ❖ or second, the numerical parameters in electro-thermal contact model formulation, such as a permissible value of the current passage at the interface, « epsilon value », (§Fig. 3.16).
-

---

## CHAPITRE 4

# MESURES ET MODELES DE LA RESISTANCE ELECTRIQUE DE CONTACT

---

### Sommaire

<b>4.1</b>	<b>Introduction</b> :.....	<b>163</b>
<b>4.2</b>	<b>Caractérisation de la Résistance Statique Globale</b> :.....	<b>163</b>
	Mesure RSG à Froid :.....	165
	Réalisation de Mesure :.....	165
	Etude Préliminaire des Résultats Bibliographiques :.....	166
<b>4.3</b>	<b>Caractérisation de la Résistance Dynamique Globale</b> :.....	<b>170</b>
<b>4.4</b>	<b>Données Expérimentales Antérieures de la Résistance de Contact</b> :.....	<b>172</b>
<b>4.5</b>	<b>Modèles de la Résistance de Contact</b> :.....	<b>174</b>
	Approche Basée sur le Comportement Elasto-Plastique du Matériau :.....	175
	Modèle de la Résistance Electrique de Contact de ORNL :.....	176
	Approche Thermo-Electrique :.....	178
<b>4.6</b>	<b>Méthodologies de la Mesure de la Résistance de Contact</b> :.....	<b>181</b>
	Essai Utilisant le Simulateur Gleeble® :.....	184
	Essai Utilisant la Machine de Traction/Compression :.....	186
<b>4.7</b>	<b>Procédures d'Essai</b> :.....	<b>188</b>
<b>4.8</b>	<b>Formulation des Modèles de la Résistance de Contact</b> :.....	<b>189</b>
	Loi Puissance :.....	189
	Loi Exponentielle :.....	190
<b>4.9</b>	<b>Résultats des Essais</b> :.....	<b>191</b>
	Résistance de Contact de la Tôle Nue :.....	191
	Résistance de Contact de la Tôle Revêtue :.....	197
<b>4.10</b>	<b>Conclusions</b> :.....	<b>203</b>





---

## Synopsis

*Electrical contact resistance can be considered as one of the key inputs for resistance spot welding simulation. According to a number of previous studies devoted to characterize and measure the contact resistance, it is revealed that the contact resistance behavior is temperature/pressure dependent. It is believed that the contact resistance values and models play a role on both thermal history and weld spot geometry. The measurement technique of the contact resistance is delicate and not easy because of the interface topography.*

*In the first part of this chapter, a review of the existing contact resistance measurement and methodology is presented. Furthermore, a novel adapted technique associating with the stackup sheet approach is conducted to determine the contact resistance in the cases of non-coated and coated sheet.*

*The second part is concentrated on a survey of the contact models documented in the literature and a model establishment. To take into account the effect of pressure/temperature, an exponential model is proposed to characterize the contact behaviors of both non-coated and coated sheets. The model coefficients given from the experiments can be used for the contact characteristics in our finite element analysis database. The influence of pressure/temperature on the resistance is investigated and underlined.*

*According to these results, it is found that both pressure and temperature play a role on the contact resistances. Increasing temperature and/or pressure result in the decrease of the contact resistance. Our experiment results show a good agreement compared with those previous reports documented in the literature. Only a slight difference can be observed for the contact resistance as a function of temperature.*

*However, the verification of the recent contact resistance through the simulation models is still indispensable to insure the further use of these contact resistances for our next generation RSW models.*

---



## 4.1 Introduction :

---

Dans le chapitre précédent consacré à une étude de l'influence des données d'entrée, nous avons mise en évidence que la résistance de contact joue un rôle sur le développement de la soudure. Il semble qu'elle n'a pas d'influence significative sur la géométrie finale de la soudure de fait qu'elle est faible en régime haute température et pression.

Pour ce procédé, il est essentiel de distinguer d'abord deux types de résistance électrique de contact, qui sont :

- ❖ la résistance « *statique* » globale mesurée à froid,
- ❖ la résistance « *dynamique* » globale en cours de soudage.

Dans la première partie de ce chapitre, nous présentons une révision des techniques expérimentales existantes pour la mesure de la résistance statique/dynamique globale.

La mesure de la résistance de contact se fait par la technique de l'empilement de tôles. Cependant, pour une utilisation de cette donnée dans le calcul aux éléments finis, il va falloir établir un modèle de contact, qui prend en compte l'effet de la température/pression. Plusieurs modèles de résistance dans la bibliographie sont présentés, et puis nous proposons un modèle adapté tenant en compte la dépendance de la pression et température.

Dans la dernière partie, la comparaison entre la résistance modélisée et celle d'essai dans le cas d'acier nu ainsi que celui revêtu est présentée.

## 4.2 Caractérisation de la Résistance Statique Globale :

---

Pour la modélisation, la résistance statique ne peut pas être introduite directement dans la base de données, car cette donnée est obtenue à froid en faisant varier l'effort. On fait la mesure en simulant la condition de soudage en atelier. L'avantage de cette mesure est la possibilité de corrélérer la résistance statique et la soudabilité de nuances, par exemple dans le cas du soudage d'acier revêtu organique. Cette corrélation concerne la largeur du domaine, et la durée de vie des électrodes. L'évolution possible de la RSG de l'assemblage double épaisseur nu ou revêtu est illustrée sur la Fig. 4.1. La comparaison de la RSG en fonction de la pression entre tôle nue et revêtue sur la Fig. 4.1a montre que la RSG de tôle revêtue est plus faible que celle de tôle nue, et la dispersion de mesure diminue avec la pression de serrage (§Fig. 4.1b.)

L'objectif général de l'essai RSG est de connaître les facteurs suivants :

- ❖ Valeur de l'effort qui permet d'obtenir des soudures plus homogènes,
- ❖ Evaluation de la qualité de la surface et du revêtement pour les tôles nus (le métal de base de la tôle sans l'influence de revêtement) en comparant avec la présence de revêtement soit métallique ou soit organique,
- ❖ Comparaison entre différents produits et l'influence de la nature des revêtements, i.e. l'épaisseur de couche du revêtement ainsi que différentes méthodes du dépôt de revêtement.

Plusieurs travaux dans la bibliographie indiquent des mesures de résistance statique sur les acier nus ou revêtue métallique-([SAV77], [VOG92]). Parmi les paramètres étudiés, certaines influent directement sur les mesures de résistance statique ; ce sont :

- ❖ l'effort de soudage : l'augmentation de l'effort de soudage conduit à une diminution des résistances par l'augmentation et l'écrasement des aspérités à l'interface, et aussi à la dispersion de la mesure.
  - ❖ le courant de mesure : la possibilité d'avoir un échauffement local à l'interface par le courant de mesure engendré par l'effet Joule. Cependant, il faut assurer que l'amplitude de courant soit suffisamment grande pour la mesure de la résistance de contact.
  - ❖ la nature et la condition de revêtement : le revêtement et la configuration des tôles exercent une influence sur la résistance. De plus dans le cas d'une configuration de revêtement monoface, la position du revêtement par rapport aux électrodes joue aussi un rôle sur la mesure de résistance. Les caractérisations des différents revêtements métalliques sont comparées dans le tableau 4.1.
-

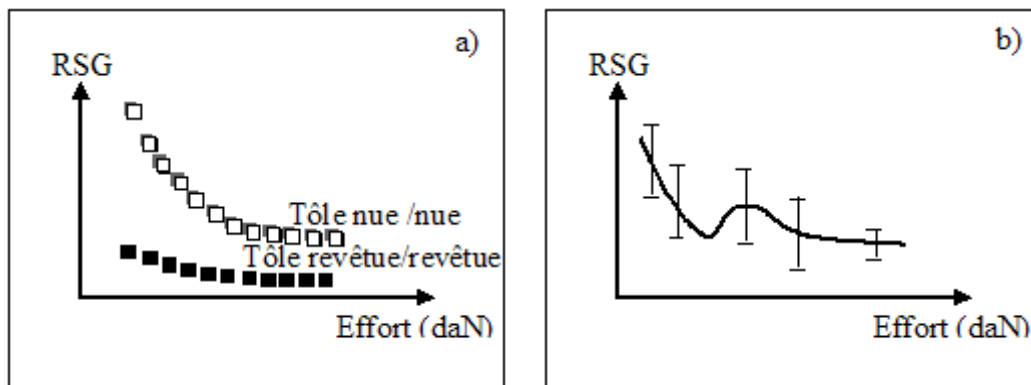


Fig. 4.1: Illustration de l'évolution de la RSG à froid en fonction de l'effort de serrage, a) Comparaison de la RSG monotone des assemblages d'acier nu et revêtu, et b) Dispersion de la mesure diminue avec l'effort-[Courbes expérimentales schématisées d'après d'une étude préliminaire du CRDM]

❖ l'état de surface de la tôle : il s'agit de la rugosité de surface, et de l'huile de recouvrement de tôle. La résistance a une tendance à diminuer lorsqu'on nettoie la surface avant de faire la mesure. Mais la rayure sur la surface augmente la résistance de contact ainsi que l'écart de la mesure.

❖ la température de mesure : la mesure de la RSG est faite à froid. Cependant, l'échauffement engendré à l'interface par un fort courant de mesure pourrait abaisser de la résistance de contact. En général, l'augmentation de température conduit à une diminution de résistance de contact.

❖ la topographie de la surface : la degré d'oxydation de la surface, la durée,...etc.

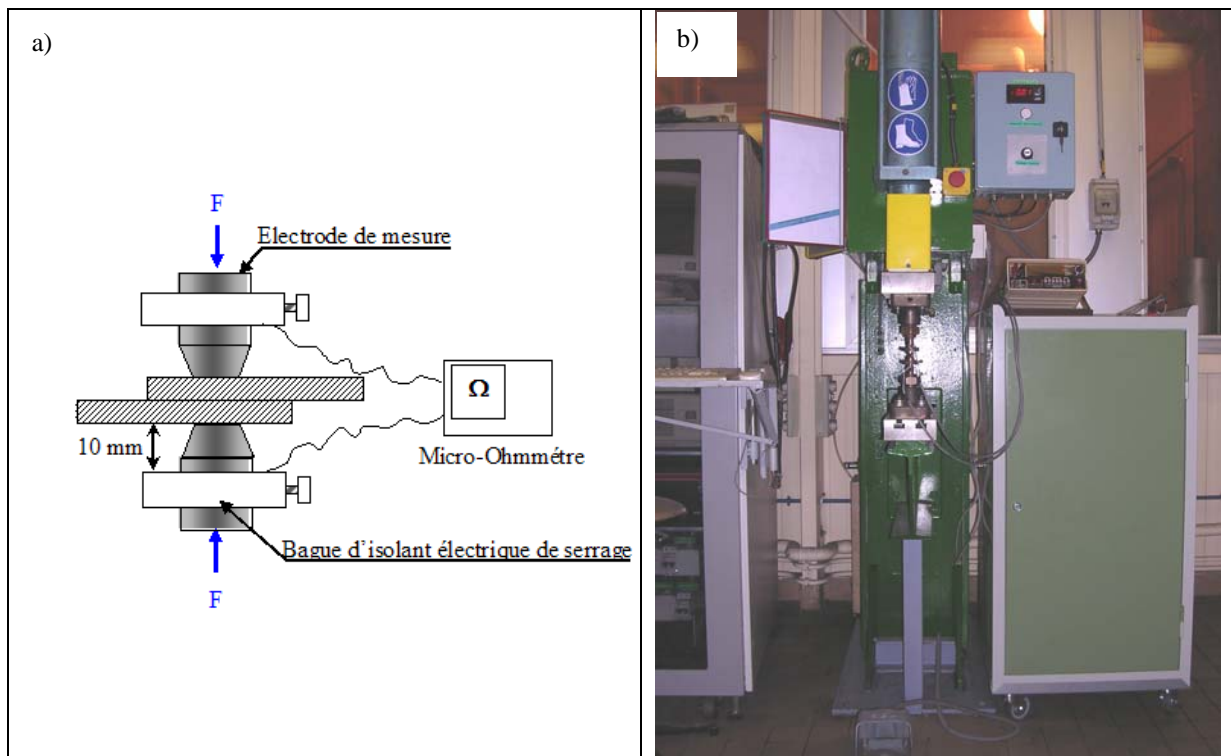


Fig.4.2: Dispositifs de mesure RSG à froid, qui comprennent des colliers d'isolant électrique, et un micro-Ohmmètre, a) Schématisation d'une mesure de la RSG à froid, et b) Dispositif expérimental pour la mesure de la RSG à froid utilisant la machine Longuepin®

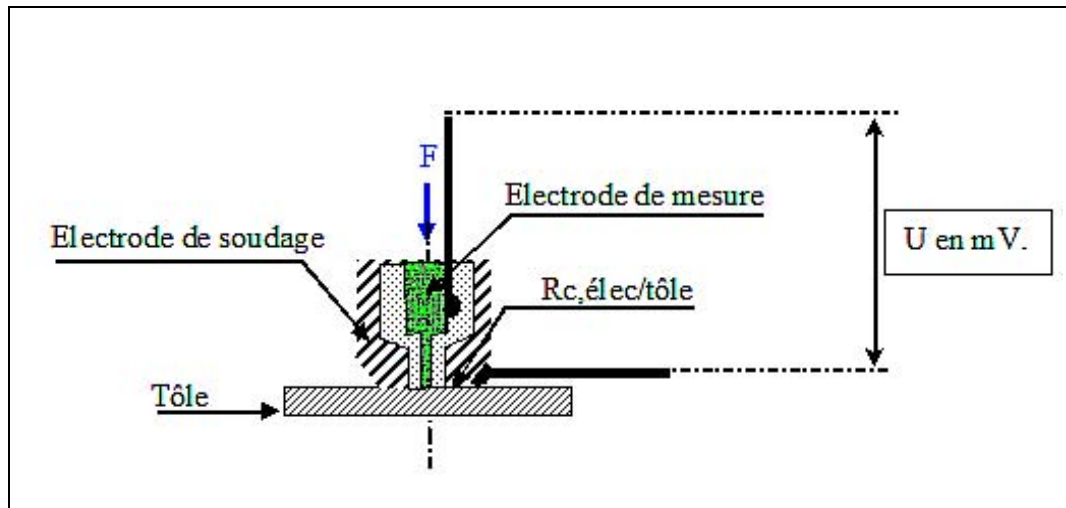


Fig.4.3: Appareillage adapté pour une mesure directe de résistance de contact à l'interface électrode/tôle-[THI92]

Tableau 4.1: Résumé de principal procédé et l'épaisseur nominale de la couche de revêtements métalliques d'après[NAT92]

Procédé pour le dépôt du revêtement	Type de revêtement	Nom commun ou commercial	Epaisseur de la couche de revêtement-( $\mu\text{m}$ ) [Poids nominal sur la surface de $1 \text{ m}^2$ -( $\text{g}/\text{m}^2$ )]
1. Revêtement au trempé	Zn	Galvanisé	8-17 $\mu\text{m}$ -[60-120 $\text{g}/\text{m}^2$ ]
	Zn-Fe allié	Galvannealed	6-10 $\mu\text{m}$ -[40-70 $\text{g}/\text{m}^2$ ]
2. Revêtement électrolytique	Zn	Electrozingué	8-13 $\mu\text{m}$ -[60-90 $\text{g}/\text{m}^2$ ]
	Zn-Ni	Electrozingué Zn-Ni	3-7 $\mu\text{m}$ -[20-50 $\text{g}/\text{m}^2$ ]

## Mesures de RSG à Froid :

### Définition :

La résistance statique globale est la mesure de la résistance ohmique totale aux bornes de l'électrode pour un effort donné. Un courant continu de faible intensité est appliqué et cette résistance globale peut être calculée par ' $\Delta U/i$ '. Au CRDM, les essais sont réalisés sur la machine Languepin<sup>®</sup>. Les dispositifs de l'essai sont schématisés sur la Fig. 4.2. L'instrumentation de mesure RSG se compose de-(§Fig. 4.2b) :

- ❖ une alimentation électrique est un générateur de courant continu délivrant 0 à 70 Amp.
- ❖ un multimètre pour réglage de l'intensité de mesure.
- ❖ un voltmètre pour enregistrement tension de mesure.

### Réalisation de la Mesure :

Les tôles ES de rodage de 0,8-mm d'épaisseur sont repérées à l'instruction de repérage. On utilise généralement pour le test de RSG des bandes de largeur de 50 mm. et de longueur de 300 mm. Selon la quantité de tôle disponible, on pourrait également réduire la dimension des bandes utilisées. Dans cette étude, la bande de 25×300mm. pour une série de 10 points et le coupon de 25×25mm. sont utilisées pour mettre en évidence s'il existe un effet des dimensions sur la RSG. Les tôles sont ébavurées et nettoyées d'abord au chiffon sec avant la mesure, puis on applique l'éthanol pour le dégraissage de surface de la tôle. La surface active de l'électrode est aussi nettoyée au chiffon, et l'éthanol avant chaque série de 10 essais.

L'effort est appliqué de manière croissante, l'incrément de charge étant généralement de 50 daN. On réalise 10 mesures pour une valeur d'effort. Les efforts sont augmentés jusqu'à un effort fournissant la stabilisation de la valeur de RSG et l'écart type associé. Pour éviter certaines dérives de courant par les bords de tôles ébavurés, une bande de scotch est placée sur les bords de tôle.

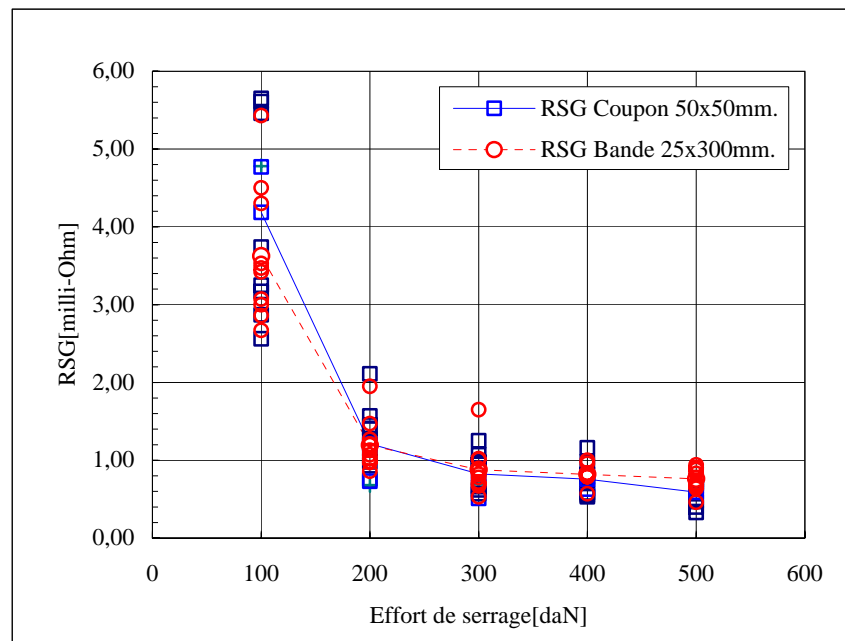
La machine Languepin<sup>®</sup> permet d'appliquer l'effort de mesure après d'avoir descendu la tête lentement sans pression. Cette dernière permet d'éviter l'impact de l'électrode supérieure sur la tôle. Après avoir attendu quelques instants la stabilisation du zéro de microOhm-mètre, on ferme le circuit de mesure et on déclenche de

cycle d'effort de la machine Languépin®. La valeur usuelle du temps de mesure est de 700 périodes, soit 14 secondes.

Les mesures sont réalisées dans le sens long de la bande de tôle, en se plaçant au milieu et avec un espacement constant entre les points impacts, i.e. 25-mm d'espacement entre des points d'impact. Pour chaque mesure, on ne se place pas deux fois au même endroit de la tôle ainsi que sur les parties rayées ou oxydées de la surface.

**Tableau 4.2:** Conditions standards utilisées pour la mesure RSG à froid

Phase d'opération	Temps en périodes
Accostage	30
Mesure	700
Maintien	10



**Fig. 4.4:** Variation de la RSG en fonction d'effort dans le cas d'assemblage d'acier nu ES de 0,8-mm d'épaisseur avec les dimensions de l'éprouvette différentes-[Une étude interne du CRDM]

## Etude Préliminaire des Résultats Bibliographiques :

### Influence de la Dimension de l'Eprouvette :

Il est commode d'utiliser l'échantillon en bande de 25×300mm. pour effectuer la mesure de la RSG. Cependant avant de commencer les essais, nous avons étudié l'influence de la dimension de l'éprouvette sur la RSG en utilisant d'un coupon de 50×50mm. et d'une bande de 25×300mm.

La comparaison de la RSG obtenue est illustrée sur la Fig. 4.4. Le résultat permet de conclure à l'absence d'effet de la dimension d'éprouvette sur la RSG. Dans ces deux cas, la RSG diminue avec la pression. La dispersion de la mesure est notablement observée à basse pression, et celle-ci réduit avec la pression.

### Influence de l'Intensité du Courant de Mesure :

Les résultats d'une étude interne du CRDM pour l'influence de l'intensité du courant de mesure sur la résistance de contact électrode/tôle sont repris sur la Fig. 4.5. L'appareillage adapté, (§Fig. 4.3), permet de mesurer et d'obtenir directement la résistance de contact électrode/tôle sans l'utilisation de la méthode d'empilement de tôles.

L'influence du courant de mesure sur la résistance est évidente dans le cas de l'acier nu, (§Fig. 4.5). Car le résultat montre que *plus le courant de mesure est élevé, plus basse est la résistance*. Ce phénomène pourrait être traduit par l'adoucissement des aspérités, (e.g. l'adoucissement par le chauffage local à l'interface par l'effet Joule).

Pour la tôle revêtue, on trouve que l'influence du courant sur la résistance de contact électrode/tôle est faible par rapport au cas précédent. La résistance de contact de l'acier revêtu est nettement inférieure à celle de tôle nue. L'incertitude de mesure est visible en régime de basse pression et elle diminue avec la pression. Celle-ci est similaire au cas de la tôle nue. L'influence de l'intensité et de la pression sur la résistance de contact à froid ont été également étudié par Kaiser *et al.*, [KAI82].

Basé sur le résultat préliminaire, on peut constater que *l'amplitude du courant de mesure joue un rôle sur la résistance de contact électrode/tôle, particulièrement, de l'acier nu.* Cependant, il existe une gamme de l'amplitude du courant de mesure, qui n'a pas l'influence sur la résistance de contact à froid. Pour l'acier revêtu, l'influence de l'amplitude du courant sur la résistance de contact n'est pas observée dans les trois cas.

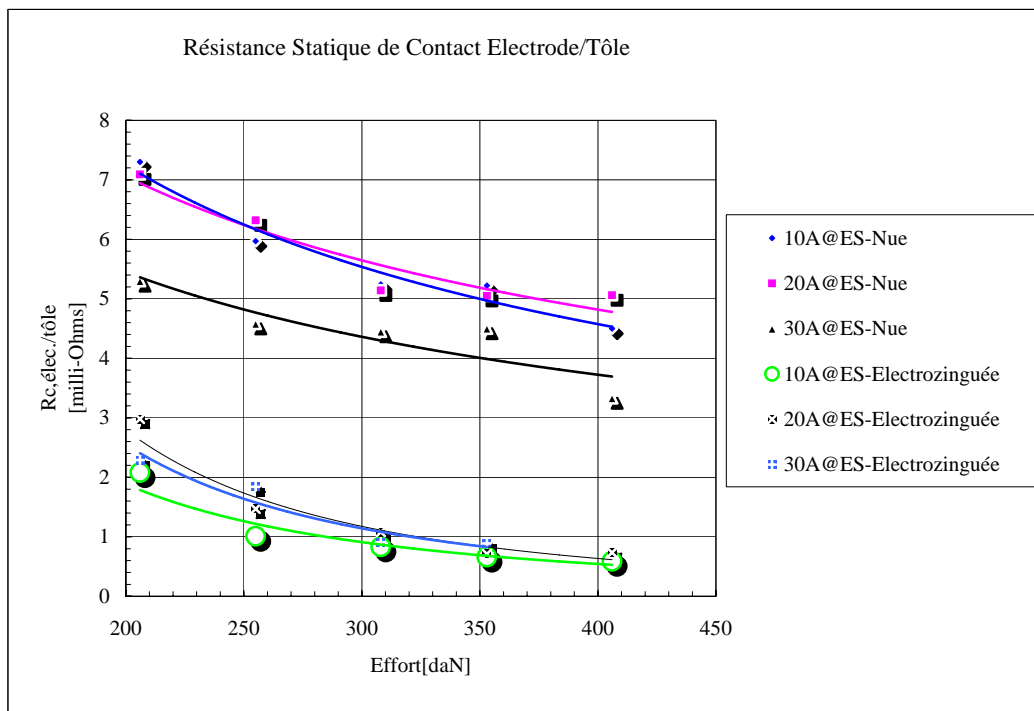


Fig. 4.5: Influence du courant de mesure sur la résistance statique de contact électrode/tôle dans le cas de l'acier ES-[Une étude interne du CRDM]

### Influence du Métal de Base et du Revêtement :

Les résistances de contact de la thèse de Vogler sont reprises et présentées dans ce paragraphe afin de comprendre les influences du métal de base et du revêtement sur la résistance de contact.

Comme mentionnée dans le paragraphe précédent pour l'effet de la température/pression sur la résistance, Vogler a fait la mesure « *découplant* » les phénomènes mécanique et thermique. Il s'agit d'une technique d'empilement de tôles.

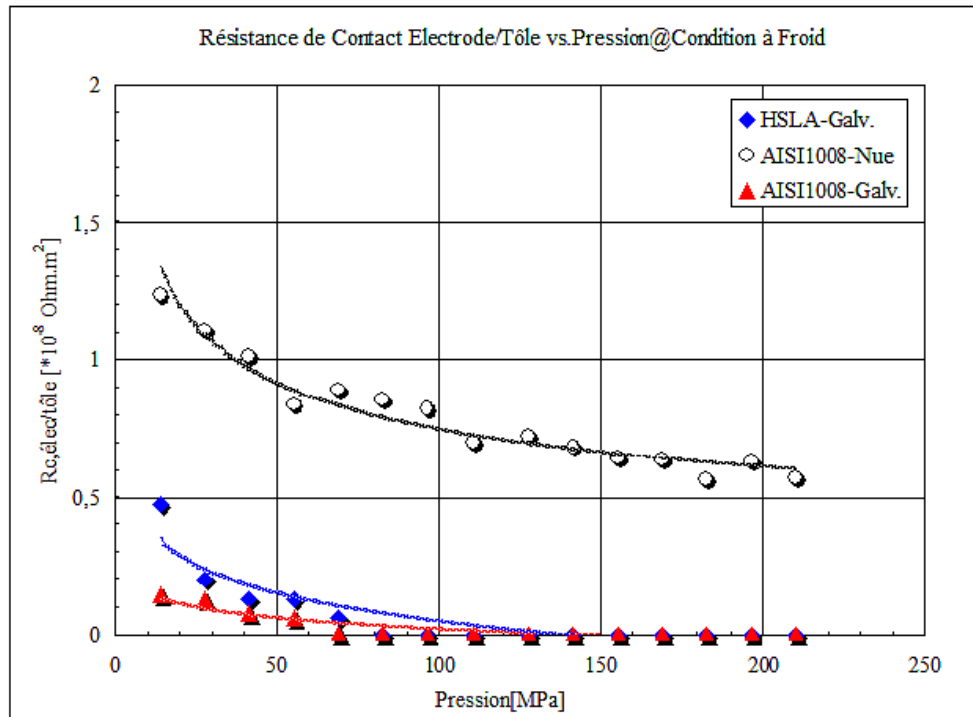


Fig. 4.6: Comparaison de la résistance de contact « électrode/tôle » en fonction de la pression-[VOG92]

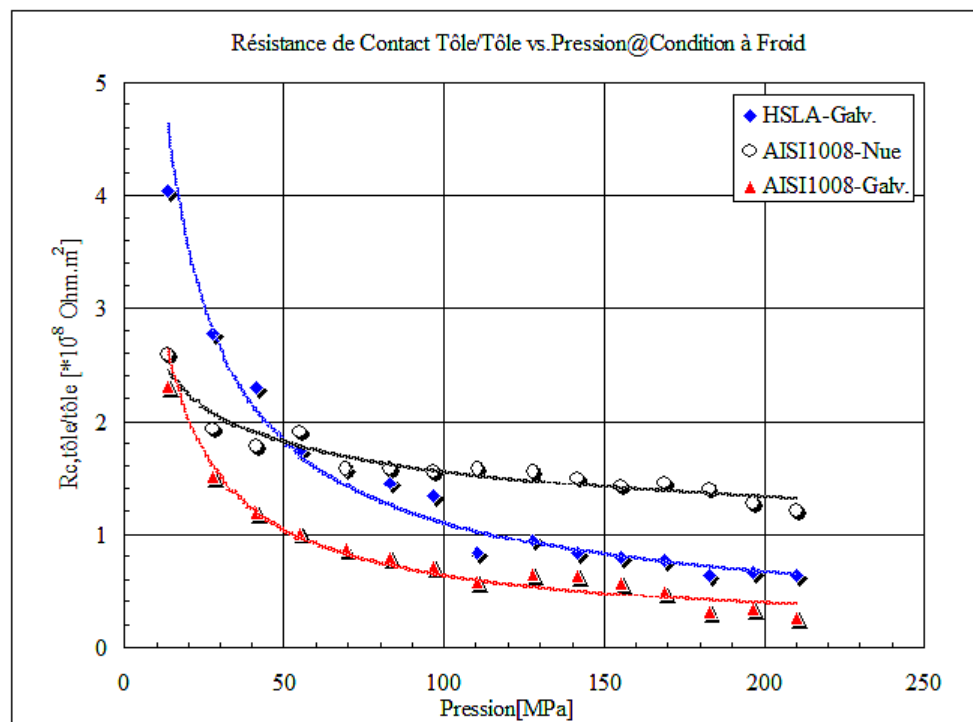


Fig. 4.7: Comparaison de la résistance de contact « tôle/tôle » en fonction de la pression-[VOG92]

Pour l'essai à haute température, les essais sont réalisés en utilisant la machine traction/compression Instron® avec le montage d'un four de chauffage. Lorsqu'une condition d'équilibre thermomécanique est atteinte, (i.e. pression constante et isotherme), le courant de mesure s'applique au ensemble des échantillons. On obtient alors les potentiels globaux des échantillons ainsi que des systèmes de mesure. Puis, la résistance globale peut être déterminée par la loi d'Ohm. Plusieurs configurations des tôles et des cuivres permettent de déterminer la résistance de contact. Le paragraphe 4.6 décrit le détail de cet essai.



La comparaison de la résistance de contact de l'acier haute limite d'élasticité-(HSLA) et d'acier bas carbone est illustrée sur les Figs. 4.6-4.7. L'ordre de grandeur de la résistance de contact à froid varie entre  $10^{-8}$  et  $10^{-9}$  Ohms.m<sup>2</sup>. Selon les résultats sur la Fig. 4.6, on constate que *le métal de base ne joue pas un rôle important sur la résistance de contact « électrode/tôle » lorsqu'il s'agit du même type de revêtement.*

Cependant, l'influence du métal de base sur la résistance de contact tôle/tôle est claire. Selon la Fig. 4.7, *plus importante la limite élastique de la tôle, plus la résistance de contact « tôle/tôle » est élevée en comparant la résistance de contact de l'acier HSLA et AISI1008 galvanisé.* Il semble que la dureté de la surface jouait un rôle sur la résistance de contact tôle/tôle à froid.

Pour la même nuance, la résistance de contact tôle/tôle de l'acier revêtu est toujours inférieure à celle de l'acier nu. Evidemment, c'est une influence du revêtement sur la résistance de contact.

Savage *et al.*, [SAV77], ont étudié l'influence de l'état de surface et de l'effort sur la résistance de contact à froid. Les résultats montrent que l'effort ne joue aucun rôle sur la résistance de contact lorsqu'on est en régime de haute pression où la résistance est relativement faible. L'influence de l'état de surface de la tôle a été étudiée aussi en comparant la résistance de la surface dégraissée et celle de l'état de provenance.

Les travaux de Vogler et de Savage permettent d'avoir une optique globale concernant l'influence de revêtement, et du métal de base sur la résistance de contact à froid.

### Phénomène d'Hystérésis dû à la Pression et à la Température :

Il s'agit, d'une part, d'un phénomène irréversible de la résistance de contact dû à la plastification des aspérités par une pression appliquée. Et d'autre part, l'influence de la température sur l'irréversibilité de la résistance de contact.

Le premier phénomène peut être observé lorsqu'on applique un cycle d'effort. A température donnée, lorsque la pression est supérieure à la limite d'élasticité de l'acier, les aspérités alors s'écrasent en plastifiant. L'irréversibilité de la résistance de contact peut être visible pendant la phase de diminution de l'effort, (§Fig. 4.8a).

Le deuxième comportement irréversible est dû à la température. Notons que la limite d'élasticité décroît avec la température-[RAD92], et c'est la raison pour laquelle on observe l'hystérésis de la résistance due à la température. L'essai peut être aisément réalisé par d'abord les pièces sont maintenues à une pression constante, et puis on applique un cycle thermique de chauffage/refroidissement. Par conséquent, la résistance de contact est irréversible en fonction de la température, comme le résultat illustré sur la Fig. 4.8b.

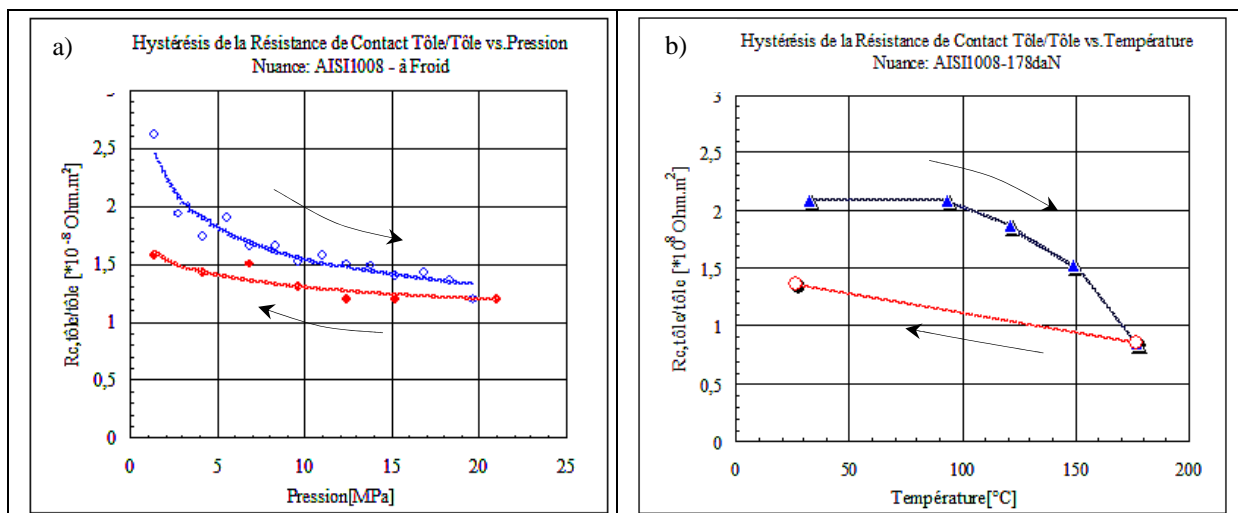


Fig.4.8: Phénomène d'hystérésis de la résistance de contact tôle/tôle, a) Phénomène d'hystérésis dû à la pression, et b) Phénomène d'hystérésis dû à la température-[VOG92]

La température et la pression sont des facteurs majorants, qui jouent un rôle sur l'évolution de la résistance électrique de contact. Il est à noter que l'effet d'hystérésis ne peut pas être pris en compte par un modèle de la résistance de contact pour le calcul aux éléments finis. On est, cependant, peut tenir en compte la dernière valeur de résistance de contact envisagée à la ' $T_{max}$ ' et ' $P_{max}$ '.

### 4.3 Caractérisation de la Résistance Dynamique Globale:

#### Description de la Caractérisation de la Résistance Dynamique :

Il s'agit de la caractérisation de la résistance électrique observée en cours de soudage. Gedeon *et al.*, [GED87], ont étudié et proposé une description généralisée des différents étapes de la résistance dynamique dans le cas d'assemblage revêtu ou non, (§Fig. 4.9). Il s'agit alors de huit phases successives, qui sont :

Phase❶ : L'écrasement des aspérités au début de soudage conduit à une chute rapide de résistance dynamique globale. Ce phénomène apparaît avant le passage de courant où il n'y pas encore une quantité de chaleur générée à l'interface suffisant pour ramollir les aspérités. Cette chute initiale est très rapide dans le cas de la tôle revêtue, à cause des faibles résistances mécaniques du revêtement zingué à basse température. Ce phénomène est dû à la fissuration du film d'oxyde, et à l'écrasement des aspérités.

Phase❷ : Lorsque la température augmente pendant la deuxième et troisième période, les cycles thermiques aux interfaces tôle/tôle et électrode/tôle ne sont pas les mêmes. Gedeon a rapporté qu'il y a une formation de zinc fondu à l'interface tôle/tôle, à la fin de deuxième période. Au contraire pour l'interface électrode/tôle, le zinc se fond un peu plus tard, (i.e. à la fin de troisième période). Il est évident que la taille de l'interface électrode/tôle élargie par le zinc rejeté aux périphéries de l'interface doit conduire à une diminution de la résistance globale.

Une seule raison pour ce phénomène de croissance de la résistance est donc due à la dilatation du revêtement à l'interface électrode/tôle avant la fusion du zinc.

Phase❸ : La diminution de la résistance dynamique globale est évidemment due à la formation complète de zinc fondu aux interfaces électrode/tôle et tôle/tôle. Sous la pression exercée par les électrodes, le zinc fondu commence à former un anneau extérieur.

Phase❹ : Malgré la diminution de la résistance du contact, la croissance de la résistance globale est observée pour cette étape à cause de l'échauffement volumique de l'assemblage. Notons que la résistivité électrique de la tôle augmente avec la température-[KAI82]. A l'interface électrode/tôle, les revêtements fondus sont éjectés hors de la région de contact et peu de zinc fondu est y observé.

Phase❺ : Pour cette chute de la résistance, il est probable que le zinc fondu, développé au bord de périphérie sous l'effet de la pression exercée par les électrodes, s'expulse à la périphérie et donc le diamètre du contact augmente, d'une part. D'autre part, l'indentation des électrodes pourrait créer une petite chute de la résistance à cause d'une augmentation de la taille du contact électrode/tôle.

Cependant, cette phase n'est pas observée dans le cas du soudage de tôle « galvannealed » ou nue selon [GED87].

Phases❻ et ❼ : Ces deux étapes sont principalement liées à l'augmentation de la résistivité de la tôle en fonction de la température.

Phase❽ : La chute brutale de la résistance globale à cause de l'expulsion peut être observée. La perte de matière et d'épaisseur de l'assemblage a une conséquence directe sur la résistance dynamique globale. La matière fondue dans le noyau est rejetée par l'effort exercé par les électrodes. L'expulsion peut être observée aussi sur la courbe d'effort.

Selon cette étude, il est à noter que seules les étapes : ❶, ❸, ❷, et ❽ sur la courbe de résistance dynamique globale sont le cas de l'acier « nu ».

#### Influence de la Condition et du Type de Courant de Soudage :

L'usage de courant continu moyenne fréquence est de plus en plus répandu dans le soudage d'aluminium et dans l'industrie aéronautique-[HEH84, BRO87, MIC96]. Plus récemment, on concentre sur le plan économique de la consommation d'énergie électrique du procédé de soudage en comparant deux types de courant. Plusieurs travaux bibliographiques sont consacrés pour étudier et pour mettre en évidence les avantages de l'usage de courant continu ou alternatif. Brown-[BRO87], a étudié l'influence du type de courant sur la tôle d'aluminium. Il a rapporté que non seulement la durée de vie de l'électrode est améliorée, mais également le domaine de soudabilité est élargi avec l'utilisation de courant continu. De plus, on soude avec une intensité plus

basse. Cependant, le choix entre les deux types de courant se décide aussi en fonction du prix des équipements, la fiabilité de la soudeuse, et surtout la politique interne de chaque constructeur d'automobile-[DUC02]. L'avantage concernant la consommation de l'énergie entre l'usage de ces deux types de courant n'est pas encore clair et suffisamment convaincant, en particulière, dans le cas de l'acier. Une étude de chez Ispat Inland Inc. a été effectuée pour mettre en évidence des avantages entre courant MFDC et AC pour des nuances d'acier THR, [LAL04].

Selon plusieurs études dans le cas du soudage de tôle revêtue avec le courant continu MFDC-[MAT02-2, LI04, LAL04], l'effet de la polarisation existe, car la position alternée des électrodes modifie l'intensité maximale avant l'expulsion comme dans le cas de l'assemblage hétérogène. Il est possible que l'effet du pôle ait aussi une influence sur la dégradation des électrodes, car on constate souvent qu'une électrode est dégradée plus rapidement qu'une autre.

Dans le cas d'une machine équipée d'une génératrice de courant monophasé, le pôle d'électrode peut être aisément alterné.

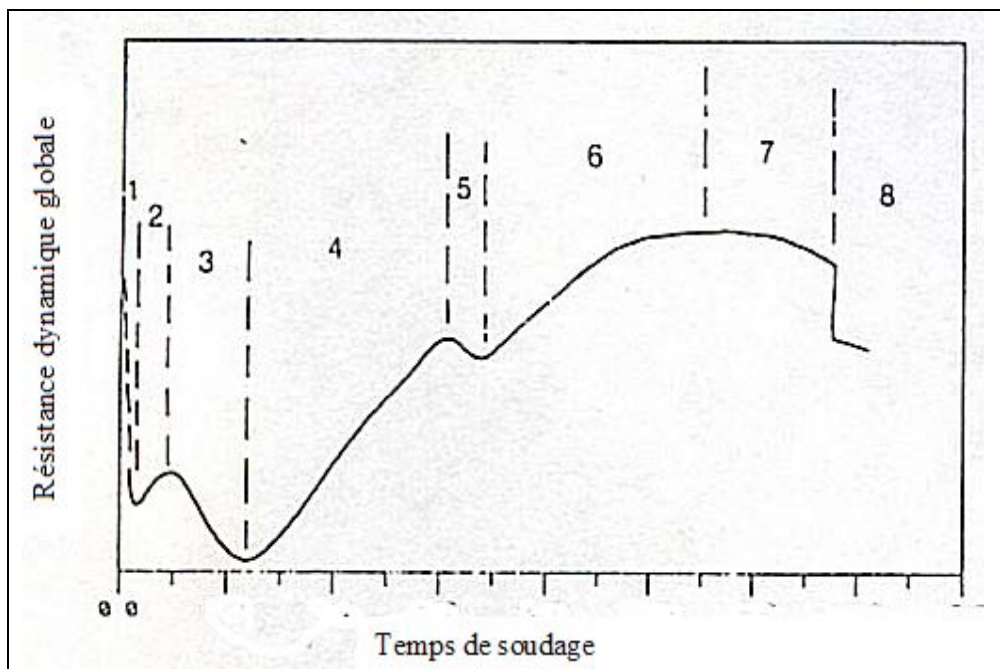


Fig.4.9: Description de l'évolution de la résistance dynamique en cours de soudage d'après-[GED87]

En ce qui concerne la résistance électrique globale, Li *et al.* [LI04], ont rigoureusement étudié l'influence de type de courant en fixant le diamètre du noyau final. La nuance étudiée était l'acier bas carbone « galvanized ».

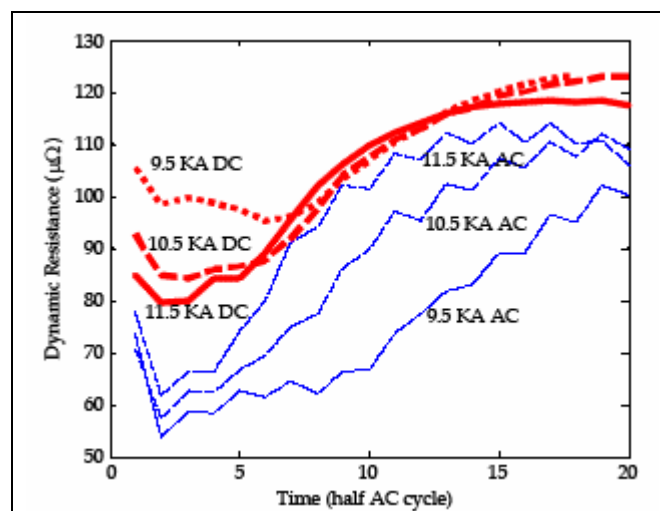


Fig.4.10: Influence du type et de l'amplitude du courant de soudage sur la résistance dynamique-[LI04]

Fig. 4.10 montre la résistance dynamique en fonction du type et de l'amplitude de courant. L'intensité varie entre 9,50 et 11,5 kA, qui sont respectivement les intensités en bas et en haut du domaine.

On trouve que la résistance dynamique globale évolue dans la manière similaire au résultat rapporté par Gedeon. Cependant, il y a une différence substantielle entre les résistances dynamiques globales entre l'usage de AC et de DC. A une intensité donnée, le courant AC conduit à la résistance dynamique globale, qui varie aussi en fonction de l'intensité, un peu moins élevée.

### Mesure de la Résistance Dynamique Globale :

Cette mesure est effectuée en cours de soudage. La résistance électrique globale entre les deux bornes d'électrode est déterminée grâce à la mesure de la tension ' $U_s$ ' et l'intensité de soudage ' $I_s$ '. La soudeuse est souvent équipée de dispositifs à thyristors, qui permettent de réguler la puissance de soudage. Dans ce cas, suivant l'angle d'ouverture des thyristors, les signaux de soudage présentent des durées importantes (jusqu'à une demie période) durant lesquelles l'intensité et la tension passent par zéro. La mesure ' $R_{dyn}$ ' est impossible alors. L'existence d'une nature inductive du circuit de soudage conduit à un déphasage de quelques degrés entre les signaux de tension et d'intensité alternatif. Ce déphasage, qui dépend de la résistance globale et de l'inductance, est une variable au cours de soudage. Le déphasage entre les signaux de tension et d'intensité peut s'écrire :

$$\tan \varphi = \frac{L\omega}{R} \quad [4.1]$$

L'impédance totale du système est :

$$Z = R + jL\omega \quad [4.2]$$

La tension globale est :

$$U = RI + L \frac{dI}{dt} \quad [4.3]$$

Afin de s'affranchir complètement l'influence de la composante inductive sur la tension, il est donc commode d'effectuer la mesure au moment où ' $\frac{dI}{dt} = 0$ '. (§ Voir la thèse de Thièblemont pour quelques résultats de mesure de la résistance dynamique en cours de soudage pour l'acier bas carbone ES).

## **4.4 Données Expérimentales Antérieures de la Résistance de Contact :**

### Résistances de Contact de la Tôle Nue :

Dans ce paragraphe, nous comparons les données de la résistance de contact rapportées dans les bibliographies et celle employée dans notre modèle. La comparaison de la résistance de contact tôle/tôle est sur la Fig. 4.11.

Selon des résultats d'essais, on trouve que la résistance de contact décroît avec la température. Notons que l'essai n'a été effectué qu'avec une condition de pression de soudage. On trouve que les résistances mesurées sont dans les mêmes ordres de grandeurs. Elles sont entre 1,5 à  $2,0 \times 10^{-8} \text{ Ohms.m}^2$  pour la résistance de contact tôle/tôle, et entre 0,2 et  $1,0 \times 10^{-8} \text{ Ohms.m}^2$  pour la résistance électrode/tôle.

Concernant l'évolution de la résistance de contact, celle de Vogler décroît plus rapidement avec la température que la notre. Les deux résistances de Vogler diminuent et disparaissent complètement à 200°C. Mais, notre résistance disparaît lorsque la température s'élève à 800°C.

Plus basse est la résistance de contact, plus grande est la probabilité que le noyau final soit plus petit. En plus, l'évolution de la résistance est importante pour le développement du noyau au début du soudage. Rappelons que pour la résistance rapportée dans la thèse de Vogler, la taille du contact est obtenue à la fin d'accostage et elle est fixée pour tout le calcul.

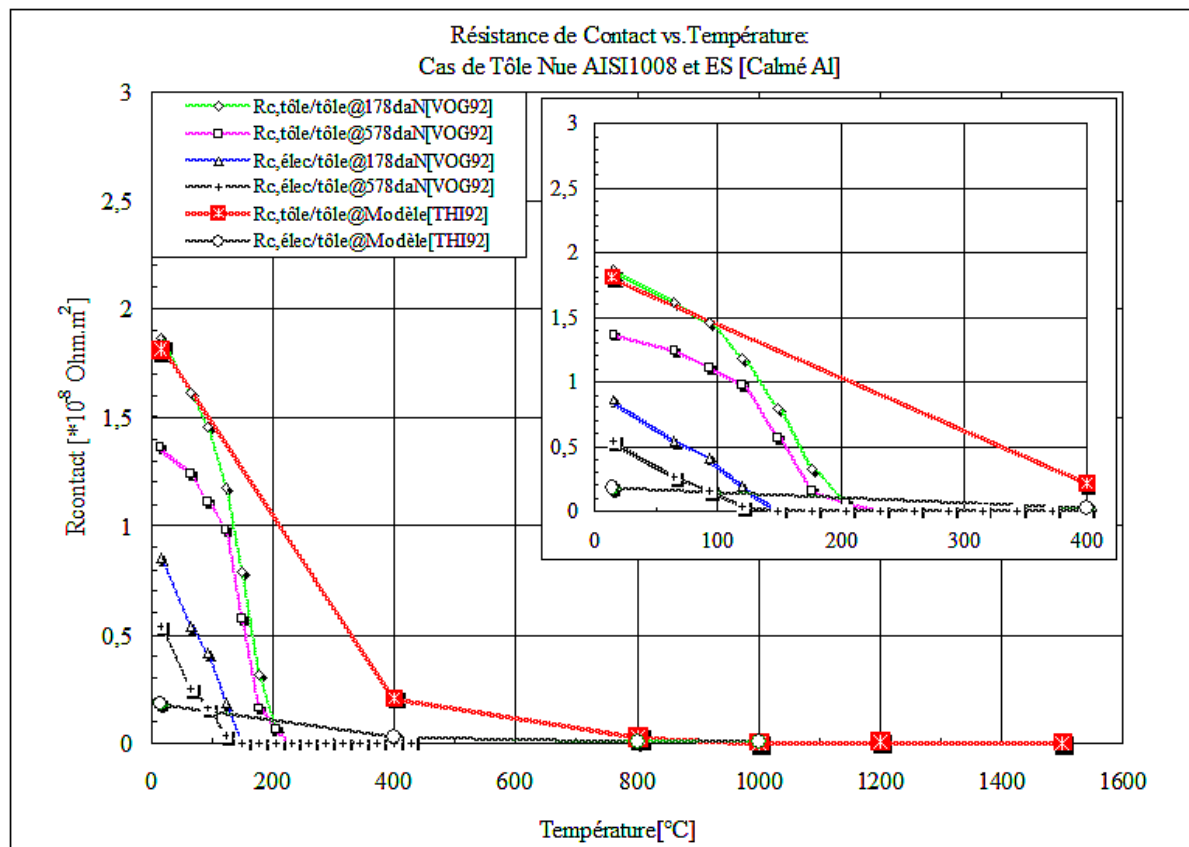


Fig. 4.11: Comparaison de la résistances de contact en fonction de la température. La résistance de contact du CRDM-[THI92] et celle rapportée par Vogler-[VOG92]

D’après plusieurs résultats, {Vogler-[VOG93], Thièblemont-[THI92], et Tsai-[TSA91], on peut retenir comme ordre de grandeur de la résistance de contact pour « la tôle nue d’acier bas carbone » comme :

- ❖ environ  $X \times 10^{-8} \text{ Ohms.m}^2$  pour la résistance de contact tôle/tôle,
- ❖ et environ  $X \times 10^{-9} \text{ Ohms.m}^2$  pour celle de contact électrode/tôle.

### Résistances de Contact de la Tôle Revêtue :

La résistance de contact de tôle revêtue est une des données les plus rares et elle est difficile à mesurer à cause de la pollution à l’interface par le zinc fondu, lors d’essais à température élevée. Elle est une des données capitales pour la modélisation du procédé de soudage par points.

Nous présentons d’abord les résultats antérieurs rapportés par Vogler, [VOG92-1], afin d’avoir une référence précise concernant l’ordre de grandeur de la résistance de contact. Pour la même nuance revêtue, la résistance de contact tôle/tôle ou électrode/tôle dépend de la pression et de la température est illustrée sur la Fig. 4.12. Dans ce cas, on trouve que plus la pression est élevée, plus faible est la résistance. A une pression donnée, la résistance de contact tôle/tôle est toujours supérieure à celle électrode/tôle.

Concernant les résultats de Vogler, l’évolution de la résistance de contact d’acier revêtu ne semble pas identique au cas de l’acier nu. L’effet du revêtement fondu pourrait avoir un rôle sur l’évolution de la résistance de contact.

Comparons entre la résistance d’acier HSLA et d’acier bas carbone AISI1008, la résistance de l’acier forte résistance mécanique est plus importante que celle faible résistance, (§Fig. 4.12).

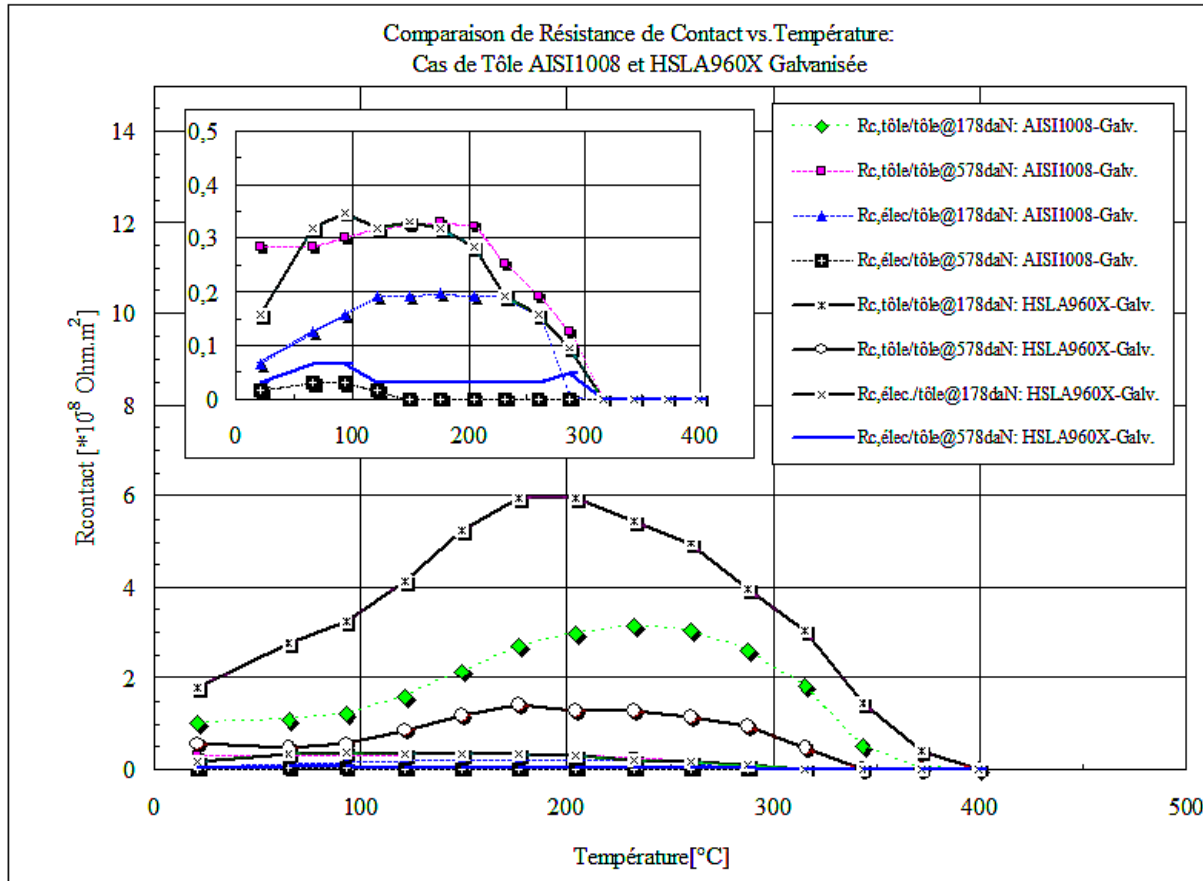


Fig. 4.12: Comparaison des résistances de contact de l'acier bas carbone, et celles de l'acier à faiblement allié et haute résistance mécanique, [Ces courbes sont reproduites d'après la thèse de Vogler-[VOG92-1]]

Un cas d'étude concernant la modélisation électrothermique de la tôle à revêtement organique est présenté dans travail de Chen *et al.*[CHE94]. La résistance de la couche a été négligée de fait de la disparition rapide de la couche de revêtement organique au début du soudage. Dans ce modèle, la résistance de contact de l'acier nu est prise en compte avec une extrapolation linéaire pour évoluer la résistance à haute température.

## 4.5 Modèles de la Résistance de Contact :

### Introduction :

Plusieurs études sont consacrées à des mesures et à modélisation de la résistance de contact. Un grand effort a été consacré pour établir un modèle empirique- {[BOW58], [GRE58], [HOL67], [VOG92-1], [BAB01]}, et aussi pour mettre au point une technique expérimentale adaptée pour la détermination de la résistance de contact-[VOG93].

Dans ce paragraphe, nous présentons l'état de l'art des mesures et les modèles de résistance de contact proposés par plusieurs auteurs.

Dans le cas de la simulation numérique du soudage par point d'alliage d'Aluminium, plusieurs auteurs ont estimé que la résistance varie linéairement et en fonction de la température- {[MAT96], et [MUR97]}. Ce sont des modèles, qui sont les plus simples. Dans le soudage d'acier, Gould [GOU87] a proposé que la résistance de contact est une fonction linéaire avec la température et qu'elle est négligeable au-delà de température de fusion, (§Tableau 4.3).

En ce qui concerne l'effet de la pression, plusieurs chercheurs ont étudié l'évolution de la résistance de contact en fonction de la pression. Ils ont rapporté que la résistance de contact peut être caractérisée par une loi de type puissance. Elle peut être exprimée par-[BRO95-2] :

$$R_c = C / P^n \quad [4.4]$$

Où ‘ $R_c$ ’ est la résistance de contact, ‘ $C$ ’ et ‘ $n$ ’ sont les coefficients en fonction de la température. ‘ $P$ ’ est la pression.

### **Approche Basée sur le Comportement Elasto-Plastique du Matériau :**

La formulation et la mesure de ‘ $R_c$ ’ ont été présentées dans les travaux de Holm, [HOL67] et ceux d’autres chercheurs, { [GRE66], [DIC80], [KAI82], [TSA91], [DE02-1], [DE02-2]}. Cette approche considère une formulation mathématique de la constriction des lignes de courant à l’interface avec une pression statique et une hypothèse isotherme pour tous les corps métalliques en contact.

Concernant l’hypothèse du comportement élasto-plastique du matériau, on suppose que ‘ $R_c$ ’ est proportionnelle à la racine carrée de la limite élastique -[TSA91] :

$$R_c(T) = \frac{A_c}{L} \cdot R_0(20^\circ C) \cdot \sqrt{\frac{R_{p0,2}(T)}{R_{p0,2}(20^\circ C)}} \text{ -[Ohms.m]} \quad [4.5]$$

où ‘ $R_c$ ’ est la résistance évoluant en fonction de la température, ‘ $A_c$ ’ est l’aire de contact, ‘ $L$ ’ est l’épaisseur de l’interface, ‘ $R_0(20^\circ C)$ ’ est la résistance de contact à froid. ‘ $R_{p0,2}(T)$ ’ est la limite élastique moyenne de deux corps en fonction de la température. Cette formulation est une approximation de la résistance de contact. En ce qui concerne un modèle aux éléments finis, il est nécessaire d’introduire des couches supplémentaires aux interfaces.

Un modèle de résistance en fonction de la température est proposé par Greitmann-[GRE98] :

$$R_c(T) = \alpha \cdot \{R_0(20^\circ C)\} \cdot \frac{1}{\beta^{(T-T_0)/(T_f-T_0)}} \text{ -[Ohms]} \quad [4.6]$$

où ‘ $\alpha$ ’ et ‘ $\beta$ ’ sont des paramètres intrinsèques, qui dépendent du type de tôle. ‘ $T_f$ ’ est la température de fusion. Greitmann trouve expérimentalement que les ordres de grandeurs de ‘ $\alpha$ ’ et de ‘ $\beta$ ’ sont ‘1’ et ‘25’ en cas d’aluminium. ‘ $R_c$ ’ dépend fortement de la topographie initiale de l’interface, i.e. dans le cas d’aluminium, la couche d’oxyde est toujours sur la surface de la tôle. De-[DE02] utilise ce modèle dans une étude de la simulation numérique de l’assemblage d’aluminium.

Autre formulation du modèle de contact concernant le comportement mécanique des matériaux proposé par Tslaf-[TSL82] décrit une relation entre la dureté de surface et la résistance électrique de contact. Elle est exprimée par :

$$R_c(P, T, H) = R_0(20^\circ C, P) \sqrt{\frac{H(T)}{H(20^\circ C)}} \text{ -[Ohms]} \quad [4.7]$$

où ‘ $H$ ’ est la dureté de surface, ‘ $T$ ’ est la température, et ‘ $R_0$ ’ est la résistance de contact à froid en fonction de la pression. Normalement, la dureté est une fonction décroissante avec la température. L’évolution de la dureté est rapportée dans [ONE67] pour l’acier bas carbone et le cuivre. Notons que ce modèle semble similaire à celui proposé par Tsai-(§Eqn 4.5).

En fait, la caractérisation de la résistance de contact comprend la résistance de contact dû à la constriction et celle du film ou de la contamination sur la surface. Le modèle de Holm-Greenwood, {[GRE58, GRE61, HOL67]}, présente une relation de la résistance de contact entre deux corps métalliques en considérant ces aspects importants. La résistance de contact est sous la forme :

$$R_c = R_{constriction} + R_{film} \quad [4.8]$$

$$R_c = (\rho_1 + \rho_2) \left( \frac{\tan^{-1}\left(\frac{\sqrt{l^2 - a^2}}{a}\right)}{2\pi a} + 0,6 \frac{\sqrt{l^2 - a^2}}{4nl^2} + \frac{1}{8l} \sqrt{\frac{\pi}{n}} \right) + \rho_f \cdot \frac{s}{A_c} \text{ -[Ohms]} \quad [4.9]$$

où  $\rho_i$  sont la résistivité du métal, et  $\rho_f$  est celle du film.  $n$  est le nombre des aspérités.  $2l$  est la distance moyenne entre les centres de deux aspérités voisines.  $a$  est le diamètre de l'aspérité, (§Fig.4.14).  $s$  est l'épaisseur du film et  $A_c$  est l'aire totale de toutes les aspérités, qui vaut  $n\pi a^2$ . La surface apparente est donc  $n(2l)^2 = 4nl^2$  ou  $=\pi^2$ . L'effet de la température n'est pas explicite dans cette formulation, mais il pourrait jouer un rôle sur  $n, a, \rho$  et probablement sur  $l$ . Notons que  $n, a,$  et  $l$  sont des paramètres du contact à l'échelle microscopique. L'unité de mesure de la résistance est alors en Ohms.

**Modèle de la Résistance Electrique de Contact de ORNL :**

Dans le chapitre 3, nous avons présenté l'influence de la résistance électrique de contact sur la cinétique de développement du noyau.

Concernant la résistance de contact reprise de la thèse antérieure du CRDM, la corrélation entre la résistance dynamique en cours de soudage et la température pourrait être établis dans la manière approximative. La résistance statique à froid est prise en compte comme le début de cette courbe. Cependant, cette résistance ne valable qu'à un effort donné, car l'essai a été réalisé avec la condition de soudage en haut du domaine de soudabilité.

Dans ce cas, on ne découple pas le phénomène thermomécanique pour modéliser la résistance de contact. C'était la première approche pour évaluer la résistance de contact en fonction de la température. Afin d'utiliser cette donnée de la résistance pour le calcul aux éléments finis, il est nécessaire de déterminer la taille du contact à chaque interface. Autrement dire, la taille du contact devait être fixée en optimisant les résultats thermiques, i.e. la validation de la géométrie et la forme de la soudure.

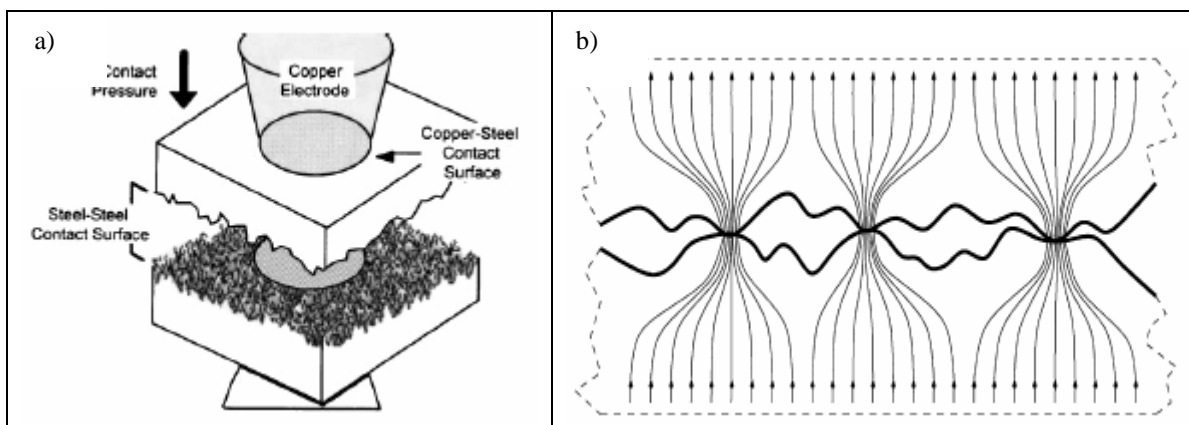


Fig. 4.13: Illustration des aspérités à l'interface et le flux de courant à travers des constriction, a) Représentation des aspérités et l'aire de l'interface apparente-[BAB01], et b) Constriction des flux de courant à une interface-[RIC03]. La taille de l'interface apparente est l'aire de l'interface à l'échelle macroscopique. L'aire d'une interface réelle est toujours inférieure à celle apparente.

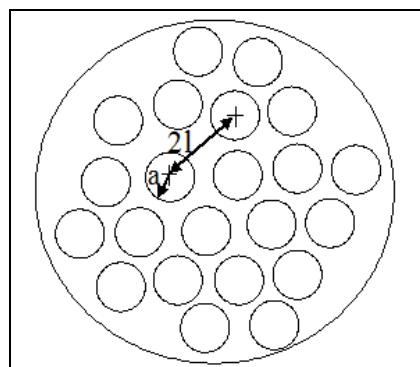


Fig. 4.14: Illustration d'une interface en présentant la section de constriction des [ n ] aspérités



En ce qui concerne la formulation généralisée de la résistance de contact dans l'équation-[4.9], il est difficile de déterminer l'aire de l'interface réelle à l'échelle microscopique, c'est-à-dire le nombre et la distribution des aspérités d'une interface. Ces paramètres pourraient être en fonction de la pression, de la température, ainsi que du comportement mécanique du matériau. En outre, il est également difficile d'évaluer la résistivité du film d'une surface polluée ou oxydée.

Une simplification du modèle de Holm-Greenwood est proposée par les chercheurs du Oak Ridge National Laboratory, ORNL-[BAB01], pour la *tôle nue d'acier bas carbone avec la condition de surface dégraissée*. Babu a développé en simplifiant cette hypothèse pour la prise en compte l'effet de la température avec l'introduction la limite d'élasticité et la résistivité en fonction de la température. Dans ce cas, on ne tient compte que la résistance due à la constriction. La relation précédente de la résistance devient :

$$R_c = (\rho_1 + \rho_2) \left( \frac{1}{4na} + \frac{3\pi}{32nl} \right) \text{ -[Ohms]} \tag{4.10}$$

soit :

$$R_c = (\rho_1 + \rho_2) \left( \frac{1}{4} \sqrt{\frac{\pi \cdot R_{p,0.2}}{\eta P}} + \frac{3\pi}{16\sqrt{\eta}} \right) \text{ -[Ohms]} \tag{4.11}$$

où ' $R_{p,0.2}$ ' est la limite d'élasticité, ' $P$ ' est la pression, et ' $\eta(T, P, R_{p,0.2})$ ' est la densité des aspérités d'une interface. Pour différents matériaux mises en contact comme dans le cas du contact électrode/tôle, la limite d'élasticité moyenne, ' $R_{p,0.2,Moy}$ ', de l'acier et du cuivre doit être introduite dans cette formule.

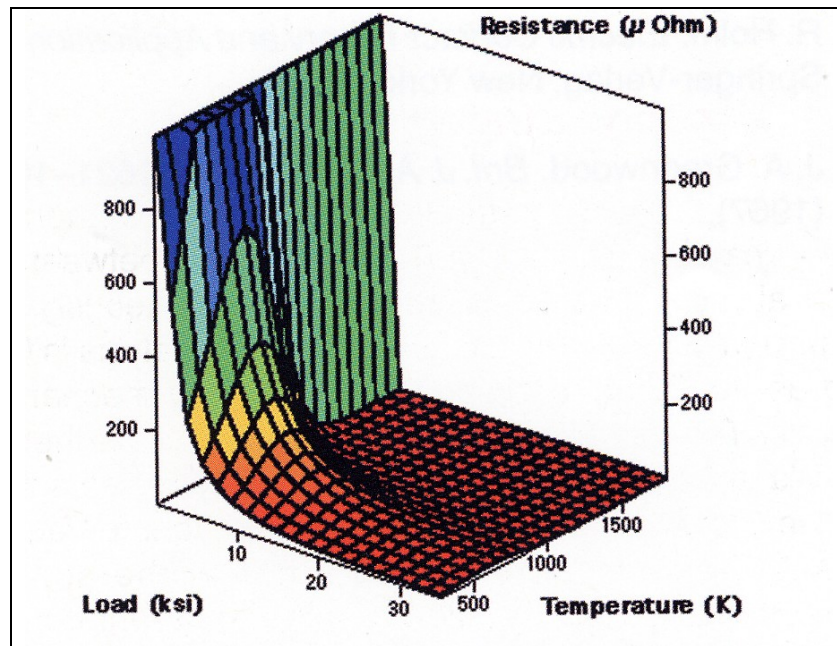


Fig. 4.15: Diagramme de la résistance de contact tôle/tôle en fonction de la température et de la pression de ORNL-[FEN98-2]

Examinons et comparons la courbe de Babu et celle de Vogler, {voir le détail dans l'article [BAB01]}, une partie de cette courbe à une pression donnée, (e.g. à 200MPa) ; un grand écart entre elles est observé lorsque la température augmente. La résistance rapportée par Vogler *décroit plus vite* avec la température et elle est négligeable à 600K. Au contraire, la résistance de Babu augmente à basse température, et elle disparaît un peu plus tard à la température plus élevée.

La résistance de contact établie par le modèle de ORNL en fonction de la température et de la pression est présentée sur la Fig. 4.15. On peut observer, respectivement, l'influence de la température et de la pression dans le plan R-T et R-P.

Dans le plan R-P, elle décroît avec la pression pour toutes les températures. Cependant dans le Plan R-T, sa variation en fonction de la température n'est pas évidente, car elle augmente d'abord avec la température jusqu'à 600K, et puis elle décroît. A température très élevée, il n'y pas d'effet de la température sur la résistance.

Enfin, ces modèles basés sur le comportement élastoplastique présentés dans ce paragraphe ne prennent pas en compte de l'effet d'hystérésis dû à la pression et à la température. De plus, Ils ne sont valables pour modéliser la résistance de contact de l'acier nu.

### **Approche Thermo-Electrique :**

Afin de modéliser d'assemblage de tôle revêtue, Li *et al.* [LI97-1, et LI97-2] ont développé un modèle de résistance de contact basé sur le principe du modèle de Kohlrausch. Ce modèle décrit la relation entre la chute de tension à travers une interface et la résistance de contact. Le modèle du Batelle Laboratory peut être exprimé :

$$(\Delta V)^2 = 4.L.(T_s^2 - T_0^2) \quad [4.12]$$

où ' $\Delta V$ ' est le gradient de tension lorsque l'intensité traverse une interface quelconque, ' $T_s$ ' est la température maximum à cette interface, ' $T_0$ ' est la température locale du nœud étant proche à l'interface. ' $L$ ' est la constante de Lorentz, qui vaut  $2,4 \times 10^{-8} (V/K)^2$  pour la plupart des métaux. Ce modèle est strictement valable pour le contact entre métaux, qui obéit la loi de Wiedemann-Franz-Lorentz :

$$k\rho = LT \quad [4.13]$$

où ' $k$ ' est la conductivité thermique en ' $W/m.K$ ', et ' $\rho$ ' est la résistivité de la tôle en ' $Ohms.m$ '. ' $T$ ' est la température absolue. Le développement du modèle de Kohlrausch peut être trouvé également dans le travail de Holm. La résistance de contact peut être déterminée par :

$$R_c = \frac{2\sqrt{L(T_s^2 - T_0^2)}}{I}$$

Sun-[SUN97] introduit ce modèle dans la modélisation de l'assemblage d'acier galvanisé, sans prise en compte la présence des couches du revêtement.

Cette formulation semble avantageuse dans le cas de tôle revêtue et d'aluminium-[SUN00]. Cependant, l'évolution de la résistance en fonction de la température n'a pas été démontrée dans cet article.

### **Discussion Intermédiaire :**

Selon deux approches présentées pour décrire la résistance de contact, l'effet d'hystérésis dû à la pression et à la température, {Fig. 4.8}, n'est pas pris en compte. On ne décrit l'évolution décroissante lorsque la pression et la température augmentent. L'écrasement du film au début de soudage est négligé en supposant que cet écrasement a une durée très courte, i.e. moins de  $\frac{1}{4}$  période de soudage.

Pour l'assemblage de tôles revêtues, la couche de revêtement n'est pas modélisée. Car du point de vue de la modélisation, il y a une déformation importante des mailles de la couche de Zn dans le calcul thermomécanique. C'est le problème de non convergent du calcul mécanique à haute température.

Les autres modèles de contact électrique sont résumés dans le tableau 4.3. Quelques modèles, {Modèles 4,6, et 8}, sont similaires parce que ' $R_c$ ' est constante à basse température, et puis elle diminue lorsque la température s'élève. Les modèles 1 et 9 sont décrite par une loi exponentielle.

**Tableau 4.3:** Autres modèles de contact électrique ou thermoélectrique pour décrire la caractérisation de la résistance de contact

Modèles de contact	Evolution de la résistance de contact en fonction des paramètres intrinsèques du modèle	Matériaux et les paramètres	Références
<p>1) <math>R_c</math> en fonction de la température ;</p> $R_c = \mu e^{-\varepsilon(T-T_0)} + \nu$		<p><b>Kovar</b></p> <p><math>\mu = 13,5\mu\Omega</math>  <math>\varepsilon = -0,004</math>  <math>\nu = 0,000045</math>  <math>T_0</math> : Température ambiante</p>	[RIC67]
<p>2) <math>R_c</math> fonction linéaire de la température. L'interpolation entre la résistance à froid et zéro à la température de fusion.</p>		<p><b>Acier bas carbone</b>  <b>AISI1008</b></p>	[GOU87]
<p>3) <math>R_c</math> à froid en fonction de la pression ;</p> $R_c = R_0(1 - 0,0004754.P)$ <p><math>R_0</math> : Résistance statique</p>		<p><b>Acier bas carbone</b></p> <p><math>R_0, t\hat{o}l e / t\hat{o}l e = 15\mu\Omega.mm</math></p>	[HAN89]
<p>4) Pas de formulation de la résistance de contact. La résistance est constante lorsque la température est inférieure à 200°C, et puis elle décroît linéairement avec la température.</p>		<p><b>Aluminium</b></p> <p><math>R_0, t\hat{o}l e / t\hat{o}l e = 15\mu\Omega.mm^2</math></p>	[MAT96]

**Tableau 4.3 (Continu):** Autres modèles du contact électrique ou thermoélectrique pour décrire la caractérisation de la résistance de contact

Modèles de contact	Evolution de la résistance de contact en fonction des paramètres intrinsèques du modèle	Matériaux et les paramètres	Références
<p>5)</p> <p>La résistance en fonction de la température est estimée afin d'avoir une bonne taille finale du noyau.</p> <p>Des couches de résistivité est introduites aux interfaces.</p>		<p>Acier bas carbone</p>	<p>[HUH97]</p>
<p>6)</p> $R_c(T) = \alpha R_0 \frac{1}{\beta(T - T_0)/(T_f - T_0)}$ <p><math>R_0</math> : Résistance statique à froid  <math>T_f</math> : Température de fusion  <math>\alpha, \beta</math> : Coefficients du modèle</p>		<p>Aluminium</p> <p><math>R_0, \text{tôle / tôle} = 350 - 450 \mu\Omega</math>  <math>R_0, \text{élec / tôle} = 0 - 130 \mu\Omega</math>  <math>\alpha = 1, \beta = 25</math></p>	<p>[GRE98]</p>
<p>7)</p> $R_c(T, P) = \left\{ \begin{array}{l} \max \left[ 0, \left( \frac{T_{sol} - T}{T_{sol} - T_0} \right) \right] \\ \times (R_0 - R_{sol}) + R_{sol} \end{array} \right\} / \bar{P}^n \quad : T \leq T_{sol}$ $R_c(T, P) = \left\{ \begin{array}{l} \max \left[ 0, \left( \frac{T_{liq} - T}{T_{liq} - T_{sol}} \right) \right] \\ \times (R_{sol} - R_{liq}) + R_{liq} \end{array} \right\} / \bar{P}^n \quad : T \geq T_{sol}$ <p><math>\bar{P} = \frac{P_{contact}}{P_{soudage}}</math> et le terme 'max[...]' s'exprime pour l'effet d'hystérésis dû à la température.</p>		<p>Acier bas carbone  <b>AISI1008</b></p> <p><math>R_0, \text{tôle / tôle} = 250 \mu\Omega</math>  <math>n = 1, 2</math>  <math>R_{liq} = 0</math></p>	<p>[KHA99]</p>
<p>8)</p> $R_c = (\rho_1 + \rho_2) \left( \frac{1}{4} \sqrt{\frac{\pi \cdot R \cdot P \cdot 0.2}{\eta P}} + \frac{3\pi}{16\sqrt{\eta}} \right)$		<p>Acier bas carbone                  (§ Voir Fig . 4.15)</p>	<p>[BAB01]</p>
<p>9)</p> $R_c = A(T) - B(T) \exp \left( - \left( \frac{P}{C(T)} \right)^{D(T)} \right)$ <p><math>A(T) = \exp \left( \frac{a_0 + a_1 T}{1 + a_2 T + a_3 T^2} \right), B(T) = \exp \left( \frac{b_0 + b_1 T}{1 + b_2 T + b_3 T^2} \right), C(T) = c_0 + c_1 T, D(T) = d_0 + d_1 T</math></p> <p>où T est la température moyenne à l'interface.</p>		<p>Acier</p>	<p>[RIC03]</p>

**Note :** Modèle n° 9 est une courbe de Weibull modifiée pour la prise en compte l'effet de la température/pression sur la résistance de contact avec la introduction des paramètres : A, B, C, et D.

## 4.6 Méthodologies de Mesure de la Résistance de Contact :

### Introduction :

Le principe de mesure de la résistance employé dans ce paragraphe est similaire à celui de Vogler. Il s'agit de mettre l'ensemble des pièces à une condition isotherme et à une pression constante, et puis on effectue une mesure du potentiel électrique. Cette technique de l'empilement des pièces permet de déterminer la résistance de contact par une élimination des inconnues de plusieurs configurations, (§Figs. 4.16-17). Les résistances globales de ces configurations sont :

$$\text{Configuration n° ① :} \quad R_{sys} + Rtôle + 2R_{cont,cu/tôle} = R_{tot1} \quad [4.14.1]$$

$$\text{Configuration n° ② :} \quad R_{sys} + 2Rtôle + 2R_{cont,cu/tôle} + R_{cont,tôle/tôle} = R_{tot2} \quad [4.14.2]$$

$$\text{Configuration n° ③ :} \quad R_{sys} + R_{cu} + 2R_{cont,cu/cu} = R_{tot3} \quad [4.14.3]$$

$$\text{Configuration n° ④ :} \quad R_{sys} + R_{cu} + Rtôle + R_{cont,cu/cu} + 2R_{cont,cu/tôle} = R_{tot4} \quad [4.14.4]$$

ou sous la forme d'une matrice :

$$\begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 & 2 \\ 1 & 0 & 1 & 2 \\ 1 & 2 & 0 & 0 \\ 1 & 1 & 0 & 2 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} R_{sys} \\ R_{cont,cu/cu} \\ R_{cont,tôle/tôle} \\ R_{cont,cu/tôle} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} R_{tot,1} - Rtôle \\ R_{tot,2} - 2Rtôle \\ R_{tot,3} - R_{cu} \\ R_{tot,4} - Rtôle - R_{cu} \end{bmatrix} \quad [4.14.5]$$

Où la résistance du système de mesure, 'R<sub>sys</sub>', est la somme de la résistance de la mesure, et la résistance de deux caps. Dans cette formulation, on a donc 4 inconnus comme 'R<sub>sys</sub>', 'R<sub>cont,cu/cu</sub>', 'R<sub>cont,tôle/tôle</sub>', et 'R<sub>cont,cu/tôle</sub>'. 'R<sub>cont,cu/tôle</sub>' est la résistance de contact électrode/tôle. La résistivité du cuivre d'électrode et celle de la tôle peuvent être données par la relation :

$$R_{cu} = \frac{\rho_{cu} \cdot H}{\frac{\pi}{4}(d_o^2 - d_i^2)} \quad \text{et} \quad R_{tôle} = \frac{\rho_{tôle} \cdot e}{\frac{\pi}{4}(d_o^2 - d_i^2)} \quad [\text{Ohms}] \quad [4.15]$$

Où 'ρ<sub>cu</sub>', et 'ρ<sub>tôle</sub>' sont la résistivité massique du cuivre et celle de l'acier en Ohms.m . Elles sont une fonction de la température et peuvent être obtenues directement dans la base de données. 'H', et 'e' sont l'épaisseur du cylindre de cuivre et celle d'acier, en mètre. 'd<sub>o</sub>' et 'd<sub>i</sub>' sont , respectivement, le diamètre extérieur et intérieur du cylindre de cuivre et d'acier. *La forme cylindrique de l'échantillon est pour éviter l'effet de dimension sur la distribution du courant de mesure et sur celle du flux thermique.*

Les diamètres 'd<sub>o</sub> = 11mm.', et 'd<sub>i</sub> = 9mm.', soit l'aire de contact de '31,4159mm<sup>2</sup>'. La hauteur du cylindre de cuivre est de 5,0mm. . L'épaisseur de la tôle nue d'acier ES est de 0,8mm. , et celle de tôle revêtu d'acier IF est de 2mm.

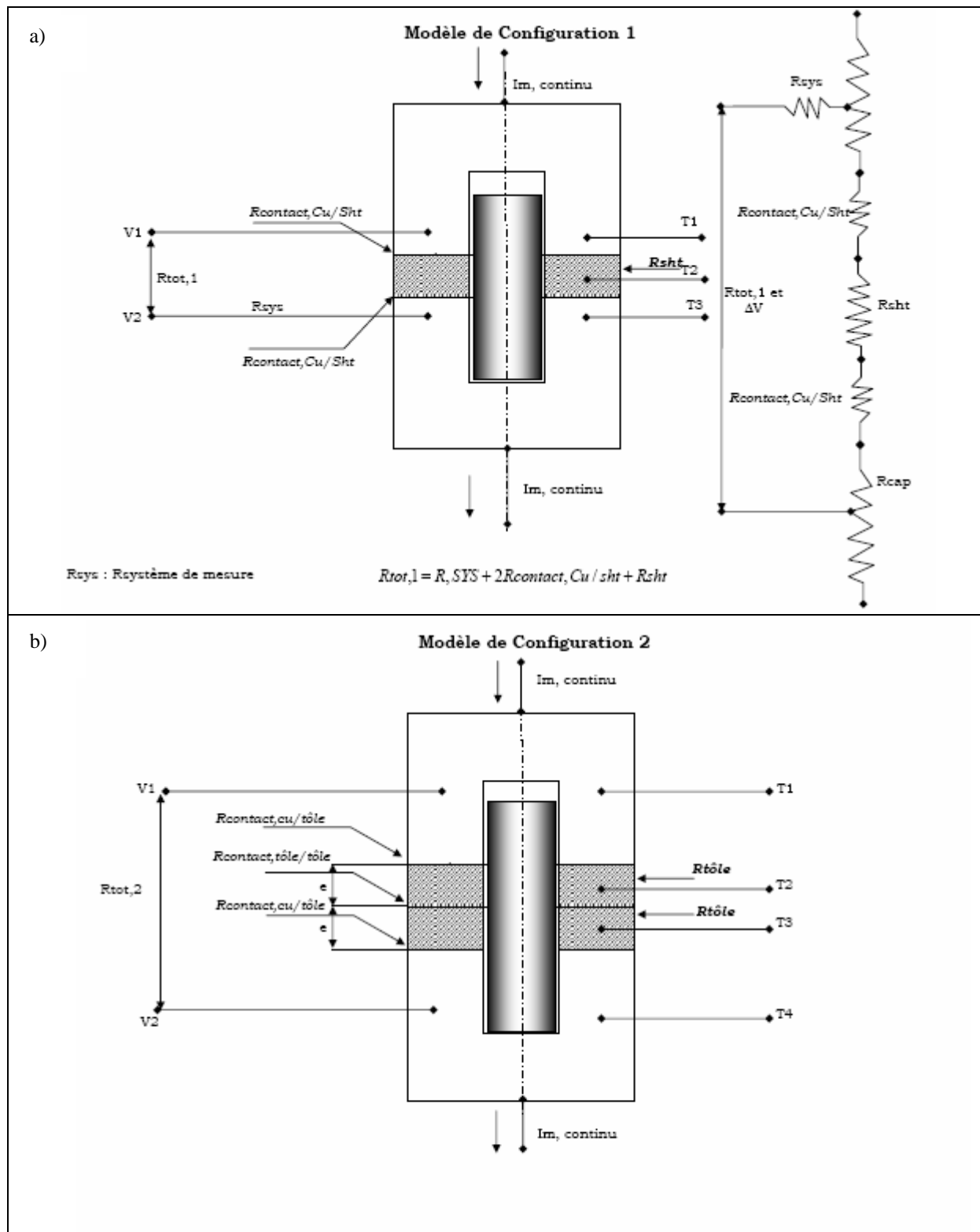


Fig. 4.16: Configurations nécessaires pour la mesure de la résistance de contact, a) Configuration d'une tôle d'acier, et b) Configuration de deux tôles d'acier. Notons que la mesure du potentiel électrique est effectuée avec la même distance fixée sur les caps.

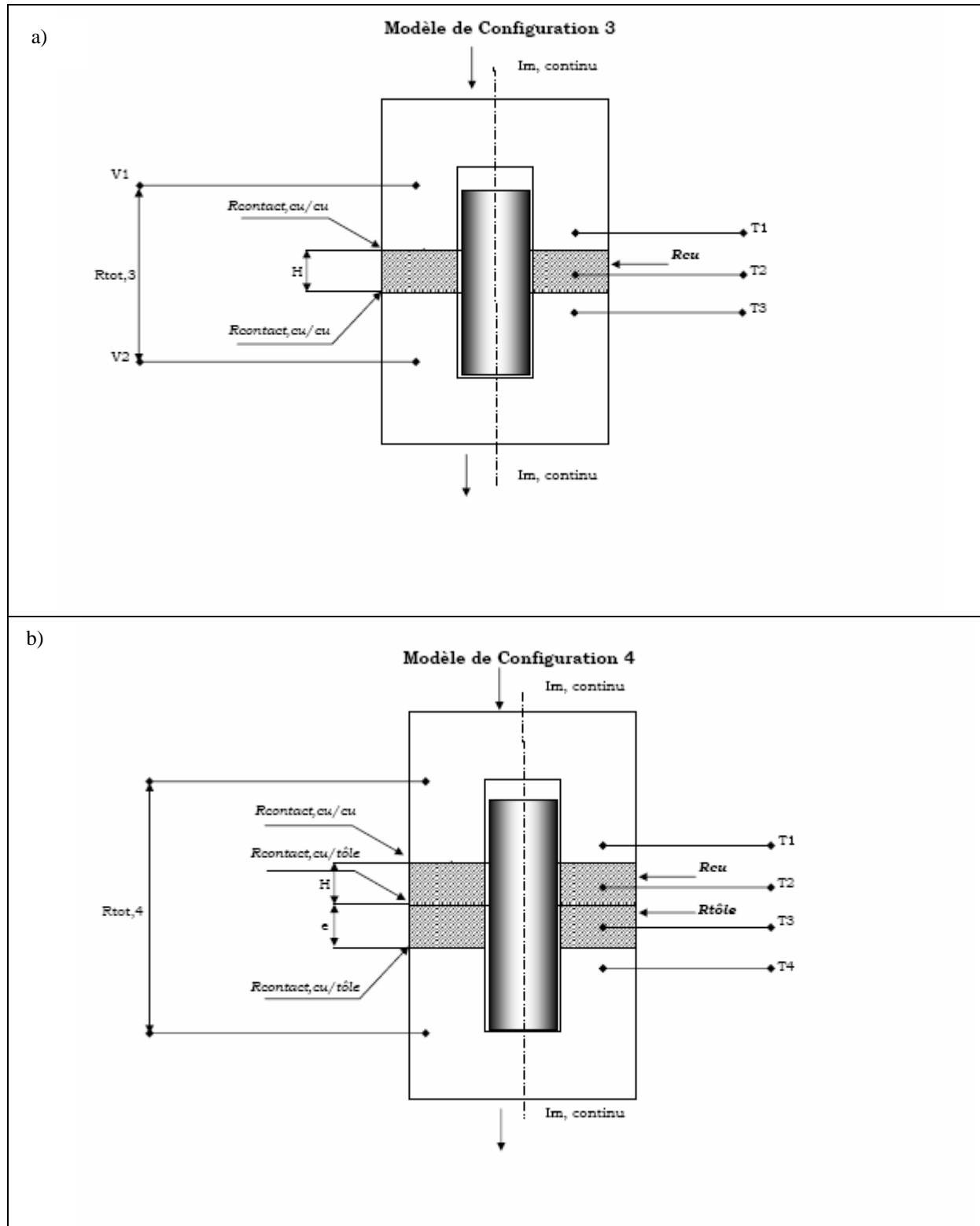


Fig. 4.17: Configurations nécessaires pour la mesure de la résistance de contact, a) Configuration d'un disque en cuivre, et b) Configuration d'un disque de cuivre et d'une tôle d'acier

En éliminant la résistance du système de mesure, '  $R_{sys}$  ', et la résistance de contact entre cuivre/cuivre, '  $R_{cont,cu/cu}$  ', on a alors des résistances de contact tôle/tôle et électrode/tôle, qui sont :

$$R_{c,tôle/tôle} = R_{tot,2} - R_{tot,1} - R_{tôle} \text{ -[Ohms]}$$

$$R_{c,cu/tôle} = \frac{1}{2}[2.R_{tot,4} - R_{tot,3} - R_{tot,1} - R_{tôle} - R_{cu}] \text{ -[Ohms]}$$

ou,

$$R_{c,tôle/tôle} = (R_{tot,2} - R_{tot,1} - R_{tôle}) \cdot \frac{\pi(d_o^2 - d_i^2)}{4} \text{ -[Ohms.m}^2\text{]} \quad [4.16]$$

$$R_{c,cu/tôle} = \frac{1}{2}[2.R_{tot,4} - R_{tot,3} - R_{tot,1} - R_{tôle} - R_{cu}] \cdot \frac{\pi(d_o^2 - d_i^2)}{4} \text{ -[Ohms.m}^2\text{]} \quad [4.17]$$

Dans ce cas, les résistivités du cuivre et de la tôle sont essentiellement fonction de la température.

Deux techniques possibles pour réaliser la mesure de la résistance de contact sont d'abord étudiées avant le dessin et l'usinage des autres pièces pour cet essai. Elles sont comme :

- ❖ Essai effectué sur le simulateur thermomécanique Gleeble<sup>®</sup>,
- ❖ Adaptation de la machine traction/compression Instron<sup>®</sup> avec un montage de four de chauffage à radiation.

### **Essai Utilisant le Simulateur Gleeble<sup>®</sup> :**

Dans le cas un seul d'échantillon mise dans l'enceinte de la Gleeble<sup>®</sup>, la chaleur est créée par l'effet Joule à l'interface entre les mors de la Gleeble<sup>®</sup> et l'échantillon. Le courant utilisé est le courant alternatif. Les vitesses de chauffage et de refroidissement sont programmées par un système d'asservissement entre les cycles thermiques pilotés et le courant alimenté. La chaleur est évacuée de la pièce par le système de refroidissement.

En condition isotherme, le système d'asservissement contrôle la température en stabilisant entre la quantité de chaleur évacuée et le courant de pilotage.

Cependant cette technique semble convenir pour un seul échantillon en condition isotherme, puisque dans le cas de plusieurs échantillons, les conductivités thermique ou électrique ne sont pas les mêmes, (§Fig. 4.18). Evidemment, la chaleur engendrée apparaît à l'interface, où la résistance de contact est la plus élevée. C'est donc l'interface tôle/tôle dans la Fig. 4.18, puis la chaleur s'évacue vers les deux mors. La mesure de température peut être faite par les thermocouples installés à la moitié de la longueur d'échantillon. On mesure les températures soit '  $T_1$  ' et '  $T_2$  ' ou soit '  $T_3$  ' et '  $T_4$  ' en comparant avec la température de pilotage.

Cependant les difficultés pour la mise en œuvre de cette technique sont :

- ❖ l'installation du système de mesure de la résistance électrique,
- ❖ le désalignement à cause de la gravité, lorsque plusieurs pièces sont mises en contact.

Afin de réduire ou d'éliminer la perte de courant de mesure vers le bâtir de machine, il est donc nécessaire de mettre un isolant électrique entre les mors de la Gleeble<sup>®</sup> et l'échantillon. Un isolant électrique réfractaire céramique peut être utilisé pour l'essai à haute température. Cependant, cet isolant a des inconvénients majeurs ; il pourrait compliquer le courant de pilotage, et la fragilité en compression est à craindre. Il existe cependant des céramiques conductrices de l'électricité relativement isolantes de la chaleur, comme TiN.

La deuxième difficulté de cette technique est la mise en ligne de pièces à cause de la gravité. Il est possible de percer la pièce et puis d'introduire un cylindre d'alumine pour avoir un axe longitudinal commun, et par conséquent un bon contact pour toutes les pièces. Cependant, il est nécessaire de concevoir et d'usiner de nouveaux mors de la Gleeble<sup>®</sup> !

De plus, le problème du collage entre les pièces et les mors est souvent rencontré pour d'essai à haut température, à cause de la chaleur engendrée aux interfaces par l'effet Joule. Il est nécessaire parfois de mettre les feuilles de tantale à cette interface pour éviter ou réduire le collage, mais ce n'est pas notre cas.



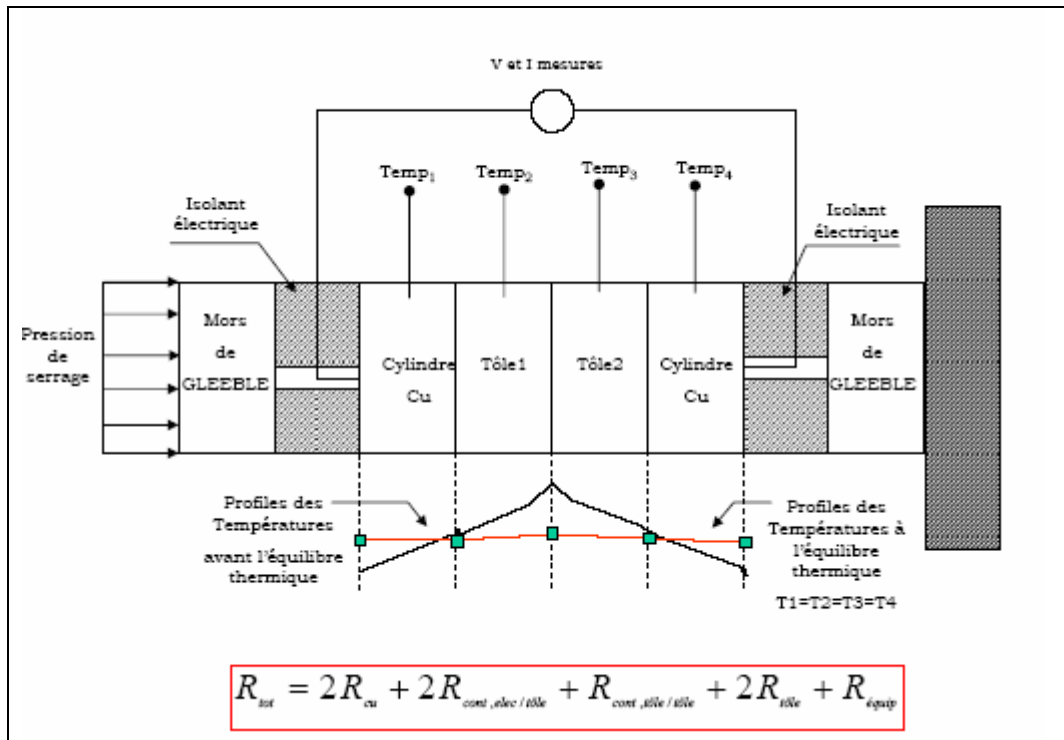


Figure 4.18: Schéma du montage de la configuration numéro 2 sur le simulateur Gleeble®.

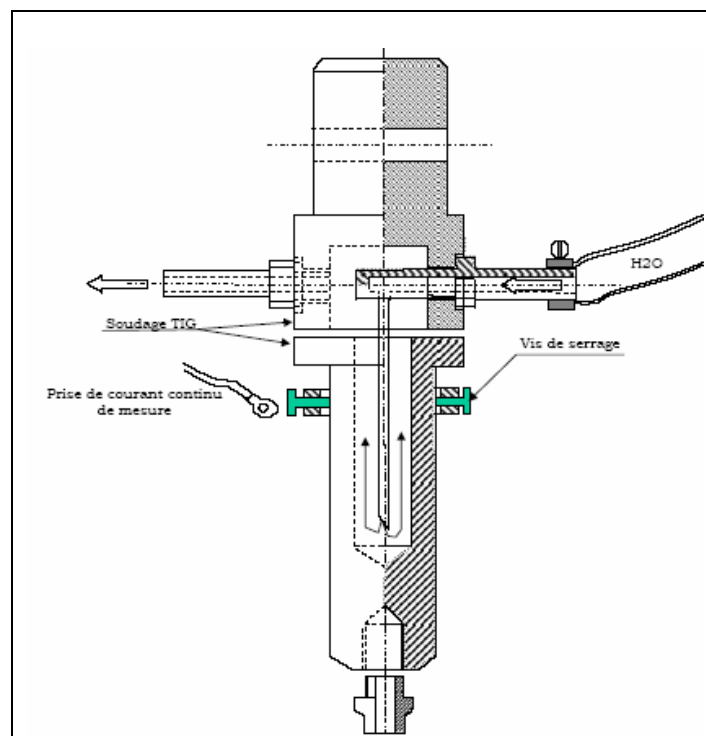


Figure 4.19: Schéma des pièces usinées pour la partie supérieure, qui comprend le système de circulation d'eau de refroidissement et le cap de cap en cuivre. Le circuit de l'eau de refroidissement permet d'obtenir la condition isotherme à l'état stationnaire.

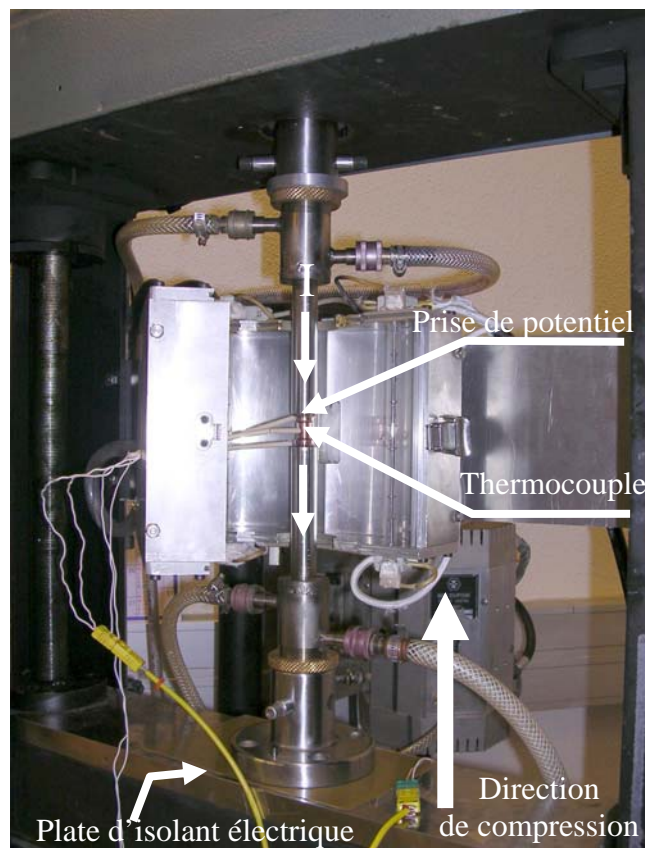
### Essai Utilisant la Machine de Traction/Compression :

Il s'agit dans cette technique de chauffer extérieurement l'ensemble des pièces dans un four à radiation ou par induction électromagnétique. Nous avons choisi cette technique puisque :

- ❖ la condition isotherme des pièces peut être réalisée plus facilement que la technique précédente,
- ❖ l'assemblage vertical des pièces élimine totalement le problème du désalignement des échantillons,
- ❖ la facilité de l'installation du système de mesure de la résistance de contact ainsi que celle de courant de mesure,
- ❖ et le problème de la fuite de courant de mesure vers le bâti de la machine peut être résolu par la mise d'un plat d'isolant électrique en dehors de four de chauffage, sur la ligne d'amarrage.

Dans ce cas, des pièces de fixation refroidies à l'eau sont dessinées et usinées pour ces essais, (§Fig. 4.19). Avec un débit d'eau constant, ce système permet d'obtenir la condition isotherme avec le réglage automatique de la puissance du four par la température pilotée.

Le montage de la configuration d'un anneau d'acier dans le four de chauffage à radiation est sur la Fig. 4.20. Pour avoir un bon alignement des pièces et une bonne mise en contact lorsqu'on applique la charge en compression, un cylindre d'alumine est mis au centre de toutes les pièces. Le dispositif de mesure de la résistance est le micro Ohm-mètre. Le seuil de mesure pour la résistance est environ  $1000\mu\text{-Ohms}$ .



**Fig. 4.20:** Montage d'un ensemble des échantillons dans le four et la machine de traction/compression Instron® avec une cellule de la charge maxi de 500kgs.

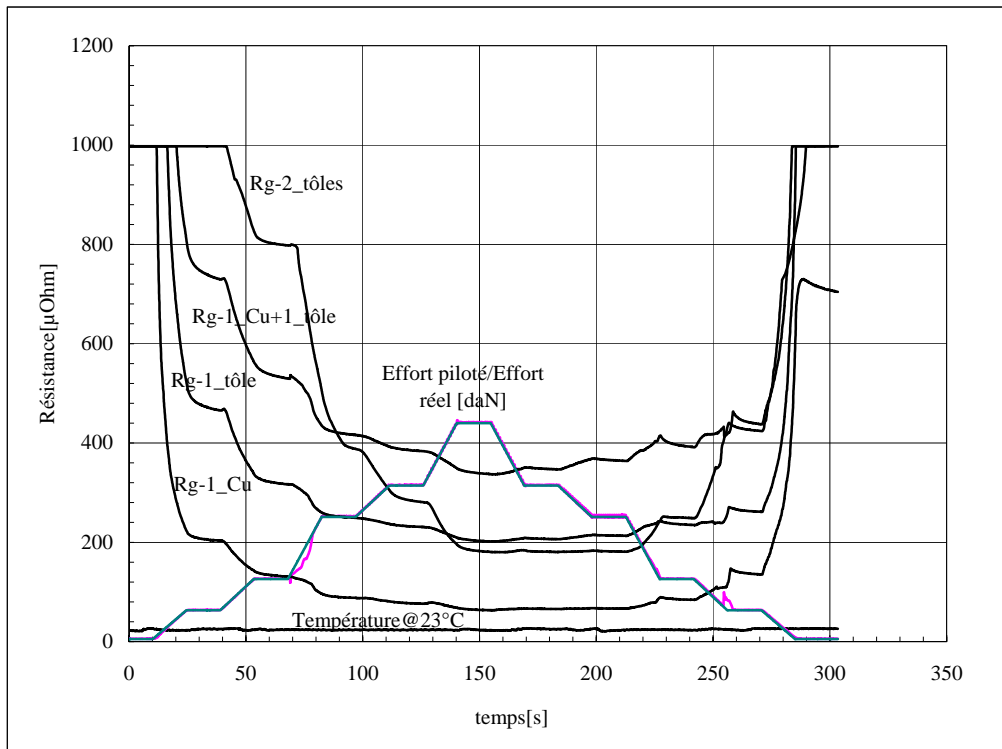


Fig. 4.21: Résultats d'essais avec les incréments d'effort et la résistance globale de toutes les configuration en fonction du temps. L'essai est effectué à 23°C. C'est un essai pour la mise au point pour l'appareillage de mesure.

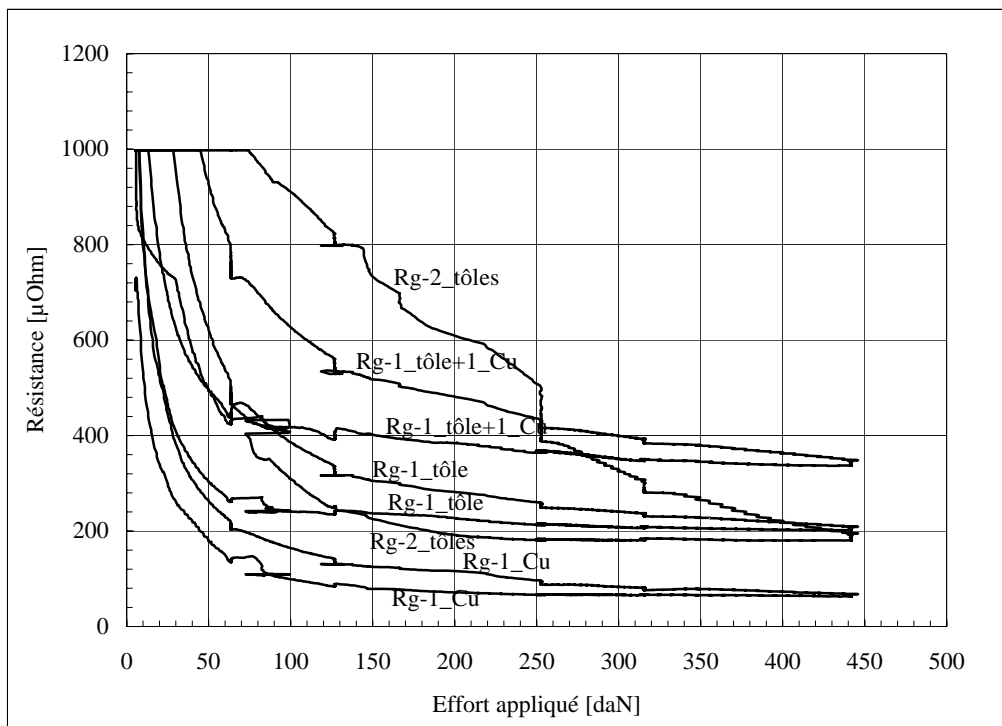


Fig. 4.22: Courbes de la résistance globale en fonction de l'effort real de toutes configurations. Le phénomène d'hystérésis dû à la pression peut être observé lorsqu'on diminue l'effort.

Pour la mise au point du dispositif d'essai, il est conseillé de bien dépouiller d'abord la résistance à froid afin de vérifier l'ordre de grandeur, et puis les essais à basse température avant d'envisager des températures proches du point de fusion de Zn.

Cependant, nous avons envisagé l'incertitude de la mesure, en ce qui concerne notamment la topographie de l'interface. Le risque du phénomène d'oxydation à chaud apparue à l'interface ou sur le cuivre (l'observation de la couleur du cuivre, qui devient noire ou « arc en ciel ») peut être réduit ou évité par l'augmentation de la pré-charge avant l'essai, et de la vitesse de chauffage. Mais ces techniques sont parfois inefficaces à haute température. Il faut toutefois comparer l'ensemble des résistances pour toutes températures afin d'éliminer les résultats douteux, et refaire quelques essais supplémentaires.

Pour surmonter complètement l'oxydation à chaud, l'essai se ferait dans l'atmosphère protectrice. Mais les dispositifs d'essai seront plus coûteux.

## **4.7 Procédures d'Essai :**

Pour ces essais, nous avons d'abord déterminé les conditions d'essai pour la gamme d'effort et de température du procédé de soudage. Notons qu'il est inutile de faire des essais pour des charges ou des températures très élevées, car la résistance de contact est nettement plus faible que celle à basse température/pression. Donc, les conditions d'essai qui nous intéressent sont plutôt à basse pression et température. A haute pression/température, la méthode d'extrapolation peut être utilisée pour évaluer la résistance de contact.

Deux techniques proposées ont été testées pour la mise au point du dispositif avec une vérification des résultats obtenus à froid. Les techniques sont :

- ❖ l'incrément d'effort par étape avec le temps de maintien,
- ❖ l'augmentation d'effort jusqu'à la valeur maximale et sans palier d'effort.

Pour ces deux techniques, l'effort de pré-charge est nécessaire pour une bonne mise en contact de l'ensemble des échantillons avant le démarrage d'essai. La pré-charge est faite à froid avant le chauffage dans le cas de l'essai à haute température.

### **Première Technique : Incrément d'effort Appliqué**

Pour réduire le nombre des pièces nécessaires pour ces essais, une procédure avec l'incrément d'effort piloté a d'abord été réalisée sur la bande d'essai. L'incrément d'effort s'applique jusqu'à une valeur maximale. Les pièces sont maintenues à cette condition avant la diminution de l'effort. Enfin, l'effort est réduit par étape comme pour l'augmentation de l'effort, (§Fig. 4.21). On peut déterminer la résistance de contact à chaque palier d'effort. Cependant, la programmation du fichier de pilotage de l'effort en fonction du temps empêche de modifier ou corriger le programme. Chaque fois après la modification de ce fichier, il est nécessaire, à priori, de simuler le programme sans lancer d'essai de mesures afin de vérifier l'effort de pilotage.

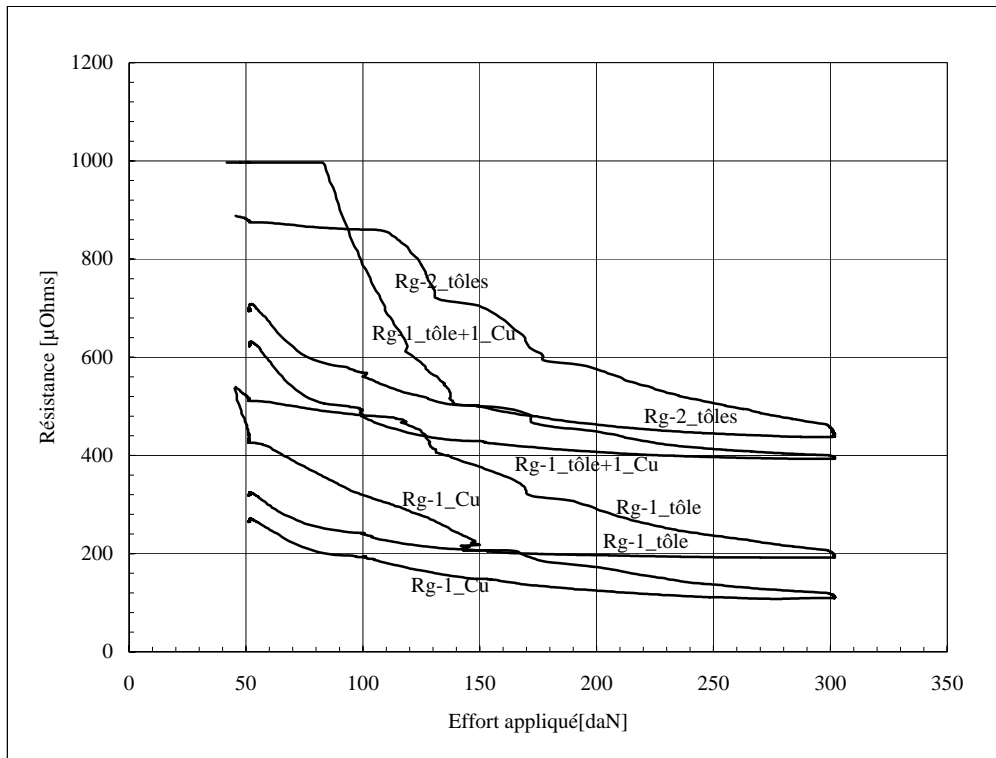
### **Discussion Intermédiaire :**

Un résultat de cette procédure est présenté sur les Figs. 4.21-22. Quelques essais préliminaires à froid ont été effectués pour la mise au point des dispositifs et pour la vérification de la procédure d'essai. Les paliers sur la courbe de résistance sur la Fig. 4.21 sont dus au temps de maintien à effort constant.

Selon ce résultat, la résistance décroît avec la pression. En régime de *haute pression et à froid*, on peut constater que la résistance de deux tôles est la plus élevée et celle d'un contact avec le cuivre est la plus basse. Notons qu'à froid, il n'y a pas d'effet de la température sur la résistivité massique du cuivre et de l'acier. A haute température, la température joue évidemment un rôle sur la résistance de toutes pièces.

En outre, l'effet d'hystérèse dû à la pression s'observe sur la courbe de résistance de toutes les configurations. Lorsqu'on diminue l'effort, la résistance semble constante jusqu'à l'effort de 200daN, et puis elle augmente avec la diminution de la pression.

Dans ce paragraphe, la procédure de l'essai et la mise au point d'appareillage ainsi que le dépouillement des résultats d'essai sont étudiés pour simplifier la procédure d'essai.



**Fig. 4.23:** Courbes de la résistance globale en fonction de l'effort réel de toutes configurations à froid. Une modification a été faite pour l'effort de pilotage ; i.e. sans palier du temps de maintien. L'effort maximal est réduit à 300daN afin d'obtenir la résistance de contact pour toute la gamme d'effort.

### **Deuxième Technique : Sans Palier d'Effort de Maintien**

Une simplification du programme d'essai pour l'effort de pilotage est effectuée par la suppression de tous les paliers d'effort de maintien, (§Fig. 4.23). Pour l'essai à chaud, l'essai est démarré après la procédure de pré-charge, puis les pièces sont chauffées jusqu'à la température d'essai.

L'effort de pré-charge est de 50daN pour tous les essais. Une durée de 20 secondes est nécessaire pour avoir la température homogène dans les échantillons pour des essais à chaud. Cette dernière est déterminée en comparant les températures détectées par deux thermocouples dans le cas de deux tôles.

Un incrément de charge est appliqué jusqu'à la valeur maximale et puis on maintient les pièces sous un effort constant. Le déchargement est tout à fait similaire, et sans palier d'effort.

Afin de vérifier qu'il n'y a pas le flambage à chaud ou de plastification des échantillons, particulièrement du cuivre, les essais à chaud, (à 600°C et 400°C), ont été d'abord testés avec l'effort de 450daN.

A 600°C et 400°C avec l'effort de 450daN, le cylindre de cuivre était "écrasé". Par conséquent, l'interface entre des pièces a été déformée considérablement. Il est donc impossible de suivre l'évolution de taille de l'interface en cours d'essai. Aussi, la résistance de contact ne peut pas être déterminée, car notre hypothèse est basée sur la taille constante de l'interface.

A fin d'éviter ce phénomène, l'effort maximal est réduite à 300daN et la température maximale trouvée sans déformation excessive est de 400°C.

## **4.8 Formulation des Modèles de la Résistance de Contact :**

### **Loi Puissance :**

Selon plusieurs formules présentées dans le tableau 4.3, nous proposons un modèle de la résistance de contact de l'acier nu basé sur le modèle analytique de Holm-Greenwood exprimé sous sa forme généralisée :

$$R_c = R_{film} + R_{constriction} \quad [4.18]$$

$$R_c = A + K.P^n \quad [4.19]$$

On peut écrire celle-ci avec la prise en compte d'un terme adimensionnel de pression. Le modèle devient alors :

$$R_c = A + B\left(\frac{P}{P_0}\right)^n$$

Où  $A(T)$ , et  $B(T)$  sont les coefficients associés à les comportements mécaniques et électriques du matériau, et en fonction de la température.

En condition isotherme et pour la courbe expérimentale, '  $R_c$  vs  $P$  ', on trouve les valeurs expérimentales initiales de la résistance ' $R_0$ ' à la pression pré-charge ' $P_0$ ' de même manière qu'un modèle proposé par Greitmann-[GRE98], (§Le modèle N° 6 dans le tableau 4.3). Il est donc possible de déterminer ' $A$ ' avec cette condition initiale. La courbe ' $R_c - R_0$  vs.  $[(\frac{P}{P_0})^n - 1]$ ' peut être tracée pour déterminer la pente, ' $B$ '.

Pour le procédé de soudage par point, le soudage commence après l'étape de la stabilisation de contact- la phase d'accostage, Il est possible que la couche de film et quelques aspérités pourraient être un peu écrasées ou détruites avant le soudage. Avec cette hypothèse, nous pouvons simplifier la résistance de contact en négligeant la résistance de film. L'expression devient alors :

$$R_c = B\left(\frac{P}{P_0}\right)^n = \alpha.R_0\left(\frac{P}{P_0}\right)^n \quad [4.20]$$

Dans ce cas, il est possible de déterminer les coefficients, ' $\alpha(T)$ ', et ' $n(T)$ ' par cette relation :

$$\ln\left(\frac{R_c}{R_0}\right) = n.\ln\left(\frac{P}{P_0}\right) + \ln \alpha \quad [4.21]$$

### **Loi Exponentielle :**

Pour exprimer la résistance de contact suivant une loi exponentielle, nous examinons le modèle N° 9, et nous ne considérons qu'une partie de la résistance de contact due à la constriction, i.e. ' $A(T) = 0$ '. La loi exponentielle réduite peut être établie d'une manière analogue à celle puissance pour le paramètre adimensionnel. La résistance s'exprime alors :

$$R_c = B e^{-\left[\left(\frac{P}{P_0}\right)^n\right]} \quad [4.22]$$

avec la condition initiale :  $[P_0, R_0]$ .

Le coefficient  $n$  peut être déterminé par la relation ci-dessous :

$$n \ln\left(\frac{P}{P_0}\right) = \ln\left\{1 - \ln \frac{R_c}{R_0}\right\} \quad [4.23]$$

La résistance de contact est :

$$R_c = R_0 \cdot \exp\left\{1 - \left\langle \frac{P}{P_0} \right\rangle^n\right\} \quad [4.24]$$

où  $\langle H \rangle = \max(0, H)$  décrite pour le phénomène d'hystérésis dû à la pression.

Selon cette formulation, ‘ $R_0$ ’ et ‘ $n$ ’ sont une fonction de la température. La formulation nous permet de modéliser la résistance non seulement en fonction de la pression, mais aussi en fonction de la température.

Dans cette étude, les résistances de contact d’acier nu et revêtu seront modélisées par cette formulation simplifiée. Puis, les paramètres du modèle trouvés seront employés dans la base des données du calcul aux éléments finis.

## 4.9 Résultats des Essais :

### Résistance de Contact de la Tôle Nue :

Dans ce paragraphe, nous caractérisons la résistance de contact d’acier nu par un modèle exponentiel. Selon ce modèle, il faut d’abord déterminer la pente ‘ $n$ ’, et puis la résistance initiale ‘ $R_0$ ’. Cependant, il est nécessaire de mettre en évidence la résistance de contact, surtout à froid, car la température ne joue pas le rôle sur l’évolution de la résistance globale.

Après l’établissement la résistance en fonction de la pression, nous pouvons tracer la courbe de résistance en fonction de la température.

#### *Résistance de Contact Tôle/Tôle :*

Pour acier nu, on trouve que ‘ $n$ ’ est une fonction linéaire de la température.

$$n = aT + b$$

La résistance initiale en début d’essai engendrée par la pression de pré-charge est une fonction de la température. La relation de celle-ci peut être décrite avec la température dans la manière suivante :

$$R_0 = c \cdot e^{-dT}$$

où la température absolue, ‘ $T$ ’ en K, et ‘ $R$ ’ en  $\mu Ohms.m^2$ .

La résistance initiale de contact tôle/tôle est une fonction de la température et elle diminue lorsque la température augmente. Malgré plusieurs essais effectués, l’essai à 100°C n’est pas retenu après la vérification sur la tendance et la valeur de ‘ $n$ ’ à cette température. Afin d’évaluer les coefficients ‘ $n$ ’ et ‘ $R_0$ ’ à cette température, la méthode d’interpolation a alors été employée. A haute température et au delà de domaine d’essai, il est possible d’évaluer les valeurs de ces coefficients par la méthode d’extrapolation. Notons, les conditions d’essai intéressées sont à basse température et basse pression.

#### *Résistance de Contact Electrode/Tôle :*

Pour la résistance de contact électrode/tôle, les coefficients pour la loi exponentielle sont :

$$n = aT + b$$

où la température absolue, ‘ $T$ ’ en K, et ‘ $R$ ’ en  $\mu Ohms.m^2$ .

Un résumé des coefficients est donné dans les tableaux 4.4 et 4.5 pour les modèles des résistances de contact tôle/tôle et électrode/tôle d’acier nu, respectivement.

**Tableau 4.4 :** Coefficients dans la loi exponentielle en fonction de la température pour la résistance de contact tôle/tôle :

Température [°C]	$R_0(T)$ [ $\mu\text{Ohms.m}^2$ ]	$P_0 = cst$ [MPa]/[daN]	$n(T)$	Remarque
20	10	10	10	
100	10	10	10	
200	10	10	10	
300	10	10	10	
400	10	10	10	
500	10	10	10	
600	10	10	10	
700	10	10	10	
800	10	10	10	

**Tableau 4.5 :** Coefficients trouvés par les essais pour établir la loi exponentielle pour la résistance de contact électrode/tôle d'acier nu :

Température [°C]	$R_0(T)$ [ $\mu\text{Ohms.m}^2$ ]	$P_0 = cst$ [MPa]/[daN]	$n(T)$	Remarque
20	10	10	10	
100	10	10	10	
200	10	10	10	
300	10	10	10	
400	10	10	10	
500	10	10	10	
600	10	10	10	
700	10	10	10	
800	10	10	10	

Note : \* Valeur obtenue par l'interpolation  
 \*\* Valeur obtenue par l'extrapolation  
 ★ Valeur expérimentale

**Discussion :**

La résistance de contact tôle/tôle, (§Fig. 4.24), décroît avec la température, et elle diminue plus rapidement à basse température, (comparez par exemple, à froid et à 200°C). A haute température, i.e. à 600/800°C, on trouve que la résistance évolue moins rapidement qu'à froid. Lorsque la pression est très élevée, il y a une limite pour la résistance.

Il est possible de tracer la courbe de la résistance en fonction de la pression en échelle semi-logarithmique, (§Fig. 4.25). Cette échelle permet de vérifier l'évolution linéaire de la résistance en fonction de la pression.

La résistance de contact tôle/tôle en fonction de la température est sur la Fig. 4.26. Celle-ci permettra plus loin pour la comparaison de nos valeurs expérimentales avec les données bibliographiques en fonction de la température.

La résistance tracée sur la ligne d'iso-pression, (§Fig. 4.26), révèle que la résistance diminue avec la température. La résistance diminue alors à basse température d'une façon importante entre la condition à froid et 200°C. Puis elle évolue plus lentement jusqu'à 800°C.

La résistance de contact électrode/tôle en fonction de la pression sur la Fig. 4.27 évolue d'une manière similaire à la résistance de contact tôle/tôle. Cependant, la résistance de contact électrode/tôle est moins importante que celle de contact tôle/tôle à une pression donnée. La résistance électrode/tôle est peu variée à 300°C. Dans le plan R-T, la résistance est une façon linéaire avec la température, (§Fig. 4.28). En condition isotherme, la résistance de contact tôle/tôle est toujours plus importante que celle de contact électrode/tôle, (§Fig. 4.29).

Enfin, les résistances trouvées expérimentalement en fonction de la température d'après plusieurs articles sont comparées sur les Figs. 4.30, et 4.31. D'abord, nos valeurs sont en accord avec les données rapportées dans la bibliographie, particulièrement l'ordre de grandeur à basse température. La résistance de contact rapportée par Thièblemont est la plus importante lorsque la température augmente, et celle-ci est faible lorsque la température est supérieure à 800°C.

Cependant, la nouvelle résistance évolue avec la température d'une manière similaire à celle de Vogler. Pour la résistance de contact tôle/tôle, nos valeurs sont en accord relatif, mais celle électrode/tôle est un peu plus grande que la donnée précédente d'Arcelor-[THI92].



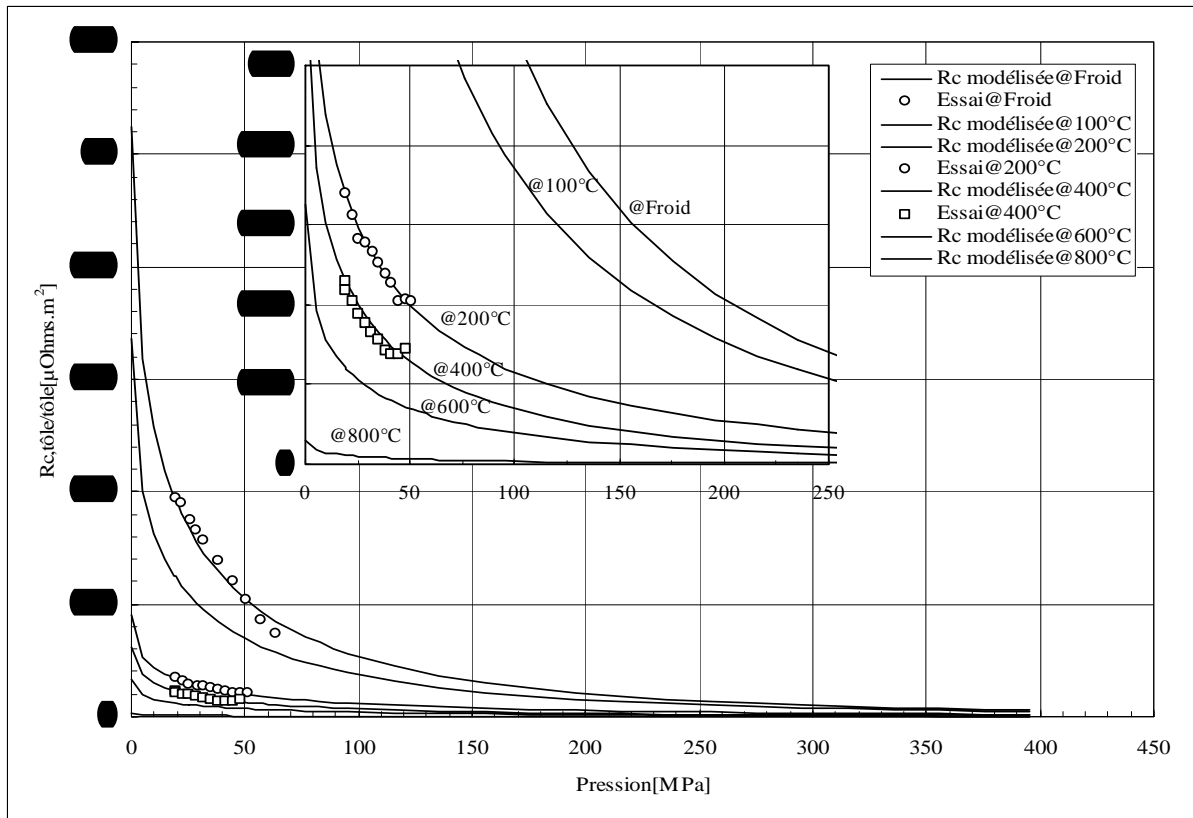


Fig. 4.24: Résistance de contact tôle/tôle en fonction de la pression et de la température tracée avec la loi exponentielle proposée et l'agrandissement dans le domaine d'intérêt pour le soudage de tôle nue. Vue de la résistance modélisée sur le plan R-P

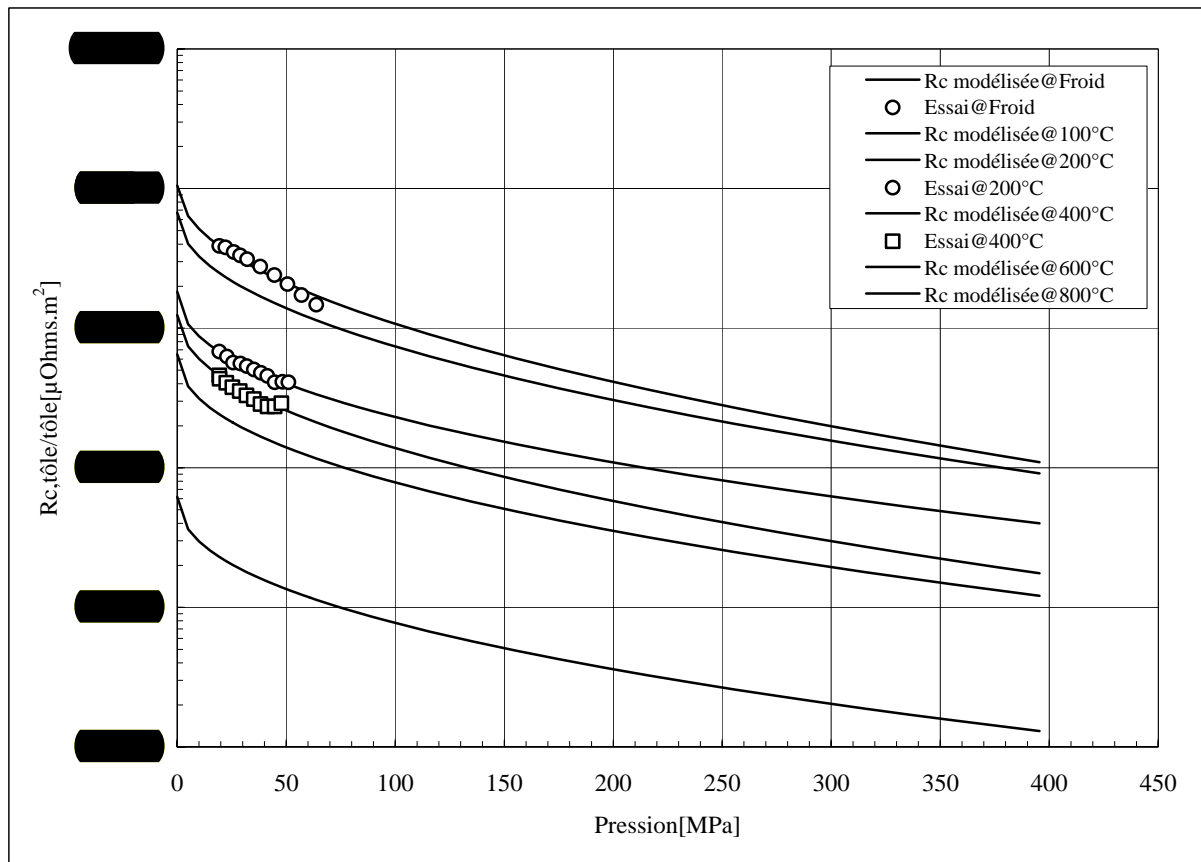


Fig. 4.25: Résistance de contact tôle/tôle en fonction de la pression tracée en échelle semi-logarithmique. Les essais ont été effectués selon différentes conditions isothermes

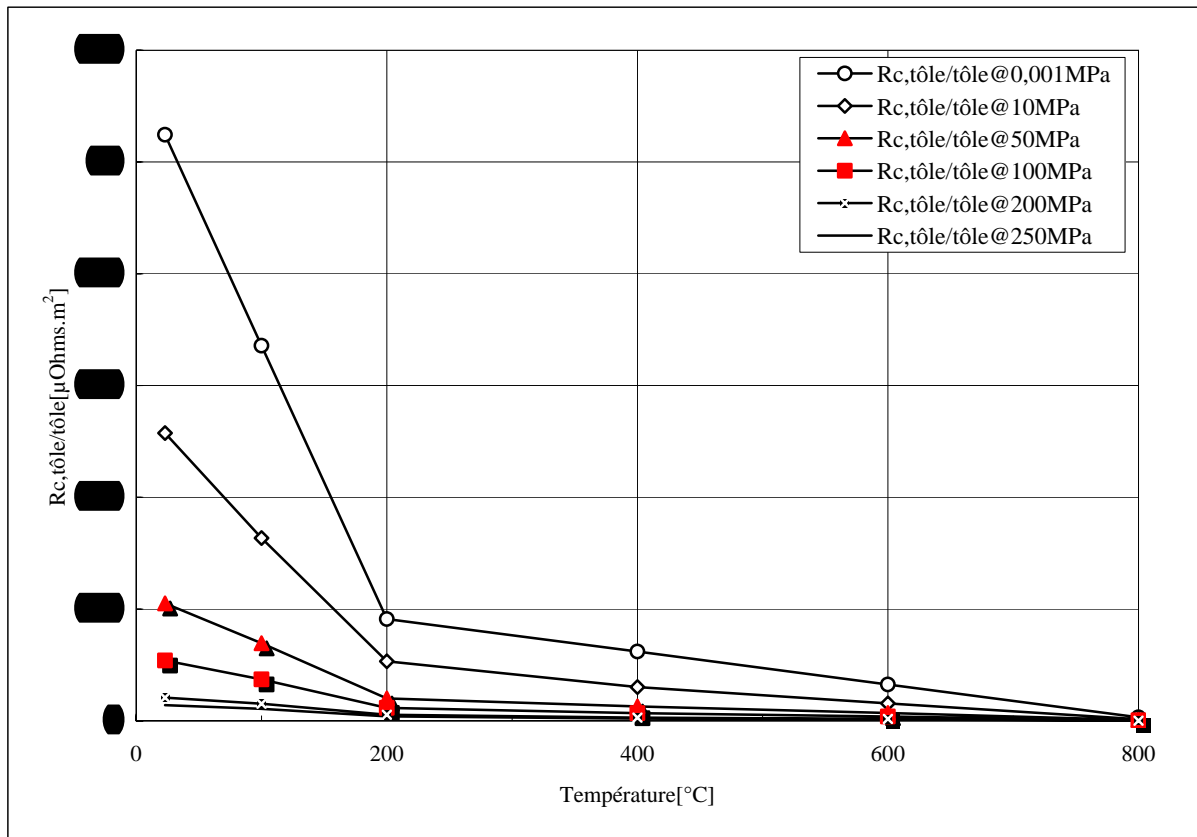


Fig. 4.26: Résistance de contact tôle/tôle en fonction de la température en condition d'iso-pression. Vue de la résistance modélisée sur le plan R-T

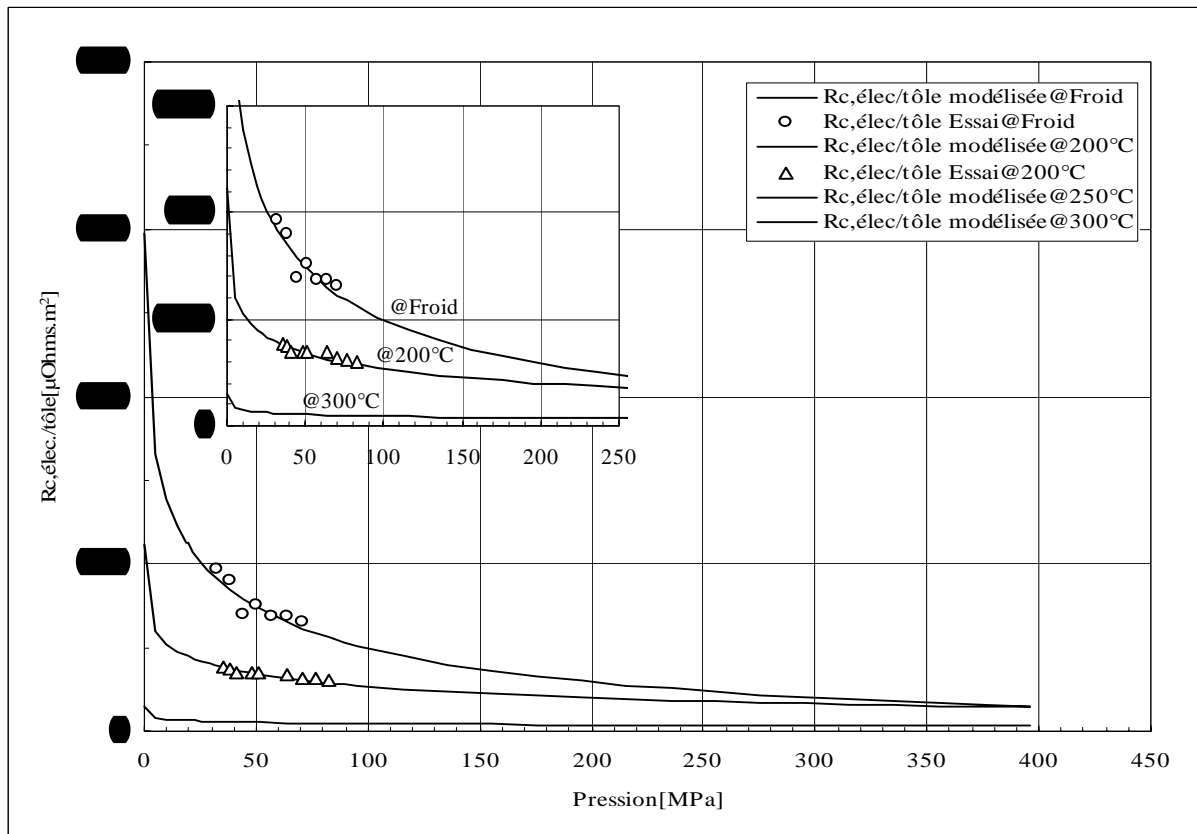


Fig. 4.27: Résistance de contact électrode/tôle en fonction de la pression et de la température tracée avec la loi exponentielle proposée et l'agrandissement dans le domaine d'intérêt. Vue de la résistance modélisée sur le plan R-P

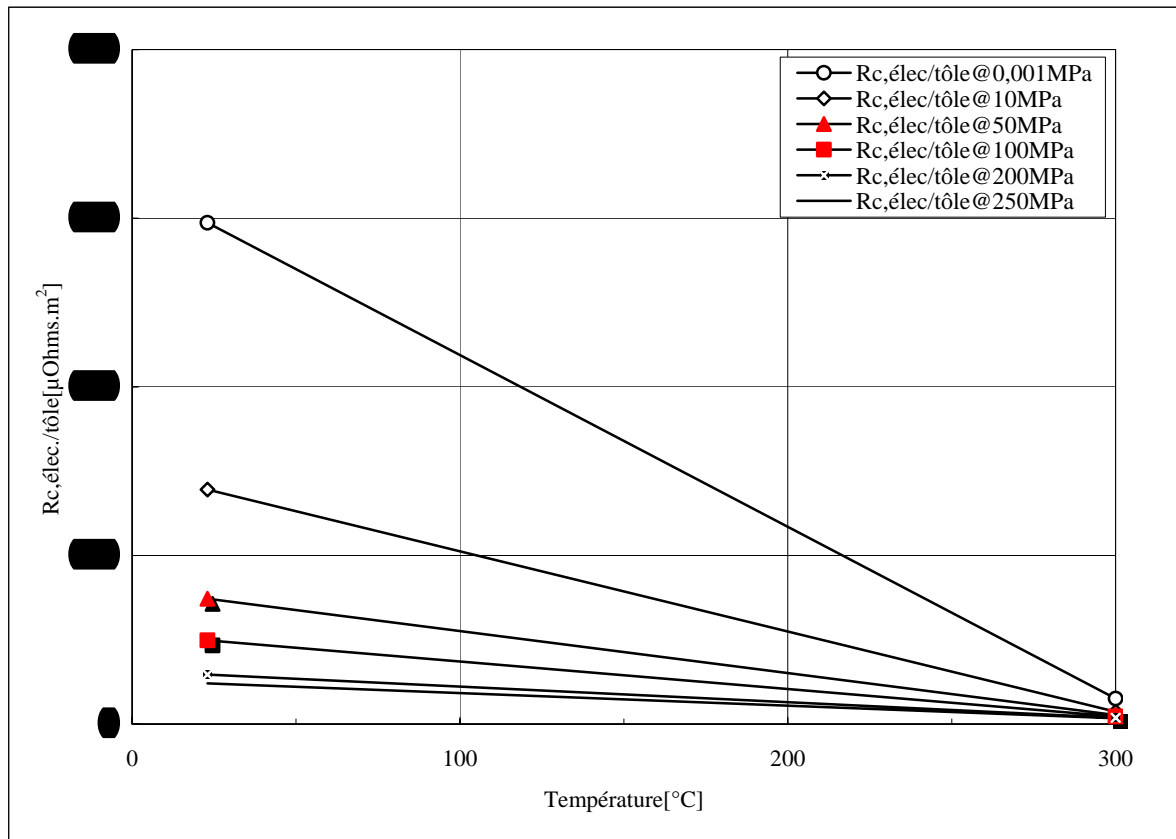


Fig. 4.28: Résistance de contact électrode/tôle en fonction de la pression et de la température sur le plan R-T

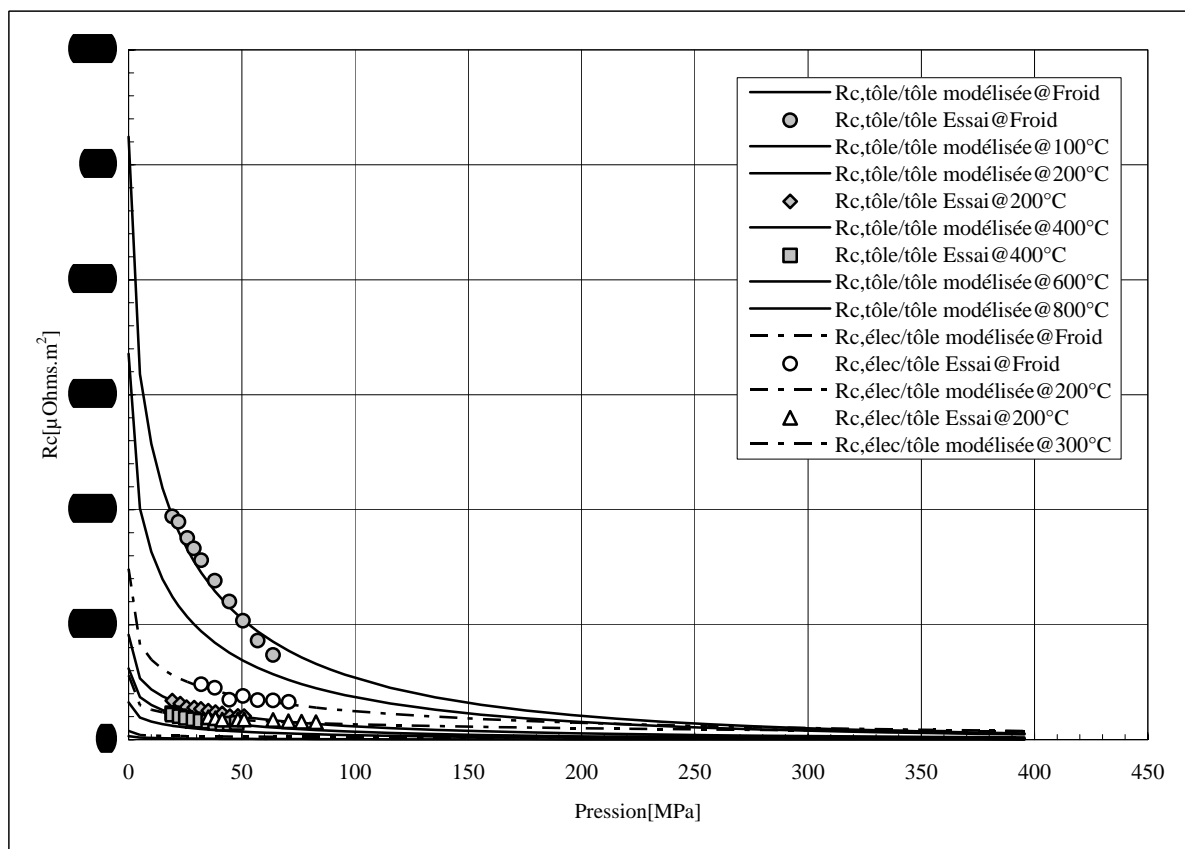


Fig. 4.29: Comparaison entre la résistance de contact tôle/tôle et celle de contact électrode/tôle vs pression

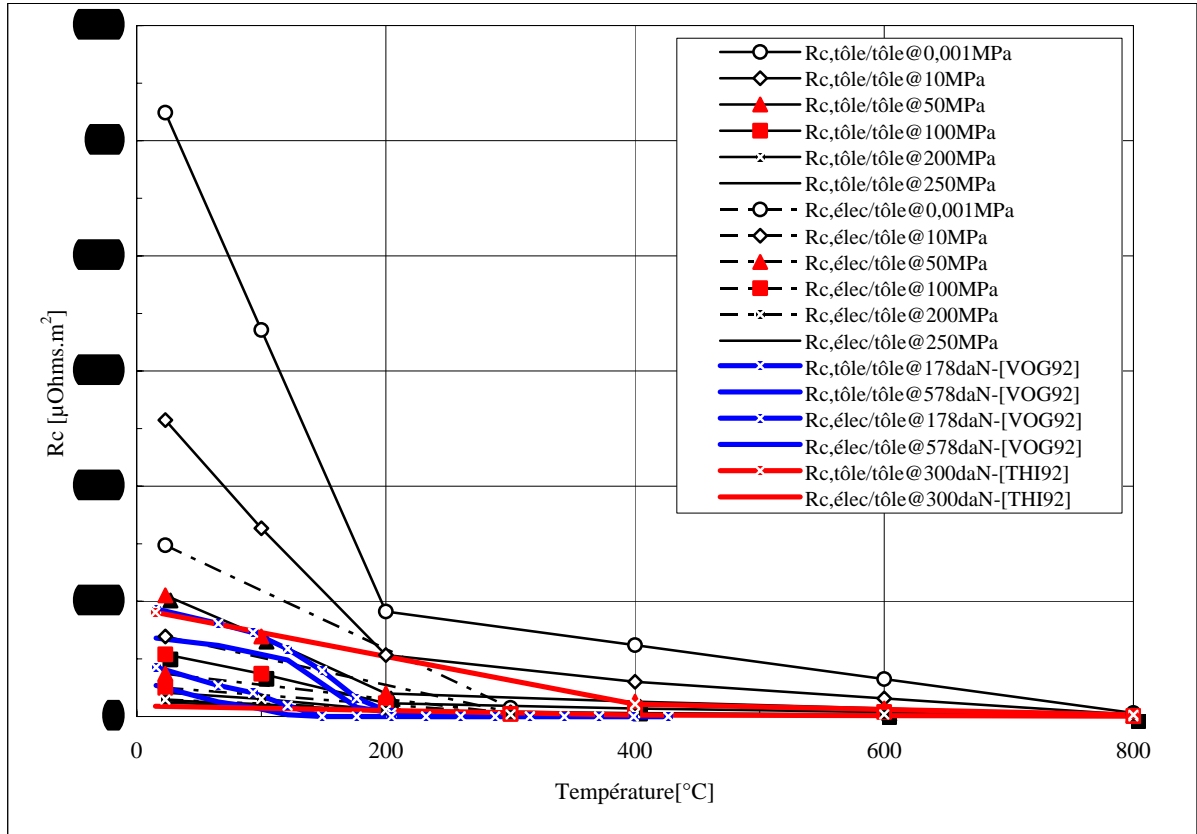


Fig. 4.30: Comparaison des donn\u00e9es de la r\u00e9sistance de contact pour l'acier nu entre celles de Vogler, celles de Thi\u00e8blemont, et celles obtenues par nos mod\u00e8les

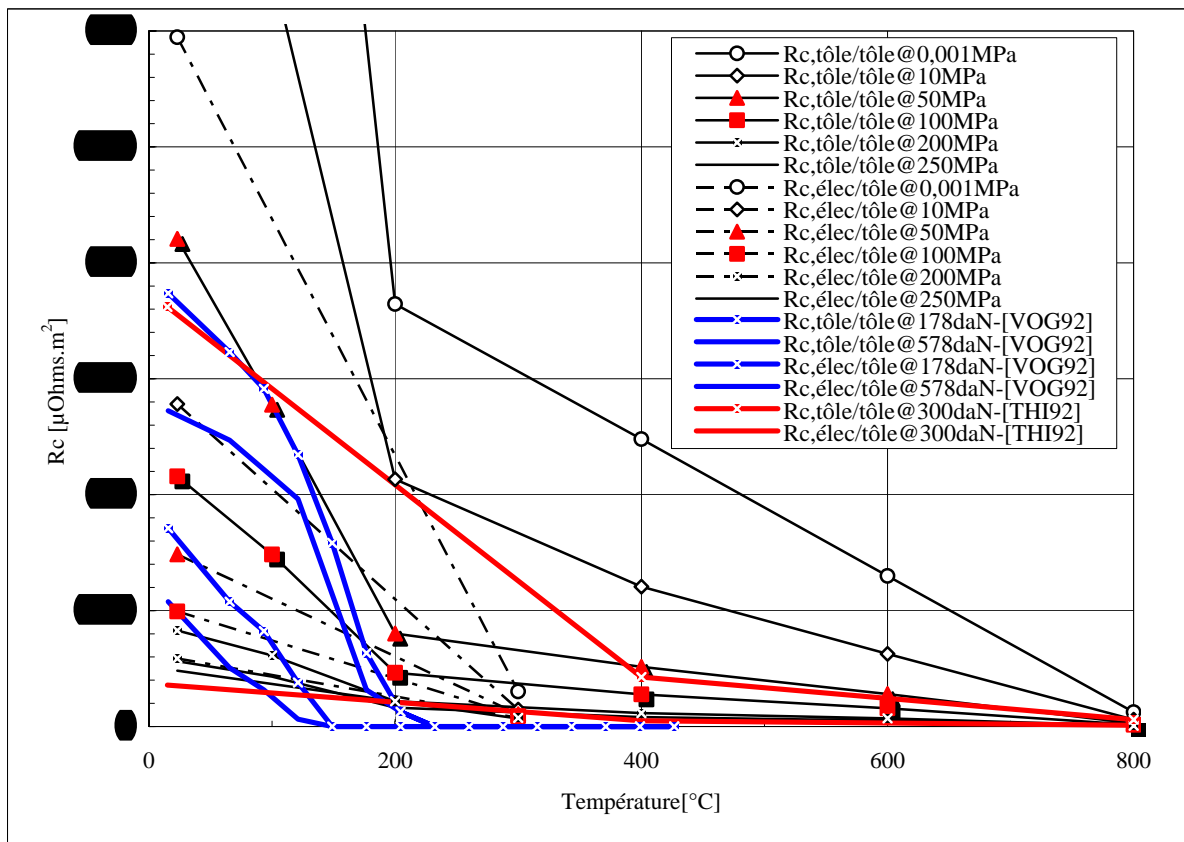


Fig. 4.31: Agrandissement de la figure 4.29 pour la comparaison de la r\u00e9sistance de contact de l'acier nu

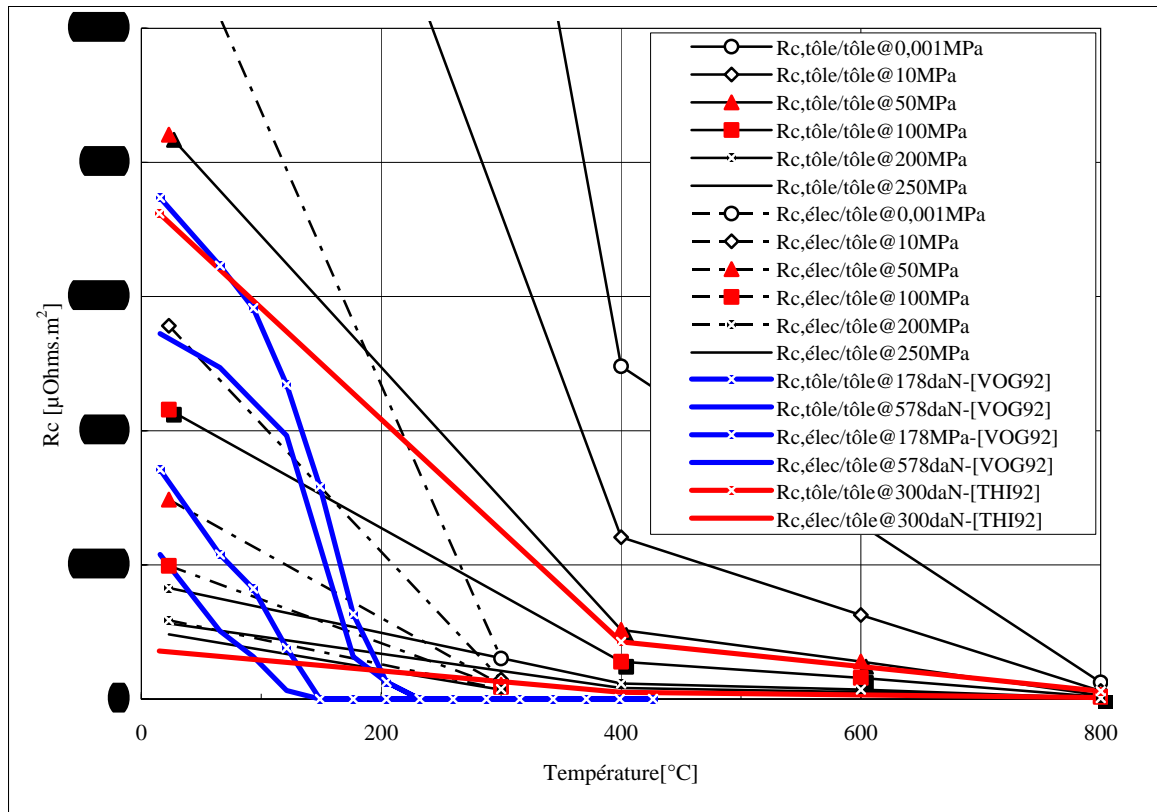


Fig. 4.32: Dans le cas du retard du développement du noyau, une adaptation de la résistance sera proposée. Il s'agit d'une suppression de la résistance à 200°C. La courbe de résistance adaptée est la plus haute et l'évolution de la résistance est similaire à celle proposée par Thièblemont

**Modification de la Résistance de Contact d'Acier Nu :**

Il s'agit d'une adaptation de la résistance de contact, si la validation de la géométrie calculée de la soudure n'est pas en bon accord avec l'expérience pour le développement du noyau. A une condition statique donnée, notre résistance de contact est un peu inférieure à celle de Thièblemont, i.e. à 100MPa. Si c'est le cas, nous adaptons en augmentant la résistance de contact tôle/tôle par une suppression de résistance de contact tôle/tôle à 200°C. Cette modification est faite pour la résistance tôle/tôle sur la Fig. 4.32.

Notons que la donnée précédente n'est qu'en fonction de la température. Il est donc essentiel d'introduire d'abord les nouvelles données, puis de quantifier la taille du noyau et de la ZAT avant d'effectuer cette modification. Cette modification est à voir.

Il serait également recommandé de réduire cette dispersion par la diminution de valeur d'epsilon, qui est définie pour la taille de contact.

**Résistance de Contact de la Tôle Revêtue :**

*Résistance de Contact Electrode/Tôle :*

Dans la manière similaire au cas de l'acier nu, les relations de 'n' ou 'R0', en fonction de la température sont :

$$R_c = R_0 \cdot n^{\frac{1}{T}}$$

**Résistance de Contact Tôle/Tôle :**



La comparaison entre la résistance de contact de tôle nue et celle de tôle revêtue est présentée sur les Figs. 4.33-36. La résistance de contact d'acier revêtu est toujours inférieure à celle d'acier nu. La comparaison des courbes tracées en échelle semi-logarithmique sur les Figs. 4.34 et 4.36, on trouve que la résistance de tôle revêtue diminue plus rapidement lorsque la pression augmente. De plus, la résistance de contact de tôle revêtue est déjà très basse à 200-220°C. Vogler trouve expérimentalement que la résistance de contact de la tôle revêtue diminue plus rapidement avec la pression et elle est déjà très faible et négligeable lorsque la température atteint 300-400°C.

**Tableau 4.6:** Coefficients de la loi exponentielle en fonction de la température pour la résistance de contact tôle/tôle d'acier revêtu doubles faces

Température [°C]	$R_0(T)$ [ $\mu\text{Ohms.m}^2$ ]	$P_0 = \text{cst}$ [MPa]/[daN]	$n(T)$	Remarque
20	1.5	10	1.5	
50	1.2	10	1.5	
100	0.8	10	1.5	
150	0.5	10	1.5	
200	0.3	10	1.5	
250	0.2	10	1.5	
300	0.15	10	1.5	
350	0.1	10	1.5	
400	0.07	10	1.5	

**Tableau 4.7 :** Coefficients de la résistance de contact électrode/tôle d'acier revêtu doubles faces

Température [°C]	$R_0(T)$ [ $\mu\text{Ohms.m}^2$ ]	$P_0 = \text{cst}$ [MPa]/[daN]	$n(T)$	Remarque
20	1.5	10	1.5	
50	1.2	10	1.5	
100	0.8	10	1.5	
150	0.5	10	1.5	
200	0.3	10	1.5	
250	0.2	10	1.5	
300	0.15	10	1.5	
350	0.1	10	1.5	
400	0.07	10	1.5	

Note : \* Valeur obtenue par l'interpolation  
 \*\* Valeur obtenue par l'extrapolation  
 \* Valeur expérimentale

La comparaison entre la résistance de contact tôle/tôle et celle d'électrode/tôle (§Figs. 4.38-39) montre que la résistance de contact tôle/tôle est toujours supérieure à celle de contact électrode/tôle quel que soit la tôle d'assemblage homogène revêtue ou non.

Pour la résistance de tôle revêtue, les deux résistances évoluent dans une façon similaire en fonction de la température, car elle diminue linéairement et elle est très faible à basse température. La résistance de contact tôle/tôle diminue un peu plus tard que celle électrode/tôle.

Enfin, Fig. 4.41 montre une comparaison entre la donnée de Thièblemont et celle mesurée dans ce rapport.

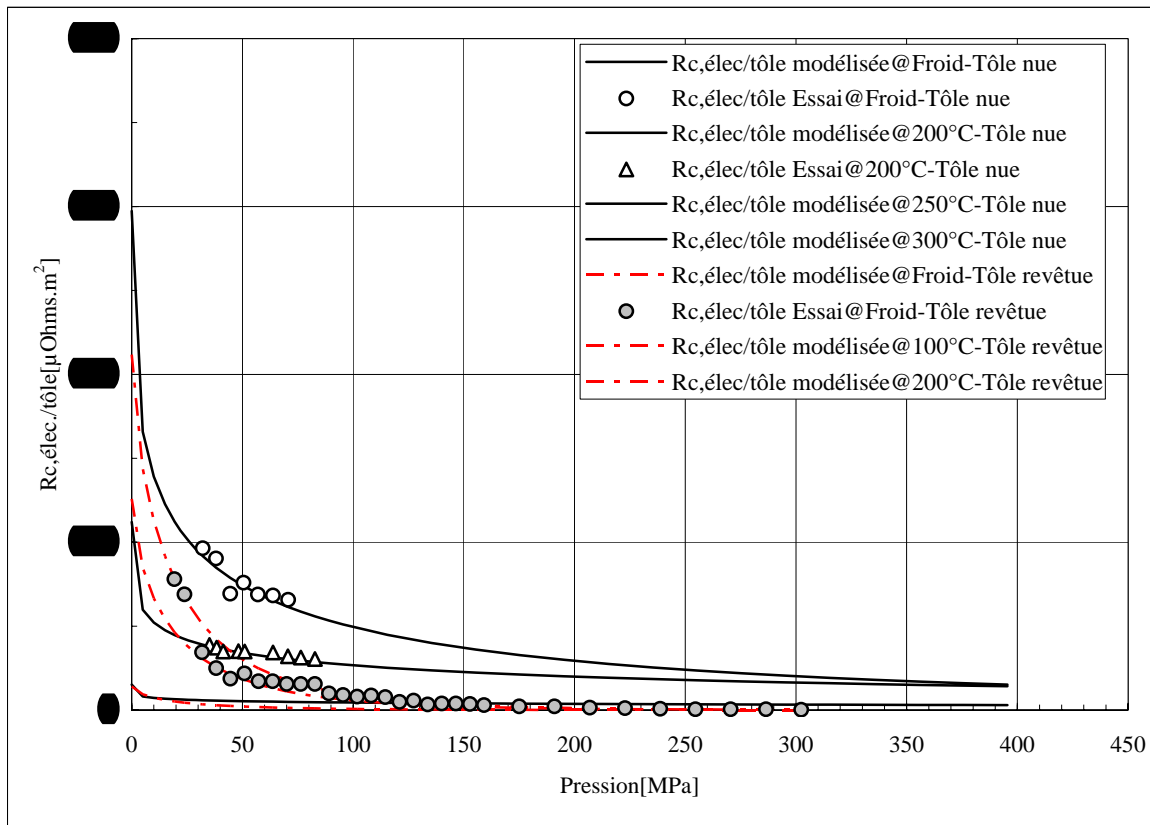


Fig. 4.33: Comparaison entre la résistance de contact électrode/tôle de la tôle nue et celle de la tôle revêtue

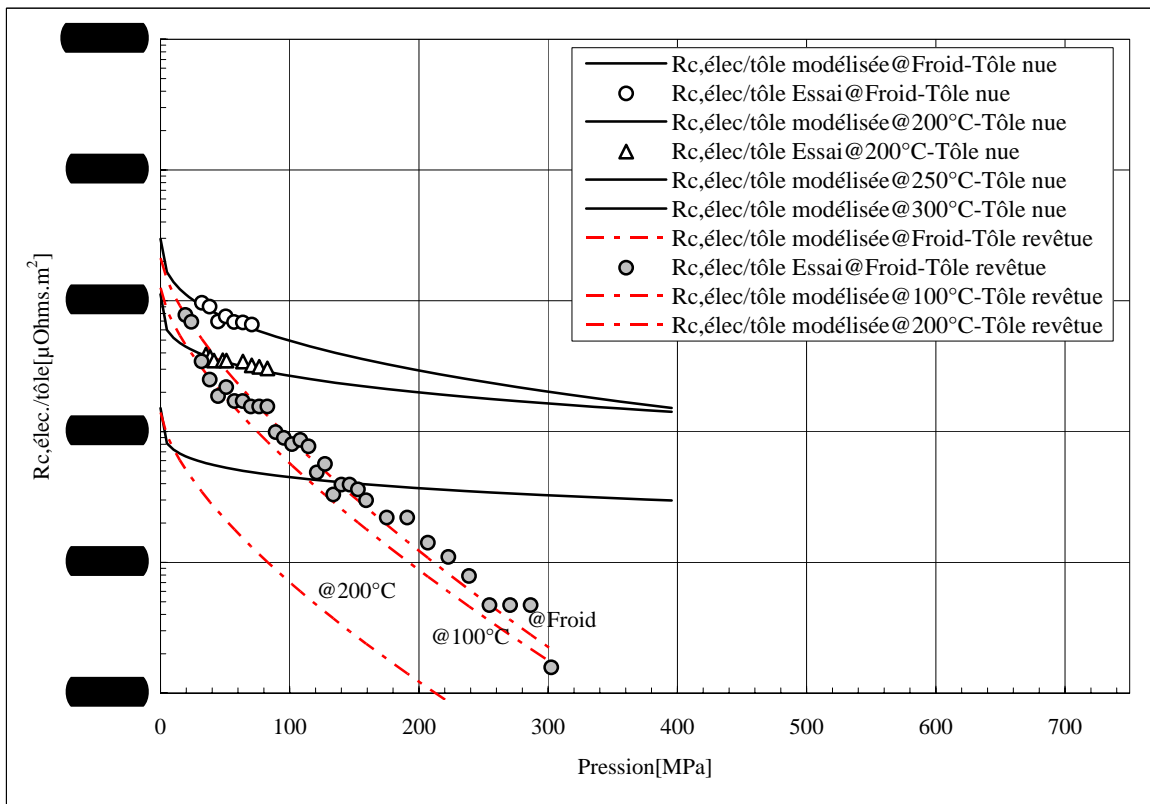


Fig. 4.34: Comparaison entre la résistance de contact électrode/tôle de la tôle nue et celle de la tôle revêtue tracée en échelle semi-logarithmique

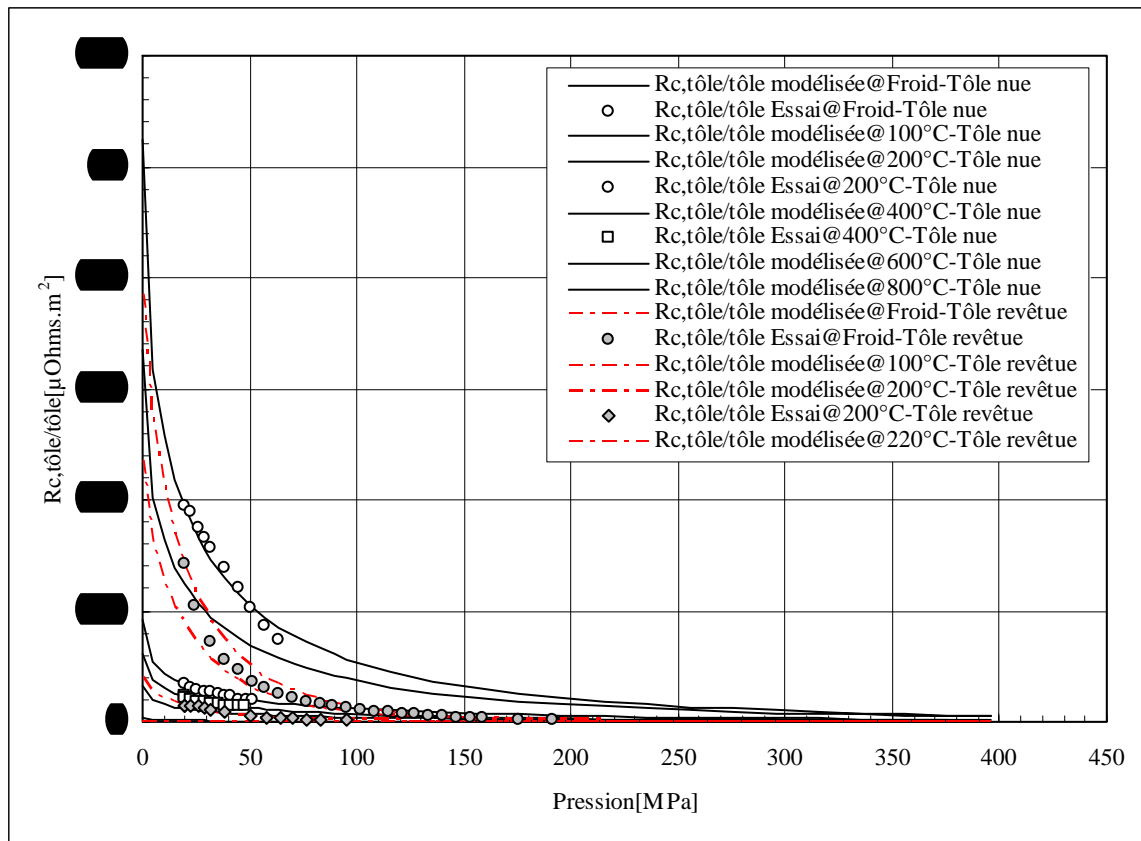


Fig. 4.35: Comparaison entre la r\^esistance de contact t\^ole/t\^ole de la t\^ole nue et celle de la t\^ole rev\^etue

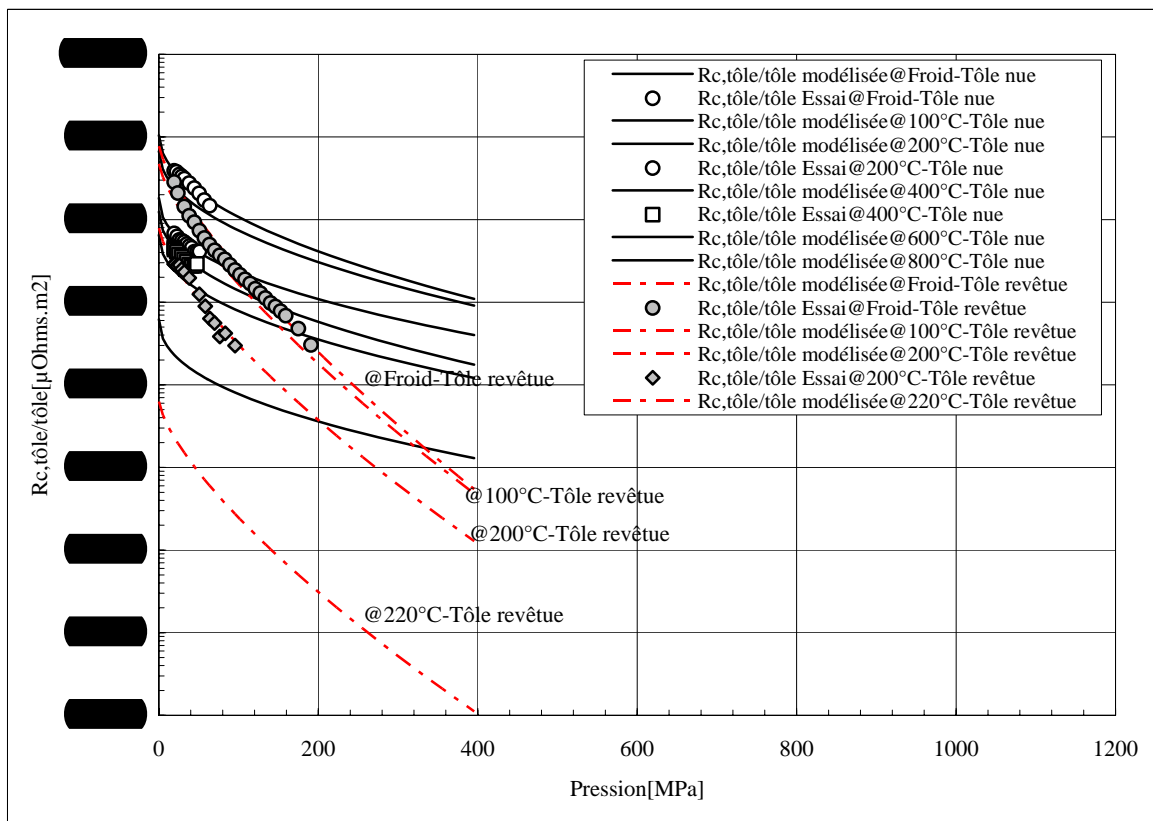


Fig. 4.36: Comparaison entre la r\^esistance de contact t\^ole/t\^ole de la t\^ole nue et celle de la t\^ole rev\^etue trac\^ee en \^echelle semi-logarithmique. La r\^esistance de contact dans le cas de t\^ole rev\^etue d\^ecroit plus rapidement avec la pression que celle de t\^ole nue.



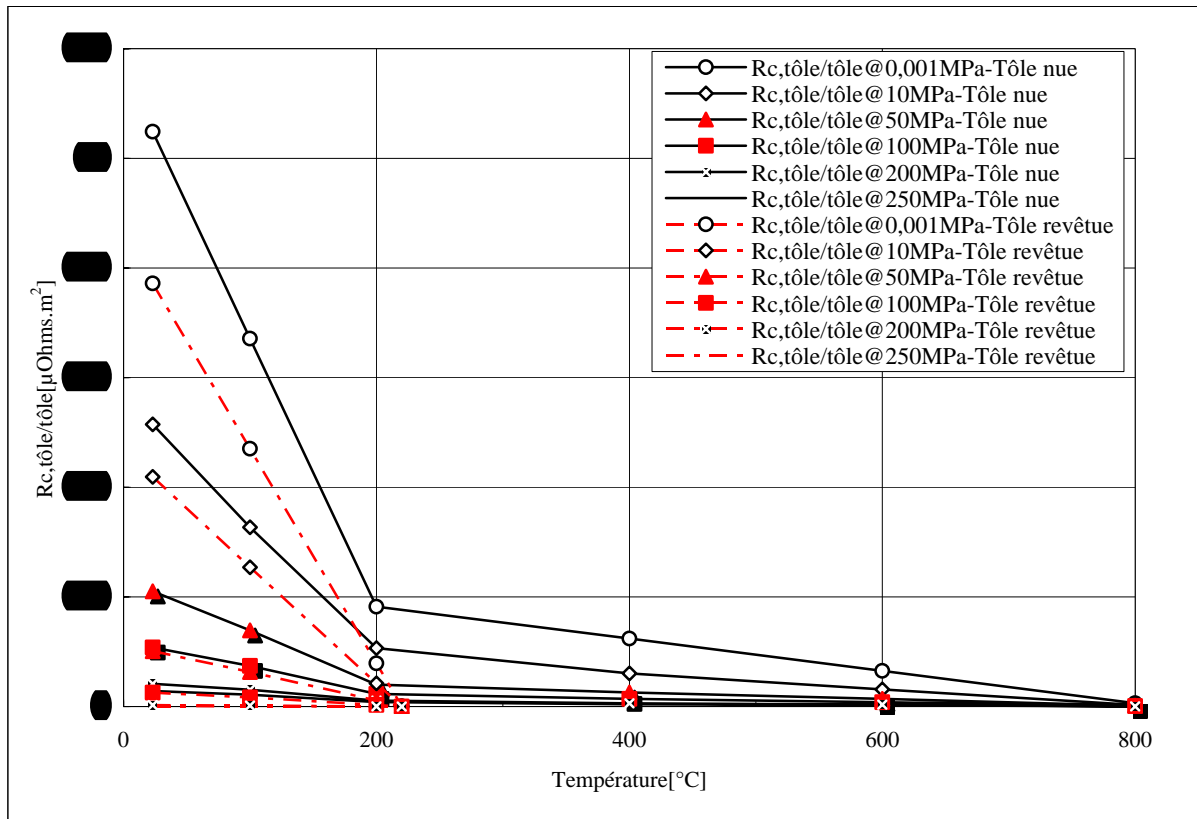


Fig. 4.37: Comparaison entre la résistance de contact tôle/tôle de la tôle nue et celle de la tôle revêtue dans le plan R-T

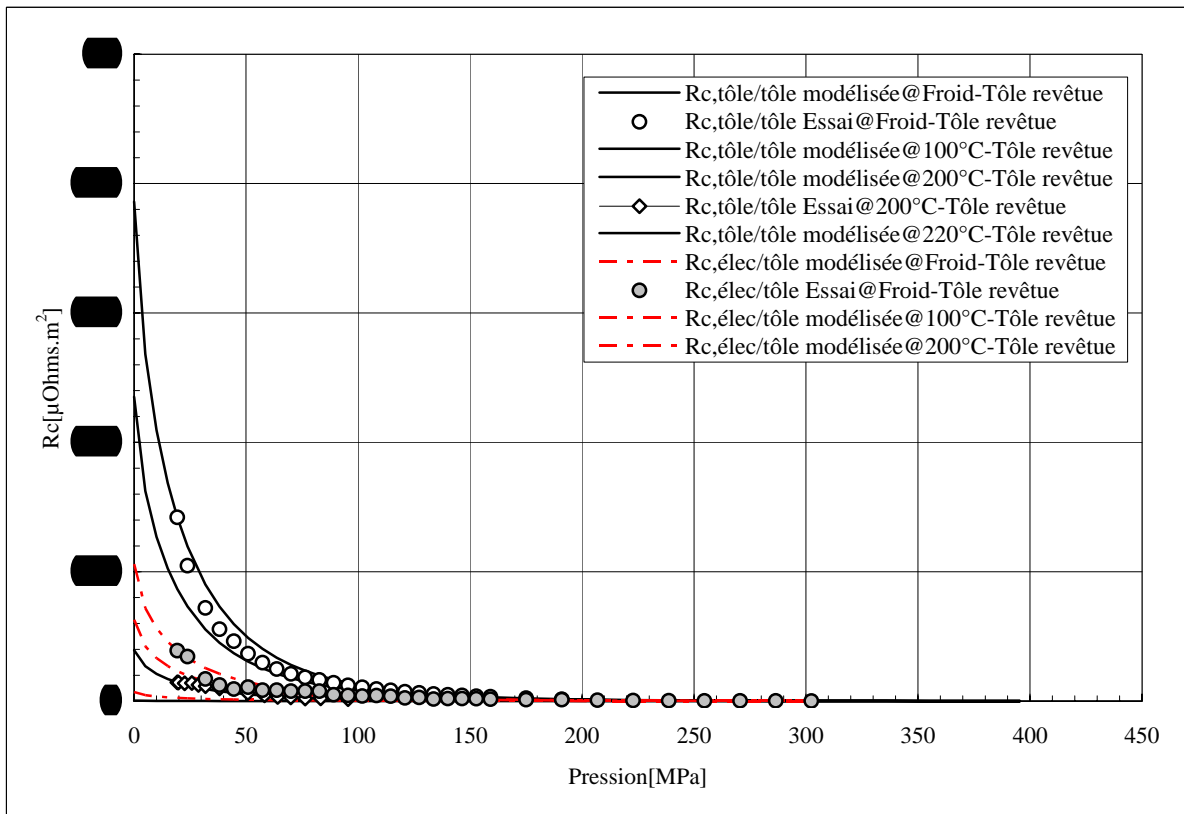


Fig. 4.38: Comparaison entre la résistance de contact électrode/tôle et celle de contact tôle/tôle en fonction de la pression dans le cas de la tôle revêtue

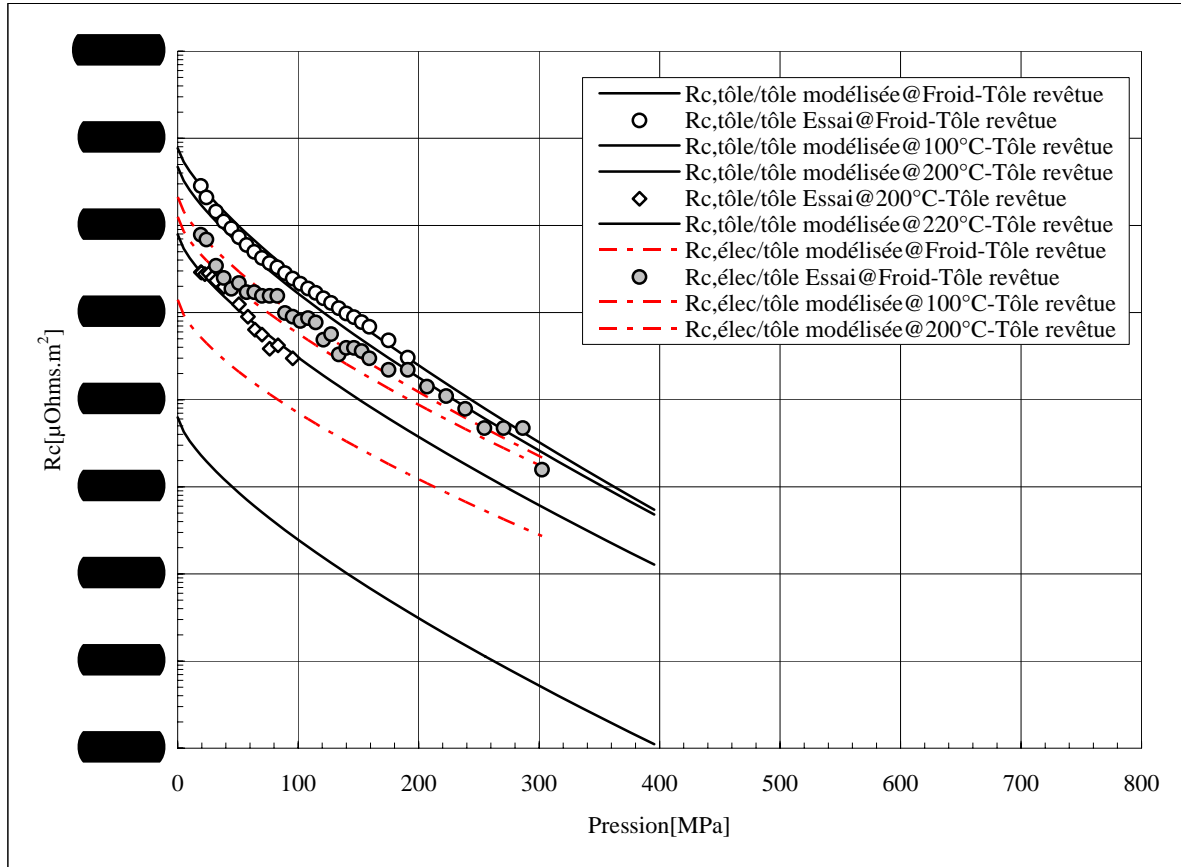


Fig. 4.39: Comparaison entre la résistance de contact électrode/tôle et celle de contact tôle/tôle en fonction de la pression dans le cas de la tôle revêtue tracée en l'échelle semi-logarithme

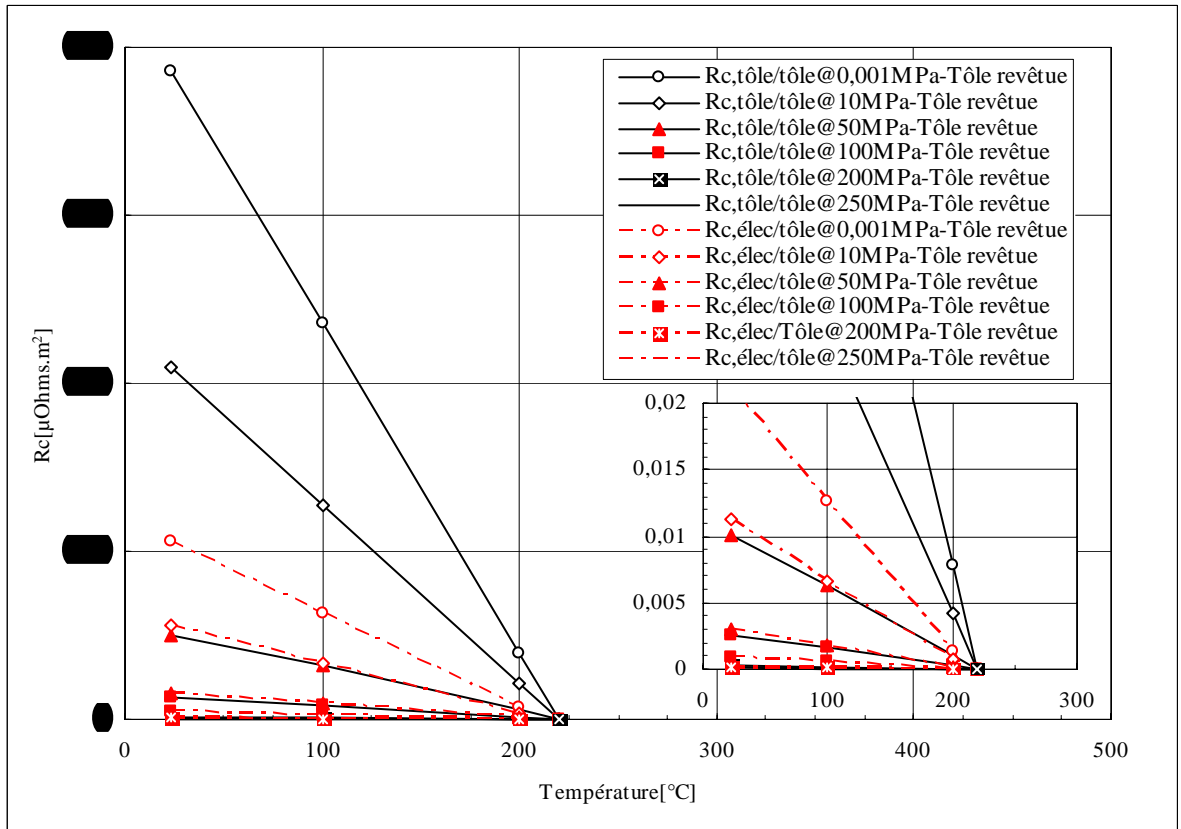
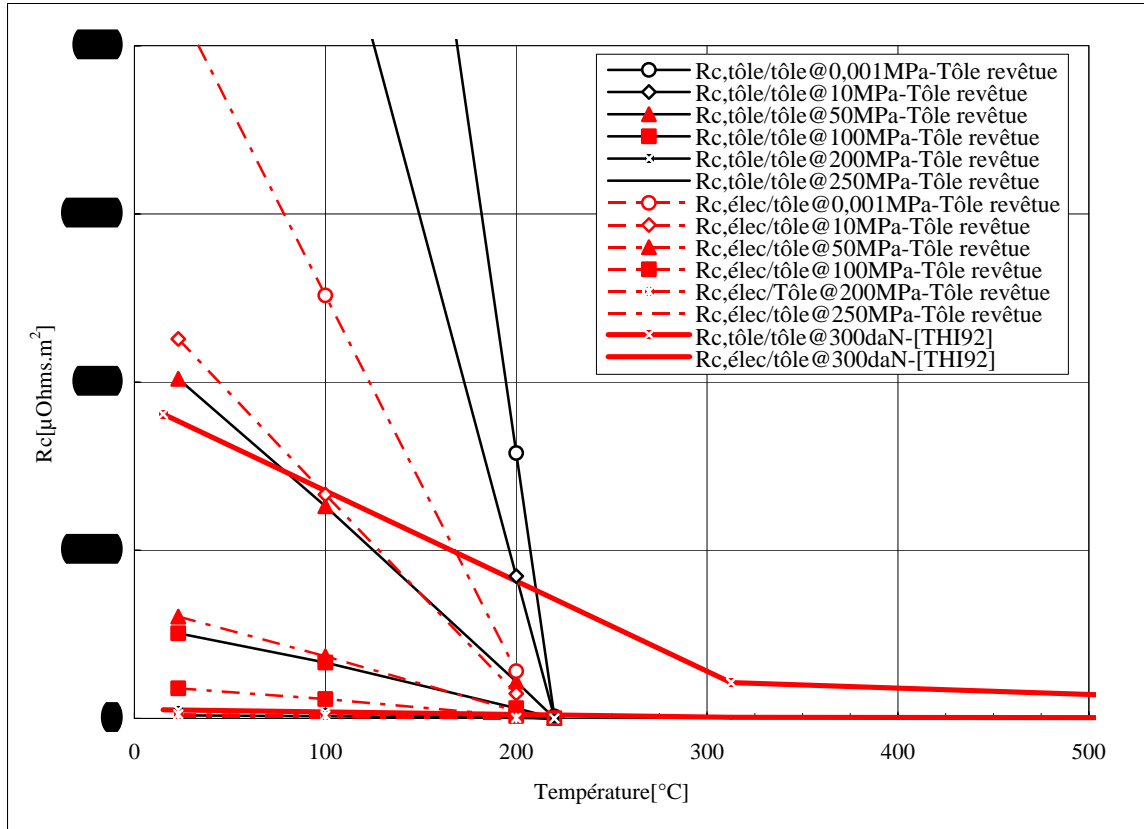


Fig. 4.40: Comparaison entre la résistance de contact tôle/tôle et celle de contact électrode/tôle d'acier revêtu. Les résistances sont représentées pour des iso-pressions en fonction de la température



**Fig. 4.41:** Comparaison entre les résistances de contact tôle/tôle et celles de contact électrode/tôle d'acier revêtu obtenue et celles rapportées dans [THI92]. C'est le cas d'acier XES revêtu double face de  $10\mu\text{m}$  d'épaisseur.  $R_c$  d'acier revêtu d'après [VOG92] n'est pas présentée ici, car l'épaisseur du revêtement n'est pas connue

## 4.10 Conclusions :

Dans cette étude, une méthode de mesure pour la résistance de contact est adaptée basée sur le principe d'empilement de tôles et de cuivres. Une approche simplifiée est faite avec l'usage d'un modèle de la résistance de contact pour l'influence de la pression et de la température. Ce modèle permet d'évaluer la résistance dans une gamme de la pression et de la température correspondant au procédé de soudage.

Les conclusions concernant les résultats des essais de mesure de la résistance de contact sont les suivantes :

i) Avec la même technique pour la résistance d'acier nu que celles utilisées par Vogler et par Thièblemont, la résistance à froid est le même ordre de grandeur à celle rapportée précédemment. Pour la résistance de contact de la tôle nue, les résistances obtenues sont légèrement supérieures à celles rapportées par Vogler, mais elles sont inférieures à celles de Thièblemont, particulièrement en régime de basse température. La résistance de contact décroît non seulement avec la pression, mais aussi avec la température.

ii) Le modèle proposé permet de caractériser les résistances de contact en fonction de la pression ainsi que de la température. Les coefficients de ce modèle peuvent être introduits directement dans la base de données du calcul aux éléments finis, d'une part, et d'autre part, le phénomène d'hystérésis dû à la pression et à la température sur la résistance peut être pris en compte dans le calcul par la définition des ' $P_{\text{max}}$ ', et ' $T_{\text{max}}$ ' attachés aux éléments d'interface.

iii) Pour un assemblage de produits homogènes à revêtement métallique ou non, et pour n'importe quelle condition d'essai, la résistance de contact tôle/tôle est toujours supérieure à celle de contact électrode/tôle. Tracée en échelle semi-logarithmique, la résistance de contact électrode/tôle en fonction de la pression diminue plus rapidement que celle de contact tôle/tôle. En pratique, la raison pour laquelle on soude avec l'intensité plus élevée lorsqu'on augmente la pression, est due à la diminution de la résistance de contact avec l'effort de

soudage. L'évolution de la résistance à froid en fonction de la pression-(§Fig4.38) permet de comprendre ce phénomène bien connu dans l'application pour la tôle à revêtement métallique, lorsqu'on fait varier l'effort.

iv) Comme mentionné dans le chapitre précédent pour l'évolution de la résistance de contact avec la température, cette valeur exerce un effet important sur le développement du noyau ;

❖ *La résistance de contact de la tôle nue* évolue d'une manière similaire à celle de Vogler à basse température, mais elle est un peu plus importante. Les résistances de contact tôle/tôle à froid d'acier nu de ces trois différentes sources de données sont le même d'ordre de grandeur.

❖ Pour *la résistance de tôle revêtue*, nous ne l'avons comparée qu'avec celles de Thièblemont, car il s'agit d'un revêtement identique de 10 $\mu$ m d'épaisseur et double face. Cette comparaison indique que la résistance tôle/tôle à froid est en bon accord avec la mesure précédente. Cependant, lorsque la température augmente, la différence avec celle-ci est augmentée. Nos résistances diminuent un peu plus rapidement à basse température.

v) En ce qui concerne l'évolution de la résistance d'acier nu décrite par le modèle empirique du Babu-[[BAB01] et voir aussi la Fig. 4.15}, l'augmentation de résistance à basse température n'est pas observée dans nos résultats d'essai, et aussi dans les études de Vogler ou de Thièblemont.

---

---

## CHAPITRE 5

# CARACTERISATION DU COMPORTEMENT MECANIQUE DE L'ACIER

---

### Sommaire

<b>5.1</b>	<b>Introduction</b> :.....	<b>209</b>
<b>5.2</b>	<b>Procédure Expérimentale</b> :.....	<b>209</b>
	Détermination des conditions d'essai :.....	211
<b>5.3</b>	<b>Comportement du Matériau</b> :.....	<b>213</b>
	Lois de Comportement Viscoplastique Isotrope : Rappel.....	213
	Viscoplasticité Additive :.....	213
	Viscoplasticité Multiplicative :.....	214
<b>5.4</b>	<b>Identification des Coefficients du Modèle</b> :.....	<b>215</b>
<b>5.5</b>	<b>Résultats et Discussion</b> :.....	<b>216</b>
	Relation entre Contrainte/Déformation et Température :.....	216
	Influence de la Vitesse de Déformation :.....	219
	Validation entre Modèle et Expérience :.....	220
<b>5.6</b>	<b>Conclusions</b> :.....	<b>222</b>



---

## Synopsis

*Low carbon drawing quality steel sheets are common materials in the automotive industry. This is due to their exceptional characteristics involving excellent formability and weldability. To simulate the metal forming or welding process with numerical modeling technique, the sheet material characteristics as a function of temperature, as well as the mechanical behavior model are essential to be included in the finite element analysis-[FEA] material databases. The aim of this present chapter is therefore to investigate the influence of temperature and hardening rate on the steel behavior, and establish a suitable material behavior model basing on the experimental results.*

*To achieve this purpose, a number of isothermal hot compression tests for Al-Killed Drawing Quality-(AKDQ) and Interstitial Free-(IF) steel grades is performed at various strain rates ranging from 20 to 1200°C, and 0.01 to 0.5s<sup>-1</sup>, respectively. A thermomechanical simulator, namely Gleeble<sup>®</sup>-3500 machine, is utilized to conduct the tests.*

*The results are discussed in terms of the influence of temperature and that of strain rates on flow behavior of these steel grades. A power-law viscoplastic model is presented to characterize the flow behavior and the validation between experiment and model is made. According to experimental results, the sensibility of both strain rate and temperature on the flow stress is evidently revealed. Increasing strain rate promotes higher elastic limit and steady-state stress. A role of restoration and dynamic recrystallization mechanisms on stress-strain relationship at elevated temperature is also reported in this study.*

---





## 5.1 Introduction :

Comme la plupart des études dans le domaine des simulations de procédé du soudage ou du traitement thermique, le comportement à chaud, et le modèle pour le comportement du matériau sont essentiels pour obtenir de bonnes validations sur les contraintes résiduelles, et la déformation des pièces. Les pièces soudées sont soumises au chargement thermomécanique, ainsi qu'à la transformation de phases en cours de soudage et de refroidissement. Dans certain cas, la contrainte résiduelle générée par des transformations de phases est significative et non négligeable comme dans le cas d'aciers THR. Une thèse-[VIN02] a été consacrée à la simulation et à l'étude du comportement viscoplastique en présentant la transformation de phases lors de soudage. La loi de comportement viscoplastique de chaque phase avec le mécanisme de Greenwood-Johnson est utilisée pour décrire la transformation des phases ferrito-pearlitiques, et celui de Magee pour la transformation induite par la plasticité de la phase martensitique-[LEB89-1&2]. Dans la même famille de la loi viscoplastique isotrope, une loi additive sans la métallurgie est aussi appliquée en cas d'une modélisation de soudage TIG-[DEP03]. La difficulté particulière de cette dernière, ce sont plusieurs types des essais requis pour identifier les coefficients du modèle, (i.e. un ensemble des essais d'érouissage, de fluage et de relaxation est nécessaire pour déterminer les coefficients du modèle). Les lois viscoplastiques semblent avantageux surtout dans le cas de soudage avec la déformation importante en présentant l'influence de la vitesse de déformation comme le soudage par friction-[FOU03]. Dans cet article, une autre loi de comportement viscoplastique est présentée.

Pour la simulation du soudage par point, la plupart des modèles récents sont réalisés en introduisant le comportement élastoplastique avec un critère de von-Mises-[LI97-1&2, DON98]. Cependant l'effet de la vitesse de déformation peut aussi être intégré dans la loi élastoplastique non-linéaire cinématique dans l'application de soudage par résistance électrique-[SKY03]. Il est à noter que plusieurs modèles élastoplastiques, qui s'adaptent en ajoutant les coefficients supplémentaires pour prendre en compte l'effet d'érouissage, sont répandus dans le cas de la mise en forme à tiède-[LIN86]. Dans ce cas, une méthode numérique optimisée permet d'identifier l'ensemble des coefficients du modèle.

Dans ce chapitre, la loi de comportement élastoplastique du matériau a d'abord été utilisée dans la simulation du procédé de soudage avec les données bibliographiques. Pour compléter la basse des données à haute température, des essais mécaniques à chaud sont réalisés. La loi de comportement viscoplastique permet de caractériser ces données expérimentales avec les paramètres identifiés du modèle.

En ce qui concerne le soudage par point, les tôles sont maintenues sous la pression de serrage, et elles sont soumises à des cycles et gradients thermiques importants lors de soudage et de refroidissement. L'essai thermomécanique dans notre cas est alors l'essai de compression à chaud. Le critère de choix du type d'essai repose sur cette caractéristique particulière du procédé.

Cette étude doit déterminer les facteurs et obtenir les résultats suivants :

- ❖ Caractérisation de ces données avec la loi de comportement viscoplastique en réalisant l'essai de compression à chaud.
- ❖ Relation entre la contrainte, la déformation, en fonction de la température.
- ❖ Etude de l'influence de la vitesse de déformation sur la contrainte.

## 5.2 Procédure Expérimentale :

Les essais sont réalisés sur le simulateur thermo-mécanique Gleeble® 3500 du CRDM illustré sur la Fig 5.1b. La procédure d'essai et la dimension de l'éprouvette sont recommandées dans la documentation de chez DSI. D'une part, ceci permet d'éviter l'effet de la dimension sur la contrainte/déformation. D'autre part, elle permet d'obtenir l'homogénéité thermique dans l'éprouvette entière avec la vitesse de chauffage recommandée de l'ordre de 5°C/s. Cette condition est prise selon un essai de référence de DSI pour que la condition isotherme soit obtenue dans toute échantillon.

La dimension standard de l'éprouvette de DSI est sur la Fig. 5.1a. Notons qu'une bonne qualité de l'interface entre les mors et l'éprouvette est requise et doit être précisée pour l'usinage, car il s'agit d'une génération de la chaleur à l'interface par l'effet Joule. L'éprouvette en cours de chauffage lors d'un essai de mise au point est montrée sur la Fig. 5.1b.

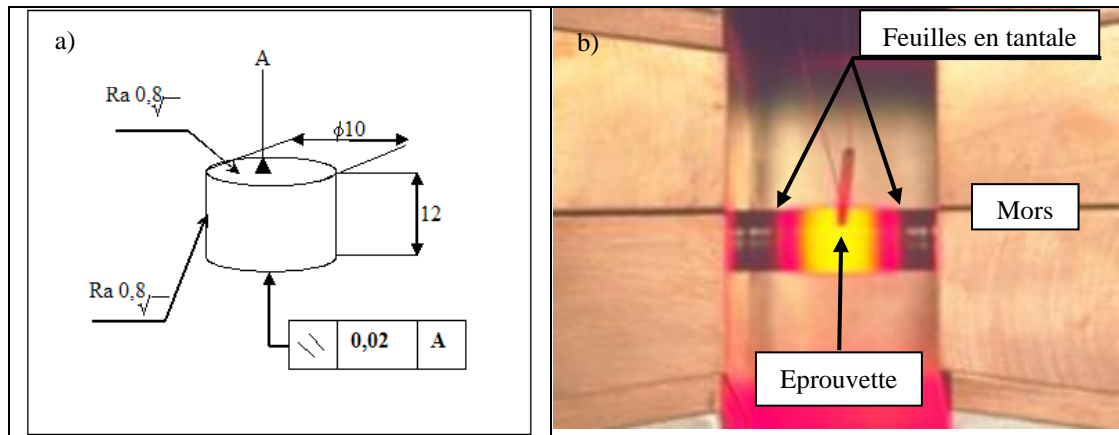


Fig.5.1: a) Dimension standard d'un échantillon selon la recommandation de DSI pour l'essai compression à chaud, et b) Un essai pour la mise au point avec l'installation d'un microthermocouple au mi-longueur d'échantillon dans l'encient de Gleeble® 3500.

Pour avoir la possibilité d'installation un capteur de mesure de déformation diamétrale, et la déformation longitudinale suffisante, ( $\epsilon = \ln \frac{h_0}{h} = 2 \ln \frac{d}{d_0} > 0,3$ ), l'échantillon est donc prélevée dans des brames de témoin de ces tôles au laminage à chaud. L'épaisseur de la brame est alors 22-25-mm.

Pour l'essai de compression, il est strictement conseillé d'éviter le gonflement ou la déformation nonuniforme en diamètre- (« *Barelling effect* ») en cours de compression. Ce phénomène est dû à la friction ou au cisaillement aux interfaces-[NAR97]. Il est commode de réduire, ou d'éviter cette dernière par la lubrification à l'interface, (i.e. l'insertion des feuilles de tantale à l'interface). Pour éviter le gonflement, les feuilles de tantale ont été mises aux interface entre les mors, et l'éprouvette, et elles ne sont utilisées qu'une fois. La direction de compression est dans le sens de l'épaisseur de la brame. L'essai est effectué sous vide. Notons qu'à tiède une bonne évacuation de la chaleur par le refroidissement est capital afin de maintenir une condition isotherme en cours d'essai. Car le chauffage supplémentaire dû au travail de compression devient important avec la vitesse de déformation. Par exemple dans un cas, le gradient de température par rapport à la température de pilotage est environ 15°C à la vitesse de 0,1 s<sup>-1</sup>. Lorsque le chauffage interne est important, on peut apercevoir une anomalie sur la courbe de la contrainte due à la dilation supplémentaire.

Les compositions chimiques équivalentes et les repères des tôles et des brames dans le stock d'Arcelor de Sollac Dunkerque sont respectivement présentées dans les tableaux 5.1, et 5.2.

Tableau 5.1: Compositions chimiques des tôles : (10<sup>-3</sup>% wt)

No. chrono	C	Mn	P	S	Si	Al	Ni	Cr	Cu	Nb	V	Ti	B	N2	Mo	Ceq
1) JR7 (IF)	1,4	111	9	8,3	7	41	20	15	14	1	3	78	<0,3	4,70	-	26,9
2) Rodage	30	206	9	10	7	41	15	38	11	1	1	1	<0,3	5,5	2	75,2

Tableau 5.2: Compositions chimiques des brames : (10<sup>-3</sup>% wt)

No. chrono	C	Mn	P	S	Si	Al	Ni	Cr	Cu	Nb	V	Ti	B	N2	Mo	Ceq
1) 88018 (IF)	1,9	102,6	11	8,5	13,6	38,4	14,5	19	13,4	0,2	1,8	78	0,021	2,40	0,8	27,4
2) 2418 (XES)	28,8	202,2	9	11,8	6,9	41,1	15,2	18,0	16,7	0,3	0,5	0,5	0,018	5,1	0,7	69,6

Il est à noter que la vitesse moyenne de déformation peut être aussi obtenue par une seule étape de déplacement du mors mobile, mais seulement dans le cas de petites déformations totales. Si on souhaite obtenir une grande déformation, par exemple >50%, avec une vitesse de déformation constante, il faut alors déterminer l'incrément de déplacement du mors mobile, qui peut être :

$$Stroke = h_0 [\exp(\dot{\epsilon}.t) - 1] \quad [5.1]$$

§**Mécanisme de Magee** (uniquement pour la martensite) : Les plaquettes de martensite en formation sont orientées par la contrainte appliquée. Ce phénomène affecte la forme générale de l'éprouvette. C'est un phénomène hétérogène dans la structure.

où  $h_0$  est la hauteur initiale de l'éprouvette.  $t$  est le temps.  $\dot{\epsilon}$  est la vitesse de déformation visée.  $Stroke$  est le déplacement longitudinal du mors mobile. Ce dernier est à piloter par le programme en fonction du temps.

**Détermination des conditions d'essai :**

Les conditions de l'essai sont :

- ❖ la déformation,
- ❖ la vitesse de déformation,
- ❖ et la température.

Pour déterminer les conditions des essais, il est possible de quantifier ces grandeurs, soit par les résultats d'un modèle numérique, ou soit par l'essai expérimental. Pour ce faire, les résultats de deux modèles permettent d'évaluer la caractéristique locale, comme aux nœuds, ou dans la zone inaccessible (§ la ZAT).

La condition de soudage testée pour avoir les ordres de grandeurs locaux dans la tôle est présentée dans le tableau 5.3.

Tableau 5.3: Paramètres de soudage

No.	Configuration	Condition de soudage
1.	2-tôle de rodage de 2mm d'épaisseur	11.2-DC/4(6+2):400daN
2.	3-tôle de rodage de 2mm d'épaisseur	10.6-DC/4(6+2):450daN

D'abord, nous présentons la déformation équivalente maximale aux nœuds dans l'assemblage dans les cas de 2- et 3-tôles pour comparer les ordres de grandeurs.

La température maximale aux nœuds dans la ZAT est environ 1200°C. Cependant un essai à 1500°C a été tenté, mais le cylindre était complètement fondu en cours de chauffage. La température maximale pour l'essai est donc fixée à 1200°C.

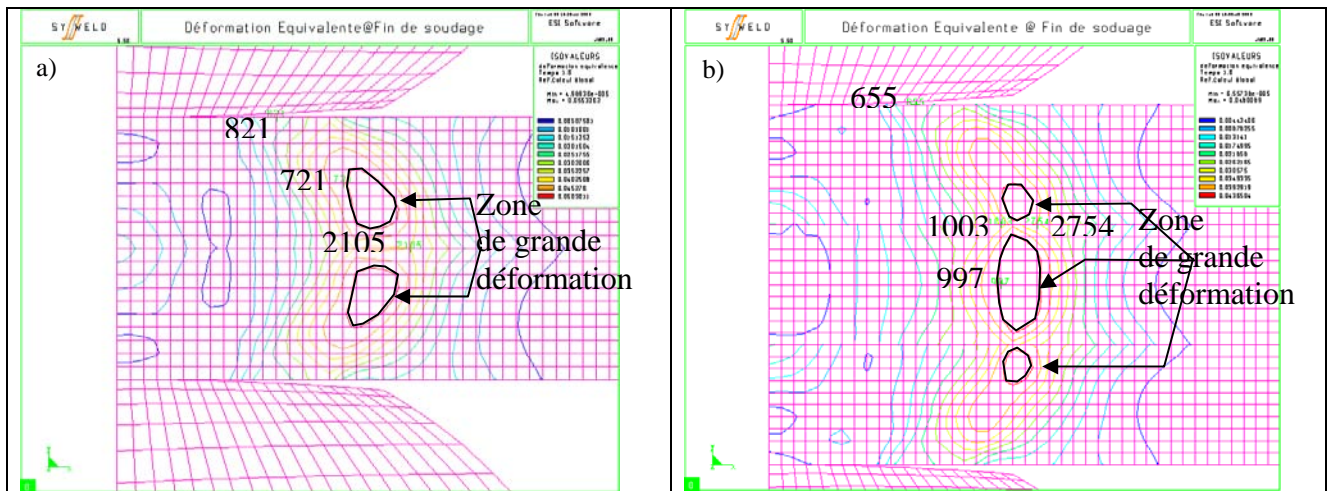


Fig. 5.2: a) Déformation équivalente à la fin de soudage dans le cas de deux tôles, b) Déformation équivalente à la fin de soudage dans le cas de trois tôles

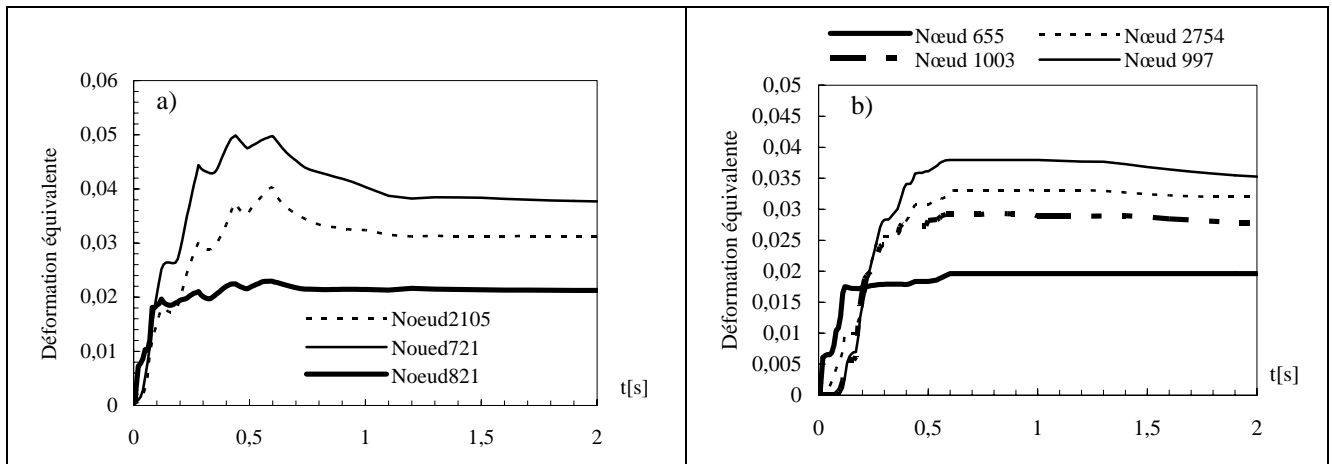


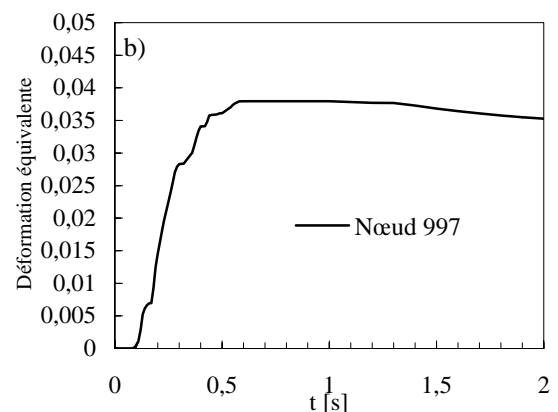
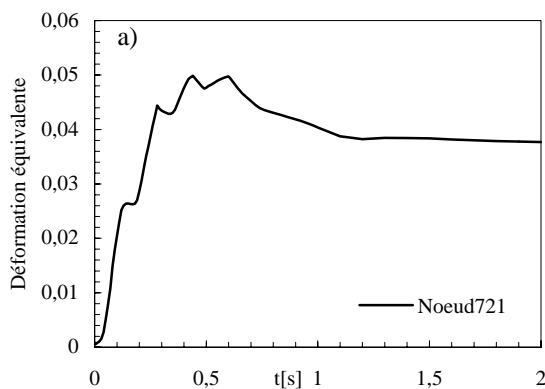
Fig.5.3: a) Evolution de la déformation équivalente des nœuds se trouvent dans la zone critique-[cas de deux tôles], b) Evolution de la déformation équivalente des nœuds se trouvent dans la zone de déformation critique-[cas de trois tôles]

La vitesse de déformation est déterminée par la dérivée première de la déformation équivalente par rapport au temps entre 0,2 et 0,3 s<sup>-1</sup>, dans les cas de deux et trois tôles. Pour le haut domaine de la vitesse, on prend la vitesse maximale de 0,5 s<sup>-1</sup>. Cependant, la gamme de la vitesse moyenne est entre 0,05 et 0,1 s<sup>-1</sup>. La déformation équivalente maximale est faible, qui est l'ordre de 0,04-0,05. Notons que celle-ci peut varier d'une à l'autre condition de soudage, comme dans le cas d'un effort de soudage plus important.

En ce qui concerne l'acquisition de signaux du procédé, la courbe du déplacement relatif entre deux électrodes permet aussi d'évaluer la déformation totale, et la vitesse de déformation globale, (§Fig.5.5). Un exemple sur un assemblage de tôle IF soudé dans les conditions correspond à la partie haute du domaine de soudage est considéré pour obtenir l'ordre de grandeur, (§Cas DC13). La déformation et la vitesse sont respectivement de 0,05 et 10<sup>-4</sup> s<sup>-1</sup>. Cependant, ces caractéristiques globales sont plus faibles par rapport à celles trouvées localement par la simulation. Il est à noter que l'essai à très faible vitesse ne pourrait pas être effectué sur le Gleeble®.

En conclusion, la gamme des conditions d'essai retenue est la suivante :

- ❖ Température maximale : 1200°C,
- ❖ 0,01 ≤ ε̇ ≤ 0,5s<sup>-1</sup>,
- ❖ ε ≤ 0,5, et le modèle viscoplastique avec le seuil permet de décrire le comportement élastique, (§voir plus loin dans la paragraphe de validation).



Intervalle du temps	Vitesse de déformation
0,03-0,13	0,270
0,19-0,28	0,196
0,35-0,44	0,083
0,49-0,6	0,0215

Intervalle du temps	Vitesse de déformation
0,11-0,3	0,152
0,36-0,5	0,040
0,6-1,0	8,24 <sup>E-16</sup>

Fig. 5.4: a) Vitesse de déformation équivalente moyenne dans la ZAT au nœud 721 : 0,14s<sup>-1</sup>[Cas de deux tôles, b) Vitesse de déformation équivalente moyenne dans la ZAT au nœud 997 : 0,05s<sup>-1</sup>[ Cas de trois tôles]

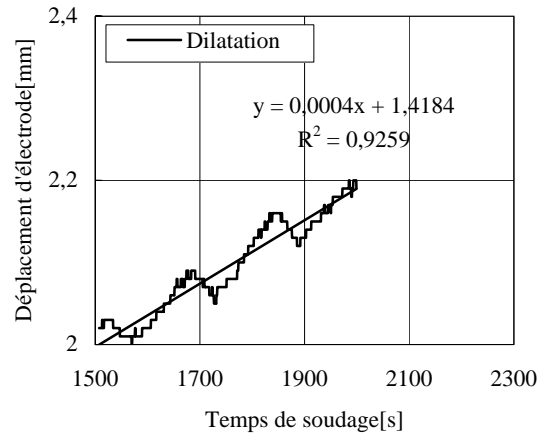


Fig. 5.5 : a) Déformation totale et vitesse de déformation globale du cas DC13 :  $\epsilon_{tot} = \ln(\frac{h_0}{h}) = 0,05$  - (Cas 27 dans le tableau 2.6)

Tableau 5.4: Conditions et Essais Réalisés

Température (°C)	$\dot{\epsilon}$ (s <sup>-1</sup> )			
	0,01	0,1	0,2	0,5
1) 20	⊗	⊗	⊗	⊗
2) 100	⊗	⊗	⊗	⊗
3) 200	⊗	⊗	⊗	⊗
4) 400	⊗	⊗	⊗	⊗
5) 600*	⊗	⊗*	⊗*	⊗*
6) 800*	⊗*	⊗	⊗*	⊗*
7) 1000	⊗	⊗	⊗	⊗
8) 1100	⊗	⊗	⊗	⊗
9) 1200	⊗	⊗	⊗	⊗

Note : \* La plupart des résultats des essais à ces températures ne sont pas retenus à cause de la transformation des phases

### 5.3 Comportement du Matériau :

#### Lois de Comportement Viscoplastique Isotrope-Rappel :

##### Viscoplasticité Additive :

Les modèles de viscoplasticité postulent l'existence d'un domaine élastique à l'intérieur duquel seules des déformations élastiques instantanées, et irréversibles se produisent. On peut alors décomposer la déformation totale en deux parties :

- ❖ la partie élastique, d'une part,
- ❖ et d'autre part, la partie viscoplastique dépendant du temps.

Pour ce modèle viscoplastique unifié, la fonction de l'état de contrainte et de variables internes 'F' est une fonction scalaire. Dans ce cas, 'F' n'est plus similaire à la fonction seuil comme dans le cas d'élasticité, puisqu'un point de charge peut sortir le domaine élastique. La fonction 'F' pour la partie viscoplastique est définie par :

$$\langle F(\sigma, \epsilon_{eq}^p) \rangle = \begin{cases} 0 & \text{si } F \leq 0 \\ F & \text{si } F > 0 \end{cases} \quad [5.2.1]$$

Sur la base d'un comportement isotrope, la contrainte visqueuse 'F' peut être donc sous la forme suivante :

$$F = f(\sigma) - \sigma_s - R(\varepsilon_{eq}^p) \quad [5.2.2]$$

Où '  $f$  ' est la fonction de la contrainte au sens de von-Mises, '  $\sigma_s$  ' est la limite élastique initiale, et '  $R$  ' est la variable d'écrouissage isotrope, qui dépend de '  $\varepsilon_{eq}^p$  '. Cette dernière s'appelle aussi la contrainte interne. La vitesse de déformation viscoplastique s'écrit :

$$\dot{\varepsilon}_{eq}^p = \frac{\partial \Omega}{\partial \sigma} = \frac{3}{2} \dot{\varepsilon}_{eq}^p \frac{s}{\sigma_{eq}} \quad [5.3]$$

Où '  $\Omega$  ' est le potentiel de dissipation viscoplastique.

La vitesse de déformation équivalente, et la déformation plastique équivalente cumulée sont :

$$\dot{\varepsilon}_{eq}^p = \left( \frac{\langle F(\sigma_s, \varepsilon_{eq}^p) \rangle}{K} \right)^n \text{ et } \varepsilon_{eq}^p = \int_0^t \dot{\varepsilon}_{eq}^p d\tau \quad [5.4]$$

Pour l'expression unidimensionnelle en considérant Eqns-5.2.2 et 5.4, cette relation peut être exprimée sous la forme :

$$\sigma_{VM} = \sigma_s + R + K(\dot{\varepsilon})^{1/n} \quad [5.5]$$

où '  $K$  ', et '  $n$  ' sont les paramètres de viscoplasticité du matériau. Ces coefficients sont fonctions de la température. Une étude de la simulation numérique du soudage TIG avec l'utilisation de ce type du modèle est présentée dans-[DEP03], et la technique expérimentale pour identifier les paramètres du modèle est détaillée dans-[LEM98]. Ce modèle élasto-viscoplastique unifié correspond au modèle n° 21 dans la bibliothèque des lois de comportement de Sysweld<sup>TM</sup>.

### **Viscoplasticité Multiplicative :**

Dans ce cas, on suppose que le potentiel de dissipation viscoplastique est le produit entre la fonction de la variable d'écrouissage et le potentiel d'écrouissage. Par conséquent, ce modèle fait disparaître la variable interne '  $R$  ' dans le modèle précédent. Selon la formulation généralisée de la vitesse de déformation viscoplastique :

$$\dot{\varepsilon}_{eq}^p = \frac{\partial \Omega}{\partial \sigma} = \frac{3}{2} \dot{\varepsilon}_{eq}^p \frac{s}{\sigma_{eq}} \quad [5.6]$$

avec  $s = \sigma - \frac{1}{3} Tr(\underline{\sigma}) I$ . La vitesse de déformation plastique équivalente simplifiée s'écrit-[LEM98] :

$$\dot{\varepsilon}_{eq}^p = \left( \frac{2}{3} \dot{\varepsilon}^p : \dot{\varepsilon}^p \right)^{1/2} = \left( \frac{\sigma_{eq}}{K \cdot \varepsilon_{eq}^p n} \right)^{1/m} \quad [5.7]$$

Alors, on obtient la contrainte viscoplastique, qui s'exprime sous la forme puissance :

$$\sigma_{vp} = K \varepsilon_{eq}^p n \cdot \dot{\varepsilon}_{eq}^p m \quad [5.8]$$

Dans le cas unidimensionnel, la contrainte au sens de von-Mises est :

$$\sigma_{VM} = \sigma_s + K \varepsilon^n \cdot \dot{\varepsilon}^m \quad [5.9]$$

C'est le modèle n° 61 de Sysweld<sup>TM</sup>, qui peut être utilisé avec l'introduction de seuil d'élasticité. Cependant dans la plupart des cas, ce modèle est pour la modélisation de formage à mi-chaud, avec la grande déformation, alors on néglige la partie élastique de la déformation totale. Il s'appelle parfois le modèle rigide-viscoplastique. Car dans l'application, on est dans le domaine de la grande déformation.

Cependant ce modèle avec seuil peut être aussi utilisé dans le cas de petite déformation. La déformation viscoplastique cumulée peut être obtenue par :

$$\varepsilon(t) = \int_0^t \dot{\varepsilon}(\tau) d\tau = \left[ \frac{n+m}{m} \left( \frac{\sigma_{vp}}{k} \right)^{1/m} t \right]^{\frac{m}{m+n}} \quad [5.10]$$

Cette relation montre qu'à partir d'essai de fluage, on peut aussi déterminer les coefficients du modèle viscoplastique.

Grâce à l'indépendance de la fonction de contrainte associée à l'érouissage et à la vitesse de déformation, les coefficients du modèle peuvent être identifiés par :

Exposant d'érouissage :

$$n = \left. \frac{\partial \ln \sigma_{vp}}{\partial \ln \varepsilon} \right|_{\varepsilon, T} \quad [5.11.1]$$

Exposant de sensibilité à la vitesse de déformation :

$$m = \left. \frac{\partial \ln \sigma_{vp}}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} \right|_{\varepsilon, T} \quad [5.11.2]$$

Notons que  $0 < m \leq 1$

' $m \approx 0$ ' : le comportement « rigide plastique ».

' $m = 1$ ' : le comportement du type « fluide newtonienne ».

## 5.4 Identification des Coefficients du Modèle :

A coté des difficultés liées à l'identification des coefficients, le modèle viscoplastique est parfois utilisé de préférence à la plasticité, pour des simples raisons de simplicité numérique. Il a été montré en effet que la formulation viscoplastique régularise la plasticité, ce qui conduit à des solutions numériques plus régulières, en particulier pour la partie plastique parfaite, (i.e. la déformation augmente, mais à une contrainte constante), qui engendre la difficulté pour la convergence du calcul lorsqu'on utilise le comportement élastoplastique. Dans notre cas, le modèle « avec seuil » est utilisé afin de bien simuler la contrainte résiduelle dans les pièces. Cette loi peut être aussi appliquée pour étudier le comportement viscoplastique isotrope lors de transformation des phases-[VIN03].

Les coefficients des aciers IF et ES sont présentés dans le tableau II.V-Annexe II. L'évolution de ' $K$ ', ' $m$ ', et ' $n$ ' en fonction de la température est sur la Fig.5.6a-b. On trouve que ' $m$ ' des aciers augment avec la température. Comme mentionné précédemment, la limite haute de ' $m$ ' vaut 1,0 pour les fluides newtoniennes. ' $K$ ', et ' $n$ ' vont naturellement décroître avec la température. Lorsqu'on est à haute température, la courbe contrainte/déformation est quasiment plate pour la contrainte stationnaire, (§Fig. 5.7). L'effet d'érouissage joue un rôle moins important que les mécanismes d'adoucissement; la restauration et la recristallisation dynamique.

' $K$ ' pourrait traduire l'effet de la température sur la contrainte d'écoulement, et il décroît alors avec la température. Comparons entre ES et IF, on trouve que les coefficients de ES est un peu faible par rapport à ceux-lui de IF. Les pentes de ces coefficients évoluent dans la même manière avec la température.

La déformation élastique peut s'ajouter à la déformation inélastique pour obtenir la déformation totale ;

$$\varepsilon_{tot} = \varepsilon_e + \varepsilon_{vp} \quad [5.12]$$

avec la déformation élastique ;

$$\varepsilon_e = \left( \frac{E}{K \dot{\varepsilon}^m} \right)^{\frac{1}{n-1}} \quad [5.13]$$

La façon de déterminer la limite élastique à partir de la courbe expérimentale avec les coefficients du modèle est similaire à celle utilisée par Morrison-[MOR66] dans le cas de la loi élastoplastique de Hollomon.

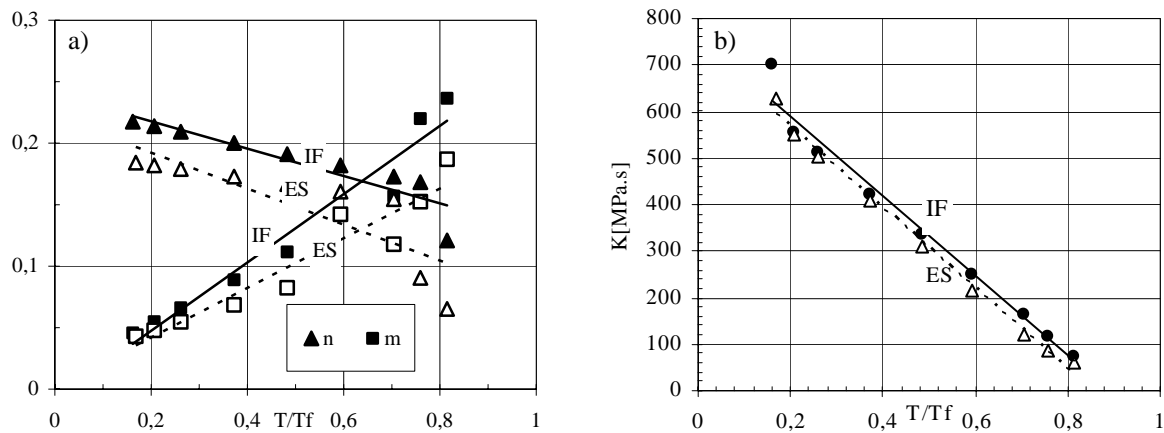


Fig.5.6: Evolution de  $K$ ,  $m$ , et  $n$  en fonction de la température. Les coefficients  $k$ , et  $n$  décroissent d'une façon linéaire avec la température. Au contraire pour  $m$ , il augmente avec la température.

## 5.5 Résultats et Discussion :

### Relation entre Contrainte/Déformation et Température :

La relation entre contrainte et déformation est illustrée sur la Fig. 5.7. On trouve que la courbe s'aplatit avec la température, et la valeur diminue aussi avec la température. A haute température, (§Fig. 5.8), on trouve que la contrainte d'écoulement d'acier IF évolue d'une façon un peu plus importante que celle d'acier ES. Ce qui est contraire à la contrainte d'écoulement observée à faible déformation. Globalement à cette vitesse, la contrainte d'écoulement n'est pas différente entre 1000-1200°C. Elle est quasiment faible en montrant le comportement plastique parfait.

Les courbes de contrainte de 800°C à 1200°C sur la Fig. 5.8 montrent la comparaison de la contrainte d'écoulement entre l'acier ES et IF. A faible déformation, on trouve que la limite élastique d'acier ES est un peu plus grande que celle d'acier IF. Cependant, la contrainte d'écoulement stationnaire de cette dernière est plus importante à grande déformation.



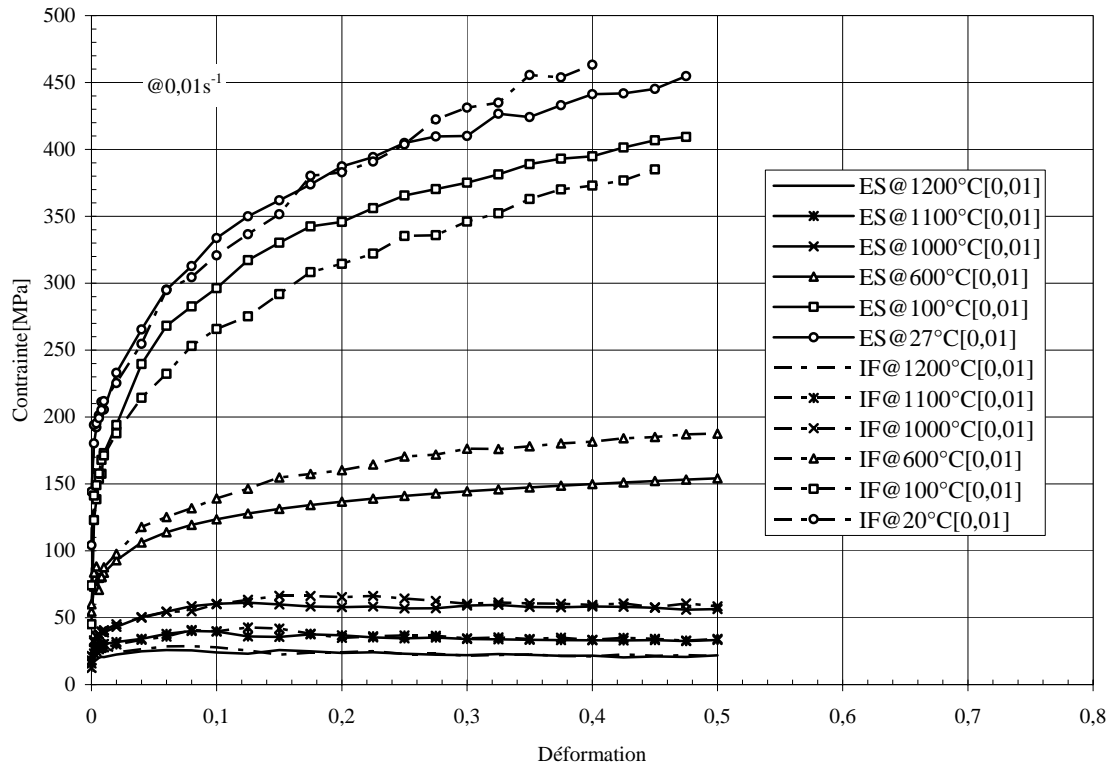


Fig. 5.7: Relation entre la contrainte et la déformation en fonction de la température à la vitesse de déformation de  $0,01s^{-1}$ .

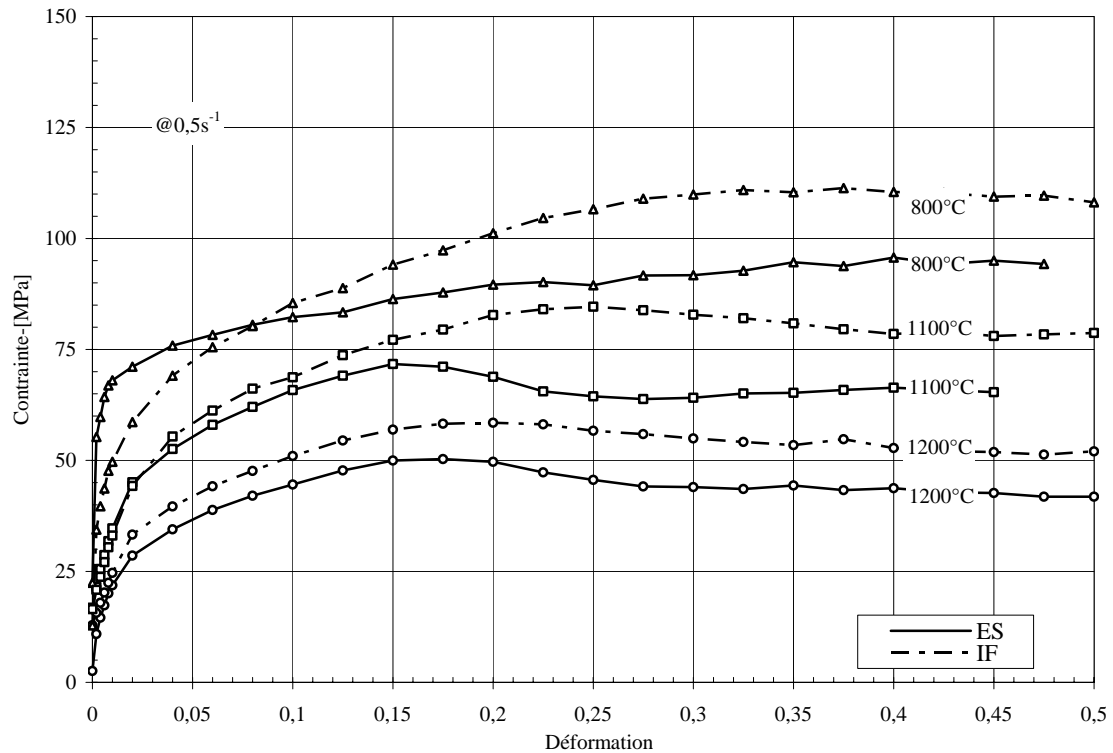
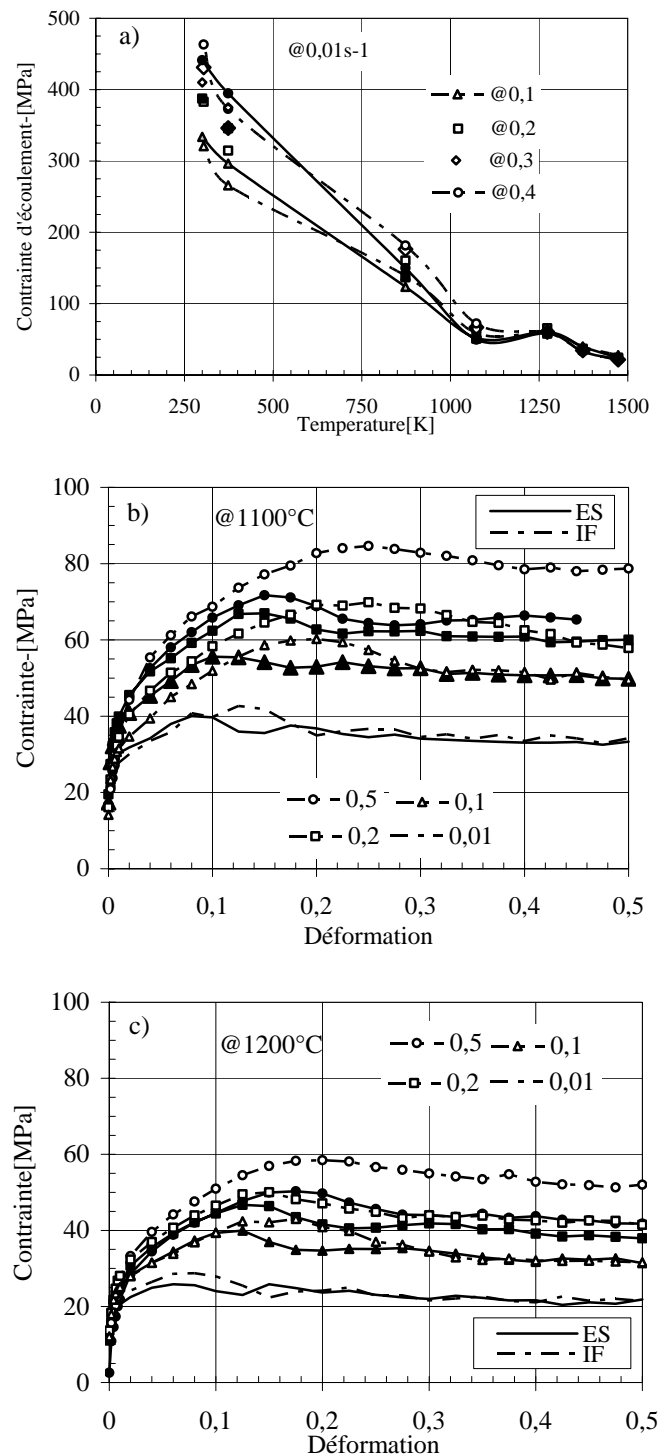


Fig. 5.8: Relation entre la contrainte et la déformation en fonction à la vitesse de déformation de  $0,5s^{-1}$  entre 800-1200°C.



**Fig. 5.9:** Influence de la température sur le comportement des nuances IF et ES, a) Contrainte d'écoulement considérée à différentes déformation et en fonction de la température. Elle décroît avec la température-[Symbole en noir pour le cas de ES, sinon en symbole vide IF], b) Contrainte d'écoulement à différentes vitesses de déformation à  $1100^\circ\text{C}$ , et c) Plus faible influence de la vitesse de déformation sur la contrainte à  $1200^\circ\text{C}$  par rapport à  $1100^\circ\text{C}$ .

Pour les mécanismes de déformation à chaud, lorsque la déformation se produit, une restauration de la structure ou une recristallisation s'oppose à l'écroutissage. On parle donc des mécanismes de l'adoucissement.

La recristallisation dynamique, qui est un des mécanismes de l'adoucissement à haute température, peut être clairement observée, en particulier à  $1100\text{-}1200^\circ\text{C}$ . Celle-ci apparaît après le pic de la contrainte

d'écoulement ' $\sigma_p$ ', où la déformation critique ' $\varepsilon_p$ ' s'observe. Du point de vue métallographique pour la caractérisation à haute température, trois étapes successives observées pour la variation de la contrainte d'écoulement, qui sont en général :

❖ l'écroutissage et la restauration. Celles-ci peuvent être observées lorsqu'on est en régime de faible déformation. Cette étape est caractérisée par l'augmentation de la densité des dislocations, la croissance des grains primaires, et puis la formation des grains secondaires dans les grains primaires déformés. Au cours de ce stade, il n'y a pas création de nouveaux grains, mais seulement réduction du nombre de défauts atomiques, lacunes, et essentiellement dislocations, et le réarrangement de ceux-ci en nouvelles configurations. Notons qu'à forte vitesse, et entre 800-1000°C, on ne peut observer que cette étape.

❖ l'étape de la transition attribuée à la recristallisation dynamique apparaît entre le pic et la contrainte stationnaire. La recristallisation est caractérisée par le développement de nouveaux grains aux dépens d'une matrice, qui est dans un état structural moins parfait. Lorsqu'on est dans ce régime, la diminution de la contrainte se caractérise dans deux manières différentes. Soit il y a un seul pic à basse température avec la vitesse importante, ou soit l'apparition des plusieurs pics à haute température. Cet amortissement de la contrainte à haute température peut être observée à faible, ainsi qu'à grande vitesse. Dans cette étude, il s'observe principalement à faible vitesse, et à température très élevée.

❖ l'étape stationnaire. Lorsque l'étape stationnaire atteint, les microstructures équiaxes sont finalement observées.

Pour le comportement à chaud du matériau, plusieurs facteurs peuvent jouer un rôle dominant sur le mécanisme d'adoucissement. Ce sont le carbone, et les éléments présents dans l'acier (i.e. Silicium), la recristallisation dynamique, et la taille initiale de la phase austénitique-[SER02]. Dans ce travail, l'auteur a également rapporté qu'à haute température, où le taux d'écroutissage plus bas-(e.g. cas à 1200°C@0,01s<sup>-1</sup>), la contrainte d'écoulement est plus faible pour l'acier bas carbone. Dans ce cas, la recristallisation est dominante pour le mécanisme d'adoucissement, car on peut observer la diminution de la contrainte pendant la phase de transition. Lorsque le taux d'écroutissage est plus élevé, et la température plus basse-(e.g. le cas à 800°C@0,5s<sup>-1</sup>), la restauration dynamique est responsable pour l'adoucissement en présentant l'augmentation de la contrainte jusqu'à l'état stationnaire.

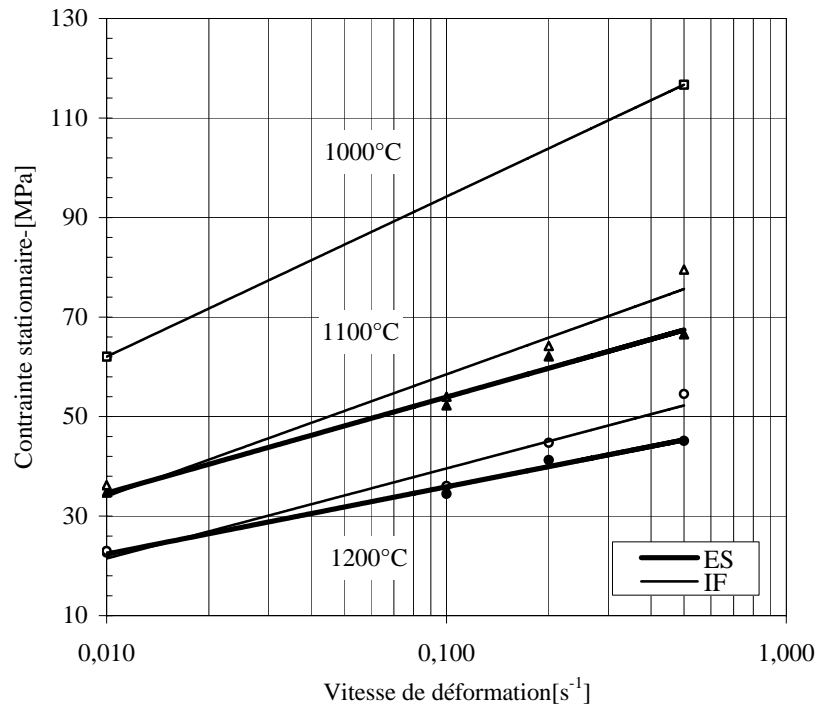
Dans cette étude à température élevée, on trouve que l'apparition de la recristallisation sur la contrainte est plus remarquable pour l'acier ES, et par conséquent la contrainte d'écoulement plus faible comme celle montrée sur la Fig.5.9b-c. De plus, on trouve que la déformation critique ' $\varepsilon_p$ ' est un peu moins importante pour l'acier ES que celle de l'acier IF.

D'autre part, nous avons aussi mis en évidence l'influence de la température sur l'évolution de la contrainte d'écoulement. On trouve que l'enveloppe de la contrainte d'écoulement se réduit avec la température, (§Fig5,9a). Ceci est aussi rapporté de façon similaire au cas d'une étude sur le comportement à chaud de l'acier HLSA65-[NEM05]. On trouve que la température joue un rôle important en abaissant non seulement la contrainte, mais également la limite élastique. La contrainte se caractérise différemment entre celle à basse et à haute température. Le phénomène plastique parfait est plus marqué à haute température.

### **Influence de la Vitesse de Déformation :**

Pour ce modèle, l'influence de la vitesse se traduit par l'exposant de vitesse de déformation ' $m$ ', (§Fig 5,6a), qui montre que lorsque la température augmente, la vitesse de déformation joue un rôle dominant sur la contrainte d'écoulement.

D'ailleurs, la limite haute idéale de ' $m$ ' vaut 1,0 lorsque le comportement approche celui d'un fluide au delà de la fusion. Une autre façon permet également d'interpréter l'effet de la vitesse sur la contrainte stationnaire est présentée sur la Fig. 5.10. Nous ne présentons que le cas, où la contrainte stationnaire apparaît clairement, i.e. à haute température. On trouve qu'à une température donnée la contrainte augmente avec la vitesse. Cabera *et al.*-[CAB03] a aussi rapporté une tendance similaire de la sensibilité de la contrainte due à la vitesse dans le cas d'acier d'innox.



**Fig. 5.10:** Influence de la vitesse de déformation sur la contrainte stationnaire. Afin de mettre en évidence ce phénomène, nous ne présentons que les cas à température élevée. D'ailleurs, on trouve que l'acier IF est un peu plus sensible à la vitesse que ES.

Pour ces deux aciers, l'augmentation de la vitesse de déformation conduit non seulement à un pic de la contrainte plus élevée, mais aussi à une déformation critique.

### Validation du Modèle :

La comparaison entre le comportement prédit par le modèle élastoviscoplastique, et les résultats expérimentaux est présentée sur la Fig. 5.11a-d. A haute température, ce modèle de type puissance ne permet que de caractériser la contrainte à l'état stationnaire, ou dans le domaine de grande déformation. La restauration ainsi que la recristallisation ne peuvent pas être bien modélisés avec ce modèle puissance. D'ailleurs, plusieurs études consacrées au comportement à chaud, {i.e. [RAO96], [SER03],} montrent également la dispersion entre l'expérience et la modélisation pour les phases de restauration et de recristallisation dynamique. Cependant, les modèles les plus récents pour le fluage ou la viscoplasticité à chaud proposés par Bergstorm-[BER70], ou par Estrin-[EST84] permettent alors la prise en compte de ces mécanismes. Ces modèles sont basés sur le principe de la variation de la densité des dislocations-[SEL66].

En ce qui concerne la caractérisation à basse température et à mi-chaud, le modèle multiplicatif représente mieux le comportement de l'acier par rapport à chaud. De plus, la bonne validation peut être obtenue pour le comportement de ces aciers, (§Fig 5.11b, et d.)

Un cas de modélisation du comportement de l'acier IF en fonction de la température est présenté sur la Fig. 5.12a. Comme mentionné précédemment, nous proposons également d'intégrer la partie élastique à ce modèle. Pour ce faire, Eqn. 5.13 permet donc de trouver d'abord la limite élastique vraie, et puis ' $R_{P0,2}$ '. En générale lorsqu'on parle de ' $R_{P0,2}$ ', il s'agit donc de « la limite élastique conventionnelle ». Mais pour le code aux éléments finis, il faut que nous introduisons la limite élastique vraie pour le seuil de plasticité.

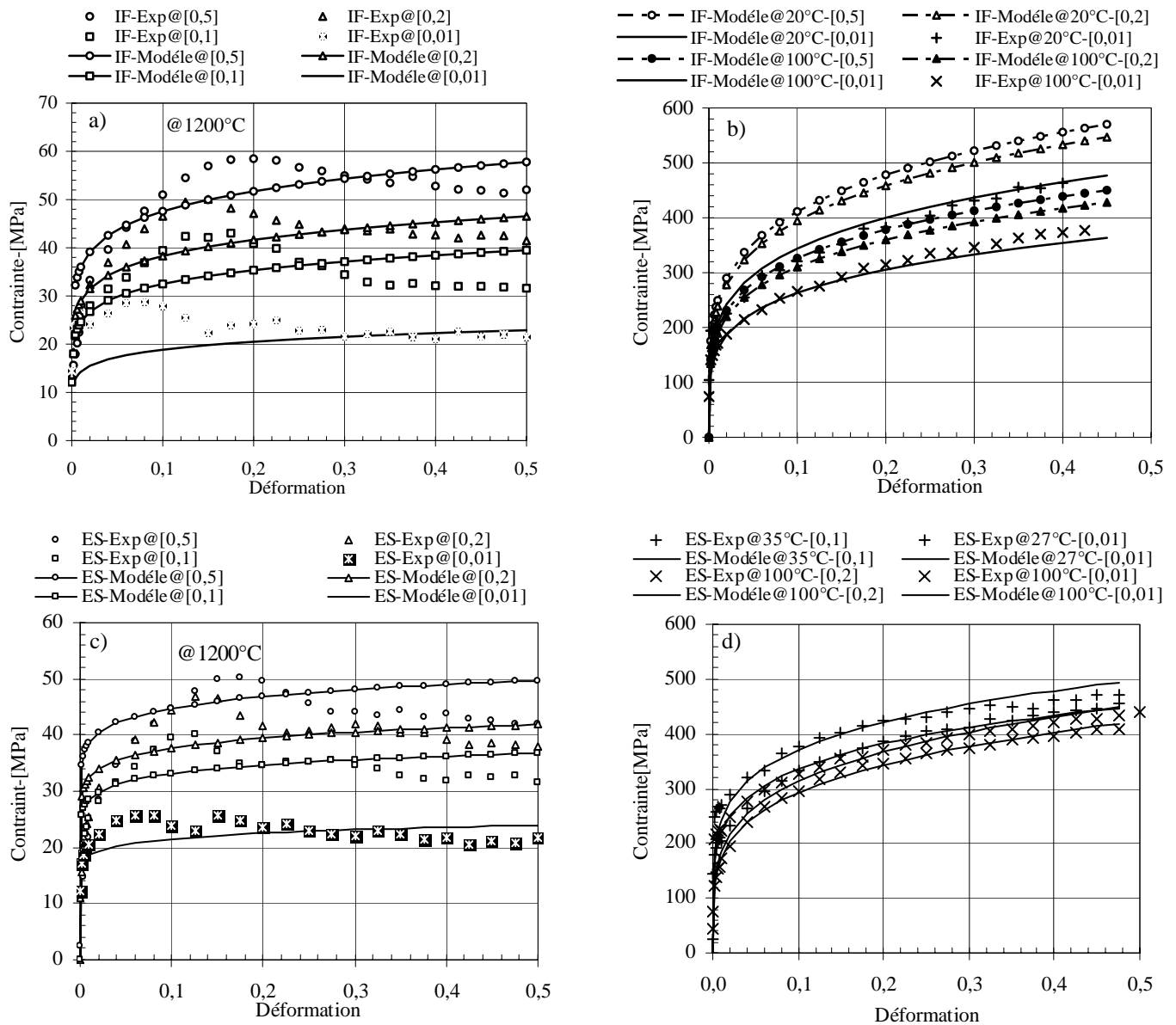


Fig. 5.11: Confrontation entre expérience et modèle pour les nuances IF et ES, a) Validation à 1200°C-[Cas de l'acier IF], b) Validation à froid et à tiède-[Cas de l'acier IF], c) Validation à 1200°C-[Cas de l'acier ES], et d) Validation à froid et à tiède-[Cas de l'acier ES]

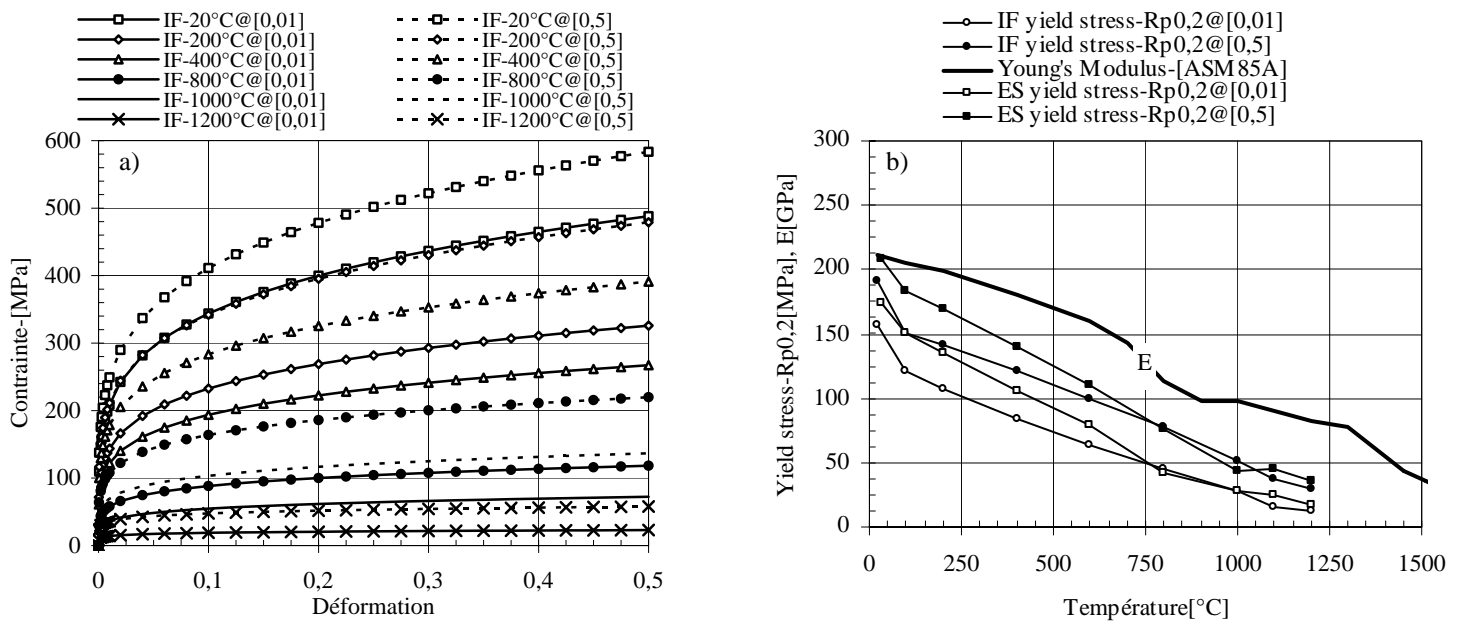


Fig.5.12: Illustration de la relation contrainte/déformation, et le module de Young en fonction de la température, a) Relation contrainte/déformation modélisée par la loi élastoviscoplastique-[Cas de l'acier IF], et b) Limite élastique en fonction de la température pour les aciers ES et IF. Celle-ci est évaluée par la relation présentée dans Eqn-5.13.

La limite élastique et le module de Young des aciers en fonction de la température sont présentés sur la Fig. 5.12b. Ils décroissent linéairement avec la température. L'influence de la vitesse de déformation sur la limite élastique est présentée également, (§Fig. 5.12b). A une température donnée, ' $R_{p0,2}$ ' augmente avec la vitesse de déformation.

## 5.6 Conclusions :

Dans ce chapitre, la loi de comportement viscoplastique multiplicative avec seuil élastique est présentée pour la modélisation du comportement des aciers IF et ES à toutes les températures. Des essais de compression à chaud ont été réalisés utilisant le simulateur thermomécanique Gleeble<sup>®</sup>. Les conclusions de ce chapitre sont les suivantes :

i) Le comportement des aciers prédit par la loi viscoplastique montre un bon accord avec les résultats expérimentaux à tiède et à mi-chaud. Il comprend la partie élastique, et celle plastique. Avec le module de Young et les coefficients du modèle à une température donnée, une formulation empirique permet d'évaluer la déformation élastique, et puis la contrainte élastique initiale. Ce modèle élastoviscoplastique permet donc de modéliser dans toute la gamme de déformation envisagée, soit dans la simulation de soudage par point, où soit dans la mise en forme.

Cependant, cette loi de type puissance classique ne permet pas de bien modéliser les mécanismes d'écrouissage et d'adoucissement dynamique à haute température. Les autres modèles de viscoplasticité isotrope sans écrouissage basés sur le principe de densité des dislocations, comme celui proposé par Sellars-[SEL66], ou par Bergstorm-[BER70], permettrait de mieux caractériser la contrainte d'écoulement à température élevée.

Selon les résultats, on peut constater que la température est le premier facteur, qui joue un rôle important sur la contrainte. La contrainte est abaissée avec la température, et elle montre le comportement plastique parfait.

D'autre part, deux mécanismes d'adoucissement, qui sont la « restauration » et la « recristallisation » dynamique, peuvent être observés sur le comportement à haute température. Il s'agit respectivement de la multiplication et de l'annihilation pour la variation de la densité des dislocations. La recristallisation montre un rôle dominant sur la contrainte d'écoulement de l'acier ES avec plus faible valeur de contrainte comparant avec celle de IF. L'influence de la vitesse de déformation sur la contrainte d'écoulement est aussi observée ; la contrainte augmente avec la vitesse de déformation.

ii) Les raisons pour lesquelles la loi de comportement multiplicative est choisie dans cette étude sont la rapidité et sans l'optimisation numérique pour l'identification des coefficients, d'une part, et autre part, le nombre des types d'essais réduits par rapport à la loi viscoplastique additive. En ajoutant le seuil élastique à ce modèle, il est possible donc de prendre en compte l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation totale.

L'évolution des coefficients du modèle avec la température est similaire à celle rapportée précédemment dans [LEM98]. Le coefficient d'érouissage- $n$ , et  $k$  décroissent avec la température. Par contre, la sensibilité de la contrainte due à la vitesse de déformation- $m$  augmente avec la température.

iii) Comparant  $R_{p0,2}$  de l'acier ES et de l'acier IF, on trouve que  $R_{p0,2}$  de ES est un peu plus grand que celle de IF. Ceci est conforme à la relation proposée entre module de Young, et les coefficients du modèle. Enfin, la limite élastique, et le module de Young diminuent avec la température.

---





---

## CHAPITRE 6

### VALIDATION OF WELD GEOMETRY AND RESIDUAL STRESSES IN WELD

---

#### Sommaire

<b>6.1</b>	<b>Validation of Weld Geometry :.....</b>	<b>229</b>
<b>6.2</b>	<b>Residual Stresses and Deformations :.....</b>	<b>229</b>
<b>6.3</b>	<b>Conclusions :.....</b>	<b>235</b>



---

## Synopsis

*In this investigation, a two-dimensional axisymmetric finite element model was developed to determine the temperature distribution, internal stress development history, and residual stress distribution in spot weld of low carbon steel sheet. Temperature and internal stress development history provides a fundamental understanding of the thermal induced deformation and the evolution of stresses in the welded region. Electrical contact resistance data and thermo-mechanical property used in the analysis were experimentally determined as presented in previous chapters.*

*The validation was conducted in order to justify the electro-thermal predicted results in terms of weld geometry and thermal history experiencing in the spot weld. Thermal history has an influence not only on thermal induced stresses, but also residual stresses in the assembly. Validation of weld geometry shows a good agreement for the nugget size at the end of each pulse. However, there is a slight dispersion for the nugget penetration at earlier stages of welding.*

*The results of thermo-mechanical analysis show that tensile residual stress predominates in the nugget area. High stress gradient are observed in two regions, which are the HAZ and faying surface. Predicted residual stresses are compared with that experimentally determined for ES steel assembly in a published work. A good agreement between experience and simulation results is found for the radial stress distribution along the mid-thickness of the upper sheet of the assembly.*

*Relative high tensile residual stress is observed in the nugget, and it decreases gradually in the base material towards the edge of the specimen. An abruptly change of radial stress is located in the HAZ region. Residual stresses are the internal and self-equilibrated stresses.*

---



## 6.1 Validation of Weld Geometry :

Validation of nugget development can be seen in Fig. 6.1. The comparison of the nugget diameter between prediction and experience shows a qualitative agreement at the end of each pulse. The validation of the final nugget diameter size and penetration height can be seen in Fig 6.1d. From the experience, it is observed that nugget development is saturated since the end of the second pulse. Little nugget growth can be seen since the end of third and fourth pulses.

However there is a discrepancy in the validation of nugget penetration, particularly at the first pulse as shown in Fig. 6.1a. Predicted nugget height is relatively small in comparison to that of experiment, but the validation of nugget diameter shows a qualitative agreement with the experience.

Validation of the sheet deformation and electrode indentation on the sheet is in a good agreement with the experimental results.

## 6.2 Residual Stresses and Deformations :

Development of internal circumferential stress in the nugget during welding process is shown in Fig. 6.2. The formation of internal stress is because of local plastic deformation caused by the non-uniform temperature distribution during the welding process. Fig. 6.2 illustrates the circumferential stress and temperature distribution in the weld. It can be seen from this figure that a high and uniform compressive stress develops continuously around the nugget, as indicated by ‘ $\ominus$ ’ sign, near the isothermal contour of 1530°C.

However, this compressive stress decreases as temperature increases. The development of the tensile stress can be also observed at the electrode/sheet and sheet/sheet interfaces.

During the holding cycle, in which current is shut off, but load is maintained, the temperature drops rapidly and the weld metal in the nugget begins to ‘shrink’, which results in the development of the tensile stresses. At the end of the holding cycle, the squeeze load is removed, and the tensile stresses develop continuously in the weld.

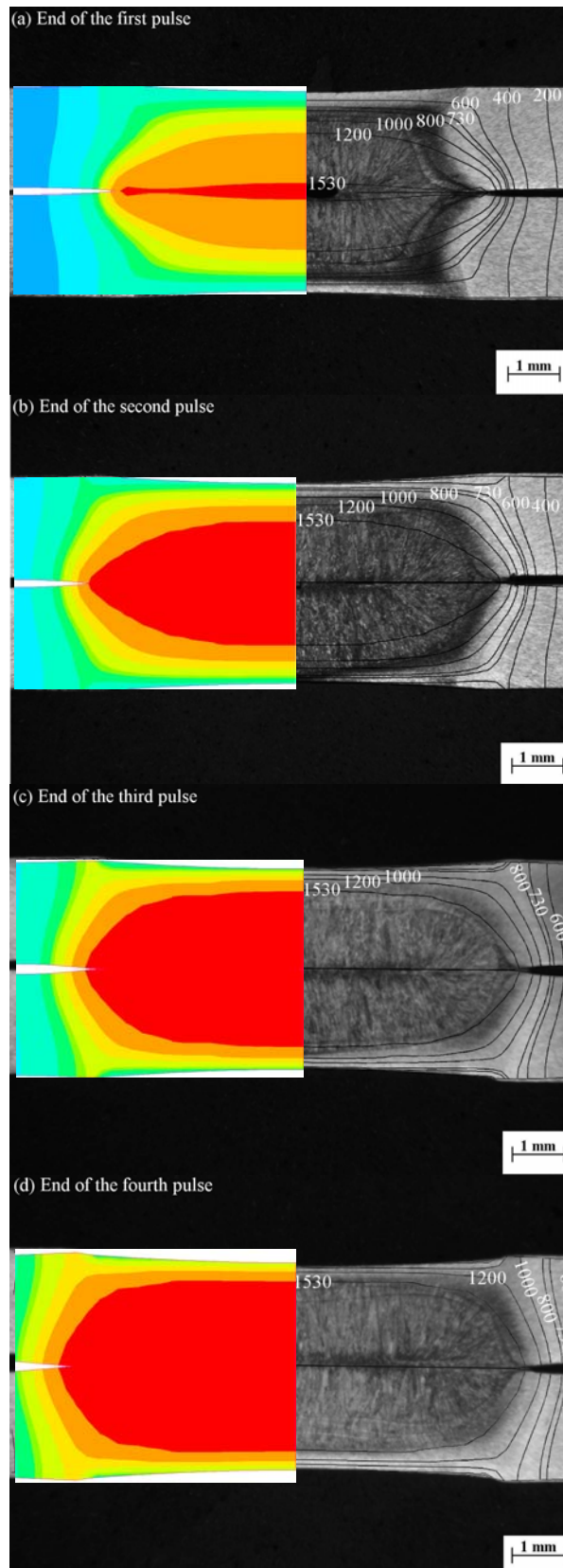
Fig. 6.3 shows different components of the residual stresses after 10 cycles of electrode holding. It can be seen that tensile stress predominates in the weld, and concentrates along the faying surface. Additionally, tensile residual stress can be observed just beneath the peripheral region of the electrode/sheet interface.

Distribution of radial stress along the mid-thickness of the sheet at different stage illustrated in Fig. 6.4 indicates that tensile residual stress in the nugget increases since the end of welding. During welding stage, the nugget is subject to the compressive stress induced by the thermal dilatation in the weld and tensile stress appears increasingly as welding cycle increases. After the current shut off, it can be seen that the profile of tensile stress is uniform in the nugget and drops drastically in the region near the HAZ. However, tensile stress across the HAZ increases again and becomes relatively uniform in the base metal. Similar radial stress distribution with a high gradient of stress across the HAZ found experimentally using X-ray diffraction technique is also reported in-[ANA87].

Distribution of von-Mises or equivalent stress at 10 cycles after the end of holding is presented in Fig. 6.5. Maximum residual stress about 150-182 MPa occurs near the electrode/sheet interface and in the sheet. Using welding parameters at the upper limit of weldability domain, maximum stress values found is approximately the yield strength of steel, (e.g.  $R_{P0,2-room\ temp} = 174\text{MPa}$  determined from the experiment). Note that von-Mises stress is always positive.

Fig. 6.6 illustrates the plastic strain cumulated since the beginning of process until the end of welding, the end of electrode holding, and 10 cycles after the end of holding cycle. The simulation results indicate that cumulated plastic strain increases markedly during the welding, and there is a slight increase after the end of holding cycle, (i.e. the maintaining force is removed). Development of plastic strain can be observed in the regions locating from the notch to the periphery of the electrode/sheet interface. Maximum strain can be visible at the notch region, where the microcrack initiates during the fatigue tests. The highest value of plastic strain is around 0,175-0,2, which indicates that *the resistance spot welding is a small deformation process*.

Other feature concerning the improvement of welds quality in terms of fatigue strength and weld toughness is to *reduce the residual stress level in the weld*, e.g. using the post-heat treatment technique. However according to the experience reported in the previous study-[ANA87], although this post-heat treatment helps reducing the residual stress level in the weld and thus the reduction of the stress gradient across the HAZ, but no significant amelioration in spot weld fatigue strength of low carbon steel is obtained for the industrial benefit.



**Fig. 6.1:** Weld geometry validation for welding condition case n° 9 in table 2.5, a) @ the end of the first pulse, b) @ the end of the second pulse, c) @ the end of the third pulse, and d) at the end of welding

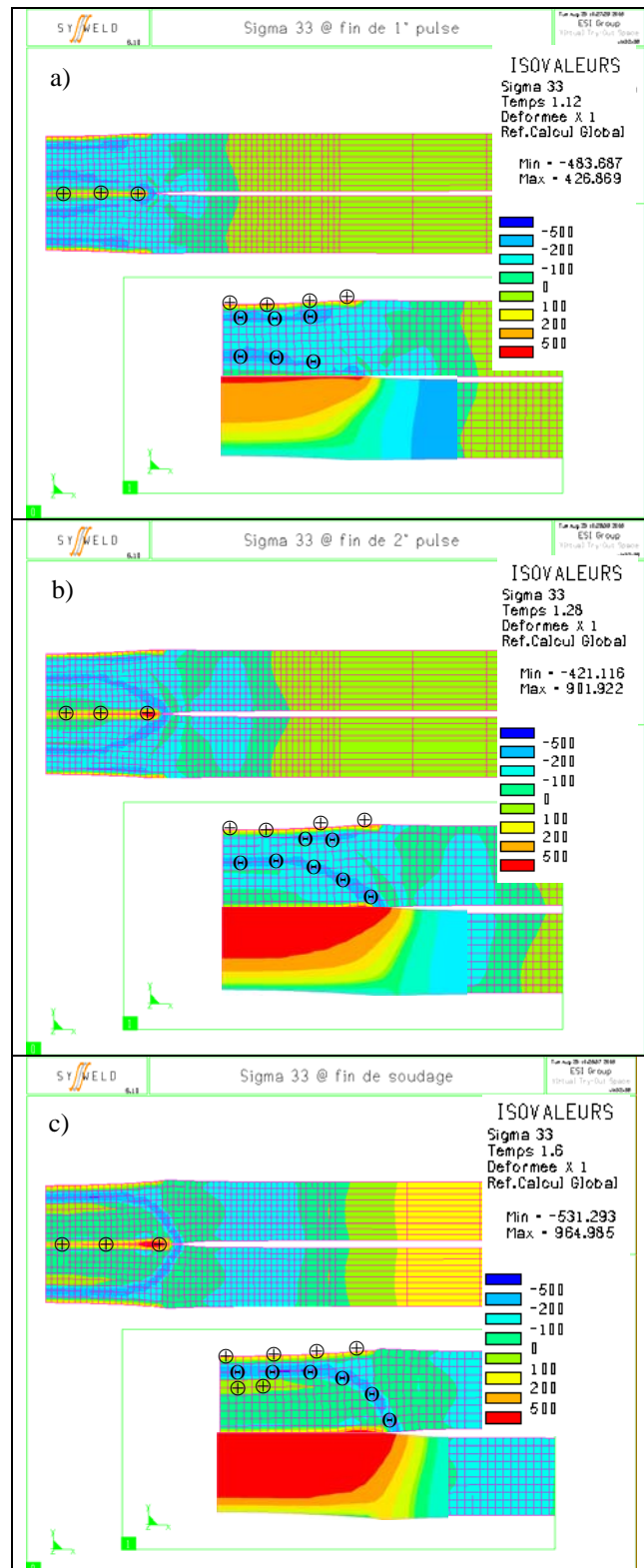


Fig. 6.2: Development of circumferential stress distribution in the assembly during welding, a) @end of the first pulse, b) @end of the second pulse, and, c) @end of the welding, [⊕ and ⊖ indicate tensile and compressive stress, respectively]

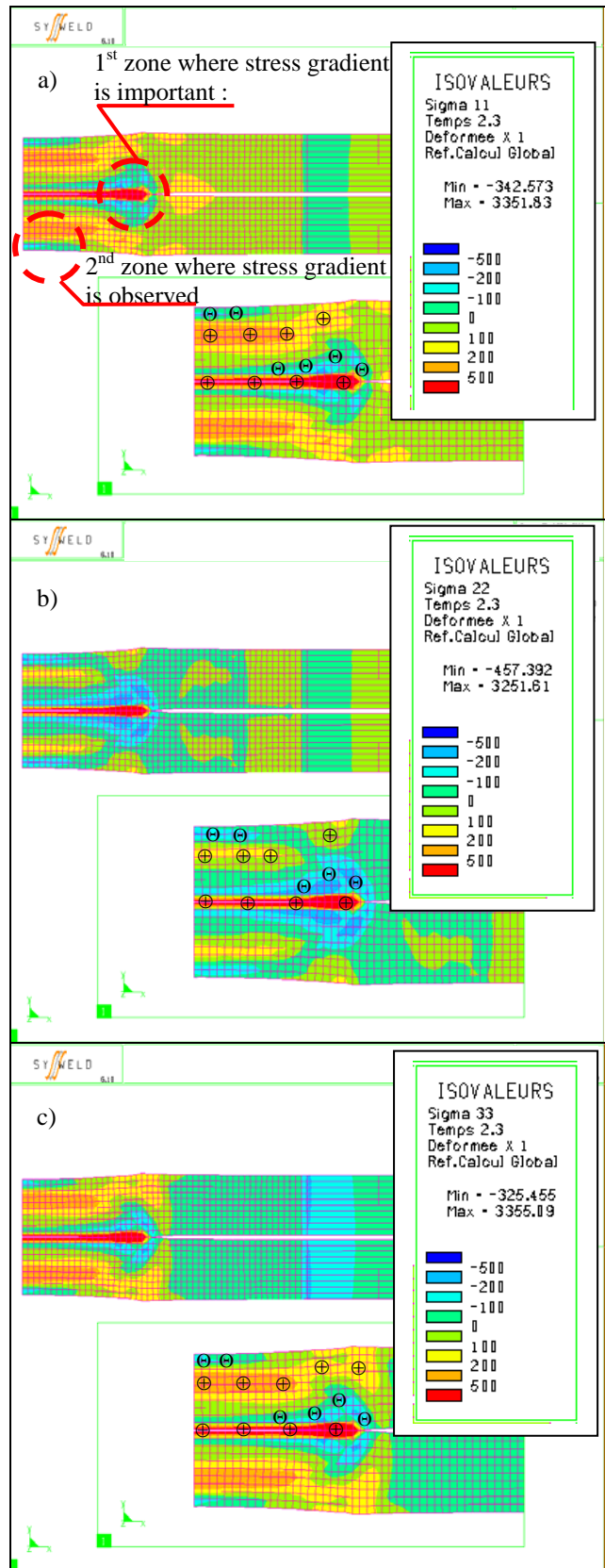


Fig. 6.3: Residual stress distribution in the assembly at 10 cycles after the end of holding cycle, a) Radial stress- $\sigma_{11}$ , b) Axial stress- $\sigma_{22}$ , and c) Circumferential stress- $\sigma_{33}$



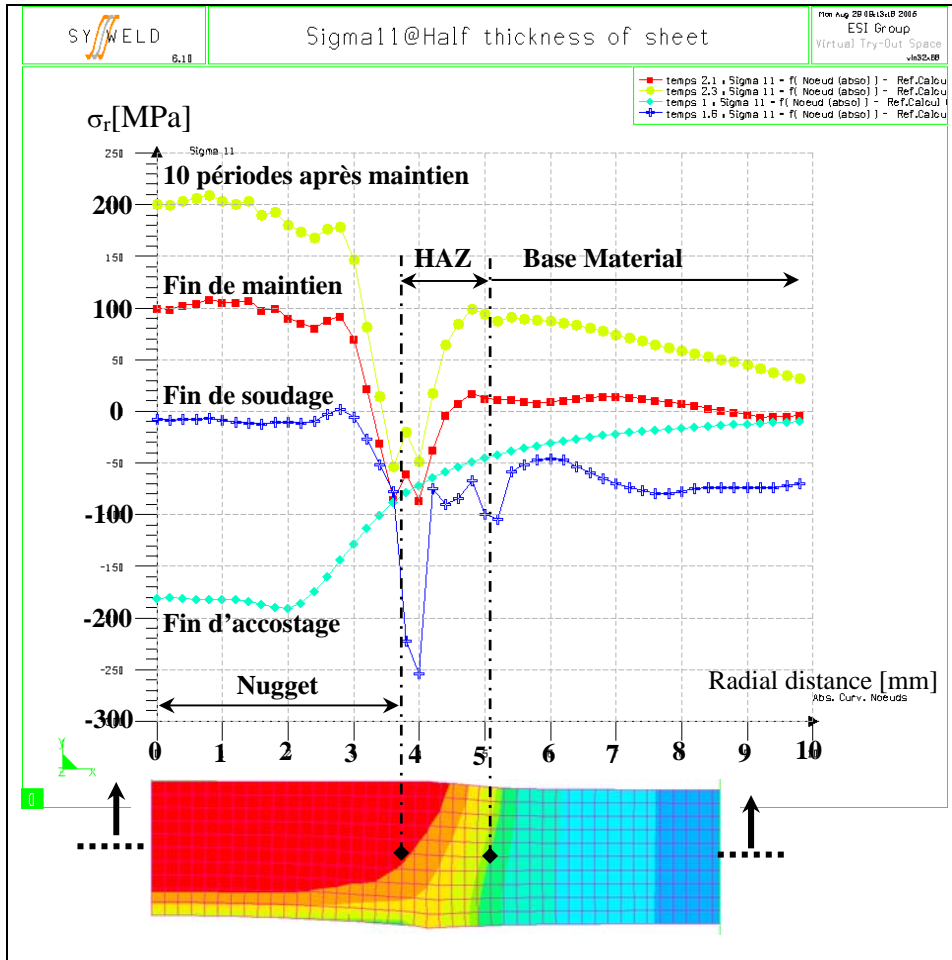


Fig. 6.4: Distribution of radial stress along the mid-thickness of the sheet

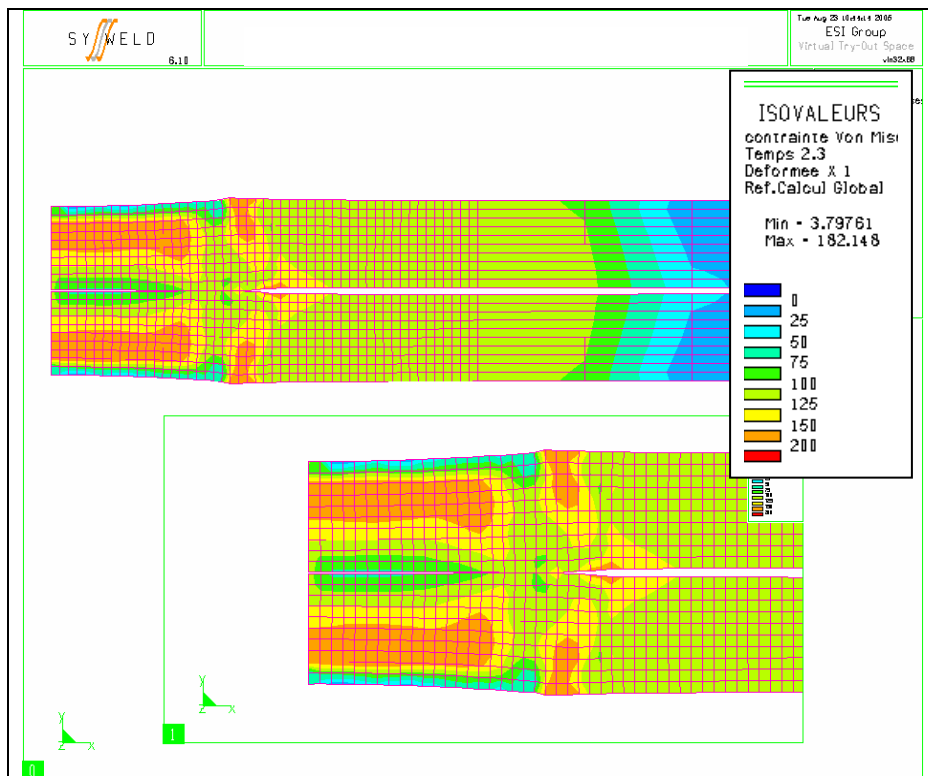


Fig. 6.5: von-Mises stress distribution in the assembly @ 10 cycles after the end of the holding cycle

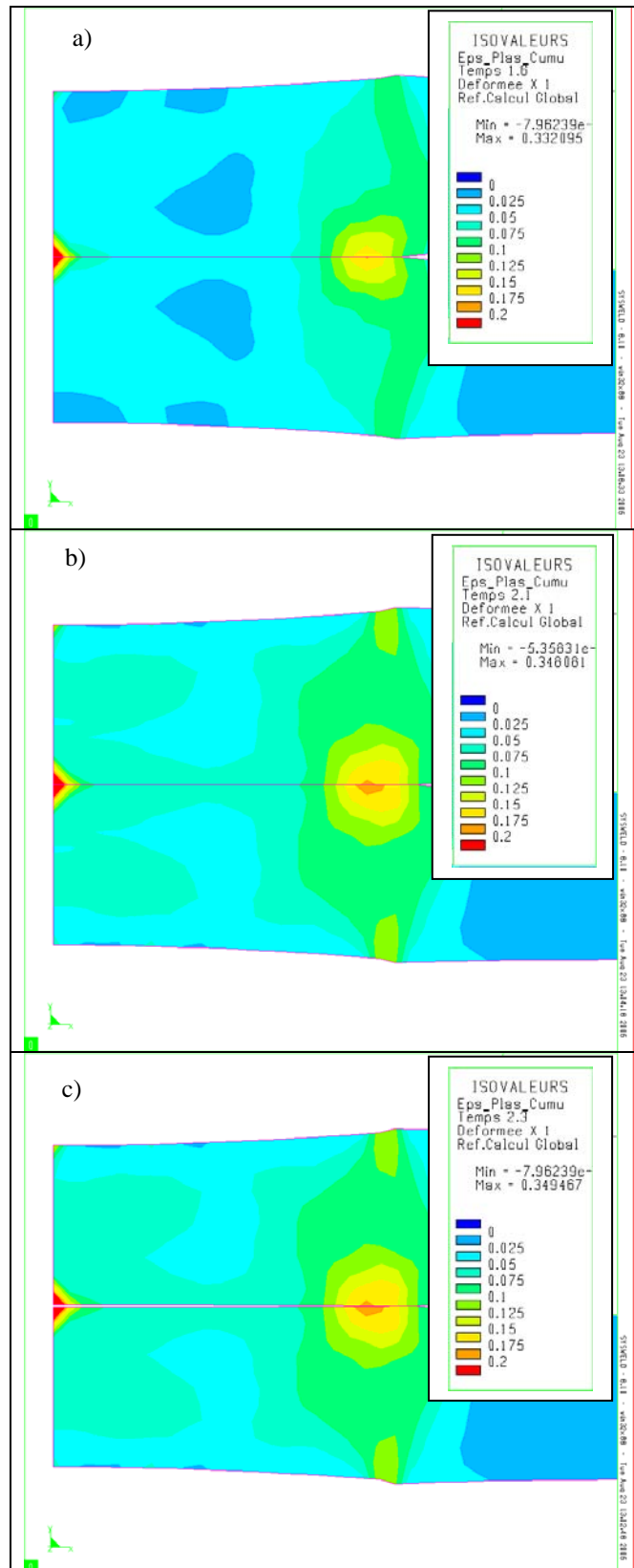


Fig. 6.6: Development of cumulated plastic strain in the assembly, a) @ the end of welding, b) @ the end of the holding cycle, and c) @ 10 cycles after the end of holding cycle

### 6.3 Conclusions :

---

Analysis of residual stresses produced in RSW process is carried out using the numerical modeling technique. This is to understand the generation of stresses and the occurrence of residual stresses in the assembly. Following conclusions can be made from this study :

❖ Using the novel electrical contact resistance model allows reducing the dispersion in the weld geometry validation at different stage of welding. Validation of final weld geometry in terms of nugget diameter/HAZ size and electrode indentation on sheet surface shows a good qualitative agreement with the experience. However, the dispersion between experiment results and that of prediction is observed for the nugget penetration, especially at the earlier stage of welding. The permissible value for the current passage at the faying surface in electro-thermal contact model, ( $\epsilon$ ), still plays a role on the development of weld geometry; the smaller the value of epsilon, the larger the nugget size, particularly at the beginning of welding.

❖ Typical distribution of relative high *tensile residual stresses* in radial and circumferential directions is observed in the nugget, (§Fig. 6.3a and 6.3c). Significant stress gradient is observed across the HAZ and stress distribution is relatively uniform in the base metal. This finding is in a good agreement with the results of the previous study using X-ray diffraction technique for the determination of the residual stresses in weld in the case of low carbon steel joining. However, tensile residual stresses in some of the region, (§e.g. along the faying surface and the notch), could be favorable for the crack initiation, and further investigations should be conducted to evaluate the implications on weld quality and mechanical performance.

Two critical zones of the stress gradient are found in the weld. The first zone is around the notch region and along faying surface, and the second one is beneath the electrode/sheet interface. Note that both regions locate in the HAZ. In this case of welding condition, it is found that the magnitude of equivalent residual stress in spot weld is approximately the yield strength of the sheet material.

The development of the compressive stresses induced by thermal gradient or the thermal dilatation of the assembly under the squeeze force of the electrode can be visible in the spot weld during the welding operation.

❖ Development of plastic zone is particularly found beneath the periphery of electrode/sheet contact and around the notch region. Final cumulated plastic strains ranging from 0,175 to 0,2 concentrate around the notch region.

---



---

## **CONCLUSIONS AND PERSPECTIVES**

---

This research project consisted of both experimental investigations and numerical simulation studies undertaken in order to develop a comprehensive simulation of a weld nugget during the resistance spot welding process. Welding tests were conducted to establish the required welding parameters for the numerical simulations, and verify the accuracy of the simulation results in terms of the development of weld geometry and the deformations and stresses in the workpiece. The dominant parameters of this process for welding a sheet configuration are welding current, force, time, and electrode.

The conclusions and substantial findings of these studies can be drawn as follows :

## **Experimental Findings :**

### **i) Development of Weld Geometry :**

According to a set of welding tests, it is observed that the weld geometry develops differently and depends on the sheet configuration, especially in the case of heavy gauge sheet assembly, or stackup sheet configuration. However, the nugget always originates at the faying surface, because of higher electrical contact resistance at this interface at the early stage of welding. The weld development in latter stage is governed by the electrical resistivity of sheet material.

A complete image library of the weld geometry development has been demonstrated and can be served for the further validation in the case of the modeling of a homogeneous and heterogeneous sheet configuration of the low carbon steel grades.

### **ii) Welding Parameter Comparison between Coated and Non Coated Sheet Joining Cases :**

Role of the contact resistance at the beginning of welding was revealed by a comparative study between coated and non-coated sheet joining. According to experience, galvanized coatings in comparison to bare material require higher initial welding current levels to produce similar levels of heat generation, resulting in overall higher currents and longer times to weld galvanized sheet. This is as expected due to the lower electrical resistance of metallic coating surface.

However, nugget is formed lately in the coated sheet assembly. It is well known that the contact resistance of coated sheet is lower than that of bare sheet.

### **iii) Influence of Welding Parameters :**

Influence of the form of electrode face was also studied with a comparison between the use of curved face and flat face electrodes. It is shown that the form of electrode face has a role on the magnitude of welding current. The use of flat face electrode leads to higher the current. It is disclosed with a simulation result that the form of the electrode face has the influence not only on the distribution of the contact pressure, but also on the diameter of the contact size. Evidently, Flat face electrode promotes a larger contact size at the interfaces and consequently lowers the concentration of current flux at the interfaces.

Influence of welding force was also presented in this study. With the same electrode type, and sheet configuration used, the higher the welding force, the higher the welding current at the upper domain of weldability. The nugget diameter obtained is slightly larger than using lower current. However, a specification of the surface quality of a body-in-white structure restricts using high welding force. This is to avoid the marked indentation of electrode face on the sheet surface.

The polarity effect associated with the use of medium frequency direct current is observed. This phenomenon can only be observed with regard to the dissymmetric or heterogeneous sheet joining. It is found that the position of the electrode pole has the influence on the magnitude of the current. We could take advantage of the polarity effect to increase the penetration in the case of the “critical” sheet joining, (e.g. thin-to-thick sheet configuration), but this would be quite complex. In this case, it is also possible to use the different electrode size, e.g. positioning smaller electrode at the thinner gauge sheet. However, this technique is suffering from the difference of the electrode degradation of both electrodes, thus a difficulty for the current step-up or the electrode replacement.

The expulsion found just above the upper limit of the weldability lobe results in slight smaller nugget size comparing to that obtained at the upper limit. The strong and premature expulsions have a strong influence on the nugget size, and diminish drastically the nugget diameter and weld thickness. Relatively high indentation and the reduction of weld thickness resulting from the ejection of weld metal can be observed in these cases.

#### iv) Weld Microstructures :

The weld microstructures in the HAZ of IF steel differ markedly from those of ES steel in two aspects :

First, the region of the transformed material outside the nugget appears drastically reduced. Evidently, prior austenite grains and subsequent austenite decomposition products are observed only in the narrow bands.

Second, according to Fe-C phase diagram for IF steel, there is a broad range of the temperature, roughly between 600-860°C, in which the material is single ferrite. When the local peak temperature is situated between these values, there is no inhibiting phase to prevent grain growth. This behaviour is evident in the IF steel spot weld for the elongated grain growth of ferrite in the HAZ. Columnar grains elongating in the direction of thermal gradient experiencing during welding can commonly be observed.

For ES, there are two phase fields until the high-temperature austenite formed. We note that there are always second phases presenting within the ferrite. These second phases act to stabilise the grain structure, effectively preventing grain growth in the extended regions of the HAZ. The final phase residual and decomposition are the results of the cooling rate occurred in the weld for both steels.

In this study, as-welded microcrack in coarse-grained HAZ is not observed in all cases. However, a small void at the weld center can be seen in the case of the heavy gauge or stackup sheet joining, but not in the thin sheet one. Such a defect has no effect on the mechanical strength.

#### v) Electrical Contact Resistance :

Two methodologies of the elaborate electrical contact measurement were compared with their respective advantages and drawbacks. One was selected to obtain the contact resistance data. The presence of a metallic coating decreased electrical contact resistance in comparison to non coated sheet at room temperature. It is found that the contact resistance is a function of pressure and temperature. Increasing temperature and/or pressure diminishes the contact resistance of both coated and non coated materials. Electrical contact resistance of faying surface is always greater than that of electrode/sheet interface. Irreversibility of the contact resistance due to pressure/temperature, (*Hysteresis phenomenon*), was observed and reported in this work. A comparison between the results of the previous researches and that of present study was conducted for the electrical resistance values. In the case of “*non-coated low carbon steel sheet*”, the electrical contact resistances at the sheet/sheet and electrode/sheet interfaces are approximately  $10^{-8}$ , and  $10^{-9}$  Ohms.m<sup>2</sup>, respectively. The *contact resistance of coated materials* can vary and may be depend on the thickness of metallic layer. Their values should be lower than that of non coated ones.

The presence of the electrical contact resistance in the material database is essential in order to accurately model the weld development. Therefore, electrical contact resistance characteristics were established as a function of temperature and pressure with a proposed model for both coated and non coated sheets.

#### vi) Hot Deformation Behaviors of Low Carbon Steels :

To simulate the residual stresses and deformations in the assembly, the mechanical model and material data are required in the thermomechanical modeling. A number of hot compression tests was performed at various isothermal conditions and strain rates in order to simulate the flow behavior of low carbon steel grades. Thermomechanical simulator, namely Gleeble<sup>®</sup>-3500, was used to conduct the tests. Hot deformation behaviors of low carbon steels are studied employing hot compression simulation technique. A viscoplastic model is used characterizing these experimental data. The findings are as follows :

❖ Temperature has a dominant role on stress; stress decreases when temperature increases. Increasing strain rate promotes higher both yield and flow stresses. Hardening and softening mechanisms can be observed on flow behavior curves of low carbon steels at elevated temperature.

❖ Power-law viscoplastic model yields comparable results with the flow behavior experimental data at room and intermediate temperatures. Established model and experimental data of these steels obtained from this study are useful for ongoing numerical simulation of welding process. This model takes into account the influence of temperature as well as that of strain rate on the mechanical behavior.

❖ To model effectively the flow behavior of steels at elevated temperature, the existing Sellars-Teggart-Arrhenius model can well characterize the deformation history effects associated with softening mechanisms in steels. However, power-law viscoplastic model enables to predict the steady state flow stress with low strain rate at elevated temperature.

## Numerical Modeling Results and Findings :

### i) Influence of Material Physical Properties on Simulation Results :

In order to understand the influence of the material properties on the results of the simulation, It is found that a decrease in one of the three dominant properties, (e.g. the thermal conductivity, the enthalpy and the bulk electrical conductivity of sheet), results in the enlargement of the simulated nugget size. The estimated thermal conductivity at elevated temperature plays a role on the penetration height as well as the weld centre thermal cycles. The bulk electrical conductivity of sheet can be considered as a key input for both nugget and HAZ size variations.

The faying surface contact resistance evolution has a significant role on the nugget development, particularly at the beginning of welding. The variation in faying surface contact resistance at elevated temperature shows an insignificant impact on the nugget dimension at the latter stages of welding. This conclusion can be supported by the comparison of nugget geometry at the end of each pulse. The influence of electrode/sheet contact resistance shows a similar trend to that of faying surface contact resistance on the nugget development.

The validation of nugget formation kinetics is carried out for the cases of two-sheet and three-sheet joining. The results show a quantitative agreement for the final nugget size at the end of welding in the case of two-sheet joining. The discrepancy can be observed at the early stages of welding. This may be due to the electrical contact data uncertainty at low pressure and temperature. The predicted and measured thermal histories are in good agreement for the magnitude of temperature. Only a slight discrepancy in the heating and cooling rates was observed.

### ii) Weld Geometry Simulation :

With the novel model of electrical resistance contact, it is found that the threshold for the distance between the interface in the electrothermal contact model, namely ' $\epsilon$ ', has a strong influence on the weld geometry development. *The smaller the value of ' $\epsilon$ ', the larger the weld geometry* and the decrease in the discrepancy in nugget size validation at the beginning of welding. ' $\epsilon$ ' is defined to distinguish the perfect and non-perfect conditions of an interface, (see Fig. 3.8 pg. 95 or Fig.III.62, pg. 330).

If the gap distance between two surfaces is less than or equal to ' $\epsilon$ ' value, the current can traverse across this interface. The electrical contact and thermal contact resistance values are therefore given from the experimental data. This is the case of the *perfect contact condition*.

In the case of the *non-perfect contact condition*, where the gap distance being greater than the threshold value ' $\epsilon$ '-(see §Eq.3.9 and 3.10 for the mathematic formulation of the non-perfect contact model, pg. 95), the current cannot traverse across the interface due to relative high value of the electrical resistance defined at the interface, i.e.  $r_{\text{gap}} = 10^6$  Ohms.

For the non coated sheet modeling, ' $\epsilon$ ' should be kept as low as possible in order to simulate the actual contact size. However, a suitable value of ' $\epsilon$ ' found in several simulation cases is around 30 micrometers without the numerical problems in the electrothermal analysis. This value allows obtaining a good validation of the final nugget size.

### iii) Residual Stresses and Deformations :

An important feature of the coupled electro-thermal and thermo-mechanical analysis is the prediction of the residual stresses in the joint. The results of the RSW shows a similar trend for the residual stress distribution to that obtained previously from the X-ray diffraction measurement. It is found that the radial and circumferential components of residual stresses are tensile in the weld area. The critical zones, where the high stress gradient being observed, are the region around the notch, along the faying surface, and across the HAZ.

The development of the compressive stresses induced by thermal gradient or the thermal dilatation of the assembly under the squeeze force of the electrode can be visible in the spot weld during the welding operation.

Development of a plastic zone is particularly found beneath the periphery of electrode/sheet contact and around the notch region. Final cumulated plastic strains ranging from 0,175 to 0,2 concentrate around the notch region. Maximum value of plastic strain in the assembly is approximately between 0,175 and 0,2.



#### iv) **Modification of Welding Conditions – Numerical Modeling :**

Numerical modeling tool allows studying the prediction of the thermal history in the assembly with the use of the modification of welding condition, such as the application of post-heat treatment cycles in the case of high strength steel joining. The simulation results reveal that number of pulses and magnitude of post-heating current should be prudently selected while practically examining the mechanical and metallurgical properties of the weld.

Furthermore, simulation with the electrode removal can help investigating the influence of cooling rates on the residual microstructures in the weld, especially in the case of welding high strength steel. It is well known from the experience that the modification of welding conditions has no effect on the improvement of the weld quality in terms of fatigue strength and weld toughness of low carbon steel joint.

### **Perspectives :**

---

The future studies proposed for the incoming to this research fall into two categories :

First comprehensively numerical tests for other cases of the heterogeneous sheet configuration joining and the validation. This is to ensure the use of simulation results for the low carbon steel sheet joining. 'ε' should be adapted to obtain the weld geometry in agreement with the experience.

Other feature should be focused on the weld geometry validation at the lower, middle, and upper domain of the weldability lobe for a sheet configuration.

Second, conducting further researches for the high strength steels joining. In this case, a great number of experiments has to be conducted in order to obtain the thermal and mechanical properties of steels. To model effectively the weld characteristics of these steels, the metallurgical properties are the core data to be included in the simulation. The results obtained from the simulation are the hardness, and the residual metallurgical phases in the weld. In this case, a continuous cooling transformation diagram has to be established to describe the phase change during the cooling stage.

In this case, there are possible two stages for conducting a further research :

❖ Considering the most encountering sheet configurations of high strength steels used in the industry, and performing the welding tests in order to obtain welding parameters for the next-step modeling. It could be possible to consider three/four steel grades to compare the welding parameters obtained, other properties in the weld such as the hardness, nugget development, influence of coating, fatigue resistance performance, etc... The heat treatment process to improve the weld characteristic performance by the use of modified welding schedules is a significant issue in this case.

To reduce the possible configurations, prior welding parameters according to the industrial specifications or welding standard should be used. The comparative study with the influence of practical welding parameters can give an insight to develop an optimum set of welding parameters for these steel joining associated with the mechanical performance.

❖ Because the lack of the phase dependent properties of those steels, especially electrothermal data, intensive studies and simulations are necessary to be conducted. Gleeble<sup>®</sup> simulating machine can be used to achieve such proposes. To simulate the residual microstructures, the phase-change models during the heating and cooling are essential in the finite element analysis program.

The first step for finite element modeling is to integrate the heating/cooling reaction models and the experimental phase properties to electrothermal computation and validate the residual microstructures, and hardness in the weld in comparison to the experience.

The second step is to characterize the mechanical behaviors of each phase of these steels at elevated temperature. Thermal expansion, elastic limit are also phase-dependent properties. Young's modulus and Poisson's coefficient are phase-independent properties.

Finally, coupling computation between electro-thermal and thermo-mechanical can be performed for the assessment of residual stresses and deformations associating with phase change in the workpiece.

---



---

**ANNEXE I**

**CINETIQUE DE LA FORMATION  
DE LA SOUDURE**

---

---

## ANNEXE I

### CINETIQUE DE LA FORMATION DE LA SOUDURE

---

#### **Welding Tests, Metallographic Preparation, and Observation :**

Understanding weld development mechanism is a prerequisite for the development of an optimum welding condition, which can ensure high levels of joint quality. This study compares the weld development of two-sheet as well as three-sheet configurations as a means of understanding the influence of welding parameters, that of thickness, and that of sheet physical properties.

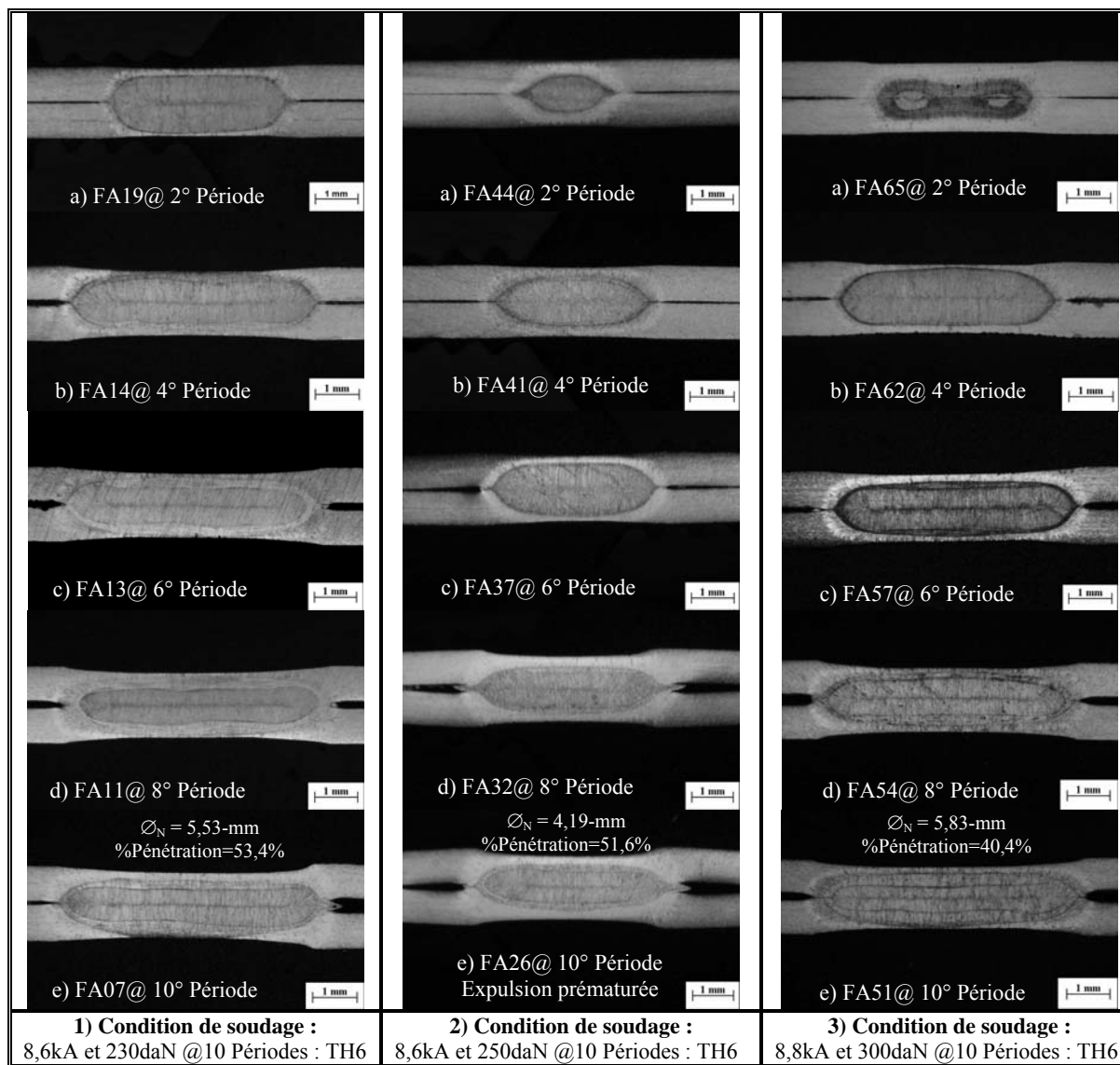
Welding schedules are given in table 2.5-2.6, (§pg. 56-57). The as-received sheets are cut to 50×50-mm coupons. Electrode conditioning prior to welding is performed for 50 welding points with bare sheet. The trial welding tests are then conducted in order to determine the upper limit on the welding lobe. These trial welding conditions are based on the standard welding schedule guideline. The welding schedules, just below the expulsion limit, are used for welding coupons and for each pulse in order to examine the formation of nugget. The no-expulsion welding can be verified from the force and the displacement signal monitoring on the LABVIEW® window. The effective current magnitude is obtained from the MIYASHI® current signal recorder. Nugget development kinetics can be further examined by sectioning the spot after each interrupted pulse. The polished axial sections of spot welded samples are etched with picric acid to determine the fusion line or the nugget contour. This etchant is suitable for the examination of the fusion zone of low carbon steel spot welds. Quantitative macro-photographic measurements are made for the nugget size.

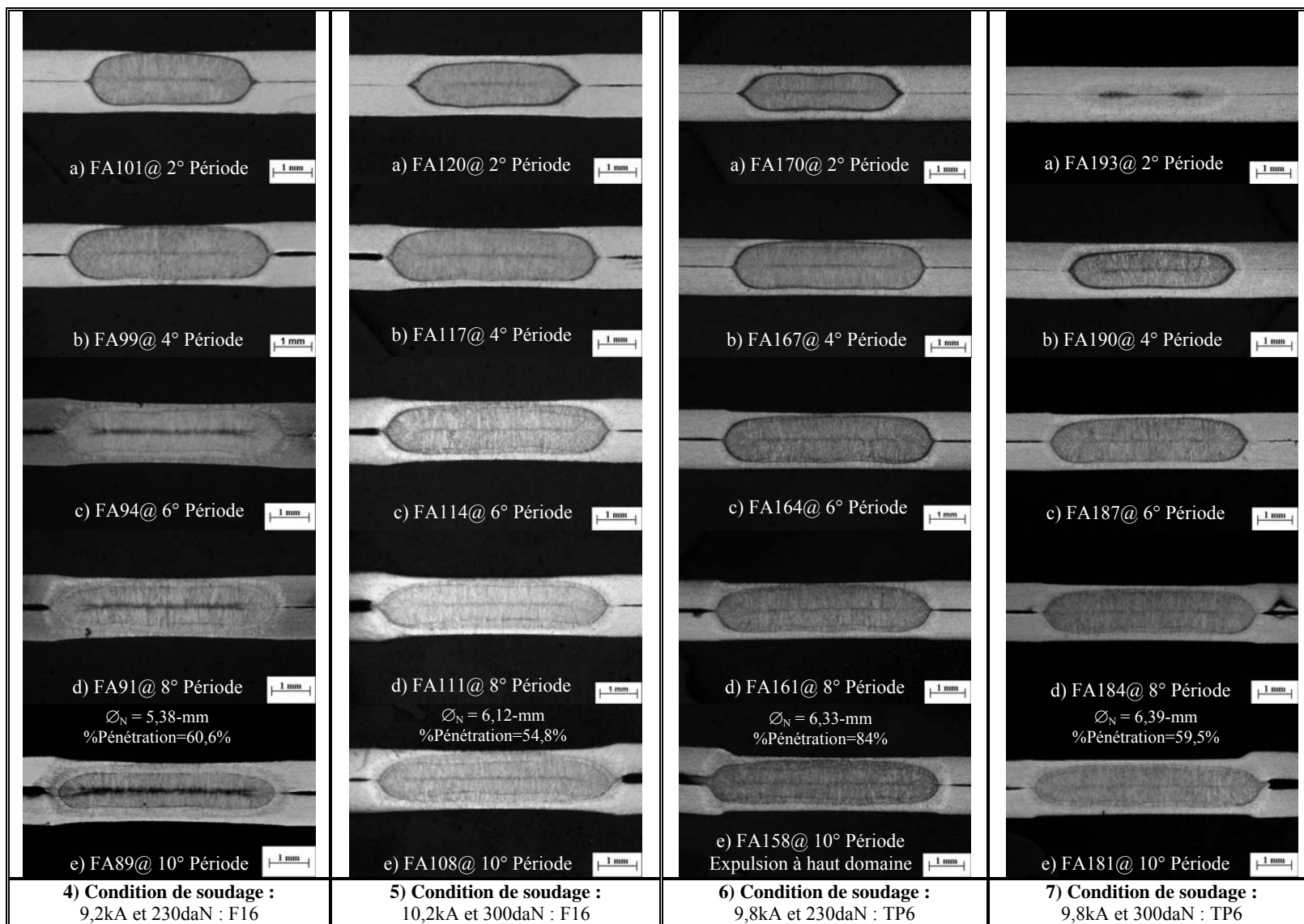
In case of two-sheet configuration, the initial heat generation can be observed where the contact resistance is the highest, i.e. at the sheet/sheet interface. This is also the case of three-sheet configuration, but the initial heat generation is more complex and depends on the sheet thickness as well as the sheet configuration arrangement. Weld formation in non-coated sheet joining develops more rapidly than that found in coated sheet joining. Therefore, it is shown the influence of electrical contact resistance on the weld development.

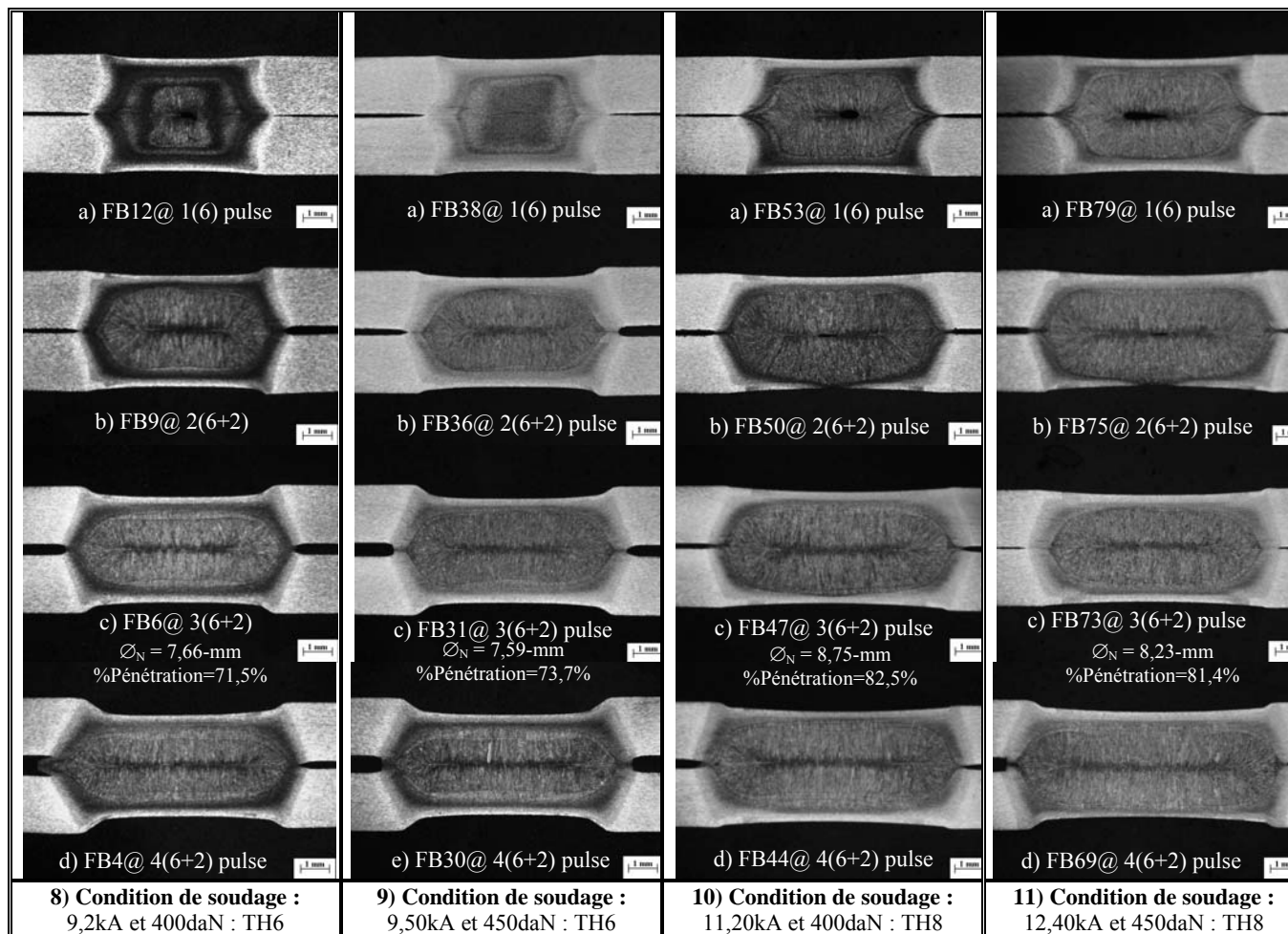
In case of MFDC welding current, electrode polarization is studied by the inversion of sheet-configuration in relation to the electrode cathode/anode positions. It is revealed that electrode pole has an influence on the magnitude of current, and consequently on the weldability lobe.

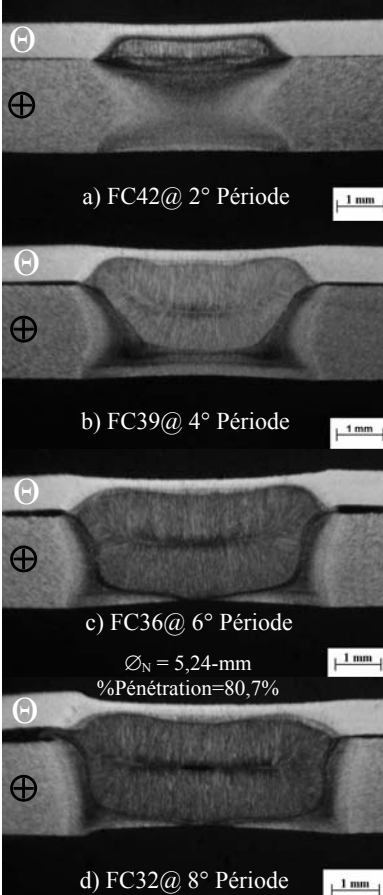
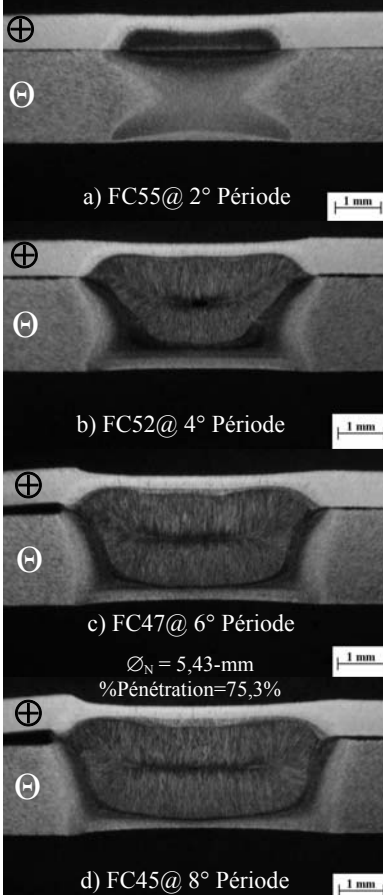
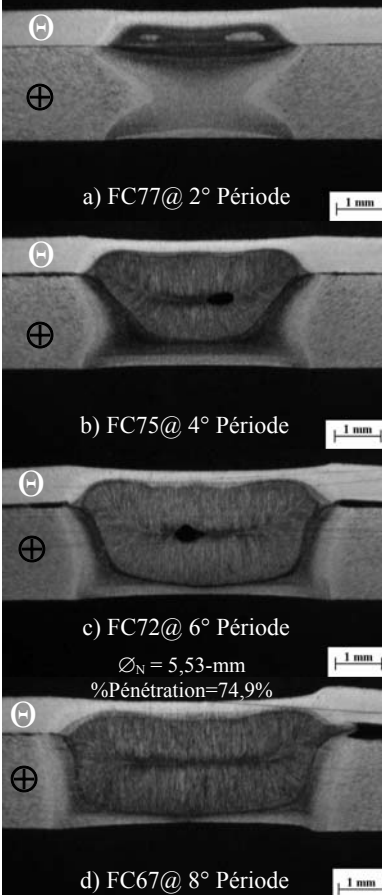
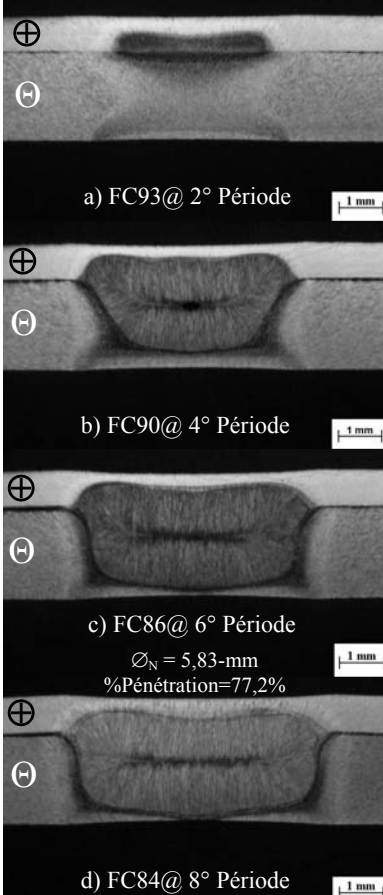
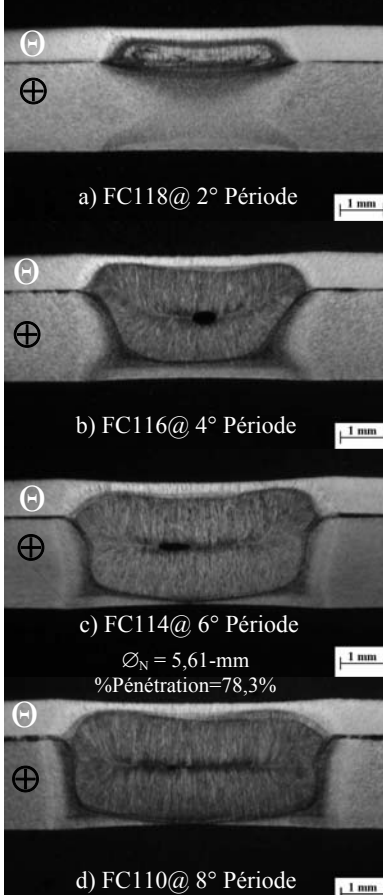
Finally, A nugget development photographic library in Annex I has been created for low carbon steel joining in order to give a complete insight of nugget development in relation with the welding parameters used.

---

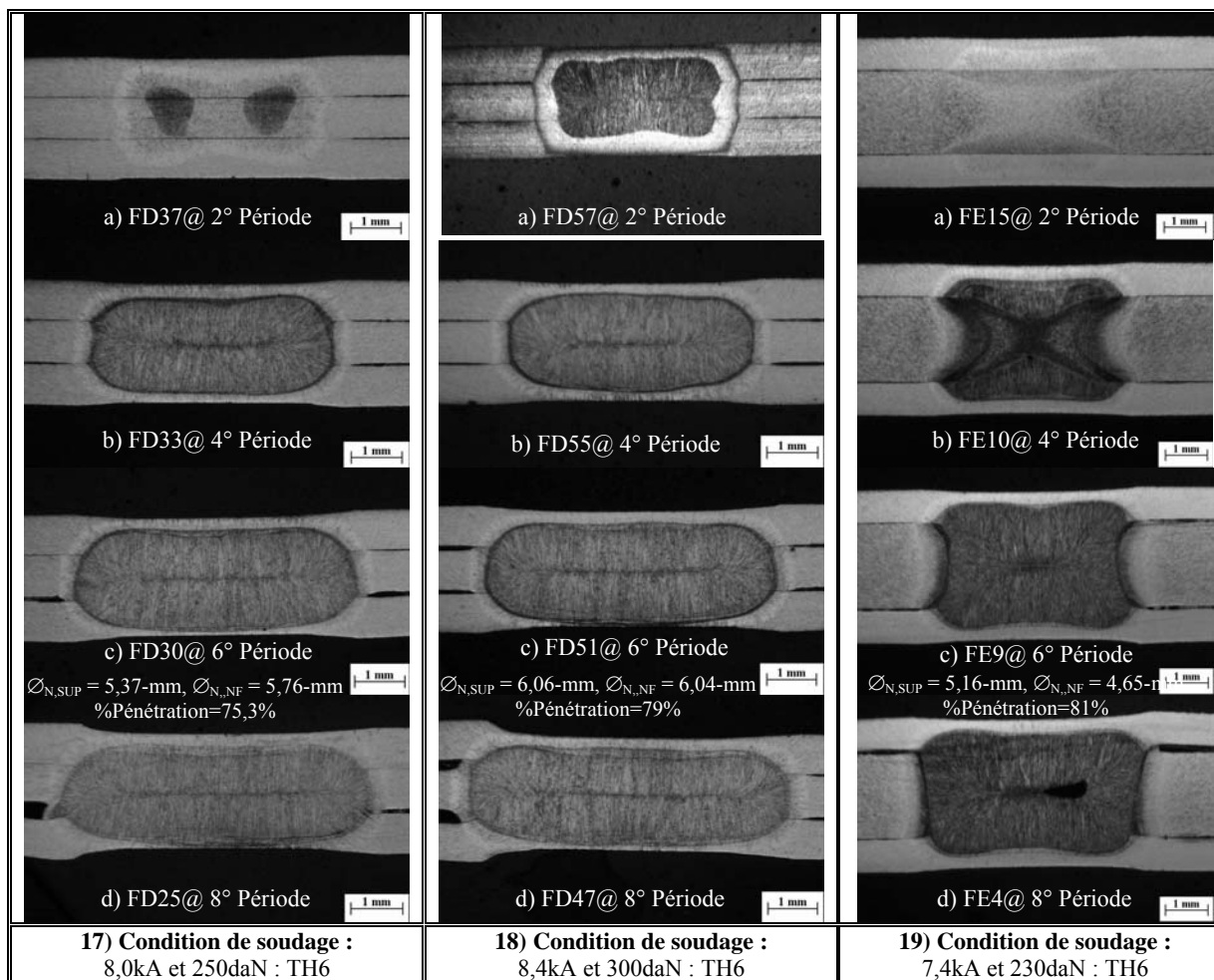


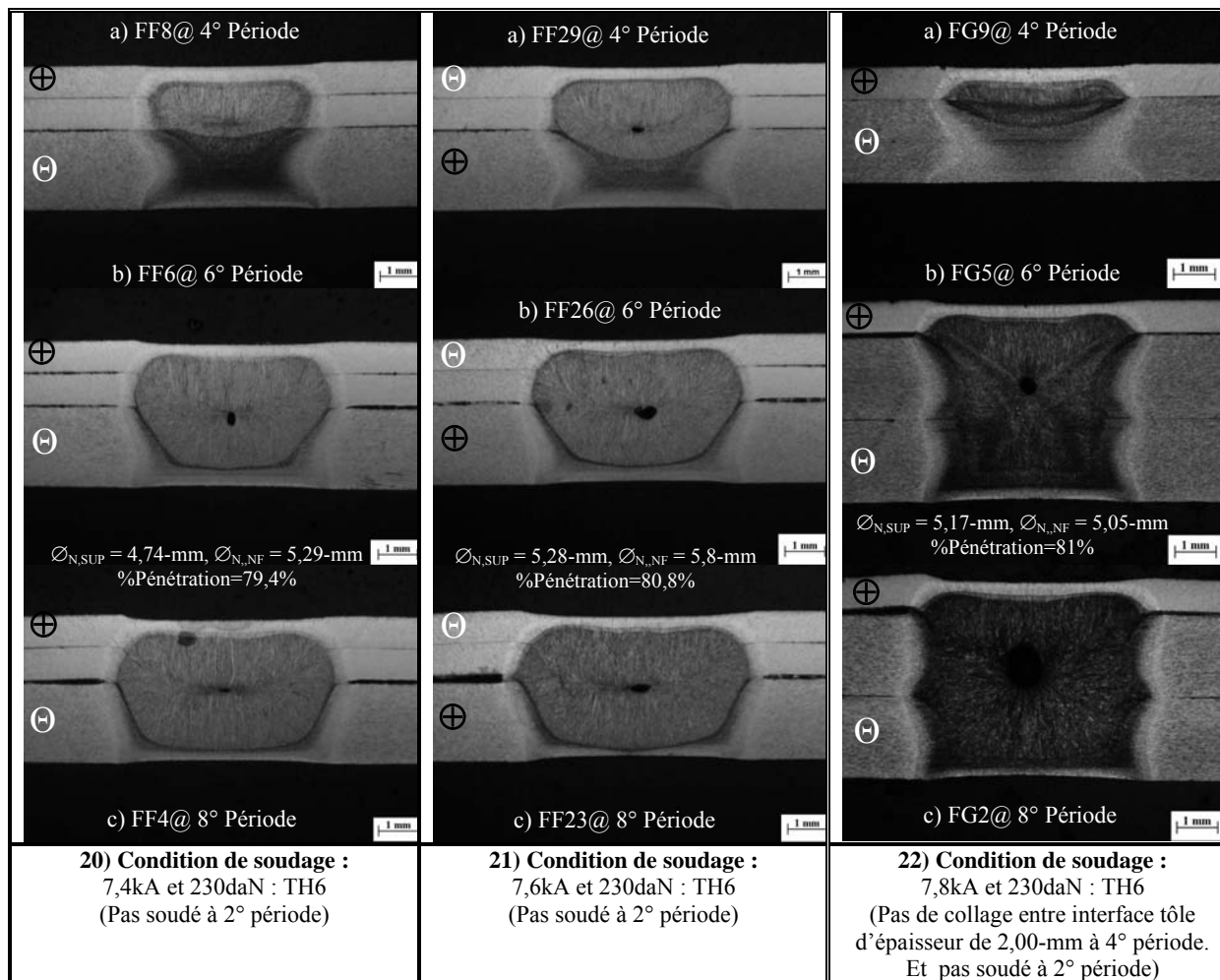


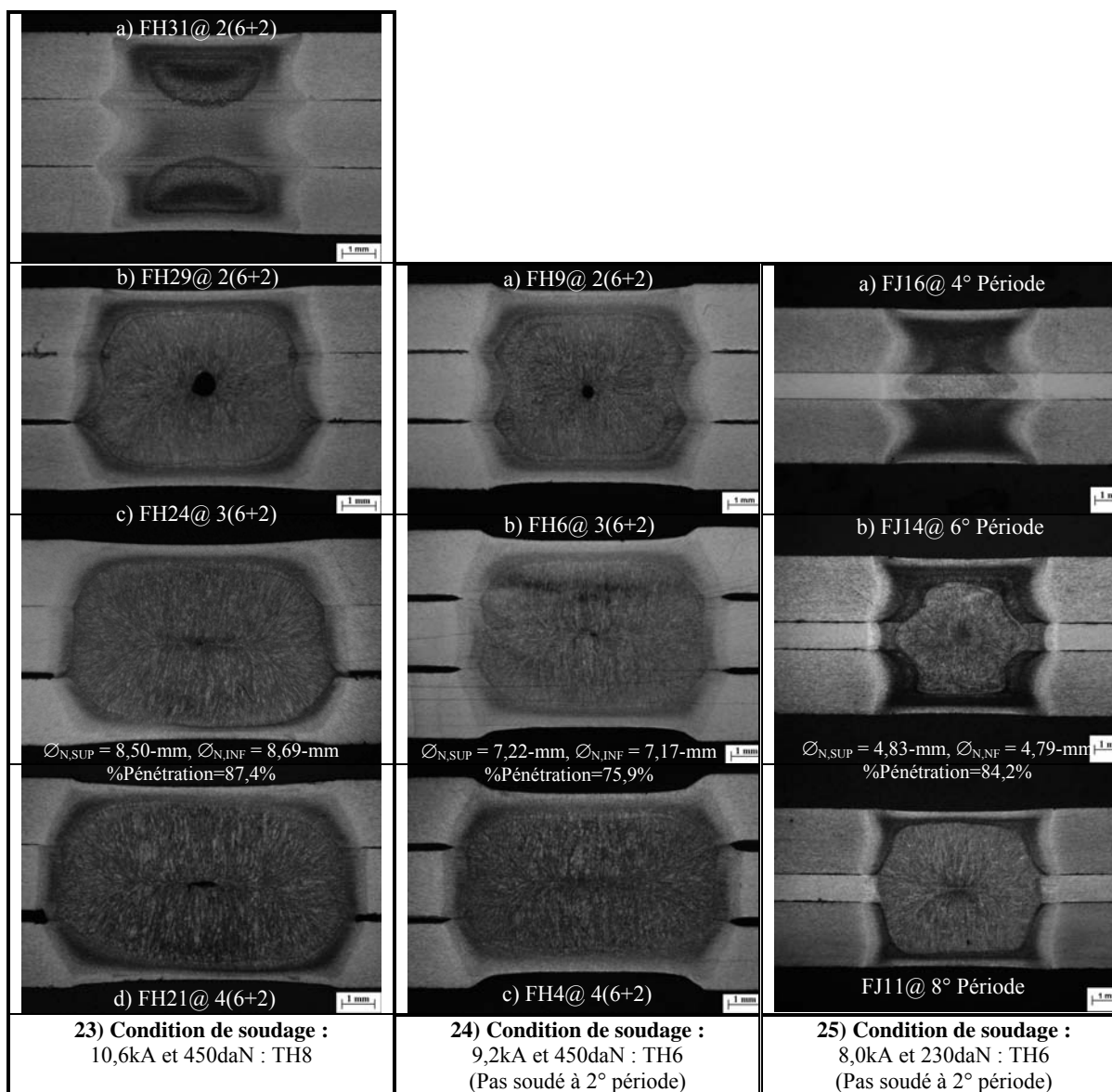


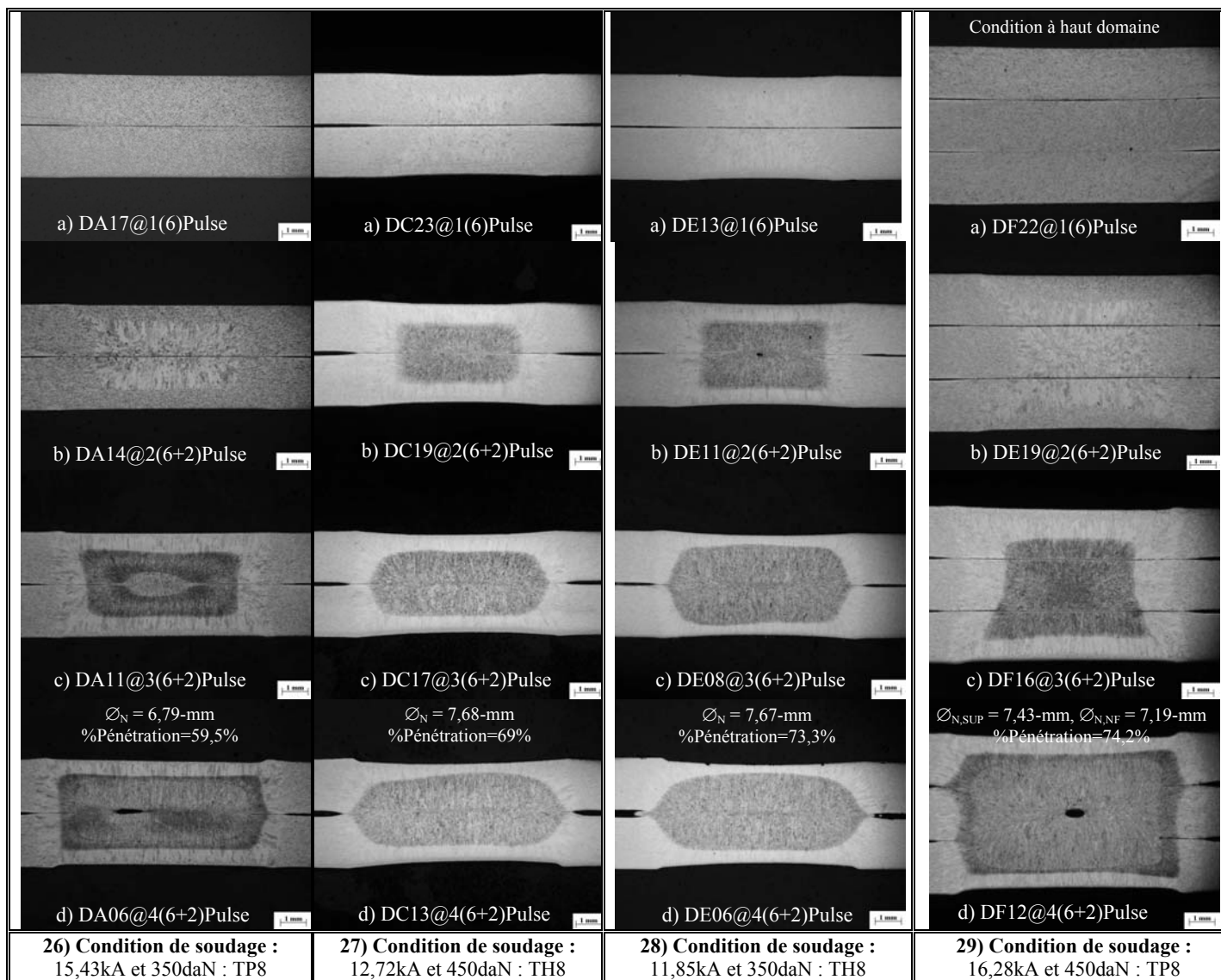
 <p>a) FC42@ 2° Période</p> <p>b) FC39@ 4° Période</p> <p>c) FC36@ 6° Période  <math>\varnothing_N = 5,24\text{-mm}</math>                      %Pénétration=80,7%</p> <p>d) FC32@ 8° Période</p>	 <p>a) FC55@ 2° Période</p> <p>b) FC52@ 4° Période</p> <p>c) FC47@ 6° Période  <math>\varnothing_N = 5,43\text{-mm}</math>                      %Pénétration=75,3%</p> <p>d) FC45@ 8° Période</p>	 <p>a) FC77@ 2° Période</p> <p>b) FC75@ 4° Période</p> <p>c) FC72@ 6° Période  <math>\varnothing_N = 5,53\text{-mm}</math>                      %Pénétration=74,9%</p> <p>d) FC67@ 8° Période</p>	 <p>a) FC93@ 2° Période</p> <p>b) FC90@ 4° Période</p> <p>c) FC86@ 6° Période  <math>\varnothing_N = 5,83\text{-mm}</math>                      %Pénétration=77,2%</p> <p>d) FC84@ 8° Période</p>	 <p>a) FC118@ 2° Période</p> <p>b) FC116@ 4° Période</p> <p>c) FC114@ 6° Période  <math>\varnothing_N = 5,61\text{-mm}</math>                      %Pénétration=78,3%</p> <p>d) FC110@ 8° Période</p>
<p><b>12) Condition de soudage :</b> 8,7kA et 230daN : TH6</p>	<p><b>13) Condition de soudage :</b> 8,2kA et 270daN : TH6</p>	<p><b>14) Condition de soudage :</b> 8,7kA et 270daN : TH6</p>	<p><b>15) Condition de soudage :</b> 8,8kA et 230daN : TH8</p>	<p><b>16) Condition de soudage :</b> 9,1kA et 230daN : TH8</p>

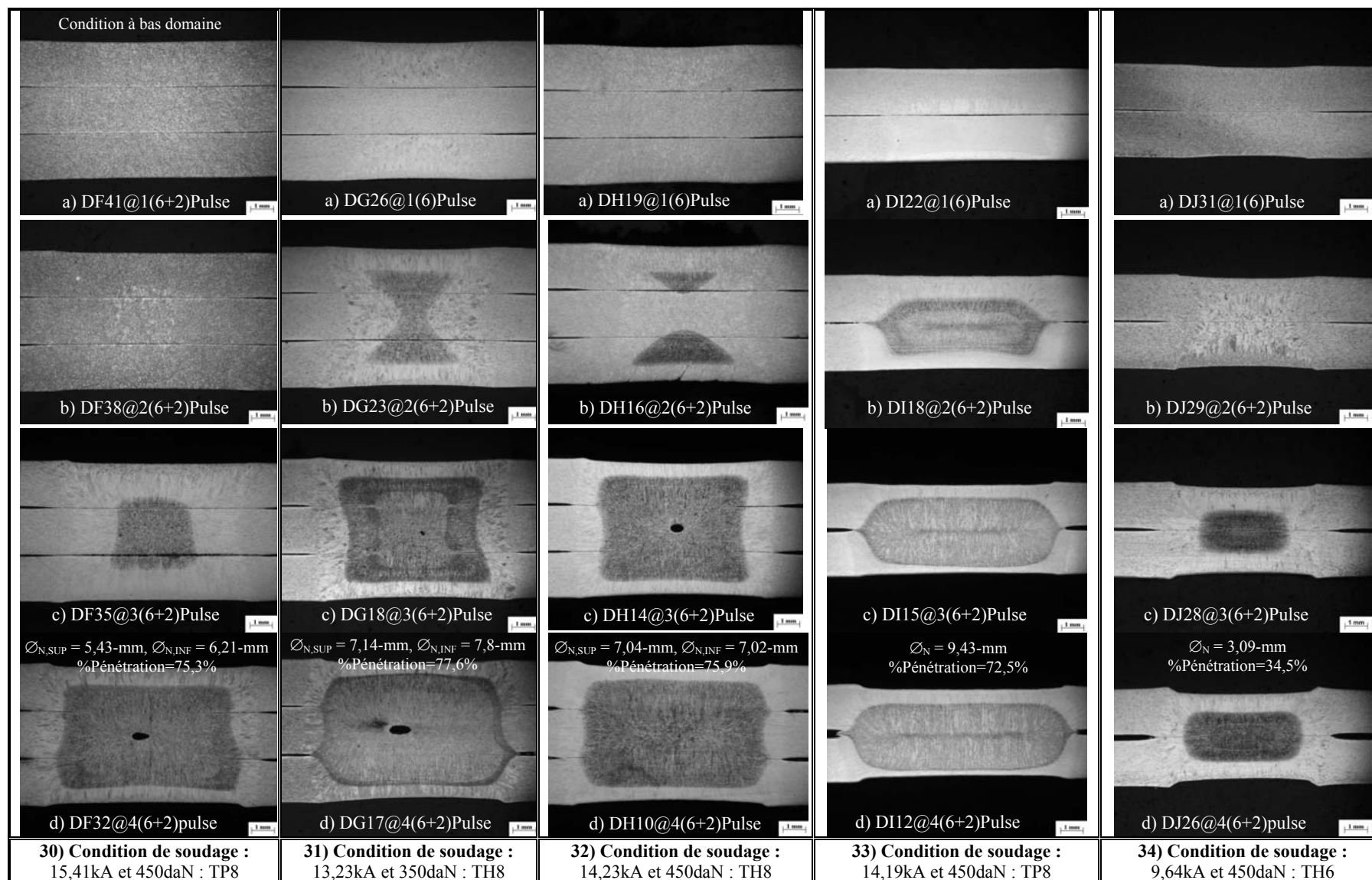


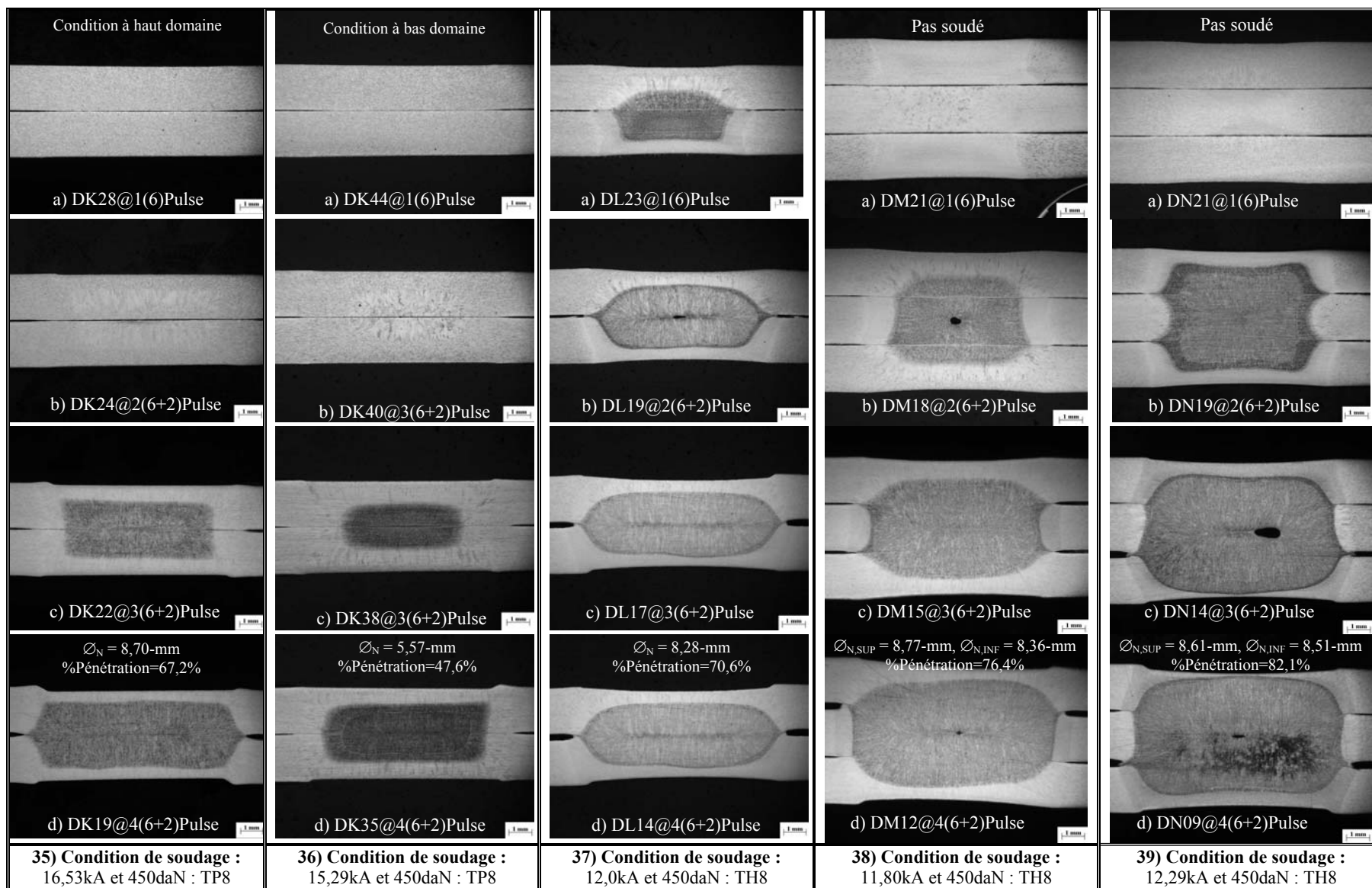












---

**ANNEXE II**

**PROPRIETES PHYSIQUES  
DES ACIERS CONSIDERES**

---

## ANNEXE II

PROPRIETES PHYSIQUES  
DES ACIERS CONSIDERES

## ANNEXE II.I : Propriétés Mécaniques de l'Acier et du Cuivre

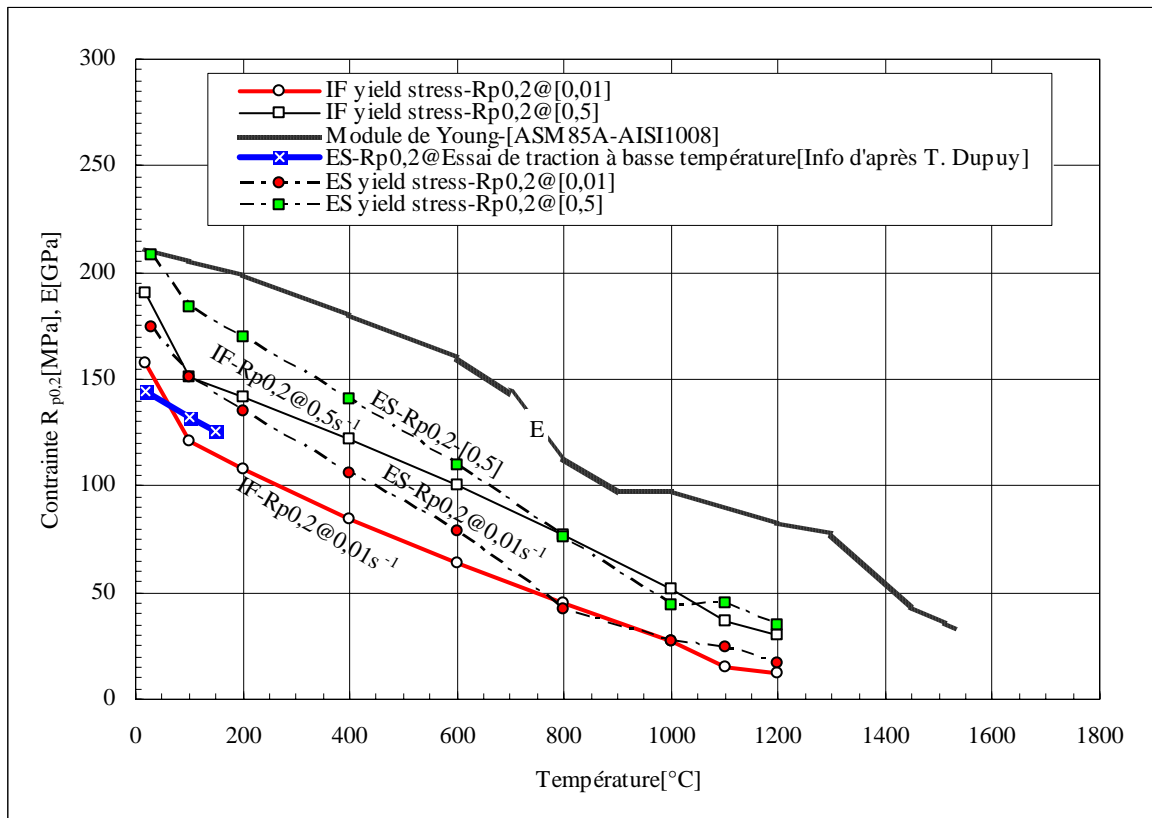


Fig. II.I:  $R_{p0,2}$  et le module de Young des aciers IF et ES évolue en fonction de la température, et de la vitesse de déformation.



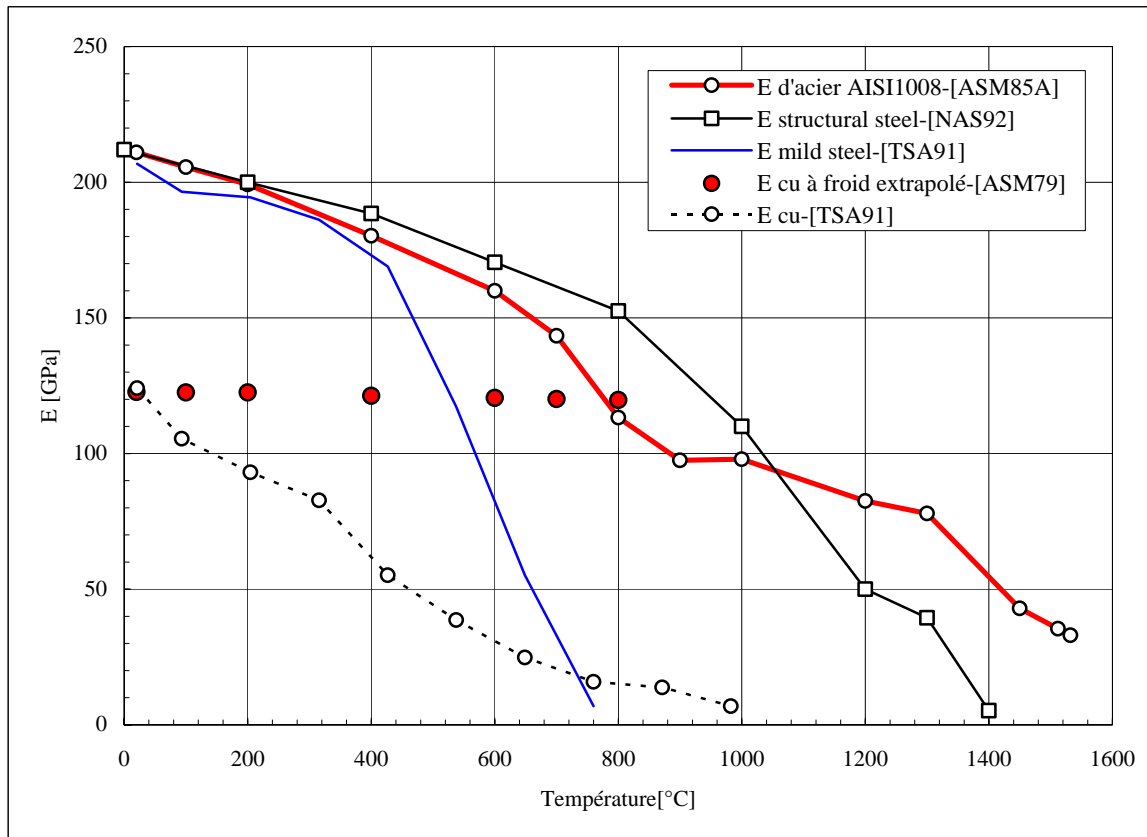


Fig. II.II: Données bibliographiques disponibles pour le module de Young de l'acier et celui du cuivre

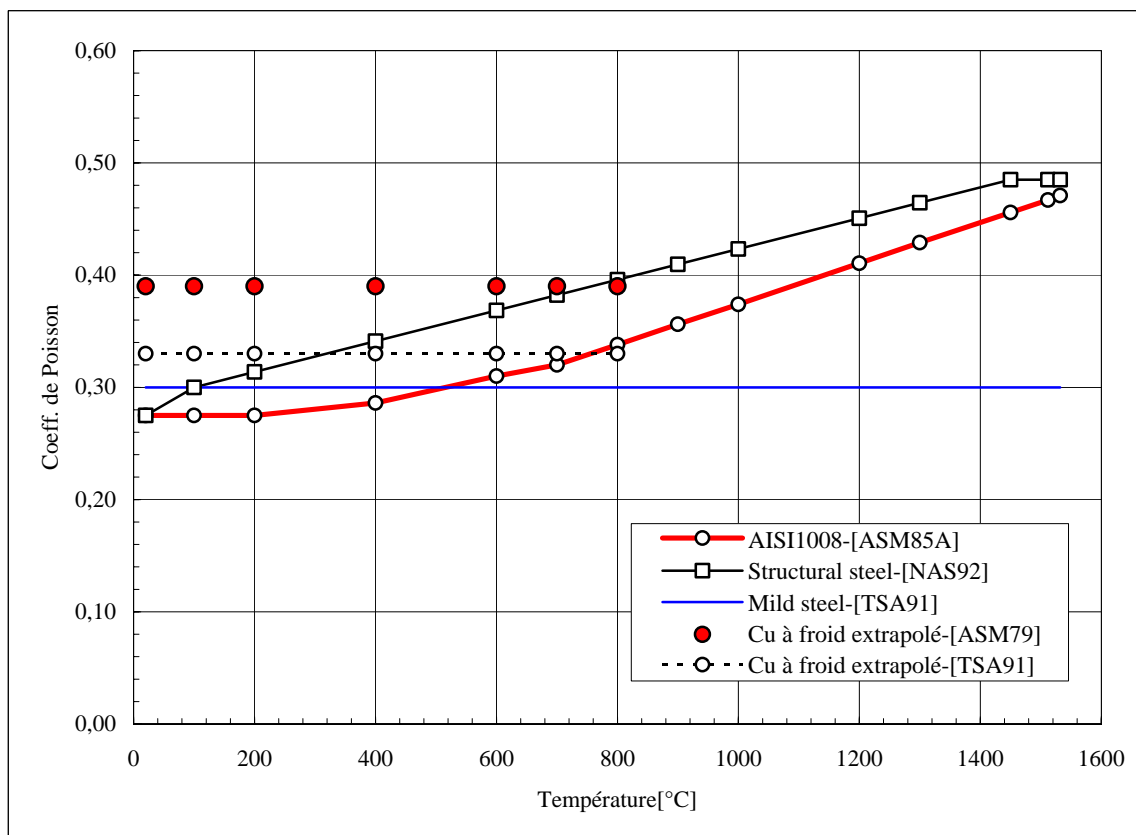
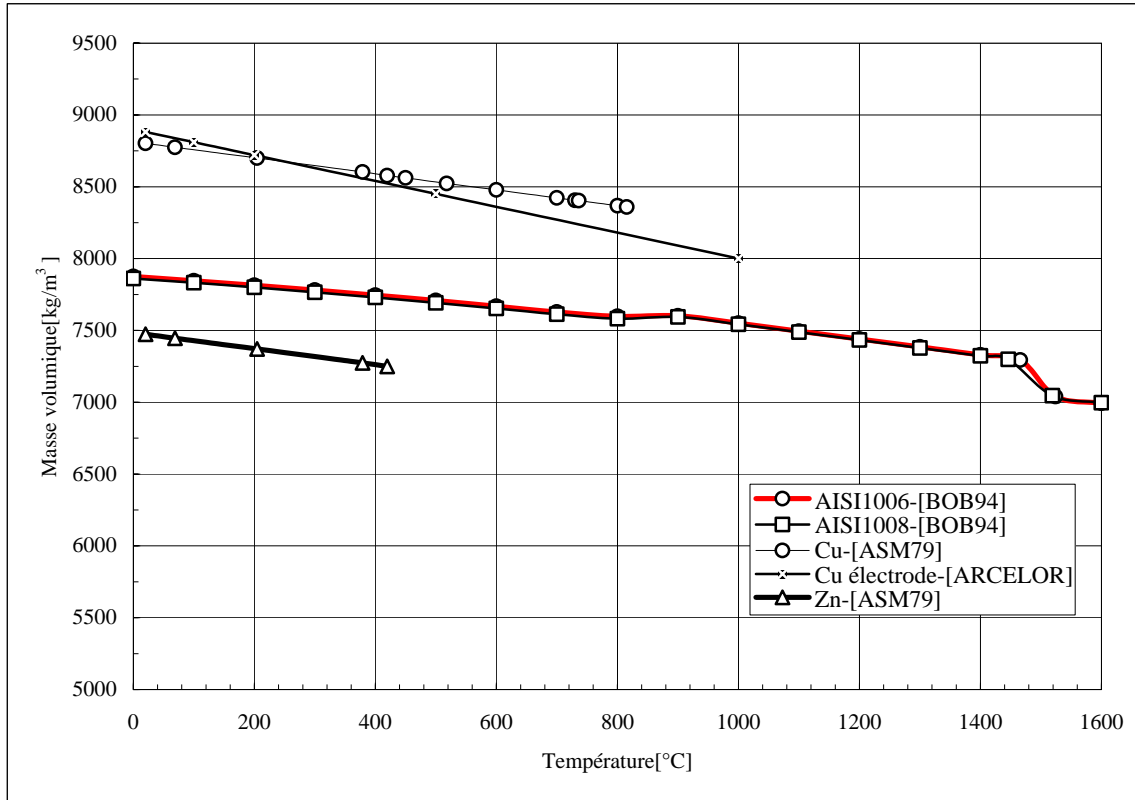
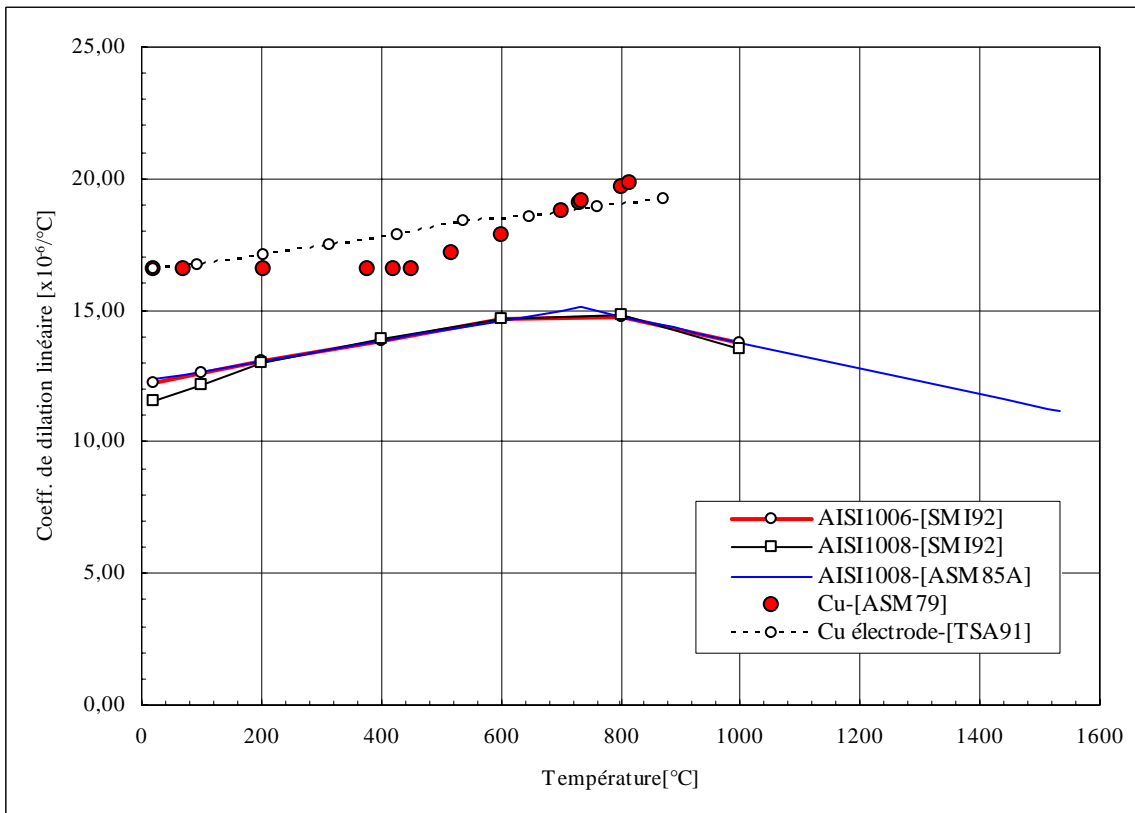


Fig. II.III: Coefficient de Poisson des aciers et du cuivre d'électrode en fonction de la température



**Fig. II. IV:** Masse volumique de l'acier, du cuivre, et du Zn d'après les bibliographies. Pour la masse volumique d'acier, la température joue un rôle important sur l'évolution, et elle varie peu avec la composition chimique dans le cas d'acier faible alliés.



**Fig. II. V:** Illustration du coefficient de dilatation linéaire en fonction de la température.

## ANNEXE II.II : Données Numériques des Propriétés Mécaniques de l'Acier et du Cuivre

Tableau II.I: Module de Young

T[°C]	Module de Young [GPa]				
	Acier			Cuivre	
	AISI1008 [ASM85A]	[NAS92]	[TSA91]	[ASM79]	[TSA91]
20	211,0	212,0	206,8	122,7	124,1
100	205,6	206,7	196,4	122,5	104,7
200	199,2	200,0	194,5	122,5	93,6
400	180,3	188,5	173,1	121,3	61,8
600	160,0	170,5	88,3	120,5	30,9
700	143,4	161,5	33,0	120,1	20,7
800	113,3	152,6		119,8	15,1
900	97,5	131,3			
1000	97,9	110,0			
1200	82,5	50,0			
1300	77,9	39,5			
1450	42,9				
1512	35,4				
1532	33,0				

Tableau II.II: Coefficient de Poisson

T[°C]	Coefficient de Poisson				
	Acier			Cuivre	
	AISI1008 [ASM85A]	[NAS92]	[TSA91]	[ASM79]	[TSA91]
20	0,28	0,28	0,30	0,39	0,33
100	0,28	0,30	0,30	0,39	0,33
200	0,28	0,31	0,30	0,39	0,33
400	0,29	0,34	0,30	0,39	0,33
600	0,31	0,37	0,30	0,39	0,33
700	0,32	0,38	0,30	0,39	0,33
800	0,34	0,40	0,30	0,39	0,33
900	0,36	0,41	0,30		
1000	0,37	0,42	0,30		
1200	0,41	0,45	0,30		
1300	0,43	0,46	0,30		
1450	0,46	0,49	0,30		
1512	0,47	0,49	0,30		
1532	0,47	0,49	0,30		

Tableau II.III: Masse volumique

Masse volumique de l'acier [kg/m <sup>3</sup> ]		
T[°C]	AISI1006 [BOB94]	AISI1008 [BOB94]
0	7876	7861
20	7870	7855,2
100	7846	7832
200	7814	7800
300	7781	7765
400	7745	7730
500	7708	7692
600	7668	7653
700	7628	7613
800	7598	7582
900	7602	7594
1000	7550	7543
1100	7495	7488
1200	7440	7433
1300	7385	7378
1400	7330	7323
1446	-	7298
1466	7294	-
1519	-	7046
1524	7040	-
1600	6993	6996

Masse volumique du cuivre et du zinc [kg/m <sup>3</sup> ]			
T[°C]	Cu [ASM79]	Cu [ARCELOR]	Zn [ASM79]
20	8802,2	8882,0	7473,6
69	8774,5		7445,9
100	8757,4	8810,0	7428,7
200	8702,2	8720,0	7373,6
204	8699,8	-	7371,2
379	8602,9	-	7274,3
419	8578,0	-	7249,4
450	8561,4	-	
500	-	8450,0	
518	8522,6	-	
600	8478,4	-	
700	8423,0	-	
730	8406,4	-	
736	8403,6	-	
800	8367,6	8180,0	
816	8359,3		

Tableau II.IV: Coefficient de dilatation thermique linéaire

Coefficient de dilatation thermique linéaire [10 <sup>-6</sup> /°C]					
T[°C]	Acier			Cuivre	
	AISI1006 [SMI92]	AISI1008 [SMI92]	AISI1008 [ASM85A]	Cu [ASM79]	Cu [TSA91]
20	12,3	11,6	12,3	16,6	16,6
100	12,6	12,2	12,7	16,6	16,8
200	13,1	13,0	13,0	16,6	17,1
400	13,8	13,9	13,8	16,6	17,7
600	14,7	14,7	14,6	17,9	18,5
700	14,7	14,7	15,0	18,8	18,7
800	14,7	14,8	14,8	19,7	19,0
900	14,3	14,1	14,3		
1000	13,8	13,5	13,8		
1200			12,8		
1300			12,3		
1450			11,6		
1512			11,3		
1532			11,2		

Tableau II.V: Coefficients du modèle viscoplastique pour les aciers IF, et ES

T[°C]	IF			ES		
	K[MPa.s]	m	n	K[MPa.s]	m	n
A froid	700,15-[20°C]	0,046	0,217	626,06-[31°C]	0,043	0,184
100	554,38	0,055	0,214	549,76	0,048	0,182
200	510,76	0,066	0,209	502,14	0,055	0,179
400	423,52	0,089	0,200	406,90	0,069	0,173
600	336,28	0,112	0,191	311,66	0,082	0,167
800	249,04	0,134	0,182	216,42	0,142	0,161
1000	161,79	0,157	0,173	121,18	0,118	0,155
1100	118,17	0,220	0,168	85,11	0,152	0,091
1200	74,02	0,237	0,121	59,16	0,187	0,065

Tableau II.VI: Relation entre déformation et contrainte de l'acier IF à la vitesse de déformation de  $0,01s^{-1}$ 

Déformation	Contrainte [MPa]					
	[20°C, 0,01s <sup>-1</sup> ] k=700,15 MPa m=0,046 n=0,217	[200°C, 0,01s <sup>-1</sup> ] k=510,76 MPa m=0,066 n=0,209	[400°C, 0,01s <sup>-1</sup> ] k=423,52 MPa m=0,089 n=0,200	[800°C, 0,01s <sup>-1</sup> ] k=249,04 MPa m=0,134 n=0,182	[1000°C, 0,01s <sup>-1</sup> ] k=161,79 MPa m=0,157 n=0,173	[1200°C, 0,01s <sup>-1</sup> ] k=74,02 MPa m=0,237 n=0,121
0	0	0	0	0	0	0
Limite élastique	$\sigma_e = 109,56$ [ $\varepsilon_e = 0,00052$ ]	$\sigma_e = 71,66$ [ $\varepsilon_e = 0,00036$ ]	$\sigma_e = 62,78$ [ $\varepsilon_e = 0,00031$ ]	$\sigma_e = 29,97$ [ $\varepsilon_e = 0,00026$ ]	$\sigma_e = 18,36$ [ $\varepsilon_e = 0,00018$ ]	$\sigma_e = 8,17$ [ $\varepsilon_e = 0,0001$ ]
0,002	146,88	102,61	88,51	43,31	27,82	11,75
Yield point	$RP_{0,2} = 157,36$ [ $\varepsilon = 0,00275$ ]	$RP_{0,2} = 107,89$ [ $\varepsilon = 0,00254$ ]	$RP_{0,2} = 92,32$ [ $\varepsilon = 0,00247$ ]	$RP_{0,2} = 44,75$ [ $\varepsilon = 0,0024$ ]	$RP_{0,2} = 28,46$ [ $\varepsilon = 0,0023$ ]	$RP_{0,2} = 11,85$ [ $\varepsilon = 0,0021$ ]
0,004	170,78	118,63	101,68	49,13	31,36	12,77
0,006	186,52	129,13	110,27	52,89	33,64	13,42
0,008	198,56	137,14	116,81	55,73	35,35	13,89
0,010	208,43	143,70	122,15	58,04	36,74	14,27
0,020	242,33	166,13	140,33	65,85	41,42	15,52
0,040	281,75	192,06	161,21	74,70	46,69	16,88
0,060	307,72	209,07	174,84	80,42	50,08	17,72
0,080	327,58	222,04	185,20	84,74	52,64	18,35
0,100	343,87	232,65	193,66	88,25	54,71	18,85
0,125	360,96	243,77	202,51	91,91	56,86	19,37
0,150	375,56	253,25	210,04	95,01	58,68	19,80
0,175	388,36	261,56	216,62	97,71	60,27	20,17
0,200	399,80	268,97	222,49	100,12	61,67	20,50
0,225	410,18	275,68	227,79	102,29	62,94	20,80
0,250	419,68	281,83	232,65	104,27	64,10	21,06
0,275	428,47	287,50	237,13	106,09	65,17	21,31
0,300	436,65	292,79	241,30	107,78	66,15	21,53
0,325	444,32	297,73	245,19	109,37	67,08	21,74
0,350	451,54	302,38	248,86	110,85	67,94	21,94
0,375	458,36	306,78	252,32	112,25	68,76	22,12
0,400	464,84	310,95	255,60	113,58	69,53	22,30
0,425	471,01	314,92	258,72	114,84	70,26	22,46
0,450	476,90	318,71	261,70	116,04	70,96	22,62
0,475	482,54	322,34	264,54	117,19	71,62	22,76
0,500	487,95	325,82	267,27	118,28	72,26	22,91

Tableau II.VII: Relation entre déformation et contrainte de l'acier IF à la vitesse de déformation de  $0,5s^{-1}$ 

Déformation	Contrainte [MPa]					
	[20°C, 0,5s <sup>-1</sup> ] k=700,15 MPa m=0,046 n=0,217	[200°C, 0,5s <sup>-1</sup> ] k=510,76 MPa m=0,066 n=0,209	[400°C, 0,5s <sup>-1</sup> ] k=423,52 MPa m=0,089 n=0,200	[800°C, 0,5s <sup>-1</sup> ] k=249,04 MPa m=0,134 n=0,182	[1000°C, 0,51s <sup>-1</sup> ] k=161,79 MPa m=0,157 n=0,173	[1200°C, 0,5s <sup>-1</sup> ] k=74,02 MPa m=0,237 n=0,121
0	0	0	0	0	0	0
Limite élastique	$\sigma_e = 137,66$ [ $\varepsilon_e = 0,00065$ ]	$\sigma_e = 116,65$ [ $\varepsilon_e = 0,00059$ ]	$\sigma_e = 100,19$ [ $\varepsilon_e = 0,00056$ ]	$\sigma_e = 63,92$ [ $\varepsilon_e = 0,00056$ ]	$\sigma_e = 39,94$ [ $\varepsilon_e = 0,000408$ ]	$\sigma_e = 23,39$ [ $\varepsilon_e = 0,00028$ ]
0,002	175,62	150,84	129,46	80,47	52,58	29,63
Yield point	$RP_{0,2} = 190,44$ [ $\varepsilon = 0,0029$ ]	$RP_{0,2} = 160,75$ [ $\varepsilon = 0,0027$ ]	$RP_{0,2} = 137,22$ [ $\varepsilon = 0,00267$ ]	$RP_{0,2} = 84,88$ [ $\varepsilon = 0,00268$ ]	$RP_{0,2} = 54,75$ [ $\varepsilon = 0,00253$ ]	$RP_{0,2} = 30,24$ [ $\varepsilon = 0,0024$ ]
0,004	204,19	174,38	148,73	91,29	59,27	32,22
0,006	223,01	189,82	161,31	98,28	63,57	33,84
0,008	237,41	201,60	170,87	103,56	66,82	35,04
0,010	249,21	211,24	178,67	107,85	69,44	36,00
0,020	289,75	244,21	205,26	122,35	78,29	39,14
0,040	336,88	282,33	235,81	138,80	88,25	42,57
0,060	367,93	307,33	255,75	149,43	94,66	44,71
0,080	391,68	326,40	270,91	157,46	99,49	46,29
0,100	411,15	342,00	283,28	163,99	103,40	47,56
0,125	431,59	358,35	296,22	170,79	107,47	48,86
0,150	449,05	372,28	307,23	176,55	110,91	49,95
0,175	464,35	384,49	316,86	181,57	113,91	50,89
0,200	478,03	395,38	325,44	186,04	116,57	51,71
0,225	490,43	405,25	333,21	190,07	118,97	52,46
0,250	501,80	414,28	340,31	193,75	121,15	53,13
0,275	512,30	422,63	346,86	197,14	123,17	53,75
0,300	522,09	430,39	352,96	200,28	125,03	54,31
0,325	531,26	437,66	358,66	203,22	126,77	54,84
0,350	539,89	444,50	364,02	205,98	128,41	55,34
0,375	548,05	450,96	369,08	208,59	129,95	55,80
0,400	555,79	457,10	373,88	211,05	131,41	56,24
0,425	563,17	462,93	378,44	213,39	132,79	56,65
0,450	570,21	468,50	382,80	215,62	134,11	57,04
0,475	576,95	473,83	386,96	217,75	135,37	57,42
0,500	204,19	478,95	390,96	219,80	136,58	57,78

Tableau II.VIII: Relation entre déformation/contraainte de l'acier ES à la vitesse de déformation de  $0,01s^{-1}$ 

Déformation	Contraainte [MPa]					
	[31°C, 0,01s <sup>-1</sup> ] k=626,06 MPa m=0,043 n=0,184	[200°C, 0,01s <sup>-1</sup> ] k=502,14 MPa m=0,055 n=0,179	[400°C, 0,01s <sup>-1</sup> ] k=406,90 MPa m=0,069 n=0,173	[800°C, 0,01s <sup>-1</sup> ] k=216,42 MPa m=0,142 n=0,161	[1000°C, 0,01s <sup>-1</sup> ] k=121,18 MPa m=0,118 n=0,155	[1200°C, 0,01s <sup>-1</sup> ] k=59,16 MPa m=0,187 n=0,065
0	0	0	0	0	0	0
Limite élastique	$\sigma_e = 132,10$ [ $\varepsilon_e = 0,00063$ ]	$\sigma_e = 100,31$ [ $\varepsilon_e = 0,00050$ ]	$\sigma_e = 77,79$ [ $\varepsilon_e = 0,00043$ ]	$\sigma_e = 29,96$ [ $\varepsilon_e = 0,00026$ ]	$\sigma_e = 18,77$ [ $\varepsilon_e = 0,00019$ ]	$\sigma_e = 14,22$ [ $\varepsilon_e = 0,00017$ ]
0,002	163,58	128,39	101,40	41,46	26,97	16,68
Yield point	$RP_{0,2} = 174,34$ [ $\varepsilon = 0,00283$ ]	$RP_{0,2} = 132,25$ [ $\varepsilon = 0,00268$ ]	$RP_{0,2} = 106,2$ [ $\varepsilon = 0,00259$ ]	$RP_{0,2} = 42,62$ [ $\varepsilon = 0,00238$ ]	$RP_{0,2} = 27,52$ [ $\varepsilon = 0,00228$ ]	$RP_{0,2} = 16,79$ [ $\varepsilon = 0,00220$ ]
0,004	185,85	145,34	114,30	46,34	30,02	17,45
0,006	200,25	156,28	122,60	49,46	31,96	17,92
0,008	211,14	164,53	128,85	51,80	33,41	18,26
0,010	220,00	171,24	133,92	53,69	34,58	18,53
0,020	249,94	193,85	150,96	60,01	38,49	19,38
0,040	283,96	219,44	170,17	67,08	42,84	20,28
0,060	305,97	235,96	182,52	71,59	45,61	20,82
0,080	322,61	248,42	191,83	74,98	47,68	21,22
0,100	336,14	258,54	199,37	77,71	49,36	21,53
0,125	350,23	269,07	207,21	80,55	51,09	21,84
0,150	362,19	278,00	213,84	82,94	52,55	22,11
0,175	372,61	285,77	219,61	85,02	53,81	22,33
0,200	381,89	292,68	224,74	86,86	54,94	22,52
0,225	390,26	298,92	229,36	88,52	55,94	22,70
0,250	397,90	304,60	233,58	90,03	56,86	22,85
0,275	404,95	309,84	237,46	91,42	57,71	23,00
0,300	411,49	314,71	241,06	92,71	58,49	23,13
0,325	417,59	319,25	244,41	93,91	59,21	23,25
0,350	423,33	323,51	247,56	95,03	59,90	23,36
0,375	428,74	327,53	250,53	96,09	60,54	23,47
0,400	433,87	331,33	253,34	97,09	61,14	23,57
0,425	438,74	334,94	256,01	98,04	61,72	23,66
0,450	443,38	338,39	258,55	98,95	62,27	23,75
0,475	447,81	341,68	260,98	99,81	62,79	23,83
0,500	452,06	344,83	263,31	100,64	63,29	23,91



Tableau II.IX: Relation entre déformation et contrainte de l'acier ES à la vitesse de déformation de  $0,5s^{-1}$ 

Déformation	Contrainte [MPa]					
	[31°C, 0,5s <sup>-1</sup> ] k=626,06 MPa m=0,043 n=0,184	[200°C, 0,5s <sup>-1</sup> ] k=502,14 MPa m=0,055 n=0,179	[400°C, 0,5s <sup>-1</sup> ] k=406,90 MPa m=0,069 n=0,173	[800°C, 0,5s <sup>-1</sup> ] k=216,42 MPa m=0,142 n=0,161	[1000°C, 0,5s <sup>-1</sup> ] k=121,18 MPa m=0,118 n=0,155	[1200°C, 0,5s <sup>-1</sup> ] k=59,16 MPa m=0,187 n=0,065
0	0	0	0	0	0	0
Limite élastique	$\sigma_e = 162,04$ [ $\varepsilon_e = 0,00077$ ]	$\sigma_e = 130,16$ [ $\varepsilon_e = 0,00065$ ]	$\sigma_e = 107,55$ [ $\varepsilon_e = 0,00060$ ]	$\sigma_e = 58,09$ [ $\varepsilon_e = 0,00051$ ]	$\sigma_e = 32,38$ [ $\varepsilon_e = 0,00033$ ]	$\sigma_e = 31,08$ [ $\varepsilon_e = 0,00038$ ]
0,002	193,19	159,01	132,56	72,28	42,76	34,66
Yield point	$RP_{0,2} = 208,01$ [ $\varepsilon = 0,003$ ]	$RP_{0,2} = 169,42$ [ $\varepsilon = 0,00285$ ]	$RP_{0,2} = 140,31$ [ $\varepsilon = 0,00278$ ]	$RP_{0,2} = 75,71$ [ $\varepsilon = 0,00267$ ]	$RP_{0,2} = 44,12$ [ $\varepsilon = 0,00245$ ]	$RP_{0,2} = 35,09$ [ $\varepsilon = 0,00243$ ]
0,004	219,49	180,01	149,43	80,80	47,59	36,26
0,006	236,50	193,55	160,28	86,23	50,66	37,23
0,008	249,36	203,78	168,45	90,31	52,97	37,94
0,010	259,82	212,08	175,07	93,61	54,83	38,49
0,020	295,18	240,08	197,35	104,63	61,02	40,27
0,040	335,36	271,78	222,47	116,95	67,92	42,13
0,060	361,35	292,24	238,62	124,82	72,31	43,26
0,080	381,00	307,67	250,78	130,72	75,60	44,08
0,100	396,98	320,21	260,64	135,49	78,25	44,73
0,125	413,63	333,25	270,89	140,44	80,99	45,38
0,150	427,74	344,30	279,56	144,61	83,31	45,92
0,175	440,06	353,93	287,11	148,24	85,32	46,39
0,200	451,01	362,49	293,81	151,45	87,09	46,79
0,225	460,90	370,21	299,85	154,34	88,69	47,15
0,250	469,92	377,26	305,36	156,97	90,15	47,48
0,275	478,24	383,75	310,44	159,40	91,49	47,78
0,300	485,96	389,77	315,14	161,64	92,72	48,05
0,325	493,18	395,39	319,53	163,73	93,88	48,30
0,350	499,95	400,67	323,65	165,69	94,96	48,53
0,375	506,34	405,64	327,53	167,54	95,98	48,75
0,400	512,40	410,36	331,20	169,28	96,94	48,96
0,425	518,15	414,83	334,69	170,94	97,85	49,15
0,450	523,63	419,10	338,01	172,52	98,72	49,33
0,475	528,87	423,17	341,19	174,02	99,55	49,51
0,500	533,88	427,07	344,23	175,46	100,34	49,67

### ANNEXE II.III : Données des Propriétés Thermodynamiques, Thermiques, et Electriques de l'Acier et du Cuivre

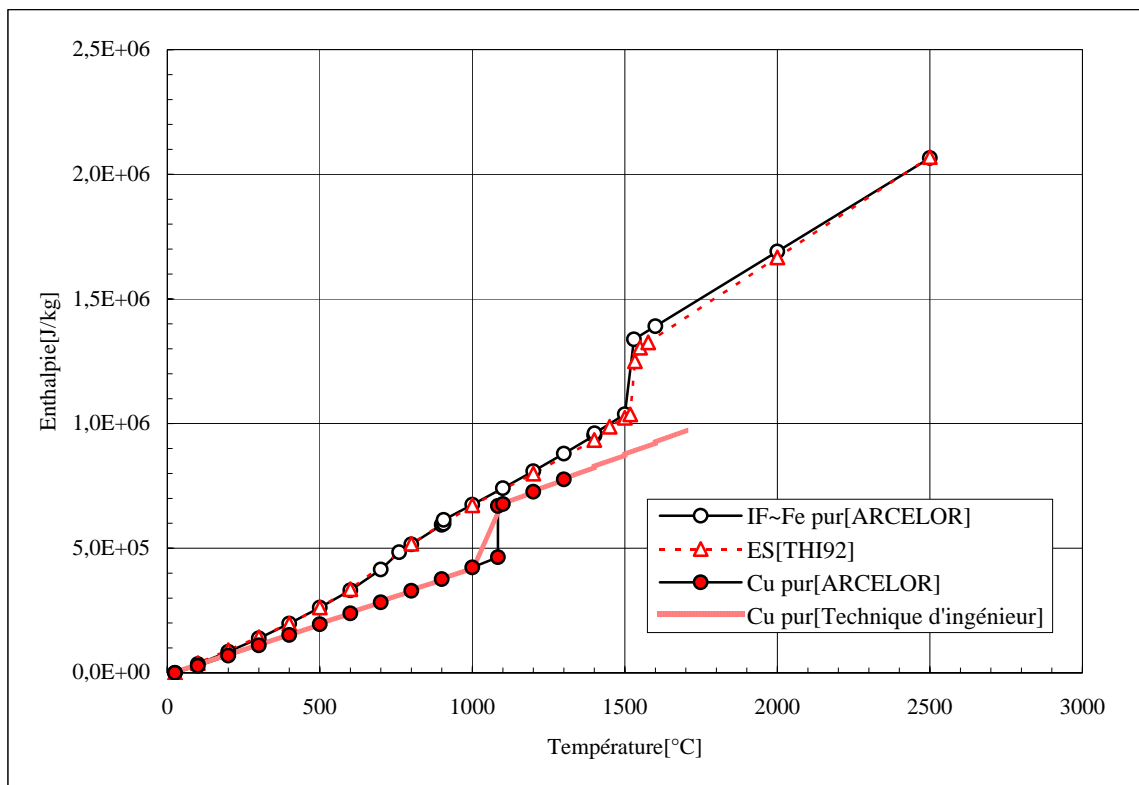


Fig. II.VI: Enthalpies des aciers et du cuivre en fonction de la température

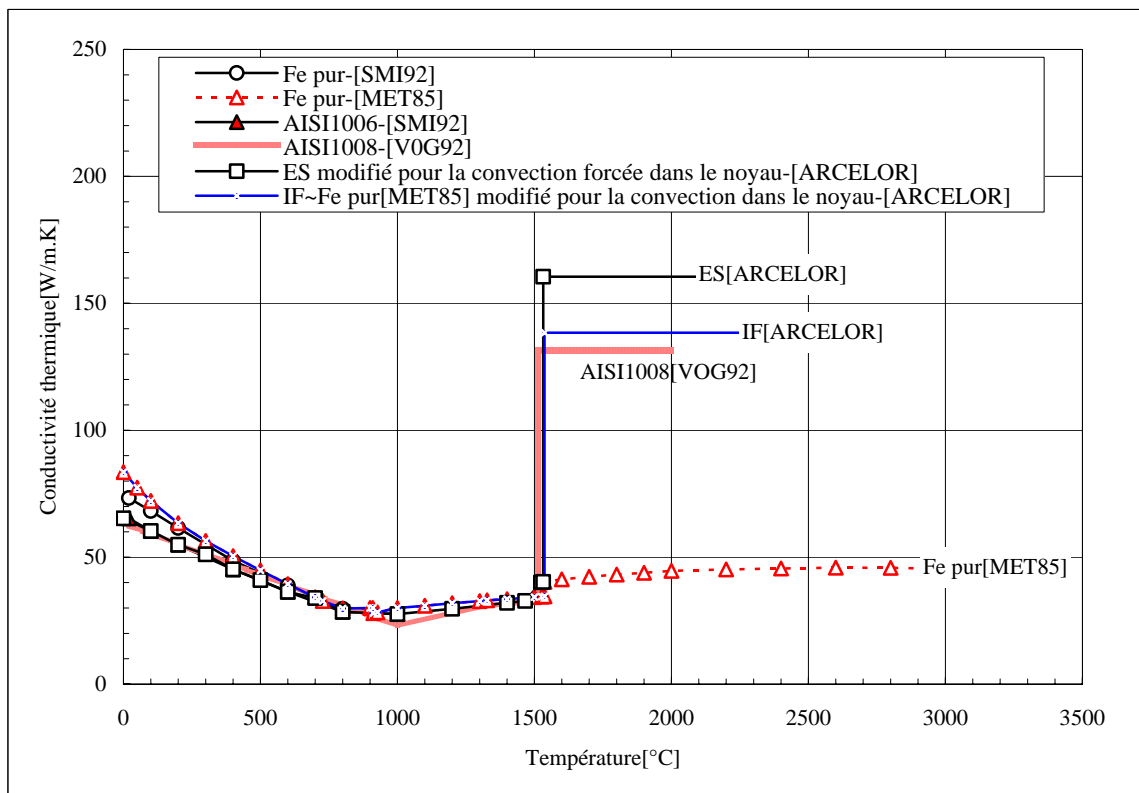
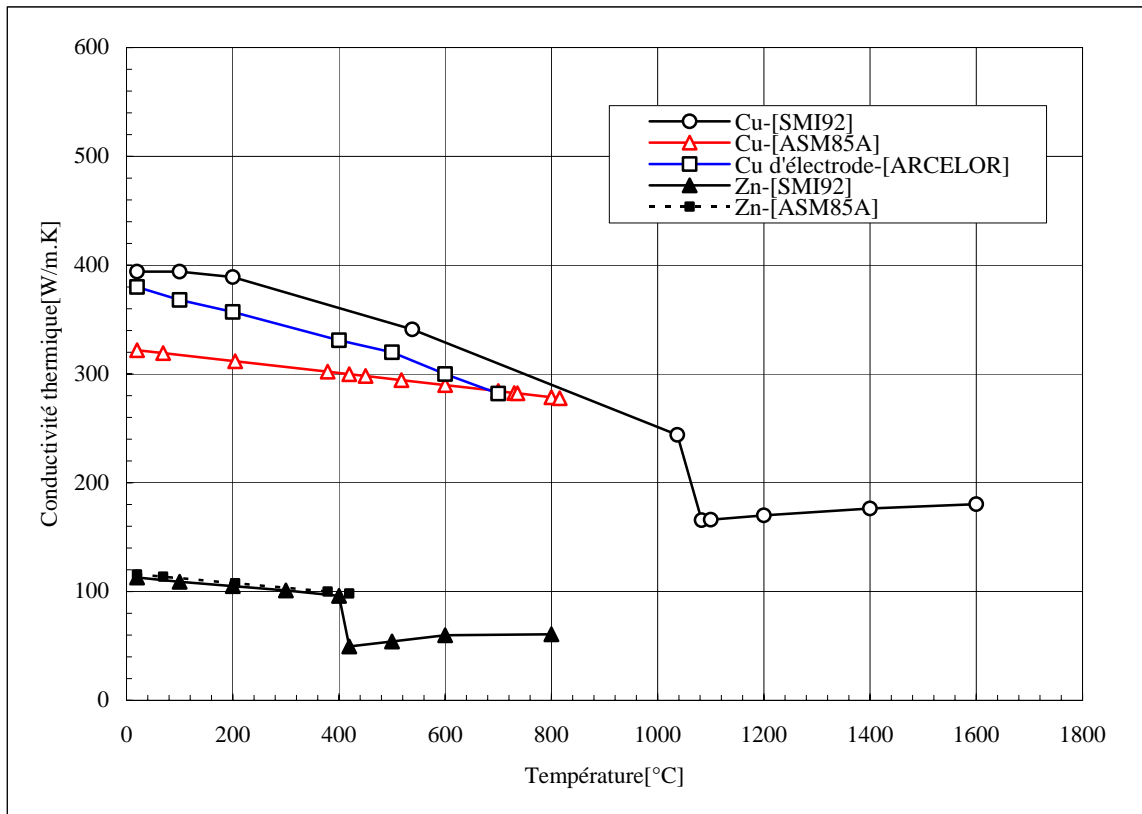
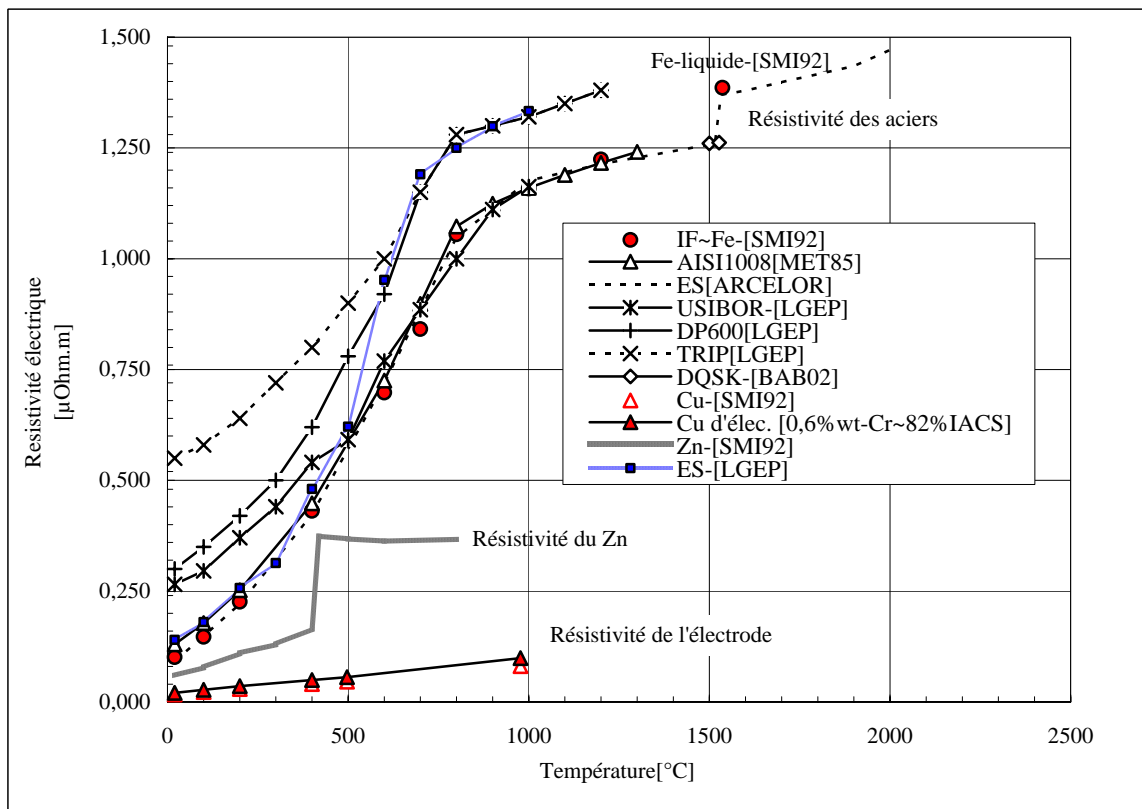


Fig. II.VII: Conductivité thermique des aciers en fonction de la température. La conductivité thermique à température élevée est estimée, e.g. à 4 fois plus importante que celle à l'état liquide pour la prise en compte de la convection forcée dans la zone fondue



**Fig. II.VIII:** Conductivité thermique du cuivre et du zinc en fonction de la température. Pour ces métaux, elle décroît avec la température, et puis constante lorsque la température supérieure à la température de liquidus. La conductivité thermique du cuivre d'électrode est plus importante que celle de l'acier



**Fig. II.IX:** Comparaison de la résistivité électrique pour plusieurs nuances d'acier et celle du cuivre d'électrode. Les résistivités mesurées par LGEP sont les informations d'après T. Dupuy.

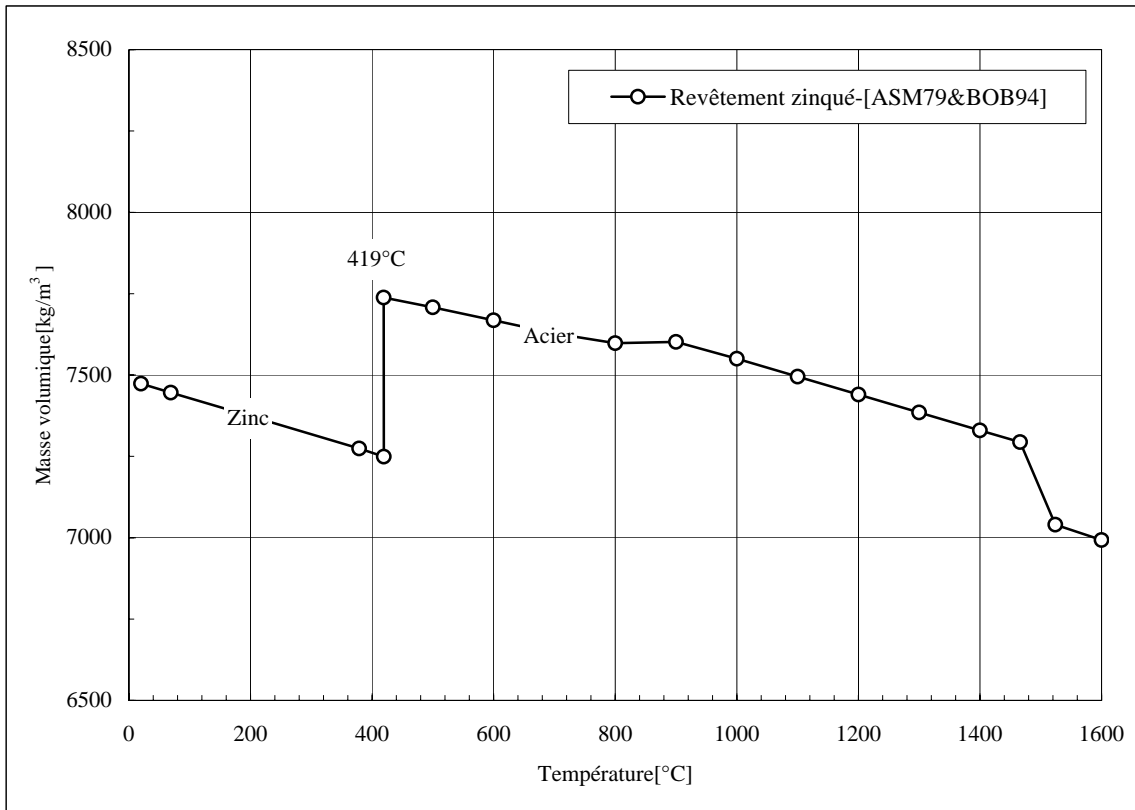


Fig. II.X: Masse volumique du revêtement zingué en fonction de la température

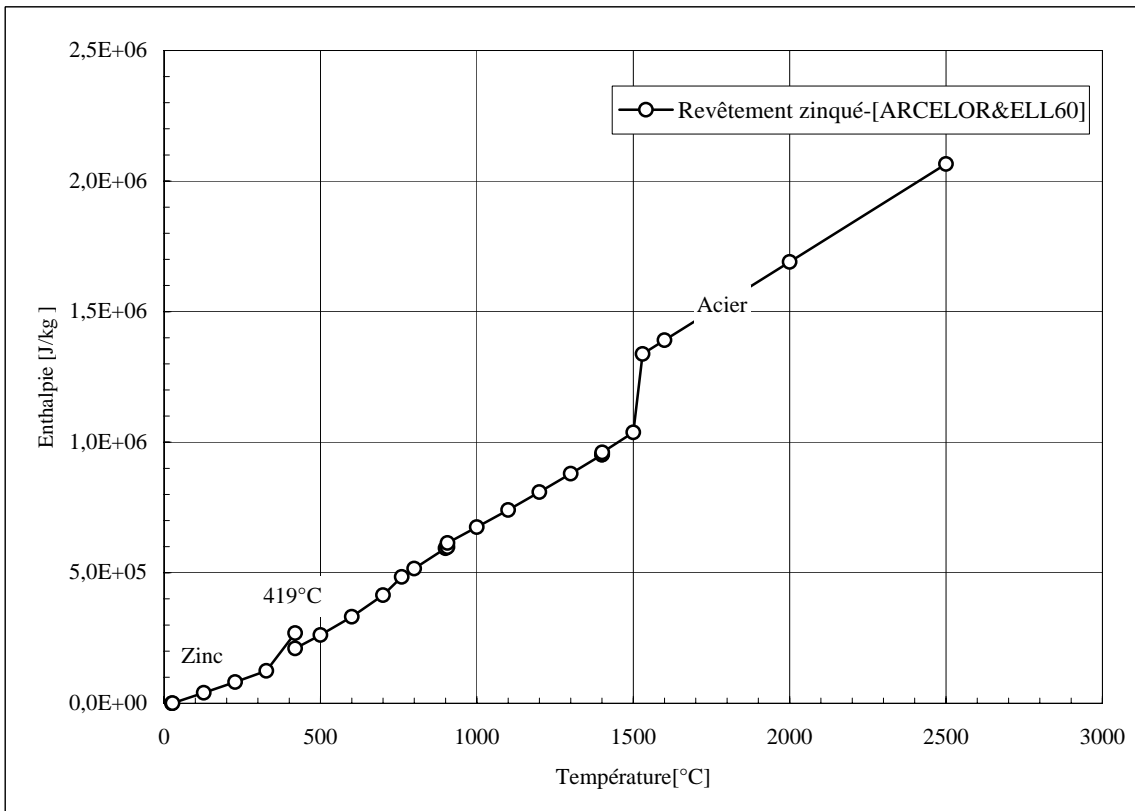


Fig. II.XI: Enthalpie du revêtement en fonction de la température

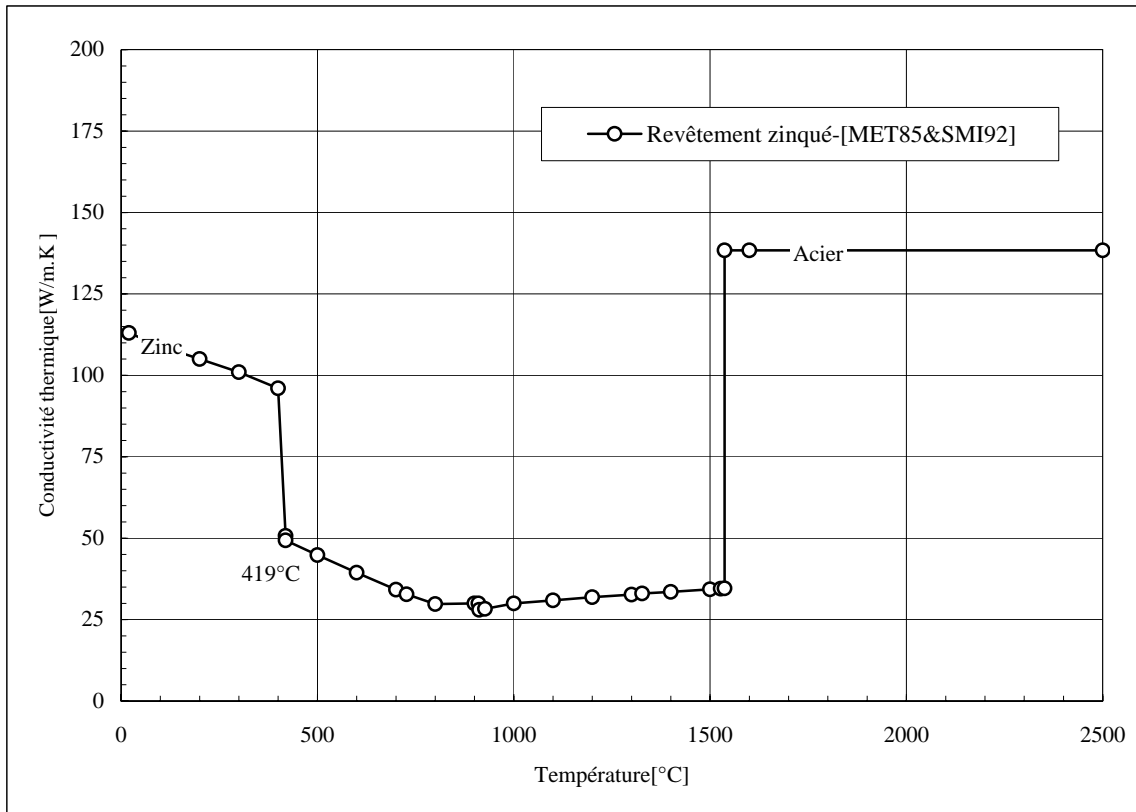


Fig. II.XII: Conductivité thermique du revêtement en fonction de la température

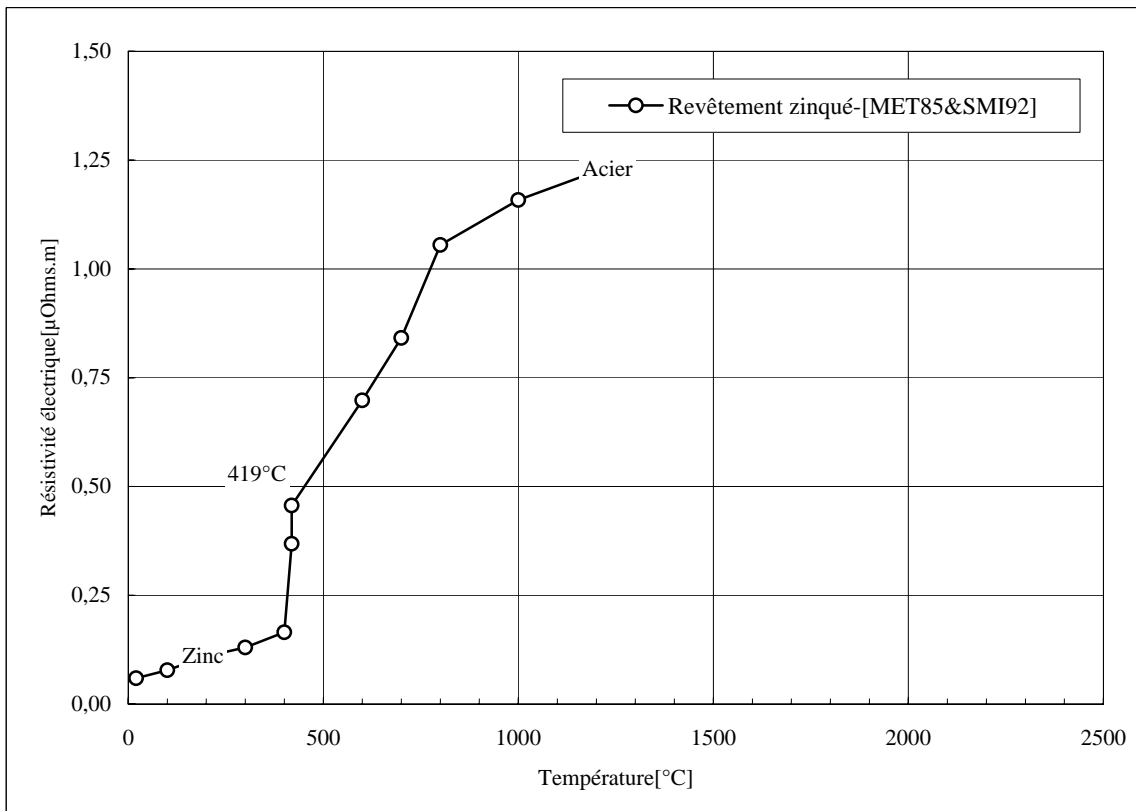


Fig. II.XIII: Résistivité électrique du revêtement en fonction de la température

## ANNEXE III.IV : Données Numériques des Propriétés Thermodynamiques, Thermiques, et Electriques de l'Acier et du Cuivre

Tableau II.X: Enthalpie de la tôle, et du cuivre

Enthalpie de l'acier [MJ/kg]				
T[°C]	IF~Fe [ARCELOR]	T[°C]	ES [THI92]	ES modifiée [ARCELOR]
25	0,000	25	0,000	0,000
100	0,035	100	0,039	0,039
200	0,085	200	0,091	0,091
300	0,139	300	0,143	0,143
400	0,198	400	0,197	0,197
500	0,262	500	0,262	0,262
600	0,331	600	0,336	0,336
700	0,415	800	0,518	0,518
760	0,484	1000	0,672	0,672
800	0,516	1200	0,799	0,799
900	0,594	1400	0,934	0,934
906	0,598	1450	0,987	0,987
906	0,614	1500	1,024	1,024
1000	0,675	1517,7	1,037	1,037
1100	0,741	1533,3	1,250	1,250
1200	0,809	1550	1,305	1,305
1300	0,879	1576,5	1,326	-
1400	0,952	2000	1,667	1,667
1401	0,953	2500	2,069	2,069
1401	0,961			
1500	1,038			
1530	1,338			
1600	1,391			
2000	1,690			
2500	2,065			

Note : Donnée de l'Arcelor pour le fer est identique comme celle trouvée dans la technique d'ingénieur.

Enthalpie du cuivre et du zinc [MJ/kg]			
T[°C]	Cu [ARCELOR]	T[°C]	Cu [Technique d'ingénieur]
25	0	25	0
100	0,028	500	0,196
200	0,069	600	0,24
300	0,111	700	0,285
400	0,152	800	0,33
500	0,195	900	0,375
600	0,239	1000	0,421
700	0,283	1100	0,677
800	0,329	1200	0,727
900	0,376	1300	0,776
1000	0,423	1400	0,826
1084	0,464	1500	0,875
1084	0,669	1600	0,924
1100	0,677	1700	0,974
1200	0,727		
1300	0,776		

Tableau II.XI: Conductivité thermique de la tôle, et du cuivre

Conductivité thermique de l'acier [W/m.K]					
T[°C]	Fe pur [MET85]	T[°C]	Fe [SMI92]	T[°C]	AISI1006 [SMI92]
0	83,50	20	73,30	20	65,30
50	77,40	100	68,20	100	60,30
100	72,20	200	61,50	200	54,90
200	63,40	400	48,60	400	45,20
300	56,40	600	38,90	600	36,40
400	50,40	800	29,70	800	28,50
500	44,80				
600	39,40				
700	34,20				
727	32,80				
800	29,80				
900	30,00				
910	30,00				
912	28,00				
927	28,30				
1000	30,00				
1100	30,90				
1200	31,90				
1300	32,70				
1327	33,00				
1400	33,50				
1500	34,30				
1527	34,50				
1537	34,60				
1537	40,30				
1600	41,30				
1700	42,30				
1800	43,20				
1900	43,90				
2000	44,60				
2200	45,20				
2400	45,60				
2600	45,90				
2800	45,80				
3000	45,40				

Tableau II.XI-continu: Conductivité thermique de la tôle, et du cuivre

Conductivité thermique de l'acier [W/m.K]					
T[°C]	AISI1008 [SMI92]	T[°C]	ES [ARCELOR]	T[°C]	IF [ARCELOR]
20	62,43	0	65,30	0	83,50
69	60,41	100	60,30	50	77,40
204	54,95	200	54,90	100	72,20
379	48,00	300	51,10	200	63,40
419	46,36	400	45,20	300	56,40
450	45,08	500	41,00	400	50,40
518	42,39	600	36,40	500	44,80
600	39,10	700	33,90	600	39,40
700	35,14	800	28,50	700	34,20
730	33,87	1000	27,60	727	32,80
736	33,65	1200	29,70	800	29,80
800	31,03	1400	32,00	900	30,00
816	30,43	1466	32,80	910	30,00
888	27,51	1524	40,10	912	28,00
927	26,02	1532	40,30	927	28,30
1000	23,03	1532	160,52	1000	30,00
1300	30,65	2500	160,52	1100	30,90
1440	32,15			1200	31,90
1512	32,90			1300	32,70
1513	131,44			1327	33,00
1532	131,44			1400	33,50
2000	131,44			1500	34,30
				1527	34,50
				1537	34,60
				1537	138,40
				2500	138,40

Conductivité thermique du Cuivre [W/m.K]					
T[°C]	Cu [SMI92]	T[°C]	Cu [ASM85A]	T[°C]	Cu [ARCELOR]
20	394,00	20	321,88	20	380
100	394,00	69	319,26	100	368
200	389,00	204	311,63	200	357
538	341,00	379	302,06	400	331
1037	244,00	419	299,82	500	320
1083	165,60	450	298,10	600	300
1100	166,10	518	294,36	700	282
1200	170,10	600	289,72		
1400	176,30	700	284,27		
1600	180,40	730	282,47		
		736	282,25		
		800	278,66		
		816	277,76		



---

<b>Conductivité thermique du Zinc</b>			
<b>[W/m.K]</b>			
<b>T[°C]</b>	<b>Zn</b>	<b>T[°C]</b>	<b>Zn</b>
	<b>[SMI92]</b>		<b>[ASM85A]</b>
20	113,00	20	115,74
100	109,00	69	113,65
200	105,00	204	107,67
300	101,00	379	100,04
400	96,00	419	98,32
420	49,50		
500	54,10		
600	59,90		
800	60,70		

---

Tableau II.XII: Résistivité électrique des aciers, du cuivre, et du zinc

Résistivité électrique – [Conductivité électrique] des aciers [ $\mu\text{Ohms.m}$ ]-[ $1/\mu\text{Ohms.m}$ ]					
T[°C]	IF-Fe [SMI92]	T[°C]	AISI1008 [MET85]	T[°C]	DQSK-Calculée [BAB01]
20	0,101-[9,901]	20	0,130-[7,692]	0	0,124-[8,063]
100	0,147-[6,803]	100	0,178-[5,618]	50	0,151-[6,635]
200	0,226-[4,425]	200	0,252-[3,968]	100	0,182-[5,486]
400	0,431-[2,320]	400	0,448-[2,232]	200	0,262-[3,818]
600	0,698-[1,433]	600	0,725-[1,379]	400	0,489-[2,045]
700	0,841-[1,188]	700	0,898-[1,114]	500	0,626-[1,597]
800	1,055-[0,948]	800	1,073-[0,932]	600	0,765-[1,308]
1000	1,158-[0,863]	900	1,124-[0,890]	700	0,892-[1,121]
1200	1,224-[0,817]	1000	1,160-[0,862]	800	0,999-[1,001]
1536*	1,386-[0,722]*	1100	1,189-[0,841]	900	1,083-[0,924]
		1200	1,216-[0,822]	1000	1,144-[0,874]
		1300	1,241-[0,806]	1100	1,188-[0,842]
				1200	1,218-[0,821]
				1300	1,238-[0,808]
				1350	1,245-[0,803]
				1400	1,251-[0,799]
				1450	1,256-[0,796]
				1500	1,260-[0,794]
				1527	1,262-[0,792]

Note : \*-Résistivité-[Conductivité électrique] à l'état liquide

Résistivité électrique – [Conductivité électrique] des aciers [ $\mu\text{Ohms.m}$ ]-[ $1/\mu\text{Ohms.m}$ ]					
T[°C]	ES [ARCELOR]	T[°C]	ES [LGEP]	T[°C]	USIBOR [LGEP]
20	0,092-[10,900]	20	0,140-[7,140]	20	0,265-[3,770]
200	0,221-[4,530]	100	0,180-[5,550]	100	0,296-[3,380]
400	0,424-[2,360]	200	0,257-[3,890]	200	0,370-[2,700]
600	0,719-[1,390]	300	0,313-[3,190]	300	0,441-[2,270]
800	1,048-[0,954]	400	0,481-[2,080]	400	0,541-[1,850]
1000	1,176-[0,850]	500	0,621-[1,610]	500	0,592-[1,690]
1200	1,214-[0,824]	600	0,952-[1,050]	600	0,769-[1,300]
1515	1,259-[0,794]	700	1,190-[0,840]	700	0,885-[1,130]
1532	1,370-[0,730]	800	1,250-[0,800]	800	1,000-[1,000]
1600	1,379-[0,725]	900	1,299-[0,770]	900	1,111-[0,900]
1700	1,399-[0,715]	1000	1,333-[0,750]	1000	1,163-[0,860]
1800	1,416-[0,706]				
1900	1,435-[0,697]				

Résistivité électrique – [Conductivité électrique] des aciers [ $\mu\text{Ohms.m}$ ]-[ $1/\mu\text{Ohms.m}$ ]			
T[°C]	DP600 [LGEP]	T[°C]	TRIP [LGEP]
20	0,300-[3,333]	20	0,550-[1,818]
100	0,350-[2,857]	100	0,580-[1,724]
200	0,420-[2,381]	200	0,640-[1,563]
300	0,500-[2,000]	300	0,720-[1,389]
400	0,620-[1,613]	400	0,800-[1,250]
500	0,780-[1,282]	500	0,900-[1,111]
600	0,920-[1,087]	600	1,000-[1,000]
700	1,150-[0,870]	700	1,150-[0,870]
800	1,280-[0,781]	800	1,280-[0,781]
900	1,300-[0,769]	900	1,300-[0,769]
1000	1,320-[0,758]	1000	1,320-[0,758]
1100	1,350-[0,741]	1100	1,350-[0,741]
1200	1,380-[0,725]	1200	1,380-[0,725]

Résistivité électrique – [Conductivité électrique] du Cu d'électrode et du Zn [ $\mu\text{Ohms.m}$ ]-[ $1/\mu\text{Ohms.m}$ ]			
T[°C]	Cu-82%IACS [SMI92]	T[°C]	Zn [SMI92]
20	0,021-[48,406]	20	5,96-[0,060]
100	0,027-[36,558]	100	7,80-[0,078]
200	0,036-[27,986]	200	11,00-[0,110]
400	0,049-[20,224]	300	13,00-[0,130]
497	0,056-[17,826]	400	16,50-[0,165]
977	0,099-[10,123]	419,5	37,40-[0,374]
		500	36,80-[0,368]
		600	36,30-[0,363]
		800	36,70-[0,367]

Tableau II.XIII: Masse volumique du revêtement

Masse volumique du revêtement [kg/m <sup>3</sup> ]	
T[°C]	[ASM79&BOB94]
20	7474
69	7446
204	7371
379	7274
419	7249
419	7738
500	7708
600	7668
700	7628
800	7598
900	7602
1000	7550
1100	7495
1200	7440
1300	7385
1400	7330
1466	7294
1524	7040
1600	6993

Tableau II.XIV: Enthalpie du revêtement

Enthalpie du revêtement [MJ/kg]	
T[°C]	[ARCELOR&ELL60]
25	0,000
27	0,001
127	0,040
227	0,081
327	0,124
419	0,269
419	0,210
500	0,262
600	0,331
700	0,415
760	0,484
800	0,516
900	0,594
906	0,598
906	0,614
1000	0,675
1100	0,741
1200	0,809
1300	0,879
1400	0,952
1401	0,953
1401	0,961
1500	1,038
1530	1,338
1600	1,391
2000	1,690
2500	2,065

Tableau II.XV: Conductivité thermique du revêtement

Conductivité thermique du revêtement [W/m.K]	
T[°C]	[MET85&SMI92]
20	113,00
100	109,00
200	105,00
300	101,00
400	96,00
419	50,69
419	49,34
500	44,80
600	39,40
700	34,20
727	32,80
800	29,80
900	30,00
910	30,00
912	28,00
927	28,30
1000	30,00
1100	30,90
1200	31,90
1300	32,70
1327	33,00
1400	33,50
1500	34,30
1527	34,50
1537	34,60
1537	138,40
1600	138,40
2500	138,40

Tableau II.XVI: Résistivité électrique du revêtement

Résistivité électrique – [Conductivité électrique] du revêtement [μOhms.m]-[1/μOhms.m]	
T[°C]	[MET85&SMI92]
20	0,060-[16,779]
100	0,078-[12,821]
200	0,110-[9,091]
300	0,130-[7,692]
400	0,165-[6,061]
419	0,369-[2,713]
419	0,456-[2,191]
600	0,698-[1,433]
700	0,841-[1,188]
800	1,055-[0,948]
1000	1,158-[0,863]
1200	1,224-[0,817]

### ANNEXE II.V : Evaluation de la Limite Elastique

$$\sigma_{vp} = k.\varepsilon^n.\dot{\varepsilon}^m$$

Sur la courbe de la relation contrainte/déformation élasto-viscoplastique, on a :

$$f_1|_{T,\dot{\varepsilon}} = k.\varepsilon_1^n.\dot{\varepsilon}^m$$

$$f_2|_{T,\dot{\varepsilon}} = k.\varepsilon_2^n.\dot{\varepsilon}^m$$

$$f_2 = f_1 \left(\frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_1}\right)^n \quad \text{[II.I]}$$

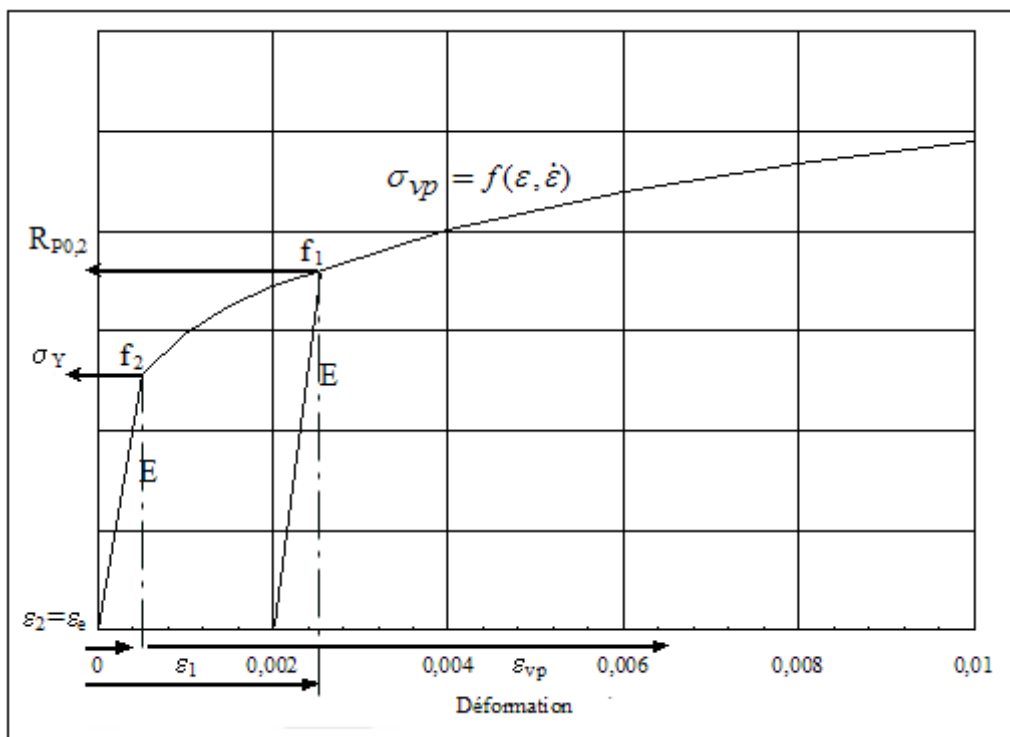


Fig. II-XIV: Evaluation de la limite élastique vraie, et de la contrainte Rp0,2 avec les coefficients du modèle basée sur l'hypothèse de petite déformation pour 'ε<sub>1</sub>', et 'ε<sub>2</sub>'

A  $\varepsilon = a$  et la seuil d'élastique, le module de Young de ces deux points peut être déterminé par :

$$\frac{f_1}{\varepsilon_1 - a} = \frac{f_2}{\varepsilon_2} = E$$

avec eqn-[II.I] ;

$$\varepsilon_2 = \left(\frac{\varepsilon_1^n}{\varepsilon_1 - a}\right)^{\frac{1}{n-1}} \quad \text{[II.II]}$$

La contrainte à  $\varepsilon = a$  s'écrit sous la forme :

$$f_1 = K.\varepsilon_1^n.\dot{\varepsilon}^m = E(\varepsilon_1 - a)$$

$$\frac{\varepsilon_1^n}{(\varepsilon_1 - a)} = \frac{E}{K \cdot \dot{\varepsilon}^m}$$

La déformation élastique peut être déterminée par les coefficients du modèle :

$$\varepsilon_2 = \varepsilon_e = \left( \frac{E}{K \dot{\varepsilon}^m} \right)^{\frac{1}{n-1}} \quad \text{[II.III]}$$

A une température donnée, la formulation montre que la déformation élastique ne dépend que de la vitesse de déformation. Pour la déformation correspondante à la contrainte ' $R_{p0,2}$ ', la méthode numérique de Newton permet de déterminer la déformation ' $\varepsilon_1$ ', et puis la contrainte ' $R_{p0,2}$ ' :

$$\varepsilon_1^n - \varepsilon_e^{n-1} \cdot \varepsilon_1 + \varepsilon_e^{n-1} \cdot a = 0 \quad \text{[II.IV]}$$


---



---

---

# INDEX

---

## A

---

Abaqus, 29.  
Absorption, 22.  
Accostage, 8.  
Acoustique, 24.  
Adoucissement, 218.  
Alignement, 11, 37, 53, 186.  
Alliage de cuivre, 9, 35.  
Anode, 63, 68.  
Ansys, 28.  
Aro, 47.  
Aspérités, 30, 176.  
Assemblage critique, 23.

## B

---

Bande de contrôle, 54.  
Barrière thermique, 34.  
Barrelling effet, 210.  
Bouton, 11, 54-55.

## C

---

Caisse en blanc, 7.  
Carbone équivalent, 52.  
Cathode, 68.  
Champignonage, 35.  
Cinétique de la formation du noyau, 57.  
Collage, 63.  
Compression à chaud, 209.  
Comportement élasto-plastique, 175, 209.  
Comportement visco-plastique, 213.  
Conditions de soudage, 56.  
Conductivité thermique, 88.  
Constriction, 175.  
Contact électrothermique, 72.  
Contact mécanique, 36, 70,  
Contrainte équivalente de von Mises, 214.  
Contrainte d'écoulement, 215.  
Contrainte résiduelle, 229, 235.  
Couplage, 28, 88.  
Courant de soudage, 49.  
Critère de diamètre minimal acceptable, 11.

## D

---

Déboutonnage, 24, 55.  
Déformation élastique, 215.  
Déformation plastique cumulée, 215.  
Dents de la mer, 55.  
Déphasage, 172.

Diamètre de noyau, 64.  
Dilatation, 24, 36, 170.  
DIRICHET, 92.  
Dislocation, 219.  
Domaine de soudabilité, 10.  
Durée de vie, 10, 65.  
Dureté, 19, 175.

## E

---

Écrouissage, 219.  
Effet de peau, 22.  
Effort de soudage, 9, 24, 35, 53, 64, 163, 169, 188.  
Electrodes, 9, 33, 53.  
Electrozingué, 14.  
Eléments alphas, 15.  
Eléments gammagènes, 15.  
Enthalpy model, 89.  
Essais destructifs, 55.  
Exposant d'écrouissage, 215.  
Expulsion, 23, 53.

## F

---

Face active, 10, 35, 53, 67.  
Fissure, 13.  
Fluage, 215.  
Fréquence, 38, 49.  
Friction, 39, 210.  
Fonction seuil, 213.

## G

---

Gleeble, 184, 209.  
Gradient, 12, 21, 98, 178, 210, 229, 235.  
Grains, 12-17.  
Grande déformation, 215.

## H

---

Hétérogène, 8, 28, 62.  
HOLM-GREENWOOD, 175.  
Homogène, 12, 21, 60, 189.  
Hythérésis, 169, 187.

## I

---

Impédance, 172.  
Indentation, 23, 70.  
Inductance, 172.  
Influence du temps de maintien, 13, 154.  
Intensité efficace, 50.



Interface, 8, 21, 28, 60, 72, 176, 209.

---

## J

Jeu, 12.

JOULE, 20.

---

## K

KOHLRUSCH, 178.

KELVIN, 22.

---

## L

Labview, 48, 51.

Laiton, 35.

Limite élastique conventionnelle, 52, 220.

---

## M

Machines de soudage, 47.

Miyashi, 48.

Modèle aux différences finies, 26.

Modèle aux éléments finis, 28.

Modèles de la résistance de contact, 180.

---

## N

NEUMANN, 91.

Norme, 9, 56.

---

## O

Oxyde, 170.

Oxydation à chaud, 188.

---

## P

PELTIER, 21.

Polarisation, 23, 67, 171.

Potentiel de dissipation viscoplastique, 214.

Potentiel électrique, 34, 182.

Pression de contact, 28, 65,

Pulsation, 9, 22, 49.

---

## R

Recristallisation dynamique, 218.

Résistance de contact de la tôle nue, 191.

Résistance de contact de la tôle revêtue, 197.

Résistance électrique dynamique globale, 170.

Résistance électrique statique globale, 165.

Résistivité, 20, 176, 181.

Revêtements, 14, 52, 165.

Rigidité, 39.

Rodage, 53.

---

## S

Sciaky, 47-48.

SEEBECK, 21.

Sensibilité à la vitesse  
de déformation, 215.

Seuil de mesure, 186.

Seuil de plasticité, 215.

Shunt, 37.

Signaux de soudage, 51.

Soudage à l'état solide, 60.

Soudage à la molette, 7.

Soudage par bossage, 7.

Soudage par points, 2, 47.

STEFAN-BOLTZMANN, 92.

Système de ressort/amortisseur, 40.

Sysweld, 29, 70, 86, 214.

---

## T

Taux de refroidissement, 15, 151.

Tension, 50.

Températures de transformation, 15.

Temps de maintien, 8-9, 13, 53, 155-156.

Temps de soudage, 9, 21, 37, 50.

Températures de transformation des phases, 15-16.

Tenseur déviateur des contraintes, 214.

THOMSON, 22.

Transformation des phases, 13.

Topographie de la surface, 164.

---

## V

Variable d'écrouissage isotrope, 214.

Vitesse de chauffage, 151.

Vitesse de déformation, 219.

Vitesse d'impact, 38.

VON-MISES, 214.

---

## W

WEIBULL, 180.

Weld-bonding process, 24.

WIEDEMANN-FRANZ-LORENTZ, 178.

---

## Y

YOUNG, 222.

---

## Z

Zone affectée thermiquement, 12.

---

## REFERENCE BIBLIOGRAPHIQUE

---

- [ALC90]: W.V. ALCINI: "Experimental Measurement of Liquid Nugget Heat Convection in Spot Welding", *Welding Journal*, May 1990, 177s-180s.
- [ANA87]: M. ANATASSIOU: "Influence des Conditions de Soudage sur les Contraintes Résiduelles dans un Point Soudé par Résistance sur Tôles Minces d'Acier à Bas Carbone – Relation avec la Tenue en Fatigue Réalisée", *Ph.D. thesis*, 1987, Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers.
- [ARCELOR]: Recueil de Données Thermomécaniques à l'Usage des Sidérurgistes, L'institut de recherches de la sidérurgie-IRSID, série B-N°26.
- [ARO]: ARO S.A., Puissance AC/50Hz, Plan 21679/18.
- [ASM79]: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Pure Metals, *Metals Handbook*, Metal Parks, OH., American Society of Metals, 9<sup>th</sup> ed., 1979.
- [ASM85A]: Physical Properties of Carbon, Low-Alloy, Stainless and Tool Steels, *Metals Handbook*, Metal Parks, OH., American Society of Metals, 1985, 1-63.
- [BAB98]: S.S. BABU, W.B. RIEMER, M.L. SANTELLA, and Z. FENG: "Integrated Thermal Microstructural Model to Predict Property Gradients in Resistance Spot Steel Welds", *Sheet Metal Welding Conference VIII*, AWS, 1998. Paper N° 5-2.
- [BAB01]: S.S. BABU, M.L. SANTELLA, Z. FENG, B.W. RIEMER, and J.W. COHON: "Empirical Model of Effects of Pressure and Temperature on Electrical Contact Resistance of Metals", *Science and Technology of Welding and Joining*, 6, 2001, 126-132.
- [BAB04]: S.S. BABU, and M.L. SATELLA: "Modeling Resistance Spot Welding Electrode Life", *Sheet Metal Welding Conference XI*, AWS, May 11-14, 2004, Paper N° 7-2.
- [BAI94]: N. BAILEY: "Weldability of Ferritic Steels", 1<sup>st</sup> edition, Abington publishing, 1994.
- [BAR71]: J.P. BARDON, B. CASSANE, and B. FOURCHER: "Bilan des Principales Recherches sur les Résistances Thermiques de Contact", *Rapport DETB 7101*, 64, Mars 1971, 1-34.
- [BAR88]: J. BARRALIS, and G. MAEDER: "Précis de Métallurgie : Elaboration Structures/Propriétés et Normalisation", AFNOR Nathan, 1988.
- [BEN87]: W.D. BENNON, and F.P. INCOPERA: "A Continuum Model for Momentum, Heat and Species Transport in Binary Solid-Liquid Phase Change Systems – I. Model Formulation", *Numerical Heat Transfer*, 13, 1987, 277-296.
- [BER70]: Y. BERGSTROM: "A Dislocation Model for Stress-Strain Behaviour of Polycrystalline  $\alpha$ -Fe with Special Emphasis on the Variations of the Densities of Mobile and Immobile Dislocations", *Materials Science Engineering*, 5, 1970.
- [BOB94]: M. BOBADILLA, M. NIEDERLEANDER, C. NUSS, G. PERRIN, and J. SELARIES: "Données Thermiques pour Différentes Familles d'Acier", *Rapport Interne IRSID*, Groupe Arcelor, June 1994.
- [BOW58]: F.P. BOWDEN, and J.B.P. WILLIAMSON: "Electrical Conduction in Solids I: Influence of the Passage of Current on the Contact between Solids", *Procs. Royal Society of London*, 246(8), 1958, 1-12.
- [BOW90]: R.J. BOWER, and T.W. EAGAR: "Electrode Geometry in Resistance Spot Welding", *Welding Journal*, 74(10), 1990, 45s-51s.
- [BRO87]: B.M. BROWN: "A Comparison of AC and DC Current in the Resistance Spot Welding of Automotive Steels", *Welding Journal*, Jan. 1987, 18-23.

- [BRO95-1]: D.J. BROWNE, H.W. CHANDLER, J.T. EVANS, P.S. JAMES, J. WEN, and C.J. NEWTON: "Computer Simulation of Resistance Spot Welding in Aluminium: Part I", *Welding Journal*, 74(10), 1995, 339s-344s.
- [BRO95-2]: D.J. BROWNE, H.W. CHANDLER, J.T. EVANS, P.S. JAMES, J. WEN, and C.J. NEWTON: "Computer Simulation of Resistance Spot Welding in Aluminium: Part II", *Welding Journal*, 74(11), 1995, 417s-422s.
- [CAB03]: J.M. CABRERA, A. MATEO, L. LLANES, J.M. PRADO, and M. ANGLADA: "Hot Deformation of Duplex Stainless Steels", *Journal of Materials Processing Technology*, 143-144, 2003, 321-323.
- [CHA90]: H.S. CHANG, and H.S. CHO: "A Study on the Shunt Effect in Resistance Spot Welding", *Welding Journal*, 69(8), 1990, 308s-317s.
- [CHA94]: K.L. CHATTERJEE: "Influence of Electrode Type, Shape and Size on the Weldability of Zinc Coated Steels", *Procs. 2<sup>nd</sup> European Conference on Joining Technology-EUROJOIN2*, May 16-18, 1994, Florence, Italy, 389-403.
- [CHA01]: B.H. CHANG, M.V. LI, and Y. ZHOU: "Comparative Study of Small Scale and Large Scale Resistance Spot Welding", *Science and Technology of Welding and Joining*, 6(5), 2001, 273-280.
- [CHE94]: C.C. CHEN, T-C. HSU, and N-J. HO: "Resistance Spot Welding of Pre-Coated Steel Sheet: Computational Heat-Transfer Analysis", *Metallurgical and Materials Transactions*, 25B, 1994, 415-423.
- [CHO03]: Y. CHO, and S. RHEE: "Experimental Study of Nugget Formation in Resistance Spot Welding", *Welding Journal*, 82(8), 2003, 195s-201s.
- [CRI98]: E. CRINON, and J.T. EVANS: "The Effects of Surface Roughness, Oxide Film Thickness and Interfacial Sliding on the Electrical Contact Resistance of Aluminium", *Journal of Materials Processing Technology*, A242, 1998, 121-128.
- [DE02-1]: A. DE, and M.P. THEDDEUS: "Finite Element Analysis of Resistance Spot Welding in Aluminium", *Science and Technology of Welding and Joining*, 7(2), 2002, 111-118.
- [DE02-2]: A. DE: "Finite Element Modelling of Resistance Spot Welding of Aluminium with Spherical Tip Electrodes", *Science and Technology of Welding and Joining*, 7(2), 2002, 119-124.
- [DEP03]: L. DEPRADEUX, and J.F. JULLIEN: "Numerical Simulations of Thermomechanical Phenomena during TIG Welding and Experimental Validation on Analytical Tests of Increasing Complexity", *Procs. 7<sup>th</sup> International Seminar Numerical Analysis of Weldability*, H. Cerjak *et al.*, eds., The Institute of Materials London, Oct. 2003,
- [DIC80]: D. W. DICKINSON, J. E. FRANKLIN, and A. STANYA: "Characterization of Spot Welding Behaviour by Electrical Parameter Monitoring", *Welding Journal*, 59(6), 1980, 170s-176s.
- [DIC90]: D.W. DICKINSON, C.L. TSAI, and O. JAMMAL: "Modeling of Resistance Spot Weld Nugget Growth – Application for the Automotive Industry", *International Congress and Exposition*, Detroit, Mich., Feb. 1990.
- [DOR92]: L. DORN, and P. XU: "Relationship between Static and Dynamic Machine Properties in Resistance Spot Welding", *Welding and Cutting*, 1, 1992, 19-22.
- [DOR93]: L. DORN, and P. XU: "Influence of Mechanical Properties of Resistance Spot Welding Machines on the Quality of Spot Welding", *Welding and Cutting*, 1, 1993, 12-16.
- [DON98]: P. DONG, M.V. LI, and M. KIMCHI: "Finite Element Analysis of Electrode Wear Mechanisms: Face Extrusion and Pitting Effects", *Science and Technology of Welding and Joining*, 3, 1998, 59-64.
- [DUC02]: R.C. DUCHARME: "An Overview of Welding in the Automotive Industry", *Sheet Metal Welding Conference X*, AWS, May 15-17, 2002. Paper N° 1-1.
- [DUP98]: T. DUPUY: "La Dégradation des Electrodes Lors du Soudage par Points de Tôles d'Acier Zinguées", *PhD. Thesis*, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 1998.
- [DUP00]: T. DUPUY, and D. FADOUX: "Spot Welding Zinc-Coated Steels with Medium-Frequency Direct Current", *Sheet Metal Welding Conference IX*, AWS, Oct. 15-17, 2000. Paper N° 1-2.
- [DUP04]: T. DUPUY, and C. SRIKUNWONG: "Resistance Welding Simulation: A Promising Technique", *Revue Européenne des Eléments Finis*, J-M. Bergheau, ed., Lavoisier, 13(3-4), 2004, 313-341.
- [DVS2902-Part 4]: "Widerstandspunktschweißen von Stählen bis 3 mm Einzeldicke. Vorbereitung und Durchführung", *Guideline DVS 2902 Part 4*, DVS-Verlag, Düsseldorf, 1978. –version anglaise

- [EAG92]: T.W. EAGAR: "Resistance Spot Welding : A Fast, Inexpensive and Deceptively Simple Process", *Trends in Welding Research* 3, Gatlinburg, TN, 1992.
- [ELL60]: J.F. ELLIOTT, and M. GLEISER: "Thermochemistry for Steelmaking", *The American Iron and Steel Institute*, 1, Addison-Wesley, 1960.
- [EST84]: Y. ESTRIN, and H. MECKING: "A Unified Phenomenological Description of Work Hardening and Creep Based on One-Parameter Models", *Acta Metallurgica*, 32, 1984.
- [FAU03]: F. FAURE, B. SOULOUMAC, J-M. BERGHEAU, and J.B. LEBLOND: "Prediction of Distortions of Large Thin Structures during Welding using Shell Elements and Multi-Scale Approaches", *Procs. 7<sup>th</sup> International Seminar on Numerical Analysis of Weldability*, H. Cerjak *et al.*, eds., The Institute of Materials London, Oct. 2003.
- [FEN98-1]: Z. FENG, W. CHENG, and Y. CHEN: "Development of New Modelling Procedures for 3D Welding Residual Stress and Distortion Assessment", *Summary Report SR9818*, Cooperative Research Program, EWI, Nov. 1998.
- [FEN98-2]: Z. FENG, S.S. BABU, M.L. SANTELLA, B.W. RIEMER, and J.E. GOULD: "An Incrementally Coupled Electrical-Thermal-Mechanical Model for Resistance Spot Welding", *Procs. 5<sup>th</sup> International Conference on Trends in Welding Research*, June 1998, Pine Mountain, GA.
- [FER98-1]: S. FERRASSE, and E. PICCAVET: "Thermal Modelling of Mash Seam Welding Process using FEM analysis", *Mathematic Modelling of Weld Phenomena IV*, The Institute of Materials London, 1998, 494-513.
- [FER98-2]: S. FERRASSE, P. VERRIER, and F. MEESEMAECKER: "Resistance Spot Weldability of High Strength Steels for Use in Car Industry", *Welding in the World*, 41, 1998, 177-195.
- [FEU54]: W.F. FEUERSTEIN, and W.K. SMITH: "Elevation of Critical Temperatures in Steel by High Heating Rates", *Transaction of the ASME*, 46, 1954, 1270-1284.
- [FEU04]: E. FEULVARCH, V. ROBIN, and J-M. BERGHEAU: "Resistance Spot Welding Simulation: A General Finite Element Formulation of Electrothermal Contact Conditions", *Journal of Materials Processing Technology*, 153-154, 2004, 436-441.
- [FON01]: A. FONTES, I. TOSELLO, F. CHARDEL, and N. KERROUAULT: "High Thermal Field during Arc Remelting as Input for Hot Cracking Characteristic", *Mathematic Modelling of Weld Phenomena V*, H. Cerjak *et al.*, eds., The Institute of Materials London, 2001, 807-834.
- [FOR04]: R. FORTUNIER, and J-M. BERGHEAU: "Modelling of Heat Transfers, Phase Changes and Mechanical Behaviour during Welding", *Revue Européenne des Eléments Finis*, J-M. Bergheau, ed., Lavoisier, 13, 3-4/2004, 231-245.
- [FOU03]: J. FOULK, A. ORTEGA, and D. BAMMANN: "The Importance of Modeling Elevated Temperature Material Response and Large Deformations in Resistance Upset Welds", *Procs. 7<sup>th</sup> International Seminar Numerical Analysis of Weldability*, H. Cerjak *et al.*, eds., The Institute of Materials London.
- [GAL04]: M. GALLAGHER, K.S.B. ATHWAL, and R. BOWERS: "Electrode Wear Characterization in Resistance Spot Welding", *Sheet Metal Welding Conference XI*, AWS, May 11-14, 2004. Paper N° 1-5.
- [GED87]: S.A. GEDEON, C.D. SORENSEN, K.T. ULRICH, and T.W. EAGAR: "Measurement of Dynamic Electrical and Mechanical Properties of Resistance Spot Welds", *Welding Research Supplement*, Dec. 1987, 378s-385s.
- [GOU87]: J.E. GOULD: "An Examination of Nugget Development during Spot Welding, Using Both Experimental and Analytical Techniques", *Welding Research Supplement*, Jan. 1987, 1s-10s.
- [GOU94-1]: J.E. GOULD: "Modeling Primary Dendrite Arm Spacing in Resistance Spot Welds-Part I Modeling Studies", *Welding Research Supplement*, Apr. 1994, 67s-74s.
- [GOU94-2]: J.E. GOULD, and W.N. DALE: "Theoretical Analysis of Weld Head Motion", *Sheet Metal Welding Conference VI*, AWS, Oct 12-14, 1994.
- [GOU96]: J.E. GOULD, and W.N. DALE: "Analysis of Electrical and Mechanical Performance of Resistance Welding Machines", *Report EWI project N° J7410*, 1996.
- [GOU99]: J.E. GOULD, Z. FENG, J. CHOU, and M. KIMCHI: "Analytic Models for the Mechanical Response of a Resistance Spot Welding Machine", *CRP Report SR9902*, Edison Welding Institute, 1999.
- [GOU02]: J.E. GOULD: "Microstructure Development during Resistance Spot Welding Interstitial-Free Coated Sheet Steels", *Sheet Metal Welding Conference X*, AWS, May 15-17, 2004, Paper N° 3-2.

- [GRA72]: F.J. GRANOWSKI, and N.T. WILLIAMS: "Advance in Resistance Spot and Seam Welding of Zinc-coated Steel Strip", *Sheet Metal Industries*, 49(11), 1972, 692-704.
- [GRE58]: J.A. GREENWOOD, and J.B.P. WILLIAMSON: "Electrical Conduction in Solid II: Theory of Temperature-Dependent Conductors", *Procs. Royal Society of London*, 246(8), 1958, 13-31.
- [GRE61]: J.A. GREENWOOD: "Temperatures in Resistance Spot Welding", *British Welding Journal*, 8(6), 1967, 316-322.
- [GRE66]: J.A. GREENWOOD: "Constriction Resistance and the Real Area of Contact", *British Welding Journal*, 17, 1966, 1621-1632.
- [GRE98]: M.J. GREITMANN, and K. ROTHER: "Numerical Simulation of the Resistance Spot Welding Process using Spot Welder", *Mathematic Modelling of Weld Phenomena IV*, H. Cerjak *et al.*, eds., The Institute of Materials London, 1998, 531-544.
- [HAN89]: Z. HAN, J. OROZCO, J.E. INDACOCHEA, and C.H. CHEN: "Resistance Spot Welding: A Heat Transfer Study", *Journal of Welding Research*, 1989, 363s-371s.
- [HAH90]: O. HAHN, L. BUDDE, and D. HANITZSCH: "Investigations on the Influence of the Mechanical Properties of Spot Welding Tongues on the Welding Process", *Welding and Cutting*, 1990, 6-8.
- [HAO96-1]: M. HAO, K.A. OSMAN, D.R. BOOMER, and C.J. NEWTON: "Development in Characterization of Resistance Spot Welding of Aluminium", *Welding Journal*, 7(1), 1996, 1s-6s.
- [HAO96-2]: M. HAO, K.A. OSMAN, D.R. BOOMER, C.J. NEWTON, and P.G. SHEARBY: "On-Line Nugget Expulsion Detection for Aluminium Spot Welding and Bonding", *SAE N° 960172*, 1996.
- [HAR48]: A.R. HARD: "Preliminary Tests of Spot Weld Shunting in 24ST Alcad", *Welding Journal*, 26(10), 1948.
- [HAU88]: Q.S. HUANG, L. KRAHENBUHL, and A. NICOLAS: "Numerical Calculation of Steady-State Skin Effect Problems in Axisymmetry", *IEEE Transactions on Magnetics*, 24(1), 1988, 201-204.
- [HEH84]: D. HEHL, K. MAILE, E. ROOS, and W. WIJARANAKULA: "Factors Affecting Temperature Distribution and Its Calculation in the AC and DC Resistance Spot Welding of Aluminium Sheet", *Welding and Cutting*, 2, 1984, 25-27.
- [HEN98]: H.F. HENRYSSON, F. ABDULWAHAB, B.L. JOSEFSON, and M. FERMER: "Residual Stresses in Resistance Spot Welds: Finite Element Simulations, X-Ray Measurements and Influence of Fatigue Behaviour", *IIW Document*, X/XV-RSDP-21-98, 1998.
- [HES40]: W.F. HESS, and R.A. WYANT: "A Method of Studying the Effects of Friction and Inertia in Resistance Spot Welding Machine", *Welding Journal*, 10, 1940.
- [HOL67]: R. HOLM: "Electrical Contact Theory and Application", 4<sup>th</sup> ed., 1967, NY. , 21-25.
- [HOU77]: A.F. HOUCHEM, R.E. PAGE, and W.H. Yang: "Numerical Modelling of Resistance Spot Welding", *Numerical Modelling of Manufacturing Processes*, ASME Winter Annual Mtg. , 1997, 117-129.
- [HUH97]: H. HUH, and W.J. KANG: "Electrothermal Analysis of Electric Resistance Spot Welding Processes by a 3-D Finite Element Method", *Journal of Materials Processing Technology*, 63, 1997, 672-677.
- [JOH60]: I.W. JOHNSON: "Spot Welding of Carbon Steel", *Welding Journal*, 39(1), 1960, 89s-96s.
- [JOH00]: J. JOHNSON, R. THEIL, and N. KOBELOR: "Transition Material – Characteristics of Aluminium-Clad Strip Steel", *Sheet Metal Welding Conference IX*, Sterling Heights, MI., Oct. 17-20, 2000.
- [KAI82]: J.G. KAISER, G.J. DUNN, and T.W. EAGAR: "The Effect of Electrical Resistance on Nugget Formation during Spot Welding", *Welding Journal*, 61(6), 1982, 167s-174s.
- [KHA99]: J.A. KHAN, L. XU, and Y.J. CHAO: "Prediction of Nugget Development during Resistance Spot Welding using Coupled Thermal-Electrical-Mechanical Model", *Science and Technology of Welding and Joining*, 4, 1999, 201-207.
- [KIL94]: M. KILIAN, and A. HUTCHENRENTHER: "Monitoring and Control Electrode Indentation"; *Sheet Metal Welding Conference VI*, Sterling Heights, MI., 1994.
- [KOL84]: M.W. KOLDER, and A.W.M. BOSMAN: "Influence of the Welding Equipment on the Weldability Lobe of an HSLA-steel", *IIW Doc. N° III-796-84*, 1984, Research and Development, Ijmuiden, The Netherlands.

- [KOP00]: K. KOPPENHOEFER, J.S. CROMPTON, and P. WUNG: "Failure of Spot Welded Coupons", *Summary Report SR0017*, Edison Welding Institute, Nov. 2000.
- [KOP02]: K. KOPPE, M.G. JUTTNER, and H. RUDOLF: "Simulation on Innovation Resistance Welding Processes", *Procs. 2<sup>nd</sup> International Seminar on Advanced in Resistance Spot Welding*, Aachen, Germany, Nov. 7, 2002.
- [KUB82]: O. KUBASCHEWSKI: "IRON-Binary Phase Diagrams", SpringerVerlag Berlin, 1982, 24-25.
- [LAL04]: S.H. LALAM, and S. AGASHE: "Spot Weldability of Advanced High Strength Steel Using AC and MFDC Power Sources", *Sheet Metal Welding Conference XI*, AWS, May 11-14, 2004, Paper N° 6-5.
- [LAN87]: C.T. LANE, C.D. SORENSEN, G.B. HUNTER, S.A. GEDEON, and T.W. EAGAR: "Cinematography of Resistance Spot Welding of Galvanize Steel Sheet", *Welding Journal*, 66(9), 1987, 260s-265s.
- [LEB89-1]: J.B. LEBLOND, J. DEVAUX, and J.C. DEVAUX: "Mathematical Modelling of Transformation Plasticity in Steels-I. Case of Ideal-Plastic Phases", *International Journal of Plasticity*, 5, 1989, 551-572.
- [LEB89-2]: J.B. LEBLOND, J. DEVAUX, and J.C. DEVAUX: "Mathematical Modelling of Transformation Plasticity in Steels-II. Coupling with Strain Hardening Phenomena", *International Journal of Plasticity*, 5, 1989, 573-591.
- [LEM98]: J. LEMAITRE, and J.L. CHABOCHE: "Mechanics of Solid Material" Cambridge University Press, 2<sup>nd</sup> ed., 1998, 253-345.
- [Le MEU02]: G. LE MEUR: "Etude de la Condition de Liaison Thermique à une Interface de Contact Solide-Solide Siège d'une Dissipation par Effet Joule : Application au Soudage par Points", *PhD. thesis*, Ecole Polytechnique de l'Université de Nantes, 2002.
- [LI97-1]: M.V. LI, P. DONG, and M. KIMCHI: "Modelling of Contact Resistance during Resistance Spot Welding", *Procs. 7<sup>th</sup> International Conference on Computer Technology in Welding*, T.A. Siewert ed., NIST, 1997, 423-434.
- [LI97-2]: M.V. LI, P. DONG, and M. KIMCHI: "Finite Element Modeling of Resistance Spot Welding of Galvanized Steel", *Procs. 7<sup>th</sup> International Conference on Computer Technology in Welding*, T.A. Siewert ed., NIST, 1997, 389-398.
- [LI97-3]: M.V. LI, P. DONG, and M. KIMCHI: "Modelling and Analysis of Microstructure Development in Resistance Spot Welds of High Strength Steels", *98IBECC8*, 1997.
- [LI04]: W. LI, E. FENG, D. CERJANEC, and GRZADZINSKI: "Energy Consumption in AC and MFDC Resistance Spot Welding", *Sheet Metal Welding Conference XI*, AWS, May 11-14, 2004. Paper N° 3-4.
- [LIN86]: M.R. LIN, and R.H. WAGONER: "Effect of Temperature, Strain, and Strain Rate on the Tensile Flow Stress of I.F. Steel and Stainless Steel Type 310", *Scripta Metallurgica*, 20, 1986, 143-148.
- [LUD71]: D.G. LUDWIGSON, and F.C. SCHERER: "Influence de la Composition du Métal sur la Résistivité Electrique d'une Tôle en Acier Doux", *Metallurgical Transactions*, Déc. 1971, 3500 – 3501.
- [MAT96]: K-I. MATSUYAMA: "Modeling of Nugget Formation Process in Resistance Spot Welding", *IIW Document, III-1060-96*, 1996.
- [MAT02-1]: K-I. MATSUYAMA: "Polarity Effect in DC Resistance Spot Welding Coated Steels", *Sheet Metal Welding Conference X*, Sterling Heights, MI., May 15-17, 2002.
- [MAT02-2]: K-I. MATSUYAMA, R. OBERT, J.H. CHUN: "Inverse Method for Measuring Weld Temperatures during Resistance Spot Welding", *IIW Doc. N° III-1214-02*, 2002.
- [MES99]: R.W. MESSLER, Jr.: "What's Next for Hybrid Welding", *Welding Journal*, 83(3), 2004, 30-34.
- [MET85]: Metals Handbook, Metallography and Microstructures, ASM, 9<sup>th</sup> ed., 9, 1985.
- [MIC96]: E. MICHAUD, and S.T. RENAUD: "A Comparison of AC and Mid-Frequency DC Resistance Spot Weld Quality", *Sheet Metal Welding Conference VII*, Oct 8-11, MI, 1996.
- [MOR66]: W.B. MORRISON: "The Effect of Grain Size on the Stress-Strain Relationship in Low-Carbon Steel", *Transaction of ASM*, 1966, 824-846.
- [MUN92]: K. MUNDRA, T. DEBROY, T. ZACHARIA, and S.A. DAVID: "Role of Thermophysical Properties in Weld Pool Modelling", *Welding Journal*, 71, 1992, 313s-320s.

- [MUR97]: H. MURAKAWA, F. KIMURA, and Y. UEDA: "Weldability Analysis of Spot Welding on Aluminium using FEM", *Mathematic Modelling of Weld Phenomena III*, The Institute of Materials London, 1997, 944-966.
- [NA96]: S.J. NA, and S.W. PARK: "A Theoretical Study on Electrical and Thermal Response in Resistance Spot Welding", *Welding Research Supplement*, Aug. 1996, 233s-241s.
- [NAR97]: R. NARAYANASAMY, and K.S. PANDEY: "Phenomena of Barrelling Effect in Aluminium Solid Cylinders during Cold Upset-Forming", *Journal of Materials Processing Technology*, 70, 1997, 17-21.
- [NAS92]: M. NASSTROM, P.J. WEBSTER, and J. WANG: "Residual Stresses and Deformations due to Longitudinal Welding of Pipe", *Trends in Welding Science and Technology*, S.A. DAVID and J.M. VITEK, eds., June 1992.
- [NAT92]: T. NATAL, and B. IRVING: "Automakers Set the Pace for Spot Welding the New Galvanized Steels", *Welding Journal*, March 1992, 47-52.
- [NEM05]: S. NEMAT-NASSER, and W-G. GUO: "Thermomechanical Response of HSLA-65 Steel Plates: Experiments and Modeling", *Mechanics of Materials*, 37, 2005, 379-405.
- [NEW94]: C. J. NEWTON, D.J. BROWNE, M.C. THORNTON, D.R. BOOMER, and B.F. KEAY: "The Fundamentals of Resistance Spot Welding Aluminium", *Sheet metal welding conference VI*, Sterling Heights, MI., 1994.
- [NFA87-001]: "Caractérisation de la Soudabilité par Résistance par Points de Produits Plats Revêtus ou Non", *Normalisation Française A87-001*, ISO N° 18278/2.
- [NIP55]: E.F. NIPPES, W.F. SAVAGE, and S.M. ROBELOTTO: "Measurement of Shunting Currents in Series Spot Welding 0,036-in. Steel", *Welding Journal*, 34(6), 1955, 618s-624s.
- [NIE84]: H.A. NIED: "The Finite Element Modeling of Resistance Spot Welding Process", *Welding Journal*, 63(4), 1984, 123s-132s.
- [ONE67]: "Hardness Measurement of Metals and Alloys", 2<sup>nd</sup> ed., Chapman and Hall, 153-188.
- [PET02]: W. PETERSON: "Methods to minimize the occurrence of interfacial fractures in HSS spot welds", *Sheet metal welding conference X*, Sterling Heights, MI., May 15-17 2002.
- [RAD92]: D. RADAJ: "Heat Effects of Welding", Springer-Verlag Berlin, 1992.
- [RAO96]: K.P. RAO, Y.K.D.V. PRASARD, and E.B. HAWBOLT: "Hot Deformation Studies on a Low-Carbon Steel: Part I – Flow Curves and the Constitutive Relationship", *Journal of Materials Processing Technology*, 56, 1996, 897-907.
- [RAS04]: M. RASHID, S. FUKUMOTO, J.B. MEDLEY and N. ZHOU: "Effect of Lubrication on Electrode Life in RSW of Aluminium Alloys", *Sheet Metal Welding Conference XI*, AWS, May 11-14, 2004. Paper N° 1-3.
- [RAT03]: R.W. RATHBUN, D.K. MATLOCK, and J.G. SPEER: "Fatigue Behaviour of Spot Welded High-Strength Sheet Steel", *Welding Journal*, 82(8), 2003, 207s-218s.
- [RIC67]: W. RICE, and E.J. FUNK: "An Analytic Investigation of the Temperature Distributions during Resistance Welding", *Welding Journal*, 57(7), 1967, 211s-216s.
- [RIC03]: D. RICHARD, M. FAFARD, R. LACROIX, P. CLERY, and Y. MALTAIS: "Carbon to Cast Iron Electrical Contact Resistance Constitutive Model for Finite Element Analysis", *Journal of Materials Processing Technology*, 132, 2003, 119-131.
- [ROB01]: V. ROBIN, A. SANCHEZ, T. DUPUY, J. SOIGNEUX, and J-M. BERGHEAU: "Numerical Simulation of Spot Welding with Special Attention to Contact Conditions", *Procs. 6<sup>th</sup> International Seminar Numerical Analysis of Weldability*, H. Cerjak *et al.*, eds., The Institute of Materials London, Oct. 2001.
- [ROB02]: D. ROBERTS, J. MASON, and C. LEWIS: "Ultrasonic Spot Weld Testing with Automatic Classification", *Science and Technology of Welding and Joining*, 7, 2002, 47-50.
- [ROB04]: T. ROBINSON, H. OU, and C.G. ARMSTRONG: "Study on Ring Compression Test using Physical Modelling and FE Simulation", *Journal of Materials Processing Technology*, 153-154, 2004, 54-59.
- [SAT86]: T. SATOH: "A Study of Relationship Between Mechanical Properties of Spot Welding Machine and Spot Welding Quality", *IIW Doc. No. III-842-86*, 1986.

- [SAT88-1]: T. SATOH, J. KATAYAMA, and T. NAKANO: "Effect of Mechanical Properties of Spot Welding Machine on Spot Weld Quality", *IIW Doc. N° III-912-88*, 1988.
- [SAT88-2]: T. SATOH, J. KATAYAMA, and S. OKUMURA: "Effects of Mechanical Properties of Spot Welding Machines on Electrode Life for Mild Steel", *IIW Doc. N° III-912-88*, 1988.
- [SAT89]: T. SATOH: "Effects of Mechanical Properties of Spot Welding Machine on Electrode Life- 2nd report – Simulation Test for Electrode Life and Collision Phenomenon of the Upper Electrode", *IIW Doc. N° III-912-89*, 1989.
- [SAV77]: W.F. SAVAGE, E.F. NIPPES, and F.A. WASSELL: "Static Contact Resistance of Series Spot Welds", *Welding Research Supplement*, 56(11), 1977, 365s-370s.
- [SAV78]: W.F. SAVAGE, E.F. NIPPES, and F.A. WASSELL: "Dynamic Contact Resistance of Series Spot Welds", *Welding Journal*, 57(2), 1978, 43s-50s.
- [SCH01]: S. SCHREIBER: "Investigations into Three-Member Welding", *Welding and Cutting*, 53(2001), 11, E 252- E259.
- [SEL66]: C.M. SELLARS, and W.J. McG. TEGART: *Revue Métallurgie*, 63, 1966.
- [SEN04]: J. SENKARA, H. ZHANG, and S.J. HU: "Expulsion Prediction in Resistance Spot Welding", *Welding Journal*, 83(4), 123s-132s.
- [SER02]: S. SERAJZADEH, and A.K. TAHERI: "An Investigation on the Effect of Carbon and Silicon on Flow Behaviour of Steel", *Materials Design*, 23, 2002, 271-276.
- [SER03]: S. SERAJZADEH, and A.K. TAHERI: "An Investigation into the Effect of Carbon on the Kinetics of Dynamic Restoration and Flow Behaviour of Carbon Steels", *Mechanics of Materials*, 35, 2003, 653-660.
- [SKY03]: A. SKYTTEBOL, and L. JOSEFSON: "Numerical Simulation of Flash-Butt Welding of Railway Rails", *Procs. 7<sup>th</sup> International Seminar Numerical Analysis of Weldability*, H. Cerjak *et al.*, eds., The Institute of Materials London, Oct. 2003.
- [SMI92]: Smithells Metal Reference Book, 7<sup>th</sup> ed., Butterworth-Heinemann Ltd., 1992.
- [SPI04]: D.J. SPINELLA, J.R. BROCKENBOROUGH, and J.M. FRIDY: "Fundamental Effects of Electrode Wear on Aluminum Resistance Spot Welding Performance", *Sheet Metal Welding Conference XI*, AWS, May 11-14, 2004. Paper N° 1-1.
- [SRI01]: C. SRIKUNWONG, T. DUPUY, and Y. BIENVENU: "A Decoupled Electrical-Thermal and Mechanical Model for Resistance Spot Welding", *Procs. 15<sup>th</sup> ME-NETT seminar*, 2, Nov. 2001, Thailand, 76-84.
- [SRI03-1]: C. SRIKUNWONG, T. DUPUY, and Y. BIENVENU: "Numerical Simulation of Resistance Spot Welding Process using FEA Technique", *Procs. 13<sup>th</sup> International Conference on Computer Technology in Welding*, Siewert, T.A., ed., NIST and AWS, June 2003, FL., 53-64.
- [SRI03-2]: C. SRIKUNWONG, T. DUPUY, and Y. BIENVENU: "Influence of Electrical-Thermal Physical Properties in Resistance Spot Welding Modelling", *Procs. 7<sup>th</sup> International Seminar Numerical Analysis of Weldability*, H. Cerjak *et al.*, eds., The Institute of Materials London, Oct. 2003.
- [SUD98]: W. SUDNIK, D. RADAJ, and W. EROFEEV: "Validation of Computerised Simulation of Welding Processes", *Mathematic Modelling of Weld Phenomena IV*, H. Cerjak *et al.*, eds., The Institute of Materials London, 1998, 477-493.
- [SUN97]: X. SUN, P. DONG, and M. KIMCHI: "The Coupled Electrical-Thermal-Mechanical Process Associated with Aluminium RSW", *Procs. 7<sup>th</sup> International Conference on Computer Technology in Welding*, 1997, T.A. Siewert ed., NIST, 447-457.
- [SUN99]: X. SUN, P. DONG, M. RIESNER, and E. LOW: "Modeling of Resistance Spot Welds: From Process to Performances", *Society of Automotive Engineers, Inc*, Report 1999-01-3211, 1999.
- [SUN00]: X. SUN, and P. DONG: "Analysis of Aluminum Resistance Spot Welding Processes using Coupled Finite Element Procedures", *Welding Research Supplement*, August 2000, 215s-221s.
- [SUN04]: X. SUN, E.V. STEPHENS, M.A. KHALEEL, H. SHAO, and M. KIMCHI: "Resistance Spot Welding of Aluminium Alloy to Steel with Transition Material – From Process to Performance – Part I: Experimental Study", *Welding Journal*, 83(6), 188s-195s.
- [SYS01]: User's manual-Sysweld™, ESI group, 2001.



- [TAN00]: H. TANG, W. HOU, S.J. HU, and H.Y. ZHANG: "Force Characteristics of Resistance Spot Welding of Steels", *Welding Journal*, 79(7), 175s-183s.
- [TAN03]: H. TANG, W. HOU, S.J. HU, H.Y. ZHANG, Z. FENG, and M. KEMCHI: "Influence of Welding Machine on the Resistance Spot Welding Process and Weld Quality", *Welding Journal*, 82(5), 2003, 116s-124s.
- [Technique d'ingénieur]: M. FALLOU: "Résistivité des Métaux", *Technique d'ingénieur*, K170, 1-6.
- [THI92]: E. THIEBLEMONT: "Modélisation du Soudage par Points", *PhD. thesis*, L'Institut National Polytechnique de Lorraine, 1992.
- [THO96]: P.H. THORNTON, A.R. KRAUSE, and R.G. DAVIES: "Contact Resistances in Spot Welding", *Welding Research Supplement*, 1996, 402s-412s.
- [TSA91]: C.L. TSAI, W.L. DAI, D.W. DICKINSON, and J.C. PAPRITAN: "Analysis and Development of a Real-Time Control Methodology in Resistance Spot Welding", *Welding Journal*, Dec. 1991, 339s-351s.
- [TSL82]: A.L. TSLAF: "A Thermophysical Criterion for the Weldability of Electrical Contact Material in a Steady-State Regime", *IEEE Tran. CHMT*, 1, 1982, 147-152.
- [TUM04]: M.D. TUMULURU: "Effect of Post-Weld Baking on the Behavior of Resistance Spot Welds in a 780MPa TRIP Steel", *Sheet Metal Welding Conference XI*, AWS, May 11-14, 2004. Paper N° 6-2.
- [UPT72]: W.R. UPTHERGROVE, and J.F. KEY: "A High Speed Photographic Analysis of Spot Welding Galvanized Steel", *Welding Journal*, 51(5), 233s-244s.
- [VAH81]: S.J. VAHAVIOLOS, M.F. CARLOS, and S.J. SLYKHOUSE: "Adaptive Spot-Weld Feed Back Control Loop Via Acoustic Emission", *Materials Evaluation*, 39(10), 170s-176s.
- [VIC01]: A. VICHNIAKOV, and H. HEROLD: "Simulation of the Projection Welding Process", *Mathematical Modeling of Weld Phenomena V*, H. Cerjak *et al.*, eds., The Institute of Materials London, 2001, 961-982.
- [VIN03]: Y. VINCENT, J-M. BERGHEAU, and J-B. LEBLOND: "Viscoplastic Behaviour of Steel during Phase Transformations", *Comptes Rendus-Mécanique*, Elsevier, 2003, 587-594.
- [VOG92-1]: M.M. VOGLER: "Investigation of Resistance Spot Welding Formation", *PhD. thesis*, Stanford University, December 1992.
- [VOG92-2]: M.M. VOGLER, and S.D. SHEPPARD: "A Study of Temperature Histories in Resistance Spot Welding", *Procs. 3<sup>rd</sup> International Trends in Welding Science and Technology*, S.A. David *et al.* eds., June 1992.
- [VOG93]: M.M. VOGLER, and S. SHEPPARD: "Electrical Contact Resistance under High Loads and Elevated Temperatures", *Welding Research Supplement*, June 1993, 231s-238s.
- [WEI90]: P.S. WEI, and C.Y. HO: "Axisymmetric Nugget Growth During Resistance Spot Welding", *Journal of Heat Transfer*, 112, 1990, 309-316.
- [WEI91]: P.S. WEI, and F.B. YEH: "Factors Affecting Nugget Growth with Mushy-Zone Phase Change During Resistance Spot Welding", *Journal of Heat Transfer*, 113, Aug. 91, 643-649.
- [WEI96]: P.S. WEI, S.C. WANG, and M.S. LIN: "Transport Phenomena During Resistance Spot Welding", *Transactions of ASME*, 118, 762-773.
- [Weld Quality Test Method Manual]: Auto/Steel Partnership Technical Report, 1, Southfield, MI, 1997.
- [WORO1]: D. WORKMAN, and J. GOULD: "Metallurgical and Process Characterization of Interstitial-Free Steels for RSW", *Summary Report SR0104*, EWI, Feb. 2001.
- [YAM70]: T. YAMAMOTO, and T. OKUDA: "A Study of Spot Welding of Heavy Gage Mild Steel", *IIW Document N° III-387-70*, 1970.
- [ZHA98]: H. ZHANG, J. SENKARA, and S.J. HU: "Expulsion Modelling in RSW of Steel and Aluminum Alloys", *Sheet Metal Welding Conference VIII*, AWS, 1998, Paper N°. 3-4.
- [ZHA99]: H. ZHANG: "Expulsion and Its Influence on Weld Quality", *Welding Research Supplement*, Nov. 1999, 373s-380s.

-[ZHA00]: H. ZHANG, S.J. HU, J. SENKARA, and S. CHENG: “A Statistical Analysis of Expulsion Limits in Resistance Spot Welding”, *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 122, Aug. 2000, 501-510.

---

## *Résumé*

Parmi les procédés de soudage, la simulation numérique du soudage par résistance électrique par points offre l'avantage d'un calcul direct des sources de chaleur par couplage électro-thermique. En revanche, les données nécessaires pour décrire les contacts sont rares et difficiles à mesurer. Comme pour les autres procédés de soudage, la difficulté principale en simulation numérique est la disponibilité de données d'entrée à toutes températures depuis l'ambiante jusqu'au-delà de la fusion. Le couplage des premiers modèles électro-thermiques avec des modèles mécaniques permet un bon accord entre expérience et simulation. Une fois qu'un modèle a été validé selon tous les domaines physiques concernés, des résultats comme les cycles thermiques, la taille de soudure ou les contraintes, déformations et état métallurgique résiduels peuvent être utilisés pour mieux comprendre le procédé, pour le piloter ou pour modéliser le comportement des soudures.

**Mots-clés** : soudage par résistance électrique par points; simulation numérique; électrothermique; thermomécanique; couplage; résistance électrique de contact; sensibilité; validation

## *Abstract*

Among welding processes, resistance spot welding numerical simulation offers the advantage of a direct computation of heat sources through electro-thermal coupling. On the other hand, rare contact input data have to be found or measured. As for other welding processes, the general difficulty in numerical modelling is the availability of input data at all temperatures from room temperature to beyond melting point. Coupling of the first electrothermal models with mechanical models allows a good comparison between simulation and experience. Once a multiphysical validation of a model has been carried out, results like thermal cycles, weld size or residual stresses, strains and metallurgical state can be used for the purposes of process understanding, process control and weld behaviour modelling.

**Keywords** : resistance spot welding; numerical simulation; electro-thermal; thermo-mechanical; coupling; electrical contact resistance; sensibility; validation