

الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

وزارة التعليم العالي والبحث العلمي

Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

جامعة جيلالي ليابس - سيدي بلعباس

Université Djillali Liabes - Sidi Bel Abbès -



كلية التكنولوجيا
Faculté de Technologie

THESE

Présentée pour l'obtention du **grade de DOCTEUR EN SCIENCES**

En : Génie Mécanique

Spécialité : Mécanique des Matériaux Avancés

Par : LEBBAL Habib

**Analyse expérimental et modélisation du comportement
thermodynamique des aciers inoxydables et dual phase. Application
au procédé du soudage par résistance par point**

Soutenue publiquement, le / 12 /2016, devant le jury composé de :

Mr: MEGUENI Abdelkader	Professeur	U.D.L.SBA	Président
Mr : ZIADI Abdelkader	Professeur	C.U.Temouchent	Directeur de thèse
Mr : BOUKHOULDA F.Benallel	Professeur	U.D.L.SBA	Co-Directeur de thèse
Mr : NOUREDDINE Boualem	Professeur	Univ.USTO	Examineur
Mr : SERIER Zouaoui	Professeur	Univ.USTO	Examineur
Mr : NOUREDDINE Abdelkader	Professeur	Univ.USTO	Examineur

Remerciement

Tout d'abord nous remercions le bon dieu d'avoir fini notre ouvrage en pleine santé et sans difficulté.

Mes plus vifs remerciements à ma chère épouse.

Mes plus vifs remerciement vont également à monsieur A.ZIADI le directeur de la thèse de m'avoir aidé, tous au long de ce travail, de ce précieuses connaissances, de sa long expérience et d'avoir été disponible malgré son plan charger.

Mes plus vifs remerciement aussi à monsieur F.B.BOUKHOULDA le co-directeur de la thèse pour m'avoir aidé et de m'orienter.

Nous exprimons notre profonde reconnaissance au président de jury à chacun des membres du jury d'avoir bien voulu participer au jury.

Enfin, je remercie toute personne contribué de près ou de loin à la réalisation de ce travail.

Sommaire

Introduction.....	1
--------------------------	----------

Chapitre I Étude Bibliographique

I.1.LES ACIERS INOXYDABLES.....	3
I.1.1. Définition de l'acier inoxydable.....	3
I.1.2. Résumé historique.....	3
I.1.3. Types et classification des aciers inoxydables.....	5
I.1.4. Rôles des éléments d'addition sur les propriétés des aciers inoxydables.....	7
I.1.5 .Les aciers inoxydables austénitiques AISI 304.....	9
I.1.6.Le Soudage des aciers inoxydables austénitiques.....	10
I.2.Les aciers pour l'automobile.....	11
I.2.1.Les aciers Dual Phase.....	12
I.2.2.Les aciers TRIP.....	13
I.2.3.Les aciers Multiphase.....	13
I.3.Le soudage par points.....	13
I.3.1.Principe.....	13
I.3.2. Le point soudé.....	15
I.3.3. Les essais de traction en croix et traction cisaillement.....	20
I.3.4. Le domaine de soudabilité.....	23
I.3.5.Comportement mécanique des points soudés en Sollicitation quasi- statique.....	25
I.4.Approches expérimentales du comportement mécanique des points soudés.....	25
I.4.1.Comportement mécanique des points soudés en aciers ferritiques.....	25
I.4.2. Comportement mécanique des points soudés en aciers à (Très) Haute Résistance.....	30
I.5.Modèles simples du comportement mécanique des points soudés.....	37
I.5.1.Modèles en traction en croix.....	37
I.5.2. Modèles en traction cisaillement.....	42
I.5.3.Modèles en sollicitation mixte.....	45

Chapitre II Procédure Expérimentale

II .1. Introduction.....	49
II .2. Techniques expérimentales.....	49
II .2.1.Composition chimique des matériaux étudiés.....	49
II .2.2 Polissage.....	50
II.2.3 Microstructures.....	51
II.2.4 Topographie superficielle.....	54
II.2.5 Essai de traction.....	56
II.2.6 Essais de dureté Vickers.....	58
II.2.7. Soudage par point.....	58
II.2.8. Diagramme contrainte-déformation.....	63
II.3.Grandeurs conventionnelles.....	63
II.4. Grandeur rationnelles.....	64
II.5.Mesure de la microdureté.....	69
II.6.Mesure des contraintes résiduelles par diffraction rayons-X.....	70

Chapitre III Simulation Numérique

III.1. Introduction.....	75
III.2. Simulation numérique du procédé.....	75
III.2.1. Présentation du modèle.....	75
II.2.2. Géométrie du modèle numérique.....	76
III.2.3. Maillage.....	77
III.2.4.Conditions aux limites.....	78
II.2.5.Choix de l'élément fini.....	79
III.3.Modèle d'Élément finis et analyse.....	79
III.3.1.Modélisation du processus de soudage par points.....	79
III.3.2. Formulation mathématique.....	81

Chapitre IV Résultats et Discussions

IV.1. Résultats expérimentaux.....	86
IV.1.1.Détermination du diamètre de point soudure.....	86
IV.1.2. caractérisation mécanique des points de soudure.....	88
IV.1.3. Microstructure.....	94

IV.1.4. Microdureté.....	96
IV.1.5. Contraintes résiduelles.....	97
IV.2.Résultats de simulation numérique.....	101
IV.2.1. Déplacement suivant yy.....	101
IV.2.2. Pression de contact.....	102
IV.2.3. Influence de l'épaisseur des plaques	103
IV.2.4. Influence de la force sur l'électrode	107
IV.2.5. L'effet de l'intensité du courant	110
IV.2.6. L'effet du temps de soudage.....	113

Liste des Figures

Figure I.1 : Evolution de la production mondiale des aciers inoxydables A : excluant exURSS, Chine et Europe orientale, B : incluant ex URSS, Chine et Europe orientale...	4
Figure I.2 : Arbre généalogique des aciers inoxydables [DIC 99].....	6
Figure I.3 : Famille d'acier Inoxydable austénitique évolué à partir de l'acier AISI 304.	10
Figure I.4 : Représentation de l'emboutissabilité en fonction de la résistance des aciers a) laminés à chaud b) laminés à froid [CAT 03].....	11
Figure I.5 : Schéma de principe et phases successives du procédé de soudage par points	14
Figure I.6 : Circuit électrique équivalent d'un assemblage de deux tôles nues [SAU 94]	15
Figure I.7 : Evolutions des résistances en cours de soudage sur tôles nues [SAU 94].....	17
Figure I.8 : Schéma du point soudé [CHA 05].....	18
Figure I.9 : Microstructures générées par l'opération de soudage [SYL 09].....	19
Figure I.10 : Essais destructifs sur points soudés (a) et définition du pourcentage de déboutonnage ("plug ratio", b), d'après [NIS 82].....	21
Figure I.11 : Illustrations des modes de rupture en traction en croix dans le cas d'un DP 780 2 mm : a) déboutonnage BP, b) rupture totale à l'interface FIF, c) rupture partielle à l'interface PIF.....	22
Figure I.12 : Différents modes de ruptures recensés par l'AWS, d'après [GOU 05].....	23
Figure I.13 : Définition du domaine de soudabilité à l'aide du diamètre de bouton d'après [BLO 01a].....	25
Figure I.14 : Transition dans le mode de rupture en traction en croix à diamètre de noyau croissant, d'après [CHA 03b].....	26
Figure I.15 : Décomposition de l'effort appliqué sur le point dans une éprouvette en U [MAH 07].....	27
Figure I.16 : Courbes de traction en croix, d'après [LEE 05b] (a), déboutonnage en bordure du noyau (b) et son faciès ductile cisailé (c), d'après [CHA 03a].....	28
Figure I.17 : a) Courbe de traction cisaillement, d'après [LEE 05b], b) Déboutonnage par striction dans le Métal de Base, d'après [ZUN 97], c) faciès ductile dans la zone de rupture, d'après [CHA 03a].....	28

Figure I.18 : a) Répartition schématisée des contraintes dans le point en traction cisaillement d'après [POU 07], b) faciès cisailé à l'interface en traction cisaillement d'après [TAO 08].....	29
Figure I.19 : Rupture à l'interface en pelage : a) Clivage de l'acier C-Mn, b) porosités inter dendritiques et ductilité dans l'acier au Phosphore, d'après [GOU 98].....	32
Figure I.20 : Profils de dureté dans des points soudés en acier THR ; revenu de la martensite du Métal de Base dans le DP780, [KHA 08].....	35
Figure I.21 : a) Striction dans un assemblage hétérogène DP600/DP780, b) décohésion aux interfaces ferrite/martensite dans la zone de striction d'un DP [BAL 08].....	36
Figure I.22 : Rupture par déboutonnage en ZAT et dans le métal de base en traction en croix, d'après [BAL 08].....	36
Figure I.23 : Schéma de la surface de rupture A_f en déboutonnage.....	37
Figure I.24: Exemples de distribution des contraintes autour d'un noyau cylindrique, d'après [CHA 03] a) traction en croix, b) traction cisaillement.....	38
Figure I.25 : Schéma de la surface de rupture A_f en rupture interfaciale [SYL 09	39
Figure I.26 : Facteur d'Intensité des Contraintes approché en fond d'entaille dans un point soudé, d'après [CHA 03b].....	39
Figure I.27 : Expressions de CTS en Déboutonnage et en rupture interfaciale, d'après [CHA 03b].....	40
Figure I.28 : Concentration de contraintes sur le point (a) et allure de la courbe de référence $\beta = f(d_n/L)$ (b), d'après [SAT 01] et [SAT 06].....	42
Figure I.29 : Dispositifs de Wung et al. [WUN 01b].....	45
Figure I.30 : Modèle de Radaj et al. [RAD 90] constitué d'éléments volumiques dans le noyau et d'éléments coques dans la tôle.....	48
Figure II.1 : Microstructure de l'acier AISI 304.....	51
Figure II.2 : Microstructure de l'acier AISI 430.....	51
Figure II.3 : Microstructure de l'acier HSLA 350-1,5 mm.....	52
Figure II.4 : Microstructure de l'acier HSLA 350-1,0 mm.....	52
Figure II.5 : Microstructure de l'acier HSLA 350-0,7 mm.....	52
Figure II.6 : Microstructure de l'acier DP 450-1,4 mm.....	53
Figure II.7: Microstructure de l'acier DP 450-0,7 mm.....	53
Figure II.8 : Microstructure de l'acier TRIP 700-1,4 mm.....	53
Figure II.9 : Microstructure de l'acier TRIP 700-0,9 mm.....	54

Figure II.10 : Topographie de la surface de l'acier HSLA 350-1,5 mm.....	54
Figure II.11 : Topographie de la surface de l'acier HSLA 350-1,0 mm.....	55
Figure II.12 : Topographie de la surface de l'acier HSLA 350-0,7 mm.....	55
Figure II.13 : Topographie de la surface de l'acier DP 450-1,4 mm.....	55
Figure II.14 : Topographie de la surface de l'acier DP 450-0,7 mm.....	56
Figure II.15 : Topographie de la surface de l'acier TRIP 700-1,4 mm.....	56
Figure II.16 : Topographie de la surface de l'acier TRIP 700-0,9 mm.....	56
Figure II.17 : Eprouvette de l'essai de traction.....	57
Figure II.18 : Les dimensions des éprouvettes soudées par point.....	59
Figure II.19 : Schéma des éprouvettes plates.....	59
Figure II.20 : Schéma d'une éprouvette soudée par points.....	59
Figure II.21 : Description de la machine de soudage par point (THI 50 DIGIT).....	61
Figure II.22 : Branchement de la machine de soudage par point.....	61
Figure II.23 : Schéma pneumatique de la machine de soudage par point.....	62
Figure II.24 : Schéma d'une éprouvette soudée par point soudé.....	62
Figure II.25 : Courbe conventionnelle de traction.....	63
Figure II.26 : Eprouvette soudé par point dans la machine de l'essai de traction.....	66
Figure II.27 : Eprouvette soudé par point après l'essai de traction de l'acier AISI 304	66
Figure II.28 : Eprouvette soudé par point après l'essai de traction de l'acier AISI 430	67
Figure II.29 : Eprouvette soudé par point après l'essai de traction de l'acier HSLA 350-1,5 mm.....	67
Figure II.30 : Eprouvette soudée par point après l'essai de traction de l'acier HSLA 350-1.5 mm.....	68
Figure II.31 : Eprouvette soudée par point après l'essai de traction de l'acier HSLA 350-1,5 mm.....	68
Figure II.32 : Eprouvette soudée par point après l'essai de traction de l'acier DP 450	68
Figure II.33 : Eprouvette soudée par point après l'essai de traction de l'acier TRIP 700-1,4 mm.....	69
Figure II.34 : Section transversale d'une éprouvette soudée par point	69
Figure II.35 : Microduromètre.....	70
Figure II.36 : Contraintes résiduelles dans une couche mince.....	71
Figure II.37 : Diffractomètre de rayons X stress 300 3G.....	74
Figure II.38 : Positionnement de l'éprouvette sur le diffractomètre.....	74

Figure III.1 : Séquence fondamentale du procédé de soudage par résistance par point	75
Figure III.2 : Géométrie du dispositif de soudage par point (électrodes/plaques).....	76
Figure III.3 : Géométrie du l'électrod.....	77
Figure III.4 : Maillage du domaine considéré.....	78
Figure III.5 : Conditions aux limites.....	78
Figure III.6 : Elément Plane 223 thermal-structural-électrique [ANS 13].....	79
Figure III.7 : La mise en place d'un model symétrique axial de soudage par point.....	80
Figure IV.1 : Acier inoxydable ferritique AISI 430 : $t=0.6s$, $I=5\text{ kA}$	86
Figure IV.2 : Acier inoxydable austénitique AISI 304, $I=5\text{ kA}$, $t=0.6\text{ s}$	87
Figure IV.3 : Acier AISI 430, $I=6\text{ kA}$, $t=0.4\text{ s}$	88
Figure IV.4 : Mesure le diamètre de point de soudure : acier AISI 304, $I=6\text{ kA}$, $t=0.4\text{ s}$.	89
Figure IV.5 : Courbe charge –déplacement : AISI 304, $I=6\text{kA}$, $t=0.6\text{ s}$	89
Figure IV.6 : Courbe charge –déplacement : acier AISI 430, $I=8\text{ka}$, $e=0.8\text{ mm}$	90
Figure IV.7 : Courbe charge –déplacement : acier AISI 430, $e=8\text{ mm}$	91
Figure IV.8 : Courbe contraintes déformations avec différente direction de laminage..	92
Figure IV.9 : Influence de la longueur de chevauchement sur le comportement en cisaillement des joints soudés par points de l'acier DP 450-1,4 mm.....	92
Figure IV.10 : L'influence de type de matériau sur le comportement en cisaillement pour des plaques soudée par point.....	93
Figure IV.11 : Courbe contrainte de déformation de l'acier TRIP 700 soudée par point avec différent d'épaisseur.....	94
Figure IV.12 : Vue macroscopique du point de soudure.....	95
Figure IV.13: Vue macroscopique d'une coupe transversale du point de soudure.....	95
Figure IV.14 : Microstructure AISI 430 : Interface ZAT/Métal de base.....	95
Figure IV.15 : Microdureté AISI 304, $t=0.6\text{ s}$	96
Figure IV.16 : Microdureté AISI 304, $I=6\text{ kA}$	96
Figure IV.17 : Profils des contraintes résiduelles mesurées (éprouvettes sans grenailage).....	97
Figure IV.18 : Full Width at Half Maximum (FWHM) (éprouvettes sans grenailage).	98
Figure IV.19 : Profils des contraintes principales (éprouvettes sans grenailage).....	98
Figure IV.20 : Direction φ (éprouvettes sans grenailage).....	99
Figure IV.21 : Profils des contraintes résiduelles mesurées (éprouvette grenailées)....	99
Figure IV.22 : Full Width at Half Maximum (FWHM) (éprouvettegrenailées).....	100

Figure IV.23 : Profils des contraintes principales (éprouvette grenillées).....	100
Figure IV.24 : Direction φ (éprouvette grenillées).....	101
Figure IV.25 : Déplacement suivant l'axe y.....	101
Figure IV.26 : Pression de contact, $F=3000$ N.....	102
Figure IV.27 : Pression de contact, $e=1.5$ mm.....	102
Figure IV.28 : Distribution des contraintes longitudinales σ_x ($e=1.5$ mm).....	103
Figure IV.29 : Profils de contrainte longitudinale interface électrode/plaque.....	103
Figure IV.30 : Profils de contrainte longitudinale interface plaque /plaque.....	104
Figure IV.31 : Distribution des contraintes transversales σ_y	104
Figure IV.32 : Profils des contraintes transversales interface électrode/plaque.....	105
Figure IV.33 : Profils de contrainte transversales interface plaques/plaque.....	105
Figure IV.34 :Distribution des contraintes de Von Mises.....	106
Figure IV.35 : Contraintes de Von Mises au contact électrode/plaque.....	106
Figure IV.36 : Contraintes deVon Mises interface plaque/plaque.....	107
Figure IV.37 : Profils des contraintes longitudinales interface électrode/plaque.....	107
Figure IV.38 : Profils de contrainte longitudinales interface plaque/plaque.....	108
Figure IV.39 : Profils de contrainte transversale interface électrode/plaque.....	108
Figure IV.40 : Profils de contrainte transversale interface plaque/plaque.....	109
Figure IV.41 : Profils de contrainte de Von Mises interface électrode/plaque.....	109
Figure IV.42 : Profils de contrainte de Von Mises interface plaque/plaque.....	110
Figure IV.43 : Distribution de la température avec $I=8$ kA.....	110
Figure IV.44 : Distribution de la température avec $I=10$ kA.....	111
Figure IV.45 : Distribution de la température avec $I=12$ kA.....	111
Figure IV.46 : Courbes de distribution de la température au contact électrode/plaque.....	112
Figure IV.47 : Courbes de distribution de la température au contact plaque/plaque.....	112
Figure IV.48 : Distribution de la température à $t=0.7$ s.....	113
Figure IV.49 : Distribution de la température à $t=0.8$ s.....	113
Figure IV.50 : Courbes de distribution de la température au contact électrode/plaque...	114
Figure IV.51 : Courbes de distribution de la température au contact plaque/plaque.....	114

Liste des Tableaux

Tableau I.1 : Production et consommation des aciers inoxydables (année 1995).....	4
Tableau I.2 : Comparaison chimique des aciers inoxydables austénitiques plus usuels.....	9
Tableau I.3 : Classification des aciers THR par famille et métallurgie [CAT 03].....	12
Tableau I.4 : Modèles simples d'estimation de la tenue mécanique en traction en croix...	41
Tableau I.5 : Modèles simples d'estimation de la tenue mécanique en traction cisaillement.....	44
Tableau. II.1 : Composition chimique de l'acier AISI 304.....	49
Tableau. II.2 : Composition chimique de l'acier AISI 430.....	49
Tableau. II.3 : Composition chimique des aciers : DP 450, TRIP 700 et HSLA 350.....	50
Tableau II-4 : Propriétés mécaniques de l'acier AISI 304.....	57
Tableau II.5 : Propriétés mécaniques de l'acier AISI 430.....	57
Tableau II.6 : Propriétés mécaniques des aciers HSLA 350, DP 450 et TRIP 700.....	58
Tableau II.7:Paramètres expérimentaux utilisés dans l'analyse de la diffraction rayons-X	76
Tableau III.1 : Les dimensions de l'électrode.....	76
Tableau IV.1 : Diamètre de point de soudure avec différent courant de soudage courant de soudage.....	87
Tableau IV.2 : Variation du diamètre du point de soudage en fonction du temps de soudage, I=6 kA.....	88
Tableau IV.3 : Comportement au cisaillement des plaques soudées par points.....	94

Symboles et abréviations

Abréviations techniques

BP : Déboutonnage ("Button Pullout")

Ceq : Carbone équivalent, de l'IIS, de Nishi, [wt%]

CTS : Tenue mécanique en traction en croix ("Cross Tension Strength")

Ceq_{IIS} : La notion de carbone équivalent

DP (aciers) : Aciers Dual Phase

FB (aciers) : Aciers Ferrite-Bainite

FIC : Facteur d'Intensité des Contraintes

FIF : Rupture totale à l'interface ("Full Interfacial Failure")

GFZAT : ZAT à grains fins

GGZAT : ZAT à gros grains

GI : Revêtement galvanisé

HR (aciers) : Aciers à Haute Résistance

HSLA (aciers) : Aciers à haute limite d'élasticité ("High Strength Low Alloyed")

ICZAT : ZAT intercritique

IF (aciers) : Aciers sans interstitiels ("Interstitial Free")

MB : Métal de Base

PIF : Rupture partielle à l'interface ("Partial Interfacial Failure")

Pr : Rourcentage de déboutonnage ("Plug ratio")

R : La résistance électrique

R₁ et R₅ : Résistance du contact électrode-tôle

R₃ : Résistance du contact tôle – tôle

R₂ et R₄ : Résistivité de la tôle

SCZAT : ZAT subcritique

THR (aciers) : Aciers à Très Haute Résistance

TRIP (aciers) : Aciers TRansformation Induced Plasticity

TSS : Tenue mécanique en traction cisaillement ("Tensile Shear Strength")

ZAT : Zone Affectée Thermiquement

ZF : Zone Fondue

Paramètres géométriques

Af : Surface de rupture, [mm²]

d : Diamètre de soudure, [mm]

d_b : Diamètre de bouton, [mm]

d_{bmin} : Diamètre de bouton minimum requis dans le domaine de soudabilité, [mm]

d_n : Diamètre de noyau, [mm]

e : Epaisseur de tôle, [mm]

L : Largeur de l'éprouvette, [mm]

S: Section de contact et de passage du courant, section d'une cellule,[mm²]

S₀: Section initiale,[mm²]

S_u : Aire de la section minimale,[mm²]

U_y : Déplacement suivant la direction y, [mm]

Paramètres mécaniques

A : allongement

c ; chaleur spécifique

E : module d'Young, [MPa]

E* : Champ électrique

F, F_N, F_T : Effort appliqué, composantes normale et tangentielle, [MPa]

f^l: Fraction liquide

h: Coefficient d'échange

H, HMB, HZAT, HZF : Dureté, du métal de base MB, de la ZAT et de la Zone Fondue

H : Enthalpie massique

HV : Dureté Vickers

I : L'intensité du courant, [kA]

J : Densité de courant

k : Conductivité thermique

K, KI, KII, KIII, Keq : Facteur d'Intensité des Contraintes, en mode I, II et III et FIC équivalent,[MPa·√(mm)]

M_f, M_t : Moments de flexion et de torsion, [N·mm]

Q ; La quantité de chaleur, [J]

t : Temps, [s]

V : Potentiel électrique.

Z : coefficient de striction

Autres symboles

σ : Contrainte, [Mpa]

ν : Coefficient de Poisson

ε : Déformation

ρ : Résistivité électrique

θ, φ : Angles d'Euler

θ : Angle de diffraction contrainte

θ_0 : Angle de diffraction de la couche sans contrainte

الخلاصة

يهدف هذا العمل الى دراسة تأثير متغيرات لحام المقاومة بالنقطة على المقاومة الميكانيكية لنقطة التلحيم من جهة و على تمثيل تصميم صفائح رقيقة التي تستخدم في صناعة السيارات من جهة اخرى.

التمثيل التجريبي يهدف الى تحديد الخصائص الميكانيكية لنقطة التلحيم و ذلك بتحديد الحمولة القصوى للنواة و الاجهادات المتبقية الناتجة عن عملية التلحيم من خلال تغيير زمن التلحيم، شدة التيار، المتغيرات الهندسية للصفائح و نوع المعدن. وقد أظهر تحليل النتائج تأثير المتغيرات المطروحة على قوة نقطة التلحيم، وفي المرحلة الثانية قمنا بتحليل عددي للعملية باستخدام برنامج الحساب (ANSYS.13).

وقد تم تطوير نموذج كهربائي حراري ميتالوجي مع تثبيت نصف القطر من أجل التمثيل العددي للتلحيم بالنقطة باستخدام صفائح سمكها من 3 إلى 5 مم.

المقاومة الكهربائية بين الصفائح تتطلب ارتفاع في درجة الحرارة تفوق 800.

Résumé

Le présent travail porte, d'une part, sur l'influence des paramètres de soudage par résistance par points sur la résistance mécanique du point de soudage, et d'autre part, sur la modélisation du phénomène thermomécanique de ce procédé d'assemblage de tôles minces utilisées dans l'industrie automobile.

La simulation expérimentale avait pour but de déterminer les caractéristiques mécaniques du point en déterminant les charges limites du noyau et les contraintes résiduelles dues au procédé de soudage en faisant varier le temps de soudage, l'intensité de courant, les paramètres géométriques de tôles et le type de matériau.

L'analyse des résultats a mis en évidence l'influence des paramètres suscités sur la résistance du point de soudure. Dans un deuxième temps, une analyse numérique du procédé a été réalisée au moyen du logiciel de calcul ANSYS 13.0. Un modèle électro-thermo-métallurgique à rayons de contact constants a été développé afin de simuler numériquement le soudage par résistance par points des tôles dont les épaisseurs varient généralement entre 0,5 à 3mm. La résistance électrique de contact entre les tôles impose une montée en température pouvant atteindre des valeurs proches de 800 °C.

Abstract

This work focuses on the influence of resistance spot welding parameters on the strength of the welding point, and modeling of the thermomechanical phenomenon of this method of joining thin sheets used in the automotive industry.

The experimental simulation was to determine the mechanical characteristics of the point by determining yield stress and the residual stresses due to the welding process by varying the welding time, the current intensity, the geometric parameters of sheets and the type of material.

Analysis of the results showed the influence of parameters raised on the strength of the welding point. In a second step, a numerical analysis method was carried out using the ANSYS 13.0 calculation software. An electro-thermo-metallurgical model in constant contact rays has been developed to simulate digitally the resistance spot welding of metal sheets whose thickness generally varies between 0.5 to 3mm. The electrical contact resistance between the metal sheets requires a rise in temperature up to values close to 800 °C.

Une partie importante des produits sidérurgiques fabriqués par l'industrie mondiale de l'acier est utilisé dans l'industrie automobile. Les plus grands producteurs d'acier du monde attachent une grande importance à l'application de ses produits en acier dans l'industrie automobile, en particulier les produits de tôle d'acier pour leurs structures.

Cependant, l'utilisation élargie de nouvelles nuances d'aciers (AISI304/430, TRIP700, DP450 et HSLA350) et de nouvelles technologies de production apporte également d'autres défis dans le développement de véhicules automobiles. L'un de ces problèmes concerne le comportement des structures soudées par points soumises à différentes charges. Par conséquent, l'évaluation précise de la durabilité des aciers utilisés dans la construction automobile devient primordiale pour obtenir le maximum de bénéfices quant à l'utilisation de ces types de matériaux.

Le soudage par résistance par points est une de ces nouvelles technologies et est largement employé dans l'industrie automobile. C'est un procédé de soudage sans métal d'apport dont le point (noyau) est obtenu par fusion du métal (effet Joule) localisée entre les tôles à assembler.

Le soudage par points s'applique généralement à des assemblages de deux tôles de faibles épaisseurs (de 0.1 à 3 mm) assemblées par un point de soudure (ou nugget). Les tôles, mises en contact sont soumises à un effort de pression par l'intermédiaire de deux électrodes et traversées par un courant alternatif de forte intensité sous une faible tension.

Le but de notre travail concerne l'influence des paramètres de soudage par point, à savoir : la force appliquée sur l'électrode, temps de soudage, l'intensité du courant, épaisseur des plaques et la nature du matériau ; sur la résistance du point de soudure. Ce travail est scindé en deux parties principales :

- Partie expérimentale où sont déterminées : la charge à la rupture du point de soudure, la dureté Vickers du point de soudure, microdureté en dessous du point de soudure relatif à la section transversale et les contraintes résiduelles avec et sans traitement de la surface du point de soudure.
- Partie numérique où est simulé le processus du soudage par points en déterminant les différentes contraintes ainsi que le champ de température aux différents zones proches du point de soudure. Pour cela, nous avons utilisé le logiciel de calcul basé sur la méthode des éléments finis ANSYS 13.0.

Ce travail est composé de quatre chapitres en plus d'une introduction et d'une conclusion.

Dans le premier chapitre, une étude bibliographique est détaillée, situant le contexte des différents types d'aciers étudiés et exposant avec détails le processus du soudage par point. A continuation, le second chapitre décrit les techniques expérimentales utilisées pour la caractérisation des matériaux étudiés. Le chapitre trois retrace les différentes étapes de la simulation numérique en utilisant le avec code de calcul ANSYS 13.0. En ce qui suit, le quatrième chapitre relate avec détails les résultats obtenus. En fin dans la conclusion, sont résumés tous les résultats obtenus. Les dernières pages du manuscrit comportent quelques références bibliographiques utilisées dans la rédaction de ce travail de recherche.

I.1. Les aciers inoxydables

I.1.1. Définition de l'acier inoxydable

Les aciers inoxydables sont des alliages à base de fer, chrome, carbone et autres éléments, principalement, nickel, molybdène, silicium et le titane, entre autres, qui leur confère une résistance particulière à certains types de corrosion dans certaines applications bien déterminées. Naturellement, la présence de chaque élément dans des pourcentages bien déterminés produit différentes variations des caractéristiques intrinsèques des divers types. Selon la norme, on définit les aciers inoxydables comme ces alliages de fer qui contiennent un minimum de chrome de 10,5%.

Cette caractéristique de bonne résistance à la corrosion se doit à la propriété de ces alliages d'être passifs dans un milieu oxydant. La formation de l'oxyde de chrome sert aussi à protéger l'acier inoxydable. L'importance de ce type d'aciers, en plus de ses caractéristiques mécaniques et son usage généralisé dans les différentes branches de l'industrie qui va de la vie quotidienne aux applications pour des industries hautement complexes (chimie, pétrole, nucléaire, etc.), est due à sa production mondiale élevée liée au développement industriel après la seconde Guerre mondiale.

I.1.2. Résumé historique

Les aciers inoxydables sont un produit typique du 20^{ème} siècle. Leur apparition industrielle est réalisée simultanément dans plusieurs pays : aux États-Unis, en 1913, Brearly avait indiqué la bonne résistance à la corrosion de ces aciers dont le contenu en chrome est de 9 à 16%. En Allemagne, Strauss et Maurer ont travaillé sur des aciers ayant une quantité considérable de chrome et de nickel et ont noté la bonne résistance à la corrosion et aux acides de ces aciers. En France, des études ont été menées par Chevenard, sur des aciers inoxydables contenant 10-15% de chrome et 20-40% de nickel. La caractéristique très importante de ces matériaux est la passivité, étudiée un peu plus tard en Allemagne. Il a été observé qu'à partir de 12% de chrome, la passivité apparaît.

Après la deuxième guerre mondiale, et grâce aux innovations techniques dans le secteur sidérurgique (la coulée continue, etc...), on a obtenu une grande augmentation de la

production (voir une figure I.1), avec une réduction de ses prix dans le marché. La table 1.1 donne une idée sur la consommation mondiale en aciers inoxydables jusqu'à 1995.

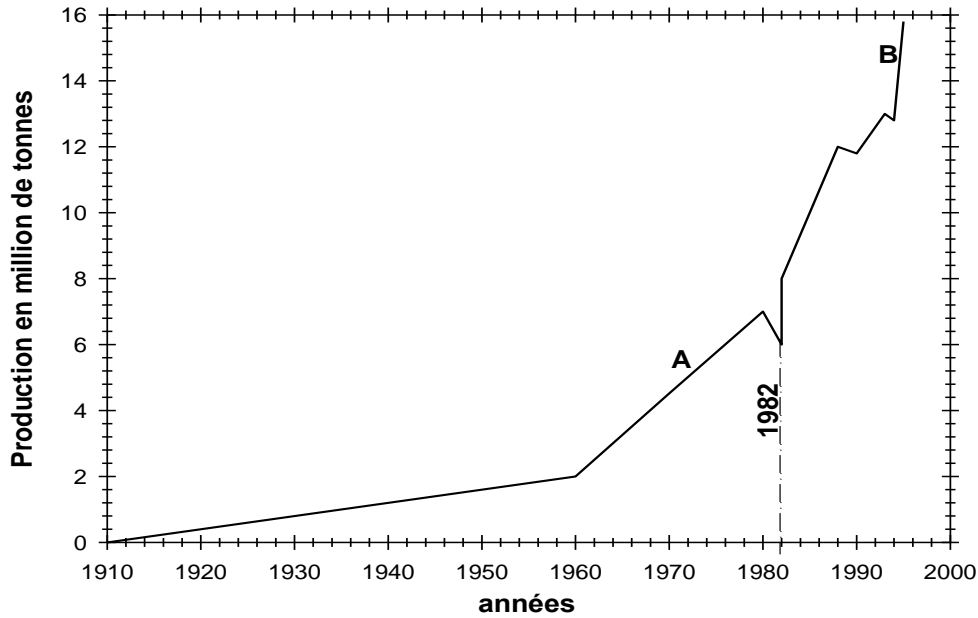


Figure I.1 : Evolution de la production mondiale des aciers inoxydables

A : excluant ex URSS, Chine et Europe orientale, B : incluant ex URSS, Chine et Europe orientale [DIC 99]

	Production aciers inoxydables (coulé)		Consommation apparente (produits finis d'aciéries)	
	tonne x1000	%	tonne x1000	%
Europe occidentale	6547	42.0	3939	32.3
Japon	3922	25.1	2045	16.7
USA	2055	13.2	2014	16.5
URSS	200	1.3	162	1.3
Europe orientale	40	0.3	120	1.0
Chine	380	2.4	717	5.9
Autres	2452	15.7	3214	26.3

Table I.1 : Production et consommation des aciers inoxydables (année 1995) [DIC 99]

I.1.3. Types et classification des aciers inoxydables

Les aciers inoxydables sont des alliages complexes, dont les principaux éléments d'alliage sont le chrome, le carbone et le nickel. Le pourcentage de ces dits éléments et leur variation change la proportion des phases présentes, qui donne lieu à des aciers inoxydables austénitiques, ferritiques, martensitiques et duplex.

Le choix des éléments d'addition détermine l'état structurel résultant et aussi détermine dans une certaine mesure, les propriétés mécaniques et physiques ainsi que la résistance à la corrosion.

Les aciers inoxydables se répartissent en:

➤ **Aciers inoxydables martensitiques**

Ces aciers inoxydables sont d'une structure entièrement martensitique. Après trempe confère à ces nuances une limite d'élasticité, une résistance à la Rupture et une dureté très élevée. En principe ces aciers contiennent une Teneur maximale de carbone limitée à (1,2%). Leurs teneurs en chrome sont de (12 à 18%), et ils peuvent contenir jusqu'à (7%) de nickel, et jusqu'à (3%) de molybdène [BAR 05].

➤ **.Aciers inoxydables ferritiques**

Ces aciers sont caractérisés par le fait que leur structure reste ferritique dans tout l'intervalle de température c'est à dire qu'ils ne subissent pas de transformation $\alpha \rightarrow \gamma$. Ils contiennent une teneur en chrome allant de (13 à 30%) et une teneur de carbone (<0,10%).

➤ **. Aciers austino-ferritiques**

Les propriétés des aciers austino-ferritiques sont dues, pour la plupart, à la structure biphasée de l'alliage. Ils combinent favorablement les propriétés mécaniques et de corrosion des aciers austénitiques et ferritiques. Ces aciers contiennent à la base du fer et du carbone avec des additions de chrome et de nickel dont les quantités sont déterminées pour obtenir un taux de ferrite situé aux environs de 50%. Les teneurs d'éléments d'addition sont : Cr (22 à 27%), Ni (4 à 8%).

➤ **.Aciers inoxydables austénitiques**

Les aciers inoxydables austénitiques du type Fe-Cr-Ni représentent 80% du marché mondial. Ceci est dû au fait que leur structure cristallographique de type cubique à face centrée, leur confère une ductilité et une ténacité exceptionnelle depuis les températures cryogéniques jusqu'à plusieurs centaines de degrés Celsius avec une excellente soudabilité opérationnelle et métallurgique. Ces aciers contiennent à la base du fer et du carbone des additions de chrome et de nickel dont les quantités sont déterminées pour obtenir un acier totalement austénitique. Les teneurs en éléments d'addition sont : Cr (18 à 20%), Ni (8 à 10%), C (0,06%). Ces aciers peuvent contenir une faible teneur en ferrite, qui peut atteindre dans le métal déposé par soudage notamment de 8 à 10%, exceptionnellement 15%.

La figure I.2 montre l'arbre généalogique des aciers inoxydables, lesquels se trouvent à la fin de cette structure comme la conséquence de son haut degré d'alliage.

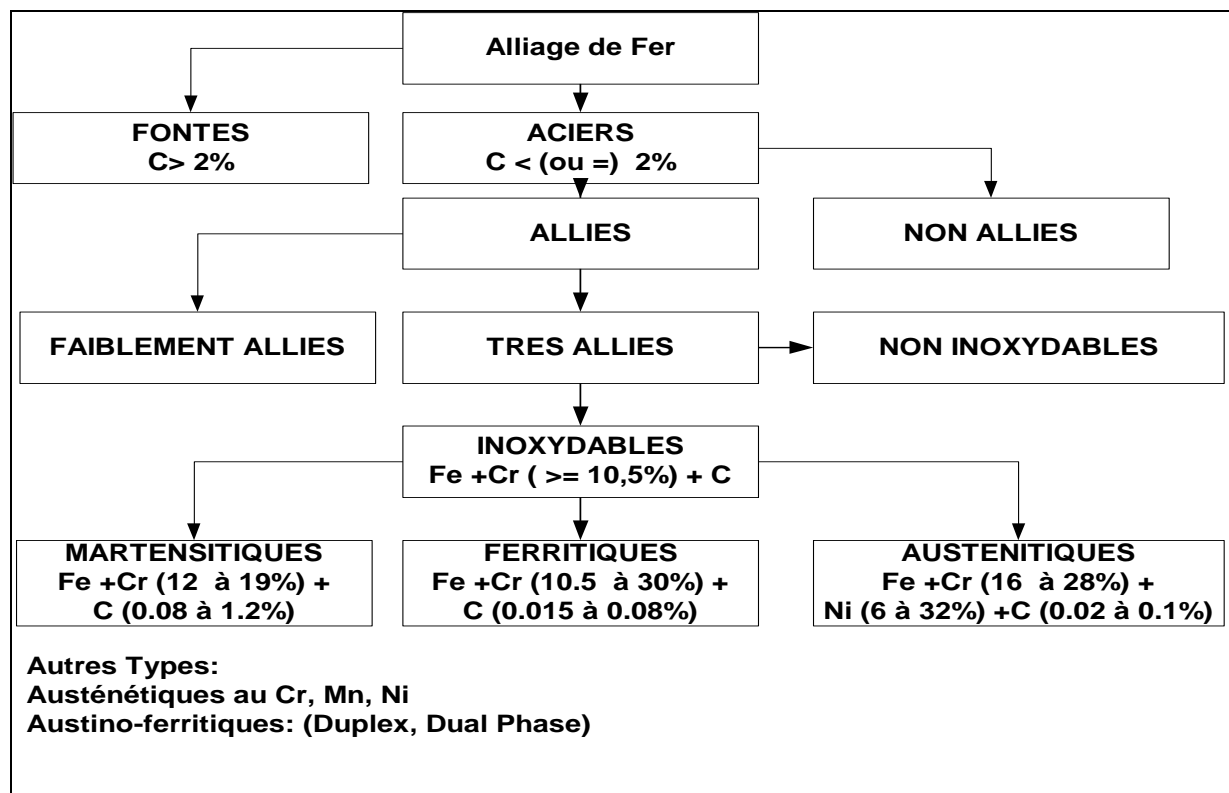


Figure I.2 : Arbre généalogique des aciers inoxydables [DIC 99]

I.1.4. Rôles des éléments d'addition sur les propriétés des aciers inoxydables

Les éléments d'addition ajoutés à l'acier ou alliage métallique à base de fer (Fe +C), jouent un rôle particulier sur les caractéristiques générales, ou un rôle commun lorsque plusieurs éléments d'addition sont présents dans la composition chimique finale. Les éléments d'alliages se répartissent en deux catégories : ceux qui favorisent le maintien du fer (α) et ceux qui stabilisent le fer (γ). Les informations suivantes montrent brièvement le type d'influence que peuvent avoir quelques éléments d'alliage et leurs rôles quant ils sont additionnés à un acier. [VAR 82]

➤ . Eléments alphagènes

- Le chrome (Cr):

Élément stabilisateur du fer (α), il est la cause de la passivation de l'acier et constitue au delà de 12% l'élément d'alliage essentiel des aciers inoxydables. Cet élément augmente la résistance à la rupture des aciers faiblement alliés, élément trempant très actif dans les aciers C+Mn. Il forme des carbures qui participent à la résistance à l'abrasion et s'oppose au grossissement de grains lors de l'austénitisation. Il confère une bonne résistance à la corrosion dans le cas des aciers fortement alliés. Lorsqu'il est associé avec le Molybdène et le Nickel, il confère de bonnes propriétés mécaniques à des températures supérieures à 500°C.

- Le molybdène (Mo) :

Élément alphagène, trempant très actif. Il augmente la résistance au Fluage des aciers au chrome. Il diminue la fragilité au revenu. Il améliore sensiblement la résistance à la corrosion intercrystalline et par piqûres. Il confère une plus grande sensibilité à la décarburation et au phénomène d'oxydation pour des maintiens entre 1000 et 1100 °C. De plus, il augmente la résistance mécanique à chaud.

- Le silicium (Si) :

C'est un élément également alphagène. Il améliore la résistance à l'oxydation à chaud dans le cas d'un milieu d'acide nitrique, il augmente la résistance à la corrosion.

- Le vanadium (V) :

Élément formateur de fer (α). Il améliore la résistance mécanique au choc.

- Le titane (Ti):

Élément formateur de ferrite(α). Il se combine dans les aciers ferritiques et Austénitiques avec le carbone pour former un carbure de titane, et avec l'azote Pour former un nitrure de titane, dont l'existence rend l'acier insensible à la Corrosion intergranulaire.

- Le niobium (Nb):

C'est un élément alphagène, il se combine également avec le carbone dans les aciers pour s'opposer à la corrosion intergranulaire.

➤ **. Eléments gammagènes_**

- Le nickel (Ni):

Grasse à son rôle gammagène, il élargit le domaine d'existence de l'austénite, améliore la résistance à la corrosion, renforce en particulier la résistance à la corrosion sous tension, affine le grain et améliore la ductilité. Il A une influence favorable sur la trempabilité, la résistance aux chocs et la Ténacité des calamines, ainsi qu'une influence plutôt défavorable sur le Traitement thermique par revenu. Il est utilisé pour les aciers à très basses températures (-196°C). C'est l'élément prépondérant des alliages d'Inconel, de Monel.

- Le manganèse (Mn) :

Bien que classé comme élément gammagène, devient alphagène aux teneurs supérieures à 7%, rend difficile la transformation de l'austénite en martensite dans les aciers Cr6Ni et lors des sollicitations mécaniques aux basses températures. Il n'a pas d'influence reconnue sur la résistance à la corrosion.

- Le carbone (C) :

Il stabilise le fer (γ), c'est l'élément essentiel non métallique de tous les aciers. Il élargit fortement le domaine austénitique. Pour des raisons de corrosion chimique, la teneur en C est maintenue plus basse (inférieur à 0,6%). Il améliore les caractéristiques mécaniques (Charge à la rupture, fluage et dureté). Son dosage est limité car il favorise le pouvoir trempant de l'acier et augmente le risque de fissuration lors du soudage.

I.1.5 .Les aciers inoxydables austénitiques AISI 304

Dans la famille des aciers inoxydables austénitiques, objet d'étude de ce travail, on distingue deux groupes :

Le groupe des austénitiques au Cr –Ni, d'une part et celui du Cr-Mn-Ni d'autre part. Le premier groupe est le plus important, étant donné qu'il lui appartient la majeure partie des aciers inoxydables. Communément employés. Il est composé d'alliages Fer-carbone-chrome-nickel avec un apport occasionnel d'autres éléments, comme le molybdène, le titane, le niobium, etc. Le second groupe est quantitativement plus modeste (tableau I.2) et est formé par des alliages de fer- carbone -chrome -manganèse - nickel, avec un contenu de Ni inférieur à 6% [DIC 99].

	C	Cr	Ni	Si	Mn	N	Pmax	S
201	<0.15	16-18	3.5-5.5	<1	5.5-7.5	0.05-0.25	0.045	<0.015
202	<0.15	17-19	4-6	<1	7.5-10.5	0.05-0.25	0.045	<0.015
205	0.12-0.25	16.5-18	1-1.75	<0.5	14-15.5	0.32-0.4	0.03	<0.03
301	<0.15	16-18	6-8	<1	<2	-	0.045	<0.03
302	<0.07	17-19	8-10	<1	<2	-	0.045	<0.03
304	<0.07	17-19.5	8-10.5	<1	<2	<0.11	0.045	<0.015

Tableau I.2 : Comparaison chimique des aciers inoxydables austénitiques plus usuels

La modification de la composition chimique des aciers inoxydables AISI 430 a comme objectif obtenir certaines propriétés mécaniques pour certaines applications. En ayant comme point de référence l'acier AISI 430, on ajoute du Chrome et du Nickel pour améliorer les caractéristiques mécaniques et la résistance à l'oxydation. La figure I.3 résume l'évolution des différents aciers inoxydables obtenus à partir de l'acier AISI 430.

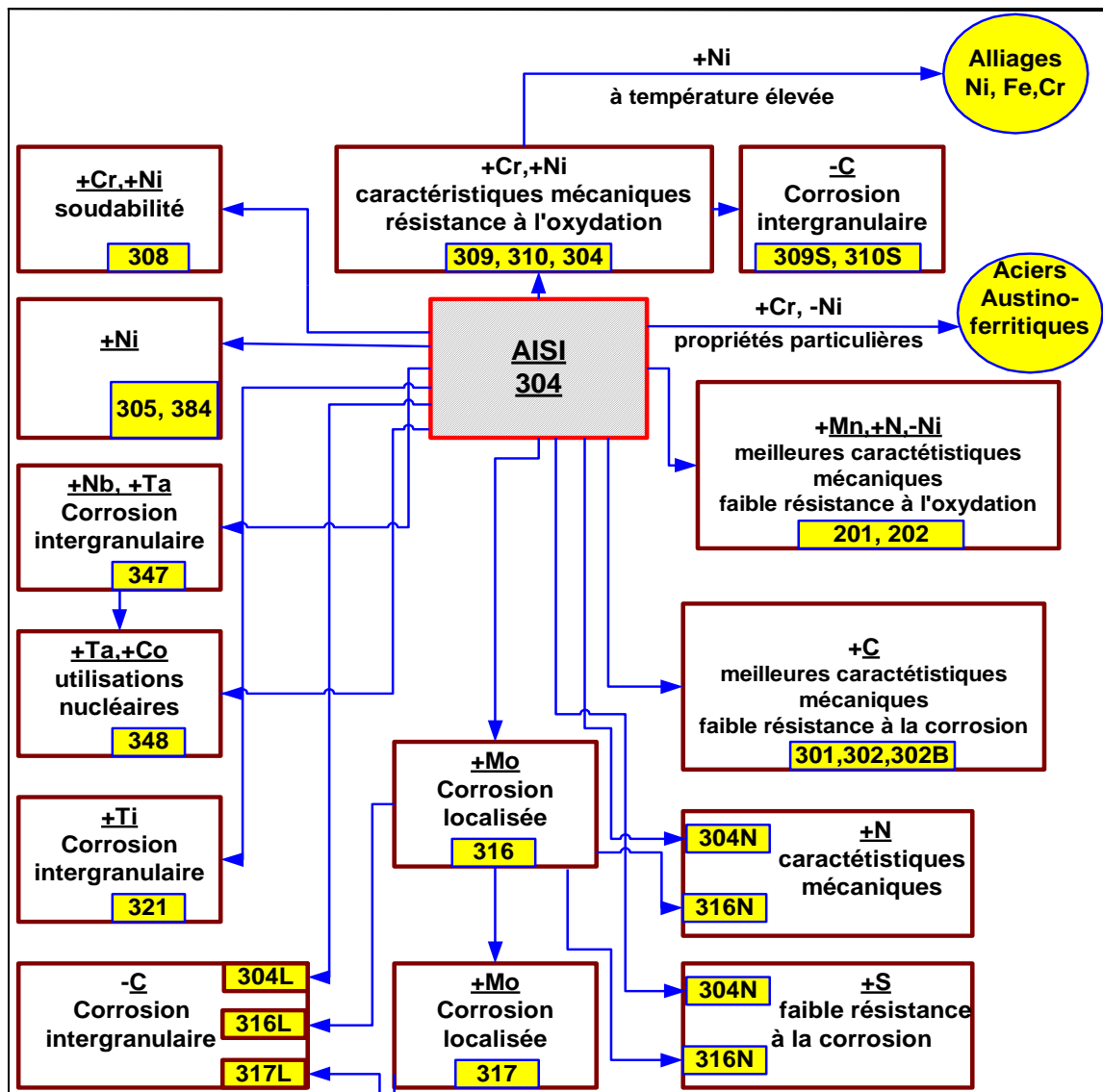


Figure I.3 : Famille d'acier Inoxydable austénitique évolué à partir de l'acier AISI 430.

I.1.6. Le Soudage des aciers inoxydables austénitiques

Les aciers inoxydables austénitiques sont particulièrement adaptés au soudage, ce qui justifie leur place prépondérante dans les constructions chaudronnées en acier inoxydable. D'une manière générale, le soudage des aciers austénitiques ne nécessite ni préchauffage, ni précaution de refroidissement, ou de traitement thermique ultérieur. En effet ces aciers étant austénitiques à toute température, ils ne manifestent pratiquement pas de transformation métallurgique lors du soudage, et les propriétés mécaniques des joints sont comparables à celles du métal de base.

I.2. Les aciers pour l'automobile

Les sidérurgistes proposent aujourd'hui aux constructeurs automobiles une large gamme d'aciers sous forme de produits plats. Ils sont divisés en trois principales familles métallurgiques :

- Les aciers pour emboutissage : calmé aluminium ou acier "Interstitial Free" (IF),
- Les aciers à haute résistance (HR) : acier à haute limite d'élasticité (HLE), aciers rephosphorés, aciers isotropes ou à "bake hardening".

- Les aciers multiphasés à Très Haute Résistance (THR) : aciers "Dual Phase" (DP), "TRansformed Induced Plasticity" (TRIP), Ferrite-Bainite ou Multiphase

Les propriétés mécaniques de ces aciers résultent d'une combinaison de deux paramètres essentiels : la composition chimique et le processus thermomécanique. Les différentes gammes de produits sont représentées en fonction des critères de résistance mécanique et d'emboutissabilité (figure I.4). La famille des aciers THR vise principalement à obtenir des tenues mécaniques importantes tout en gardant une bonne ductilité (tableau I.3).

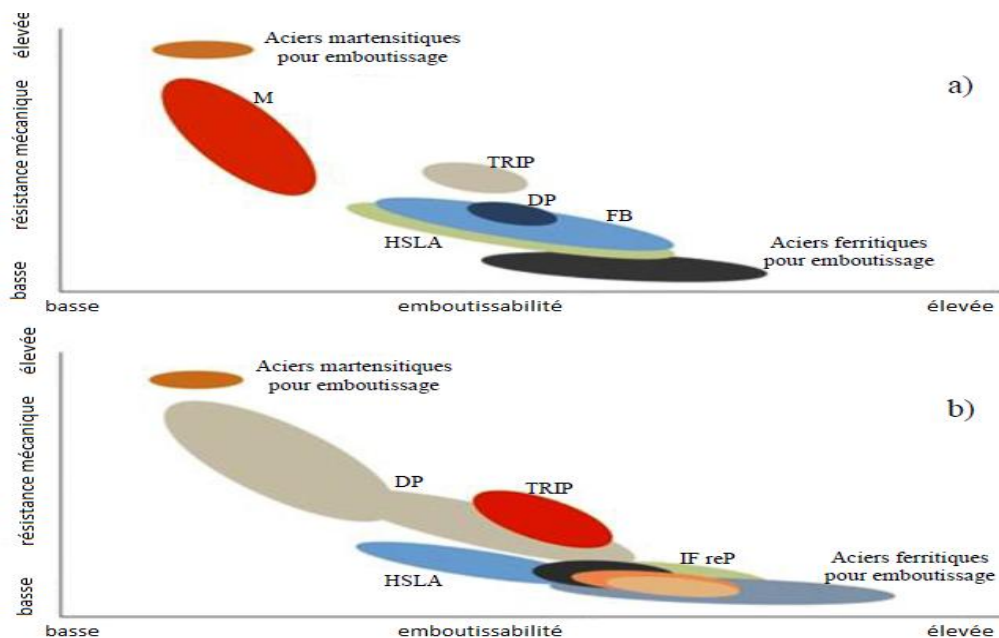


Figure I.4 : Représentation de l'emboutissabilité en fonction de la résistance des aciers a) laminés à chaud b) laminés à froid [CAT 03]

Famille	Laminage à		Métallurgie	Compromis résistance/ductilité (indicatif, tout grade compris)
	froid	chaud		
Dual Phase	X	X	Ferrite + martensite	Rm : ~450-1200 MPa A% : ~6-30%
Ferrite-Bainite		X	Ferrite + bainite	Rm: ~450-670 MPa A%: ~20-33%
Multiphase		X	Ferrite (ou ferrite durcie), bainite, martensite	Rm: ~750-1300 MPa A% : ~5-14%
TRIP	X	X	Ferrite, bainite, austénite résiduelle (transformation de l'austénite en martensite par déformation)	Rm : ~590-900 MPa A% : ~21-30%

Tableau I : 3 : Classification des aciers THR par famille et métallurgie [CAT 03]

I.2.1. Les aciers Dual Phase

Les aciers Dual Phase se distinguent par un bon compromis résistance/emboutissabilité. Il provient de la microstructure constituée d'une phase dure, la martensite, distribuée dans une matrice ferritique. Ils ont une bonne aptitude à la répartition des déformations, et donc une bonne emboutissabilité ainsi que des limites d'élasticité importantes. Leur haute résistance mécanique se traduit par une bonne résistance à la fatigue ainsi qu'une bonne capacité d'absorption d'énergie. Ces aciers sont donc utilisés pour des pièces de structure et de renfort.

I.2.2. Les aciers TRIP

Les aciers TRIP sont conçus pour obtenir une résistance mécanique la plus élevée possible tout en conservant une certaine formabilité. Ils sont composés d'une matrice ferritique dans laquelle se trouvent des îlots de phase bainitique dure et d'austénite résiduelle. L'effet TRIP - TRansformed Induced Plasticity - est la transformation de l'austénite en martensite sous l'effet de la déformation plastique. C'est ainsi que les aciers TRIP conservent une bonne formabilité. Ils sont utilisés eux aussi pour des pièces de structure et de renfort.

I.2.3. Les aciers Multiphase

Les aciers Multiphase sont des aciers THR laminés à chaud. Leur microstructure est soit ferrito-bainitique très fine, soit bainitique durcie par précipitation ou encore martensitique. Ces aciers permettent la réalisation d'éléments de structure mis en forme à froid.

I.3. Le soudage par points

L'idée du soudage par résistance est attribuée à l'américain Elihu THOMSON en 1877. Elle consiste à faire circuler un courant électrique de forte intensité entre les deux parties métalliques à assembler et à utiliser l'effet joule et la résistance de contact pour amener la matière à la fusion.

I.3.1. Principe

Un schéma de principe du soudage par points est présenté figure I.5. Les deux tôles soudées par points peuvent avoir des caractéristiques différentes (composition chimique, revêtement) et n'ont pas forcément la même épaisseur. On parle de soudage par points homogène lorsque les deux tôles soudées sont identiques.

Les différentes phases du procédé sont les suivantes :

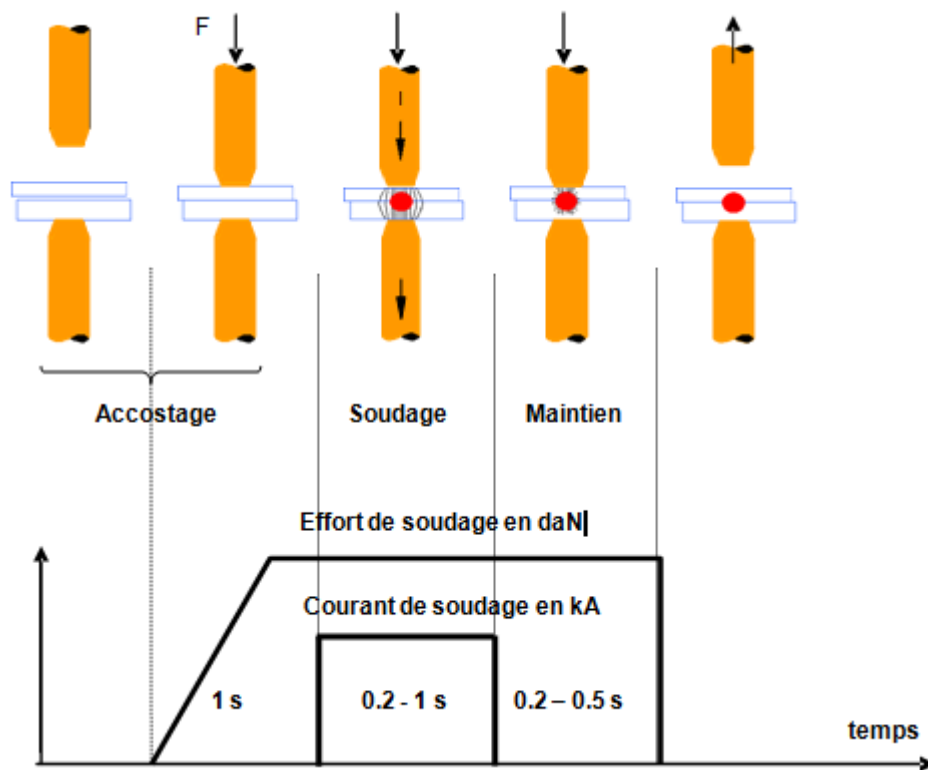


Figure 1.5 : Schéma de principe et phases successives du procédé de soudage par points

- **Accostage** : les deux tôles à souder sont placées entre deux électrodes en alliage de cuivre (très conducteur). Les électrodes viennent alors serrer les tôles en un point avec une force nommée "effort de soudage". Cette première phase est appelée "phase d'accostage". Le temps d'accostage est le temps nécessaire pour atteindre l'effort nominal de soudage (200 à 600 daN selon l'épaisseur et le grade des tôles).
- **Soudage** : les tôles étant maintenues en un point par l'effort de soudage, un courant de forte intensité (5-20 kA sous quelques Volt) est appliqué entre les deux électrodes pendant un temps t dit "temps de soudage" (typiquement 10 à 50 périodes en 50 Hz). L'effet joule associé à la résistance de contact entre les deux tôles entraîne une augmentation très rapide de la température et permet le développement d'un noyau fondu à l'interface.
- **Maintien** : le courant ne circule plus mais l'effort de soudage est maintenu pour permettre au noyau fondu de se solidifier (évacuation de la chaleur par les électrodes de cuivre refroidies à l'eau et dans le volume des tôles) et éviter la formation de porosités. Le temps de maintien est typiquement du même ordre que le temps de soudage.

- Remontée des électrodes : pour pouvoir récupérer le point soudé ou procéder à un autre point plus loin sur la tôle.

I.3.2. Le point soudé

➤ Mécanisme de formation de la soudure

La chaleur servant à faire fondre l'acier au niveau du contact tôle – tôle est créée par effet Joule durant le passage du courant dans les conducteurs. La quantité de chaleur dégagée pendant la durée t en fonction de l'intensité du courant et de la résistance électrique traversée est donnée par la relation suivante:

$$Q = \int RI^2 dt \quad (\text{I.1})$$

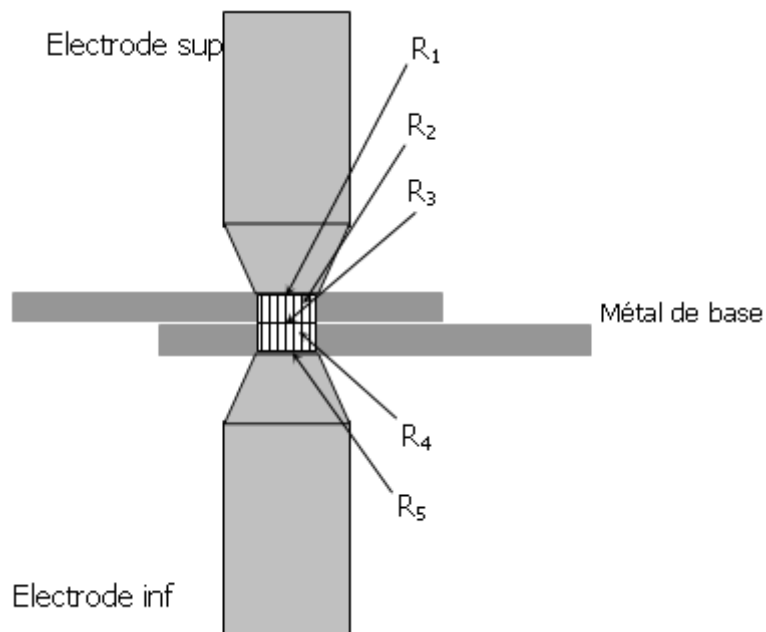


Figure I.6 : Circuit électrique équivalent d'un assemblage de deux tôles nues [SAU 94]

R₁ et R₅ Résistance du contact électrode-tôle

R₃ Résistance du contact tôle – tôle

R₂ et R₄ Résistivité de la tôle

Si l'on néglige le phénomène capacitif, l'équivalent électrique de l'assemblage de soudage par point est constitué de résistances en série. Les résistances des revêtements étant

alors inclus dans les résistances de contact, ou de compléter le modèle en ajoutant quatre résistances ohmiques du revêtement.

Ces diverses résistances, qui ont une influence sur les dégagements de chaleur, donc sur la constitution du noyau, ne sont pas constantes au cours d'un cycle de soudage. Elle dépend fortement de la température : [SAU 94]

- * Les résistances ohmiques augmentent en fonction de la température.
- * Les résistances de contact diminuent lorsque la température augmente.

En effet, les contacts étant initialement ponctuels plutôt surfaciques, ces résistances dépendent directement, de la pression donnée ; des caractéristiques mécaniques des matériaux en contact et de leur état de surface : la dureté diminue avec l'échauffement, les surfaces de contact augmentent. Il y a donc une diminution des résistances de contact avec la température.

En début de soudage, les dégagements de chaleur les plus importants sont situés aux niveaux de différentes discontinuités de l'assemblage :

- * **A l'interface tôle – tôle** : cette chaleur sert à faire fondre le revêtement et l'acier afin de former le noyau fondu.
- * **Aux interfaces électrode-tôle** : cette chaleur qui ne contribue pas à la formation de la soudure est en partie évacuée par les électrodes, qui outre une bonne conductivité électrique, doivent par conséquent avoir une conductivité thermique élevée.

L'analyse des évolutions de ces résistances permet de mieux comprendre la cinétique de formation du point : l'échauffement est réalisé en premier lieu au niveau des interfaces, et l'électrode évacue les calories créées à l'interface électrode-tôle. Le noyau fondu s'initie à l'interface tôle – tôle et ne progresse que grâce aux résistances ohmiques des tôles.

Dans le cas de tôles revêtues, il faut tenir compte de la résistance ohmique du revêtement ainsi que de sa température de fusion. Il est difficile de définir une tendance générale car certains revêtement ont une résistivité plus faible que celle de l'acier cas des revêtements à base de zinc, tandis que d'autres ont une résistivité plus élevée ; cas des revêtements organiques. L'évolution des résistances de contact en cours de soudage est donnée par la figure I.7.

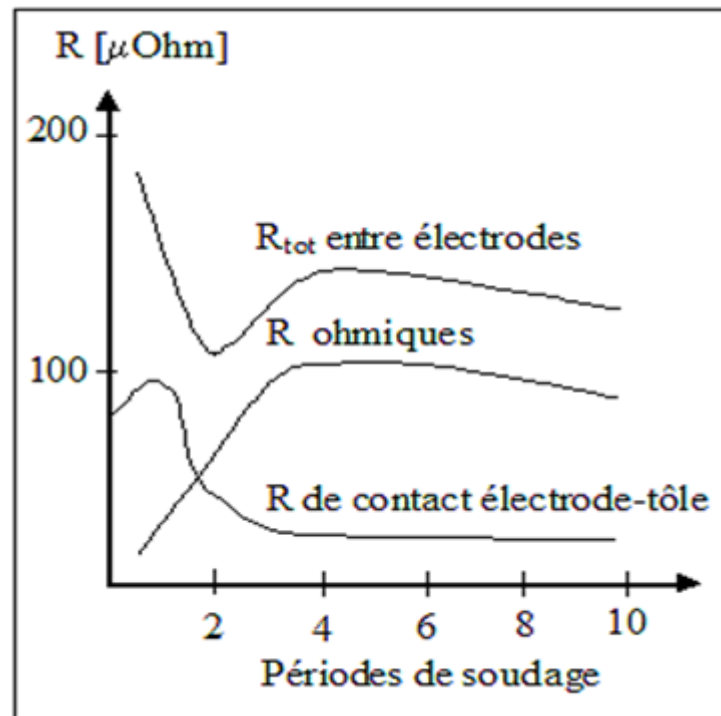


Figure I.7 : Evolutions des résistances en cours de soudage sur tôles nues [SAU 94]

➤ Géométrie du point soudé

La géométrie d'un point soudé présente trois particularités :

- * Discontinuité de l'assemblage.
- * Présence d'une entaille concentrant les contraintes en cas de sollicitations mécaniques.
- * indentation, par pénétration de l'électrode, des externes de l'assemblage.

Qualitativement, on constate que les caractéristiques mécaniques de la soudure sont principalement influencées par la taille du noyau fondu, et en particulier par son diamètre dans le plan des deux tôles.

Si la puissance électrique fournie est trop faible, le noyau fondu est trop petit, voir insuffisant. Plus on augmente la puissance fournie, plus la zone fondue est étendue et plus le point est résistant aux contraintes mécaniques. Cependant, passé certain seuil, le noyau fondu atteint soit le fond d'entaille soit une des faces extérieures de la tôle : sous l'effet de la pression mécanique exercé par les électrodes, on assiste alors à une éjection de métal fondu (phénomène dit d'expulsion) : la qualité du point soudé s'en trouve dégradé. [SAU 94]

➤ Géométrie

La Figure I.8 présente le schéma d'un point soudé selon une coupe dans un plan contenant l'axe des électrodes. La géométrie d'un point soudé présente trois particularités :

- Discontinuité de l'assemblage,
- Présence d'une entaille susceptible de concentrer les contraintes en cas de sollicitation mécanique
- Indentation des faces externes de l'assemblage due à l'effort appliqué sur les électrodes.

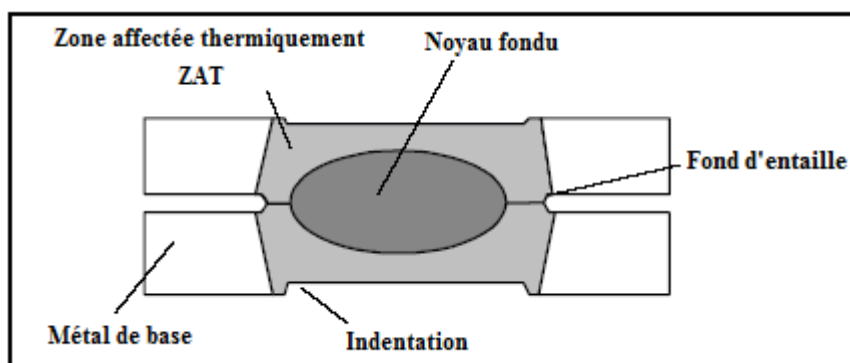


Figure I.8 : Schéma du point soudé [CHA 05]

Globalement, trois zones principales peuvent être distinguées. La première est le noyau fondu, zone où l'acier est passé à l'état liquide puis s'est refroidi très rapidement jusqu'à la température ambiante. La deuxième est la zone dite "affectée thermiquement" (ZAT), c'est-à-dire la zone où la microstructure du métal de base a été modifiée par le cycle thermique imposé par le procédé de soudage. On considère en général que cette zone est celle où l'acier a vu des températures allant de 600°C environ jusqu'à la température de liquidus. Enfin, la dernière zone est celle du métal de base proprement dit, où la microstructure est inchangée.

➤ Microstructures

L'opération de soudage par points se caractérise par un cycle thermique très rapide qui modifie profondément la microstructure du métal de base au voisinage du point soudé. Le métal subit un chauffage à des vitesses de l'ordre du millier de degrés Celsius par seconde jusqu'à une température pouvant aller au-delà de la température de fusion. Il s'en suit immédiatement un refroidissement très rapide dont la vitesse dépend des paramètres de

soudage. Un cycle de soudage par point complet est typiquement effectué en moins d'une seconde.

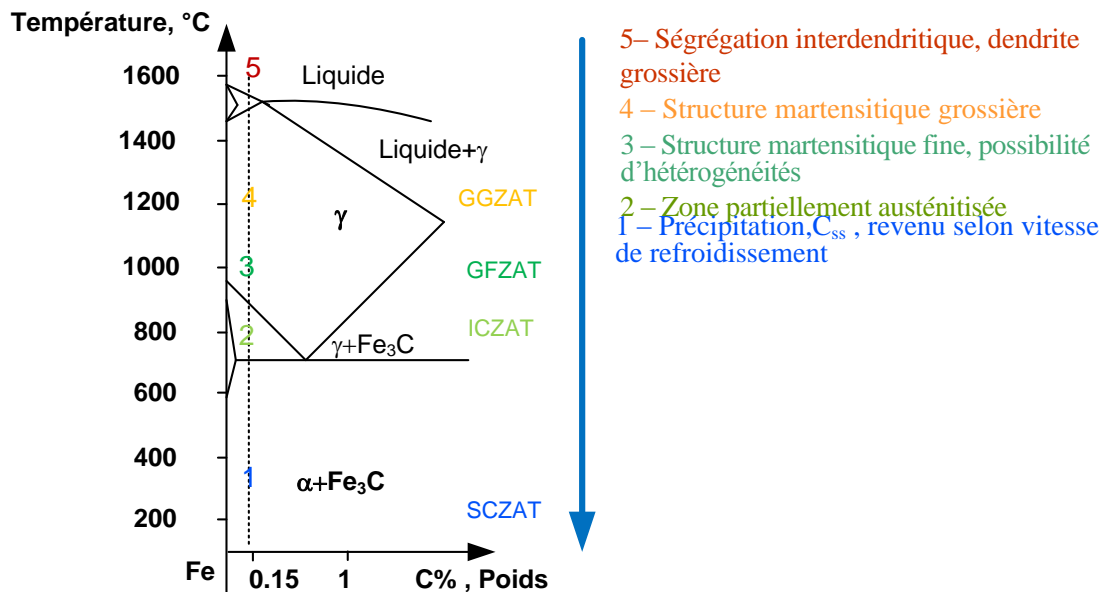


Figure I.9 : Microstructures générées par l'opération de soudage [SYL 09]

Au niveau microstructural, on distingue plusieurs zones, illustrées schématiquement à la Figure I.9 :

- **La zone associée au métal de base MB** : la température atteinte dans cette zone est restée en dessous de 600°C environ si bien qu'on ne détecte pas de modification structurale visible.
- **La zone subcritique SCZAT** : zone où la température maximale atteinte est comprise entre environ 600°C et Ac1. On n'observera globalement aucun effet sur la taille des grains mais certaines modifications métallurgiques peuvent déjà avoir lieu selon l'état initial. Au chauffage, une partie du carbone peut être remis en solution. Au refroidissement, on peut observer de la précipitation-coalescence en présence d'éléments dispersoïdes, des phénomènes de revenu (de la martensite du métal de base par exemple) en fonction de la vitesse de refroidissement.
- **La zone intercritique ICZAT** : zone où la température est arrivée entre AC1 et AC3. L'austénitisation partielle (coexistence de la ferrite et de l'austénite) conduit à des modifications importantes de la microstructure.

- **La zone à grains fins GFZAT** : zone de température entre Ac_3 et $1100^\circ C$ environ. D'après le diagramme d'équilibre Fe-C, l'austénitisation est totale dans cette zone. Dans le cas du soudage, Ac_3 peut être décalé par la rapidité du cycle thermique. Au chauffage, la nouvelle structure austénitique, non homogène et globalement fine, remplace la microstructure initiale. Suite au refroidissement rapide, on observera généralement une structure bainite-martensitique fine avec éventuellement quelques hétérogénéités.
- **La zone à gros grains GGZAT** : zone entre $1100^\circ C$ environ et la température de fusion. Au chauffage, on assiste à une forte croissance du grain austénitique qui confère à cette zone une forte trempabilité. La microstructure obtenue après refroidissement rapide est en général martensitique et homogène.
- **Zone fondue ZF** : outre une fine zone de liaison (difficilement observable) constituée par la zone semi-solide, la dernière zone est la zone fondue, où la température a dépassé la température de liquidus. La microstructure observée après refroidissement rapide sera dendritique, grossière au centre du point et plus fine en bordure de noyau. On peut observer de la ségrégation interdendritique.

Il apparaît clairement que les profondes modifications de la microstructure du métal de base autour du point soudé peuvent jouer un rôle important dans la détermination de la tenue mécanique du point.

I.3.3. Les essais de traction en croix et traction cisaillement

L'essai de traction en croix et l'essai de traction-cisaillement sont couramment utilisés dans l'industrie automobile pour caractériser le comportement quasi- statique d'un point soudé. Ces essais permettent de mesurer l'effort nécessaire pour rompre le point soudé dans le mode de sollicitation concerné ainsi que son mode de rupture. L'effort à la rupture est communément appelé CTS en traction en croix (de l'anglais Cross Tension Strength) et TSS en traction cisaillement (de l'anglais Tensile Shear Strength).

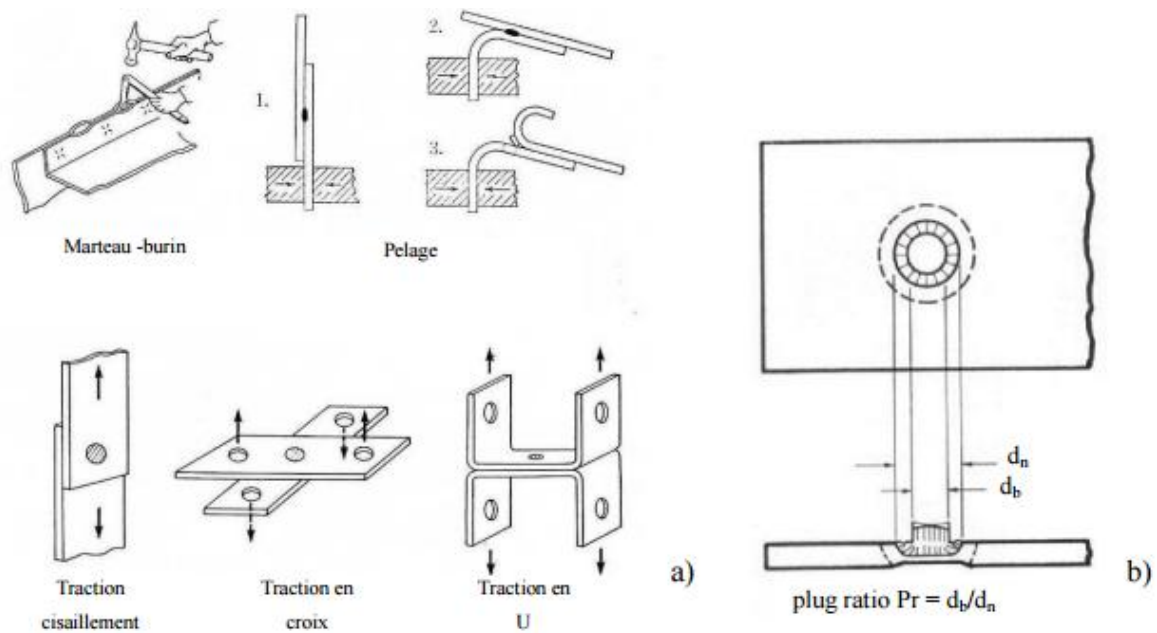


Figure I.10 : Essais destructifs sur points soudés (a) et définition du pourcentage de déboutonnage ("plug ratio", b), d'après [NIS 82]

La Figure I.10-a illustre ces deux types d'essais parmi d'autres utilisés sur les lignes d'assemblage automobile ou en laboratoire. Dans les deux cas, on distingue en général trois modes de rupture principaux :

Le premier est le déboutonnage (Button Pullout "BP"), que l'on peut facilement se figurer en traction en croix : une des tôles cède autour de son point soudé. La tôle arrachée présente alors un trou plus ou moins circulaire et la tôle restante présente un "bouton" (Figure I.11-a).

A l'opposé, la rupture peut se faire à l'interface entre les tôles. On parle alors de rupture interfaciale totale (Full Interfacial Failure "FIF", Figure I.11-b).

Entre ces deux cas extrêmes, il arrive que l'on ait un petit bouton entouré d'une zone arrachée dans le plan de joint, ou simplement un début de propagation de la rupture à l'interface qui remonte ensuite à la surface, formant un demi bouton. On parle alors de rupture partielle à l'interface (Partial Interfacial Failure PIF, Figure I.11-c). On définit un pourcentage de déboutonnage (plug ratio en anglais) qui est le ratio du diamètre de bouton d_b sur le diamètre du noyau fondu d_n (estimé par la limite extérieure de la zone arrachée, Figure I.10-b).



Figure I.11 : Illustrations des modes de rupture en traction en croix dans le cas d'un DP 780 2mm :
 a) déboutonnage BP, b) rupture totale à l'interface FIF, c) rupture partielle à l'interface PIF

Au-delà de ces trois modes principaux, l'American Welding Society (AWS) a recensé un total de 8 modes de rupture différents, dont le déboutonnage total et la rupture interfaciale totale sont les deux cas extrêmes (voir Figure I.12, d'après [GOU 05]) :

- rupture en mode 1 : déboutonnage total (mode de rupture habituellement accepté pour les aciers ferritiques).
- rupture en mode 2 : la rupture se fait en partie par un bouton (au moins 20% de la surface) et en partie par une rupture à mi-épaisseur (au moins 20% de l'épaisseur).
- rupture en mode 3 : rupture à mi-épaisseur, c'est-à-dire que le bouton ne débouche pas à travers l'épaisseur, mais au moins 20% de l'épaisseur est enlevée. La rupture a lieu dans la ZAT et autour du noyau, mais pas dans le noyau lui-même.
- rupture en mode 4 : on observe à la fois une zone arrachée à l'interface, une zone arrachée à mi-épaisseur et une partie déboutonnée. Le noyau s'est partiellement séparé.
- rupture en mode 5 : rupture en partie à l'interface, en partie en formant un petit bouton. Le noyau fondu est partiellement séparé.
- rupture en mode 6 : la rupture se fait à la fois à mi-épaisseur et dans l'interface.
- rupture en mode 7 : c'est le mode de rupture totalement dans le plan de joint.
- rupture en mode 8 : collage, il n'y a pas eu de noyau fondu formé.

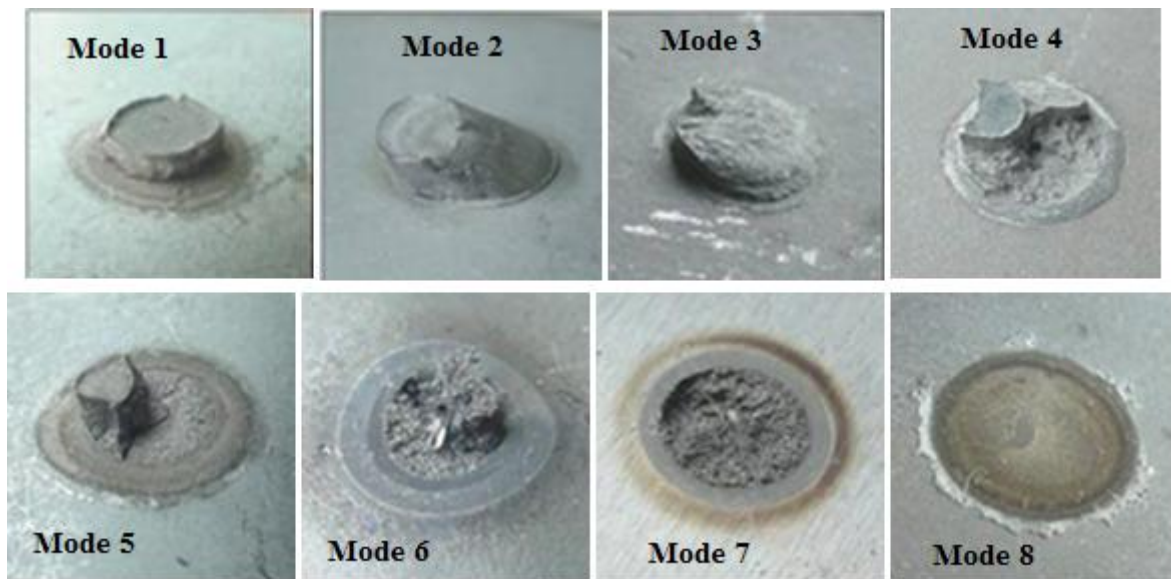


Figure I.12 : Différents modes de ruptures recensés par l'AWS, d'après [GOU 05]

I.3.4. Le domaine de soudabilité

Le domaine de soudabilité d'une tôle représente l'intervalle de courant de soudage pour lequel les points soudés formés sont "acceptables", à paramètres de soudage fixés. La notion d'acceptabilité du point est variable. Cependant, les critères que l'on retrouve le plus souvent sont le diamètre de soudure (un diamètre est imposé), le mode de rupture (déboutonnage imposé) et la tenue mécanique (un effort minimum est imposé).

La norme ISO 18278-2 [ISO 04] impose par exemple un diamètre de bouton minimum (4mm pour les tôles d'épaisseur inférieure à 1.3mm, 6mm pour une épaisseur supérieure ou égale à 1.3mm) et fixe les conditions de soudage (diamètre des électrodes, effort de soudage, temps de soudage, temps de maintien) en fonction de l'épaisseur de tôle, de la résistance mécanique R_m du métal de base et de la présence d'un revêtement.

Dans des conditions de soudage données, il existe une intensité minimum pour former un noyau fondu à l'interface entre les deux tôles. En dessous de cette intensité, les tôles ne sont pas soudées, éventuellement simplement "collées" par diffusion ou par le brasage du revêtement. Au dessus, lorsque l'on teste les points soudés en traction en croix ou en traction-cisaillement et pour une épaisseur de tôle donnée, on observe en général pour les faibles intensités de la rupture interfaciale (FIF) qui va se transformer progressivement en déboutonnage lorsque l'intensité croit (en passant éventuellement par une phase de rupture

partielle à l'interface PIF) ([WIL 79], [FER 98]). Une fois le diamètre de bouton minimum atteint, on entre dans le domaine de soudabilité. Lorsque l'on augmente l'intensité de soudage, il existe une limite à partir de laquelle la croissance du noyau fondu a atteint le fond d'entaille et une partie de la matière fondue à l'interface est expulsée sous l'effet de la force exercée par les électrodes (effort de soudage). C'est l'expulsion. Le phénomène d'expulsion détermine la limite haute du domaine de soudabilité. On notera qu'il est possible que l'expulsion apparaisse alors que le noyau fondu n'a pas atteint sa taille maximum. On parle alors d'expulsion prématurée. Le domaine de soudabilité s'en trouve réduit. Le domaine ainsi obtenu est illustré Figure I.13. Cette définition du domaine de soudabilité est la plus souvent rencontrée. Elle est particulièrement adaptée aux aciers ferritiques pour lesquels la progression du mode de rupture présentée ci-dessus est en général effectivement observée. En effet, si l'on suppose une évolution monotone et croissante de l'effort à la rupture avec le diamètre de bouton, garantir un diamètre de bouton minimum au dessus d'une certaine intensité de soudage revient à garantir une tenue mécanique du point soudé.

Il existe d'autres définitions pour le diamètre de bouton minimum $d_b \min$ dans les normes étrangères ([JSA 89], [PET 06a]), telles que :

$$d_b \min = 4\sqrt{e} \text{ Ou encore } d_b \min = 5\sqrt{e}, \text{ où } e \text{ est l'épaisseur de tôle.}$$

Ces relations, développées à l'origine pour les aciers ferritiques, correspondent à un diamètre de bouton (en réalité, à un niveau de développement du noyau fondu) au-delà duquel on n'observe statistiquement plus de rupture interfaciale.

Cependant, il est tout à fait possible de définir un domaine de soudabilité en définissant simplement un effort d'arrachement minimum du point soudé, sans prendre en compte le mode de rupture. On obtient alors de la même façon une limite basse du domaine en intensité et une limite haute à l'apparition de l'expulsion. Cette pratique se justifie par le fait qu'une rupture interfaciale (totale ou partielle) ne signifie pas que le point n'a pas été soudé et l'effort d'arrachement correspondant n'est pas négligeable. Ceci s'applique en particulier aux aciers THR dont le mode de rupture est parfois complexe. Dans certains cas, il est possible d'observer de la rupture interfaciale totale ou partielle jusqu'à la limite d'expulsion. Pour ces aciers, il n'est donc plus possible de définir un diamètre de bouton minimum garantissant la disparition de la rupture interfaciale pour les conditions de soudage données.

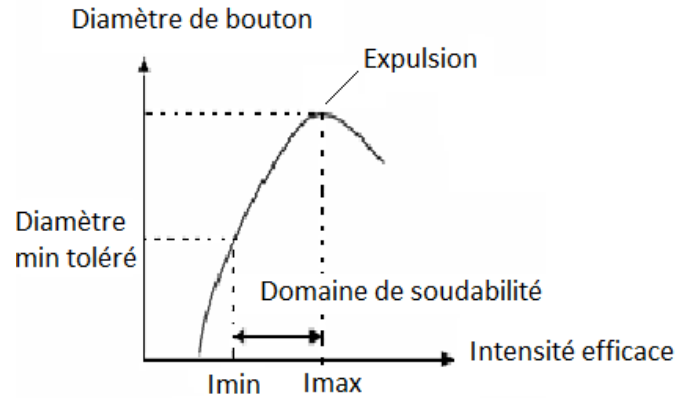


Figure I.13 : Définition du domaine de soudabilité à l'aide du diamètre de bouton, d'après [BLO 01a]

I.3.5. Comportement mécanique des points soudés en Sollicitation quasi-statique

Le mode de rupture et la tenue mécanique sont deux caractéristiques importantes d'un point soudé, souvent utilisées comme une synthèse de son comportement sous une sollicitation donnée. La première partie de ce chapitre est consacrée à une description du comportement des points soudés lorsqu'ils sont soumis à une sollicitation quasi-statique telle que la traction cisaillement ou la traction en croix. Les modèles simples décrivant ce comportement sont ensuite présentés.

I.4. Approches expérimentales du comportement mécanique des points soudés

I.4.1. Comportement mécanique des points soudés en aciers ferritiques

Les aciers ferritiques sont utilisés depuis de nombreuses décennies dans l'industrie automobile et leur soudabilité par points a été très largement étudiée. Williams ([WIL 79], [WIL 81]) en résume quelques aspects importants. Les essais de traction cisaillement et de traction en croix classiquement utilisés en laboratoire pour caractériser la tenue des points soudés permettent de solliciter différents aspects de la soudure : dans le premier, l'interface entre les deux tôles est sollicitée macroscopiquement en cisaillement et la triaxialité des contraintes en fond d'entaille est relativement faible. A l'inverse, elle est beaucoup plus élevée en traction en croix, où le fond d'entaille est sollicité davantage en mode d'ouverture.

L'augmentation de la taille du noyau fondu au courant du soudage s'accompagne d'une augmentation de la tenue mécanique des points et d'une transition dans le mode de rupture entre rupture interfaciale (FIF) et déboutonnage (BP), illustrée à la Figure I.14. Cette

transition est influencée par un certain nombre de facteurs, en traction cisaillement comme en traction en croix :

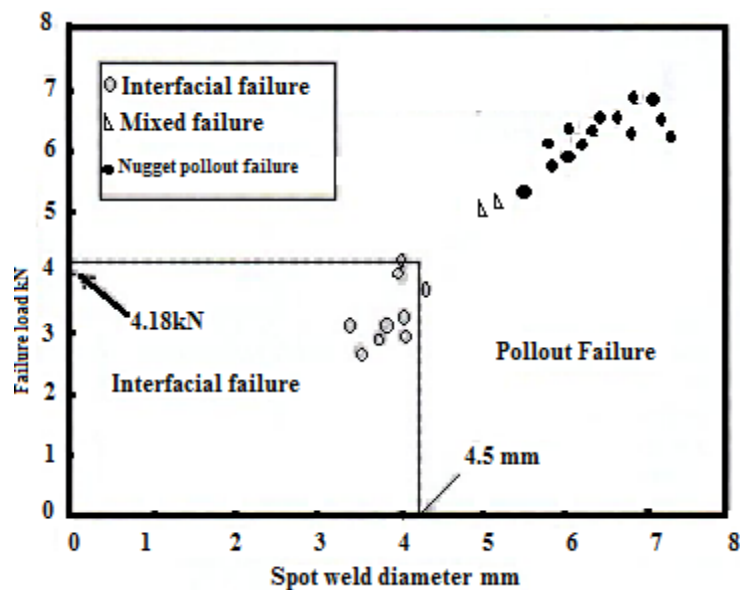


Figure I.14 : Transition dans le mode de rupture en traction en croix à diamètre de noyau croissant, d'après [CHA 03b]

- Facteurs géométriques influant sur la sollicitation mécanique :
 - dimensions relatives du noyau fondu vis-à-vis de l'épaisseur de tôle et de la largeur de l'éprouvette,
 - espacement entre mors de la machine de traction, - acuité du fond d'entaille.
- Facteurs métallurgiques liés au cycle thermique vécu localement et à la composition chimique de l'acier :
 - trempabilité de l'acier et fragilité des phases dures pouvant être formées au cours du soudage,
 - propriétés mécaniques relatives du Métal de Base et des différentes zones du point soudé,
 - microstructure en fond d'entaille, les phases fragiles favorisant la rupture interfaciale en mode d'ouverture,
 - inclusions ou porosités pouvant influencer le chemin de fissuration.

Il est à noter que le diamètre de noyau fondu est lui-même sensible aux propriétés physiques de l'acier et aux conditions de soudage. Les points de faible taille par rapport à la

surface active des électrodes présentent en général un fond d'entaille très aigu, alors qu'il prend une forme plus émoussée lorsque le noyau se rapproche du diamètre des électrodes.

✓ Mécanismes de rupture

De nombreux auteurs se sont intéressés de façon détaillée aux mécanismes de rupture des points soudés en aciers ferritiques ([ZUN 97], [LIN 02], [CHA 03a], [LAN 04], [LEE 05b], [MAH 07], [POU 07], [TAO 08]), généralement dans une optique de modélisation de leur tenue mécanique.

✓ Déboutonnage

Dans le cas de points soudés de taille suffisante pour déboutonner, les sollicitations qui se traduisent par un effort résultant normal important au centre du point (F_N Figure I.15) Aboutissent en général à un déboutonnage par rupture ductile dans l'épaisseur en bordure du noyau fondu.

Cette situation est rencontrée par Zuniga & Sheppard [ZUN 97] en pelage dans le cas d'un acier HSLA, par Chao [CHA 03a] et Lee et al. [LEE 05b] en traction en croix, ou encore par Lin et al. [LIN 02], Langrand & Combescure [LAN 04] et Mahelle

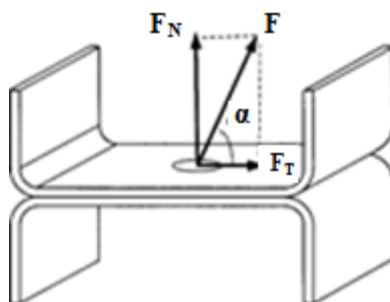


Figure I.15 : Décomposition de l'effort appliqué sur le point dans une éprouvette en U [MAH 07]

Dans des sollicitations mixtes du point dont la Composante normale est dominante. Ces ruptures se caractérisent par un faciès ductile et cisailé tel qu'illustré Figure I.16c. Zuniga & Sheppard [ZUN 97] observent que la localisation précise du déboutonnage évolue entre la ZAT à grains fins (GFZAT) et la bordure immédiate du noyau fondu, selon le degré d'ouverture du fond d'entaille dans la zone de diffusion plus ou moins bien soudée, dans les premières phases de l'essai. La fissuration dans l'épaisseur ne se produit que juste avant d'avoir atteint l'effort maximum (Figure I.16-a).

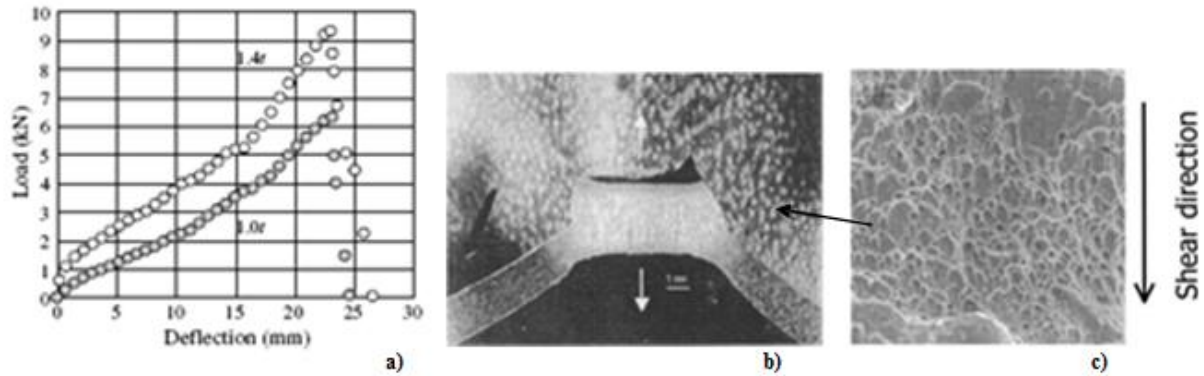


Figure I.16 : Courbes de traction en croix, d'après [LEE 05b] (a), déboutonnage en bordure du noyau (b) et son faciès ductile cisailé (c), d'après [CHA 03a]

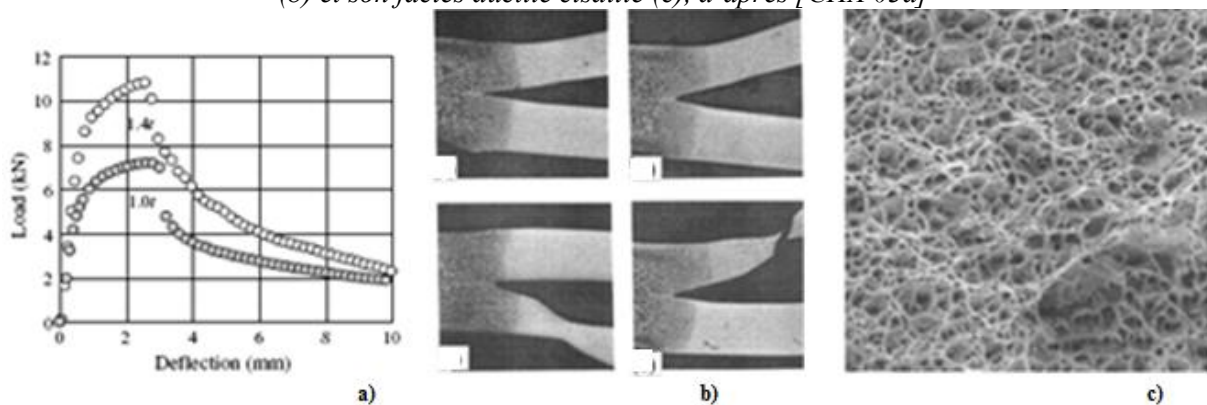


Figure I.17 : a) Courbe de traction cisaillement, d'après [LEE 05b], b) Déboutonnage par striction dans le Métal de Base, d'après [ZUN 97], c) faciès ductile dans la zone de rupture, d'après [CHA 03a]

Les points soudés dans des conditions identiques et soumis à un chargement se traduisant par un effort résultant à dominante tangentielle (F_T Figure I.15) ont tendance à rompre par une localisation de la déformation plastique (striction) dans le Métal de Base à proximité du point (Figure I.17-b), ou dans certains cas dans la ZAT et présentent un faciès ductile (Figure I.17-c). Zuniga & Sheppard [ZUN 97], Chao [CHA 03a], Lee et al. [LEE 05b], Pouranvari et al. [POU 07] et Tao et al. [TAO 08] rapportent ce type de rupture en traction cisaillement, de même que Lin et al. [LIN 02], Langrand & Combescure [LAN 04] et Mahelle [MAH 07] dans des sollicitations mixtes du point dont la composante tangentielle est dominante. L'effort maximum est atteint au moment où la rupture s'est amorcée dans la zone de striction et la chute progressive de l'effort qui s'en suit (Figure I.17-a) correspond au déchirement du métal autour du point.

✓ Rupture interfaciale

Dans les cas de rupture interfaciale, correspondant à des noyaux de dimensions réduites ou à des tôles d'épaisseur plus importante, la rupture se fait : (i) par ouverture du fond d'entaille et propagation dans le noyau fondu lorsque l'effort normal sur le point est dominant (traction en croix ou pelage), (ii) par cisaillement de l'interface lorsque l'effort tangentiel est prépondérant (traction cisaillement). Williams et Jones [WIL 79] mentionnent que la rupture interfaciale ne doit pas être associée à une rupture fragile, même si cette dernière est fréquemment observée dans les configurations où des microstructures de type fragile en fond d'entaille (martensite chargée en carbone) sont sollicitées en mode d'ouverture. Ils observent ainsi des faciès ductiles sur des points soudés en acier ferritique ayant rompu à l'interface. De même, Pouranvari et al. [POU 07] et Tao et al. [TAO 08] observent des faciès ductiles cisailés en traction cisaillement sur des aciers ferritiques dans les cas de rupture à l'interface (Figure I.18).

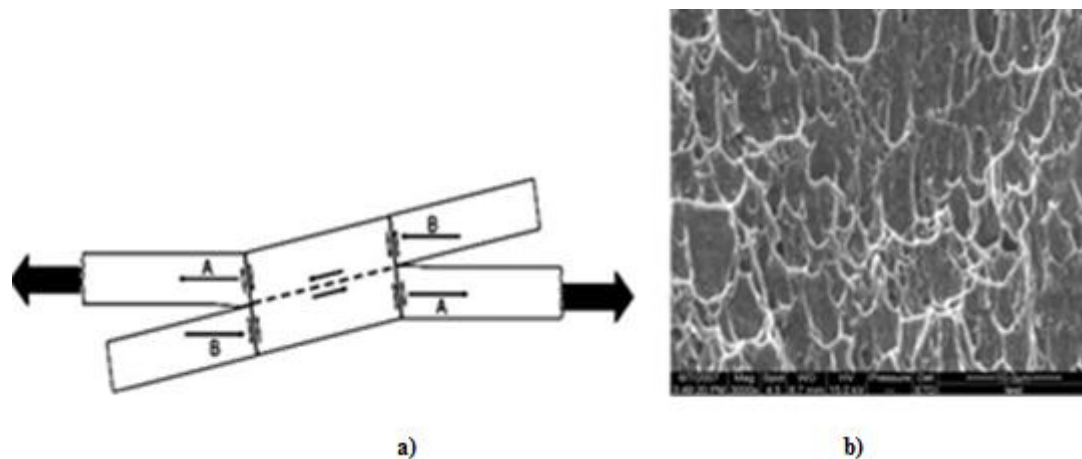


Figure I.18 : a) Répartition schématisée des contraintes dans le point en traction cisaillement d'après [POU 07], b) faciès cisailé à l'interface en traction cisaillement d'après [TAO 08]

✓ Influence du métal de base sur le mode de rupture

La sensibilité du mode de rupture et de la tenue mécanique vis-à-vis de la composition chimique du métal de base est souvent exprimée à l'aide de la notion de carbone équivalent C_{eqIIS} [YUR 82], dont l'expression la plus utilisée est celle de l'IIS (Institut International de la Soudure). Elle permet d'estimer l'effet des éléments d'alliage sur la trempabilité de l'acier

$$C_{eqIIS} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mn+V}{5} + \frac{Ni+Cu}{15} \quad (I.2)$$

où la composition chimique en pourcentage pondéral Dinsdale ([DIN 75] et [DIN 77]) remarque en étudiant la soudabilité de divers aciers ferritiques de C_{eq} variant entre 0.1 et 0.2 que la tenue en traction cisaillement TSS n'est pas affectée par le C_{eq} , mais que la tenue en traction en croix CTS peut être réduite de 63 % pour les C_{eq} les plus élevés. D'après les mécanismes de rupture présentés plus haut, cela peut s'interpréter par le fait que la rupture en traction cisaillement est assez peu sensible à la fragilité des microstructures formées en fond d'entaille et dans le noyau, alors qu'elles sont directement sollicitées en mode d'ouverture en traction en croix.

Fine & Fostini [FIN 79] observent aussi un effet important de la composition chimique sur la tenue mécanique et le mode de rupture pour divers aciers de limite d'élasticité nominale à 275 MPa. Ils mentionnent cependant que le mode de rupture seul, ou une tenue mécanique donnée en traction cisaillement ou en traction en croix ne peut pas être un bon indicateur de la qualité du point, dans la mesure où l'acier le plus sensible à la rupture interfaciale peut être celui présentant la meilleure tenue en traction cisaillement par exemple.

Ewing et al. [EWI 82] constatent dans une étude menée sur divers aciers ferritiques et aciers HSLA une augmentation générale de la tenue mécanique du point avec la vitesse de chargement, sans changement du mode de rupture et quel que soit l'essai. L'effort à la rupture en traction cisaillement TSS peut être jusqu'à dix fois plus élevé que celui atteint en pelage et présente une corrélation avec l'augmentation de la résistance mécanique du métal de base, alors que les tenues en traction en croix et en pelage y sont moins sensibles. Ces observations restent cohérentes avec les mécanismes de rupture avancés plus haut, dans la mesure où le déboutonnage se fait par striction dans le Métal de Base en traction cisaillement et où il est plutôt influencé par l'état de contrainte en fond d'entaille et les propriétés mécaniques de la ZAT en traction en croix ou pelage.

I.4.2. Comportement mécanique des points soudés en aciers à (Très) Haute Résistance

La soudabilité des aciers THR présente un certain nombre de particularités, liées à la résistance mécanique plus élevée des tôles, à leur résistivité accrue par la quantité d'éléments d'alliage, ainsi qu'à la trempabilité plus élevée et la fragilité potentielle des phases formées. Une conséquence importante est la sensibilité accrue des points soudés en acier THR aux modes de rupture partiellement ou totalement à l'interface.

Ces particularités conduisent à une adaptation des pratiques de soudage par rapport à celles utilisées classiquement pour les aciers ferritiques, ce qui se traduit, de façon générale, par une augmentation de l'effort de soudage, un ajustement des temps de soudage et de maintien de façon à contrôler la vitesse des cycles thermiques appliqués et éventuellement l'utilisation de pré/post chauffage ([JON 81], [SHI 04]). Ces modifications peuvent permettre à la fois d'influer sur les niveaux relatifs de propriétés mécaniques dans les différentes zones du point soudé (ténacité en fond d'entaille en particulier) et de favoriser des formes de fond d'entaille émoussées limitant les concentrations de contraintes.

Les sollicitations à composante normale dominante (traction en croix, pelage) induisant une triaxialité élevée en fond d'entaille sont les plus sensibles à une rupture prématurée à l'interface. Gould & Workman [GOU 98] résument les conditions favorisant la rupture interfaciale (partielle ou totale) de la façon suivante :

- ❖ triaxialité importante, qui concerne en particulier les soudures de petite taille,
- ❖ fragilité des microstructures en fond d'entaille et dans le noyau (liée à la trempabilité de l'acier et à la teneur en carbone, principalement),
- ❖ présence de porosités, en particulier en bordure de noyau, constituant un chemin préférentiel de fissuration.

La première condition est principalement gouvernée par des considérations mécaniques liées à la géométrie de l'assemblage et au mode de sollicitation. Les deux autres sont, quant à elles, étroitement liées à la nature des tôles soudées et au type de cycle thermique imposé.

✓ **a.Sensibilité au temps de maintien**

La notion de sensibilité au temps de maintien ("hold time sensitivity") est souvent mise en avant dans le cas des aciers THR. Elle est illustrée par Gould & Workman [GOU 98] en pelage à l'aide de deux aciers, l'un chargé en carbone et manganèse (présentant une trempabilité élevée), l'autre faiblement allié mais avec une teneur en phosphore importante (durcissement de solution solide).

L'acier C-Mn rompt à l'interface en présentant un faciès de clivage transgranulaire principalement dans lequel sont aussi présentes de fines zones ductiles (Figure I.19-a). Dans ce cas, un temps de maintien court peut permettre de réduire la vitesse de refroidissement

(contact réduit avec les électrodes de cuivre), ce qui limite la tendance à former de la martensite en fond d'entaille et dans le noyau.

L'acier au phosphore présente, quant à lui, de nombreuses porosités interdendritiques en bord de noyau, liées à la ségrégation des éléments (phosphore en particulier) en cours de solidification et son faciès de rupture interfaciale montre des zones de ductilité dans le réseau de porosités (Figure I.19-b). Là encore, un temps de maintien court aurait tendance à réduire la vitesse de solidification, ce qui permettrait d'obtenir une distribution de porosités moins désavantageuse.

Ainsi, la sensibilité au temps de maintien des aciers THR peut être expliquée par l'effet des vitesses de solidification et de refroidissement sur la formation de porosités dans le noyau et sur la formation de microstructures fragiles, respectivement.

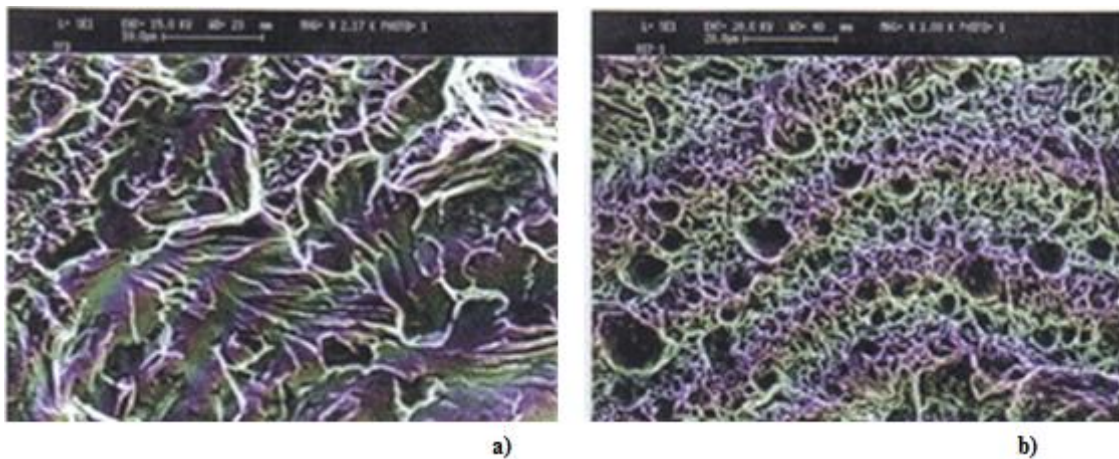


Figure I.19 : Rupture à l'interface en pelage : a) Clivage de l'acier C-Mn, b) porosités interdendritiques et ductilité dans l'acier au Phosphore, d'après [GOU 98]

✓ b .Effet de la composition chimique sur le mode de rupture

La sensibilité du mode de rupture vis-à-vis de la composition chimique de l'acier a été étudiée par de nombreux auteurs ([NIS 82], [DEF 84], [SAW 84], [TAN 84], [MOO 89], [FER 98], [GOU 98], [OSA 03], [MAR 05a], ...) et a abouti dans les années 80 à la formulation d'un certain nombre de relations de type "carbone équivalent", visant à prendre en compte à la fois l'effet durcissant ou trempant d'éléments comme le carbone, le silicium ou le manganèse et l'effet des ségrégations du phosphore ou du soufre par exemple au cours du soudage. L'une des plus utilisées est celle de Nishi [NIS 82] :

$$Ceq_{Nishi} = C + \frac{S_i}{30} + \frac{M_n}{20} + 2.P + 4.S \quad (I.3)$$

Où la composition chimique en pourcentage pondéral.

Cette relation a été établie sur une centaine d'aciers à durcissement de solution solide, laminés à froid à une épaisseur de 0.8mm, dans des conditions de soudage identiques à l'exception du courant ajusté pour obtenir un diamètre de noyau constant (4.8mm) et du temps de maintien (5 ou 25 périodes). Pour un temps de maintien de 25 périodes, un carbone équivalent Ceq_{Nishi} de 0.24 permet de départager les points rompant à l'interface (partiellement ou totalement) de ceux rompant par déboutonnage total. Cette valeur est de 0.31 pour 5 périodes de temps de maintien, en concordance avec l'effet de sensibilité au temps de maintien. La relation de Nishi a été longtemps utilisée dans l'industrie automobile comme référence concernant la soudabilité par points d'une nuance d'acier, malgré les mises en garde de l'auteur sur le caractère spécifique de la limite obtenue vis-à-vis des conditions mécaniques/géométriques de l'étude (épaisseur et noyau fixé, type d'essai) et des conditions de soudage.

✓ c.Effet du mode de rupture sur la tenue mécanique

Si la propagation d'une rupture interfaciale depuis le fond d'entaille peut entraîner une rupture prématurée dans les sollicitations du point soudé en mode d'ouverture (traction en croix, pelage, ...), en particulier pour des noyaux de faible taille, il n'en est pas forcément de même dans les sollicitations où le cisaillement de l'interface est dominant (traction cisaillement). Ainsi, Peterson [PET 02] constate pour un acier martensitique (1500 MPa) dans un plan d'expérience à diamètre de noyau constant que l'effort à la rupture en traction cisaillement TSS et l'énergie absorbée ne sont en moyenne pas significativement différents pour les points déboutonnés et les points rompus à l'interface. En revanche, l'énergie absorbée et l'effort à la rupture en traction en croix sont plus importants en déboutonnage. Sun et al. ([SUN 06] et [SUN 08]) obtiennent des résultats quelque peu différents dans l'étude d'un DP800 pour un diamètre de noyau constant dans le domaine de transition entre rupture interfaciale et déboutonnage en traction en croix : CTS est peu sensible au mode de rupture, en revanche, l'énergie absorbée est nettement plus importante en déboutonnage. Ils observent ensuite environ 10% de plus pour TSS en déboutonnage et une énergie absorbée elle aussi plus importante, ainsi qu'une distribution plus dispersée de l'effort et de l'énergie en rupture interfaciale.

Il est à noter que le diamètre de noyau a de façon unanime une influence fondamentale sur la tenue mécanique du point (en traction en croix comme en traction cisaillement) et qu'il existe en général un diamètre de noyau critique permettant de passer d'un domaine de rupture à dominante interfaciale à un domaine de déboutonnage, moyennant éventuellement un ajustement des conditions de soudage pour les nuances les plus sensibles à la rupture interfaciale. Dans ce cadre, il apparaît que le mode de rupture interfacial correspond globalement à une tenue mécanique inférieure à celle que l'on peut observer en déboutonnage, comme cela est fréquemment suggéré dans la littérature, même si l'influence du mode de rupture dans des conditions de sollicitation strictement identiques est moins évidente.

✓ **d. Elimination des ruptures interfaciales**

Peterson [PET 02], de même que Cretteur et al. [CRE 02] et Mimer et al. [MIM 04] ont proposé un certain nombre de méthodes pour limiter l'apparition de la rupture interfaciale, basées sur des variations du cycle de soudage (ajustements des temps et effort de soudage, réduction du temps de maintien, cycle de revenu post-soudage, décroissance progressive de l'intensité de soudage) ou encore sur la dilution du métal problématique (fortement trempant) dans le noyau fondu à l'aide d'une fine tôle d'acier faiblement allié. Néanmoins, ces méthodes, même efficaces pour éliminer la rupture interfaciale, peuvent avoir des conséquences différentes sur la tenue mécanique du point selon l'essai, dans la mesure où elles agissent sur les niveaux relatifs de propriétés mécaniques des différentes zones du point.

✓ **e.Revenu dans le Métal de Base**

Un autre aspect important de la soudabilité des aciers THR concerne les phénomènes de revenu pouvant avoir lieu dans la martensite issue du Métal de Base en zone subcritique (température atteinte inférieure à A_{c1}). Il est particulièrement visible sur les nuances Dual Phase dont le grade est supérieur ou égal à 800 MPa ([BIR 06], [SUN 06], [KHA 08], [BAL 08], Figure I.20).

L'adoucissement des propriétés mécaniques dans cette zone peut y être propice à la localisation de la déformation au cours de l'essai et favoriser le déboutonnage, mais il limite en contrepartie l'effort maximum atteignable.

✓ f. Mécanismes de rupture

Les mécanismes de rupture sont principalement les mêmes pour les aciers THR et pour les aciers ferritiques. En traction cisaillement, ils impliquent un cisaillement ductile de l'interface ([MIL 03], [SOH 08], [MA 08], [MAR 05a]) en compétition avec une localisation de la déformation dans le Métal de Base proche du point ou dans la zone subcritique revenue ([KHA 08], [BAL 08], [MAR 06], illustré Figure I.21). Khan et al. [KHA 08] observent néanmoins aussi des cas de déboutonnage partiel dans le noyau fondu.

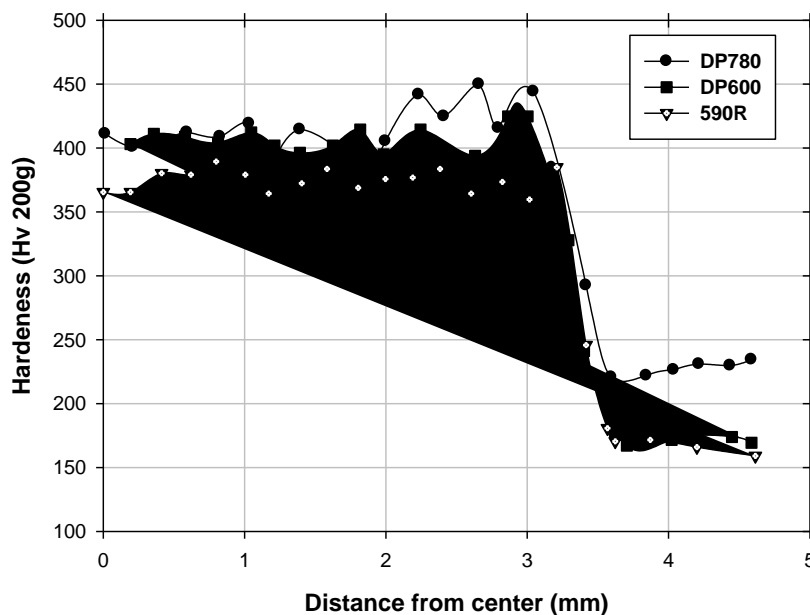


Figure I.20 : Profils de dureté dans des points soudés en acier THR ; revenu de la martensite du Métal de Base dans le DP780, [KHA 08].

En traction en croix, l'allure des boutons obtenus suggère en général les mêmes mécanismes ductiles que dans le cas des aciers ferritiques, dans le métal de base comme en Zone Affectée Thermiquement (Figure I.22). Néanmoins, les zones de fissurations interfaciales peuvent faire intervenir des mécanismes à la fois fragiles et ductiles comme illustré par Nishi et al. [NIS 82], Moore et al. [MOO 89] et Gould & Workman [GOU 98]. La déviation éventuelle de la fissure interfaciale conduisant à une rupture partielle à l'interface (PIF) a été relativement peu étudiée. Nait-Oultit et al. [NAI 08] mentionnent deux mécanismes potentiels :

- l'effet de la microségrégation importante en bordure de noyau et dans les zones interdendritiques des grains colonnaires de la zone fondue,

- la présence de barrières microstructurales dans la zone à grains fins du bord du noyau, liées par exemple à la haute densité de joints de grain et à des variantes de martensite particulières.

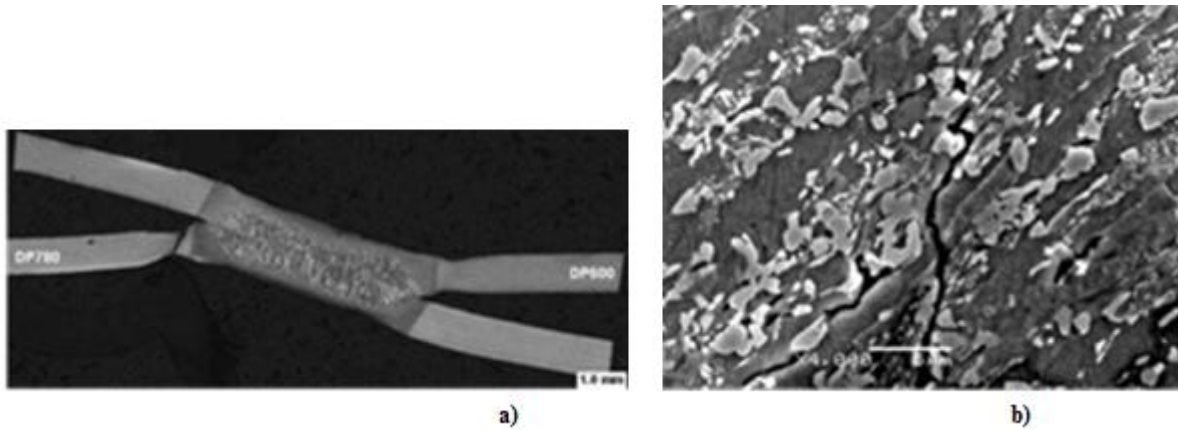


Figure I.21 : a) Striction dans un assemblage hétérogène DP600/DP780, b) décohésion aux interfaces ferrite/martensite dans la zone de striction d'un DP [BAL 08]

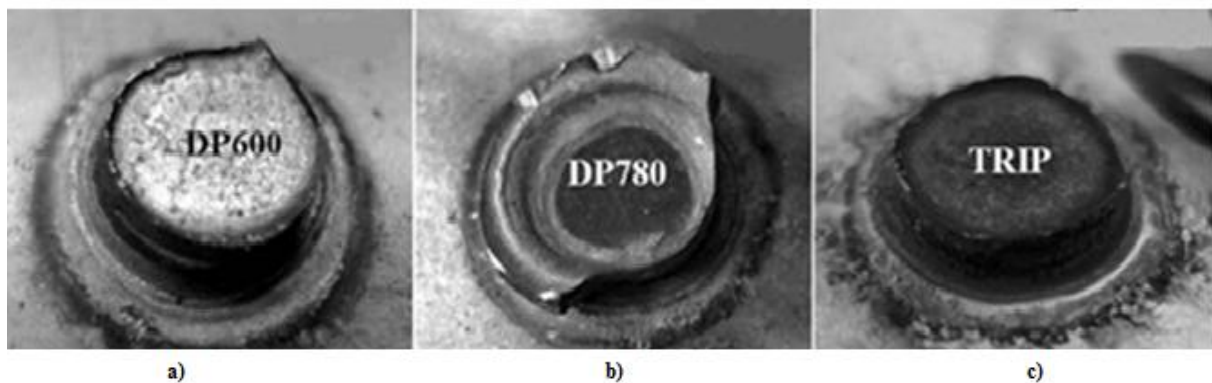


Figure I.22 : Rupture par déboutonnage en ZAT et dans le métal de base en traction en croix, d'après [BAL 08]

En résumé , le comportement mécanique en sollicitation quasi-statique des points soudés en aciers ferritiques ou à (très) haute résistance est sensible à de nombreux paramètres liés à la nature même de l'acier, au cycle thermique vécu par le point soudé (et surtout à ses conséquences sur les microstructures et propriétés mécaniques dans les différentes zones du point) et de façon non moins déterminante, aux caractéristiques géométriques et mécaniques de l'assemblage et de son mode de sollicitation. Il est ainsi établi de façon unanime que le diamètre de noyau, l'épaisseur de tôle et le mode de sollicitation ont une influence fondamentale sur la tenue mécanique et le mode de rupture d'un point soudé, son comportement pouvant être très différent d'un essai à un autre. [WIL 79], [GOU 98],

I.5. Modèles simples du comportement mécanique des points soudés

L'évolution du mode de rupture d'un point soudé sollicité en traction en croix ou en traction cisaillement peut être appréhendée à l'aide de lois mécaniques simples décrivant la charge nécessaire à la rupture pour le déboutonnage d'une part et pour la rupture interfaciale d'autre part. Ces modèles simples sont présentés dans la suite en traction en croix et en traction cisaillement.

Les symboles utilisés sont référencés dans la table des symboles.

I.5.1. Modèles en traction en croix

➤ a. Déboutonnage

Il est possible d'estimer la charge à la rupture en déboutonnage (BP) en supposant une distribution de contraintes autour du point soudé et en l'intégrant ensuite sur la surface de déboutonnage. Dans le cas de la traction en croix, l'hypothèse la plus simple consiste à supposer une distribution uniforme et l'intégration du champ de contraintes sur la surface de rupture (Figure I.23) conduit alors à :

$$A_f = \pi \cdot d_n \cdot e \cdot \sigma \quad (\text{I.4})$$

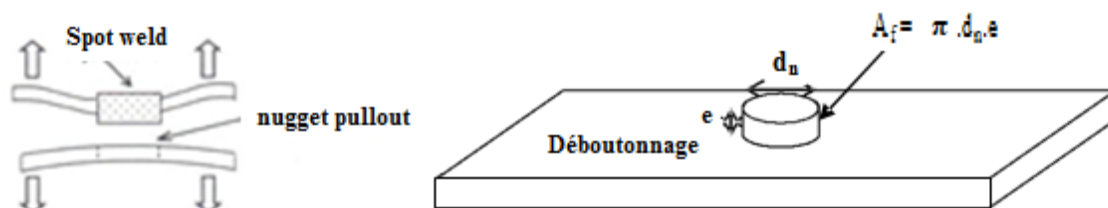


Figure I.23 : Schéma de la surface de rupture A_f en déboutonnage

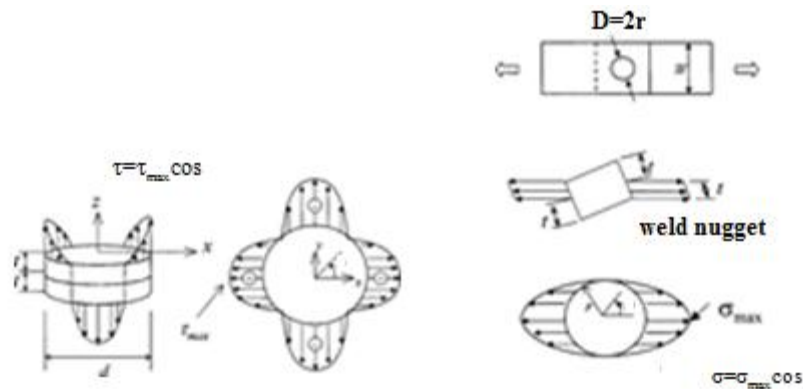


Figure I.24 : Exemples de distribution des contraintes autour d'un noyau cylindrique, d'après [CHA 03] a) traction en croix, b) traction cisaillement

Etant donné l'état macroscopique de cisaillement autour du noyau, on peut estimer que la charge à la rupture CTSBP est atteinte quand la contrainte a atteint la résistance au cisaillement du matériau, τ :

$$CTS_{BP} = \pi \cdot d_n \cdot e \cdot \tau \quad (I.5)$$

On considère donc ici une relation de proportionnalité entre la surface de rupture $A_f = \pi \cdot d_n \cdot e$ et la charge à la rupture. De nombreux auteurs ont adopté cette description simple du déboutonnage ([SAK 03], [SUN 06], [KUO 04], [SMI], [CHA 03a]), dont l'expression sera nuancée par :

- la distribution supposée des contraintes autour du point : uniforme, dont des exemples sont illustrés à la Figure I.24,
- l'état de contrainte dominant supposé : traction ou cisaillement et l'implication sur la valeur, qui peuvent être reliées par la théorie de Von Mises ou de Tresca,
- la zone de rupture considérée : bord du noyau ou Métal de Base en bordure de ZAT martensitique.

Les relations qui en découlent sont résumées dans le Tableau I.4.

➤ b. Rupture interfaciale

Dans le cas de la rupture interfaciale (FIF) en traction en croix, deux approches coexistent. La première suppose le même type de proportionnalité entre la surface de rupture dans le plan de joint (Figure I.25) et la charge à la rupture, en introduisant la limite d'élasticité ou la résistance mécanique du noyau fondu comme paramètre critique ([SUN 06], [KUO 04]). On obtient alors une relation du type :

$$CTS_{FIF} = \pi \cdot \left(\frac{d_n^2}{4}\right) \cdot Rel_{ZF} \tag{I.6}$$

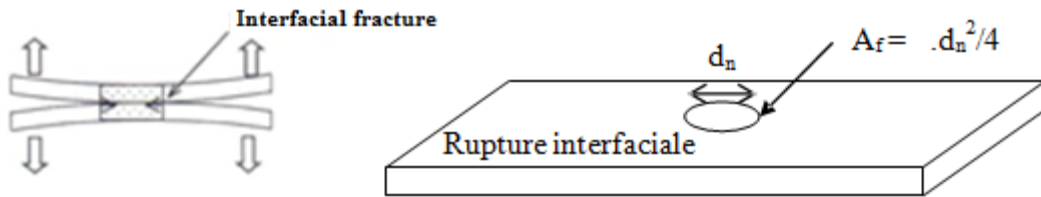


Figure I.25 : Schéma de la surface de rupture A_f en rupture interfaciale [SYL 09]

Smith, [SMI 08] et Chao, [CHA 03b] estiment le Facteur d'Intensité des Contraintes (FIC) en mode I en fond d'entaille dans le point soudé à partir de la relation établie par Tada et al. [TAD 85] décrivant le FIC en fond d'entaille dans le cas d'une jointure de diamètre d .

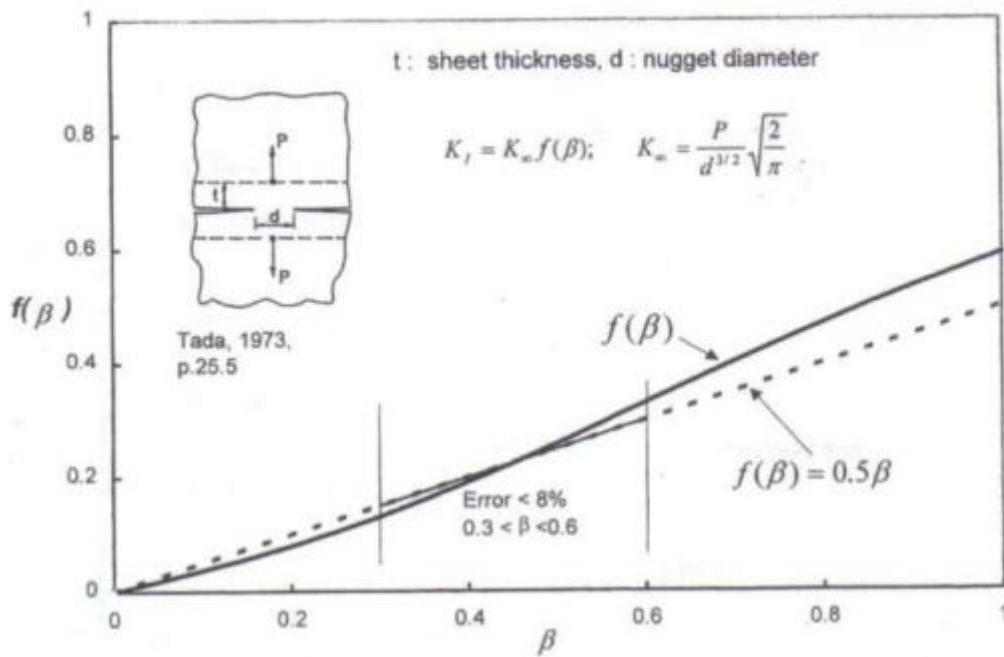


Figure I.26 : Facteur d'Intensité des Contraintes approché en fond d'entaille dans un point soudé, d'après [CHA 03b]

Séparant deux plaques semi-infinies soumises à un chargement ponctuel suivant l'axe de symétrie (Figure I.26). Ils aboutissent à la relation suivante pour l'expression de la charge à la rupture en traction en croix en cas de rupture interfaciale brutale :

$$CTS_{FIF} = 1,25 \cdot k_{IC} \frac{d_n^{5/2}}{e} \tag{I.7}$$

➤ c. Diamètre de noyau critique

Toutes les relations estimant l'effort à la rupture en traction en croix (CTS) sont des fonctions du diamètre de noyau fondu d_n . En égalisant la relation postulée pour le déboutonnage à celle postulée pour la rupture interfaciale, on obtient une expression du diamètre de noyau fondu critique $d_n c$ correspondant à la transition entre le domaine de rupture interfaciale ($CTS_{FIF} < CTS_{BP}$) et le domaine de déboutonnage ($CTS_{BP} < CTS_{FIF}$). Les diamètres critiques obtenus avec les différentes relations de la littérature en traction en croix sont consignés dans la dernière colonne du Tableau I.4. Le diamètre critique de confrontation Chao [CHA 03b] est représenté Figure I.27.

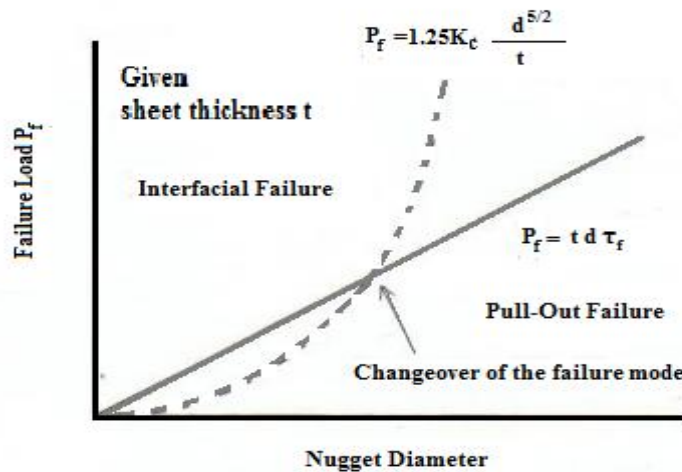


Figure I.27 : Expressions de CTS en Déboutonnage et en rupture interfaciale, d'après [CHA 03b]

➤ d. Relations empiriques en traction en croix

Il existe dans la littérature un certain nombre de relations empiriques exploitant l'idée de la proportionnalité entre CTS_{BP} et la surface de rupture en déboutonnage estimée par le produit $e.d_b$, couplée à l'effet d'autres facteurs ciblés comme potentiellement influents, tels que le carbone équivalent de l'acier d'origine (C_{eq}) ou la teneur en un certain nombre d'éléments chimiques ([MOO 89], [FER 98], [DIE 02]). Ces modèles sont listés dans le Tableau I.4 et correspondent à des ajustements statistiques de l'effet des différentes variables sur un jeu de données expérimentales ciblé sur un certain nombre de nuances d'aciers.

Enfin, W. Peterson et al. [PET 06a] ont déterminé une relation donnant les propriétés minimales que l'on doit pouvoir attendre d'une tôle en traction en croix (CTS_{min}). Cette

relation a été établie à partir de régressions faites sur des données expérimentales regroupant un grand nombre de sources. Elle indique que le CTSmin d'une tôle ne dépend que de son épaisseur e et en particulier, pas de son R_m . Cette relation est considérée par les auteurs comme valide pour des épaisseurs allant de 0.6 à 3.0 mm et pour tous les aciers dont la résistance mécanique R_m est supérieure ou égale à 350 MPa :

$$CTC_{mm} = 1,25 \cdot e^{22} \quad (I.8)$$

Auteurs [réf]	Modèle	dnc
Sakuma & Oikawa [SAK 03]	$CTS_{BP} = \beta \cdot e \cdot d_n \cdot R_m$	--
Sun et al. [SUN 06]	$CTS_{BP} = \pi \cdot d_n \cdot e \cdot Rel_{ZAT}$	$d_{n\ e} = 4 \cdot \frac{Rel_{ZAT}}{Rel_{ZF}} \cdot e$
	$CTS_{HF} = \pi \cdot \left(\frac{d_n}{2}\right)^2 \cdot Rel_{ZF}$	
Kuo & Chiang [KUO 04]	$CTS_{BP} = \pi \frac{H_{ZF}}{H_{MB}} \cdot e \cdot d_n \cdot \tau$	$d_{n\ e} = \frac{4\tau}{R_m} \cdot e$
	$CTS_{FIF} = \pi \frac{H_{ZF}}{H_{MB}} \cdot d_n^2 \cdot \frac{R_m}{4}$	
Smith [SMI]	$CTS_{BP} = 2\pi \cdot d_n \cdot e \cdot \tau_{MB}$	$d_{n\ e} = 2,93 \cdot \left(\frac{\tau_{MB}}{K_{IC}}\right)^{2/3} \cdot e^{4/3}$
	$CTS_{FIF} = 1,25 \cdot K_{IC} \frac{d_n^{5/2}}{e}$	
Chao [CHA 03b]	$CTS_{BP} = d_n \cdot e \cdot \tau_{ZAT}$	$d_{n\ e} = 0,86 \cdot \left(\frac{\tau_{ZAT}}{K_{IC}}\right)^{2/3} \cdot e^{4/3}$
	$CTS_{FIF} = 1,25 \cdot K_{IC} \frac{d_n^{5/2}}{e}$	
Moore et al. [MOO 89]	$CTS_{BP} = 3,2 \cdot R_m \cdot e \cdot d_b \cdot [1,393 - 7,2 \cdot C - 41 \cdot S + 730 \cdot P^2 + 0,395 \cdot Si]$	--
Ferrasse et al. [FER 98]	$CTS_{BP} = 70 + 98 \cdot (e \cdot d_b) + 2,5 \cdot Ceq - 6,6 \cdot C$	--
Dieng et al. [DIE 02]	$CTS_{BP} = 26,2 + [183 - 0,76 \cdot C] \cdot (e \cdot d_b) - 0,96 \cdot Ceq + 6,5 \cdot C$	--
Peterson et al. [PET 06a]	$CTS_{min} = 1,25 \cdot e^{22}$	--

Tableau I.4 : Modèles simples d'estimation de la tenue mécanique en traction en croix, avec : e : épaisseur ; d_b, d_n : diamètres de bouton et de noyau ; H : dureté ; K_{IC} : ténacité du noyau Rel, R_m : limite d'élasticité et résistance mécanique: résistance au cisaillement ; MB : Métal de Base, ZAT : Zone Affectée Thermiquement, ZF : Zone Fondue [SYL 09]

I.5.2. Modèles en traction cisaillement

Les approches développées en traction en croix se retrouvent dans le cas de la traction cisaillement. Les relations visant à estimer la charge à la rupture TSS sont synthétisées dans le Tableau I.5. Elles sont basées sur :

- la proportionnalité entre TSSBP et la surface de rupture en déboutonnage ([SAK 03], [KUO 04], [CHA 03a]), donnant lieu à des expressions de la forme :

$$TSS_{BP} = \alpha \cdot e \cdot d_n \tag{I.9}$$

- proportionnalité entre TSS_{FIF} et la surface de rupture en plan de joint ([SAK 03], [KUO 04], [SAT 04]), conduisant à des expressions de la forme :

$$TSS_{FIF} = \gamma \cdot \pi \cdot \left(\frac{d_n^2}{4}\right) \tag{I.10}$$

- utilisation de la mécanique linéaire élastique de la rupture dans le cas d'une sollicitation de type traction-cisaillement ([SEV 05], [ROK 84]).

Quelques relations se distinguant de ces approches sont détaillées dans la suite, en déboutonnage et en rupture interfaciale.

✓ **a. Cas du déboutonnage**

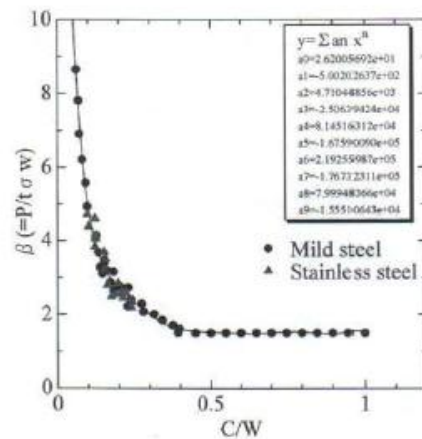
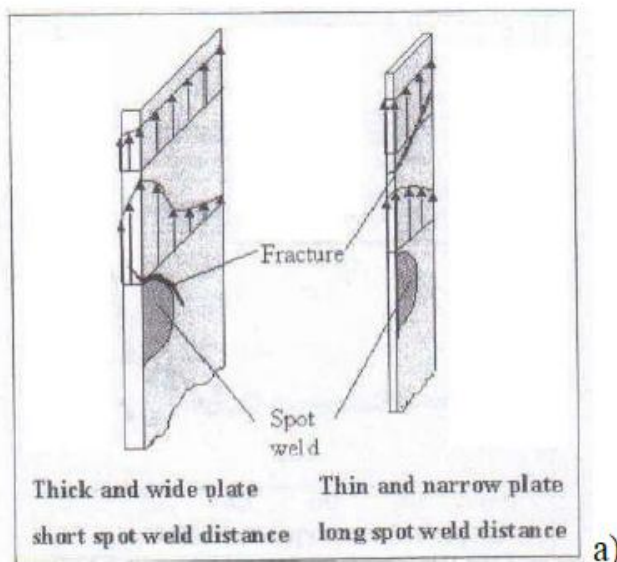


Fig1 Relation between dimensionless parameters P/(σ_w) and c/W

Figure I.28 : Concentration de contraintes sur le point (a) et allure de la courbe de référence β=f(d_n/L) (b), d'après [SAT 01] et [SAT 06]

Satonaka et al. [SAT 04] ont introduit la notion de concentration de contraintes autour du point dans le cas du déboutonnage en traction cisaillement. Ils définissent le coefficient,

rapport de la contrainte locale maximum (σ_{ns}) autour du point sur la contrainte nominale dans la section de l'éprouvette (σ_n), tel qu'illustré Figure I.28. Ils en déduisent que l'effort à la rupture TSSBP est le produit de la section de l'éprouvette par la contrainte nominale au moment où la contrainte locale atteint la résistance mécanique de la ZAT (R_{mZAT}) :

$$TTS_{BP} = L \cdot e \cdot \frac{R_{mZAT}}{\beta} \quad (I.11)$$

Avec $\beta = \sigma_{ns}/\sigma_n$ lorsque $\sigma_{ns} = R_{mZAT}$, L : largeur de l'éprouvette n Satonaka, [SAT 06], mentionne que la courbe $\beta = f\left(\frac{d_n}{L}\right)$ (voir Figure 2-15) est une courbe de référence dans laquelle se retrouvent de nombreuses configurations de points soudés en traction cisaillement.

✓ b. Cas de la rupture interfaciale

Dans le cas de la rupture interfaciale en traction cisaillement, Sevim ([SEV 05]) a proposé une corrélation entre la dureté Vickers de la ZAT (H_{ZAT}) et la ténacité K_{IIc} du point soudé en mode II, mode supposé dominant en traction cisaillement. Il utilise pour cela la relation établie par Zhang ([ZHA 97]) en élasticité linéaire, liant le Facteur d'Intensité des Contraintes en mode II (K_{II}) d'un point soudé sollicité en traction cisaillement à la force appliquée :

$$K_{II} = \frac{2 F}{\pi \cdot d_n \sqrt{e}} \quad (I.12)$$

Il obtient ainsi la relation :

$$TSS_{RPJ} = \frac{1}{2} \pi d_n \sqrt{e} K_{IIC} \quad \text{Avec} \quad K_{IIC} = \frac{147440}{H_{ZAT}} \quad , \text{ en GPA} \quad (I.13)$$

✓ c. Relations empiriques en traction cisaillement

Notons, par ailleurs, qu'il existe un certain nombre de relations empiriques liant l'effort à la rupture en traction cisaillement TSS à différentes variables décrivant le point soudé, les principales étant l'épaisseur de tôle e et la résistance mécanique R_m du métal de base ([YAM 00], [KAB 96] dans le Tableau I.5).

Enfin, comme précédemment pour la traction en croix, W. Peterson et al. [PET 06a] ont mis au point une relation donnant les propriétés minimales en traction cisaillement que l'on doit pouvoir attendre d'une tôle, ceci à partir de régressions linéaires réalisées avec des données expérimentales de nombreuses sources, ainsi que diverses relations proposées par la littérature pour déterminer TSS. Il en ressort que dans le cas de la traction cisaillement, la

tenue minimum attendue n'est fonction que du R_m du métal de base et de l'épaisseur de tôle.

La relation proposée est la suivante :

$$TSS_{\min} = \frac{(-6,36 \cdot 10^{-7} R_m^2 + 6,58 \cdot 10^{-4} R_m) \cdot R_m \cdot e \cdot 4\sqrt{e}}{1000} \quad (I.14)$$

Auteurs [réf]	Modèle	d_{n_e}
Sakuma & Oikawa [SAK 03]	$TSS_{BP} = \alpha \cdot e \cdot d_n \cdot R_{m_{MB}}$	$d_{n_e} = \frac{4 \cdot \alpha}{\pi \cdot \gamma} \cdot \frac{R_{m_{MB}}}{R_{m_{ZF}}} \cdot e$
	$TSS_{FIF} = \gamma \cdot \pi \cdot \left(\frac{d_n}{2}\right)^2 \cdot R_{m_{ZF}}$	
Kuo & Chiang [KUO 04]	$TSS_{BP} = c \cdot e \cdot d_n \cdot R_m$	$d_{n_e} = 4c \cdot \frac{R_m}{\tau} \cdot \frac{H_{MB}}{H_{ZF}} \cdot e$
	$TSS_{FIF} = \frac{H_{ZF}}{H_{MB}} \cdot \left(\frac{d_n}{2}\right)^2 \cdot \tau$	
Pouranvari et al. [POU 07]	$TSS_{BP} = \pi \cdot e \cdot d_n \cdot R_{m_{rupt}}$	$d_{n_e} = 8e \cdot \frac{H_{rupt}}{H_{ZF}}$
	$TSS_{FIF} = \tau_{ZF} \cdot \pi \left(\frac{d_n}{2}\right)^2$ avec $\tau_{ZF} = \frac{R_{m_{ZF}}}{2}$ (Tresca)	
Satonaka et al. [SAT 04]	$TSS_{BP} = L \cdot e \cdot \frac{R_{m_{ZAT}}}{\beta}$ avec $\beta = \frac{\sigma_{loe}}{\sigma_{moy}}$	$d_{n_e} = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \sqrt{\frac{L \cdot e}{\beta} \cdot \frac{R_{m_{ZAT}}}{\tau_{ZF}}}$
	$TSS_{FIF} = \tau_{ZF} \cdot \pi \left(\frac{d_n}{2}\right)^2$	
Chao [CHA 03a]	$TSS_{BP} = \frac{\pi}{4} \cdot e \cdot d_n \cdot R_{m_{MB}}$	--
Sevi [SEV 05], d'après [ZHA 99]	$TSS_{FIF} = \frac{1}{2} \pi \cdot d_n \sqrt{e} \cdot K_{IIc}$ avec $K_{IIc} = \frac{147440}{H_{ZAT}} \cdot H_{ZAT}$	--
Rokhlin & Adler [ROK 84]	$TSS_{FIF} = \frac{K_{IIc} \cdot \pi^{3/2} \cdot (2-\nu) \cdot d_n^2}{8\sqrt{b}}$	--
Defourny et al., d'après [YAM 00]	$TSS = 9,5 \cdot e^{1,26} R_m^{0,76}$	--
Tanaka et al d'après [YAM 00]	$TSS = 36,4 \cdot e^{1,42} \cdot R_m^{0,84}$	--
Marya et al. [MAR 06]	$TSS = 975 \cdot d_n^{1,63}$	$d_{n_e} = 0,53 \cdot e^{3,22} + 8,48 \left(\frac{H_{\max}}{H_{\min}}\right)^{-1,24}$
Kabasawa et al .[KAB 96]	$TSS = 1,95 \cdot e \cdot R_m \cdot (1 + 0,0059 \cdot Ar) \cdot (d_n \cdot 2,09)$	--
Peterson et al. [PET 06a]	$TSS_{\min} = \frac{[-6,36 \cdot 10^{-7} R_m^2 + 6,58 \cdot 10^{-4} R_m + 1,67] \cdot R_m \cdot e \cdot 4\sqrt{e}}{1000}$	--

Tableau I.5 : Modèles simples d'estimation de la tenue mécanique en traction cisaillement, avec : e : épaisseur ; d_n : diamètres de noyau ; H : dureté ; K_{IIc} : ténacité du noyau en mode II R_m : résistance mécanique ; τ : résistance au cisaillement ;

MB : Métal de Base, ZAT : Zone Affectée Thermiquement, ZF : Zone Fondue [SYL 09]

I.5.3.Modèles en sollicitation mixte

Au-delà des essais de traction en croix et de traction cisaillement, les points soudés dans des conditions réelles d'utilisation sont soumis à un chargement complexe pouvant mêler cisaillement, pelage, traction ou torsion. Ces considérations ont motivé le développement d'essais ayant pour but de recréer des modes de sollicitations mixtes. Ainsi, des montages permettant de faire varier l'angle de sollicitation du point soudé ont été développés ([LEE 96], [LIN 02], [MAH 07], [LAM 07]), de même que des essais permettant la torsion, le pelage ou encore la traction normale pure du point ([WUN 01a], [WUN 01b], Figure I-29). Wung et al. ([WUN 01b] et [WUN 01a]) ont proposé un critère de rupture pour une telle sollicitation mixte du point soudé. Il prend en compte la résistance du point en traction normale et en cisaillement, ainsi que sa résistance à la flexion et à la torsion, mesurés à l'aide des essais de la Figure I-29. Le critère de rupture prend la forme :

$$\left(\frac{F_T}{F_{Tm}}\right)^\alpha + \left(\frac{M_f}{M_{fm}}\right)^\gamma + \left(\frac{F_N}{F_{Nm}}\right)^\mu + \left(\frac{M_T}{M_{Tm}}\right)^\beta = 1 \tag{I.15}$$

F_T, F_N, M_f, M_T sont respectivement la composante tangentielle et normale de l'effort résultant et les moments de flexion et de torsion résultants $F_{Tm}, F_{Nm}, M_{fm}, M_{Tm}$ sont les résistances du point mesurées dans les différents types de sollicitation = 2 dans les conditions de [WUN 01a] ($\frac{e}{d_n} < 0.6$).

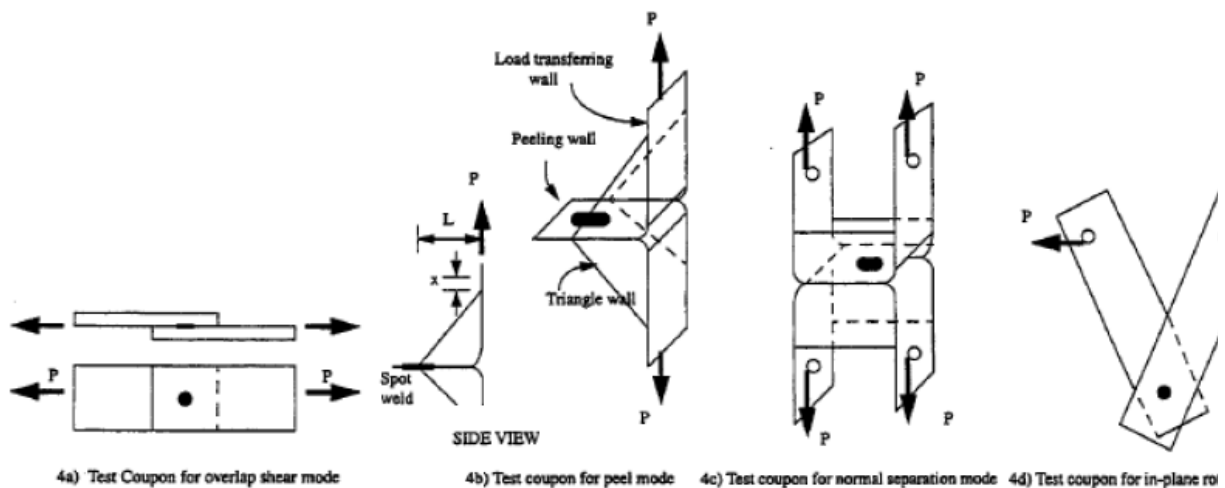


Figure I.29 : Dispositifs de Wung et al. [WUN 01b]

Différents modèles ont été développés afin de relier ce type de critère de rupture à l'état de contrainte dans le point soudé et aux propriétés mécaniques du matériau sollicité ([CHA 03a], [LIN 02], [LIN 03], [LAN 04]). De tels critères de ruptures présentent l'avantage d'être facilement utilisables dans des simulations numériques de structures de grande échelle, soumises à des chargements complexes, où les points soudés sont modélisés sous la forme de poutres transmettant les efforts entre les pièces.

➤ **a. Etudes mécaniques des assemblages soudés par points**

Ils reposent sur des hypothèses plus ou moins simplificatrices de l'état de contrainte dans le point et la tôle environnante. La première partie de ce chapitre s'attache à une description plus détaillée de l'état de contrainte dans l'assemblage soudé et en particulier dans le fond d'entaille, dans le cadre d'une sollicitation élastique linéaire essentiellement. Les études réalisées dans ce sens passent en général par une modélisation par éléments finis du point soudé, mais le cadre de l'élasticité linéaire permet aussi d'envisager une description analytique du problème. La deuxième partie du chapitre traite d'une modélisation plus réaliste du chargement quasi-statique jusqu'à la rupture des points soudés, où les non-linéarités d'origines géométrique et comportementale sont prises en compte. Ces approches utilisent une modélisation par éléments finis de l'assemblage en grandes déformations.

➤ **b. Singularité des contraintes en fond d'entaille**

Le fond d'entaille dans un point soudé constitue naturellement une zone de singularité des contraintes. Son rôle en tant que site potentiel pour l'initiation d'une fissuration brutale dans le cas de sollicitations quasi-statiques a été évoqué dans les paragraphes précédents. Il paraît clair qu'il va jouer aussi un rôle important dans la fissuration du point soudé en fatigue. Cet aspect du problème a été beaucoup étudié ces dernières décennies à l'aide de la mécanique linéaire élastique de la rupture. On peut d'ores et déjà saisir qu'elle s'applique bien aux sollicitations de type fatigue (sollicitations cycliques de faibles amplitudes), alors que les déplacements importants imposés en sollicitation quasi-statique sont susceptibles d'engendrer des déformations plastiques importantes et un comportement sensiblement non-linéaire de la structure, ce qui complique le problème de mécanique de la rupture.

Pook ([POO 75] et [POO 79]) est l'un des premiers à s'être intéressé de près au Facteur d'Intensité des Contraintes (FIC) en fond d'entaille dans le cadre de la mécanique linéaire élastique de la rupture, ceci afin de mieux saisir le comportement en fatigue des

points soudés. Il propose des relations liant les FIC aux paramètres géométriques de l'éprouvette (épaisseur e et diamètre de noyau d_n) ainsi qu'à la charge appliquée. Nous avons vu au (Tableau I.4 et I.5) qu'un certain nombre de relations ont été développées par la suite ([SMI 80], [CHA 03b], [ROK 84], [SEV 05]), essentiellement sur la base de relations analytiques correspondant à des cas d'écoles de chargement pour des structures présentant des ressemblances avec la géométrie du point soudé.

✓ b. Etat de contrainte à la périphérie du point soudé

A l'aide des éléments finis, Radaj et al. [RAD 90] ont étudié l'état de contrainte local à la périphérie du point soudé dans des conditions de chargement élastique en traction cisaillement, traction en croix et pour une série d'essais qui en sont dérivés. Ils utilisent pour cela le modèle illustré Figure I.30. Ils définissent les conventions suivantes pour les contraintes nominales dans le point ainsi que les concentrations de contraintes :

- Contrainte nominale conventionnelle (σ_n) : en traction cisaillement, contrainte d'équilibre dans une section non déformée de l'éprouvette de largeur L et d'épaisseur e ; contrainte de flexion maximale dans le cas de la traction en croix
- Contrainte nominale locale (σ_{ns}) : contrainte locale maximale sur le contour du point, en excluant la singularité liée à l'entaille Facteur de concentration de contraintes autour du point (K_s).

$$K_s = \frac{\sigma_{ns}}{\sigma_s} \quad (\text{I.16})$$

- Facteur de concentration de contraintes en fond d'entaille (K_k): rapport de la contrainte maximale en fond d'entaille k sur n , avec un rayon de fond d'entaille donné

$$K_k = \frac{\sigma_k}{\sigma_n} \quad (\text{I.17})$$

Les Facteur d'Intensité des contraintes (FIC) en mode I, mode II et mode III sont définis par une proportionnalité avec $\sigma_n \sqrt{e}$ (l'entaille est considérée comme une fissure de longueur e) :

$$K_{\text{equ}} = \sqrt{K_I^2 + K_{II}^2 + K_{III}^2} \quad (\text{I.18})$$

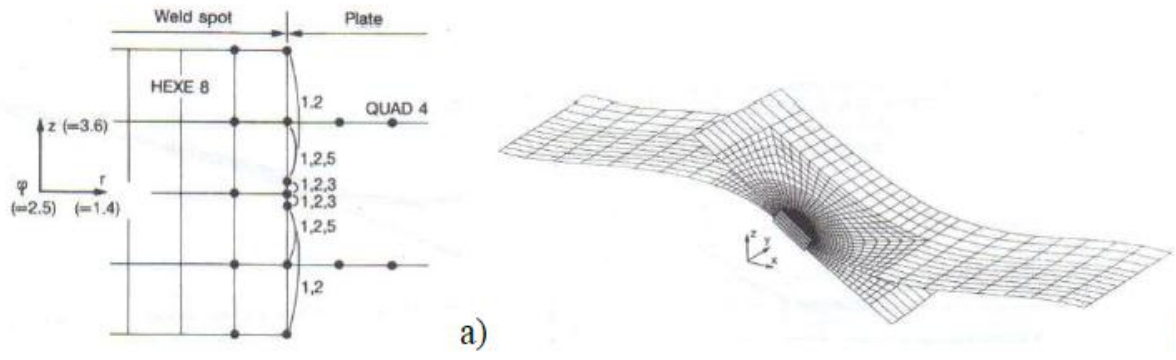


Figure 1.30 : Modèle de Radaj et al. [RAD 90] constitué d'éléments volumiques dans le noyau et d'éléments coques dans la tôle

II .1. Introduction

Dans cette étude expérimentale, nous avons sélectionné les matériaux suivants : AISI 304, AISI 430, DP 450, TRIP 700, HSLA 350. L'objet principal de ce travail de recherche est de voir l'effet de la géométrie du point de soudure et du chargement thermo-mécanique sur la tenue en mécanique du point de soudure. Pour cela, différents essais ont été réalisés en fonction de l'épaisseur des plaques à assembler, à savoir : essais de traction, essais de microdureté et détermination des contraintes résiduelles par diffraction de rayons X.

II .2. Techniques expérimentales

II .2.1. Composition chimique des matériaux étudiés

Afin de définir la composition chimique de chaque acier objet d'étude de notre thèse, une analyse chimique par spectrométrie d'émission optique à source étincelle a été faite au moyen d'une machine de marque Spectro Analytical Instruments. Les échantillons utilisés sont de dimensions 40mmx40mm. La teneur pondérale est déterminée pour chaque élément d'alliage présent dans ces échantillons. Les résultats trouvés sont en conformité avec ceux de la norme **ASTM** (tableau II.1, II.2 et II.3).

Elément	C	Si	Mn	Ni	Cr	P	S
AISI 304	0.07	0.345	1.75	8.23	17.71	0.0215	0.0097

Tableau. I.1 : Composition chimique de l'acier AISI 304

Elément	C	Si	Mn	Ni	Cr	P	S
AISI 430	0,08	1	1	0.5	17	0.04	0.03

Tableau. II.2 : Composition chimique de l'acier AISI 430

acier	Composition chimique [$10^{-3}\%$]													
	C	Mn	Si	P	S	Al	N	Cu	Cr	Ni	Mo	Ti	Nb	V
HSLA 350-1.5mm	77	515	5	8	7	44	3.5	7	12	20	2	1	23	2
HSLA 350-1.0mm	50	247	4	16	14	39	2.9	14	17	22	1	1	21	2
HSLA 350-0.7mm	59	255	6	17	8	35	3	11	21	23	3	1	25	2
DP 450-1.4mm	56	1270	140	9	2.5	25	7	19	495	21	4	<2	<2	6
DP 450-0.7mm	83	1200	120	7	5	25	3.5	16	476	19	2	1	<2	6
TRIP 700-1.4mm	220	1640	46	12	1	1510	2.8	20	30	24	2.6	6	<0.5	-
TRIP 700-0.9mm	229	1640	79	12	1	1520	1.7	12	20	20	1.2	5.6	<0.5	-

Tableau. II.3 : Composition chimique des aciers : DP 450, TRIP 700 et HSLA 350

II .2.2 Polissage

Après le découpage, nous passons les éprouvettes sur une surfaceuse à disque abrasif (Polisseuse). C'est une opération mécanique qui permet d'avoir des états de surface semblable à celui d'un miroir. Ce polissage s'effectue en plusieurs étapes avec des disques en papiers abrasifs de différentes granulométrie des grains abrasif en carbure de silicium (du plus gros au plus fin : 180, 400, 600, 800, 1000, 1200 et 4000) qui tournent avec une vitesse de 150 tr/mn, cette opération se fait sous aspersion d'eau pour éviter l'échauffement de l'échantillon. Le polissage fin est terminé de finition à la pâte diamantée répartie sur un feutre fin imbibé d'éthanol. Après chaque polissage les échantillons sont nettoyés à l'éthanol.

II.2.3 Microstructures

Les examens métallographiques nécessitent au préalable une attaque chimique appropriée à chaque nuance pour mettre en évidence les structures. Cette opération donne une différence de couleur entre les différentes phases, car elle est directement liée à la différence de vitesse de réaction des constituants.

Pour l'acier AISI 304, nous avons utilisé comme produit d'attaque une solution d'acide oxalique à 10% (10g d'acide oxalique pour 100 mL d'eau). Nous réglons le potentiel d'attaque à 6 V et la durée à 30 s. Puis nous nettoyons l'échantillon à l'eau, ensuite à l'alcool et enfin nous séchons la surface attaquée avec un sèche-cheveux.

Afin de visualiser la microstructure de l'acier AISI 430, nous avons utilisé une solution chimique composée de : 5 cc HCl + 2g $C_6H_3N_3O_7$ + 100cc CH_4O

Pour les aciers DP, TRIP et HSLA, le produit d'attaque chimique utilisé est le nital 2%.

Les figures : II.1, II.2, II.3, II.4, II.5, II.6, II.7, II.8 et II.9 représentent respectivement la microstructure des aciers : AISI 304-1.5mm, AISI 430-1.5mm, HSLA 350-1,5mm, HSLA 350-1,0mm, HSLA 350-0,7mm, DP 450-1,4mm, DP 450-0,7mm, TRIP 700-1,4mm, TRIP 700-0,9mm.

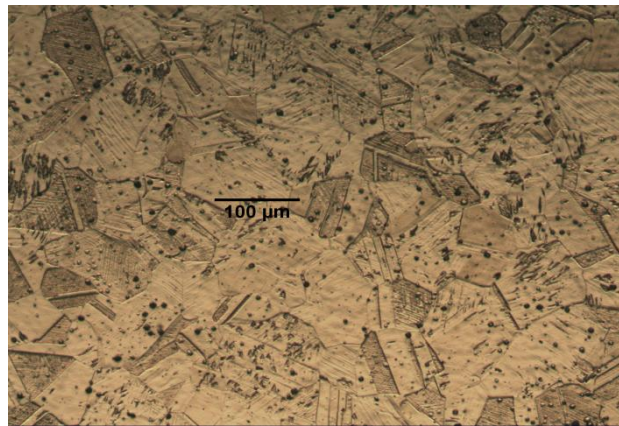


Figure II.1 : Microstructure de l'acier AISI 304

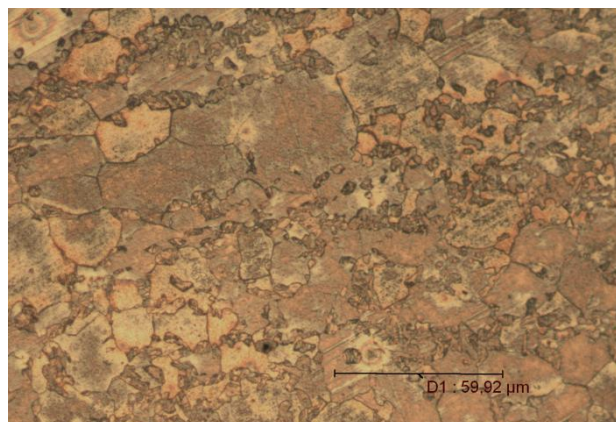


Figure II.2 : Microstructure de l'acier AISI 430

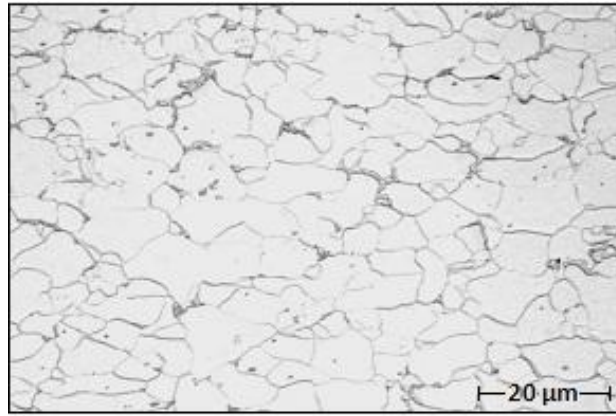


Figure II.3 : Microstructure de l'acier HSLA 350-1,5mm

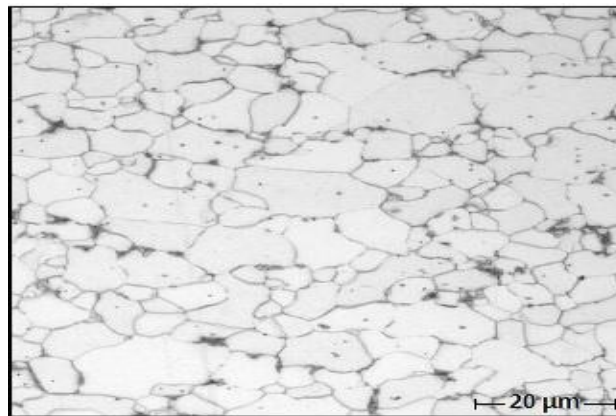


Figure II.4 : Microstructure de l'acier HSLA 350-1,0mm

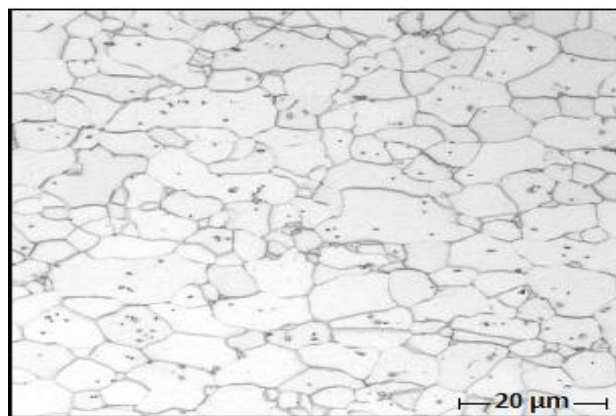


Figure II.5 : Microstructure de l'acier HSLA 350-0,7mm

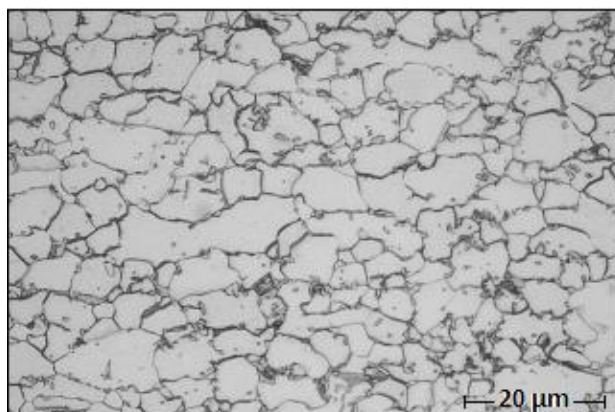


Figure II.6 : Microstructure de l'acier DP 450-1,4mm

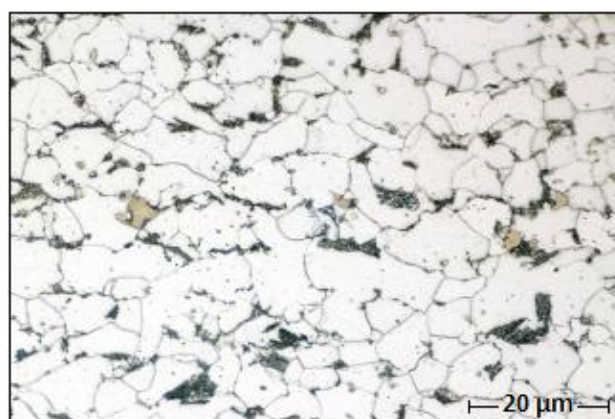


Figure II.7 : Microstructure de l'acier DP 450-0,7mm

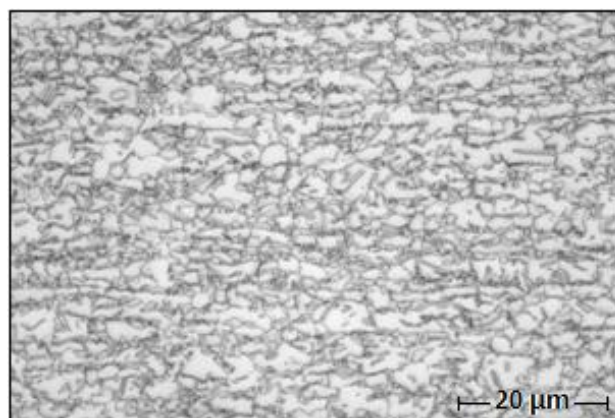


Figure II.8 : Microstructure de l'acier TRIP 700-1,4mm

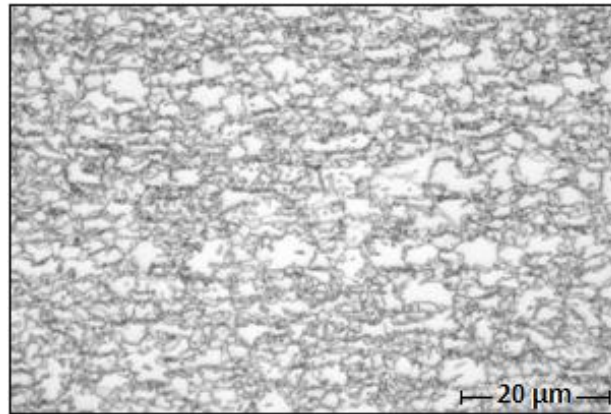


Figure II.9 : Micristructure de l'acier TRIP 700-0,9mm

II.2.4 Topographie superficielle

Il a également été déterminé la morphologie des surfaces de tôles d'acier étudiées. Les résultats apparaissent sur la figure II.10-II.16.

Les figures II.10, II.11, II.12, II.13, II.14, II.15 et II.16 représentent respectivement la topographie de surface des aciers: *HSLA 350-1,5mm*, *HSLA 350-1,0mm*, *HSLA 350-0,7mm*, *DP 450-1,4mm*, *DP 450-0,7mm*, *TRIP 700-1,4mm*, *TRIP 700-0,9mm*.

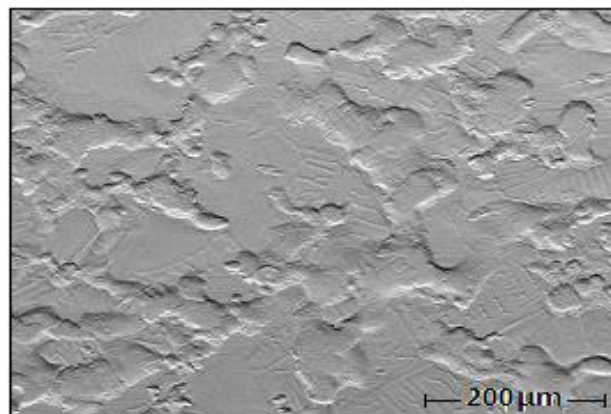


Figure II.10 : Topographie de la surface de l'acier HSLA 350-1,5mm

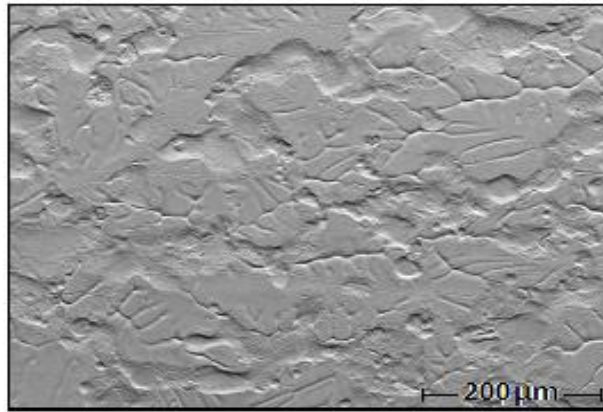


Figure II.11 : Topographie de la surface de l'acier HSLA 350-1,0mm

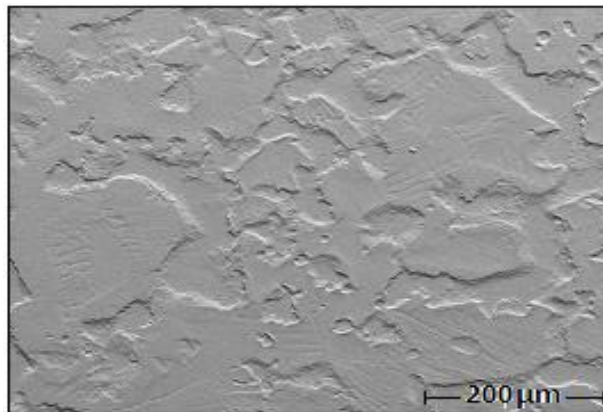


Figure II.12 : Topographie de la surface de l'acier HSLA 350-0,7mm

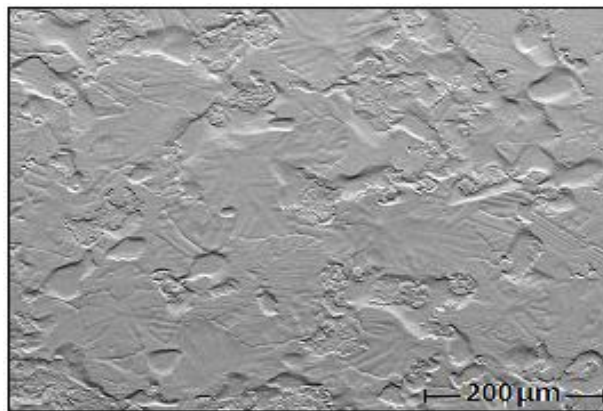


Figure II.13 : Topographie de la surface de l'acier DP 450-1,4mm

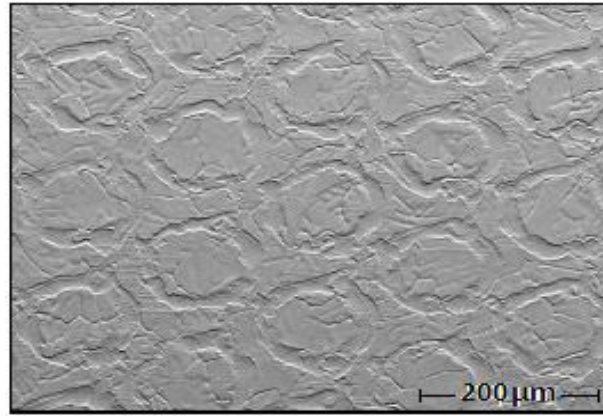


Figure II.14 : Topographie de la surface de l'acier DP 450-0,7mm

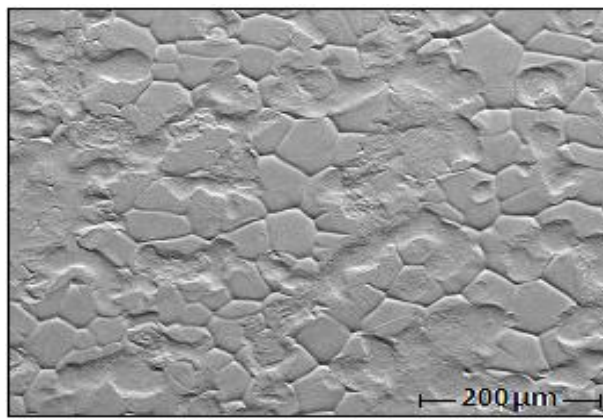


Figure II.15 : Topographie de la surface de l'acier TRIP 700-1,4mm

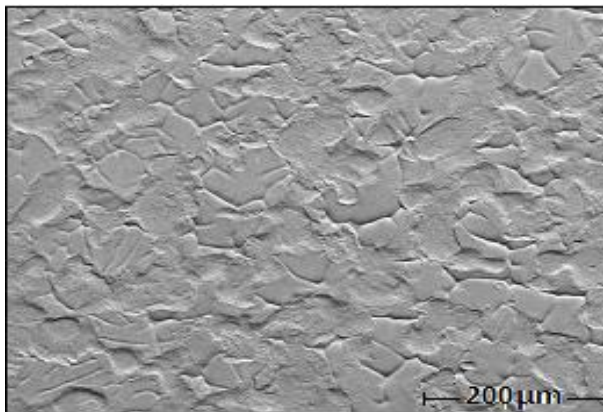


Figure II.16 : Topographie de la surface de l'acier TRIP 700-0,9mm

II.2.5 Essai de traction

L'essai de traction consiste à exercer une déformation croissante sur une éprouvette plate et à mesurer l'évolution de la force nécessaire pour le déformer jusqu'à sa rupture.

Pour cet essai et pour les aciers DP 450, TRIP 700 et HSLA 350, nous avons utilisé une machine d'essai de traction Intron, modèle 5582 et 100 kN de cellule de charge de l'université

d'Oviedo (département des sciences de matériaux). Les essais de traction ont été réalisés selon la norme ASTM E8M-92. Nous avons utilisé une vitesse d'essai de 3 mm/min jusqu'à ce que la limite d'élasticité de 0,2 % soit atteinte, puis nous avons augmenté la vitesse à 25 mm/min jusqu'à la rupture. Nous avons enregistré les résultats de l'essai à l'aide d'un logiciel d'essai de matériaux propre à la machine.



Figure II.17 : Eprouvette de l'essai de traction

D'autres essais de traction ont été réalisés sur des éprouvettes en acier AISI 304 et AISI 430 sur une machine de marque INSTRON, modèle 5582, de 100 kN modèle de l'université polytechnique de Milan du département de Mécanique (Italie). Les tableaux II.4, II.5 et II.6 ; résument les propriétés mécaniques trouvées à partir des différents essais de traction réalisés.

E GPa	0.2 Re MPa	Rm MPa	A %	Hv	v
193	247	599	26.6	320	0.3

Tableau II.4 : Propriétés mécaniques de l'acier AISI 304

E GPa	0.2 Re MPa	Rm MPa	A %	Hv	v
200	345	517	25	162	0.3

Tableau II.5 : Propriétés mécaniques de l'acier AISI 430

Material	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A _e [%]	A _g [%]	A ₅₅ [%]	A ₈₀ [%]	r	n
HSLA 350- 1,5mm	362	440	0,9	17,4	32	-	0,75	0,157
HSLA 350- 1,0mm	384	450	2,6	16,9	-	26,9	0,83	0,160
HSLA 350- 0,7mm	389	447	3,4	15,8	-	26,4	0,98	0,150
DP 450-1,4mm	317	502	-	17,3	-	26,6	0,93	0,180
DP 450-0,7mm	307	456	0,7	17,6	34,2	-	0,86	0,195
TRIP 700-1,4mm	472	729	-	29,8	36,8	-	0,77	0,264
TRIP 700-0,9mm	479	751	-	28,9	36,3	-	0,81	0,280

Tableau II.6 : Propriétés mécaniques des aciers HSLA 350, DP 450 et TRIP 700

II.2.6 Essais de dureté Vickers

Les essais de dureté ont été réalisés sur une machine de dureté universelle Diastor de l'UGB (figure 2.12). nous avons choisis l'essai Vickers, qui est effectué avec un pénétrateur en diamant de forme pyramide à base carrée. L'angle entre deux faces opposées de cette pyramide est de 136°. La valeur de la dureté Vickers HV est le rapport de la charge F qui est égale à 31.25Kgf à la surface S de l'empreinte comme le montre la relation (II.1).

$$HV = F / [d^2 2 \sin(136^\circ / 2)] \quad (II.1)$$

$$HV = 1,8544 \cdot 0,102 F / d^2 \quad (II.2)$$

Avec d : Diagonale de l'empreinte et F : Charge appliqué

II.2.7. Soudage par point

a. Eprouvette utilisées

Les éprouvettes utilisées sont des éprouvettes plates de dimensions 140 x 40 x e, où e est l'épaisseur de l'éprouvette (figure II.18 et II.19 et II.20).

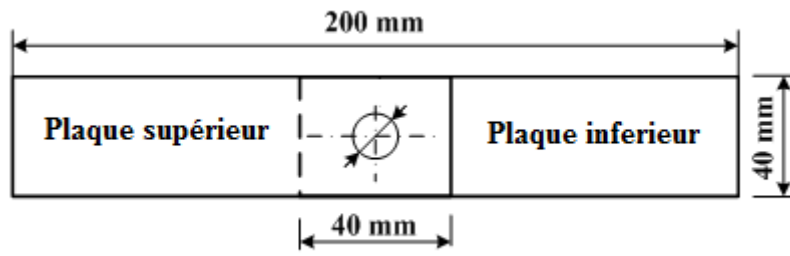


Figure II.18 : les dimensions des éprouvettes soudées par point



Figure II.19 : Schéma des éprouvettes plates



Figure II.20 : Schéma d'une éprouvette soudée par points

b. Machine à souder par point

La machine utilisée est de type THI 50 Digit. Elle est contrôlée électroniquement par thyristors de puissance. Le circuit électronique de commande permet d'effectuer le réglage des paramètres de soudage d'une manière très simplifiée, avec la possibilité d'effectuer des cycles de soudage à un ou à deux impulsions. Cette caractéristique permet de souder des tôles oxydées ou revêtues. La première impulsion assure le décapage de la tôle tandis que la seconde impulsion consolide le soudage. Les paramètres de chaque impulsion (courant et temps) comme l'intervalle entre les impulsions peuvent être réglés séparément.

Le courant de soudage de la première impulsion est stabilisé au moyen d'un courant ascendant en évitant les pics de courant dans le réseau. L'absence de contacteurs de puissance, augmente la fiabilité de la machine.

- Excellente précision des paramètres de répétabilité (courant /temps).
- Au moyen du sélecteur de soudure, il est possible de simuler des cycles sans courant dans les électrodes, ce qui permet à l'utilisateur d'effectuer les ajustements nécessaires dans la position des supports et les électrodes avant initiation de l'opération de soudage.
(Courant et temps de soudage) bien aussi l'intervalle entre impulsions peut être réglés séparément (figure II.21).
- Ce contrôleur permet Le courant de soudage du premier impulsion s'établit seconde une rampe (up-slope) Régulation continue de puissance par potentiomètre.
- Rampe de montée du courant de soudage (up-slope) évitant les perturbations au réseau.
- Absence de contacteurs de puissance ce qui améliore la fiabilité de la machine.
- Excellente précision de respectabilité des paramètres (courant/temps).
- Au moyen de l'interrupteur soudage/sans soudage, c'est possible simuler les cycles de fonctionnement sans souder, permettant faire les ajustements avant les opérations de soudage.

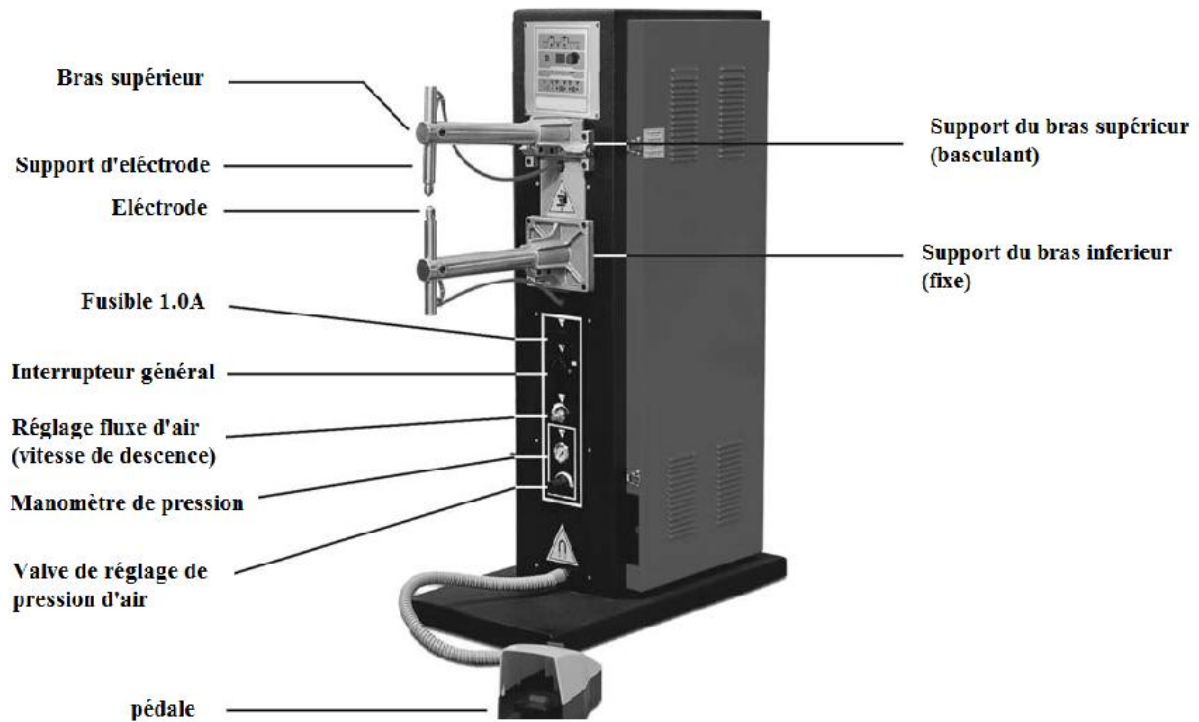


Figure II.21 : Description de la machine de soudage par point (THI 50 DIGIT)

c. Branchement

Avant installation et branchement de la tuyauterie propre à la machine, on doit prendre les précautions suivantes :

-Les tuyaux relatifs aux circuits de refroidissement des bras et électrode (pointe) doivent être liés au réseau de refroidissement (figure II.22). La pression de l'eau ne doit pas dépasser 2 Kg/cm² et le caudal doit être ajusté de telle manière que la température des électrodes ne dépasse pas 50°C.

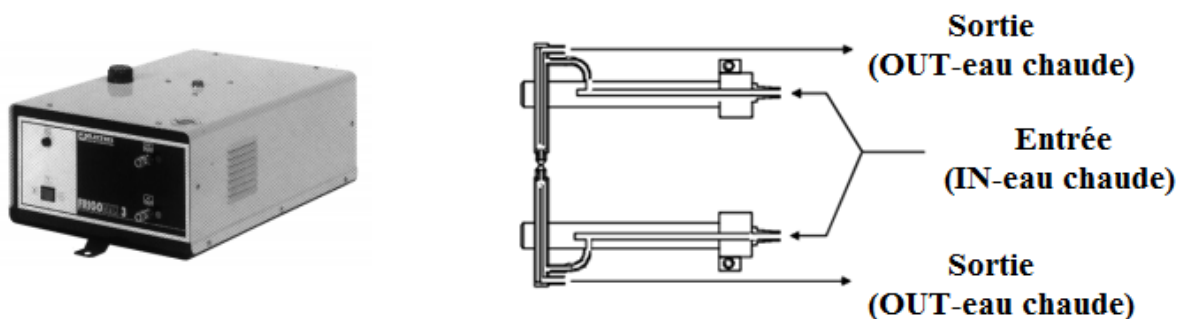
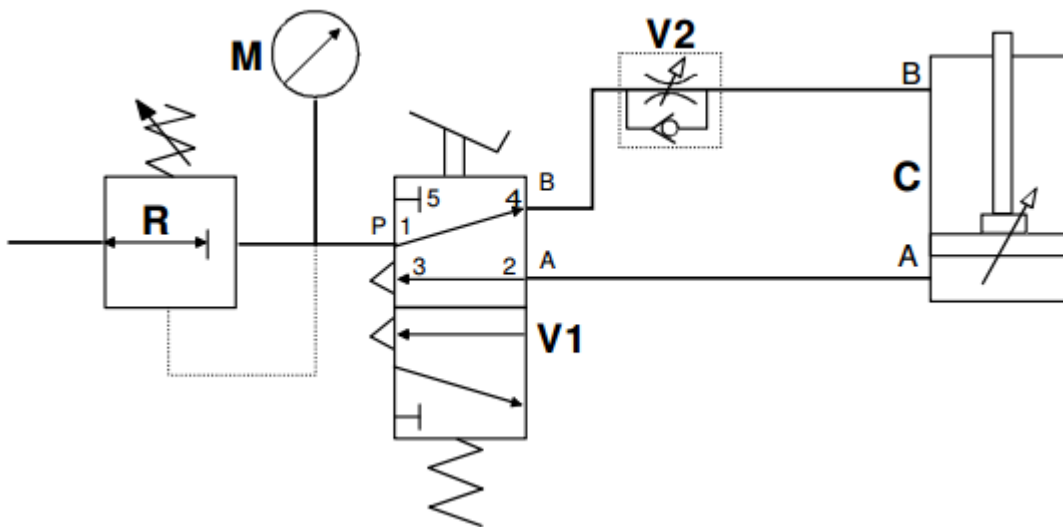


Figure II.22 : Branchement de la machine de soudage par point

d. Refroidisseur des bras et électrodes



A –Mouvement ascendant (positive).

B –Mouvement descendant (négative).

C –Cylindre pneumatique diam 50-100
(avec amortisseurs de final de cours).

M –Manomètre de pression d'air.

R –Régulateur de pression d'air.

V1 –Valve de commandement (pédale).

V2 –Valve régulateur de caudal.

Figure II.23 : schéma pneumatique de la machine de soudage par point

ZAT (zone affectée thermiquement) noyau



Figure II.24 : Schéma d'une éprouvette soudée par point soudé

II.2.8. Diagramme contrainte-déformation

L'essai de traction consiste à exercer une déformation croissante sur un barreau prismatique ou cylindrique et à mesurer l'évolution de la force nécessaire pour le déformer jusqu'à sa rupture.

L'examen du diagramme contrainte-déformation (ou courbe de traction, figure II.25) fait apparaître un domaine élastique 'Oa' dans lequel les déformations sont réversibles et proportionnelles à la charge appliquée et un domaine plastique 'ac' dans lequel les déformations sont permanentes. De 'a' à 'b', les déformations sont homogènes tandis que de 'b' à 'c', elles ne sont plus homogènes (elles sont localisées) par suite de la traction qui précède la rupture.

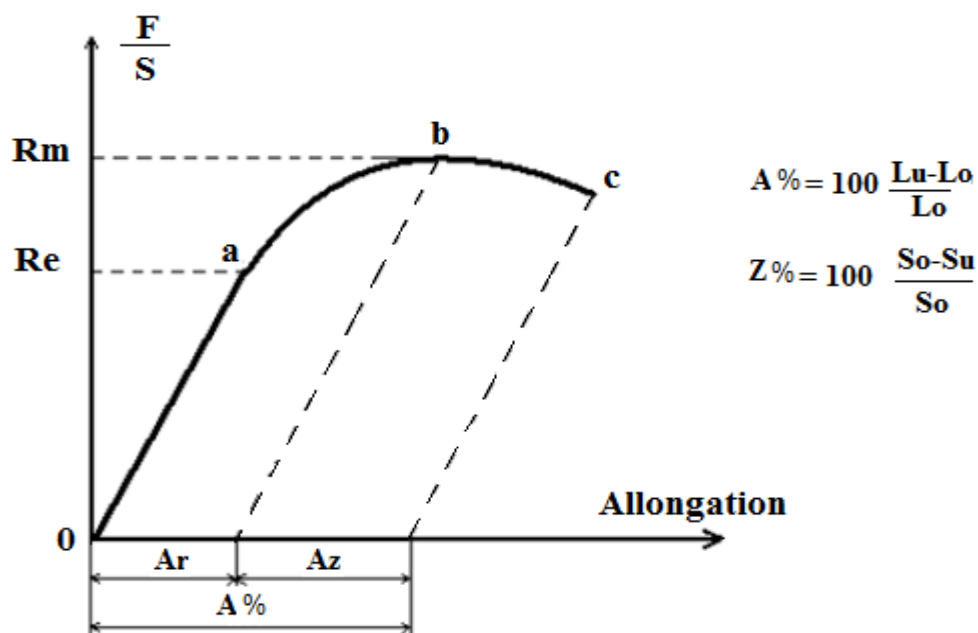


Figure II.25 : Courbe conventionnelle de traction

II.3. Grandeurs conventionnelles

L'allongement pour-cent après rupture A est l'allongement rémanent de la longueur entre repères après rupture $L_U - L_0$, exprimé en pourcentage de la longueur initiale entre repères L_0

$$A = 100 \frac{L_U - L_0}{L_0} \quad (\text{II.3})$$

La striction est la réduction localisée des dimensions transversales de l'éprouvette se produisant au cours de l'essai. La section après rupture S_u est l'aire de la section minimale

après reconstitution de l'éprouvette. Le coefficient de striction Z est le rapport de la variation ultime de section transversale S_0-S_U produite par l'essai à la section initiale S_0 .

$$Z = 100 \frac{S_0 - S_U}{S_0} \quad (\text{II.4})$$

La résistance à la traction R_m est la charge unitaire qui correspond à la charge maximale supportée par l'éprouvette.

$$R_m = F_m / S_0 \quad (\text{II.5})$$

-La charge unitaire à la limite apparente d'élasticité s'appelle aussi, par abréviation, limite apparente d'élasticité R_e (ou parfois limite d'écoulement). Elle correspond à la charge F_e pour laquelle, pour la première fois, l'allongement de l'éprouvette continue à augmenter sans que la charge augmente .ou alors celle-ci diminue.

$$R_e = F_e / S_0 \quad (\text{II.6})$$

II.4. Grandeur rationnelles

Les grandeurs et caractéristique définis précédemment sont celle tirées d'une courbe de traction conventionnelle. Elles sont liées à l'état initial de l'éprouvette. Si l'on rapporte ces grandeurs à l'état instantané de cette dernière (section S et longueur L) on aura :

$$\sigma_e = \frac{F_e}{S} \quad (\text{II.7})$$

Avec l'hypothèse de la conservation de volume après déformation plastique :

$$S \cdot L = S_0 \cdot L_0 \quad S = S_0 \cdot L_0 / L \quad (\text{II.8})$$

Ce qui donne :

$$\sigma_e = \frac{F_e \cdot L}{S_0 \cdot L_0} \quad (\text{II.9})$$

$$\sigma_e = R_e \frac{L}{L_0} \quad (\text{II.10})$$

$$\sigma_e = R_e \frac{L + \Delta L}{L_0} \quad \text{avec } e = \frac{\Delta L}{L_0} \quad (\text{II.11})$$

$$\sigma_e = R_e (1 + e) \quad (\text{II.12})$$

Ainsi la limite d'élasticité rationnelle σ_e est supérieure de $(1+e)$ fois R_e (limite d'élasticité conventionnelle).

Par un raisonnement analogue en remplaçant F_e par F_m on déduit σ_m représentant la résistance rationnelle (vraie) à la traction :

$$\sigma_m = R_m (1 + e) \quad (\text{II.13})$$

On définit aussi la déformation de l'éprouvette ε qui caractérise la somme des déformations relatives de l'éprouvette à tout instant et qui s'exprime par :

$$\varepsilon = \int_{L_0}^L \frac{dL}{L} = L_n \frac{L}{L_0} \quad (\text{II.14})$$

Ce qui donne :

$$\varepsilon = L_n (1 + e) \quad (\text{II.15})$$

Les essais de traction ont été effectués à l'école polytechnique de Milan, département de Mécanique (Italie) sur des éprouvettes prismatiques représentées par la figure II.18

Ces essais sont réalisés sur une machine INSTRON, modèle 5582, de 100 kN de cellule de charge à température ambiante, selon la norme ASTM E8M-92 (figure II.26). Les figures II.27-33 représentent les essais de traction des éprouvettes soudée par point pour chaque matériau étudié.



Figure II.26 : Eprouvette soudé par point dans la machine de l'essai de traction



Figure II.27 : Eprouvette soudé par point après l'essai de traction de l'acier AISI 304



Figure II.28 : Epreuve soudé par point après l'essai de traction de l'acier AISI 430

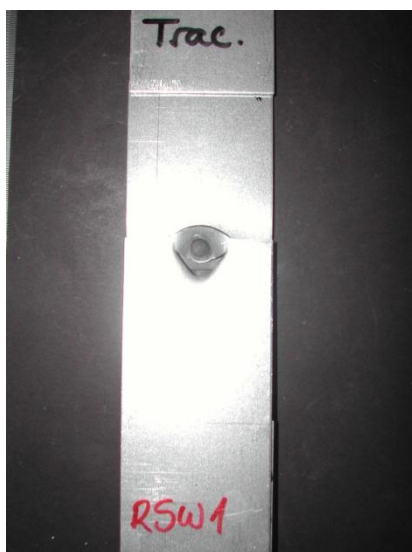


Figure II.29 : Epreuve soudé par point après l'essai de traction de l'acier HSLA 350-1,5mm



Figure II.30 : Epreuve soudée par point après l'essai de traction de l'acier HSLA 350-1,5mm



Figure II.31 : Epreuve soudée par point après l'essai de traction de l'acier HSLA 350-1,5mm

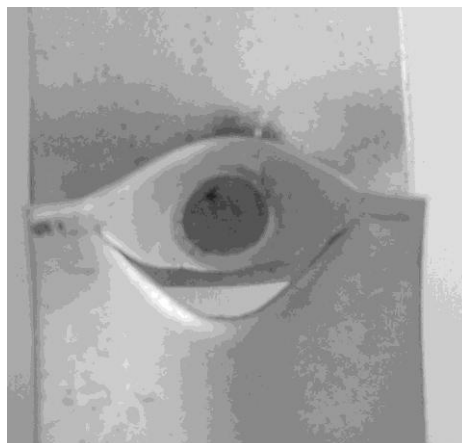


Figure II.32 : Epreuve soudée par point après l'essai de traction de l'acier DP 450-1,4mm

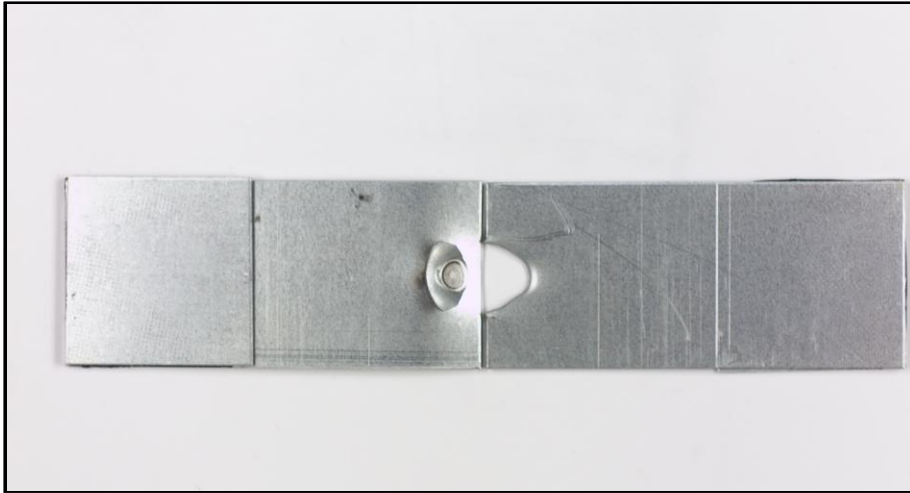


Figure II.33 : Eprouvette soudée par point après l'essai de traction de l'acier TRIP 700-1,4mm

II.5.Mesure de la microdureté

La mesure de la microdureté est employée généralement pour caractériser un matériau. Il s'agit de s'assurer de sa résistance mécanique et de vérifier l'absence de fragilité à la suite des traitements mécaniques ou thermiques subis. Des essais de microdureté Vickers (par un pénétrateur pyramidal en diamant) ont été réalisés sur des coupes transversales au point de soudure afin d'établir des filiations sur l'ensemble des zones de soudure (Figure II.34).

Le microduremètre utilisé est de type Future-Tech FM700 de l'école polytechnique de Milan. (Figure II.35).



Figure II.34 : Section transversale d'une éprouvette soudée par point



Figure II.35 : Microduromètre

II.6. Mesure des contraintes résiduelles par diffraction rayons-X

Les contraintes résiduelles influent directement sur la plupart des propriétés du point de soudure. Leur connaissance revêt donc une importance particulière. La diffraction des rayons X est une technique très utilisée pour analyser les contraintes résiduelles dans les matériaux cristallins. Elle présente l'avantage d'être non destructive et de permettre la mesure de toutes les composantes du tenseur des déformations élastiques. Elle est sélective d'une phase donnée, ce qui est très utile lorsqu'on a affaire à des échantillons à plusieurs composants et de géométrie complexe. La détermination des contraintes est effectuée par calcul en utilisant les lois de l'élasticité. Elle ne nécessite aucune hypothèse particulière sur l'état du matériau. Elle est basée sur la dérivée de la relation de Bragg :

$$\varepsilon_{\phi\phi} = \frac{\Delta d}{d} = -(\theta - \theta_0) \cot \theta_0 \quad (\text{II.16})$$

Où d est la distance interréticulaire de la famille cristallographique diffractant, θ = angle de diffraction de la couche contrainte correspondant à la famille diffractant, θ_0 = angle de diffraction de la couche sans contrainte.

La méthode utilisée pour exploiter cette relation est la méthode $\sin^2 \varphi$. Elle consiste à mesurer les déformations $\varepsilon_{\phi\phi}$ en fonction des angles d'Euler ϕ et φ (figure II.38).

L'équation générale qui sous-tend a méthode est donnée par :

$$\begin{aligned} \varepsilon_{\varphi\varphi} = & \sin^2 \varphi \cos^2 \varnothing \varepsilon_{\varepsilon_{11}} + \sin^2 \varphi \sin^2 \varnothing \varepsilon_{\varepsilon_{22}} + \cos^2 \varphi \varepsilon_{\varepsilon_{33}} \\ & + \sin^2 \varphi \sin 2 \varnothing \varepsilon_{\varepsilon_{12}} + \sin 2 \varphi \cos \varnothing \varepsilon_{\varepsilon_{13}} + \sin 2 \varphi \sin \varnothing \varepsilon_{\varepsilon_{23}} \end{aligned} \quad (II.17)$$

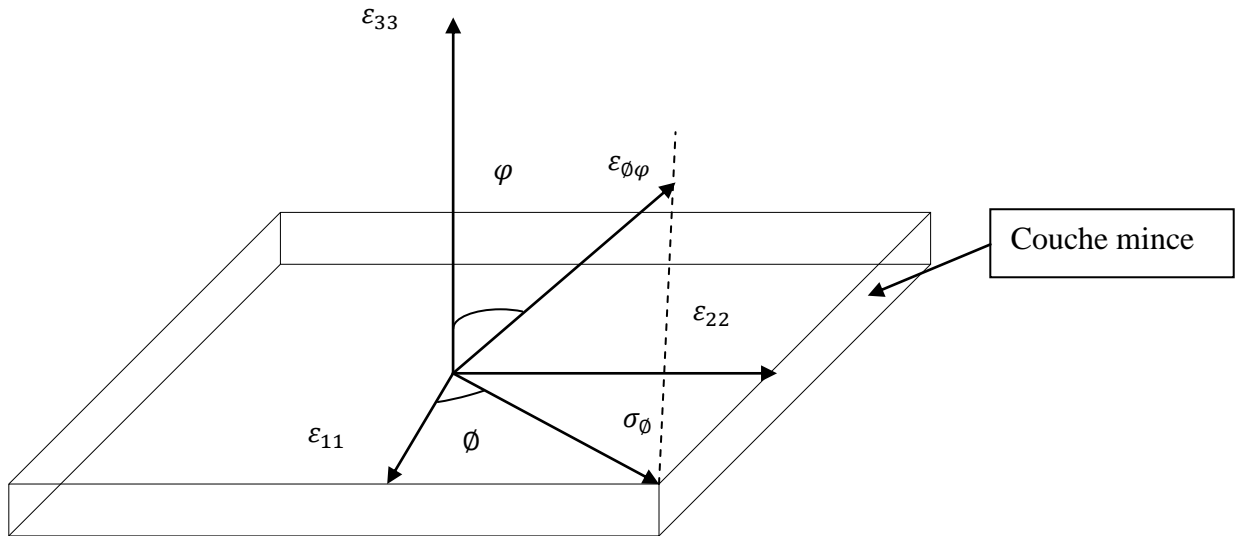


Figure II.36 : Contraintes rtsiduelles dans une couche mince

C'est l'équation d'un ellipsoïde. La mesure de $\varepsilon_{\varphi\varphi}$ pour différent \varnothing et φ et donne les ε_{ij} d'où les σ_{ij} . Mais les $\varepsilon_{\varphi\varphi}$ ne peuvent être déterminées que si l'on connaît l'angle θ_0 . En effet, en remplaçant $\varepsilon_{\varphi\varphi}$ par sa valeur tirée de l'équation(II.16), on trouve:

$$\theta = \frac{-A}{\cot \theta_0} + \theta_0 \quad (II.18)$$

Ou A est le deuxième membre de l'égalité(II.17).

On voit clairement que les coefficients de A ne peuvent être déterminées qu'à un constant pré égale à θ_0 .

Pour résoudre ce problème, on émet l'hypothèse (la seule su les contraintes) que la surface est en équilibre mécanique, c'est-à-dire $\sigma_{33} = 0$. Ceci permet alors de déterminer θ_0 et ensuite le tenseur complet des déformations.

Généralement, on simplifie l'équation (II.18) en utilisant la méthode proposée par DOLLE ([DOL 79], [DOL 80]) basée sur la remarque qu'en changeant φ en $-\varphi$, les termes en $\sin^2 \varphi$ de l'équation(II.18) ne changent pas de signe, alors que ceux en $\sin 2 \varphi$ en changent. Ensuite, on forme les quantités :

$$A^+ = 1/2 (\varepsilon_{\varphi}^+ + \varepsilon_{\varphi}^-) \quad (\text{II.19})$$

et

$$A^- = 1/2 (\varepsilon_{\varphi}^+ - \varepsilon_{\varphi}^-) \quad (\text{II.20})$$

Ou les signes + et - de l'exposant de ε indiquent le signe du φ utilisé .On trouve ainsi:

$$A^+ = \sin^2 \varphi (\cos^2 \varphi_{\varepsilon_{11}} + \sin^2 \varphi_{\varepsilon_{22}} - \varepsilon_{33} + \sin^2 \varphi_{\varepsilon_{12}}) + \varepsilon_{33} \quad (\text{II.21})$$

C'est une droite en fonction de $\sin^2 \varphi$.Sa pente donne, pour différent φ , les ε_{3ij} entre parenthèses et

$$A^- = \sin 2\varphi (\cos \varphi_{\varepsilon_{13}} + \sin \varphi_{\varepsilon_{23}}) \quad (\text{II.22})$$

C'est également une droite en fonction de $\sin 2\varphi$, Sa pente donne $\varphi = 0$ et $\varphi = \frac{\pi}{2}$

ε_{13} et ε_{23}

En remplaçant les ε_{ij} par leur valeur tirée de l'équation (II.16), et en utilisant les relations entre les contraintes et déformations pour un matériau isotrope par exemple, on obtient les équations équivalentes suivantes:

$$a^+ = \frac{1}{2} (2 \theta^+_{\varphi} + 2 \theta^-_{\varphi})$$

$$a^+ = \frac{-2}{\cot \theta_0} \left(\frac{1+\nu}{E} \right) \sigma_\emptyset \sin^2 \varphi + \frac{\nu}{E} \frac{2}{\cot \theta_0} (\sigma_1 + \sigma_2) + 2\theta_0 \quad (\text{II.23})$$

Ou E et ν sont respectivement les modules d'YOUNG et coefficient de poisson relatif à la famille cristallographique diffractante et σ_\emptyset la contrainte dans la direction \emptyset égale à

$$\sigma_\emptyset = \sigma_{11} \cos^2 \emptyset + \sigma_{22} \sin^2 \emptyset + \sigma_{12} \sin 2\emptyset \quad (\text{II.24})$$

Et

$$a^- = \frac{1}{2} (2 \theta^+_{\emptyset\varphi} - 2 \theta^-_{\emptyset\varphi}) = -\frac{2}{\cot \theta_0} \left(\frac{1+\nu}{E} \right) t_\emptyset \sin 2\varphi \quad (\text{II.25})$$

Ou t_\emptyset le cisaillement dans la direction \emptyset .

L'appareil utilisé pour mesurer les contraintes résiduelles au point de soudure est un diffractomètre de rayons X modèle Stresstech Xstress 3000 G3R de de l'école polytechnique de Milan.

Les paramètres de diffraction utilisés pour les aciers inoxydable sont donnés par le tableau suivant :

Longueur d'onde K α (Cr)	0.2291nm	Filtre	Vanadium
Temps exposition (s)	40	Φ collimateur(mm)	2
Tilt (°)	9 points entre -45/+45	Angle rotation, φ (°)	-45, 0 et +45
Background	Parabolique	Fit	Pseudo-Voigt
Mode mesure	χ -modifié	Angle diffraction	156,0°
Indices de Miller (hkl)	(211)	Constante élastique, $E(1+\nu)^{-1}$ (GPa)	168.9 \pm 2.8

Tableau II.7 : Paramètres expérimentaux utilisés dans l'analyse de la diffraction rayons-X



Figure II.37 : Diffractomètre de rayons X stress 300 3G

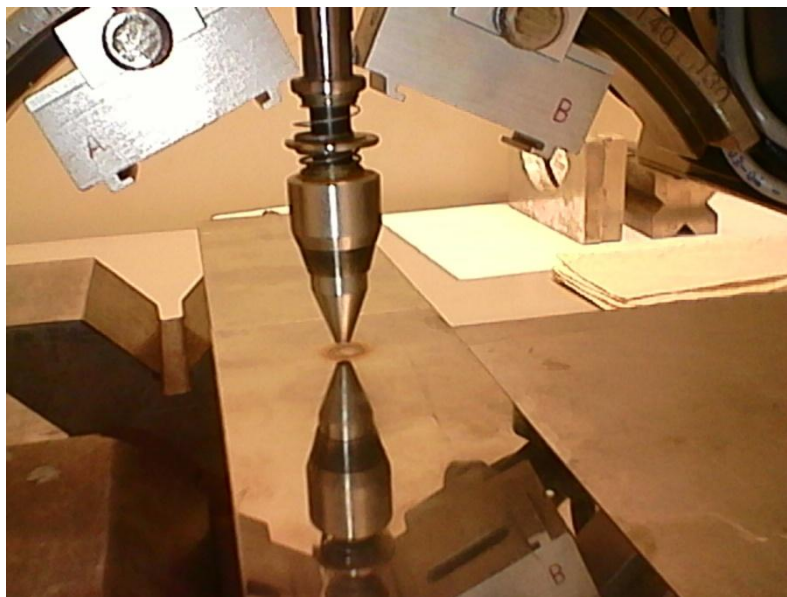


Figure II.38 : Positionnement de l'éprouvette sur le diffractomètre

III.1. Introduction

En soudage par point, la modélisation et la simulation numérique peuvent au travers des modèles prédictifs et de connaissance se substituer efficacement à des campagnes de soudage longues et coûteuses, pour établir prioritairement la soudabilité des nouveaux assemblages de plaques, mais aussi prédire les distorsions et les contraintes induites par l'opération de soudage. Les phénomènes physiques à prendre en compte sont électriques, thermique, métallurgique et mécanique et sont fortement couplés. On propose de ce chapitre un modèle prédictif du procédé de soudage dont l'objectif final est de fournir l'état mécanique et thermique de l'assemblage soudé à partir de la connaissance d'un certain nombre de données :

- Géométrie: épaisseur
- Paramètres de soudage : intensité du courant électrique, l'effort sur l'électrode, temps de soudage.
- Paramètres thermomécaniques du matériau : conductivité thermique et électrique, chaleur spécifique et coefficient dilatation thermique.

Pour ce faire, nous avons utilisé le logiciel « Ansys13 », celui-ci a été conçu par le groupe « ANSYS.inc » à Canonsburg en Pennsylvanie. La méthode des éléments finis est utilisée comme un moyen d'évaluation numérique du champ de contraintes, de températures et de déplacements par ce code de calcul [RAO 07].

III.2. Simulation numérique du procédé

III.2.1. Présentation du modèle

La séquence du procédé de soudage, présenté sur la figure III.1, régit l'enchaînement de phases successives de nature physique différente (mécanique, électrique, thermique et métallurgique) fortement couplées [GAU 02].

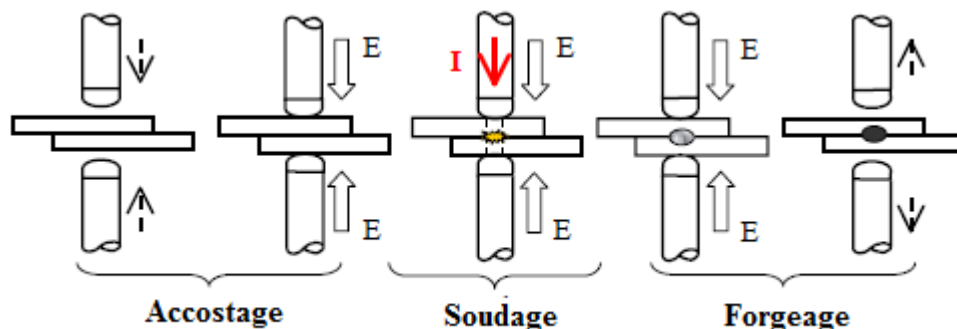


Figure III.1 : Séquence fondamentale du procédé de soudage par résistance par point [GAU 02]

Une simulation complète de la séquence de soudage nécessite d'énormes moyens informatiques, des propriétés thermiques, mécaniques et métallurgiques précises, ainsi que des mesures expérimentales pour la détermination des différents coefficients d'échanges thermique induites par le procédé.

II.2.3. Géométrie du modèle numérique

On considère une simulation bidimensionnelle sur une coupe méridienne dans une option de calcul axisymétrique (Figure III.2).

Les dimensions de l'électrode sont données par le tableau III.1 et leur géométrie est représentée sur la figure III.3.

AB = 3.175 mm	BC = 3.378 mm	CD = 26.78 mm	DE = 3.05 mm
EF = 18.29 mm	FG = 3.30 mm	GA = 9.65 mm	

Tableau III.1 : Les dimensions de l'électrode

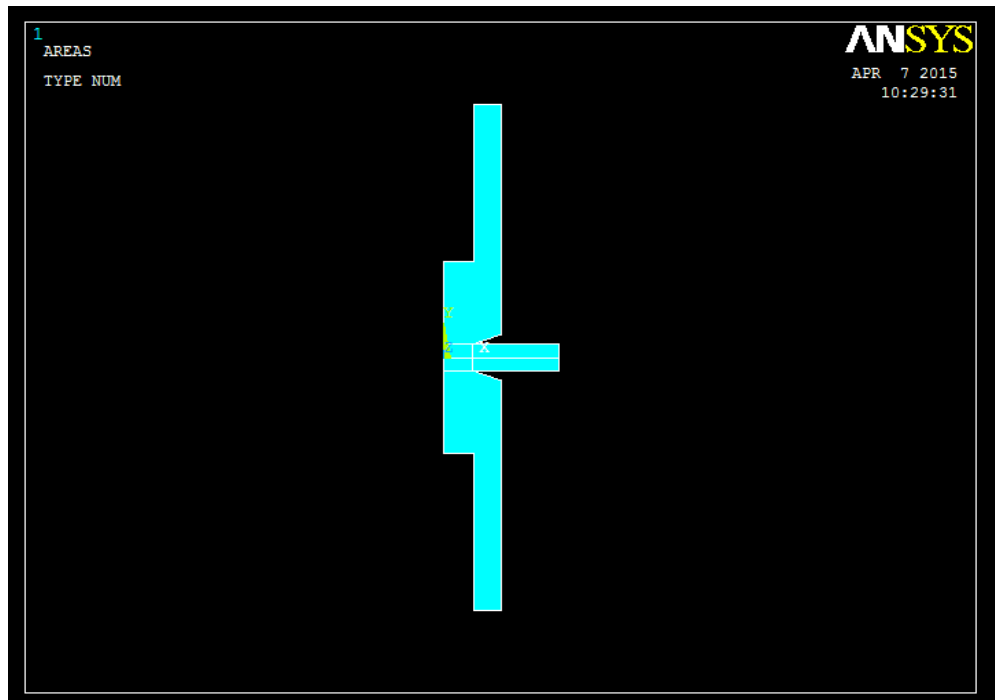


Figure III.2 : Géométrie du dispositif de soudage par point (électrodes/plaques)

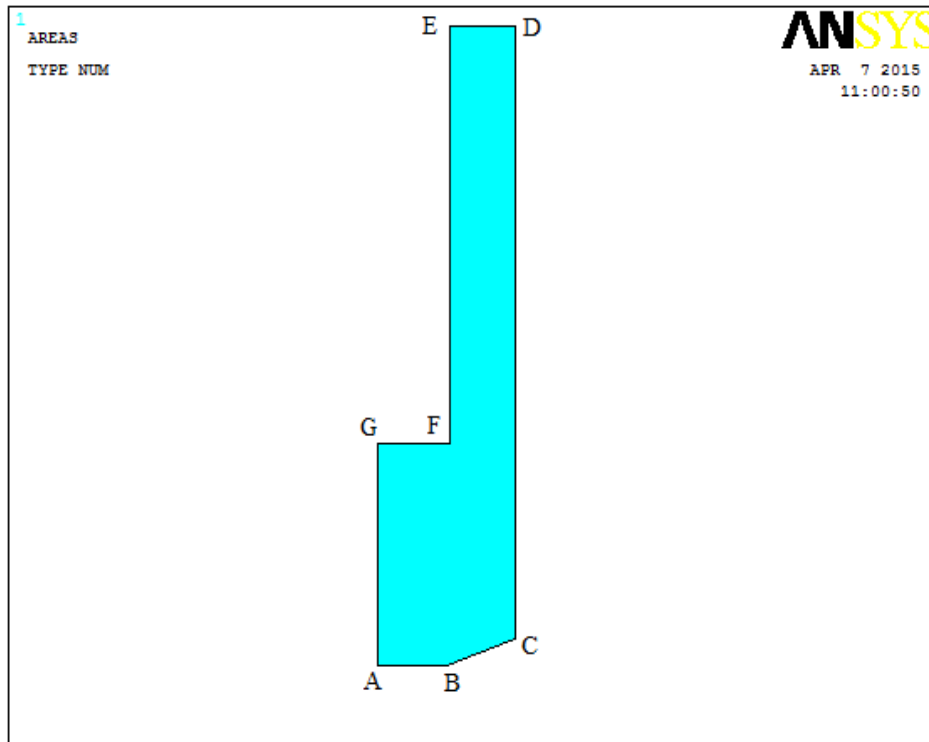


Figure III.3 : Géométrie de l'électrode

III.2.3. Maillage

Une étape cruciale dans la simulation numérique de tout problème physique par la méthode des éléments finis est la génération d'un maillage associé à la géométrie du domaine considéré. La construction du maillage est un processus d'autant plus délicat quand il s'agit de simuler un problème industriel dans lequel les géométries sont très arbitraires et très souvent complexes. D'après le principe de la méthode des éléments finis, la qualité de la solution dépend fortement de celle du maillage. Par conséquent, dans un problème donné, le maillage construit par l'une ou l'autre des techniques doit satisfaire un ensemble de contraintes liées à la qualité requise de la solution, on parle ainsi d'adaptation de maillage [BEL 09].

Pour notre cas, la construction du maillage a été réalisée automatiquement par le logiciel de calcul (ANSYS). A noter que les zones critiques (interfaces) ont été raffinées manuellement (figure III.4).

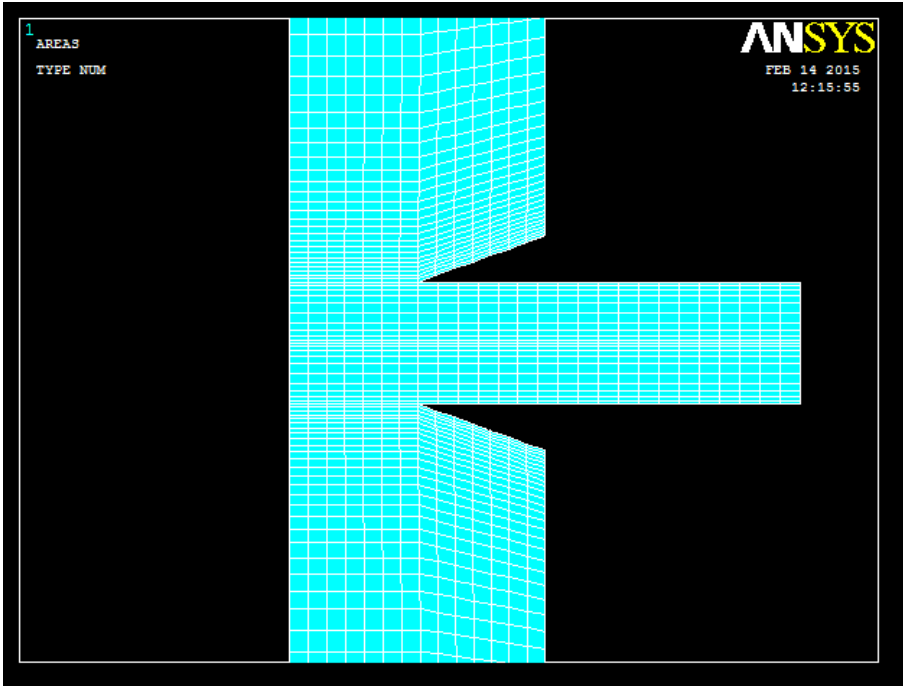


Figure III.4 : Maillage du domaine considéré

III.2.4. Conditions aux limites

Les conditions aux limites de procédé de soudage par point sont exposées sur la figure III.5

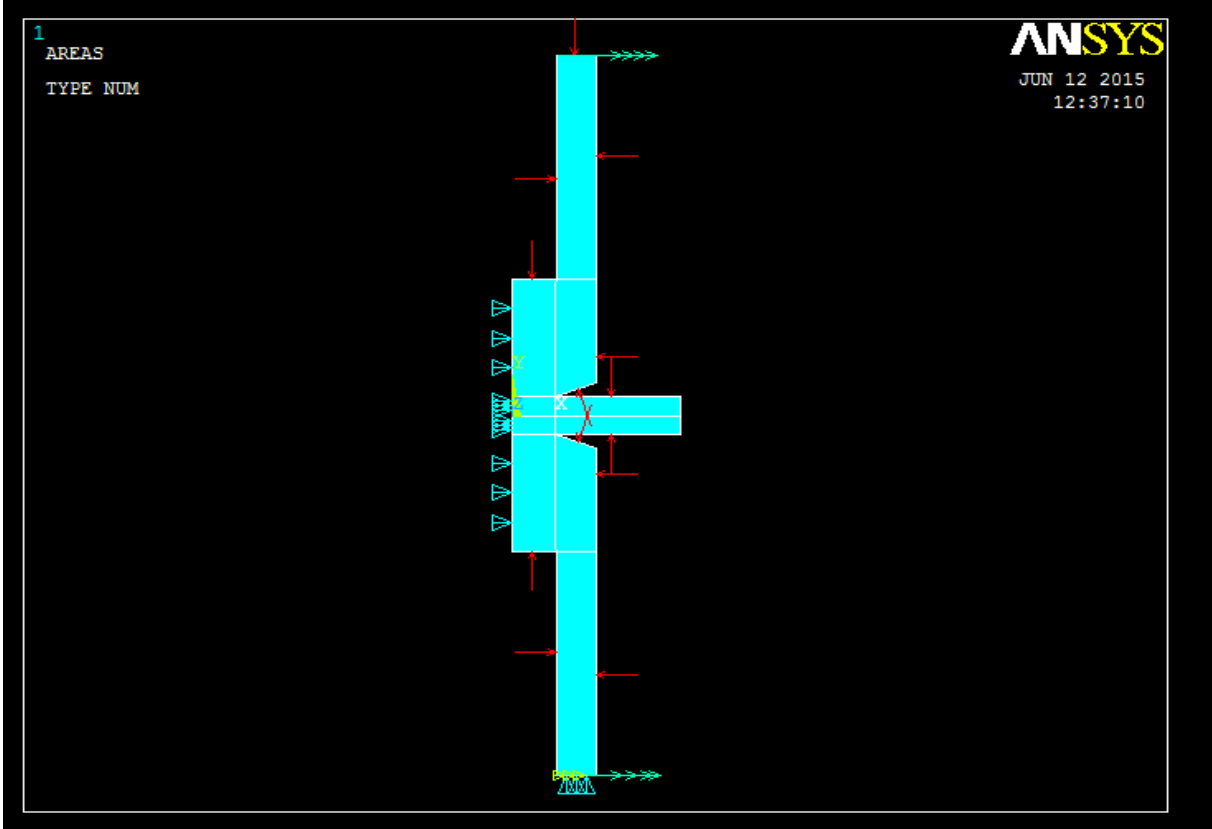


Figure III.5 : Conditions aux limites

II.2.5.Choix de l'élément fini

Le choix de l'élément fini est primordial puisqu'il va conditionner tout le calcul numérique réalisé par la machine. Il en existe différents types, chacun doit être utilisé dans les conditions prévues à leur effet par le code de calcul. Pour notre cas, et pour des raisons de gain de temps de calcul, on a choisi de réaliser nos calculs en mode couplé (mécanique-thermoélectrique). Plusieurs éléments peuvent être utilisés, mais seul l'élément couplé-faîlé plane 223 parmi les éléments 2D permet l'introduction des propriétés élastoplastique nécessaires pour notre cas. La géométrie de cet élément est présentée sur la figure III.6.

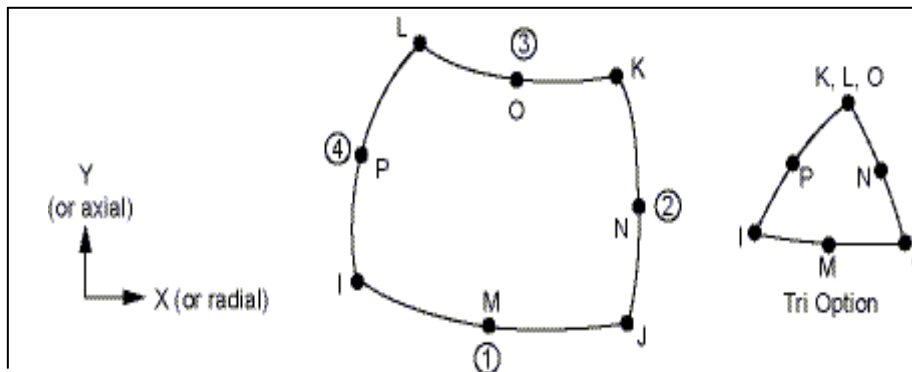


Figure III.6 : Elément plane 223 thermal-structural-électrique

III.3.Modèle d'Élément finis et analyse

III.3.1.Modélisation du processus de soudage par points

Le processus de soudage par points peut être divisé en quatre cycles, comme expliqué ci-dessous :

III.3.1.1.cycle de pré-compression

La force de pré-compression assure un contact permanent entre plaque/plaque et plaque/électrode. Le cycle de pré compression est suivi immédiatement par le cycle de chauffage.

III.3.1.2.cycle de chauffage

Les pièces sont chauffées par passage de courant, tandis que la force de compression est maintenue constante.

III.3.1.3.le cycle de maintien

Durant ce cycle, il y a coupure du courant électrique, alors que les plaques sont toujours maintenues par la force de pré-compression et commence ainsi le cycle de refroidissement s plaques.

III.3.1.4. cycle de refroidissement

La force de serrage étant éliminée, le point soudé se forme complètement à température ambiante. Les contraintes résiduelles sont développées dans le joint soudé.

On constate alors que le procédé de soudage par points comprend un couplage complexe entre processus de déformations induites par effet thermique, électrique et mécanique. Un modèle fortement couplé ne peut être résolu directement par un logiciel disponible dans le commerce, une méthode incrémentale a été adoptée en utilisant le logiciel APDL (ANSYS Parametric Design Language).

Dans un premier temps, un élément solide est utilisé pour analyser le rayon de contact initial (entre électrode / plaque et plaque/plaque) du modèle. Ensuite, un élément thermoélectrique couplé est utilisé pour analyser le champ de température dans le même modèle. Les informations de l'analyse de contact thermomécanique sont appliquées à l'analyse thermoélectrique afin de déterminer la distribution du potentiel électrique. Après cela, la solution thermomécanique est effectuée. La distribution de la température de l'ancienne analyse thermoélectrique est prise comme étant une charge de corps. Après avoir terminé l'analyse thermomécanique, de nouvelles informations de contact sont acquises.

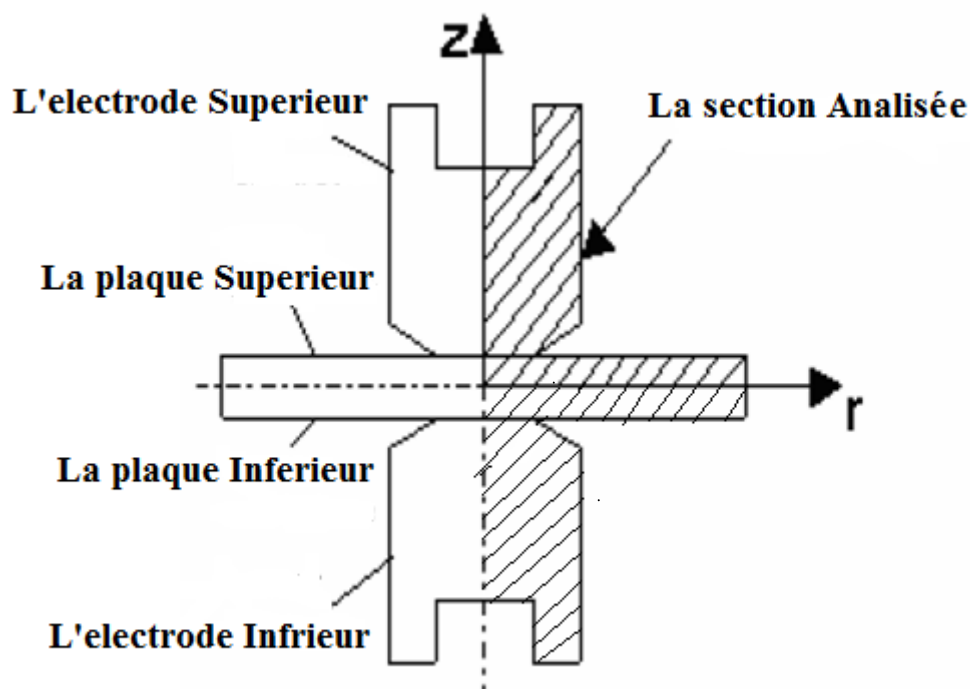


Figure III.7 : La mise en place d'un model symétrique axial de soudage par point

III.3.2. Formulation mathématique

Il s'agit de présenter et de justifier les formulations mathématiques utilisées dans la modélisation, relatives aux phénomènes électrique et thermique qui interviennent dans le procédé de soudage par résistance par points. Ces choix, motivés par les différentes hypothèses et les exigences du cahier des charges ont également été guidés par une analyse bibliographique. Nous présentons dans un premier temps les formulations électrique et thermique, lesquelles seront dans un deuxième temps traitées simultanément sous la forme d'un couplage fort.

➤ a. Problème thermique

Le problème thermique doit satisfaire les conditions suivantes :

- ✓ Modélisation des transferts de chaleur électrode/plaque et plaque/plaque,
- ✓ La description du phénomène thermique des différentes phases du cycle de soudage pour lesquelles une dépendance en temps est indispensable (problème transitoire),
- ✓ Prendre en compte les échanges thermiques à la surface de la pièce du point de vue radiatif et convectif en fonction de la température,
- ✓ Prendre en compte la dépendance en température des différents coefficients thermo-physiques ainsi que les transformations métallurgiques des phases solide et liquide. Cette dépendance est le plus souvent très sévère et fait intervenir de fortes non linéarités [LON 04].

Toutes les équations de cette étude sont basées sur le système de coordonnées cylindriques. L'équation régissant le calcul du potentiel électrique φ dans l'ensemble du modèle est donné par :

$$\frac{\partial}{\partial r} \left(\sigma \frac{\partial \varphi}{\partial r} \right) + \frac{\sigma}{r} \frac{\partial \varphi}{\partial r} + \frac{\partial}{\partial z} \left(\sigma \frac{\partial \varphi}{\partial z} \right) = 0 \quad (\text{III.1})$$

Où r est la distance radiale, z est la distance dans la direction de l'axe du système de coordonnées, et σ est la conductivité électrique. En résolvant équation (2.1), le potentiel électrique φ est obtenu. La quantité de chaleur dégagée par effet joule est exprimée par l'équation suivante :

$$q = I^2 R t \quad (\text{III.2})$$

Où I est le courant, R est la résistance électrique et t est le temps de passage du courant. Puisque $I = \frac{q}{R}$, l'équation (III.2) peut être réécrite comme suit :

$$q = \varphi^2 \frac{t}{R} \quad (\text{III.3})$$

L'équation qui régit la distribution du champ de température en régime transitoire est donnée par l'équation suivante:

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial r} \left(k \frac{\partial T}{\partial r} \right) + \frac{k}{r} \frac{\partial T}{\partial r} + \frac{\partial}{\partial z} \left(k \frac{\partial T}{\partial z} \right) + q \quad (\text{III.4})$$

Où ρ est la densité du matériau, c est la chaleur spécifique, T est la température, t est le temps, et k est la conductivité thermique. Les propriétés du matériau c , k et σ sont dépendants de la température. En substituant l'équation III.3 dans III.4, on obtient alors l'équation qui décrit la distribution de la température en fonction de la chaleur spécifique induite par effet Joule [L ON 04].

Pour l'analyse de contrainte et déformation, du moment où le comportement thermo-élasto-plastique est un phénomène non linéaire, la relation contrainte-déformation est décrite sous forme incrémentale comme suit :

$$\{\Delta\sigma\} = [D]\{\Delta\varepsilon\} + \{C\}\Delta T \quad (\text{III.5})$$

Où le vecteur $\{\Delta\sigma\}$ et $\{\Delta\varepsilon\}$ sont respectivement l'incrément de la contrainte et déformation à la température ΔT . La matrice $[D]$ et le vecteur $\{C\}$ sont des constantes liées au matériau [THI 92]. Etant donné que la contrainte résiduelle est causée par une déformation plastique hétérogène du matériau, les propriétés mécaniques du matériau dépendant de la température ont été utilisées [THI 92]. La déformation plastique du matériau a été modélisée en utilisant l'option (BKIN) dans le programme ANSYS, qui suppose que l'étendue de la contrainte totale est égale à deux fois la limite d'élasticité du matériau et l'érouissage est linéaire.

➤ **b. formulation enthalpique**

Parmi les trois méthodes les plus couramment employées pour décrire le comportement thermique de matériaux subissant des transformations de phases, on distingue:

- ✓ La méthode directe;
- ✓ La méthode d'introduction du terme source;
- ✓ La méthode enthalpique.

➤ **Méthode directe**

Cette méthode consiste à introduire la chaleur spécifique effective dans l'équation de conduction de la chaleur. Le changement de phase se traduit alors par une augmentation importante de la capacité calorifique $\rho_m.C_p$ [VIN 90]. Cette technique très simple à introduire dans un code éléments finis(Ansys), ne peut malheureusement pas convenir pour tous les types de matériaux. En effet, pour les faibles intervalles de températures de changement de

phase, le pas de temps doit être fortement réduit pour assurer une description satisfaisante des changements de phases.

➤ **Méthode du terme source**

Cette méthode revient à introduire les différents changements de phase à partir d'un terme source, représentant ainsi une absorption ou un dégagement de chaleur. La méthode du terme source est surtout adaptée lorsque les transformations dépendent du temps et de la température.

➤ **Méthode enthalpique**

Cette méthode, retenue dans notre procédé pour décrire les différents changements de phase de l'acier consiste à introduire l'enthalpie H du matériau en fonction de la température au lieu de la capacité calorifique $\rho_m \cdot C_p$. Si l'on considère deux phases solides (s) et liquides (l), on peut écrire:

$$h = f^s h_s + f^l h_l \quad (\text{III.6})$$

Où h est l'enthalpie massique et f^i , la fraction massique de la phase i . Pour une température de transformation, on a:

$$h^l(T) - h^s(T) = L \quad (\text{III.7})$$

$$h^s(T) = \int_{T_0}^T C_P^s dT \quad (\text{III.8})$$

$$h^l(T) = \int_{T_0}^T C_P^l dT + \text{Cte} \quad (\text{III.9})$$

Où L est la chaleur latente et C_p la chaleur spécifique.

Quelle que soit la discrétisation en temps, on a alors l'assurance de prendre correctement en compte les différents changements de phases.

➤ **C.Problème électrique**

Le problème électrique doit satisfaire les conditions suivantes:

- ✓ Modélisation de la distribution du courant au sein de l'assemblage électrode et plaque (matériaux opaques et isotropes).
- ✓ Détermination de la densité de puissance par effet Joule à partir de l'intensité de soudage I , donnée d'entrée du problème.

La puissance générée par l'effet Joule, liée à la distribution des densités de courant \mathbf{J} , dépend alors étroitement de la température et de l'espace. Le problème électrocinétique stationnaire définit donc le terme source du problème thermique qui provoquera le dégagement de chaleur nécessaire à la création du point soudé.

Le champ électrique E^* et le potentiel V sont liés par l'expression suivante :

$$E^* = -\text{grad } V \quad (\text{III.10})$$

Cette relation exprime que E est perpendiculaire aux surfaces équipotentielles et dirigé dans le sens des potentiels décroissants. Arithmétiquement, E^* est égal à la valeur absolue de la dérivée normale: dV/dn .

Soit J , la densité de courant en un point quelconque de l'espace et S une surface qui s'appuie sur un contour (Γ) quelconque. Le courant I qui traverse (Γ) est alors:

$$I = \iint_S J \, dS \quad (\text{III.11})$$

La condition nécessaire pour que le vecteur J ait un flux conservatif est que sa divergence soit nulle en tous points du champ:

$$\text{div } J = 0$$

(III.12)

$$\text{div } E^* = 0$$

(III.13)

Etant données les relations données par les équations 2.5 ; 2.7 et 2.8 et utilisant la loi d'Ohm :

$$J = \sigma E^* \quad (\text{III.14})$$

On obtient alors la relation qui lie la densité du courant J au potentiel V :

$$J = -\sigma \text{ grad } V \quad (\text{III.15})$$

Ou encore :

$$\text{div}(\sigma \text{ grad } V) = 0 \quad (\text{III.16})$$

Où σ , conductivité électrique ($\Omega^{-1} \cdot m^{-1}$) est une fonction de l'espace et du temps, E^* représente le champ électrique (V/m), J la densité de courant (A/m^2) et V le potentiel (V).

➤ d.Problème Electro-thermique

Ces deux phénomènes sont étroitement liés et caractérisent le procédé de soudage par points. Numériquement, il s'agit de décrire avec précision l'interaction couplée entre les mécanismes électriques et thermiques de façon à obtenir une solution stable et convergente. La solution classique utilisée dans le cas d'un problème physique couplé fait appel à une résolution dépendante des deux phénomènes électrique et thermique. La résolution du calcul électrique fournit alors le terme source (densité de puissance générée par effet Joule) au calcul thermique qui modifie les coefficients électriques dépendant de la température. On procède alors de façon itérative en alternant les deux calculs pour atteindre une solution stable des problèmes électrique

et thermique [NIE84,VIN 90]. Ce type de résolution mathématiquement couplée est particulièrement bien adapté aux cas des problèmes linéaires. Cependant pour le procédé de soudage par points, les non linéarités brutales qui interviennent au niveau des caractéristiques électriques risquent d'engendrer une instabilité de la solution.

En effet, la résistance de contact plaque-plaque varie dans un rapport de 1 à 100 dans l'intervalle des températures [0-1000°C]. De façon à prendre en compte les interactions importantes entre les phénomènes électriques et thermiques, le problème étant couplé par l'effet Joule d'une part et la dépendance des propriétés physiques avec la température d'autre part, nous avons choisi un couplage fort. Dans ce cas, les équations électriques et thermiques sont alors traitées simultanément [THI 91]

Il s'agit donc de traiter simultanément les phénomènes électrique et thermique. Conformément aux hypothèses, le problème électrique sera traité à partir d'une formulation électrocinétique stationnaire (pas d'effet de courant induit); alors que du point de vue thermique, nous utiliserons une formulation instationnaire. Les équations qui régissent alors le problème dans un domaine borné Ω sont les suivantes:

$$\rho_m \frac{\partial H}{\partial T} - \text{div } \lambda \text{grad} T - \text{grad } V \cdot (\sigma \cdot \text{grad } V) = 0 \quad (\text{III.17})$$

$$\text{div}(\sigma \cdot \text{grad } V) = 0 \quad (\text{III.18})$$

Avec des conditions aux limites sur $\partial\Omega$:

De type thermique :

$$\lambda(T) \text{grad} T \cdot n = \varphi(T) \quad (\text{III.19})$$

De type électrique :

$$\sigma(T) \text{grad } V \cdot n = J(V) \quad (\text{III.20})$$

$$V = V_i \quad (\text{III.21})$$

IV.1. Résultats expérimentaux

IV.1.1. Détermination du diamètre de point soudure

A cette étape des résultats obtenus, nous avons déterminé l'influence des paramètres de soudage, à savoir : temps de soudage, intensité de courant et le type de matériaux ; sur le diamètre du point de soudure (figures IV.1-2). On fixe premièrement le temps de soudage $t = 0.6$ s et l'épaisseur de la plaque $e = 1$ mm pour des valeurs d'intensités de courant électrique I comme indiquées dans le tableau IV.1.

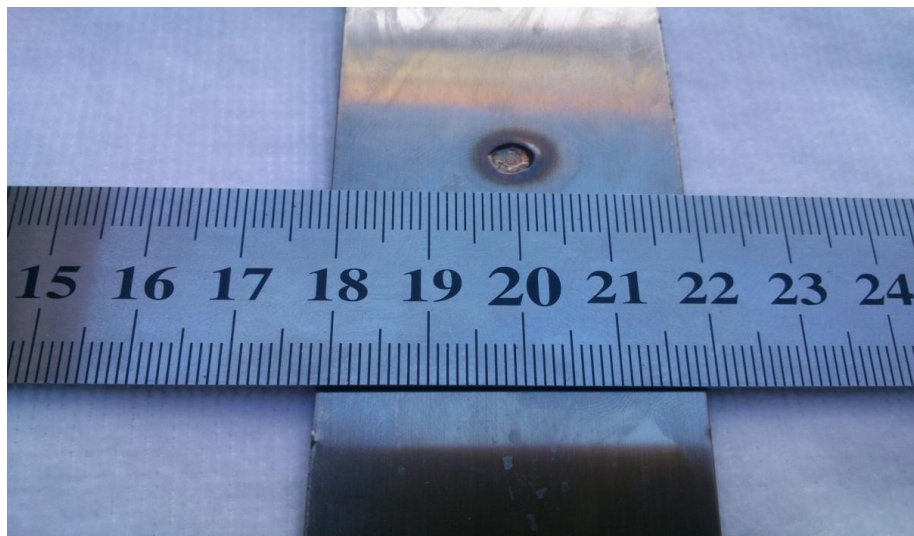


Figure IV.1 : Acier inoxydable ferritique AISI 430 : $t = 0.6$ s, $I = 5$ kA

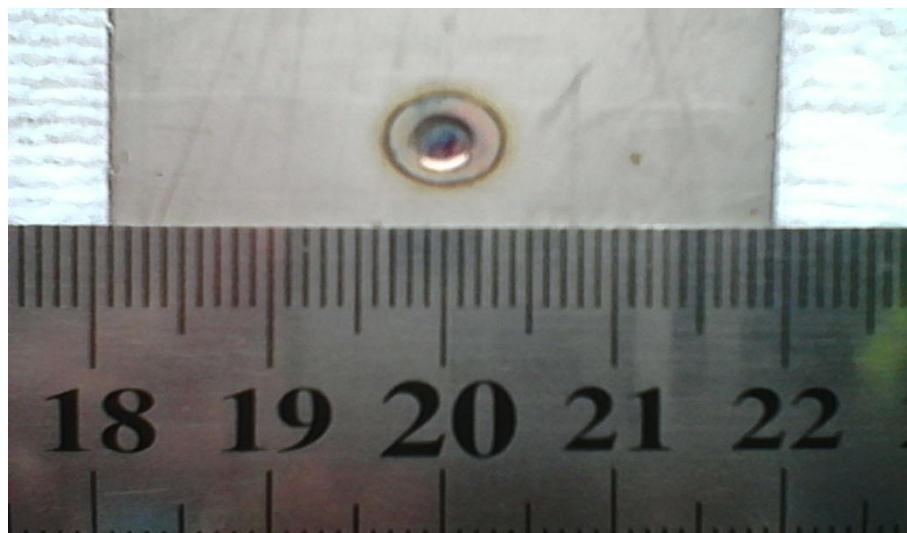


Figure IV.2 : Acier inoxydable austénitique AISI 304, $I = 5$ kA, $t = 0.6$ s

Acier inoxydable AISI 430			
Intensité de courant I (kA)	5.5	6.5	7.5
Φ point de soudage (mm)	5	5.5	6
Acier inoxydable austénitique AISI 304			
Intensité de courant I (kA)	5	6	6.5
Φ point de soudage (mm)	4	4.75	5.5

Tableau IV.1 : Diamètre de point de soudure avec différent courant de soudage

Dans ce qui suit, nous avons déterminé l'influence du temps de soudage t , pris égal à 0.4, 0.6 et 0.8 s tout en maintenant constants l'intensité de courant $I = 6$ kA et l'épaisseur des plaques à assembler sur le diamètre du point de soudure (figure IV.3-4). Le tableau IV.2 montre nettement la variation du diamètre du point de soudure en fonction du temps de soudage.

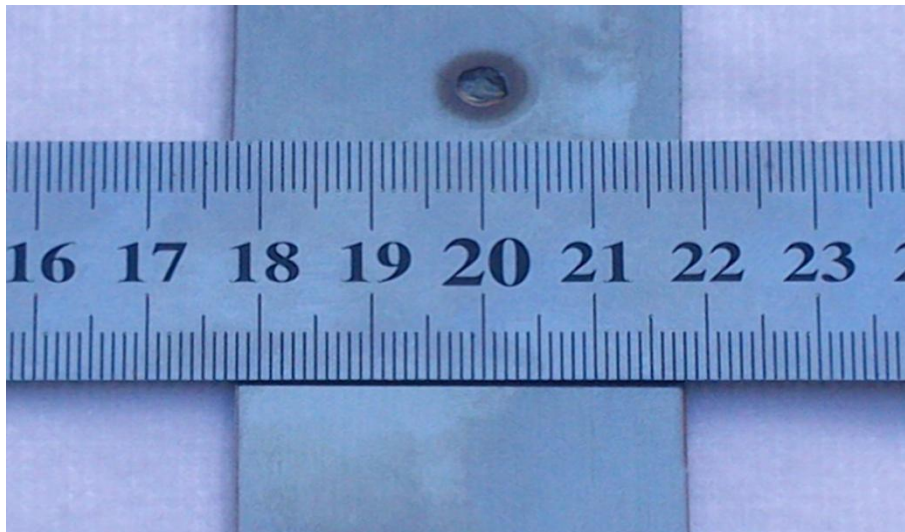


Figure IV.3 : Acier AISI 430, $I=6$ kA, $t=0.4$ s

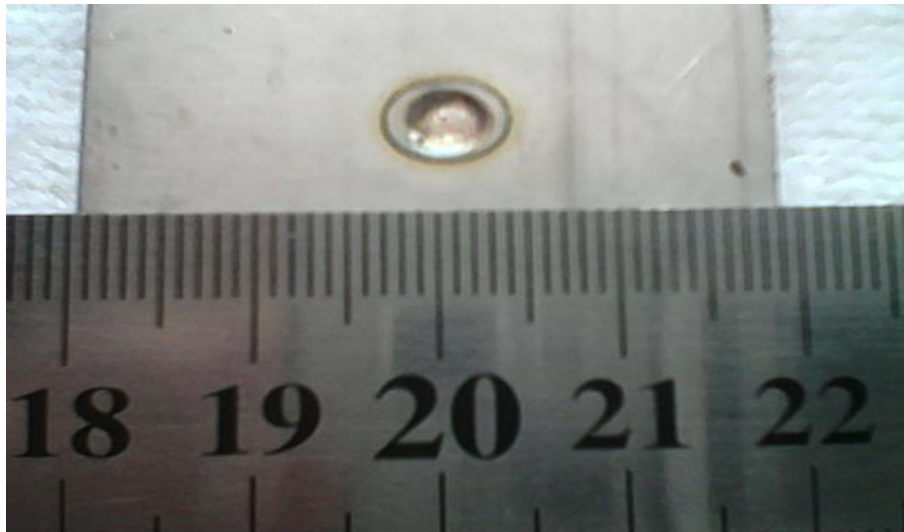


Figure IV.4 : Mesure le diamètre de point de soudure : acier AISI 304, $I=6$ kA, $t=0.4$ s

Acier inoxydable AISI 430			
Temps de soudage (s)	0.4	0.6	0.8
Φ point de soudage (mm)	4.5	5	6
Acier inoxydable austénitique AISI 304			
Temps de soudage (s)	0.4	0.6	0.8
Φ point de soudage (mm)	4.5	5.0	5.5

Tableau IV.2 : Variation du diamètre du point de soudage en fonction du temps de soudage, $I=6$ kA

IV.1.2. caractérisation mécanique des points de soudure

➤ Essais de traction

Dans le but de déterminer la charge à la rupture des points obtenus par soudage par résistance par points, nous avons effectués quelques essais de tractions sur des éprouvettes représentées par la Figure II.26 (chapitre II). Nous avons tenu compte de l'effet de l'épaisseur des plaques sur la charge à la rupture du point de soudage pour une intensité de courant $I= 6$ kA et un temps de soudage de 0.6 s.

La figure IV.5 montre clairement l'augmentation de la charge à la rupture en fonction de l'épaisseur de la plaque à souder. On remarque aussi que le rapport des charges et proportionnel à celui des épaisseurs des plaques à assembler.

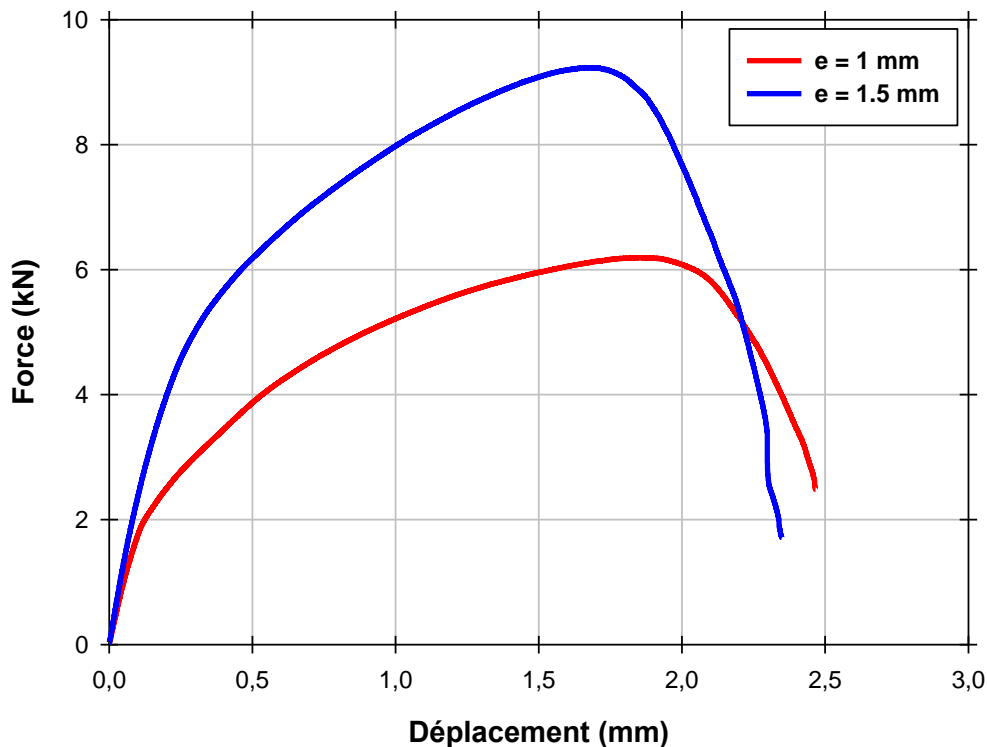


Figure IV.5 : Courbe charge –déplacement : AISI 304, $I=6$ kA, $t=0.6$ s

D'autres séries d'essais de traction ont été effectuées sur l'acier AISI 430 en maintenant constantes l'épaisseur de la plaque et l'intensité de courant I et en faisant varier le temps de soudage. La figure IV.6 montre une légère variation de la charge à la rupture en fonction du temps de soudage.

Quand le temps de soudage est important, le point de soudage formé passe, après refroidissement du matériau, d'une phase austénitique vers une phase beaucoup plus dure à température ambiante.

D'autres séries d'essais de traction ont été effectuées sur l'acier AISI 430 en maintenant constantes l'épaisseur de la plaque et l'intensité de courant I et en faisant varier le temps de soudage. La figure IV.6 montre une légère variation de la charge à la rupture en fonction du temps de soudage.

Quand le temps de soudage est important, le point de soudage formé passe, après refroidissement du matériau, d'une phase austénitique vers une phase beaucoup plus dure à température ambiante.

De nombreux carbures et phases intermétalliques apparaissent lors soudage par résistance par points. à température élevée.

Parmi les divers phases présentes dans les aciers étudiés, la phase sigma présente un intérêt particulier.

C'est une phase dure, intermétallique avec une structure tetragonale complexe. Cette phase est associée à la dégradation des propriétés mécaniques du point de soudure, en particulier en acier inoxydable et aciers hautement alliés ce qui augmentera la charge à la rupture du point de soudure.

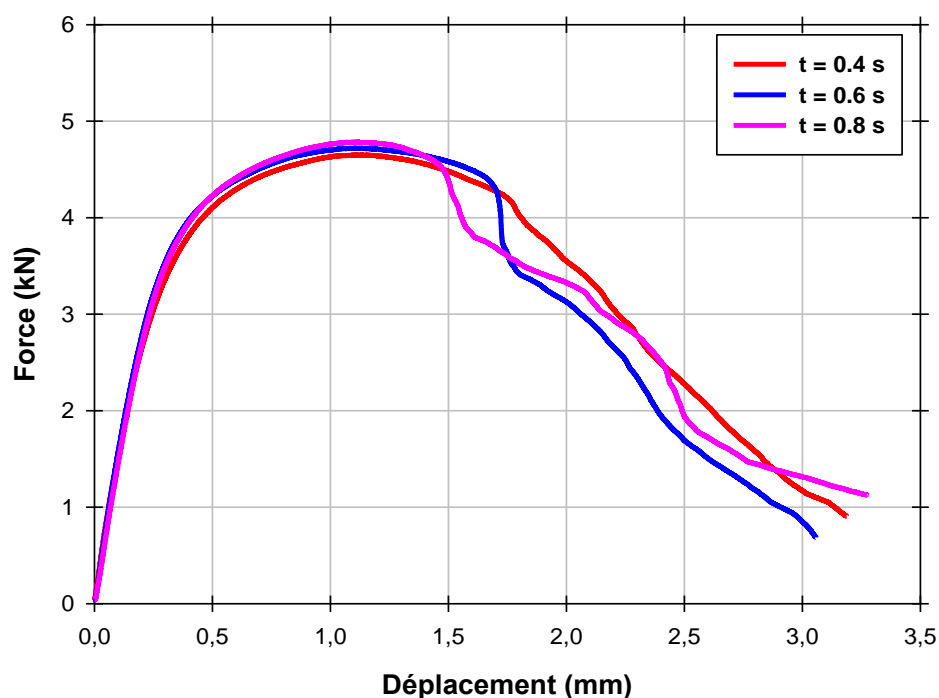


Figure IV.6 : Courbe charge –déplacement : acier AISI 430, $I=8$ kA, $e=0.8$ mm

D'autres essais de traction effectués sur le même matériau ont montré que la charge à la rupture du point de soudure varie en fonction de l'intensité de courant I . Pour un temps de soudage constant et une variation de I égale à 2 kA, le taux de variation de la charge à la rupture est de 1.1 (figure IV.7).

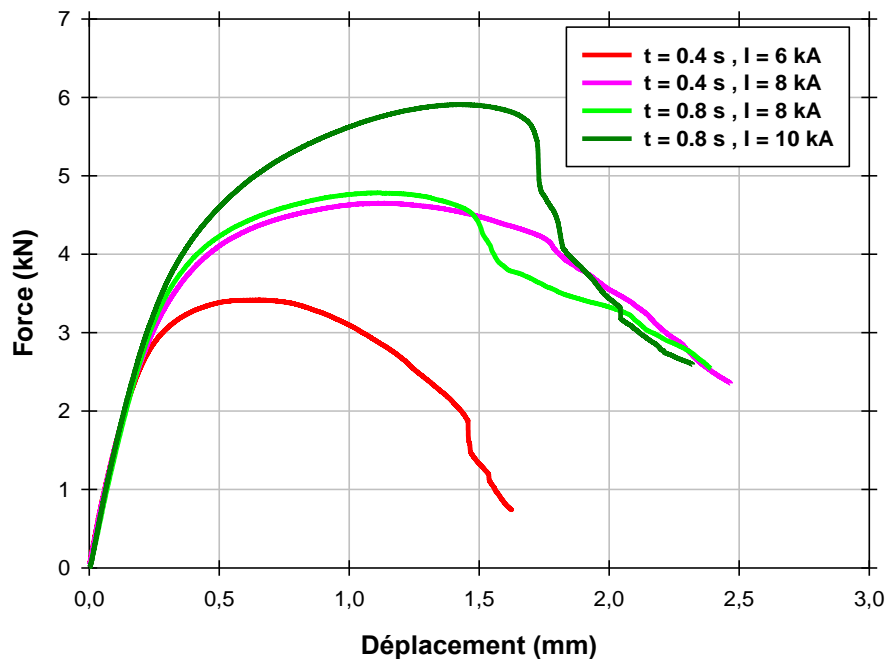


Figure IV.7 : Courbe charge –déplacement : acier AISI 430, $e=8$ mm

La figure IV.8, représente toutes les courbes contrainte-déformation à 0° et 90° de toutes les plaques d'acier à haute résistance, utilisée dans ce travail de recherche. En les comparant entre elles, on constate que le comportement des plaques d'acier ne varie pas d'une manière significative avec la direction d'extraction des éprouvettes de traction.

En outre, comme il est logique, on constate d'une manière claire dans ces graphiques, les différences de résistance à la traction des trois nuances d'acier. Les plaques en acier TRIP ont le module de Young et l'allongement les plus élevés.

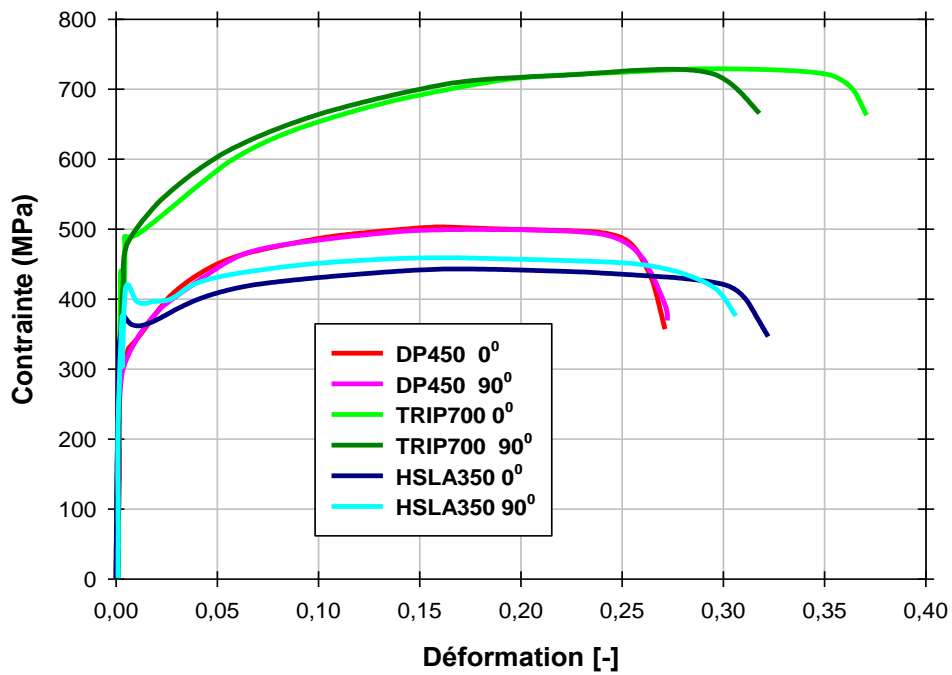


Figure IV.8 : Courbe contraintes déformations avec différente direction de laminage.

D'autres essais ont été effectués afin de déterminer l'influence du recouvrement des plaques à souder sur les contraintes de cisaillement. De l'analyse des graphes obtenus à partir des essais de traction, il est à constater que la longueur de recouvrement influe peu sur le comportement en cisaillement sur des plaques soudées par point (Figure IV.9).

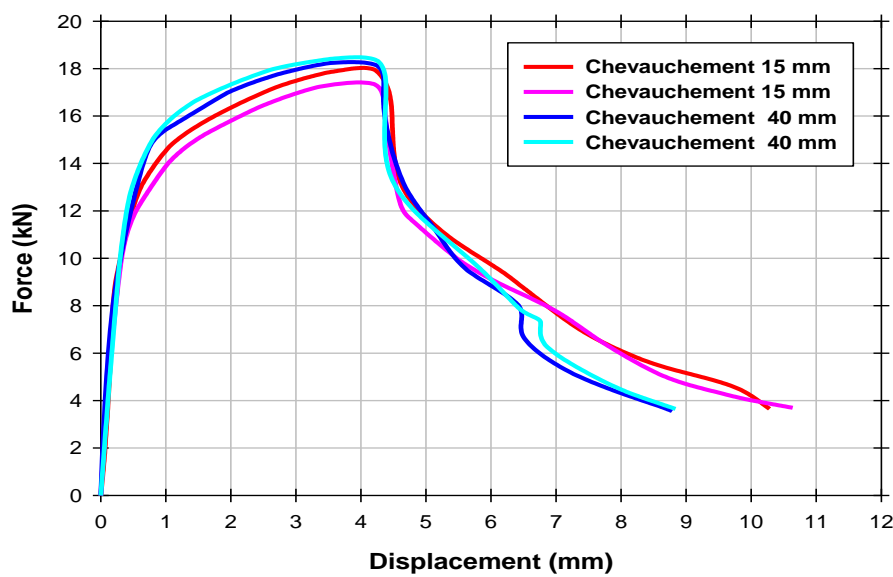


Figure IV.9: Influence de la longueur de chevauchement sur le comportement en cisaillement des joints soudés par points de l'acier DP 450-1,4 mm.

Le comportement en cisaillement à la traction des plaques soudées par points en acier DP 450, TRIP 700 et HSLA350 est représenté sur la figure IV.10. Pour les différents types de matériaux. Dans cette figure, nous avons comparé le comportement au cisaillement par traction des assemblages réalisés par les trois types d'acier susmentionnés. Comme on peut le constater, les trois types d'acier présentent un comportement nettement différent.

Le tableau IV.3 montre les valeurs moyennes de la charge maximale de cet assemblage par soudage par points. Ce tableau montre clairement que l'acier TRIP admet une charge à la rupture supérieure à celles des deux autres matériaux (rappelons que la charge de rupture augmente de l'acier HSLA350 à l'acier TRIP 700 passant par la charge à la rupture intermédiaire de l'acier DP 450).

Quant au déplacement à la rupture, ceci atteint la valeur maximale dans l'acier DP 450 et des valeurs significativement plus faibles dans les deux autres matériaux, en particulier l'acier TRIP 700.

Dans ce qui suit, nous avons déterminé les courbes contrainte- déformation des plaques en TRIP 700 soudées par point pour deux épaisseur données : $e = 0.7$ mm et 1.4 mm. La courbe montre que l'épaisseur des plaques a une influence significative sur le comportement en cisaillement par traction (Figure IV.11).

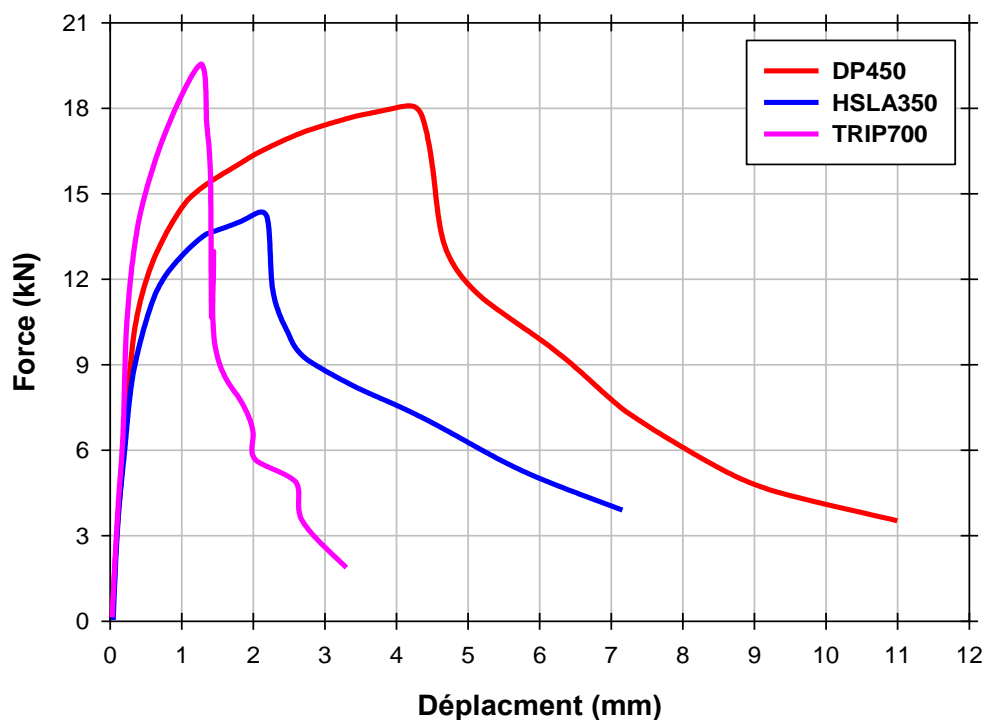


Figure IV.10: L'influence de type de matériau sur le comportement en cisaillement pour des plaques soudée par point

Union	Charge maximale [kN]
	(largeur 50 mm, épaisseur 1 mm)
HSLA	14,30±0,09
DP 450	17,77±0,23
TRIP 700	19,32±0,18

Tableau IV.3 : Comportement au cisaillement des plaques soudées par points

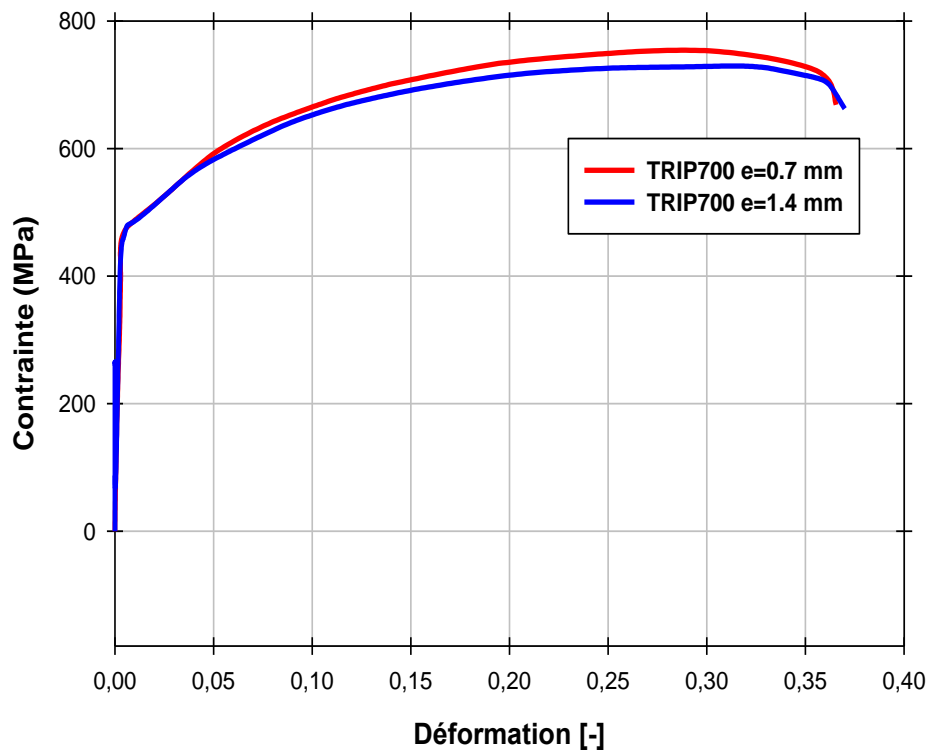


Figure IV.11: Courbe contrainte de déformation de l'acier TRIP 700 soudée par point avec différent d'épaisseur

IV.1.3. Microstructure

Un aperçu détaillé de la microstructure du point de soudure et de la zone affecté thermiquement est donné par les figures IV.12-14. Dans la figure IV.13, on voit clairement l'interface entre les deux plaques soudées. Le durcissement micro-structurel suite au soudage des deux plaques est nettement renseigné.

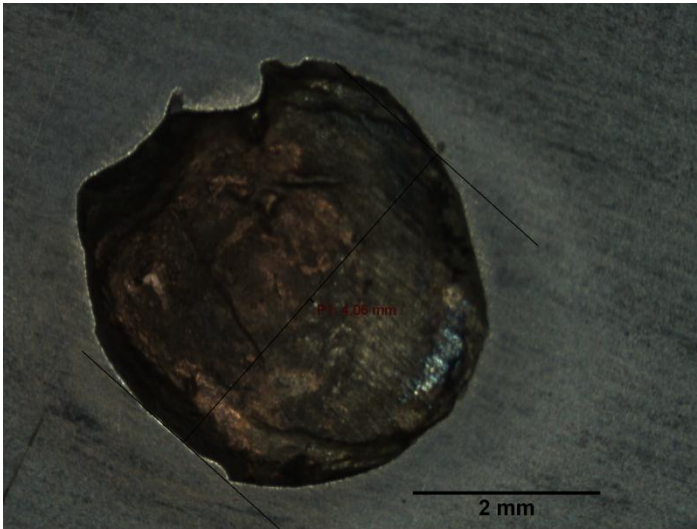


Figure IV.12: Vue macroscopique du point de soudure

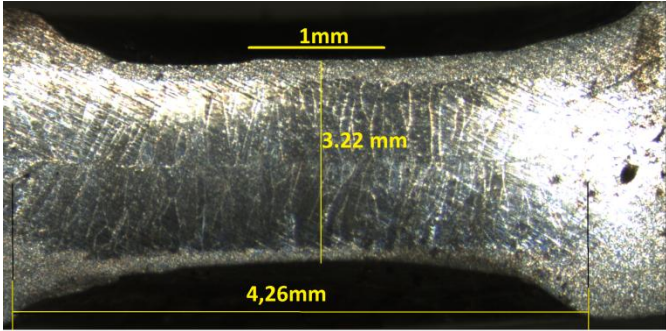


Figure IV.13 : Vue macroscopique d'une coupe transversale du point de soudure

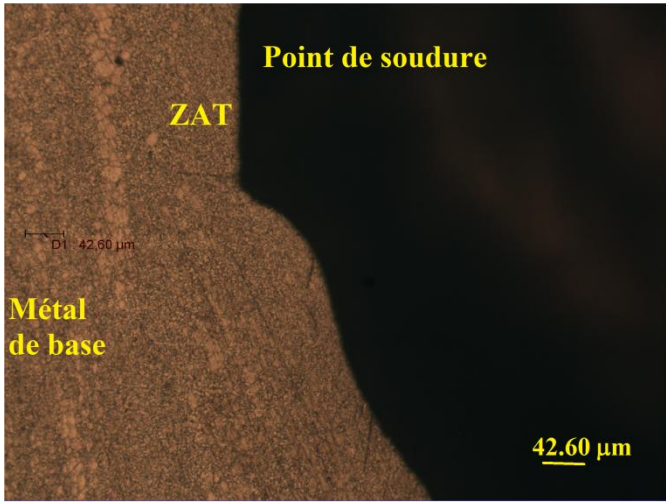


Figure IV.14 : Microstructure AISI 430 : Interface ZAT/Métal de base

IV.1.4. Microdureté

Les figures IV.15-16 représentent la variation de la microdureté dans les différentes zones, proches du point de soudure, en variant le temps de soudage et l'intensité de courant. Les valeurs les plus significatives correspondent à la zone affectée thermiquement. Dans la zone du point de soudure, la microdureté est moins significative, due essentiellement à la transformation de la phase γ vers la phase α , pour des intensités de courants élevés et de faibles temps de soudage.

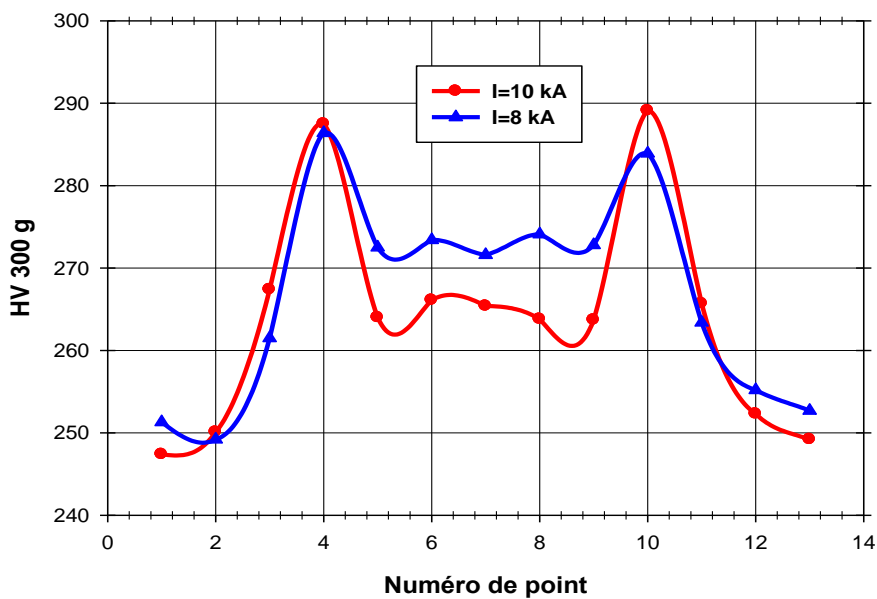


Figure IV.15 : Microdureté AISI 304, t=0.6 s

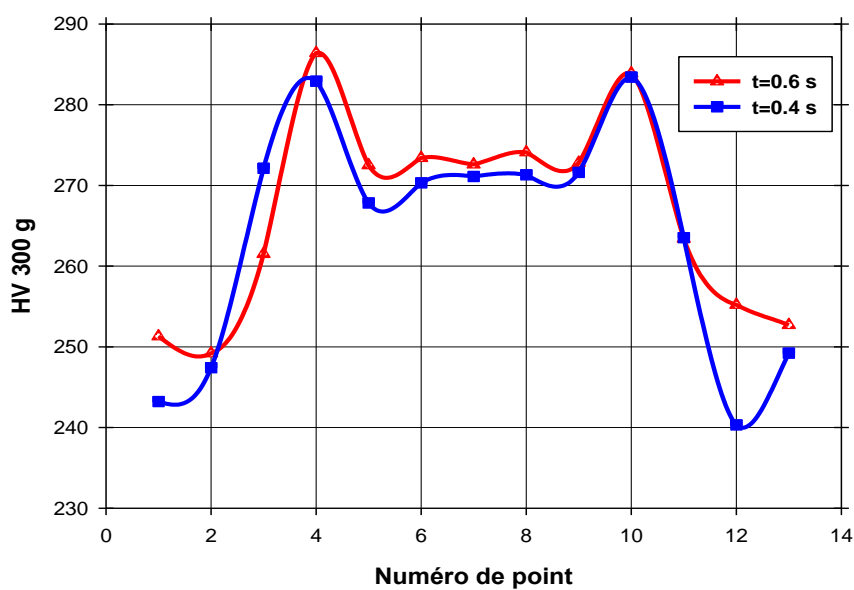


Figure IV.16: Microdureté AISI 304, I=6 kA

IV.1.5. Contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles sont déterminées pour deux types d'éprouvettes : éprouvettes sans grenailage de précontrainte (shot peening (sp)) et éprouvette grenillées (sp). Dans les figures IV.17-24, sont représentées respectivement, les profils des tensions résiduelles mesurées, de FWHM, contraintes principales $\sigma_{1,2}$ et la direction φ , dans les directions de -45° , 0° et 45° . Les valeurs trouvées montrent une différence significative dans les niveaux des contraintes résiduelles atteintes pour toute la profondeur affectée.

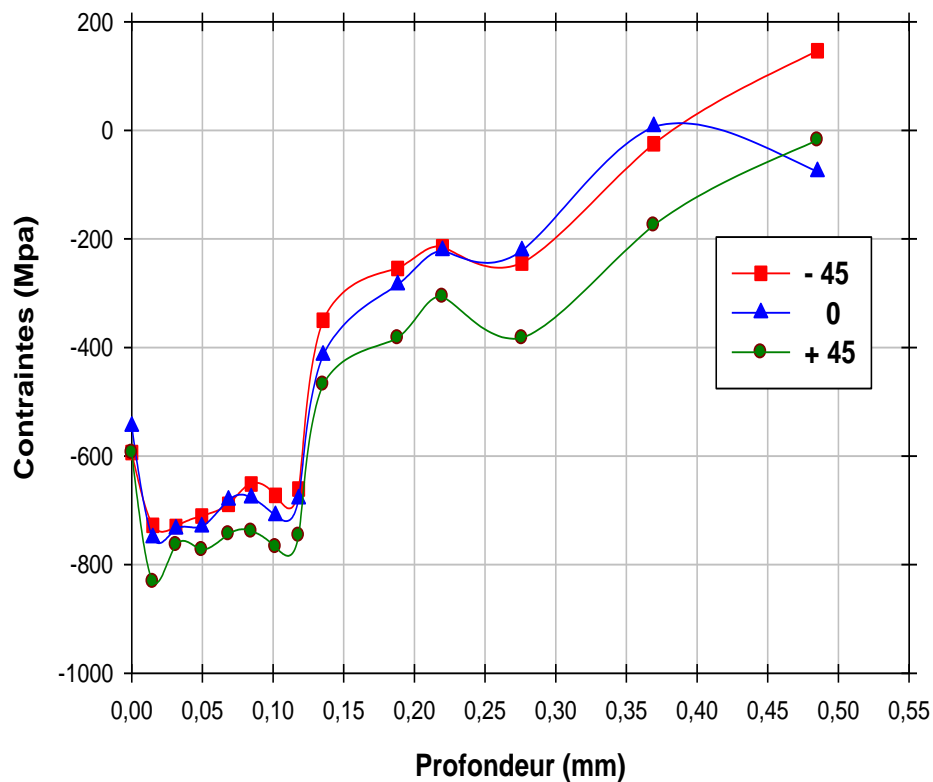


Figure IV.17 : Profils des contraintes résiduelles mesurées (éprouvettes sans grenailage)

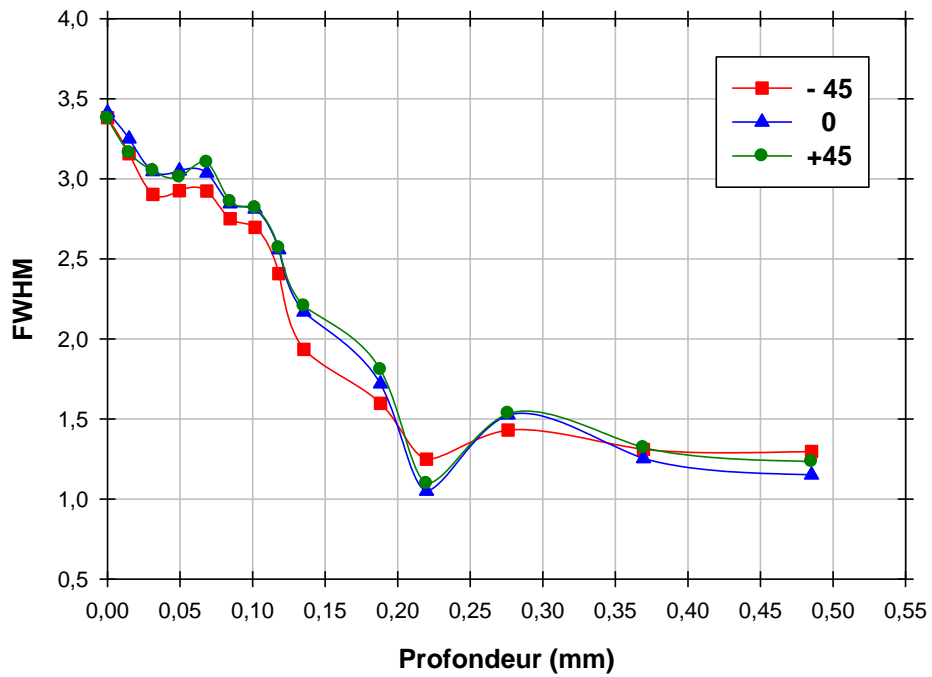


Figure IV.18 : Full Width at Half Maximum (FWHM) (épreuves sans grenailage)

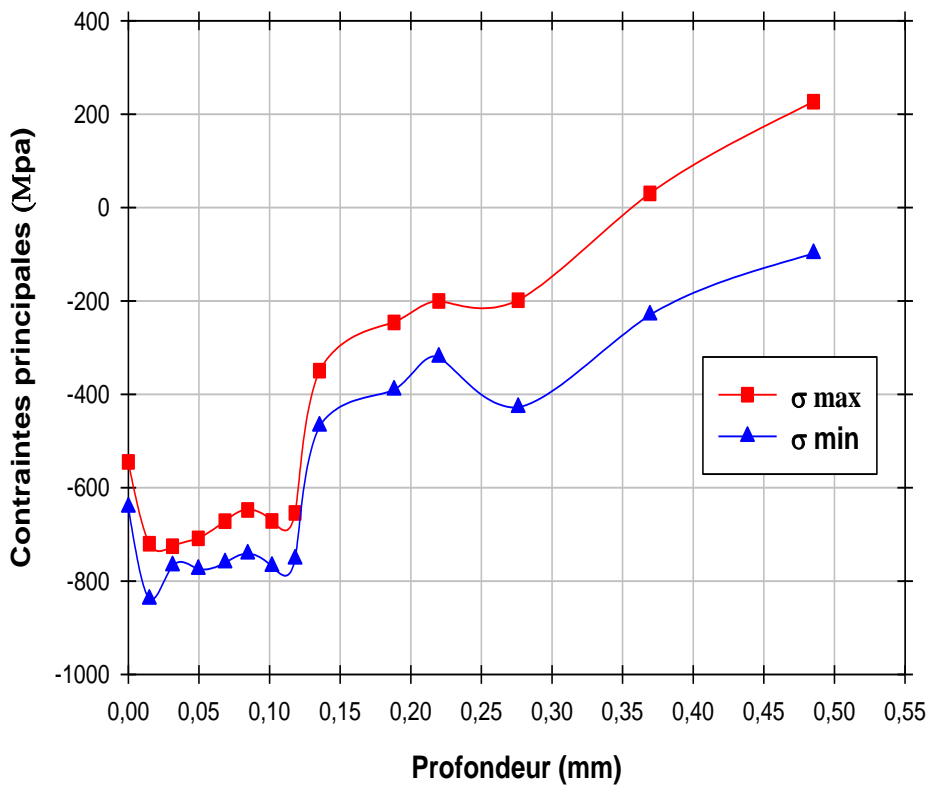


Figure IV.19 : Profils des contraintes principales (épreuves sans grenailage)

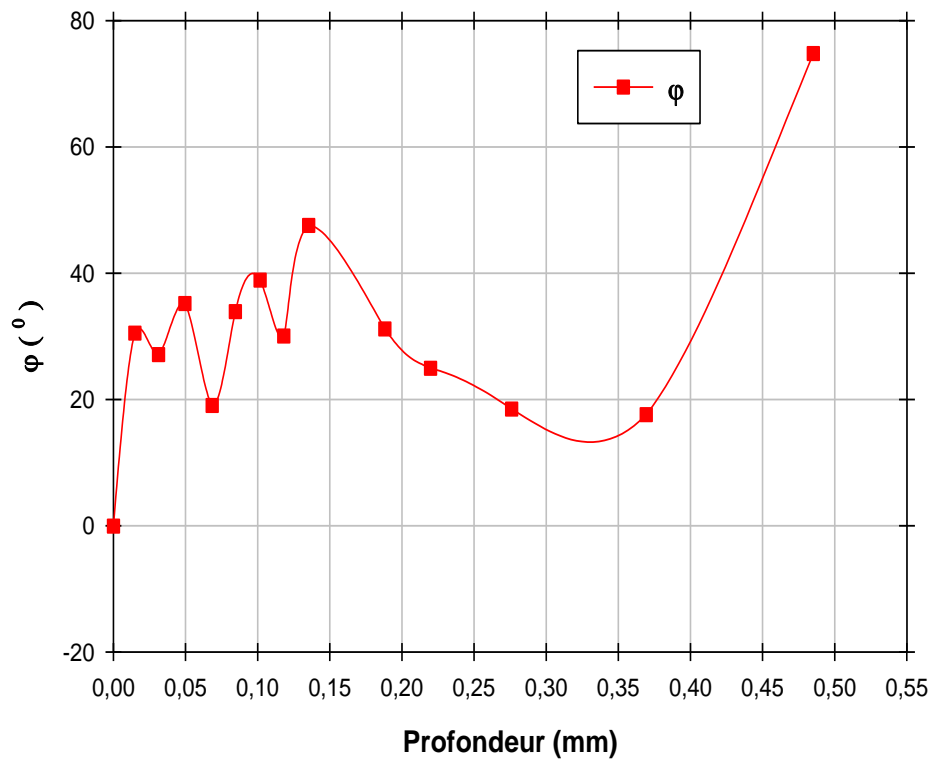


Figure IV.20 : Direction φ (éprouvettes sans grenailage)

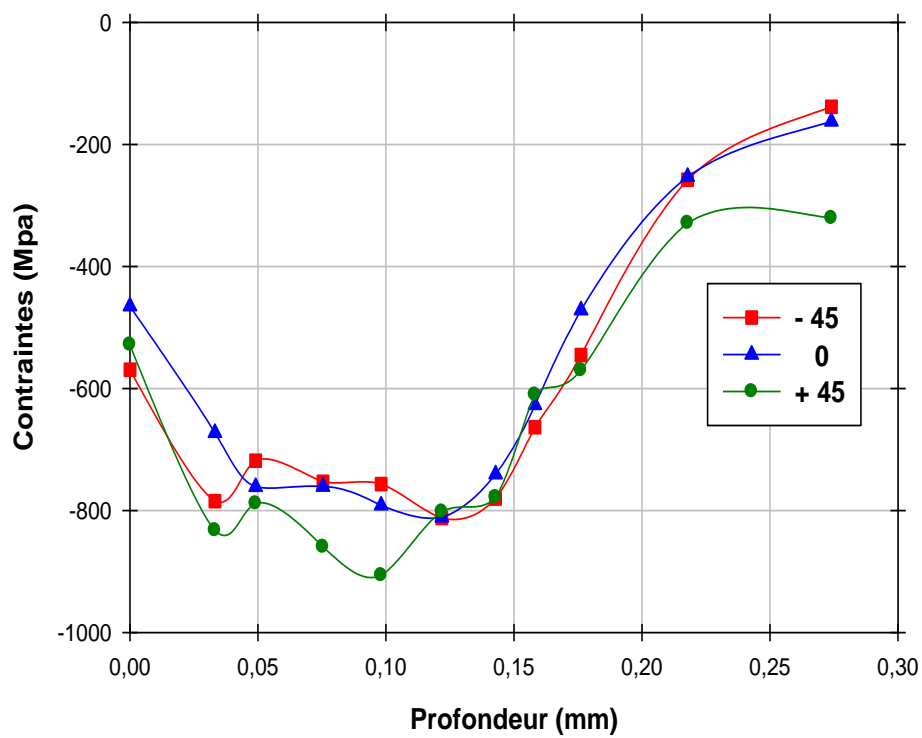


Figure IV.21 : Profils des contraintes résiduelles mesurées (éprouvette grenailées)

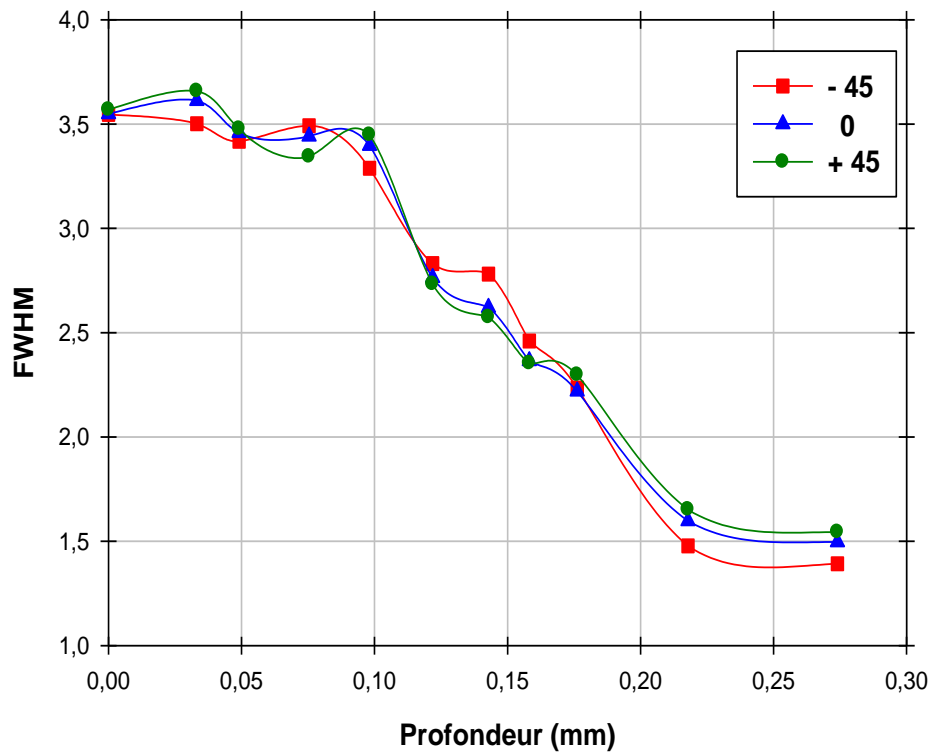


Figure IV.22 : Full Width at Half Maximum (FWHM) (éprouvette grenailées)

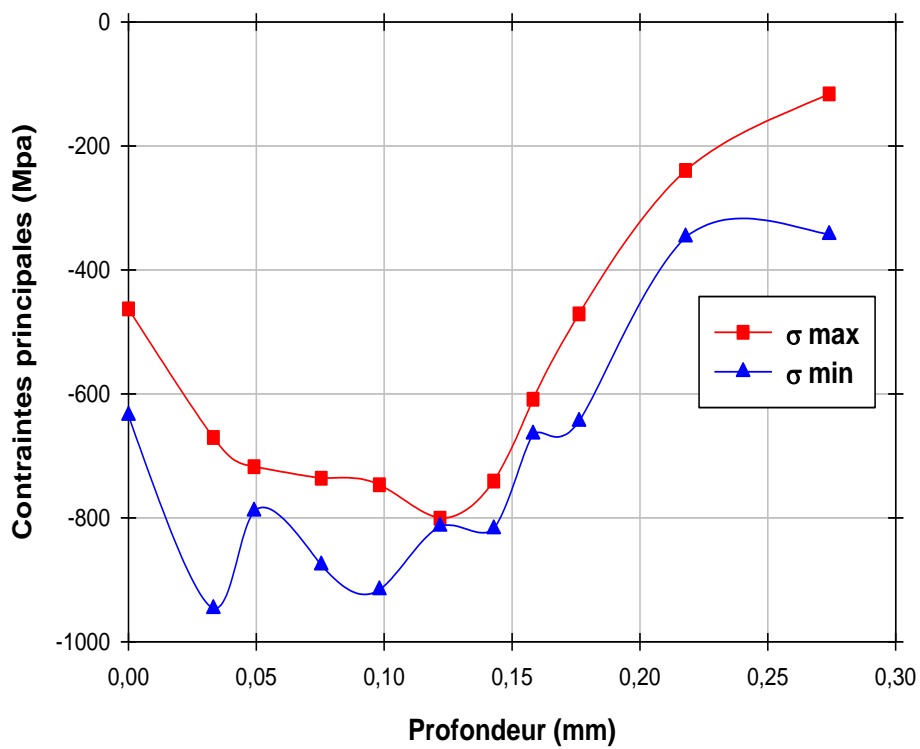


Figure IV.23 : Profils des contraintes principales (éprouvette grenailées)

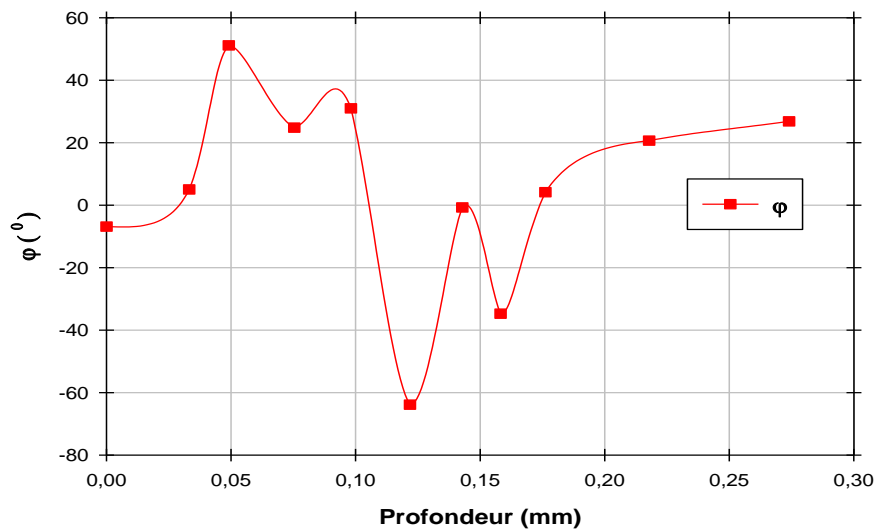


Figure IV.24 : Direction φ (éprouvette grenailées)

VI.2. Résultats de simulation numérique

IV.2.1. Déplacement suivant yy

La figure IV.25 représente le déplacement de l'électrode suivant l'axe y sous l'influence d'une force égale à 4000 N. L'épaisseur des plaques est prise égale à 2 mm et le déplacement maximal correspond à celui de l'électrode inférieure.

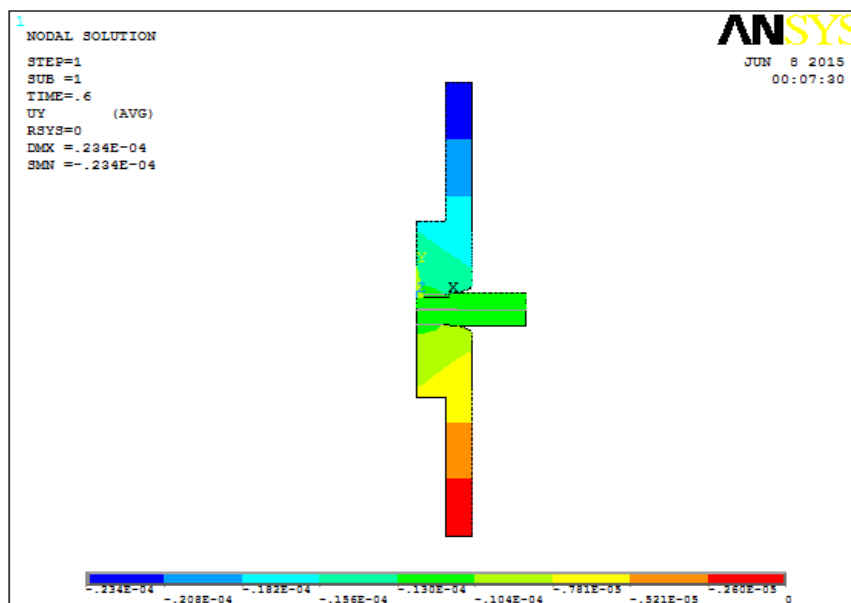


Figure IV.25 : Déplacement suivant l'axe y

IV.2.2. Pression de contact

Les profils des pressions de contact varient significativement en fonction des forces appliquées et des épaisseurs des plaques (Figures IV.26-27) dans la direction de l'interface plaque/plaque.

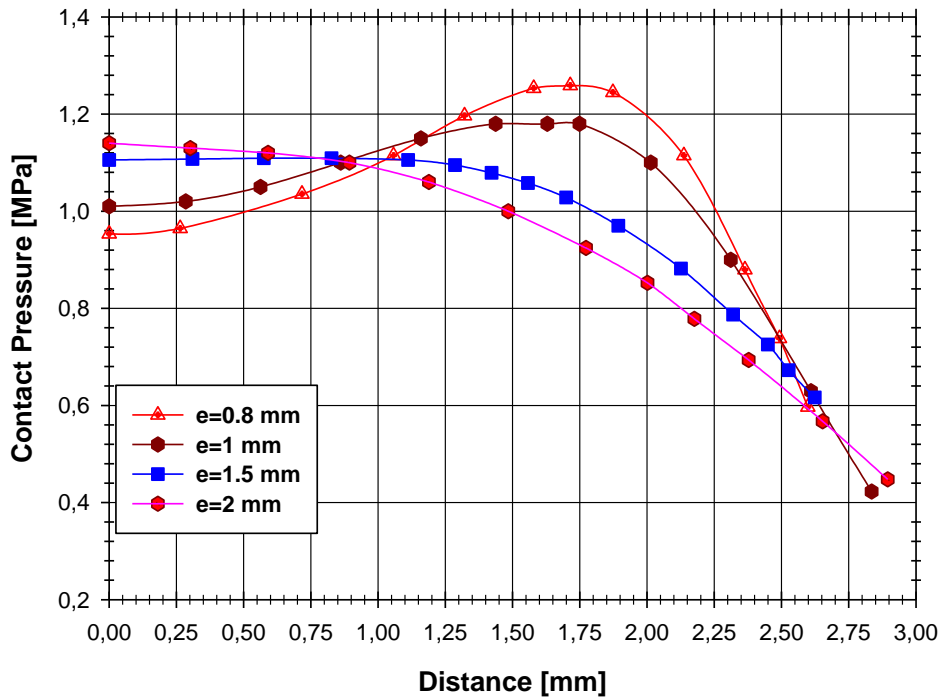


Figure IV.26 : Pression de contact, $F=3000\text{ N}$.

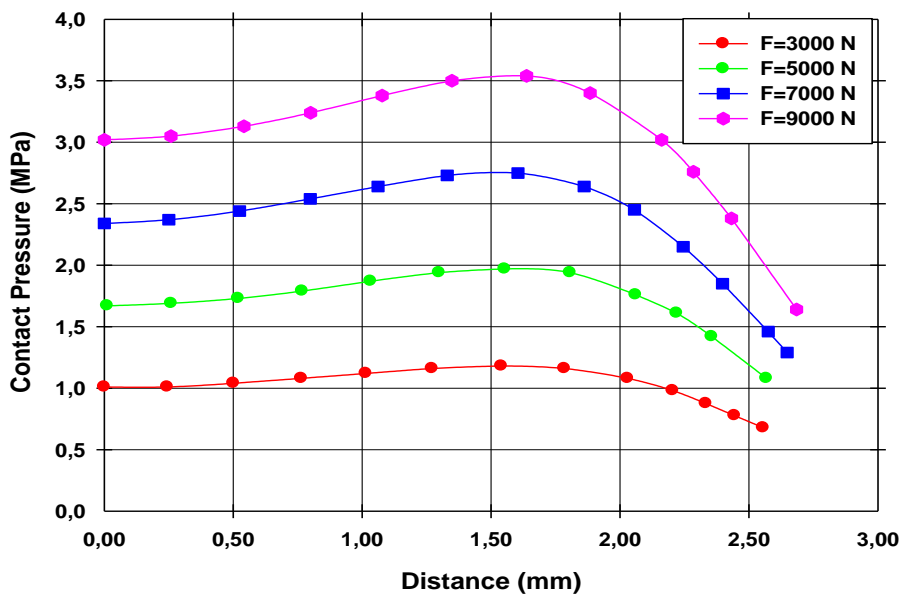


Figure IV.27 : Pression de contact, $e=1.5\text{ mm}$

IV.2.3. Influence de l'épaisseur des plaques

La figure IV.28 montre une distribution détaillée des contraintes longitudinales dont la force appliquée sur les électrodes est estimée égale à 4000 N. Les figures IV.29-30 enseignent les distributions des contraintes dans la direction de l'interface électrode/plaque et plaque /plaque pour différentes épaisseurs de plaques. Les contraintes longitudinales les plus significatives se trouvent le long du profil externe de l'électrode.

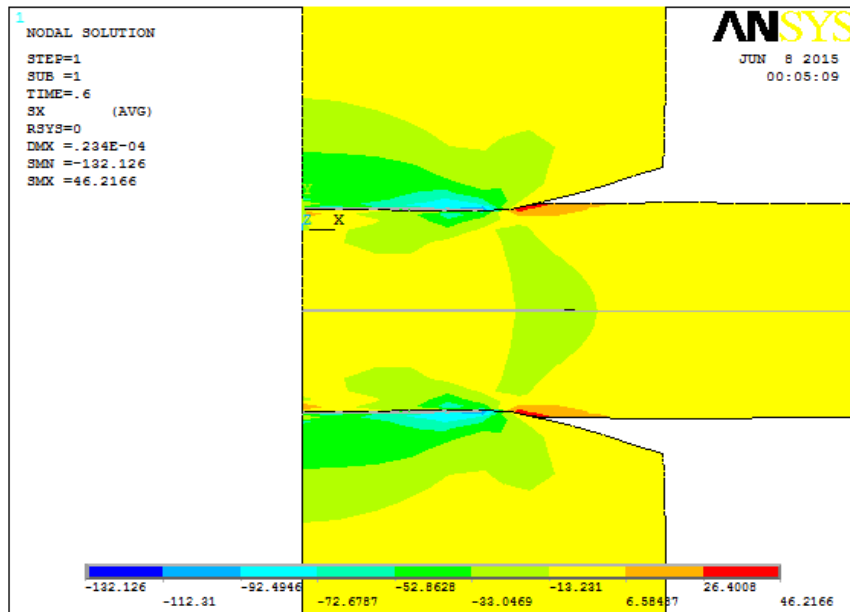


Figure IV.28 : Distribution des contraintes longitudinales σ_x ($e=1.5$ mm)

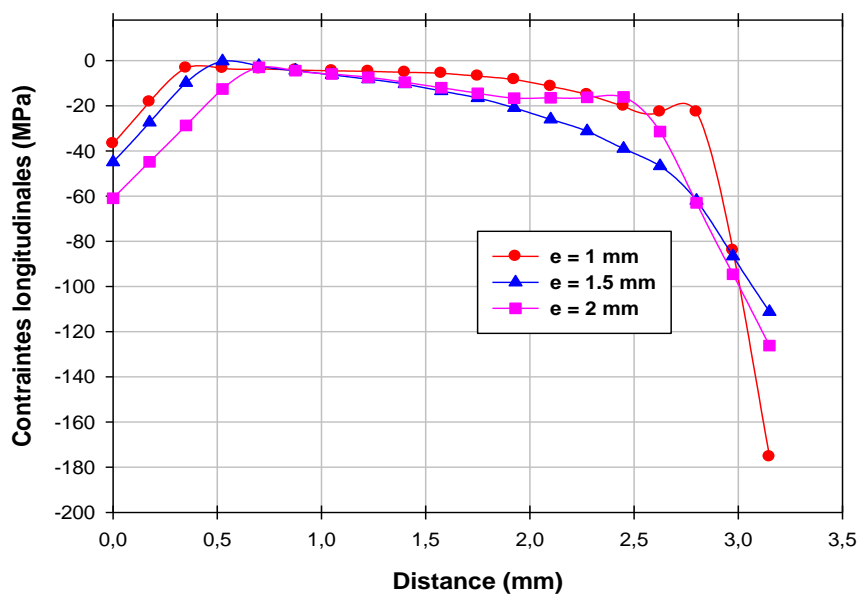


Figure IV.29 : Profils de contrainte longitudinale interface électrode/plaque

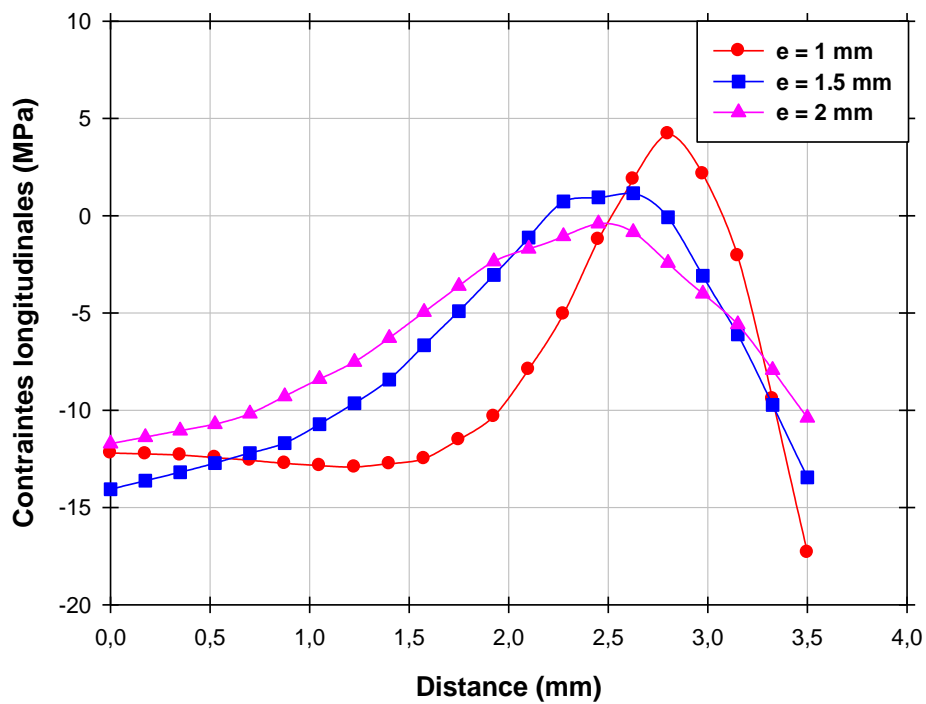


Figure IV.30 : Profils de contrainte longitudinale interface plaque /plaque

La figure IV.31 montre la distribution des contraintes transversales σ_y . Les figures IV.32-33 montrent les distributions des contraintes le long de l'interface électrode/plaque et plaque /plaque pour différentes épaisseurs de plaques. Les contraintes transversales les plus dominantes se trouvent le long du contour latéral de l'électrode.

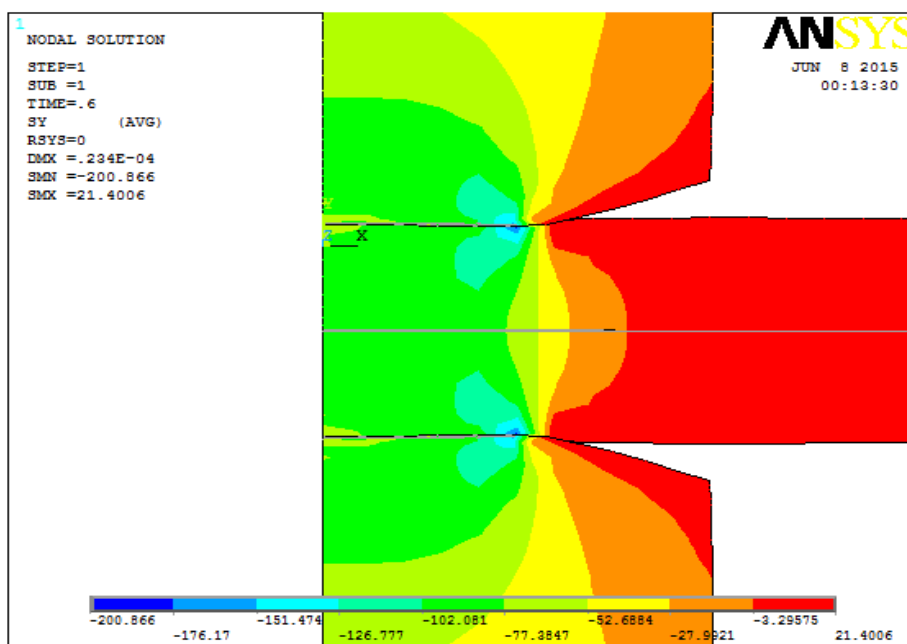


Figure IV.31 : Distribution des contraintes transversales σ_y

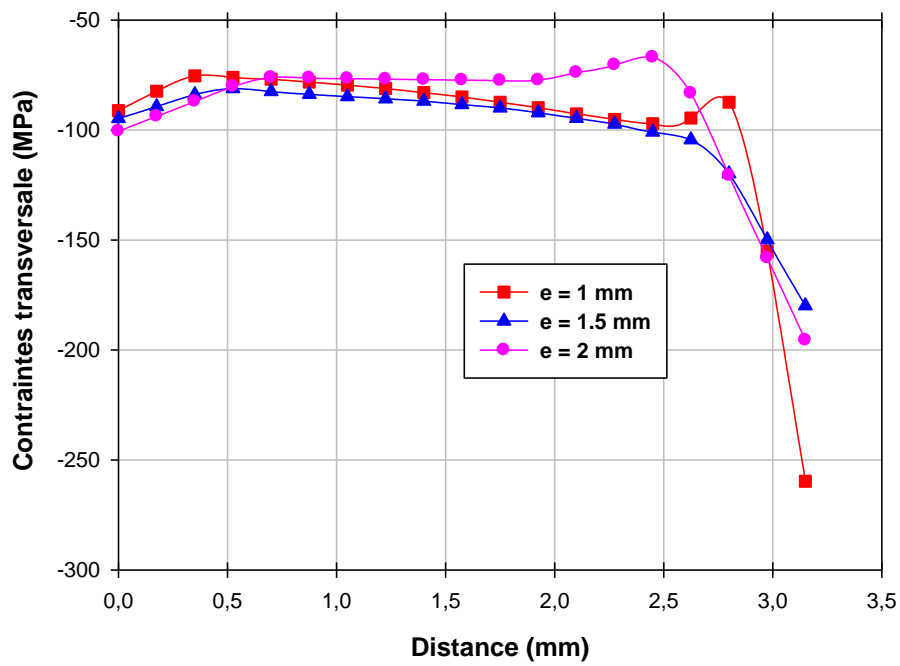


Figure IV.32 : Profils des contraintes transversales interface électrode/plaque

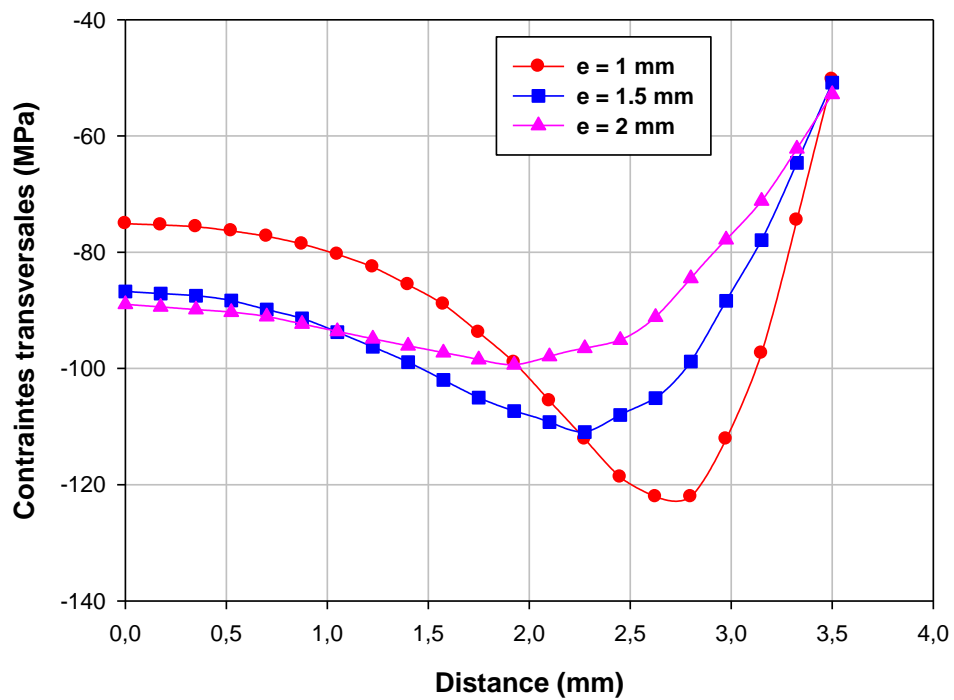


Figure IV.33 : Profils de contrainte transversales interface plaques/plaque

Dans les figures IV.34-36, sont déterminées les contraintes de Von Mises où les extrémums sont atteints au niveau du bord latéral de l'électrode.

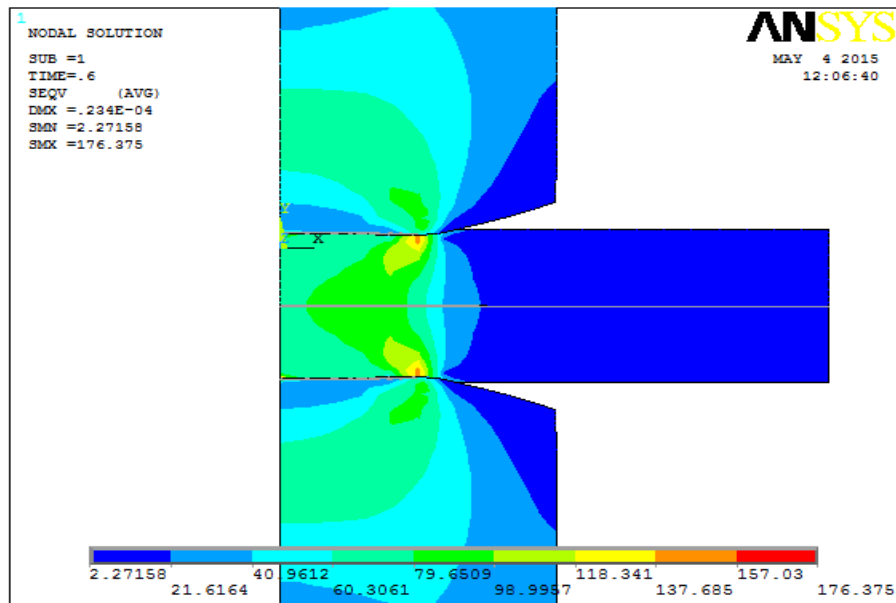


Figure IV.34 : Distribution des contraintes de Von Mises

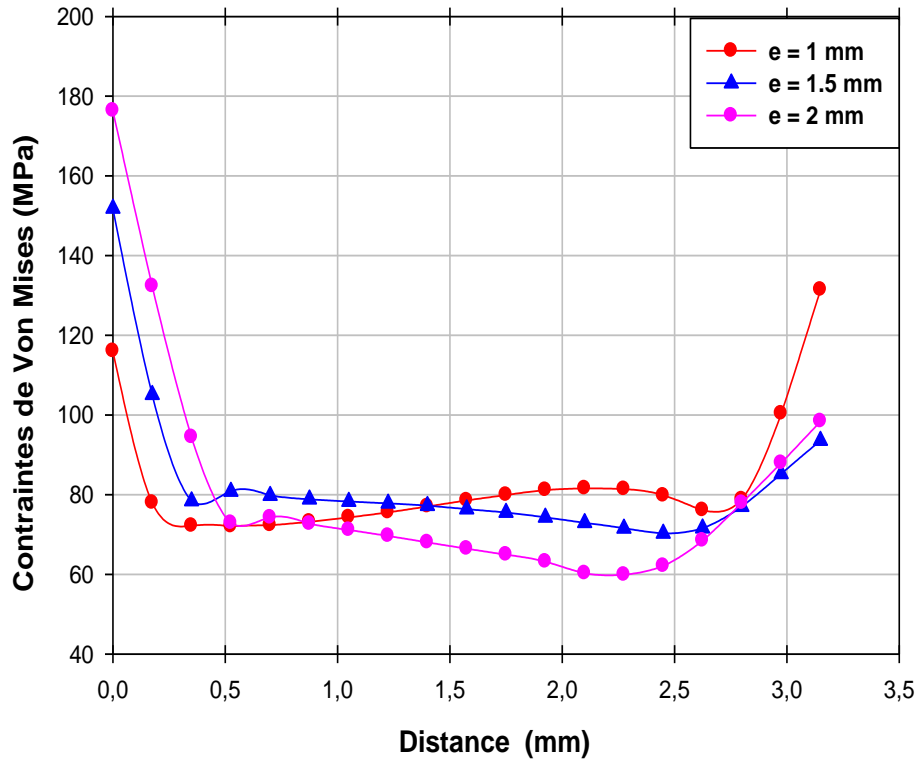


Figure IV.35 : Contraintes de Von Mises au contact électrode/plaque

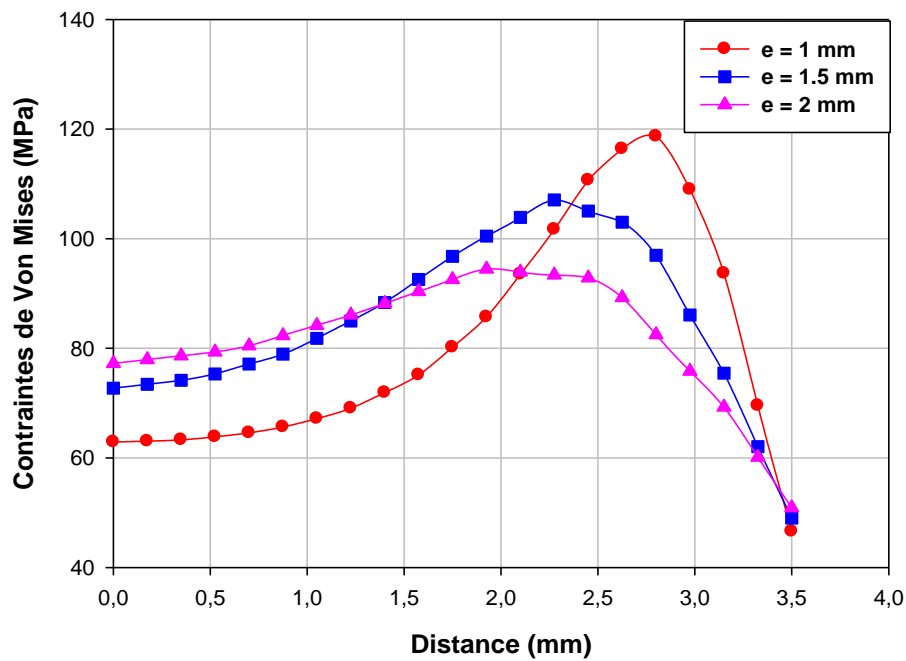


Figure IV.36 : Contraintes de Von Mises interface plaque/plaque

IV.2.4. Influence de la force sur l'électrode

Pour voir l'effet de la force appliquée sur l'électrode, les valeurs de la force appliquée sur les électrodes varient de 3500 N à 4500 N en maintenant constante l'épaisseur de la plaque ($e=1.5$ mm). Les figures IV.37-42 exposent respectivement les profils des contraintes longitudinales, transversales et de Von Mises, calculées à l'interface électrode/plaque et plaque/plaque.

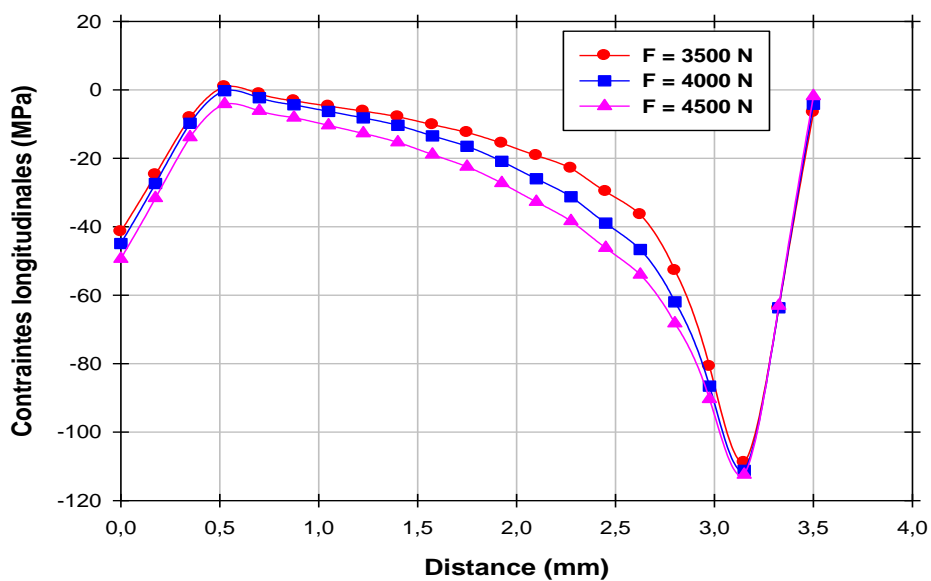


Figure IV.37 : Profils des contraintes longitudinales interface électrode/plaque

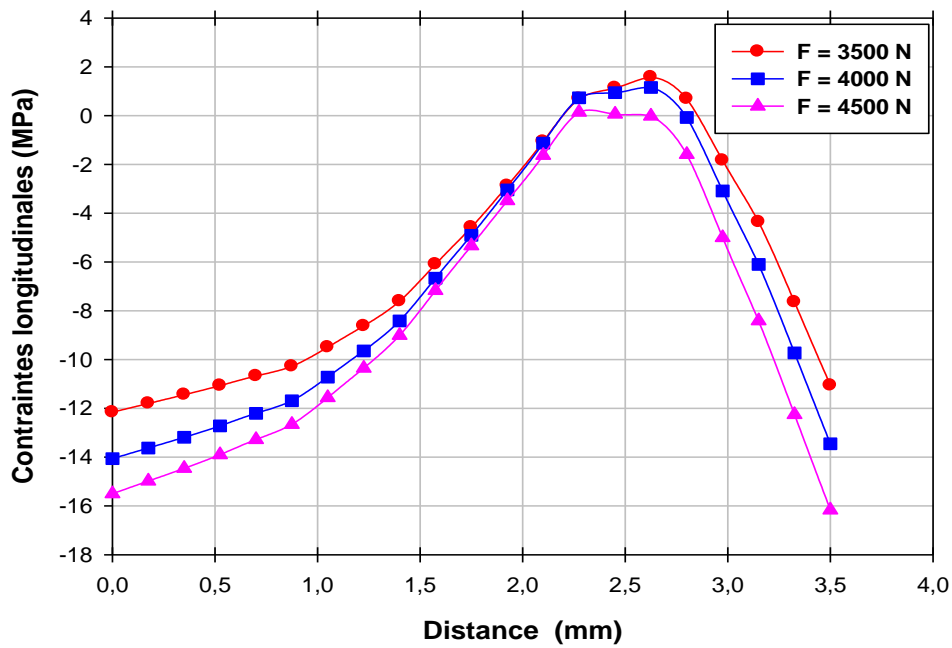


Figure IV.38 : Profils de contrainte longitudinales interface plaque/plaque

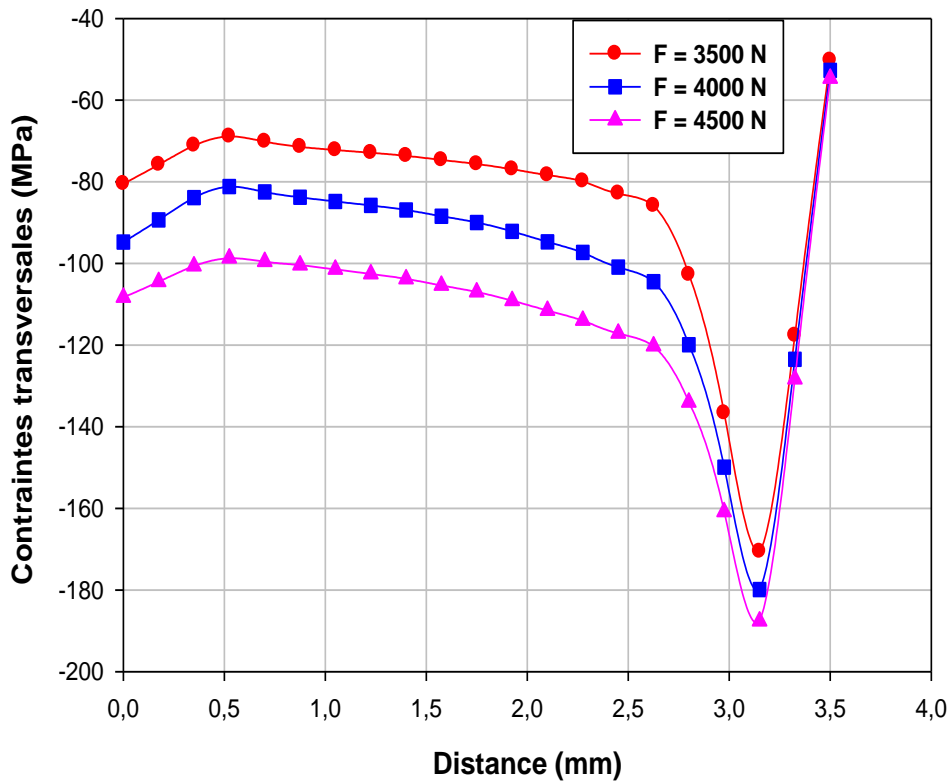


Figure IV.39 : Profils de contrainte transversale interface électrode/plaque

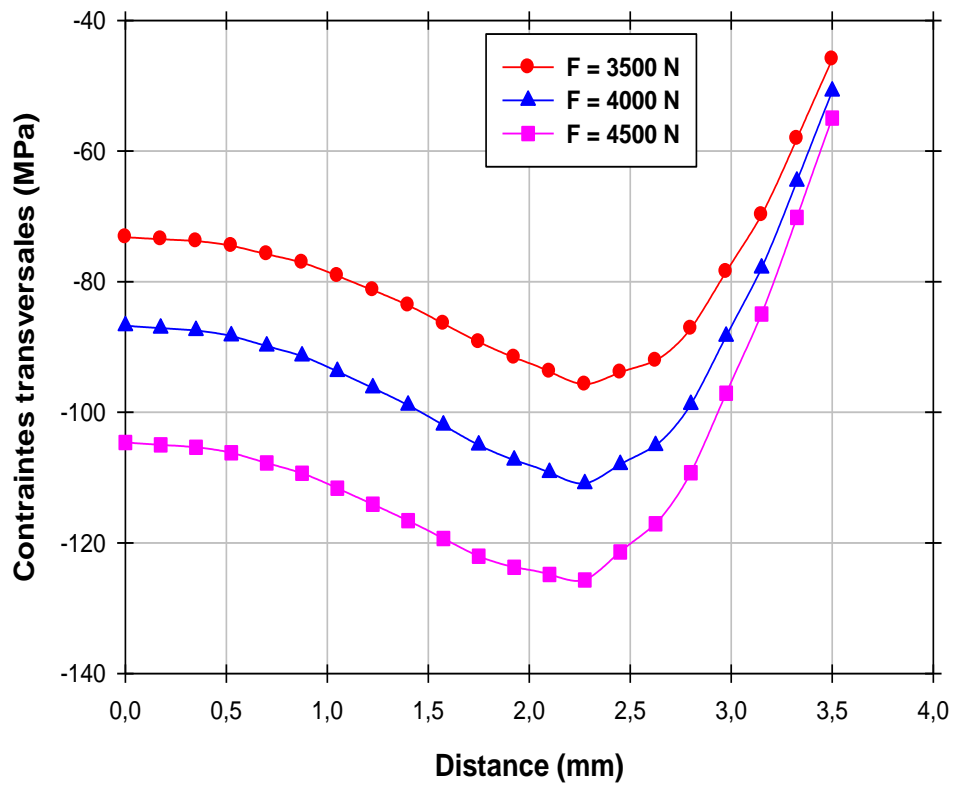


Figure IV.40 : Profils de contrainte transversale interface plaque/plaque

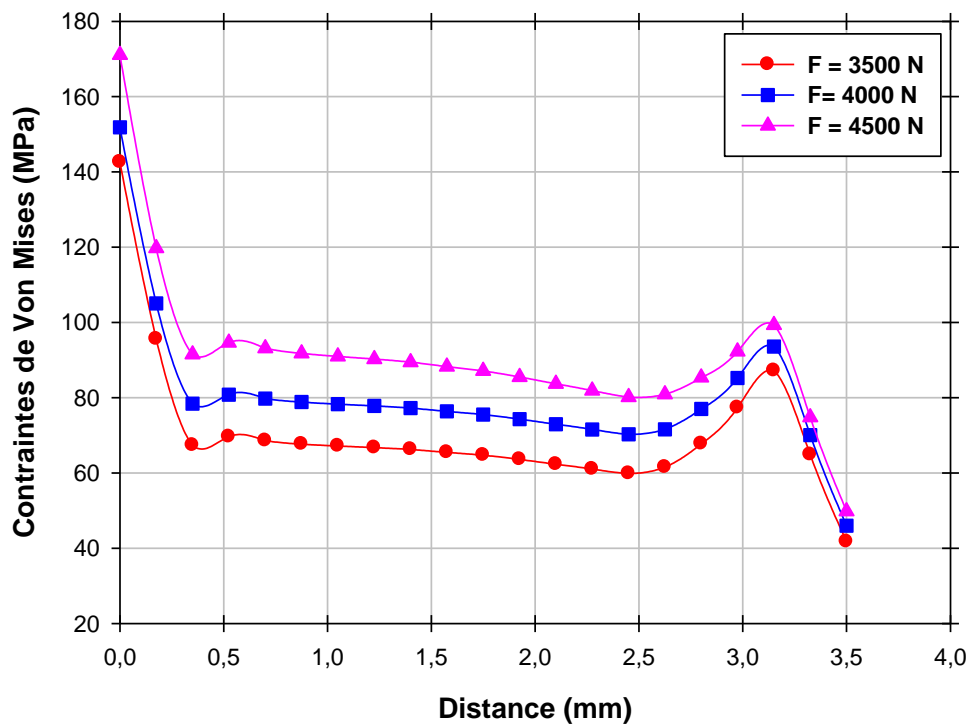


Figure IV.41: Profils de contrainte de Von Mises interface électrode/plaque

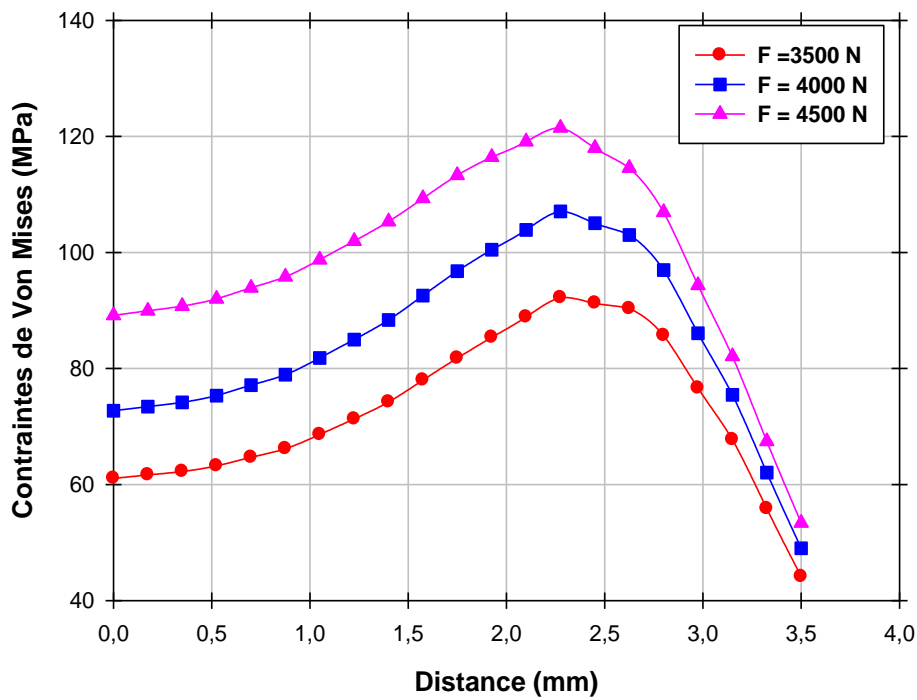


Figure IV.42 : Profils de contrainte de Von Mises interface plaque/plaque

IV.2.5. L'effet de l'intensité du courant

Les figures IV.43-45 illustrent l'effet de l'intensité du courant sur la distribution de la température .

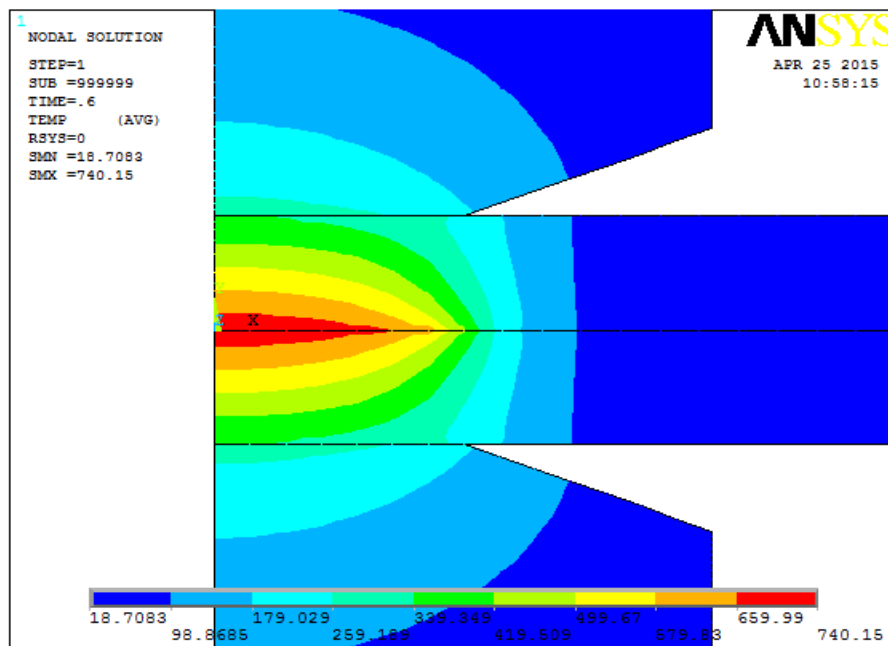


Figure IV.43 : Distribution de la température avec $I=8$ kA

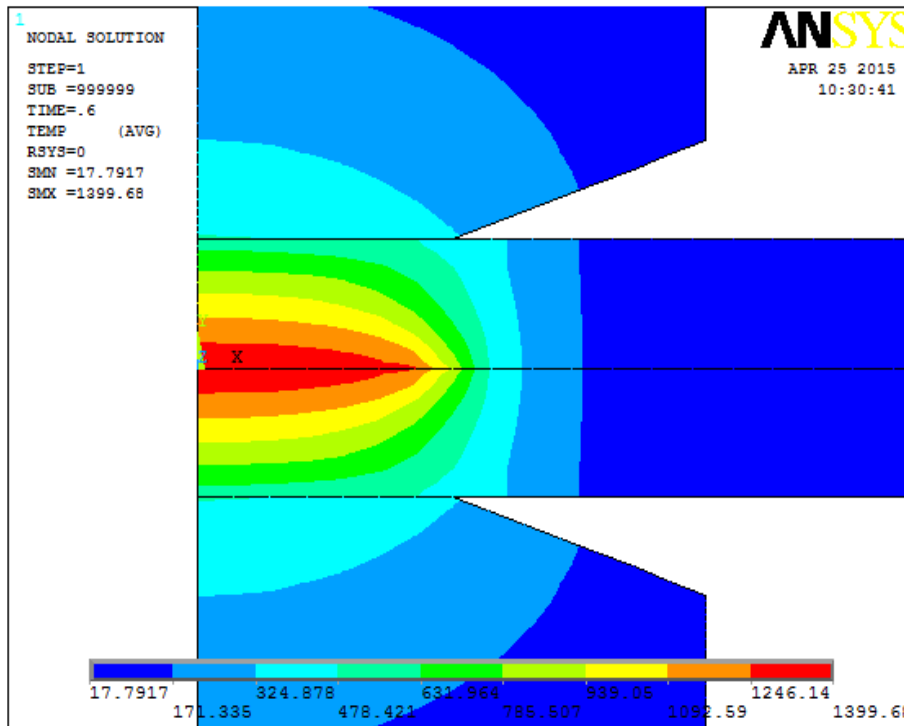


Figure IV.44 : Distribution de la température avec $I=10$ kA

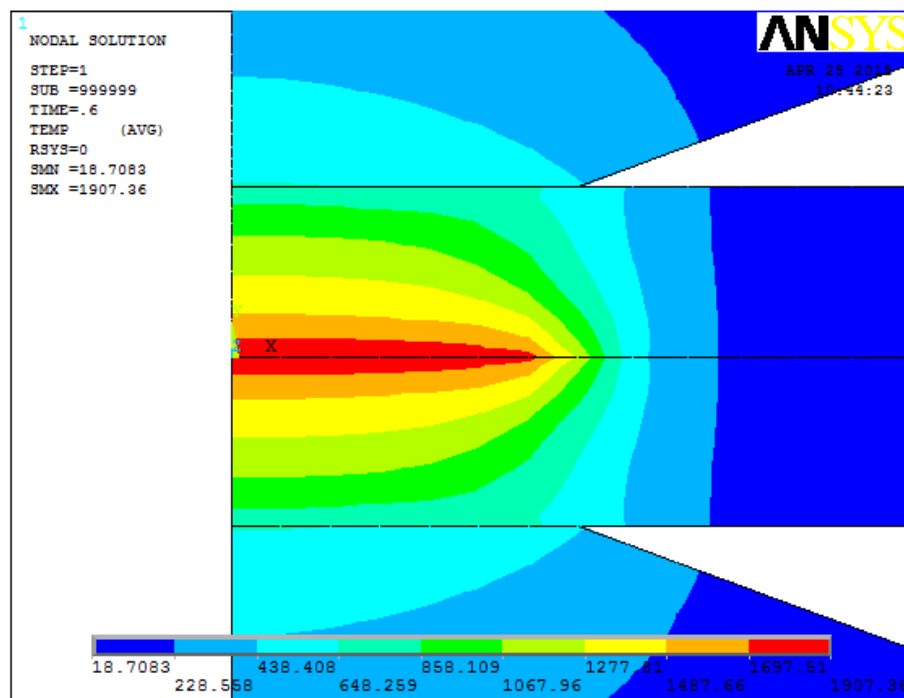


Figure IV.45 : Distribution de la température avec $I=12$ kA

Les figures IV.46-47 montrent l'effet de l'intensité de courant sur la distribution de la température le long de l'interface électrode/plaque et plaque/plaque. Pour un écart d'intensité égale à 4kA, la température peut atteindre une valeur de 400°C, laquelle peut engendrer des

transformations de phases. Ces dernières influent beaucoup sur les propriétés mécaniques de l'assemblage en général et du point de soudure en particulier.

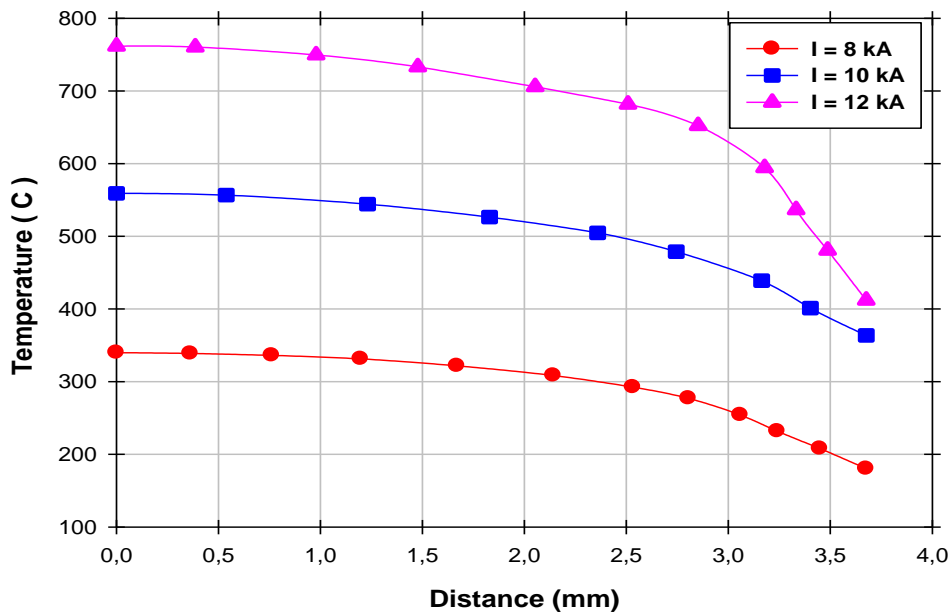


Figure IV.46 : Courbes de distribution de la température au contact électrode/plaque

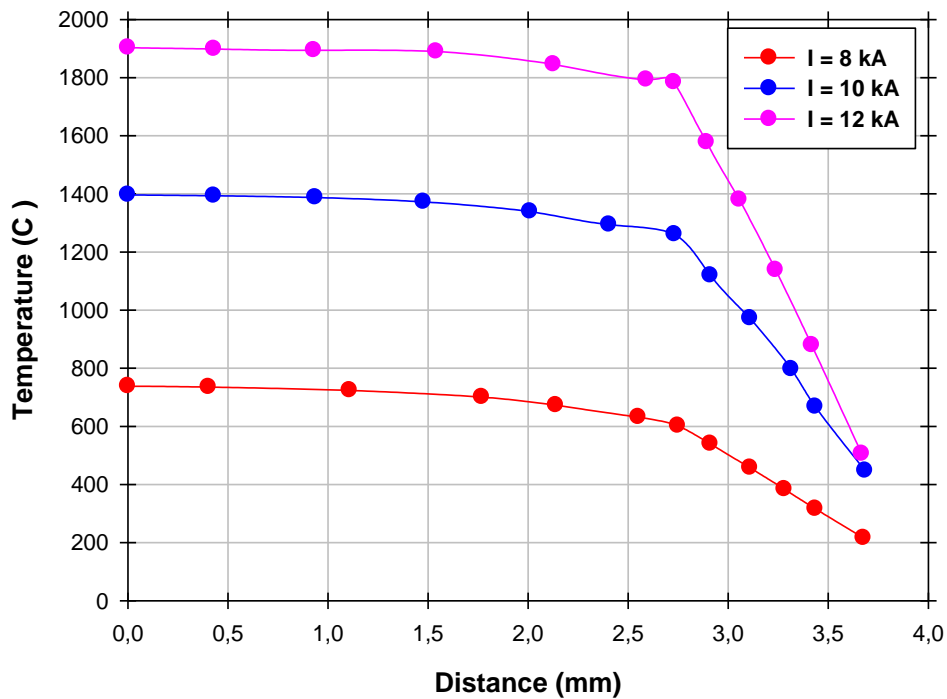


Figure IV.47 : Courbes de distribution de la température au contact plaque/plaque

IV.2.6. L'effet du temps de soudage

Pour la suite des calculs, le temps de soudage « t » est pris égal à 0.7 s et 0.8 s.

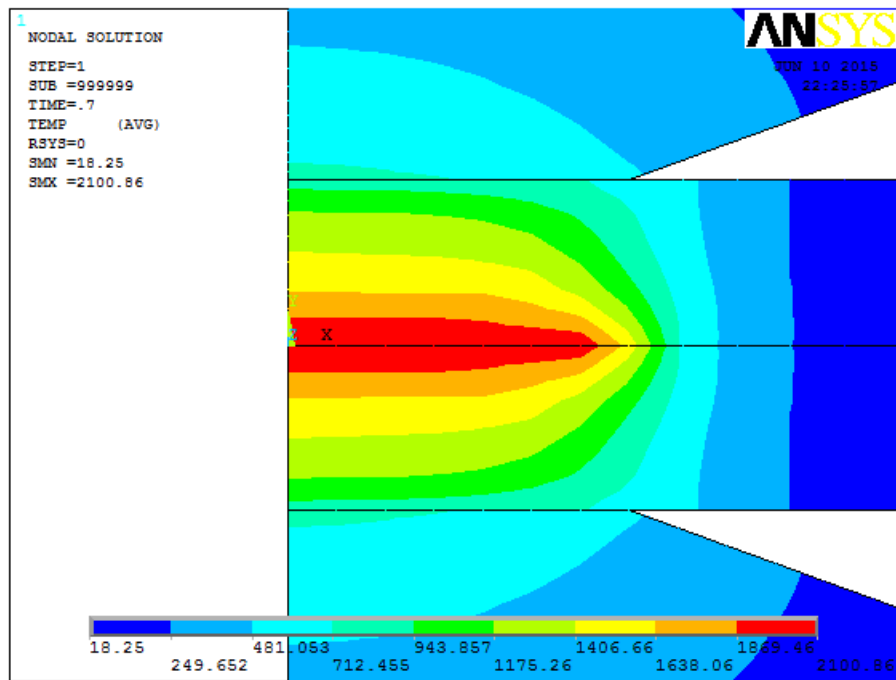


Figure IV.48 : Distribution de la température à $t = 0.7$ s

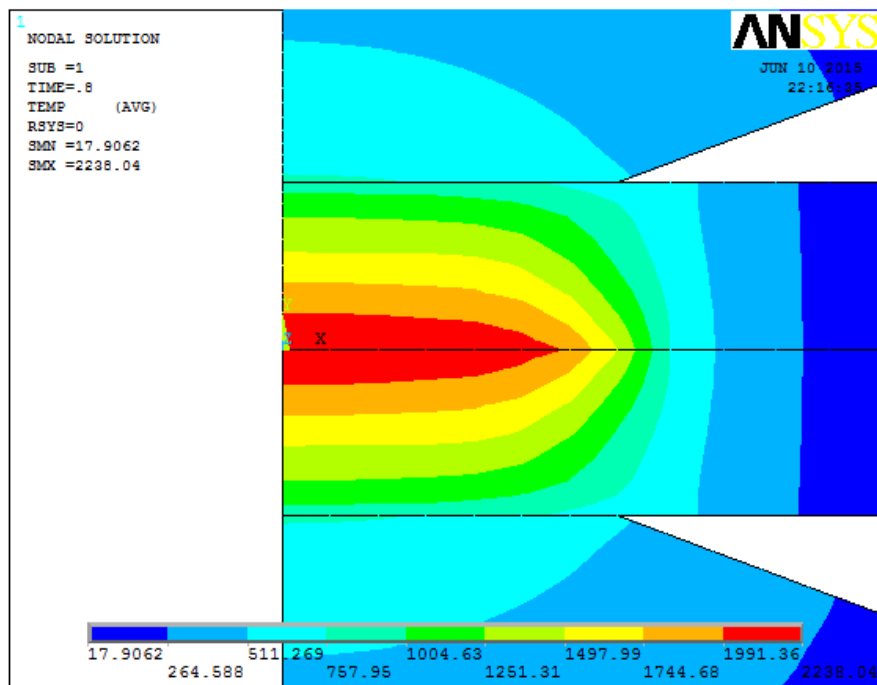


Figure IV.49 : Distribution de la température à $t = 0.8$ s

Les figures IV.50-51 montrent respectivement la distribution de la température en fonction du temps de soudage le long de l'interface électrode/plaque et plaque/plaque. Les températures élevées correspondent aux temps de soudage les plus long.

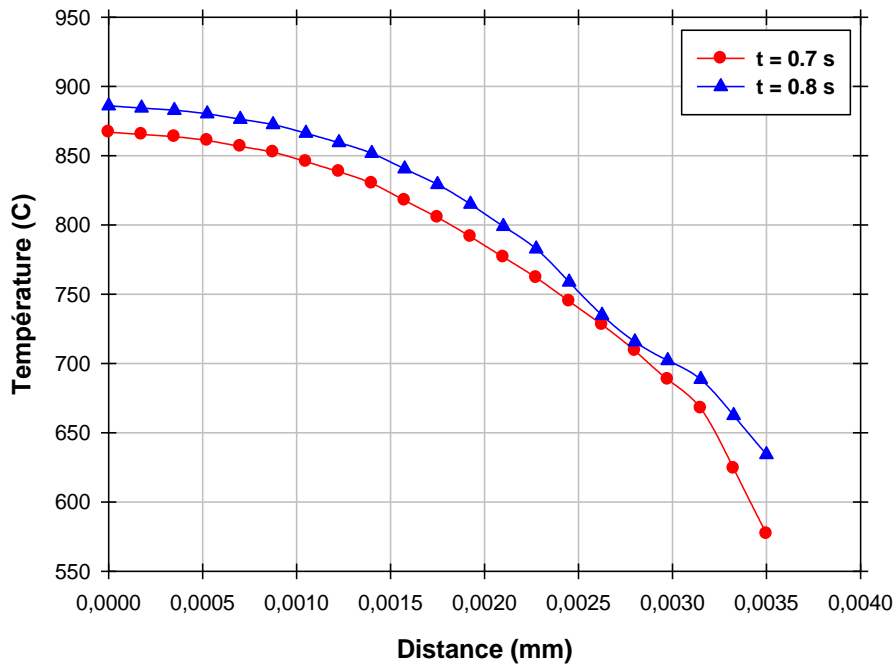


Figure IV.50 : Courbes de distribution de la température au contact électrode/plaque

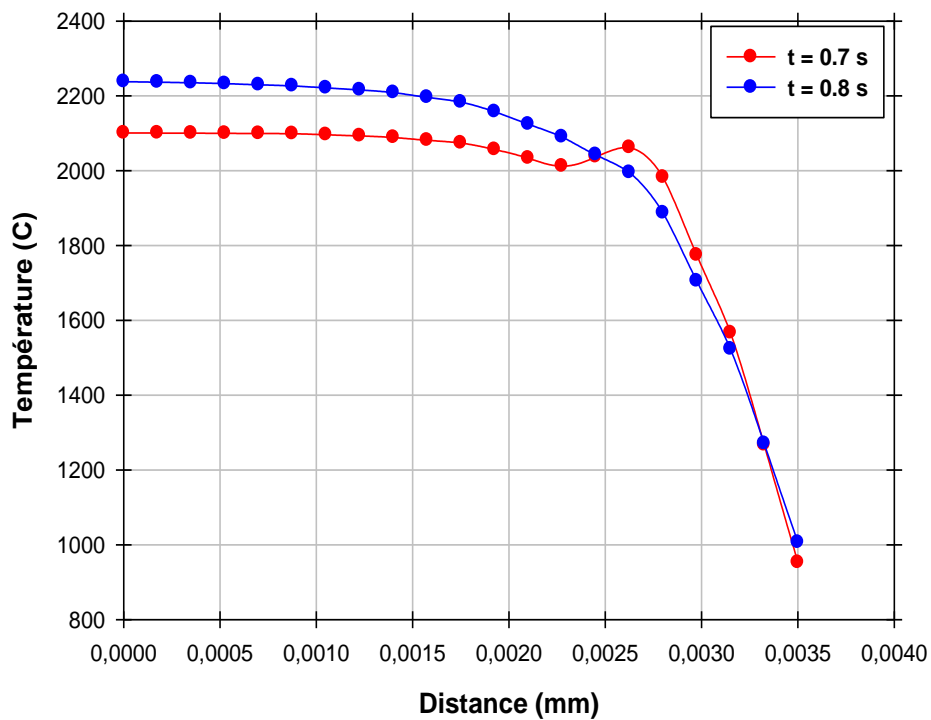


Figure IV.51 : Courbes de distribution de la température au contact plaque/plaque

Conclusion

Tous les résultats et discussions présentés au chapitre IV, seront finalement résumés dans les conclusions suivantes:

- Le diamètre du noyau obtenu par soudage par résistance par points est proportionnel au temps de soudage.
- Les paramètres de soudage (temps, épaisseur, intensité du courant, matériau) augmentent d'une manière significative les propriétés mécaniques du point de soudure.
- Une augmentation de la longueur de recouvrement améliore légèrement le comportement mécanique du point de soudure.
- La direction d'extraction des éprouvettes de traction (direction de laminage) influe peu sur la résistance du point de soudure.
- La charge de rupture du point de soudure est maximale pour un acier TRIP 700 et le minimum est constaté dans l'acier HSLA350.
- Le durcissement microstructural suite au soudage des deux plaques est nettement renseigné dans la zone affecté thermiquement.
- La zone affectée thermiquement admet des valeurs de microdureté plus significatives que le noua et le métal de base.
- Les valeurs des contraintes résiduelles en dessous de la surface transversale pour un point de soudure traité par shot peening montrent une différence significative dans les niveaux des contraintes résiduelles atteintes durant toute la profondeur affectée.
- Les profils des pressions de contact obtenus par simulation numérique varient significativement en fonction des forces appliquées et des épaisseurs des plaques dans la direction de l'interface plaque/plaque.
- Les contraintes longitudinale, transversales et de Von Mises les plus dominantes se trouvent le long du contour latéral de l'électrode.
- l'intensité de courant et le temps de soudage influent sur la formation du point de soudure en engendrant des transformations de phase au niveau du noyau.

References Bibliographiques

- [BAL 08]: V. H. BALTAZAR HERNANDEZ, M. L. KUNTZ, M. I. KHAN et al. Influence of microstructure and weld size on the mechanical behaviour of dissimilar AHSS resistance spot welds. *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 13, N°8, pp. 769-776, 2008
- [BEL 09] :S. BELHENINI, Analyses numérique des contraintes résiduelles dans les structures assemblées par soudage, mémoire de magister, UDL de SBA, Juin 2009.
- [BIR 06]: E. BIRO, A. LEE. Tensile Properties of Gleeble-Simulated HAZ from Various Dual-Phase Steels, *Sheet Metal Welding Conference XII*, Livonia, MI, may 2006.
- [BLO 01a]: R. BLONDEAU (sous la direction de). Procédés et applications industrielles du soudage. Hermès Science Publications, Paris, 2001.
- [CAT 03] : Catalogue Produits Plats Arcelor Auto, Arcelor, 2003.
- [CHA 03a]: Y. J. CHAO. Ultimate strength and failure mechanism of resistance spot weld subjected to tensile, shear, or combined tensile/shear loads. *Journal of Engineering Materials and Technology*, Vol. 125, pp. 125-132, April 2003.
- [CHA 03b]: Y. J. CHAO. Failure welds: interfacial versus pullout. *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 8, N° 2, pp. 133-137, 2003 mode of spot.
- [CHA 05] :S.Chainarong RIKUNWONG Modelisation du procede de soudage par points, 2005.
- [CRE 02]: L. CRETTEUR, A. I. KORUK, L. TOSAL-MARTINEZ. Improvement of weldability of TRIP steels by use of in-situ pre- and post-heat treatments. *Int. Conf. on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys*, Ghent, Belgium, 19-21 june, 2002 .
- [DEF 84]: J. DEFOURNY, A. BRAGARD. Chemistry of the high strength steel sheets for automotive industry and the criteria to define the resistance spot weldability. *Revue de la Soudure*, N° 1, pp. 17-24, 1984.
- [DIC 99]: G .Di Caprio, *Los aceros inoxidable*, ed. Grupinox, Milano, 1999.
- [DIE 02]: S. DIENG, F. MEESEMAECKER, C. BUIRETTE. Modélisation par éléments finis du comportement à rupture d'un point soudé et facteurs d'influence - Modèles de charge à rupture. *Rapport interne Arcelor, CRDM/CMS/SPE 2002-05-090*, 2002.
- [DIN 75]: W. O. DINSDALE, K. I. JOHNSON. Examination of mechanical tests for resistance spot welded low carbon steel sheet. *Welding Institute Research Report*, Vol. 5, N°1, pp. 91-105, 1975 .

- [DIN 77]: W. O. DINSDALE. A comparison of the static and impact strength of resistance spot welded mild steel sheet. Sheet Metal Industries, pp. 764-775, August 1977.
- [DOL 79]: DOLLE H., HAUKE V., Z. Fur Metal/k. 70 (1979) 682.
- [DOL 80]: DOLLE H., COHEN J. B., Met. Tras. IIA (1980) 159.
- [EWI 82]: K Ewing, M Cheres, R Thompson, P Kukuchek Static and impact strengths of spot-welded HSLA and low carbon steel joints, 1982 - papers.sae.org.
- [FER 98]: S. FERRASSE, P. VERRIER, F. MEESEMAECKER. Resistance spot weldability of high strength steels for use in car industry. Welding in the World, Vol. 41, pp. 177-195, 1998.
- [FIN 79]: T. E. FINE, R. V. FOSTINI. Spot weldability of high strength, cold rolled steels. Society of Automotive Engineers, Doc. N° 790005, 1979.
- [GOU 98]: J. E. GOULD, D. WORKMAN. Fracture morphologies of resistance spot welds exhibiting hold time sensitivity behavior. Sheet Metal Welding Conference VIII, AWS Detroit Section, Detroit, Mich. 1998.
- [GAU 02]: Gautier S. Philippe R. Simulation numérique du soudage par point, PSA Peugeot Citroën, Matériaux 2002.
- [GOU 05]: J. E. GOULD, W. PETERSON. Advanced materials require advanced knowledge - Understanding resistance spot welding of AHSS. The Fabricator, novembre 2005.
- [GOW 05]: A. R. GOWHARI-ANARAKI, S. J. HARDY, R. ALIPOUR. Spot-welded joints subjected to shear-tension loading. Part 2: mixed-mode fracture parameters. Journal of Strain Analysis, Vol. 40, N°8, pp. 755-773, 2005.
- [ISO 04]: ISO. Soudage par résistance – Soudabilité, Partie 2: Méthodes alternatives d'évaluation des tôles d'acier pour le soudage par points. ISO 18278-2, novembre 2004
- [JON 81]: T. B. JONES, N. T. WILLIAMS. Resistance spot welding of high strength steels. I. Mech. E., Doc. C287/81, pp. 123-134, 1981.
- [JSA 89]: Japanese Standards Association. Method of Inspection for Spot Weld. JIS Z 3140, 1989.
- [KAB 96]: M. KABASAWA, Y. FUNAKAWA, K. OGAWA et al. Estimation of Tensile Shear Strength of spot welded joint of steel sheets. Yosetsu Gakkai Ronbunshu, Vol. 14, N°4, pp. 754-761, 1996.
- [KHA 08]: M. I. KHAN, M. L. KUNTZ, Y. ZHOU. Effects of weld microstructure on static and impact performance of resistance spot welded joints in advanced high strength steels. Science and Technology of Welding and Joining, Vol. 13, N°1, pp. 49-59, 2008.

- [KUO 04]: M. KUO, J. CHIANG. Weldability study of resistance spot welds and minimum weld button size methodology development for DP steel. *Journal of materials and manufacturing*, Vol. 113, N°5, pp. 67-77, 2004.
- [LAM 07]: E. H. J. LAMOUREUX. Modélisation détaillée des soudures par point et Laser pour simuler la rupture des assemblages automobiles. Thèse de doctorat, Valenciennes : Univ. Valenciennes Et Du Hainaut-Cambrésis, 2007.
- [LAN 04]: B. LANGRAND, A. COMBESCURE. Non-linear failure behaviour of spotwelds: a global finite element and experiments in pure and mixed modes I/II. *International Journal of Solids and Structures*, Vol. 41, pp. 6631-6646, 2004.
- [LEE 96]: Y. LEE, T. WEHNER, T. MORRISSETT et al. Test of resistance spot welds under combined tension and shear. *Sheet Metal Welding Conference VII*, Detroit, Oct. 8-11, 1996.
- [LEE 05b]: H. LEE, N. KIM, T. S. LEE. Overload failure curve and fatigue behavior of spot-welded specimens. *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 72, pp. 1203-1221, 2005.
- [LIN 02]: S.H. LIN, J. PAN, S. R. WU et al. Failure loads of spot welds under combined opening and shear static loading conditions. *International Journal of Solids and Structures*, Vol. 39, pp. 19-39, 2002.
- [LIN 03]: S.H. LIN, J. PAN, T. TYAN et al. A general failure criterion for spot welds under combined loading conditions. *International Journal of Solids and Structures*, Vol. 40, pp. 5539-5564, 2003.
- [LON 04]: X. LONG. Residual stresses in spot welded new generation aluminium alloys Part B – finite element simulation of residual stresses in a spot weld in 5754 aluminium alloy, Department of Mechanical and Aerospace Engineering, University of Missouri – Columbia, 2004.
- [MA 08]: C. MA, D. L. CHEN, S. D. BHOLE et al. Microstructure and fracture characteristics of spot-welded DP600 steel. *Materials Science and Engineering A*, Vol. 485, pp. 334-346, 2008.
- [MAH 07]: P. MAHELLE. Caractérisation expérimentale et numérique du comportement d'assemblages soudés soumis à des sollicitations quasi-statiques et dynamiques. Thèse de doctorat, Valenciennes : Univ. Valenciennes Et Du Hainaut-Cambrésis, 2007.
- [MAR 05a]: M. MARYA, X. Q. GAYDEN. Development of requirements for resistance spot welding Dual-Phase (DP600) steels Part 1 – The causes of interfacial fracture. *Welding Journal*, Vol. 84-s, N°11, pp. 172-182, 2005.

- [MAR 06]: M. MARYA, K. WANG, L. G. HECTOR, X. GAYDEN. Tensile-shear forces and fracture modes in single and multiple weld specimens in Dual-Phase steels. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, Vol. 128, pp. 287-298, Feb. 2006.
- [MIL 03]: M. MILITITSKY, E. PAKALNINS, C. JIANG et al. On characteristics of DP600 resistance spot welds. *Society of Automotive Engineers*, Doc. 2003-01-0520, pp. 244-251, 2003.
- [MIM 04]: M. MIMER, L. E. SVENSSON, R. JOHANSSON. Process adjustments to improve fracture behaviour in resistance spot welds of EHSS and UHSS. *Welding in the World*, Vol. 48, N°3/4, pp. 14-18, 2004.
- [MOO 89]: L. G. MOORE, D. JAFFREY, H. W. KERR. Failure mechanisms in rephosphorised sheet steel spot welds. *Materials Science and Technology*, Vol. 5, pp. 492-498, may 1989.
- [NAI 08a]: B. NAIT OULTIT, A. LENS, H. KLOCKER. Mechanical behavior of advanced high-strength steel resistance spot welds. *Sheet Metal Welding Conference XIII*, Livonia, MI, 2008.
- [NIE 84]: H.A. NIED, "The Finite Element Modeling of the Resistance Spot Welding Process", *Welding Journal*, pp 123- 132, Avril 1984.
- [NIS 82]: T. NISHI, T. SAITO, A. YAMADA, Y. TAKAHASHI. Evaluation of spot weldability of High-Strength sheet steels for automobile use. *Nippon Steel Technical Report*, N° 20, pp. 37-44, December 1982.
- [OSA 03]: K. OSAWA, Y. SUZUKI, S. TANAKA. TS590-980 grade low-carbon equivalent type galvanized sheet steels with superior spot-weldability. *Kawasaki Steel Technical Report*, N°48, pp. 9-16, March 2003.
- [PET 02]: W. Peterson. Methods to minimize the occurrence of interfacial fractures in HSS spot welds. *Sheet Metal Welding Conference X*, Sterling Heights, MI., 2002.
- [PET 06a]: W. PETERSON, I. ACCORSI, T. COON. Review of weld mechanical property specification requirements in AWS D8.1 (Proposed). *Sheet Metal Welding Conference XII*, Livonia, MI, may 2006.
- [POO 75]: L. P. POOK. Fracture mechanics analysis of the fatigue behaviour of spot welds. *International Journal of Fracture*, Vol. 11, pp. 173-176, 1975.
- [POO 79]: L. P. POOK. Approximate stress intensity factors obtained from simple plate bending theory. *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 12, pp. 505-522, 1979.

- [POU 07]: M. POURANVARI, H. R. ASGARI, S. M. MOSAVIZADCH et al. Effect of weld nugget size on overload failure mode of resistance spot welds. *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 12, N°3, pp. 217-225, 2007.
- [RAD 90]: D. RADAJ, Z. ZHAOYUN, W. MOHRMANN. Local stress parameters at the weld spot of various specimens. *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 37, N°5, pp. 933-951, 1990.
- [RAO 07] : R .RAOELISON, Modélisation numérique du soudage par résistance par point d'assemblages symétriques de tôles revêtues à haute limite élastique. 13èmes Journées Internationales de Thermique, Albi, France, Aout 2007.
- [ROK 84]: S. I. ROKHLIN, L. ADLER. Ultrasonic method for shear strength prediction of spot welds. *Journal of Applied Physics*, Vol. 56, N°3, pp. 726-731, August 1984.
- [SAK 03]: Y. SAKUMA, H.OIKAWA. Factors to determine static strengths of spot weld for High Strength Steel sheets and developments of High Strength Steel sheets with strong and stable welding characteristics. *Nippon Steel Technical Report*, N° 88, pp. 33-38, July 2003.
- [SAT 01]: S. SATONAKA, K. I. HATTA, H. KIYOTA et al. Tensile shear strength of spot welded structures. Prediction of strength and effect of weld position. *Welding in the World*, Vol. 45, N°9/10, pp. 3-8, 2001.
- [SAT 04]: S. SATONAKA, K. KAIEDA, S. OKAMOTO. Prediction of tensile-shear strength of spot welds based on fracture modes. *Welding in the World*, Vol. 48, N° 5/6, pp. 39-45, 2004.
- [SAT 06]: S. SATONAKA, C. IWAMOTO. A trial for prediction of tensile-shear strength of spot welds in different wide specimens. Doc. N° III-1404-06, IIW Commission III, Quebec City, Canada, 2006.
- [SAU 94] :F.SAUVAGE, G.KAPLAN ^Le soudage chapitre 38 de livre de l'acier technique et documentation-Lavoisier .1994.
- [SAW 84]: J. M. SAWHILL, S. T. FURR. Weldability considerations in the development of High-Strength sheet steels. *Welding research*, pp. 203-212, July 1984.
- [SEV 05]: I. SEVIM. Fracture toughness of spot-welded steel joints. *Kovove Materialy.*, Vol. 43, pp. 113-123, 2005.
- [SHI 04]: G. SHI, S. A. WESTGATE, Resistance spot welding of high strength steels, *International Journal Materials*, Vol. 16, N°1, pp.9-14, 2004.
- [SMI 80]: R. A. SMITH. Sizing of spot welds by elastic/plastic analysis. *Proc. 3rd European Colloquium on Fracture*, (ed. J. C. Radon), pp. 49-56, Oxford, Pergamon Press, 1980.

[SOH 08]: M. SOHAIB KAHN, S. D. BHOLE, D. CHEN et al. Tempering treatment in resistance spot welding of DP600 steel. Sheet Metal Welding Conference XIII, Livonia, MI, 2008.

[SUN 06]: X. SUN, E. V. STEPHENS, M. A. KHALEEL. Effects of fusion zone size and failure modes of Advanced High Strength Steel spot welds. Sheet Metal Welding Conference XII, Livonia, MI, may 2006.

[SUN 08]: X. SUN et al. Effects of fusion zone size and failure mode on peak load and energy absorption of advanced high strength steel spot welds under lap shear loading conditions. Engineering Failure Analysis, Vol. 15, pp. 356-367, 2008.

[SYL 09] :Sylvain DANCETTE. Comportement mécanique des soudures par points : mécanismes et stratégies de prédiction dans le cas des tôles en acier pour automobile, 2009

[TAD 85]: H. TADA et al. The stress analysis of cracks handbook. Saint Louis : Paris Productions & (Del Research Corp.), 1985.

[TAN 84]: J. TANAKA, M. KABASAWA, M. ONO, M. NAGAE. Spot weldability of High Strength Steel sheets. Nippon Kokan Technical Report, N°105, pp. 72-81, 1984.

[TAO 08]: W. TAO, L. Q. LI, Y. B. CHEN, L. WU. Joint strength and failure mechanism of laser spot weld of mild steel sheets under lap shear loading. Science and Technology of Welding and Joining, Vol. 13, N°8, pp. 754-759, 2008.

[THI 91]:E. THIEBLEMONT (E), CONRAUX (P), BERGHEAU (J.M), GOBEZ (P), CHEVRIER (J.Ch).- "Couplage électro-thermique. Application au soudage par résistance par points", Strucome 1991.

[THI 92] :E. THIEBLEMONT, Modélisation du soudage par résistance par points. Institut national polytechnique de lorraine, Septembre 1992.

[VAR 82] : VARRIOT et GERBEAUX. Les aciers inoxydables –mise en œuvre et soudage Publication de la soudure autogène. Paris 82.

[VIN 90] : G. VINSARD. - "Modélisation de l'électromagnétisme et des transferts thermiques couplés dans le cadre du chauffage par induction. Application à la simulation d'un procédé industriel", thèse de docteur INPL, Nancy, Mars 1990.

[WIL 79]: N. T. WILLIAMS, T. B. JONES. Spot weld size and fracture mode in low carbon mild steel. Metal Construction, Vol. 11, N°10, pp. 541-546, October 1979.

[WIL 81]: N. T. WILLIAMS. Metallurgical aspects of resistance spot welding of mild steel. The Metallurgist and Materials Technologist, Vol.13, N°2, pp. 85-89, February 1981.

- [WUN 01a]: P. WUNG, T. WALSH, A. OURCHANE et al. Failure of spot welds under in-plane static loading. *Experimental Mechanics*, Vol. 41, N°1, pp. 100-106, 2001
- [WUN 01b]: P. WUNG. A force-based failure criterion for spot weld design. *Experimental Mechanics*, Vol. 41, N°1, pp. 107-113, 2001.
- [YAM 00]: K. YAMAZAKI, K. SATO, Y. TOKUNAGA. Static and fatigue strength of spot welded joints in ultra-high-strength, cold rolled steel sheets. *Welding International*, Vol. 14, N°7, pp. 533-541, 2000.
- [YUR 82]: N. YURIOKA, H. SUZUKI, M. OKUMARA et al. Carbon equivalents to assess cold cracking sensitivity and hardness of steel welds. *Nippon Steel Technical Report*, N° 20, pp. 61-73, December 1982.
- [ZHA 97]: S. ZHANG. Stress intensities at spot welds. *International Journal of Fracture*, Vol. 88, pp. 167-185, 1997.
- [ZHA 99]: S. ZHANG. Stress intensities derived from stresses around a spot weld. *International Journal of Fracture*, Vol. 99, pp. 239-257, 1999.
- [ZUN 97]: S. ZUNIGA, S. D. SHEPPARD. Resistance Spot Weld Failure Loads and Modes in Overload Conditions. *Fatigue and Fracture Mechanics: 27th Volume*, West Conshohocken, PA : ASTM, pp. 469–489. (STP ; 1296).