

Université Mohamed Khider – Biskra
Faculté des Sciences et de la technologie
Département : Génie Mécanique
Réf :.....



جامعة محمد خيضر بسكرة
كلية العلوم والتكنولوجيا
قسم: الهندسة الميكانيكية
المرجع:.....

Thèse présentée en vue de l'obtention
Du diplôme de
Doctorat en sciences : Génie Mécanique

Spécialité (Option) : Construction Mécanique

**Optimisation des paramètres de soudage des
cordons de soudure des réservoirs à gaz en
métal acier**

Présentée par :

AOURAGH Mourad

Soutenue publiquement le 01/02/2024

Devant le jury composé de :

Dr. DJELLAB Mounir	Maitre de Conférences 'A'	Président	Université de Biskra
Pr. GUERIRA Belhi	Professeur	Encadreur	Université de Biskra
Pr. DERFOUF Chems-Eddine	Professeur	Co-Encadreur	Université de Batna2
Dr. MANSOURI Khelifa	Maitre de Conférences 'A'	Examineur	Université de Khenchela
Dr. MASRI Tahar	Maitre de Conférences 'A'	Examineur	Université de Biskra
Dr. GHELANI Laala	Maitre de Conférences 'A'	Examineur	Université de Khenchela

Remerciements

Tout d'abord remercions Dieu tout puissant qui nous a guidés vers le droit chemin.

Mes remerciements vont avant tout à mon Directeur de Thèse, Monsieur **Belhi GUERIRA**, Professeur à l'Université de Biskra, mon Co-Encadreur, Monsieur **DERFOUF Chems-Eddine**, Professeur à l'Université de Batna 2, pour m'avoir accordés son temps et toute son expérience avec une grande générosité tout au long des cinq dernières années nécessaires à l'aboutissement de ces travaux.

Je remercie également le responsable de département contrôle qualité Madame **BOUMARAF. A** de l'Entreprise BAG/Batna pour leurs aides, et efforts, tous les techniciens qui ont effectués la totalité d'échantillonnage, ainsi que, le PDG de l'Entreprise BAG Mr **YAGUER R.**

Je remercie Monsieur **DJELLAB Mounir**, Maître de conférences 'A' à l'Université de Biskra et pour l'honneur qu'il m'a fait de bien vouloir accepter la présidence de ce jury.

Je remercie Monsieur **MANSOURI Khelifa**, Maître de conférences 'A' à l'Université de Khenchela, Monsieur **MASRI Tahar**, Maître de conférences 'A' à l'Université de Biskra et Monsieur **GHELANI Laala** Maître de conférences 'A' à l'Université de Khenchela.

Finalement, je remercie infiniment mon humble et chère épouse, pour son aide précieuse dans la mise en forme finale de la thèse et tous ceux qui ont contribué de près ou de loin à la réalisation de ce travail.

Dédicaces

Je dédie ce modeste travail à mes parents, ma chère épouse ainsi qu'à ma fille et à tous mes amis, de près ou de loin.

Résumé

Notre travail est une investigation, dans le domaine du soudage réalisée sur des cordons de soudure d'un réservoir à gaz fabriqué en acier de construction de nuance P265NB qui est un acier faiblement allié et à faible pourcentage en carbone, sa composition chimique (Wt. %) est : [C : 0.20, Si : 0.0079, Mn : 0.778, P : 0.0156, S : 0.058 : Cr : 0.021, Al : 0.035, Cu : 0.012, Ni : 0.0075] coté dimensionnel, il a une épaisseur de 3.3 mm, son procédé de fabrication se finalise par un traitement thermique de recuit de normalisation à une température de $920^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$.

Le but de ce travail, est de déterminer l'optimisation des deux paramètres de soudage qui sont la tension de courant U (volts) et la vitesse de dépôt de métal d'apport V (mm/sec). Ce soudage considéré est celui à l'arc électrique sous flux solide SAW. Le principe de la caractérisation prise en compte, consiste à varier la tension de courant U qui est entre [31÷36] volts et la vitesse de dépôt de métal d'apport V qui est entre [28.01÷32.16] mm/sec. On, conclut que ces paramètres physiques influencent directement sur la composition chimique de la structure notamment le taux de carbone dans le cordon de soudure, des composants structuraux notamment la ferrite et la perlite et ses propriétés mécaniques telles que la résistance à la traction (Rm) et la microdureté (Hv_{0.3}) de l'acier mise en cause. De ce fait, l'ajustement souhaité, des paramètres en étude s'avère 31 volts de tension de courant pour 32.16 mm/sec comme vitesse de dépôt de métal d'apport.

Mots clés : Réservoir à gaz-soudage SAW-Paramètres-Acier faiblement allié-Perlite-Ferrite.

ملخص

عملنا هو تحقيق، في مجال اللحام الذي يتم إجراؤه على خرزات اللحام لخزان غاز مصنوع من الفولاذ الهيكلي المسمى P265NB وهو عبارة عن فولاذ منخفض السبائك مع نسبة منخفضة من الكربون، تركيبه الكيميائي (بالوزن %) هو : C: [Ni: 0.0075 ،Cu: 0.012 ،Al: 0.035 ،S: 0.058: Cr: 0.021 ،P: 0.0156 ،Mn: 0.778 ،Si: 0.0079 ،0.20 يبلغ سمكه 3.3 مم، عملية تصنيعه تنتهي بالمعالجة الحرارية عند درجة حرارة 920 درجة مئوية ± 10 درجة مئوية. الهدف من هذا العمل هو تحديد التحسين الأمثل لمعلمي اللحام وهما جهد التيار الكهربائي U (فولت) وسرعة ترسيب معدن الحشو V (مم / ثانية). يعتبر هذا اللحام بقوس كهربائي تحت تدفق صلب SAW مبدأ التوصيف الذي يؤخذ بعين الاعتبار هو تغيير جهد التيار الكهربائي U الذي يتراوح بين [36÷31] فولت وسرعة ترسيب معدن الحشو V والتي تتراوح بين

[32.16÷28.01] ملم/ثانية. نستنتج أن هذه المعلمات الفيزيائية تؤثر بشكل مباشر على التركيب الكيميائي للهيكل، ولا سيما محتوى الكربون في اللحام، والمكونات الهيكلية على وجه الخصوص الفريت والبرليت وخواصها الميكانيكية مثل قوة الشد (Rm) والصلابة الدقيقة (Hv_{0.3}) الفولاذ المذكور. ولذلك، فإن الضبط المطلوب للمتغيرات قيد الدراسة هو 31 فولت من جهد التيار الكهربائي بمعدل 32.16 مم/ثانية كسرعة ترسيب معدن الحشو.

كلمات مفتاحية: خزان الغاز – التلحيم SAW -معلمات -سبائك الصلب المنخفضة -البرليت-الفريت.

Abstract

This work is an investigation, in the field of welding carried out on weld beads of a gas tank made of structural steel called P265NB which is a low alloy steel with a low carbon percentage, its chemical composition (Wt.%) is: [C: 0.20, Si: 0.0079, Mn: 0.778, P: 0.0156, S: 0.058: Cr: 0.021, Al: 0.035, Cu: 0.012, Ni: 0.0075] dimensional side, it has a thickness of 3.3 mm , its manufacturing process is finalized by a normalization annealing heat treatment at a temperature of $920^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$.

This work aim to determine the optimization of the two welding parameters which are the electrical voltage (V) and the filler metal deposition speed (S) (mm/sec). This welding considered is that with a submerged arc welding (S.A.W). The principle of characterization taken into account consists of varying the electrical voltage (V) in the range [31÷36] volt and the filler metal deposition speed (S) which is between [28.01÷32.16] mm/sec. We conclude that these physical parameters directly influence the chemical composition of the structure, in particular the carbon content in the weld bead, structural components in particular ferrite and pearlite and its mechanical properties such as tensile strength (Rm) and micro-hardness (Hv_{0.3}) of the steel in study. Therefore, the desired adjustment of the parameters under study turns out to be 31 volt of electrical voltage for 32.16 mm/sec as the filler metal deposition speed.

Keywords: Gas tank-SAW welding-Parameters-Low alloy steel-Perlite- Ferrite.

Table de matière

	Page
Introduction générale	1
Partie bibliographique	
I. Aspects de soudage	5
I.1 Généralités	5
I.2 Cycles thermiques de soudage	5
I.3 Cordon de soudure	7
I.3.1 Zone fondue (ZF)	7
I.3.2 Zone de liaison	9
I.3.3 Zone affectée thermiquement	10
I.4 Réactions dans le bain de fusion	12
I.4.1 Forces électromagnétiques	12
I.4.2 Désoxydation du bain de fusion	13
I.4.3 Croissance des inclusions	14
II. Soudage des aciers	17
II.1 Généralités	17
II.2 Microstructures des aciers	18
II.3 Influence des éléments d'alliages	23
II.3.1 Carbone (C)	25
II.3.2 Manganèse (Mn)	25
II.3.3 Nickel (Ni)	25
II.3.4 Silicium (Si)	26
II.3.5 Chrome (Cr)	26
II.3.6 Molybdène (Mo)	26
II.3.7 Niobium (Nb)	26
II.3.8 Phosphore et soufre (P et S)	26
II.4 Solidification des aciers	27
II.4.1 Modes de solidification	29
II.4.2 Croissance épitaxiale	31

II.5 Soudabilité des aciers par le procédé de soudage par fusion	33
II.5.1 Propriétés chimique	33
II.5.1.1 Composition chimique	33
II.5.1.1 Affinité du métal fondu avec les gaz atmosphériques	34
II.5.2 Propriétés physique	35
II.5.2.1 Température de fusion	35
II.5.2.2 Conductivité thermique	36
II.6 Traitements thermiques des aciers	37
II.6.1 Recuit	37
II.6.1.1 Recuit d'adoucissement	37
II.6.1.2 Recuit de normalisation	38
II.6.1.3 Recuit de détente	40
II.6.2 Trempe	42
II.6.3 Revenu	43
II.7 Propriétés mécanique des aciers	44
II.7.1 Limite élastique	44
II.7.2 Ténacité et ductilité	45
III. Types de soudage à l'arc électrique	47
III.1 Généralités	47
III.2 Soudage à l'arc électrique	48
III.2.1 Soudage manuel à l'électrode enrobée	48
III.2.2 Soudage à l'arc TIG	49
III.2.3 Soudage à l'arc MIG/MAG	51
III.2.4 Soudage à l'arc plasma	53
IV. Soudage à l'arc électrique sous flux solide	57
IV.1 Généralités	57
IV.2 Principe de soudage à l'arc électrique sous flux solide	57
IV.3 Source d'énergie	59
IV.4 Matériaux consommables	60
IV.4.1 Fil à souder (électrode ou métal d'apport)	60
IV.4.2 Flux de soudage	62
IV.5 Paramètres de soudage à l'arc électrique sous flux solide	63
IV.6 Avantage de soudage à l'arc électrique sous flux solide	64

Partie expérimentale

V. Procédé de fabrication du réservoir à gaz GPLc	67
V.1 Spécifications technologiques	67
V.2 Etapes de fabrication du réservoir cylindrique GPLc	67
V.2.1 Emboutissage	67
V.2.2 Cintrage et soudage virole	68
V.2.3 Soudage collerette	68
V.2.4 Soudage circulaire	68
V.2.5 Traitement thermique	69
V.2.6 Test d'épreuve	69
V.2.7 Traitement de surface (grenailage)	69
V.2.7 Peinture	69
VI. Méthodes expérimentales utilisées	71
VI.1 Généralités	71
VI.2 Compositions chimique des matériaux de base du réservoir	71
VI.2.1 Composition chimique de l'acier de base	71
VI.2.2 Composition chimique de métal d'apport	71
VI.2.3 Flux solide (granulé)	72
VI.3 Mode opératoire de soudage utilisé	72
VI.4 Prélèvement des échantillons	74
VI.5 Caractérisation des échantillons	74
VI.5.1 Essai de traction	74
VI.5.2 Préparation des échantillons et l'observation métallographique	76
VI.5.3 Microscope électronique à balayage MEB	77
VI.5.4 Essai micro-dureté	78
VII. Résultats et discussions	80
VII.1 Introduction	80
VII.2 Effet du paramètre tension de courant (U)	80
VII.2.1 Teneur en carbone	81
VII.2.2 Microstructures MEB	82
VII.2.3 Résistance à la traction (Rm)	84
VII.2.4 Micro-dureté (Hv _{0.3})	85
VII.3 Effet de vitesse de dépôt du métal d'apport	86

VII.3.1 Teneur en carbone	86
VII.3.2 Microstructures MEB	87
VII.3.3 Résistance à la traction (Rm)	89
VII.3.4 Micro-dureté (Hv _{0.3})	90
VII.4 Conclusion	92
Conclusion générale	94
Bibliographie	97
Annexes	104

Liste des figures

Figure I.1 Schéma des enregistrements des cycles thermiques de soudage.....	6
Figure I.2 Schémas de différentes coupes du solide thermique.....	7
Figure I.3 Schéma préliminaire de la soudure.	7
Figure I.4 Zones de cordon de soudure selon Savage et al.	8
Figure I.5 Influence du métal de base sur le métal fondu.	8
Figure I.6 Spécification de la zone fondue.....	9
Figure I.7 Relation entre le diagramme de phase Fe-Fe ₃ C et la microstructure dans la ZAT d'acier au carbone ordinaire.....	11
Figure I.8 Microstructures dans la zone ZAT des aciers faiblement alliés et leurs influences sur les propriétés mécaniques, 1 : austénisation, 2 : dissolution des carbures, 3 : croissance des grains, 4 : grossissement des carbures, 5 : précipitation des carbures, 6 : transformation de phases, 7 : formation de la martensite	12
Figure I.9 Champ d'écoulement dans un bain de fusion du soudage à l'arc submergé dû aux forces électromagnétique.....	13
Figure I.10 Distribution granulométrique des oxydes formés dans la zone froide de la soudure avec la variation du courant électrique.....	15
Figure II.1 Diagramme de phases des aciers au carbone non alliés.....	17
Figure II.2 Forces et courants de convection dans le bain de fusion de soudage	18
Figure II.3 Etapes de réaction péritectique dans un acier à vitesse de refroidissement rapide, a : Structure de la première étape, b : Transformation péritectique ultérieure de a, c : Transformation péritectique ultérieure de b	19
Figure II.4 Microstructures des aciers soudés, a : ferrite aciculaire + grain de ferrite, b : Ferrite de Widmenstätten.	21
Figure II.5 Microstructures de plaques de martensite et de l'austénite résiduelle (foncé)	21
Figure II.6 Types de microstructure d'acier à faible teneur en carbone, A et B: Ferrite Polygonale FP, C: Ferrite de Widmenstätten FW, D: Ferrite aciculaire FA, E: bainite supérieur BS, F: bainite inférieur BI.	21
Figure II.7 Mode de formation de la ferrite en fonction de la vitesse de refroidissement.	22
Figure II.8 Schéma représente la transformation de la bainite inférieur et la bainite supérieur.	22
Figure II.9 Description des propriétés mécanique en fonction de la teneur en carbone et composants structuraux.	23

Figure II.10 Influence des éléments Mn et Si sur le domaine austénitique.	24
Figure II.11 Evaluation des domaines (γ et α) sous l'influence des éléments d'addition, a : éléments alphas, b : éléments gammagènes.	24
Figure II.12 Effets des éléments d'alliage, a : teneur d'eutectoïde, b : température d'eutectoïde A_{c1}	27
Figure II.13 Formes de germination hétérogènes dans un bain de fusion d'une soudure.	28
Figure II.14 Schéma de germination hétérogène d'un embryon solide sur un substrat.	29
Figure II.15 Modes de solidification de base (x67), a : solidification planaire, b : solidification cellulaire, c : solidification dendritique, d : solidification dendritique équiaxe.	29
Figure II.16 Modes de solidification dans les métaux, a : croissance plane, b : croissance cellulaire, c : croissance dendritique cellulaire.	30
Figure II.17 Influence des paramètres G et V sur la solidification et les microstructures des métaux.	31
Figure II.18 Schéma d'une germination épitaxiale de la soudure.	32
Figure II.19 Croissance épitaxiale pendant le soudage (x75).	32
Figure II.20 Croissance épitaxiale d'austénite (A) et de ferrite (F) à partir de la ligne de fusion d'un acier inoxydable austénitique contenant les deux phases.	33
Figure II.21 Diagramme de Graville montrant la soudabilité de l'acier par rapport aux différents teneurs de carbone et carbone équivalent.	34
Figure II.22 Influence de l'affinité chimique du métal aux gaz atmosphériques sur la soudabilité par fusion.	35
Figure II.23 Schéma montrant la relation entre la soudabilité par fusion et la température de fusion des métaux.	36
Figure II.24 Schémas montrant la relation entre la soudabilité par fusion et la conductivité thermique.	36
Figure II.25 Cycle thermique de recuit d'adoucissement.	38
Figure II.26 Principe du traitement de recuit de normalisation.	39
Figure II.27 Cycle thermique du traitement de recuit de normalisation.	40
Figure II.28 Schéma descriptif du cycle de traitement thermique, a : recuit de régénération, b : recuit de recristallisation.	42
Figure II.29 Principe du traitement thermique de trempe.	43
Figure II.30 Cycle de traitement thermique de revenu.	44
Figure II.31 Schéma montrant l'effet de la limite élastique du métal de base / métal d'apport: a : Distribution de la contrainte résiduelle, b : Contrainte résiduelle.	45

Figure II.32	Schéma montrant la tendance à la fissuration de quelques métaux ferreux.	45
Figure III.1	Organigramme des procédés de soudage les plus répandus.....	47
Figure III.2	Intensité d'énergie des différents procédés de soudage.	48
Figure III.3	Schéma représentatif du soudage manuel à l'électrode enrobée.....	49
Figure III.4	Procédé de soudage à l'arc TIG	50
Figure III.5	Principe des équipements de soudage à l'arc TIG	50
Figure III.6	Procédé de soudage MIG/MAG	52
Figure III.7	Effet des mélanges de gaz de protection sur le cordon de soudure en utilisant le courant continu (CC+ ou notée en anglais DC+), a : Ar/Ar-O ₂ , b : CO ₂ /Ar-CO ₂ , c : He/Ar-He.	52
Figure III.8	Principe du procédé de soudage à l'arc plasma.....	53
Figure III.9	Types d'arc des deux procédés de soudage, a : TIG et b : soudage à l'arc plasma	54
Figure III.10	Schéma comparatif des modes, a : de fusion et b : en trou de serrure, illustrés par le soudage à l'arc plasma	55
Figure IV.1	Procédé de soudage à l'arc électrique sous flux solide	58
Figure IV.2	Procédé de soudage de réservoir GPLc (Entreprise Bouteilles à Gaz), type de l'équipement soudeuse LINCOLN à double têtes CWP 2.0 SAW.....	58
Figure IV.3	Taux de dépôt du procédé soudage à l'arc électrique sous flux solide par rapport au courant et diamètre du fil à souder	59
Figure IV.4	Effet de la polarité de l'électrode sur le taux de dépôt de métal d'apport.....	60
Figure IV.5	Exemple de système de multi-fil pour le procédé SAW.	61
Figure IV.6	Différentes possibilités pour augmenter le taux de dépôt.....	61
Figure IV.7	Taux de dépôt pour différents diamètres de fil.....	62
Figure IV.8	Influences des différents paramètres de soudage sur le cordon de soudure, a : Polarité, b : Voltage, c : Angle d'électrode, d : Intensité de courant et e : Diamètre de l'électrode	64
Figure V.1	Spécifications technologiques du réservoir cylindrique GPLc de capacité 60 L..	67
Figure V.2	Mode de soudage de la virole cintrée.....	68
Figure V.3	Mode de soudage de la collerette.	68
Figure V.4	Mode de soudage circulaire (notre étude).....	69
Figure VI.1	a : Machine de soudage LINCOLN CWP 2.0 SAW, b : principe de base de soudage à l'arc électrique sous flux solide.....	73

Figure VI.2 a : Principe du fonctionnement du soudage électrique sous flux solide, b : cordon de soudure	73
Figure VI.3 a : Zone de prélèvement des échantillons, b : spécimen des échantillons de la soudure en étude.....	74
Figure VI.4 a : Schéma technique de l'éprouvette de traction et la zone de prélèvement ; b : éprouvette de traction en étude.....	74
Figure VI.5 a : Machine de traction ZWICK/Roell Z050 , b : mâchoires destinées au type d'éprouvette plate, c : interface du logiciel Test Expert II	75
Figure VI.6 a : Eprouvette (soudée) de traction, b : rupture de l'éprouvette après essai de traction sur la soudure, c : rupture de l'éprouvette sur le métal de base	76
Figure VI.7 Microscope optique de type Optika	76
Figure VI.8 Microstructure de l'acier de base (0.20 wt. % C) (recuit de normalisation à $910 \pm 10^{\circ}\text{C}$), 500 x (4 % Nital)	77
Figure VI.9 Principe de fonctionnement du MEB	77
Figure VI.10 Microscope électronique à balayage MEB de type Thermoscientific Quattro S	788
Figure VI.11 Micro-duromètre de type SHIMADZU HMV-G	78
Figure VII.1 Variation de la teneur en carbone par rapport la tension de courant (U).	82
Figure VII.2 a : Zone ZAT, b : zone intermédiaire, c : zone fondue, U=31 volts.	83
Figure VII.3 a : Zone ZAT, b : zone intermédiaire, c : zone fondue, U=33 volts.	83
Figure VII.4 a : Zone ZAT, b : zone intermédiaire, c : zone fondue, U=36 volts.	84
Figure VII.5 Courbes de la résistance à la traction (R_m) par rapport à la variation de la tension de courant (U).....	85
Figure VII.6 Résistance à la traction (R_m) par rapport à la variation de la tension de courant (U).	85
Figure VII.7 Variation de la micro-dureté par rapport à la variation de la tension de courant, a : U=31 volts, b : U=33 volts et c : U=36 volts.	86
Figure VII.8 Variation de la teneur en carbone par rapport la vitesse de dépôt de métal d'apport (V).	87
Figure VII.9 a : Zone ZAT, b : zone intermédiaire, c : zone fondue, V=28.01 mm/sec.....	88
Figure VII.10 a : Zone ZAT, b : zone intermédiaire, c : zone fondue, V=32.16 mm/sec.....	88
Figure VII.11 Courbes de la résistance à la traction (R_m) par rapport à la variation de la vitesse de dépôt de métal d'apport (V).	89

Figure VII.12 Variation de la résistance à la traction (R_m) par rapport à la vitesse de dépôt de métal d'apport (V).	90
Figure VII.13 Variation de la micro-dureté par rapport à la variation de la vitesse de dépôt de métal d'apport, a : $V=28.01$ mm/sec, b : $V=30.15$ mm/sec et c : $V=32.16$ mm/sec.	91

Liste des tableaux

Tableau II.1 Constituant métallographique d'équilibre	20
Tableau IV.1 Spécifications des flux de soudage	63
Tableau VI.1 Composition chimique de l'acier (P265NB) de base de réservoir en étude.	71
Tableau VI.2 Composition chimique de métal d'apport utilisé.	72
Tableau VII.1 Variation de la teneur en carbone par rapport à la tension de courant.	81
Tableau VII.2 Variation de la résistance à la traction (R_m) en fonction de la tension de courant (U).	84
Tableau VII.3 Mesures de la propriété micro-dureté des différentes zones de la soudure.	86
Tableau VII.4 Variation de la teneur en carbone par rapport à la vitesse de dépôt de métal d'apport (V).	87
Tableau VII.5 Variation de la résistance à la traction (R_m) en fonction de la vitesse de dépôt de métal d'apport (V).	89
Tableau VII.6 Mesures de la propriété micro-dureté des différentes zones de la soudure.	90

Introduction générale

Introduction générale

Le soudage permet d'assembler quasiment tous les métaux avec continuité. Les procédés de soudage sont très nombreux, selon les types d'assemblages à réaliser, les propriétés recherchées et les contraintes économiques évidentes à respecter. Les phénomènes qui se produisent lors de soudage sont nombreux et complexes, en particulier l'influence des cycles thermiques sur les caractéristiques physique et métallurgique du cordon de soudure, ainsi que, l'impact de modification, de l'intensité de courant, la tension de courant, la vitesse de soudage, la vitesse de dévidage ou bien de dépôt de métal d'apport, l'angle de soudage, le flux de soudage (gaz ou granulaire), et le métal d'apport.

Le soudage à l'arc électrique sous flux solide est l'un des procédés d'assemblage fréquemment utilisés dans l'industrie mécanique. Une compréhension de base est impérative, pour exploiter au maximum le potentiel du processus. Pendant le soudage à l'arc électrique sous flux solide ou bien SAW (Submerged Arc Welding), les propriétés mécaniques de toute construction soudée dépendent de sa composition chimique, de sa solidification et de son traitement thermique après soudage [1].

Cette étude a été réalisée au sein de l'Entreprise de fabrication des réservoirs à gaz à BAG/Batna, et parmi, ses produits porteurs de gaz liquéfié, le réservoir à gaz GPLc. Ce dernier, a connu sa naissance les années 1994.

La fabrication de réservoir à gaz en Algérie a connu une grande évolution, du point de vue qualité, ainsi que ces réservoirs sont produits par les trois Unités de fabrication situées respectivement à Batna, Mascara et Alger.

Tout au début, la fabrication concerne seulement les réservoirs à gaz de diamètre 300 mm et de volume 40L et 60 L, qui sont des gammes antérieurement existantes. Actuellement, d'autres série sont mise en homologation et peuvent être fabriquées tels que, le réservoir à gaz de diamètre 315 mm, d'épaisseur 3.3 mm, 60 L de capacité, avec et sans traitement thermique, en utilisant l'acier P265NB, ainsi que, le réservoir de même capacité et diamètre, mais avec une épaisseur réduite (2.5 mm), le matériau de base est de P310NB, dont la résistance à la traction et d'élasticité sont plus élevées.

De ce fait, nous avons focalisé notre investigation dans l'objectif est de constituer un outil convenable avec une présentation simplifiée des notions fondamentales nécessaires à l'analyse physico-chimique des joints soudés de l'élément réservoir à gaz, après le soudage. Des caractérisations portants sur la microstructure moyennant le microscope électronique à balayage MEB, la micro-dureté, et la résistance à la tractions, sont choisis et réalisées afin de

justifier techniquement notre étude et de mettre en évidence l'effet de la variation des deux paramètres physiques déjà évoqués, la tension de courant (U) et la vitesse de dépôt de métal d'apport (V) sur la nature des structures formées, leur faire une analyse chimique, et déduire les propriétés mécanique du joint soudé. Notre travail est articulé autour de sept chapitres.

Une partie bibliographique qui comporte :

- **Le premier chapitre** est destiné à l'étude de l'aspect de soudage du point de vue général, il concerne les phénomènes métallurgiques relatifs au cordon de soudure
- **Le second chapitre** est réservé au soudage des aciers, avec étude microstructurale de ces matériaux, ainsi que l'influence de certains éléments d'alliages
- **Le troisième chapitre** décrit une synthèse des différents types de procédés de soudages à l'arc électrique, avec mode de fonctionnement, et spécifications affectées à chaque de ces méthodes
- **Le quatrième chapitre** expose une étude théorique du procédé de soudage à l'arc électrique sous flux solide. Ce procédé est utilisé pour le soudage de l'élément de réservoir GPLc en étude.

Et une partie expérimentale qui englobe :

- **Le cinquième chapitre** présente une description des différentes étapes de fabrication de réservoir à gaz GPLc à l'unité BAG/Batna
- **Le sixième chapitre**, expose le mode et les instruments de caractérisations utilisées, dans notre étude
- **Le septième et dernier chapitre** est consacré à l'exposition des résultats obtenus, ainsi que leurs interprétations.

Ce travail offre l'opportunité d'optimiser l'ajustement des deux paramètres en étude, réunissant les critères de conformité du cordon de soudure.

Partie bibliographique

Chapitre I :

Aspects de soudage

I. Aspects de soudage

I.1 Généralités

Le soudage occupe une large espace dans l'industrie, ce procédé consiste à assurer un assemblage permanent en deux ou plusieurs parties constituées de nature homogène ou hétérogène.

Un matériau métallique dit soudable, lorsqu'il répond à des critères qui mènent, à la réalisation d'une construction entre les éléments à assembler, dont laquelle la continuité métallique du cordon de soudure et leurs caractéristiques physico-chimiques sont assurées [2].

Tous les procédés de soudage impliquent le chauffage, la fusion et le refroidissement du métal. Ce cycle thermique influe directement sur la dureté, la résistance, la résilience et la ductilité du joint soudé. Au voisinage de la zone fondue ou bien le métal fondu, il se trouve une zone solide et qui atteint lors de l'opération de soudage à une température élevée, appelée zone affectée thermiquement (ZAT) [2].

I.2 Cycles thermiques de soudage

G. MURRY et al [3], expriment, que le cycle thermique de la zone affectée thermiquement de métal de base, se caractérise par :

- Un chauffage brusque à une température comprise entre la température initiale du métal et la température de début de fusion de celui-ci. Aucun maintien n'est réalisé à cette température

- Un refroidissement est engendré et plus ou moins rapide, dans un temps très court. A cet effet, la transformation produite par le soudage, conduira à la détermination des propriétés de la zone affectée thermiquement [3].

Une étude a été réalisée, pour déterminer l'évolution de la température en fonction du temps, dans un champ thermique de la soudure. Avant d'entamer l'opération de soudage, des couples thermoélectriques, ont été mis sur des pièces à assembler, une courbe de température en fonction du temps, a été enregistrée, appelée : cycle thermique de soudage (**Fig I.1**) [2].

De la nature du cordon de soudure en résulte une composition chimique prédéfinie par le cycle thermique de l'opération de soudage. Ce cycle influence directement sur les propriétés mécaniques.

La zone de fusion c'est l'endroit où la fusion et la solidification se produit pour former le cordon de soudure. Beaucoup de métaux cristallisent selon les réseaux de cristaux cubiques, de ce fait nous remarquons qu'il y a des phénomènes de solidification généralement commune à tous les métaux.

La microstructure et les propriétés de la zone affectée thermiquement sont uniquement contrôlées par les conditions du cycle thermique de soudage.

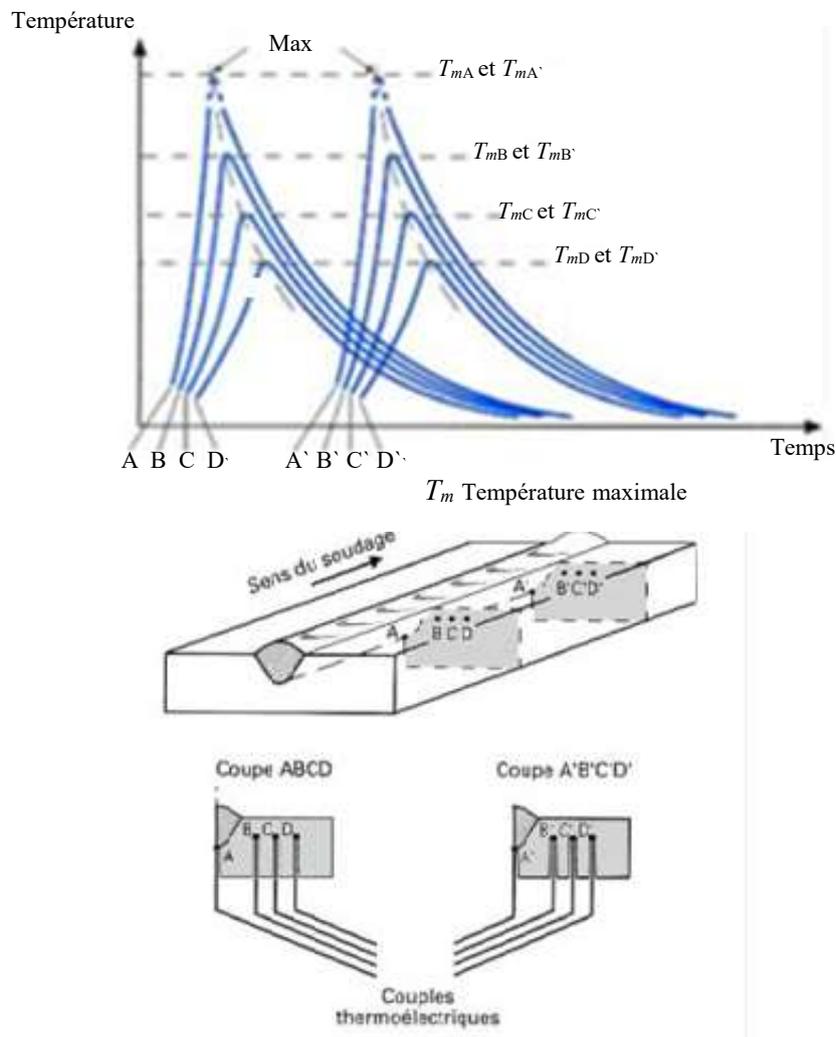


Figure I.1 Schéma des enregistrements des cycles thermiques de soudage [2].

A un instant arbitraire, et lors de l'opération de soudage, **Portevin et Seferian** [4], ont déduit, une description spatiale de l'état thermique d'un cordon de soudure (**Fig I.2**). Le schéma représente ci-après des coupes simplifiées de l'état des différentes isothermes dans le métal de base et dans le métal fondu à l'instant où la source de chaleur passe au droit de l'origine des coordonnées, ainsi, il explique l'écartement d'isothermes des source de la chaleur au début de joint soudé, et leurs tassement ou bien compression à la fin de la soudure [4].

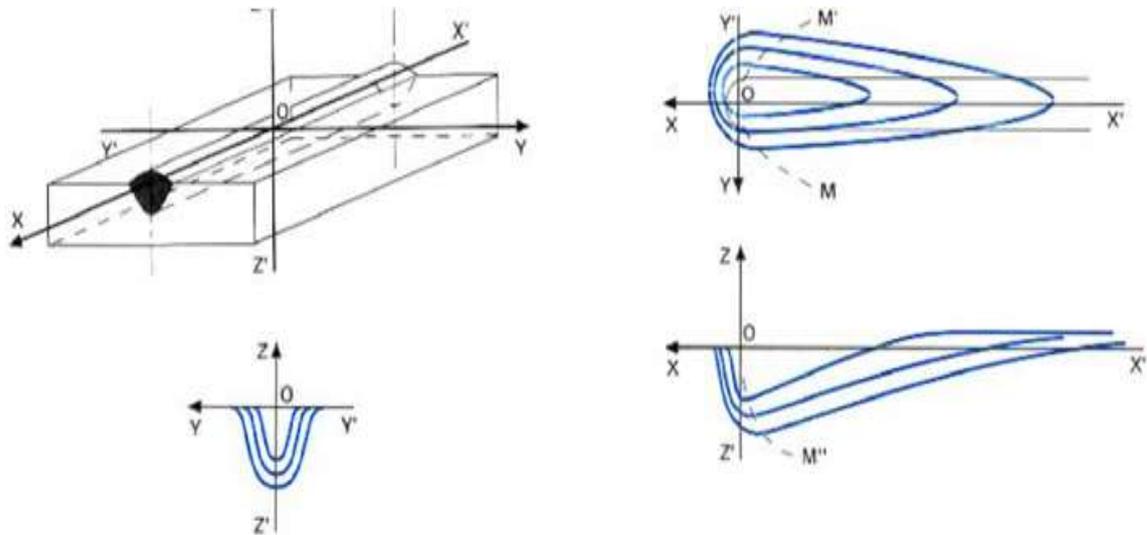


Figure I.2 Schémas de différentes coupes du solide thermique [4].

I.3 Cordon de soudure

Certains processus métallurgiques se produisent à l'état solide, tels que : les transformations de phase, la précipitation, la recristallisation, la croissance des grains,... etc. ces derniers peuvent modifier énormément la microstructure et les propriétés de la soudure par rapport au métal de base.

Le comportement d'un cordon de soudure, ou bien d'une soudure, dépend de leur microstructure et leurs propriétés mécaniques (zone fondue, ZAT et le métal de base). Afin de déterminer la microstructure et les propriétés, il est nécessaire de connaître les processus thermiques dans le joint soudé lors de l'opération de soudage.

E.F. Nippes en **1959**, a montré, que le cordon de soudure comporte : une zone de fusion et une zone affectée thermiquement ZAT (**Fig I.3**) [5].

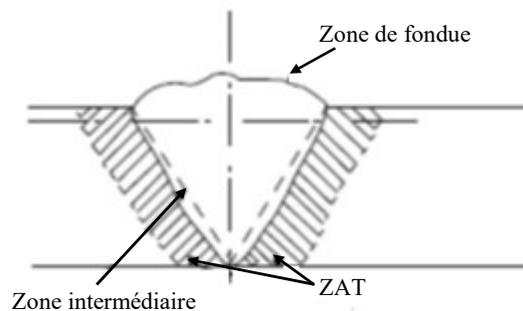


Figure I.3 Schéma préliminaire de la soudure [5].

Aux années 1960 et 1970, **W.F. Savage et ses étudiants**, ont déterminés l'existence d'autres zones distinctes de la zone de fusion. [6, 7]

Savage et al. en 1976 [6], ont considéré que la soudure, c'est une zone composite, formée par le mélange de métal de base et le métal d'apport proposé (**Fig I.4**). Autour de la zone de fusion, ils ont défini une zone appelée la zone non mélangée, cette dernière se compose de métal de base fondue et solidifier, mais ne se mélange pas avec le métal d'apport.

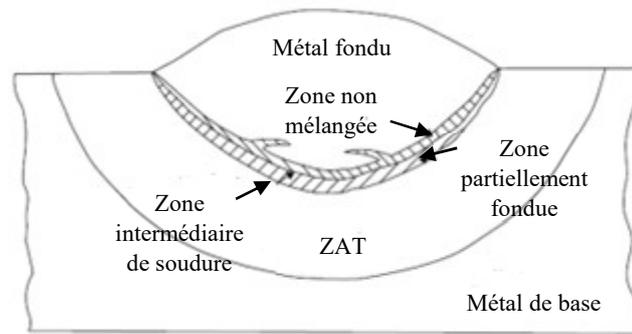


Figure I.4 Zones de cordon de soudure selon **Savage et al.** [6, 14].

I.3.1 Zone fondue (ZF)

La composition du métal fondu résulte du mélange du métal d'apport et le métal de base, la proportion de ce dernier dans la soudure est caractérisée par le taux de dilution (**Fig I.5**) [21, 22].

$$\text{Taux de dilution} = \frac{\text{Surface (B)}}{\text{Surface (A+B)}} \dots \dots \dots \text{(I.1)}$$

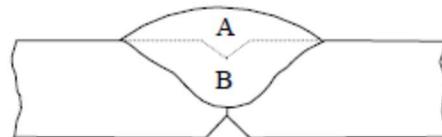


Figure I.5 Influence du métal de base sur le métal fondu [21, 22].

Le bain de fusion d'une soudure, est influencé par le type du procédé de soudage et la vitesse d'avance. Tout progrès de **dL** de la source de chaleur se traduit par la fusion d'un certain volume de métal (métal d'apport et métal de base), la solidification du ce dernier présente une épaisseur **dh** inférieur à celle du **dL** (**Fig I.6**) [8].

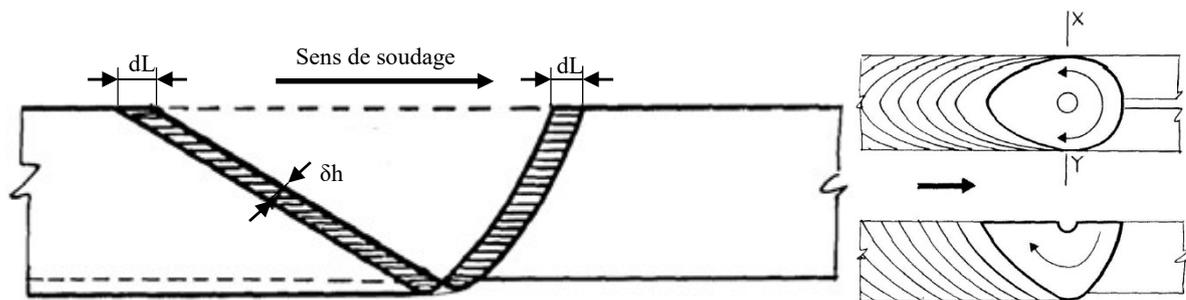


Figure I.6 Spécification de la zone fondue [8].

Le bain de fusion présente deux formes différentes. Si la vitesse de soudage est lente, la géométrie du bain de fusion tend vers une forme elliptique. Par contre, si la vitesse d'avance (vitesse de soudage) est rapide, le bain de fusion présente une forme allongée.

Il a été distingué, trois zones de fusion : autogène, homogène et hétérogène. Cette classification est basée sur le soudage avec ou sans métal d'apport, ainsi que la composition de ce dernier par rapport au matériau de base [9].

- **Soudure autogène** : c'est une soudure réalisée, sans besoin d'utilisation de métal d'apport, dont la zone fondue est formée par la fusion de métal de base. La composition de la zone de fusion est quasiment la même de métal de base. Les procédés de soudage adaptés ce genre de soudure sont : soudage à l'arc sous tungstène, soudage par faisceau d'électrons, soudage par faisceau laser, soudage à l'arc plasma et le soudage par résistance [9].
- **Soudure homogène** : sont des soudures, dont la composition chimique et les caractéristiques de métal de base et le métal d'apport sont fréquemment identiques.
- **Soudure hétérogène** : sont des soudures dont lesquelles, la composition des métaux de base et celles des métaux d'apport sont différentes. Dans ce cas, la température de soudage des pièces à assembler n'atteint pas le point de fusion.

1.3.2 Zone de liaison

C'est une zone engendrée par la formation d'une couche ou bien d'un film fondue d'épaisseur variée de 100 à 1000 μm en périphérie de la zone de fusion. Des changements secondaires peuvent être apportés sur cette zone, causés par le phénomène de diffusion, à l'exception de cette dernière, la composition du métal de la zone non-mélangée, est identique à celle du métal de base [8].

I.3.3 Zone affectée thermiquement

La zone affectée thermiquement (ZAT) a été subdivisée en : zone partiellement fondue où elle existe dans toutes les soudures des alliages, qui comportent une transition de 100 % liquide à 100 % solide, et une zone affectée thermiquement [6].

Au cours de l'opération de soudage, des microstructures ont été formées dans le cordon de soudure, causé par le cycle thermique, et pour étudier ce phénomène, **Easterling** [10], à utiliser un diagramme, pour connaître les différentes phases existant à proximité de la zone de fusion. Ce tracé est une courbe parallèle au diagramme de phase d'équilibre Fe-Fe₃C, pour interpréter les modifications microstructurales au cours de refroidissement du joint soudé, en déplaçant de la température maximale atteinte jusqu'au le refroidissement du joint soudé, ce diagramme est largement servir le cas des aciers de construction qui sont très pratiquer dans le soudage [10].

La **Figure I.7** montre, que la microstructure de la zone affectée thermiquement de métal de base d'un acier à 0.15 (% C) à passe unique, en utilisant le diagramme de phase Fe-Fe₃C, se transformer partiellement en austénite lors du chauffage au-dessus de la température critique inférieure A_{c1} (température à laquelle l'austénite commence à se former au cours d'un chauffage lent), à la température critique supérieure A_{c3} (température à laquelle la ferrite achève de se transformer en austénite au cours d'un chauffage lent), la microstructure de de la zone ZAT est entièrement austénitique avec un grain fin. Au-delà de la température 1153°C à jusqu'à la température 1495°C, la microstructure présente un grain grossier. Ce phénomène d'augmentation de la température, durant l'opération de soudage génère une variété des microstructures (ferrite, perlite, bainité et martensite) engendrées lors de refroidissement de la soudure et à des vitesses variables [9, 15].

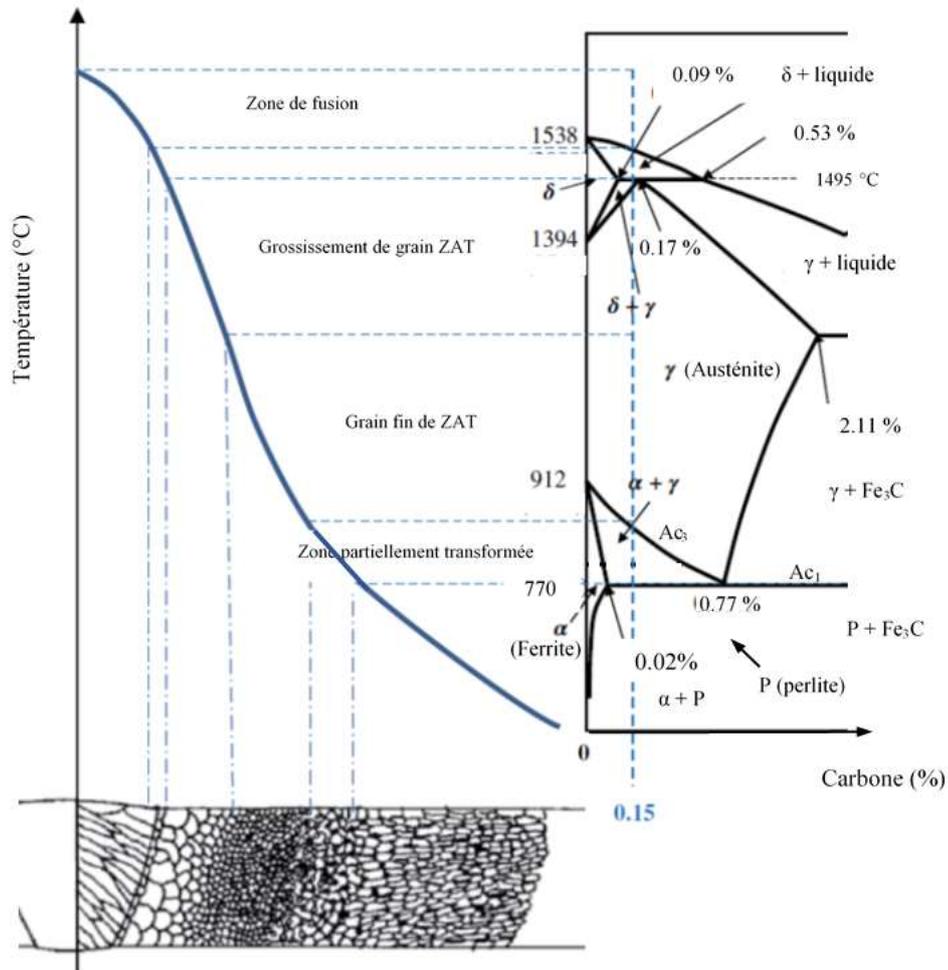


Figure I.7 Relation entre le diagramme de phase Fe-Fe₃C et la microstructure dans la ZAT d'acier au carbone ordinaire [9-12].

D'après la figure précédente, les différentes zones du cordon de soudure lors de l'opération de soudage, sont soumises à des cycles thermiques distincts, dont le métal au voisinage de la zone de fusion est chauffé plus rapidement et à une température plus élevée que le métal se situer loin de la zone fondue [12].

Le cycle thermique d'un cordon de soudure d'un acier faiblement allié, est accompagné par des phénomènes physico-chimiques, qui déterminent les caractéristiques mécanique (résistance à la traction, ténacité, dureté,..) du métal avant et après le soudage, ainsi que la sensibilisation à la fissuration à chaud et à froid (**Fig I.8**) [13, 26].

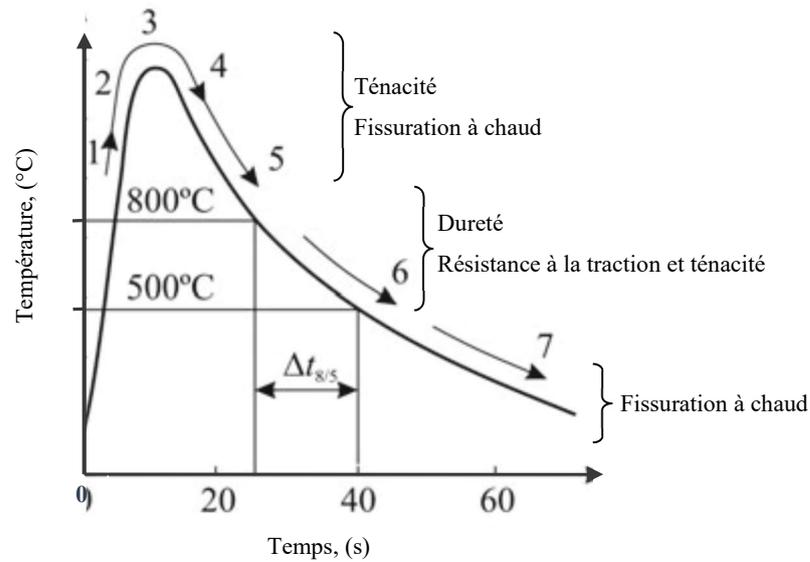


Figure I.8 Microstructures dans la zone ZAT des aciers faiblement alliés et leurs influences sur les propriétés mécaniques, 1 : austénisation, 2 : dissolution des carbures, 3 : croissance des grains, 4 : grossissement des carbures, 5 : précipitation des carbures, 6 : transformation de phases, 7 : formation de la martensite [13, 26].

I.4 Réactions dans le bain de fusion

Au cours de l'opération de soudage, le métal s'est fondu. A une fraction de temps, une séparation de métal et de laitier s'est produite à cause du flux de fluide. L'abaissement de la température impacte le bain de fusion, ce dernier devient plus stagnant et le processus de séparation de phase cesse. Une certaine proportion des produits de désoxydation restera alors dans le métal soudé. La taille, la densité numérique, la cristallographie et la composition chimique de ces particules sont des paramètres importants, car elles influencent les transformations ultérieures qui se produisent dans le métal soudé lorsqu'il se refroidit. En même temps, ils peuvent influencer les propriétés mécaniques. En effet, nous devons illustrer les réactions produites dans le cordon de soudure [16].

I.4.1 Forces électromagnétiques

Le bain de fusion de la soudure est habituellement engendré en mélangeant le métal d'apport avec le matériau de base fondu. Le volume du bain de fusion de la soudure est impacté considérablement par le procédé de soudage et les paramètres de soudage, dont, le plus volumineux et celui du procédé du soudage à l'arc électrique sous flux solide.

Le bain de soudure reste à l'état fondu pendant environ 1 à 10 secondes, selon la taille du bain. Pour le soudage de position par exemple vertical, une faible intensité et tension de courant doivent être utilisés, pour que le bain de fusion puisse être contrôlé. Le bain fondu est un fluide soumis aux forces électromagnétiques, à la tension superficielle et à la force de flottabilité. Le champ d'écoulement du fluide est créé par les forces électromagnétiques, engendrée par le courant électrique traversant le métal d'apport et la pièce à assembler, est illustré à la **Figure I.9**.

Le champ d'écoulement a également un effet considérable sur la forme du cordon de soudure. Un écoulement dirigé vers l'extérieur produira un bain large et peu profond. Par contre un écoulement dirigé vers le bas puis des bords vers le centre créera un bain de soudure profond et étroit [16].

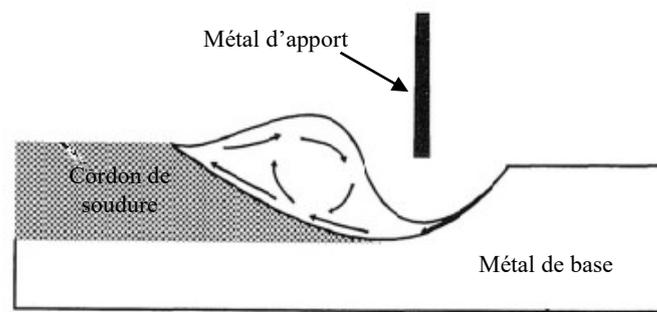


Figure I.9 Champ d'écoulement dans un bain de fusion du soudage à l'arc submergé dû aux forces électromagnétique [17].

I.4.2 Désoxydation du bain de fusion

La majorité des flux utilisés dans le soudage à l'arc électrique sous flux solide, contiennent une certaine quantité de CaF_2 pour protéger le bain de fusion de l'hydrogène, de l'azote, de l'oxygène provenant de l'air atmosphérique, et également pour augmenter la capacité de dissolution de l'hydrogène dans le laitier, ainsi que, réagir chimiquement avec l'eau pour former le fluorure d'hydrogène gazeux (HF) [19].

L'oxygène pénètre dans le métal fondu principalement dû à la décomposition d'oxydes moins stables tels que MgO , SiO_2 , MnO et FeO dans la cavité d'arc pour libérer le gaz d'oxygène [18].

Cet oxygène gazeux est adsorbé sur la surface des gouttelettes d'acier en fusion qui se forment comme le métal d'apport est fondu dans le bain d'arc [20].

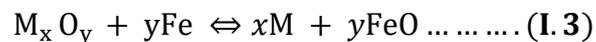
La température de l'arc électrique concernant le procédé de soudage à l'arc submergé SAW, provoque la dissociation des oxydes et restent sous forme d'ions dans le plasma.

La température calculée est supérieure à 2500 °C pour le bain de soudage dans les aciers doux a conduit que l'énergie thermique fournie par l'arc électrique est concentrée sur une circonférence de 5 mm de diamètre. A cet effet la majorité des oxydes sont fondus, mais les oxydes à haut point de fusion tels que MgO (2500-2800 °C), CaO (2572 °C) et ZrO₂ (2720 °C) ne sont pas fondus. Donc il est important d'utiliser des flux de soudage de formule chimique permet la fusion de tous les oxydes, afin d'éviter la présence d'inclusion dans la soudure [23].

L'indice de basicité est constitué de la somme (en pourcentage molaire) des composants basiques divisée sur la somme des composants acides. Cet indice est généralement utilisé pour les flux de soudage à l'arc submergé, et il fonctionne aussi pour tous les procédés sous scories. La teneur en oxygène diminue avec l'augmentation de l'indice de basicité, car cela crée la possibilité d'améliorer la ténacité des métaux fondus. Une équation approximative (I.1) donnée par **Palm**, qui montre au moins qualitativement certains des mécanismes probables qui contrôlent la teneur en oxygène du métal fondu [16] :

$$K_{Mn} = ([MnO]/[Mn]) = K_{Si}([SiO_2]/[Si])^{1/2} = K_{Fe}[FeO] \dots \dots \dots (I.2)$$

Ceci est réalisé en supposant qu'il existe un équilibre [16] :



C'est-à-dire que les oxydes de manganèse et de silicium dans le bain sont en équilibre avec le FeO (dans le laitier). Cela ne tient pas compte du fait que le laitier a un caractère ionique et que de nombreux autres oxydes sont utilisés dans le flux pour former le laitier. Avec une basicité croissante (teneurs plus élevées en minéraux de type basique), il est plus probable qu'un ion silicaté est produit par la réaction [16] :



I.4.3 Croissance des inclusions

D'après **Grong et al.** [24], le débit du fluide dans le soudage à l'arc sous flux solide est estimé entre 0,025 et 0,4 m/s, tandis que la vitesse des particules montantes avec un rayon inférieur à 2 µm est estimée à moins de 2.4 µm/s [24].

Ahlblom et al. [25], ont étudié les métaux soudés obtenus par le procédé à l'arc submergé (SAW) avec des valeurs de courant électrique variées entre 600 et 1000 A (**Fig I.10**).

La limite inférieure de détection du diamètre des particules était de $0.2 \mu\text{m}$ de sorte que les plus petites particules ne sont pas mesurées. L'augmentation de courant, influence la taille moyenne des particules et la distribution de taille élargie [25].

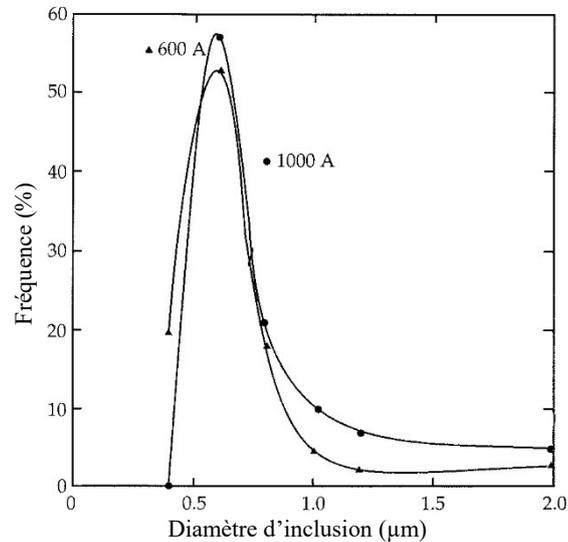


Figure I.10 Distribution granulométrique des oxydes formés dans la zone froide de la soudure avec la variation du courant électrique [25].

Les deux mécanismes de croissance dominants dans la zone chaude (collision et diffusion) sont écartés lorsqu'il s'agit de la zone froide. La probabilité de collision devrait être faible, car la masse fondue est pratiquement stagnante et les particules ne se déplacent que par des effets de flottabilité dus à la **loi de Stokes**. La croissance de la diffusion devrait être terminée en une fraction de seconde, pour cause de la densité des noyaux est très élevée (environ $10^8/\text{mm}^3$) [26].

Chapitre II :

Soudage des aciers

II. Soudage des aciers

II.1 Généralités

Il existe des différents types d'aciers selon la teneur de l'élément carbone qu'ils contiennent :

- Aciers hypoeutectoïdes, dont la teneur en carbone variée entre 0.01 à 0.77 %, ces matériaux présentent une malléabilité élevée
- Aciers extra-doux, dont le carbone est inférieur à 0.022 %
- Acier eutectoïde (0.77 % de carbone), cet acier ne contient que la perlite
- les aciers hypereutectoïdes dont la teneur en carbone entre 0,77 à 2,11 %, ces aciers présentent une dureté élevée et soudabilité moins (**Fig II.1**) [27].

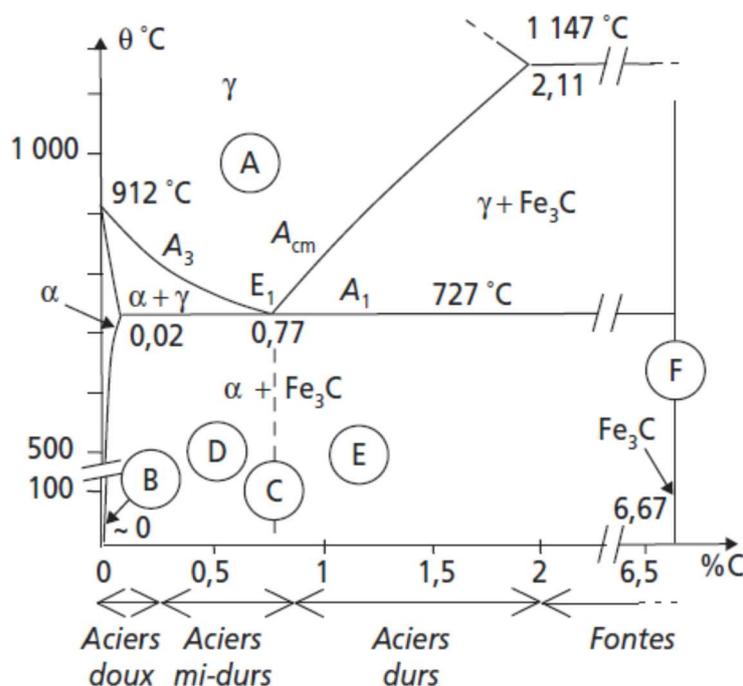


Figure II.1 Diagramme de phases des aciers au carbone non alliés [28].

Lors d'une opération de soudage à l'arc, l'interaction de la matière avec le plasma, se manifeste par des phénomènes de transferts thermiques rapides, de fusion et de circulation vigoureuse du métal dans le bain liquide, générés par l'effet combiné de la convection naturelle, les tensions superficielles, les forces électromagnétiques et la poussée de l'arc. Par conséquent, les puissants gradients thermiques et les mouvements de convection du métal liquide affectent le volume, la forme du joint soudé, et pouvant induire des ségrégations ou créer des défauts

comme les inclusions et les porosités. De ce fait, le bain de fusion est influencé par les forces suivantes :

- 1) Les forces de gravité (ou de flottabilité)
- 2) Les tensions superficielles (les forces de **Marangoni**)
- 3) La pression du plasma ou de l'arc en surface
- 4) Les forces électromagnétiques (les forces de **Lorentz**) pour les procédés de soudage à l'arc.

La **Figure II.2**, présente les forces agissantes sur la forme du bain de fusion, Ils déterminent le mouvement et la distribution de constituants et la température dans l'arc électrique [29, 30].

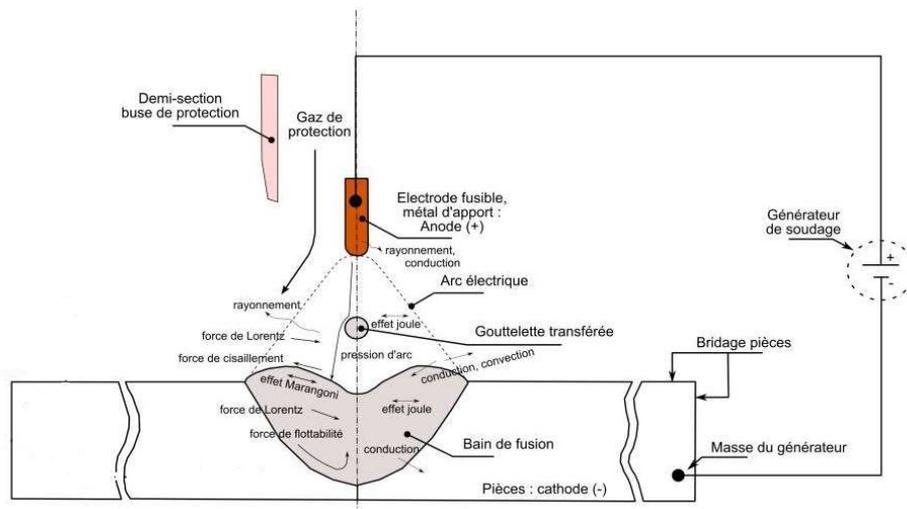


Figure II.2 Forces et courants de convection dans le bain de fusion de soudage [29].

II.2 Microstructures des aciers

La solidification et la microstructure brute de coulée de l'acier dépendent de la composition chimique et de la vitesse de refroidissement [31, 32]. Pour les aciers au carbone et faiblement alliés, la structure de solidification est constituée de grains d'austénite. Cependant, lors du refroidissement à température ambiante, après la solidification, une transformation à l'état solide se produit qui dissimule entièrement la structure de brute de coulée. La séquence d'une transformation péritectique dans un acier fortement allié est présentée sur la (**Fig II.3**) [31].

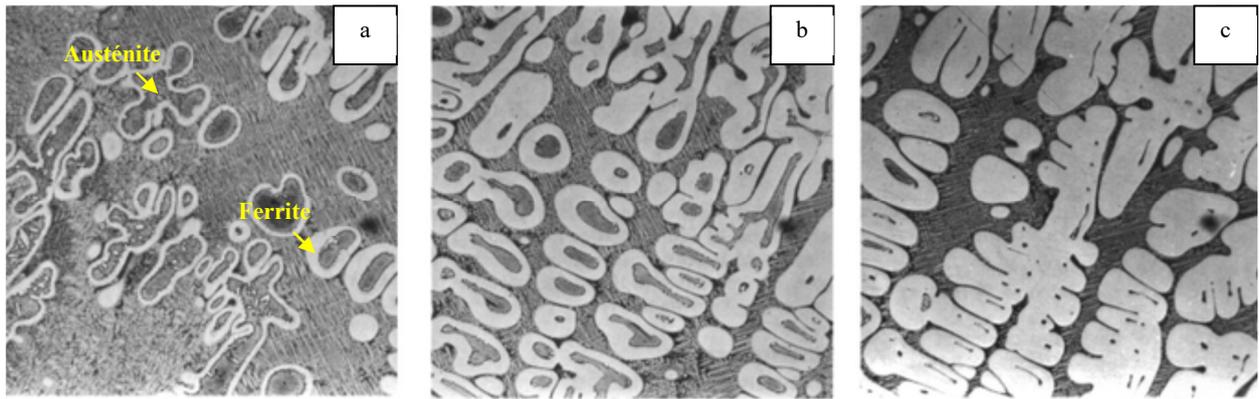


Figure II.3 Etapes de réaction péritectique dans un acier à vitesse de refroidissement rapide,
 a : Structure de la première étape, b : Transformation péritectique ultérieure de a, c :
 Transformation péritectique ultérieure de b [31].

Pour l'acier au carbone, l'austénite se transforme en ferrite et en perlite si la composition est hypoeutectoïde et en cémentite et perlite pour l'acier hypereutectoïde [33]. Les aciers faiblement alliés à faible teneur en carbone, et fortement alliés, ont une vaste utilisation dans les structures soudées. Pendant le chauffage, et avec une vitesse de chauffage donner les composants structuraux : ferrite et perlite sont transformées en austénite dans le domaine de température A_{c1} - A_{c3} , alors que pendant le refroidissement l'austénite (γ) se décompose à la température largement dépendante de la vitesse de refroidissement. Plus la vitesse de refroidissement est élevée, plus la température de décomposition est basse. La microstructure formée par l'austénite transformer, comporte les constituants suivants (**Fig II.4, II.5, II.6, II.7 et II.8**) (**Tableau II.1**):

- Grain de ferrite de ou ferrite **allotriomorphe** notée FG (GF ou GBA en anglais)
- Ferrite **Polygonale** ou ferrite **Equiaxe** notée FP (PF en anglais)
- Ferrite de **Widmenstätten** notée FW (WF en anglais)
- Ferrite **aculaire** notée FA (AF en anglais)
- **Bainite Supérieure** notée BS (UB en anglais)
- **Bainite Inférieure** noté BI (LB en anglais)
- **Martensite** notée M (M en anglais) [34, 35].

Le tableau suivant définit les différents constituants structurants des aciers.

Tableau II.1 Constituant métallographique d'équilibre [28].

A	Austénite Solution solide cfc de carbone dans le carbone (γ). Ductile, stable. Uniquement au-dessus de la ligne A_1 , dans les aciers non alliés.	
B	Ferrite Solution solide cc de carbone dans le fer (α). Ductile et peu dur ($Re \approx 300$ MPa, $Hv \approx 80$, $A \approx 50$ %).	
C	Perlite Mélange eutectoïde d'environ 88 % de ferrite et 12 % de cémentite sous forme de lamelles alternées ($Re \approx 800$ MPa, $Hv \approx 200$, $A \approx 10$ %).	
F	Cémentite Composé défini Fe_3C . Carbure de fer à structure cristalline orthorhombique. Très dur et fragile ($Hv \approx 700$, $A \approx 0$ %).	
D	Ferrite + perlite Mélange caractéristique des aciers hypoeutectoïdes. Proportions variables selon la teneur en carbone. Les grains de ferrite germent le long des joints de grains de l'austénite au refroidissement à la traversée du domaine ($\alpha + \gamma$).	
E	Perlite + cémentite Mélange caractéristique des aciers hypereutectoïdes. Proportions variables selon la teneur en carbone, mais n'excédant jamais 20 % de cémentite dans les aciers. Le réseau de cémentite se forme le long des joints de grains de l'austénite au refroidissement à la traversée du domaine ($\gamma + Fe_3C$).	
	Perlite globulaire Mélange eutectoïde ayant subi, après formation à 727 °C, un recuit de globularisation aux environs de 700 °C : grâce à la diffusion, les lamelles de cémentite coalescent sous forme sphéroïdale sous l'effet de la tension inter-faciale. Légèrement moins dure et plus ductile que la perlite lamellaire.	

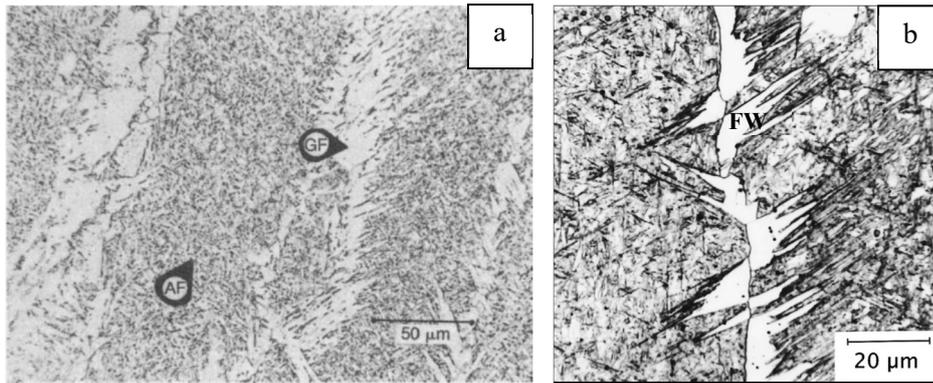


Figure II.4 Microstructures des aciers soudés, a : ferrite aciculaire + grain de ferrite, b : Ferrite de Widmenstätten [36].

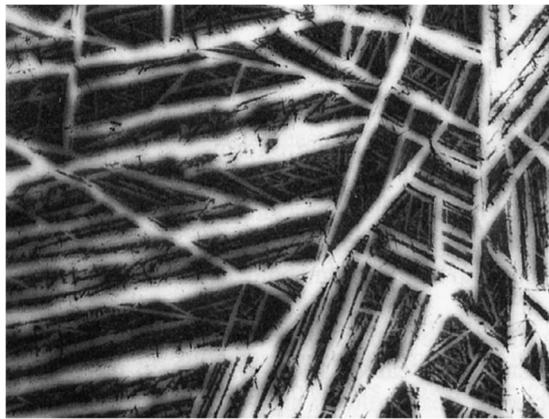


Figure II.5 Microstructures de plaques de martensite et de l'austénite résiduelle (foncé) [36].

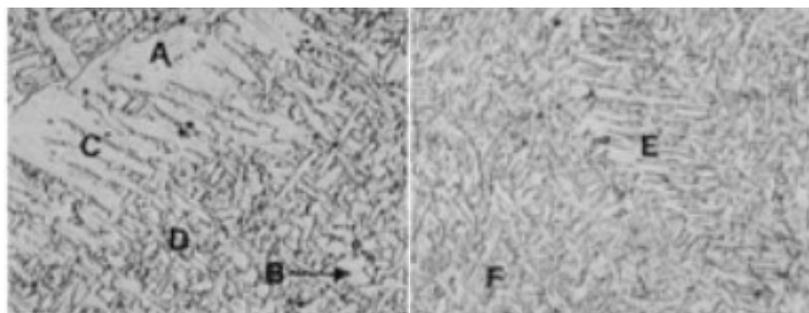


Figure II.6 Types de microstructure d'acier à faible teneur en carbone, A et B: Ferrite Polygonale FP, C: Ferrite de Widmenstätten FW, D: Ferrite aciculaire FA, E: bainite supérieure BS, F: bainite inférieure BI [34].

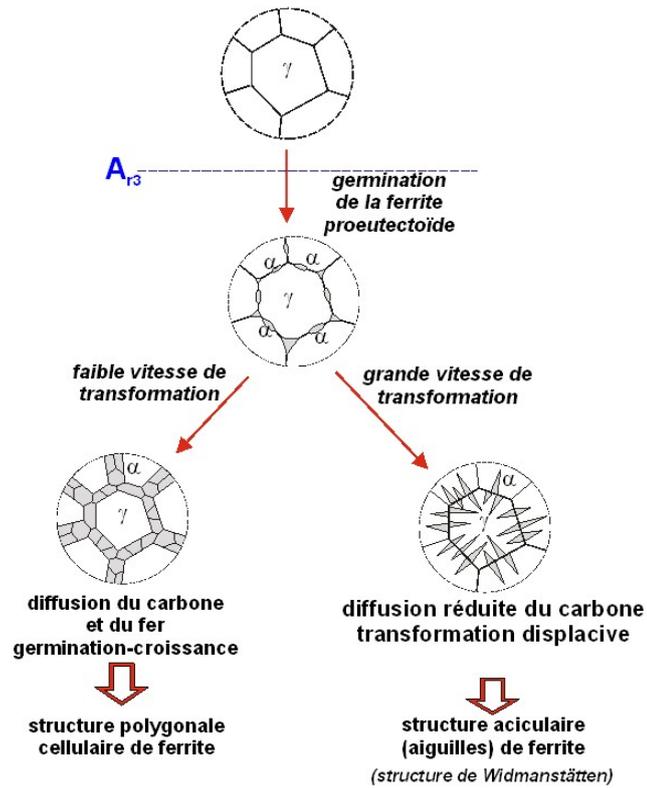


Figure II.7 Mode de formation de la ferrite en fonction de la vitesse de refroidissement [38].

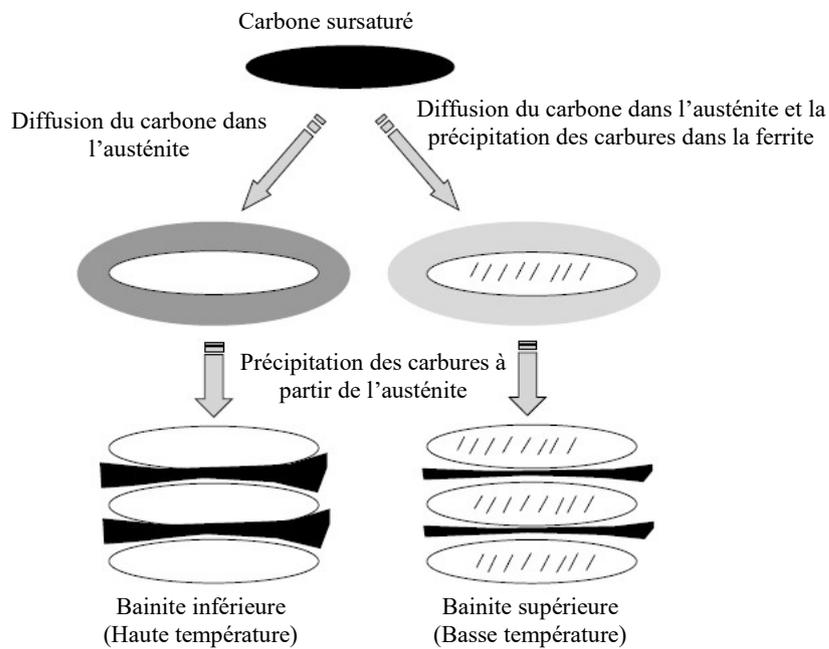


Figure II.8 Schéma représente la transformation de la bainite inférieure et la bainite supérieure [39, 40].

La **Figure II.9**, représente une description générale de la dureté (Hv et HRC) et la résistance à la traction des aciers en fonction de leur teneur en carbone et de leur état structural [2].

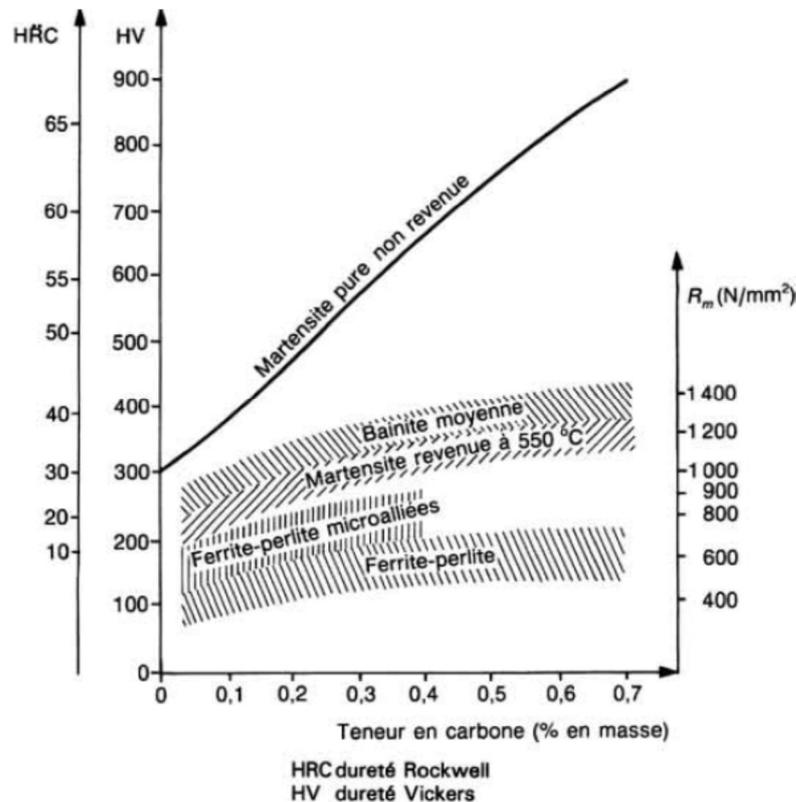


Figure II.9 Description des propriétés mécaniques en fonction de la teneur en carbone et des composants structuraux [2].

II.3 Influence des éléments d'alliages

Certains éléments sont présents à faible teneur dans l'acier, ils sont introduits non intentionnellement. Certains sont introduits par adsorption au contact avec l'atmosphère et le bain de fusion : ce sont l'oxygène, l'azote, l'hydrogène (sous forme de gaz dissous ou combinés). D'autres éléments sont volontairement ajoutés dans le bain liquide pour éliminer l'oxygène et/ou le soufre : ce sont le Mn, le Si, Al, ... etc, qui se transforment en oxydes. Ces derniers éléments sont retenus en majeure partie dans le laitier, à l'exception d'une faible proportion incorporée dans le bain liquide comme des éléments d'alliages inévitables [41].

Les éléments d'alliages qui agrandissent le domaine austénitiques (γ) sont nommés **gammagènes**, tels que : Ni et Mn...etc. Les éléments qui diminuent ce même domaine au profit du domaine (α) sont dits **alphagènes**, tel que Si, Al, Cr, Mo, Ti, W (**Fig II.10**) et (**Fig II.11**)

Généralement les éléments gammagènes cristallisent dans le système cfc, isomorphe de l'austénite. Par contre les éléments alphagènes sont de structure cubique centrée.

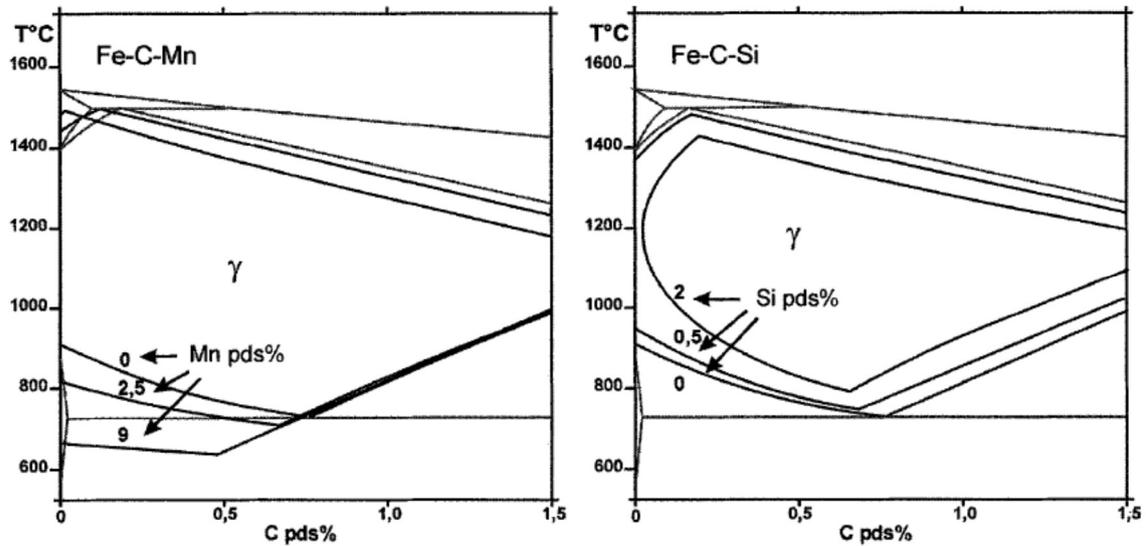


Figure II.10 Influence des éléments Mn et Si sur le domaine austénitique [42].

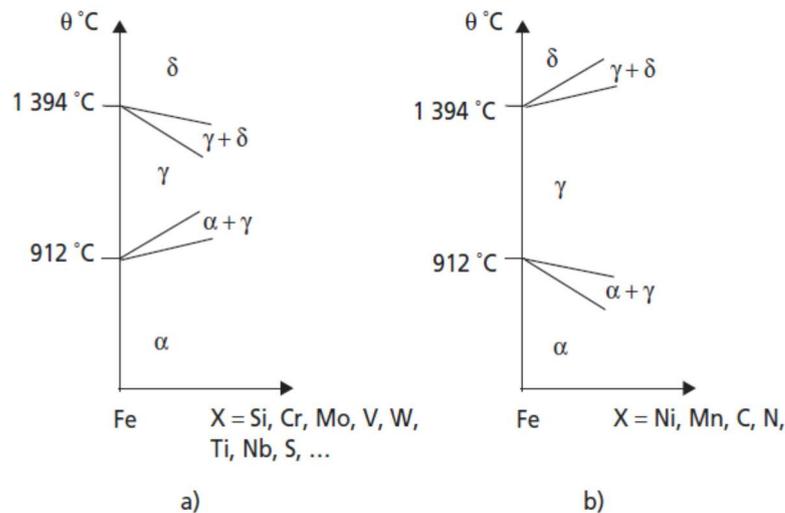


Figure II.11 Evaluation des domaines (γ et α) sous l'influence des éléments d'addition, a : éléments alphagènes, b : éléments gammagènes [28].

D'autre part, certains éléments d'alliage engendrent des précipités sous forme des carbures. Ces éléments sont nommés **carburi-gènes**, et qui ont pour le carbone une affinité plus grande que celle du fer, ce sont : Mn, Cr, Mo, V, W, Nb, Ti. Il faut noter que ces éléments, à faibles teneurs, ont souvent tendance à participer à la formation de la cémentite en se substituant partiellement au fer, donnant ainsi des carbures répondant à la formule générale M_3C , on prend l'exemple des carbures de chrome : $(Fe, Cr)_3C$ $(Cr, Fe)_7C_3$ et $(Cr, Fe)_{23}C_6$ [2].

Lorsque la teneur en élément d'alliage est faible (faible trempabilité), on obtient une structure brute de solidification très grossière essentiellement constituée de ferrite proeutectoïde et de constituant lamellaire qui est la perlite. La ténacité est alors mauvaise quelle que soit la vitesse de refroidissement. Par contre, l'augmentation de la teneur en élément d'alliage tels que : le Mn, le Mo, les grains de microstructure deviennent fins, et la quantité en ferrite aciculaire accroît, donc la ténacité s'améliore fortement [21].

De ce qui précède, nous mentionnons ci-dessous une synthèse sur l'effet de certains éléments d'additions sur les aciers [28].

II.3.1 Carbone (C)

C'est un élément gammagène, améliore la trempabilité, et, tend à diminuer la résistance à la corrosion inter-granulaire. Le carbone a une forte tendance à se ségréger au niveau des défauts des aciers (tels que les joints de grains et les dislocations). Les éléments formant du carbure peuvent interférer avec le carbone et former des carbures d'alliage. À mesure que la teneur en carbone de l'acier augmente, la résistance, mais la ductilité et la soudabilité diminuent [43, 44].

II.3.2 Manganèse (Mn)

Le manganèse (Mn) est présent pratiquement dans tous les aciers en quantités de 0,30 % ou plus. Le manganèse est essentiellement un désoxydant et un désulfurant [45]. Il a moins tendance à la macro-ségrégation que n'importe des éléments communs. Le manganèse affecte favorablement la soudabilité.

Agrandisse le domaine austénitique (γ), donc c'est un élément gammagène, progresse rentablement la trempabilité, améliore l'aptitude à la transformation à chaud, augmente la résistance à la fissuration à chaud des soudures (neutralise le soufre), et accroît la résistance à l'usure [28].

II.3.3 Nickel (Ni)

Comme le Mn, et le C, le Ni, élargit le domaine austénitique, stabilise l'austénite à basse température et lors des déformations plastiques, augmente la résistance à la corrosion, ainsi que la limite d'endurance [28].

II.3.4 Silicium (Si)

C'est un élément alphagène. Augmente les caractéristiques mécaniques (aciers à ressort). Le silicium se dissout complètement dans la ferrite lorsque la teneur en silicium est inférieure à 0,30 %, augmentant ainsi sa résistance sans diminuer considérablement sa ductilité. Au-delà de 0,40 % de Si, une diminution marquée de la ductilité est constatée dans les aciers ordinaires au carbone [43]. Grâce à l'ajout de Si, la corrosion sous contrainte peut être éliminée dans les aciers austénitiques Cr-Ni. Dans les aciers traités thermiquement, le Si est un élément d'alliage important et augmente la trempabilité, la résistance à l'usure, la limite élastique [45, 46]. Augmente la résistance à l'oxydation à chaud. Tend à provoquer la fissuration à chaud des soudures.

II.3.5 Chrome (Cr)

Le chrome favorise la formation des carbures, ainsi, élargit le domaine (α). Si le rapport Cr/C est faible, il provoquera la cémentite alliée $(Fe, Cr)_3C$. Si le rapport Cr/C augmente, il conduira à la formation des carbures de chrome $(Cr, Fe)_7C_3$ ou $(Cr, Fe)_{23}C_6$. Le chrome augmente la trempabilité, la résistance à la corrosion et à l'oxydation des aciers, et améliore la résistance à l'abrasion dans les nuances à haute teneur en carbone. Les carbures de chrome sont durs et résistants à l'usure et augmenter la qualité de tenue des bords [28].

II.3.6 Molybdène (Mo)

C'est un élément favorisant l'élargissement du domaine (α), donc alphagène, il augmente la résistance à la corrosion par piqûre. Améliore efficacement la trempabilité. Améliore l'aptitude à la transformation à chaud. Accroît la résistance mécanique à haute température. Provoque un durcissement secondaire au revenu. Progressivement la résistance à l'usure et favorise la formation des carbure (élément carburigène) [28].

II.3.7 Niobium (Nb)

C'est un élément Alphagène, qui provoque une amélioration de la tenue au fluage. Augmente la résistance à la corrosion inter-granulaire, ainsi que la tendance à provoquer la fissuration à chaud des soudures. D'autre part, c'est un élément carburigène [28].

II.3.8 Phosphore et soufre (P et S)

Ils améliorent l'usinabilité, diminuent la résistance à la corrosion, ont la tendance de provoquer des fissurations à chaud des soudures [28].

Les graphes ci-après présentent l'influence des éléments d'addition sur la température Ac_1 et la teneur de carbone d'eutectoïde (**Figure II.12**) [37].

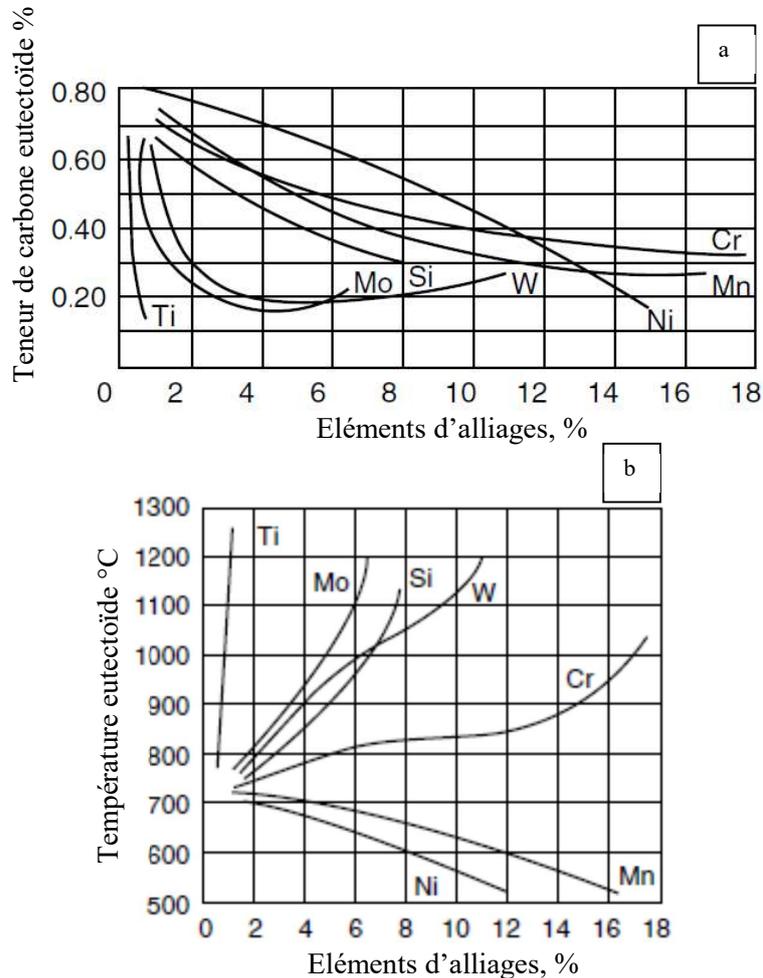


Figure II.12 Effets des éléments d'alliage, a : teneur d'eutectoïde, b : température d'eutectoïde Ac_1 [37].

II.4 Solidification des aciers

La fusion et la solidification sont des phénomènes primaires de travail des métaux qui permettent de mélanger de divers éléments chimiques pour former un alliage qui se solidifie en une forme qui sera utilisée comme pièce brute de fonderie ou ensuite transformée thermomécaniquement en autres formes utiles [9].

Le métal soudé commence à se solidifier à des températures inférieures à 1500 °C, il se solidifie dans des conditions de surfusion constitutionnelle. Cela signifie que la force motrice de la croissance du matériau solidifié est impactée par l'enrichissement de l'interface fondue solide/liquide par les éléments d'alliage. La température locale du liquidus est donc différente

de celle de l’alliage dans son ensemble. Si le gradient de température dans le liquide à l’interface solide/liquide est inférieur à celui de liquidus, le matériau est considéré comme super-refroidi. [16].

Selon la **Figure II.13** [47], l’écoulement du fluide pendant la solidification peut entraîner des pointes de dendrites au front de solidification ou des grains dans le métal solide avoisinant pour se détacher et être balayé dans le liquide. Ce solide peut agir comme un site de germination.

La croissance des grains progresse parallèlement à la direction du gradient maximal de température produit par le mouvement de la source de chaleur, perpendiculairement au front de solidification. De plus, la distribution thermique dans le métal fondu dépend de la forme du bain de fusion [47].

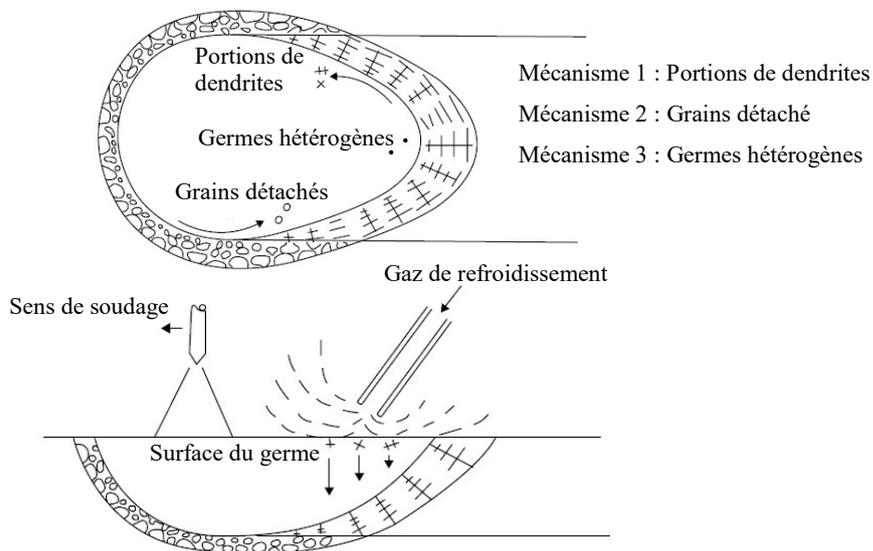


Figure II.13 Formes de germination hétérogènes dans un bain de fusion d’une soudure [47, 48]

La **Figure II.14** montre que la germination hétérogène, dont le substrat (impureté,...) qui va favoriser le processus de nucléation, nécessitera de prendre en compte des différentes surface : solide-liquide, solide-substrat et liquide-substrat, ainsi que, les tensions d’interface associées. Selon **Jean-Paul Garandet** [49], le calcul de l’énergie libre ΔG du système s’exprime comme suit :

$$\Delta G = \left[\frac{4}{3\pi r^3 \Delta G_v} + 4\pi r^2 \sigma_{LS} \right] f_1(\theta) \dots \dots \dots (\text{II. 5}), \text{ dont : } f_1(\theta) = \frac{1}{4(2-3\cos\theta+\cos^3\theta)} \dots \dots \dots (\text{II. 1})$$

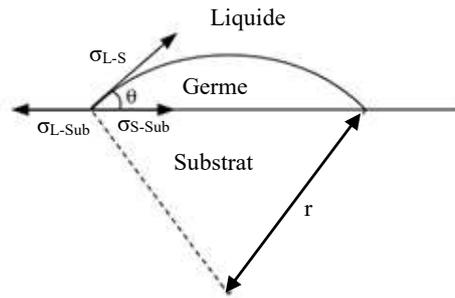


Figure II.14 Schéma de germination hétérogène d'un embryon solide sur un substrat [47, 49].

II.4.1 Modes de solidification

Pendant la solidification d'un métal pur, l'interface Solide/Liquide est généralement plane, sauf en cas de refroidissement thermique sévère. Par contre, pendant la solidification d'un alliage, l'interface Solide/Liquide, peuvent être planaires, cellulaires, ou dendritiques selon la condition de solidification. La **Figure II.15** montre les quatre types de base de la morphologie de l'interface S/L observés lors de la solidification de ces matériaux sont : planaire, cellulaire, dendritique colonnaire et dendritique équiaxé [50].

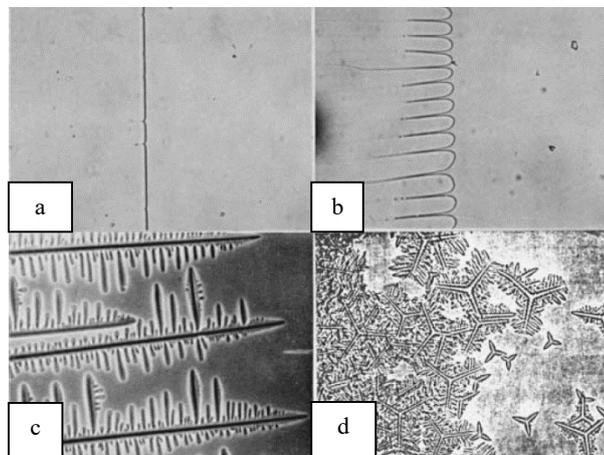


Figure II.15 Modes de solidification de base (x67), a : solidification planaire, b : solidification cellulaire, c : solidification dendritique, d : solidification dendritique équiaxe [50].

Les modes de solidification observés dans les métaux sont illustrées sur la **Figure II.16** [51], la solidification planaire se décompose d'abord en front cellulaire puis en morphologies dendritiques plus complexes, selon les conditions de solidification. La plupart des alliages se solidifient en mode cellulaire, dendritique colonnaire ou une combinaison de celles-ci.

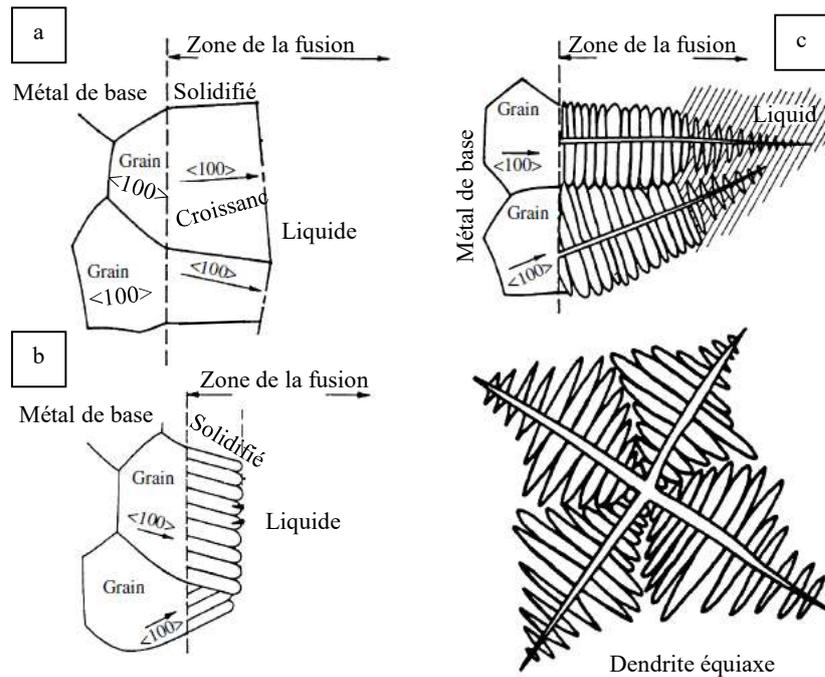


Figure II.16 Modes de solidification dans les métaux, a : croissance plane, b : croissance cellulaire, c : croissance dendritique cellulaire [51, 52].

Dans les alliages métalliques, la combinaison du gradient de température, G_L , et de la vitesse de croissance de la solidification, V , influencent le mode de solidification. Comme le montre la **Figure II.17**, un mode de croissance planaire est favorable lorsque le gradient est élevé et/ou la vitesse de solidification est très faible. Au fur et à mesure que la vitesse de solidification augmente pour tous les gradients de température sauf très élevés, le mode de solidification passe à cellulaire puis dendritique. Si le gradient de température est extrêmement faible, une croissance dendritique équiaxe est possible. Lorsque le produit G_L/V est faible, reflétant une augmentation de la vitesse de refroidissement, les structures qui se forment deviennent plus fines [8, 51].

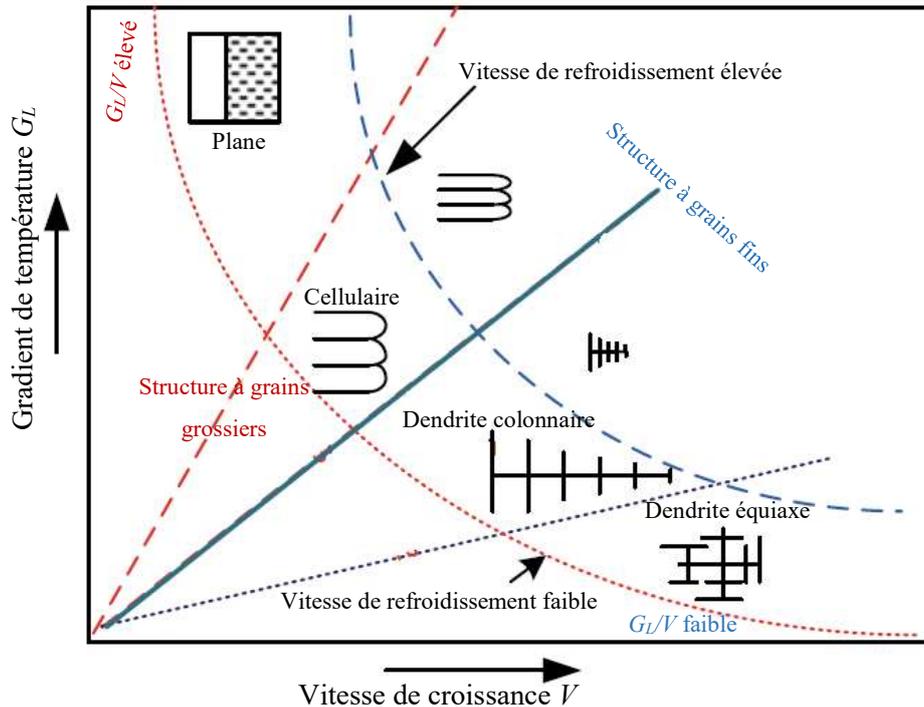


Figure II.17 Influence des paramètres G et V sur la solidification et les microstructures des métaux [8, 51].

II.4.2 Croissance épitaxiale

L'assemblage de l'acier, dont la composition de métal d'apport est semblable au métal de base, la solidification est accompagnée par le mécanisme de croissance seulement par le dépôt du métal sur le grain partiellement fondu du métal de base directement. Ce type de solidification est appelé solidification épitaxiale. La croissance du grain sur des noyaux nouvellement développés ou partiellement fondus du métal de base se produit en consommant du métal liquide, C'est-à-dire en transformant le liquide en solide pour compléter la séquence de solidification [52].

La germination ou bien la nucléation hétérogène à partir d'un substrat solide est appelée nucléation épitaxiale, venant du mot grec « epitaxis », qui signifie « croître à partir de ». Ce genre de germination hétérogène, est la forme dominante lors de la solidification d'une soudure [8].

En conséquence, la solidification commence immédiatement lors du refroidissement en dessous de la température de liquidus. Lorsque les compositions du substrat de métal de base et de liquide sont similaires, le front de solidification qui se développe à partir d'un grain donné sur ce substrat conservera la même orientation cristallographique. Étant donné que l'orientation des grains du substrat est généralement aléatoire, cela se traduit par une poursuite de la

désorientation cristallographique des grains de métal de base à travers la frontière de fusion dans le solide en cours de solidification (**Fig II.18**) (**Fig II.19**) [53]. C'est-à-dire que les joints des grains sont continus à travers la limite de fusion d'origine où la nucléation épitaxiale s'est produite.

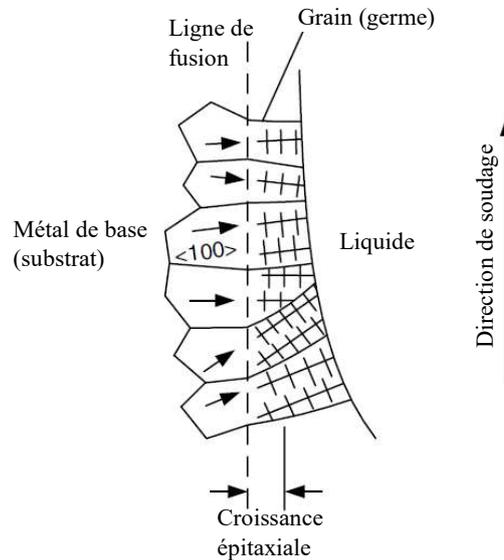


Figure II.18 Schéma d'une germination épitaxiale de la soudure [8, 47].

La flèche dans chaque grain indique sa direction $\langle 100 \rangle$. Pour les matériaux à structure cristalline cubique à face centrée (cfc) ou cubique centrée (cc), les troncs des dendrites croissent dans la direction $\langle 100 \rangle$. Comme indiqué, chaque grain croît sans changer sa direction $\langle 100 \rangle$ [47].

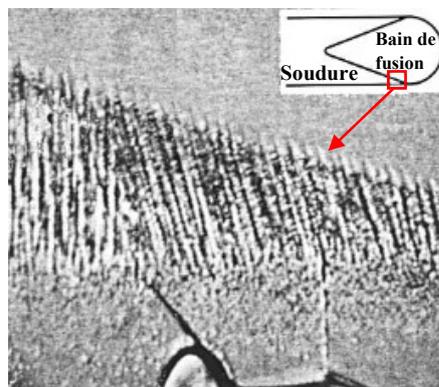


Figure II.19 Croissance épitaxiale pendant le soudage (x75) [53].

La croissance épitaxiale peut également se produire lorsque le matériau comporte plus d'une phase. **Elmer et al.** [44], ont observés une croissance épitaxiale dans le soudage par faisceau d'électrons d'un acier inoxydable austénitique constitué d'austénite et de ferrite. Comme le montre la **Figure II.20**, l'austénite (A) et la ferrite (F) se développent épitaxialement à la ligne de fusion (ligne pointillée) du métal de base au métal fondu (zone solidifiée) [54].

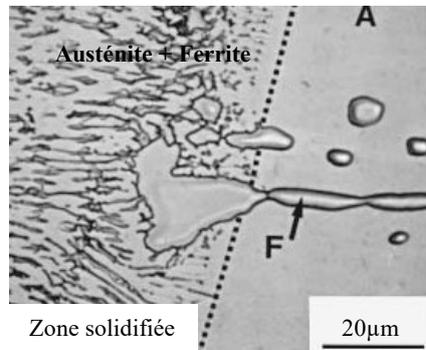


Figure II.20 Croissance épitaxiale d'austénite (A) et de ferrite (F) à partir de la ligne de fusion d'un acier inoxydable austénitique contenant les deux phases [54].

II.5 Soudabilité des aciers par le procédé de soudage par fusion

La soudabilité d'un métal par les procédés de soudage par fusion est influencée par ses nombreuses propriétés telles que :

- Propriétés chimiques (composition chimique, affinité des gaz atmosphériques avec le métal fondu,...)
- Propriétés physiques (température de fusion, conductivité thermique,...)
- Propriétés mécaniques (limite d'élasticité, ténacité et ductilité,...).

II.5.1 Propriétés chimique

II.5.1.1 Composition chimique

Les métaux ayant des éléments défavorables (Pb, S, P...) et d'autres composants de basse température de fusion, augmentent la tendance à la fissuration, tandis que la forte concentration d'éléments durcissant (C, W, V...) augmente la tendance à la fissuration et à la fragilisation. Nous montrons ci-dessous quelques équations empiriques présentant la relation entre la tendance à la fissuration et la composition chimique [52]:

a. Unité de sensibilité à la fissuration (soudage à l'arc électrique sous flux solide)

$$USF = 230C + 90S + 75P + 45Nb + 12.3Si - 4.5Mn - 1 \dots \dots \dots \text{(II. 2)}$$

Si : $USF \leq 10$ le risque de fissuration est faible

Si : $USF > 30$ le risque de fissuration est supérieur [52, 55].

- b. Fissuration à froid à l'aide de calcul du carbone équivalent et le contrôle de l'hydrogène (Fig II.21) (voir le diagramme de Graville) (Cold cracking using Hydrogen Control Approach).**

$$C_{\text{éq}} = C + \frac{\text{Mn}}{6} + \frac{\text{Cr} + \text{Mo} + \text{V}}{5} + \frac{\text{Ni} + \text{Cu}}{15} \dots \dots \dots \text{(II.3)}$$

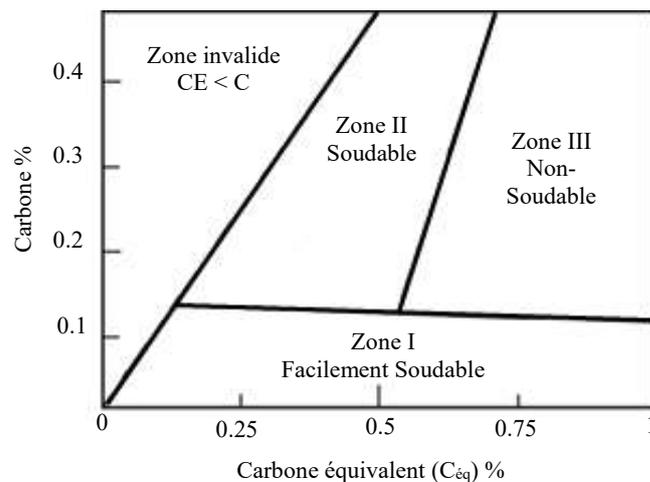


Figure II.21 Diagramme de **Graville** montrant la soudabilité de l'acier par rapport aux différents teneurs de carbone et carbone équivalent [51].

La présence de l'hydrogène dans le métal fondu conduira à une diffusion dans la zone affectée thermiquement (ZAT) : la quantité d'hydrogène introduite est impactée par la nature des produits de soudage, ainsi que, de leurs conditions de préparation avant l'opération de soudage (humidité) et de la propreté du joint (graisse, humidité) [21].

II.5.1.1 Affinité du métal fondu avec les gaz atmosphériques

Des métaux comme l'Al, Mg et Ti présentent une affinité avec les gaz (oxygène et azote) et les impuretés en formant un composé par des réactions chimiques (**Fig II.22**). Lors de soudage par fusion, la majorité des métaux à haute température (s'ils ne sont pas protégés) ont tendance à réagir avec les gaz atmosphériques pour former des oxydes, des nitrures, des sulfures, ..., qui peuvent être observés sous forme d'inclusions dans le métal fondu. Les gaz dissous dans les métaux affectent le soudage par fusion en formant une porosité, ainsi, en augmentant la fragilisation et la fissuration [51].

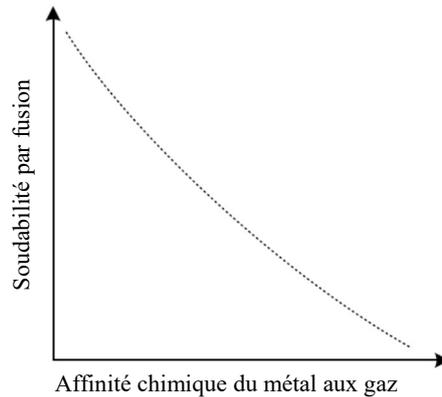


Figure II.22 Influence de l'affinité chimique du métal aux gaz atmosphériques sur la soudabilité par fusion [51].

II.5.2 Propriétés physique

II.5.2.1 Température de fusion

La facilité du soudage par fusion est également affectée par la température de fusion. Les métaux à haute température de fusion (comme Ti, W, Co) sont plus difficiles à souder par fusion que les métaux à basse température de fusion (Al, Mg) à condition que les autres caractéristiques restent identiques (**Fig II.23**). Le soudage par fusion des métaux à température de fusion moyenne est relativement plus précoce que celles des deux extrêmes (très haut ou très bas température de fusion). Les métaux à basse température de fusion rendent le contrôle du bain de soudure difficile et sensible pour la fusion, en particulier dans le cas des sections minces, tandis que les métaux à haute température de fusion imposent des difficultés pour la fusion des surfaces de contact. La facilité d'assemblage par des procédés de soudage à l'état solide diminue également avec l'augmentation de la température de fusion des métaux de base, principalement en raison de l'augmentation de la limite d'élasticité et de la réduction de la ductilité [51].

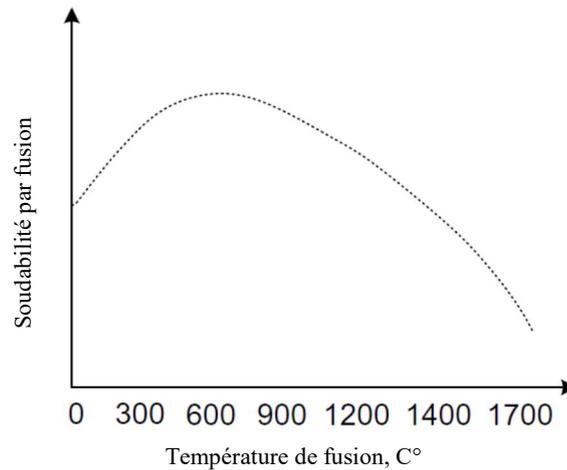


Figure II.23 Schéma montrant la relation entre la soudabilité par fusion et la température de fusion des métaux [51].

II.5.2.2 Conductivité thermique

Généralement la conductivité thermique élevée augmente l'exigence d'apport de chaleur pour le soudage et la largeur de la zone affectée thermiquement (**Fig II.24**), donc diminue la facilité de soudage par fusion des métaux. Par conséquent, la microstructure, les propriétés mécaniques et le comportement aux contraintes résiduelles des joints de soudure par fusion sont affectés par la conductivité thermique [51].

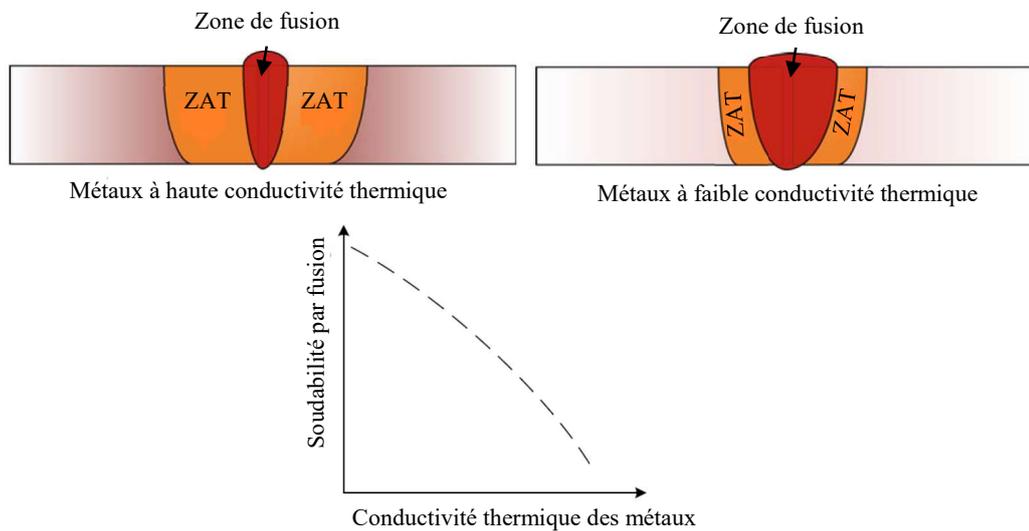


Figure II.24 Schémas montrant la relation entre la soudabilité par fusion et la conductivité thermique [51].

II.6 Traitements thermiques des aciers

Le traitement thermique est une opération qui a pour but de modifier la structure interne d'un acier, sans influencer sur sa composition chimique, afin de donner à cet acier les caractéristiques mécaniques convenables pour son emploi. Le traitement thermique influe sur la résistance à la traction, la limite élastique, la dureté et la ténacité. Les principaux traitements thermiques sont les suivants :

II.6.1 Recuit

Ils existent quatre types de recuit :

- 1) Recuit d'adoucissement
- 2) Recuit de normalisation
- 3) Recuit de détente
- 4) Recuit de diffusion [56].

II.6.1.1 Recuit d'adoucissement

Ce recuit s'effectue soit sur des pièces trempées pour faciliter leur usinage (chauffage à $A_{c1} + 80$ °C) avec maintien de 15 à 20 minutes (selon l'épaisseur de la pièce), le refroidissement intervenant lentement à l'air ou dans le four. Ce genre de traitement entraîne le retour à la structure d'origine.

D'autre part, il existe une deuxième variante de ce recuit nommée « recuit de coalescence » conduisant à la structure globulaire des carbures dans une matrice ferrique.

Le recuit d'adoucissement par coalescence de la perlite donne aux aciers une meilleure aptitude à la déformation par pliage, laminage à froid, estampage, et dans le cas des aciers à plus de 0.5% de carbone la meilleure usinabilité à la scie, et à la fraiseuse. Pour les aciers à plus faible teneur en carbone, le recuit est défavorable à ce genre d'usinage, parce que les copeaux se détachent mal, ce qui donne des surfaces usinées rugueuses (**Fig II.25**) [56].

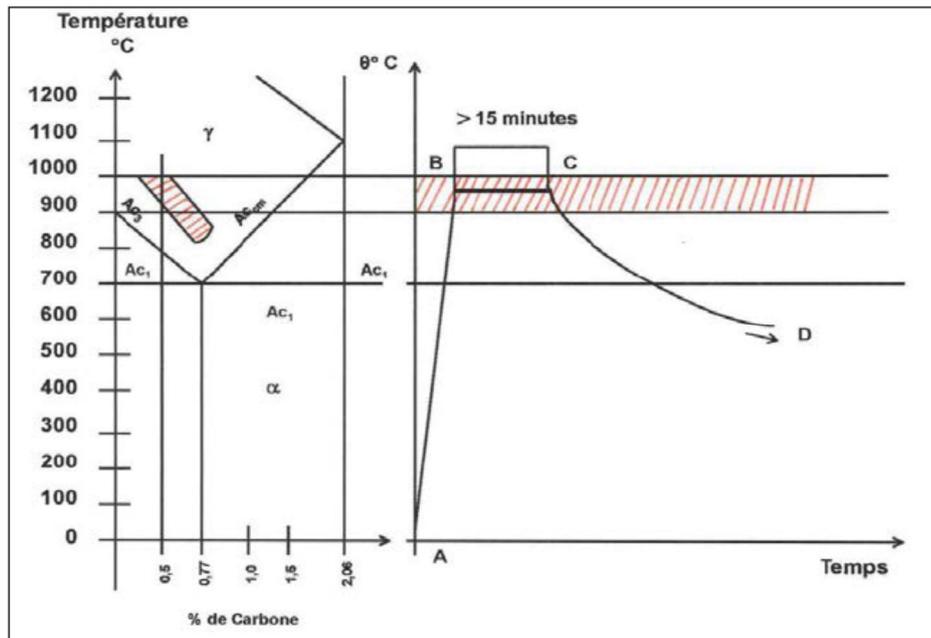


Figure II.25 Cycle thermique de recuit d'adoucissement [57].

II.6.1.2 Recuit de normalisation

Le recuit de normalisation a pour but d'obtenir un état de référence pour l'acier avec une structure à grains fins et des propriétés mécaniques aussi intéressante que possible pour les applications les plus courantes. Il consiste à effectuer les opérations suivantes :

- Chauffage à vitesse contrôlée mais la plus économique possible jusqu'à une température juste au début du domaine austénitique soit Ac_3+50 °C pour les aciers hypoeutectoides et $Acm+50$ °C pour les aciers hypereutectoides
- Maintien isotherme à cette température pendant une durée relativement courte en fonction des dimensions de la pièce
- Refroidissement en général à l'air calme.

Le recuit de normalisation est destiné généralement aux les aciers eutectoïdes et hypoeutectoïdes. Le but de ce type de recuit est d'avoir une structure perlitique à grains fins régulièrement repartis, et l'élimination des contraintes engendrées par des opérations mécaniques, tels que le laminage (Fig II.26) (Fig II.27).

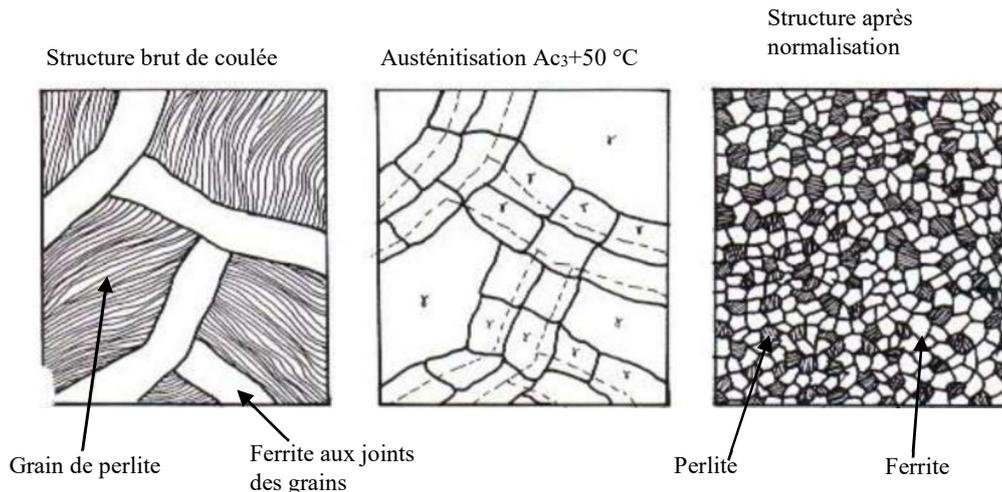


Figure II.26 Principe du traitement de recuit de normalisation [56].

La normalisation comprend en fait deux recristallisations :

- Transformation de la ferrite et de la perlite en austénite lors de chauffage
- Puis transformation de l'austénite en perlite et ferrite au cours de refroidissement.

Chaque transformation entraînant une recristallisation et un affinage du grain.

L'affinage du grain dépend dans une large mesure des vitesses de chauffage et de refroidissement. Il ne faut pas non plus maintenir trop longtemps les pièces au-dessus de A_{c3} , ni dépasser beaucoup A_{c3} , cette situation entraînant dans les deux cas un gonflement du grain d'austénite, ce qui impacte les spécifications demandées. Les vitesses de chauffage et de refroidissement sont importantes, plus elles sont grandes, plus le grain est fin.

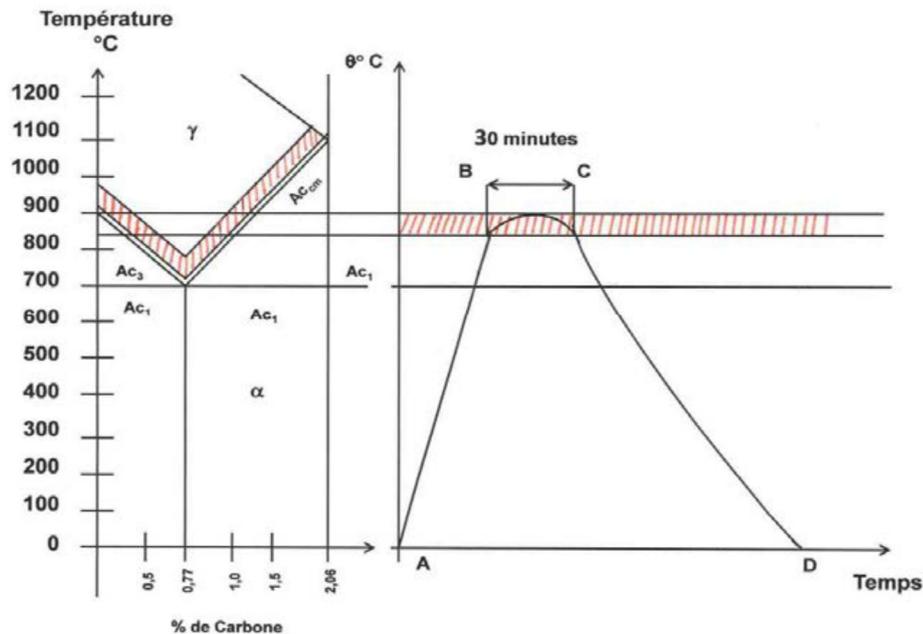


Figure II.27 Cycle thermique du traitement de recuit de normalisation [57].

II.6.1.3 Recuit de détente

Le recuit de détente comme un revenu à hautes températures, et s'effectue à des températures inférieures à A_{c1} . Ce type de traitement est pour objectif d'éliminer les contraintes internes provenant, des déformations à froid, de la mécano-soudure, et également de certains traitements thermiques. Ces types de recuits ne sont pas uniquement destinés à l'acier mais aussi pour les fontes moulées en particulier (Fig II.28).

On distingue les différents types de ce genre de traitement :

- a. **Recuit de régénération** : Le maintien prolongé aux hautes températures du domaine (γ) provoque une surchauffe de l'acier. Ce phénomène est observé dans un certain nombre de cas notamment après recuit d'homogénéisation, après cémentation, après forgeage à chaud, et après soudage dans les zones affectées thermiquement (ZAT). Ce problème est corrigé par un nouveau traitement destiné à affiner les grains (γ). Il s'agit du recuit de régénération qui regroupe les conditions suivantes :
 - Chauffage à une vitesse convenable jusqu'à une température légèrement supérieure à A_{c3} pour les aciers hypoeutectoides et légèrement supérieure à A_{c1} pour les aciers hypereutectoides
 - Maintien isotherme à cette température pendant une durée relativement courte (15 à 30 mn) en fonction des dimensions de la pièce
 - Refroidissement à vitesse pour avoir une structure ferrito-perlitique fine. La vitesse de refroidissement ne doit pas être faible au voisinage de A_{r1} pour éviter

le grossissement des grains de la ferrite. La régénération des grains améliore les propriétés de ductilité de l'acier.

b. Recuit de recristallisation : Les pièces d'acier déformées par des sollicitations mécaniques (laminage, tréfilage, ...) présentent des taux d'écrouissage assez importants. Les grains des constituants structuraux sont écrasés et orientés suivant le sens de la déformation. L'élimination de cet état hors d'équilibre est effectuée par le traitement de recuit de recristallisation qui conduira à corriger la forme et les dimensions de la microstructure de l'acier. Le recuit de recristallisation comporte :

- Chauffage à des températures entre 500 et 700 °C, en utilisant une atmosphère contrôlée pour éviter l'oxydation
- Maintien à ses températures pour une durée bien déterminé et généralement longue (par exemple 48) suivi d'un refroidissement lent.

c. Recuit d'homogénéisation : Ce type de recuit est utilisé pour remédier au phénomène d'hétérogénéité chimique de la microstructure de la pièce coulée en acier, Il est caractérisé principalement par une diffusion des éléments dans la structure. Il consiste les actions suivantes :

- Chauffage à des températures à voisine les : $A_{c3}+200$ °C et $A_{cm}+200$ °C, respectivement pour les aciers hypoeutectoides et les aciers hypereutectoides
- Maintien prolongé, avec temps calculé suivant les lois de diffusion, suivi par un refroidissement lent [56].

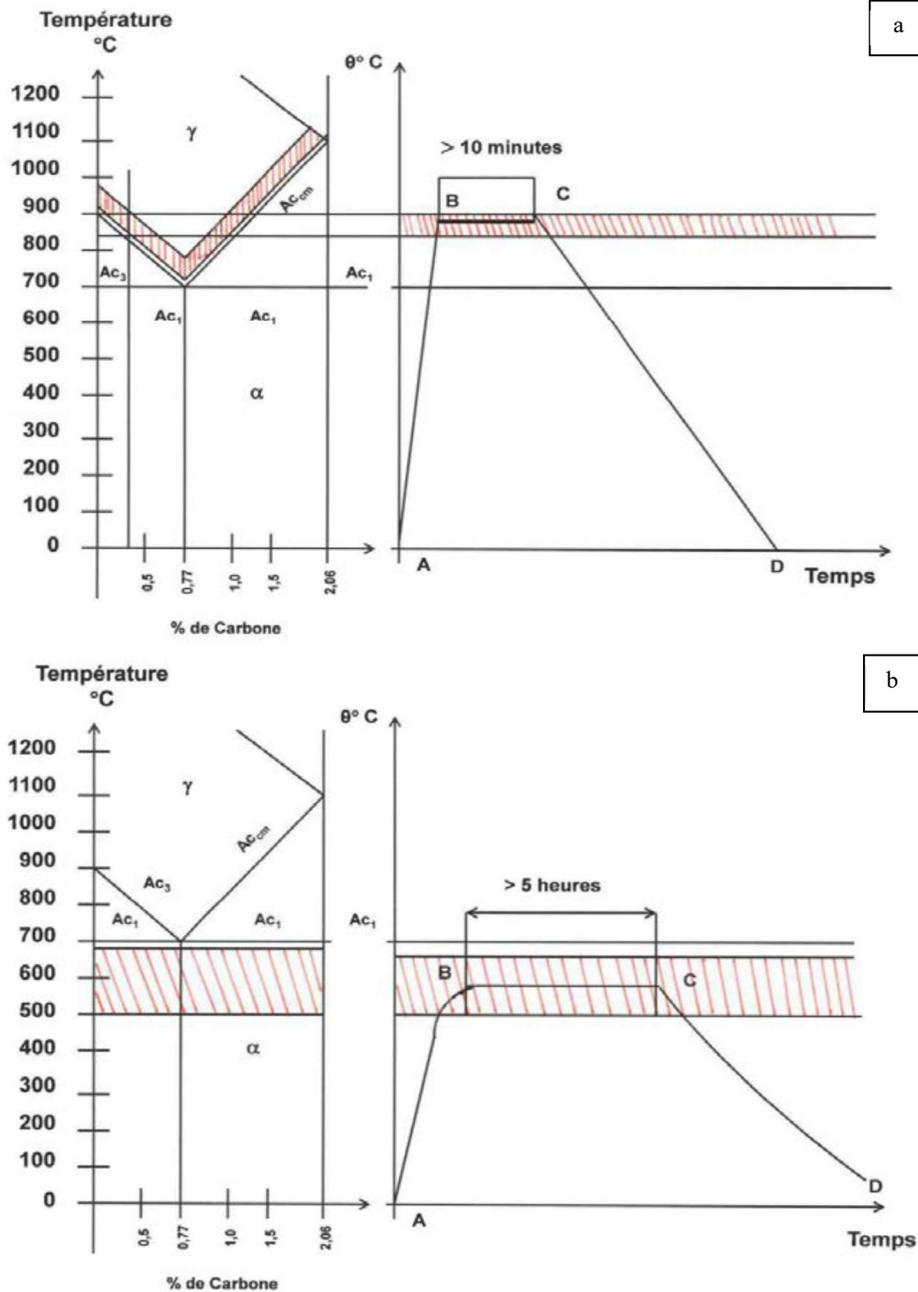


Figure II.28 Schéma descriptif du cycle de traitement thermique, a : recuit de régénération, b : recuit de recristallisation [57].

II.6.2 Trempe

Ce genre de traitement thermique consiste à porter l'acier à une température $Ac_3 + 50$ °C, suivi d'un maintien à une durée en fonction des dimensions de la pièce, et se termine par une vitesse de refroidissement rapide. Les conséquences de la trempe sur les propriétés mécaniques sont : l'augmentation de la résistance à la traction, la limite élastique, et la dureté, par contre, diminution de la résilience et l'allongement. La trempe consiste à chauffer :

- L'acier hypoeuctoïde (de 0 à 0,85% de carbone), à une température de chauffage ($Ac_3 + 50\text{ °C}$, de 721 °C à 906 °C)
- L'acier euctoïde (0,85 % de carbone) à une température de chauffage ($Ac_1 + 50\text{ °C}$) soit environ 780° C
- L'acier hypereuctoïde (de 0,85 à 1,7% de carbone) à une température de chauffage ($Ac_1 + 50\text{ °C}$) soit environ 780 °C.

Le maintien à la température d'austénitisation, pour un intervalle de temps dépend des dimensions de la pièce.

- Le refroidissement se fait à une vitesse rapide, en utilisant l'air, l'eau ou l'huile, pour avoir des constituants, tels que : troostite, bainite, et martensite (**Fig II.29**) [56, 57].

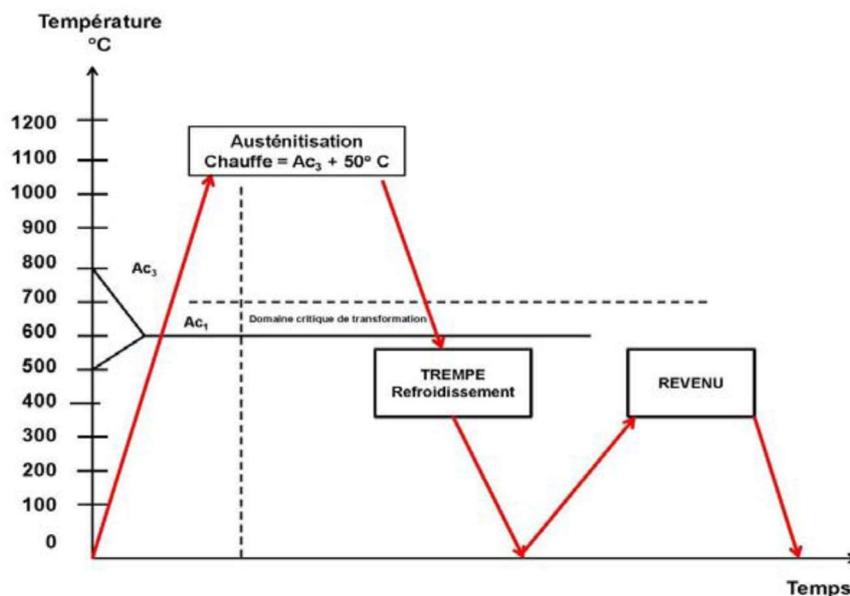


Figure II.29 Principe du traitement thermique de trempage [57].

II.6.3 Revenu

Les revenus sont effectués après la trempe, et pour but de supprimer les tensions moléculaires internes dues au refroidissement rapide qui fragilise le matériau, et risque d'engendrer de rupture des pièces trempées.

Le revenu de la microstructure martensitique, conduit à un retour partiel à l'équilibre par la diminution de la teneur en carbone de la martensite et par précipitation de carbure. Le résultat pratique est une augmentation de la ténacité, accompagné d'une diminution de la dureté.

Il existe deux types de revenus, soit un de détente, réalisé entre 140 °C et 200 °C et qui vise à diminuer les contraintes internes et relever la limite d'élasticité des pièces, et un autre d'adoucissement exécuté entre 450 °C et 600 °C et qui vise la décomposition complète de la martensite par précipitation du carbone sous forme de cémentite Fe_3C . Il existe aussi d'autres types de revenus dont celui de durcissement qui est appliqué aux aciers alliés trempés.

Pendant l'opération de revenu, les atomes de carbone quittent la martensite pour se combiner aux éléments d'alliage (vanadium, molybdène, tungstène, titane, chrome et manganèse). Il y a formation de carbures alliés plus durs que la martensite. Cette transformation se traduit par un accroissement de la dureté (durcissement secondaire). Ce type de revenu est appliqué aux aciers à coupe rapide (**Fig II.30**) [57].

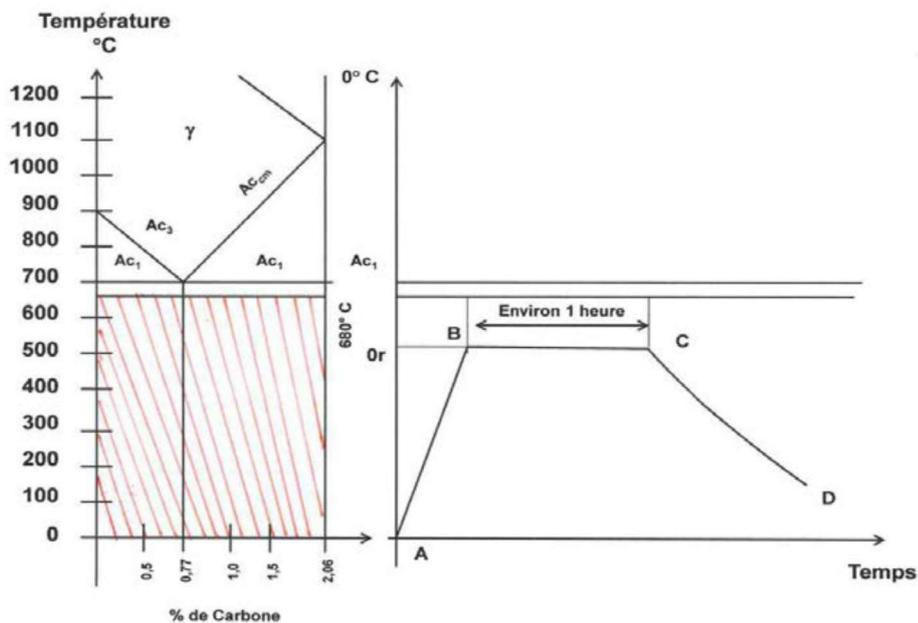


Figure II.30 Cycle de traitement thermique de revenu [57].

II.7 Propriétés mécanique des aciers

II.7.1 Limite élastique

Le soudage par fusion d'un métal n'est pas directement affecté par sa limite d'élasticité, mais la facilité de soudage par fusion est certainement influencée. La contrainte résiduelle maximale créée dans un joint soudé par fusion dépend de la limite d'élasticité du métal soudé (**Fig II.31**). Le soudage en utilisant un métal d'apport entraîne une contrainte résiduelle maximale à quasiment similaire à la limite d'élasticité du métal de base, ce qui entraîne de nombreux problèmes liés à la fissuration du métal de soudure et à la zone affectée thermiquement. Par conséquent, les métaux d'apport à faible limite d'élasticité (alliages de Ni,

acier inoxydable austénitique) sont parfois intentionnellement choisis pour le soudage par fusion de métaux de base à haute trempabilité et de fonte [51, 58, 59].

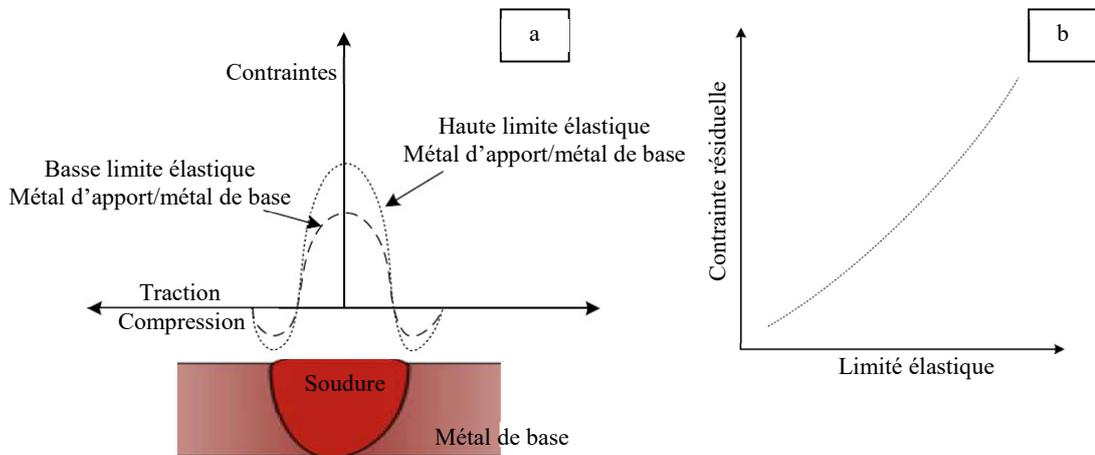


Figure II.31 Schéma montrant l'effet de la limite élastique du métal de base / métal d'apport: a : Distribution de la contrainte résiduelle, b : Contrainte résiduelle [51].

II.7.2 Ténacité et ductilité

La ténacité et la ductilité du métal de base affectent la tendance à la fissuration des cordons de soudure sous l'influence de contraintes résiduelles. Les métaux ayant une faible ténacité (< 5 J) et une faible ductilité (< 4 à 5 %) présentent une tendance élevée à la fissuration et à la fragilisation du joint de soudure (**Fig II.32**) [51].

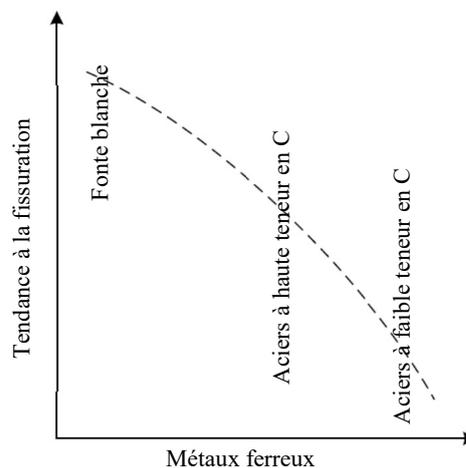


Figure II.32 Schéma montrant la tendance à la fissuration de quelques métaux ferreux [51].

Chapitre III :

Types de soudage à l'arc électrique

III. Types de soudage à l'arc électrique

III.1 Généralités

Les méthodes de soudage : par résistance, soudage au gaz et soudage à l'arc étaient toutes développées avant la première guerre mondiale.

La continuité de la matière dans le soudage, est obtenue, par fusion, par pression, ou bien par la combinaison des deux modes, dont la source d'énergie doit être capable d'apporter, en un temps assez court, une grande quantité de chaleur en un point bien localisé. La répartition des procédés de soudage en fonction des sources d'énergie se présente comme suit :

- 1) le soudage à l'arc
- 2) le soudage aux gaz
- 3) le soudage par faisceau d'électrons
- 4) le soudage par faisceau laser
- 5) le soudage par résistance [2].

La **Figure III.1** présente un schéma synthèse des différents procédés de soudage.

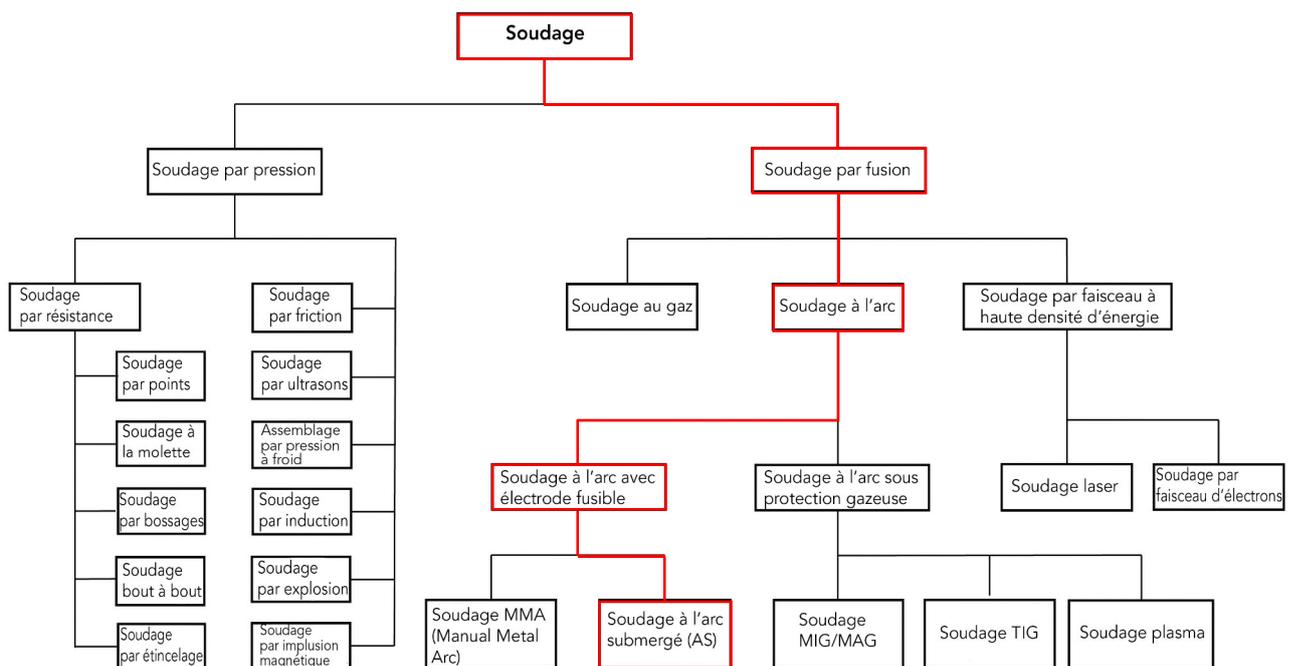


Figure III.1 Organigramme des procédés de soudage les plus répandus [60].

Lors de l'opération de soudage, des différents types d'énergie sont convertis en chaleur, en particulier l'énergie électrique. L'intensité de la source d'énergie qui induit des différences de caractéristiques importantes sur les cordons de soudure du soudage par fusion. L'énergie spécifique de chaque procédé influence la pénétration et la largeur du cordon de soudure, ainsi que leur propriété mécanique. Cette énergie spécifique est comprise entre 1 et $10^5 \text{ W}\cdot\text{mm}^{-2}$ (**Fig III.2**). En cas d'énergie inférieure, le matériau ne peut pas être soudé. Par contre, si l'énergie est plus élevée, l'évaporation est prévue [61].

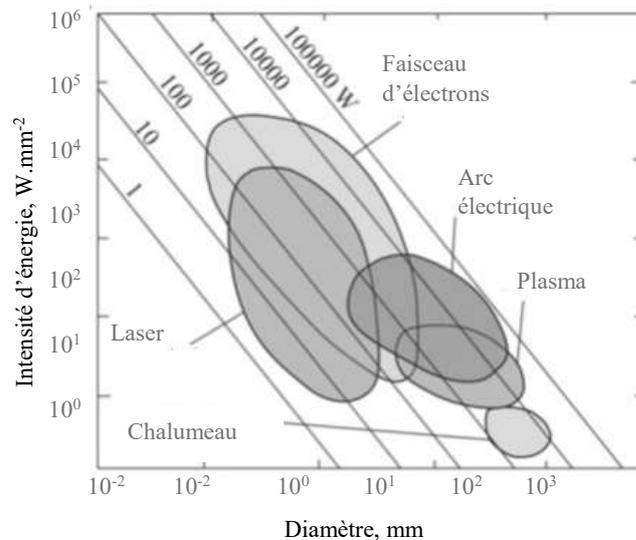


Figure III.2 Intensité d'énergie des différents procédés de soudage [61].

III.2 Soudage à l'arc électrique

Le terme soudage à l'arc s'applique sur une large diversité de procédés de soudage qui utilisent un arc électrique comme source de chaleur. La création d'une soudure entre les métaux à assembler se fait à l'aide d'un métal d'apport. La chaleur intense produite par l'arc fait fondre rapidement une portion du métal de base, entraînant la formation d'une soudure.

III.2.1 Soudage manuel à l'électrode enrobée

Le soudage à l'arc sous protection, noté en anglais : SMAW ou MMA, (Shielded Metal Arc Welding ou Manual Metal Arc Welding) est un procédé de base polyvalent utilisé pour souder des métaux ferreux et certains métaux non ferreux. Ce procédé, qui s'applique sans pression, intègre l'utilisation d'un arc métallique qui se forme entre une électrode enrobée et le bain de fusion. L'électrode se compose d'un noyau de fil autour duquel un mélange enveloppant de liants de silicate (SiO_2) et de matériaux en poudre tels que, les carbonates (CO_3), les oxydes, et les alliages métalliques [1, 62]. Ce revêtement (enrobage) fait fournir des stabilisateurs d'arc

sous la forme de composés facilement ionisés (par exemple, oxalate de potassium $-C_2K_2O_4-$ ou carbonate de lithium- Li_2CO_3-) pour guider l'arc et le maintenir constant et stable, d'autre part conduire le courant en fournissant une source d'ions et d'électrons, ainsi, il fournit un écran gazeux pour protéger le métal fondu de l'air, et fournir des désoxydant pour nettoyer le bain de fusion, donc former le laitier pour protéger la soudure (**Fig III.3**) [63].

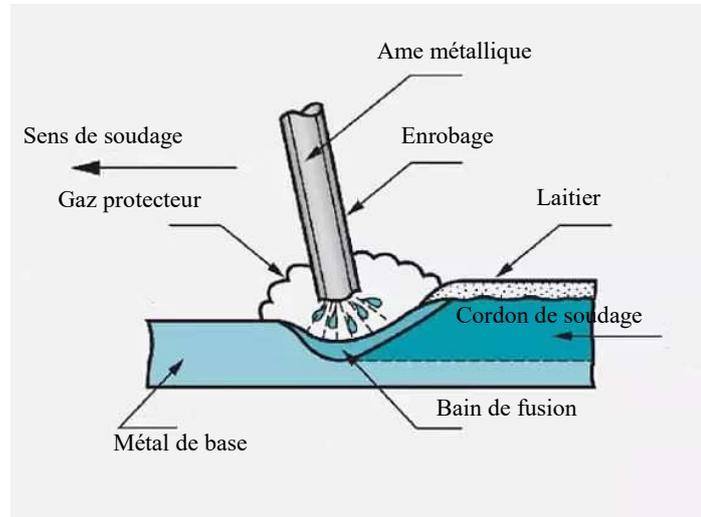


Figure III.3 Schéma représentatif du soudage manuel à l'électrode enrobée [63].

Enfin, l'enrobage de l'électrode peut fournir des éléments d'alliage pour l'obtention et le contrôle de la composition de la microstructure de la soudure.

Ce type de soudage, peut fonctionner avec des alimentations en courant continu (CC), avec l'électrode positive ou négative, ou des alimentations en courant alternatif (CA), selon la conception du revêtement. Généralement, les courants varient entre 50 à 300 A, en grande partie en fonction du diamètre de l'électrode, et de tension de courant entre 10-30 V, ce qui entraîne des taux de dépôt de 1 à 10 kg/heure. C'est un procédé simple, nécessite des équipements moins coûteux [63].

III.2.2 Soudage à l'arc TIG

Nommé par Tungsten-Inert Gas (TIG) ou Gas-Tungsten arc welding (GTAW). Ce procédé de soudage utilise une électrode de tungstène réfractaire non fusible permet le passage de l'arc électrique (le tungstène est un très bon conducteur) avec le métal de base (**Fig III.4**) et (**Fig III.5**).

La soudure s'applique sous protection de gaz inerte : Argon pour l'acier, Argon- Hélium (mélange binaire) pour l'aluminium, Argon- Hélium- Oxygène, en utilisant une baguette de

métal d'apport que le soudeur tient d'une main pour former et alimenter le bain de fusion. De l'autre main il tient la torche pour établir l'arc avec la pièce à souder.

La zone d'arc est couverte du gaz inerte, généralement de l'argon, qui protège le tungstène et le métal fondu de l'oxydation. Ce procédé de soudage produit des soudures de haute qualité sur presque tous les métaux et alliages. Parce qu'il peut être contrôlé à de très faibles intensités, il convient parfaitement au soudage de tôles et de feuilles minces [1, 64].

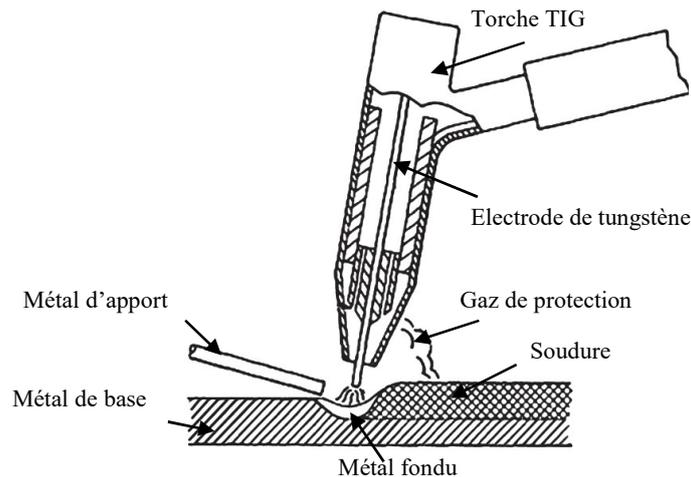


Figure III.4 Procédé de soudage à l'arc TIG [64].

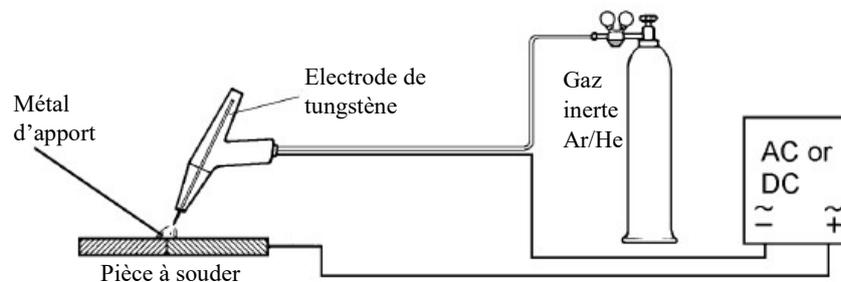


Figure III.5 Principe des équipements de soudage à l'arc TIG [65].

Le plus grand inconvénient du soudage à l'arc au tungstène gazeux est sa faible productivité. D'autre part, le soudage à l'arc au tungstène avec une électrode de tungstène de 1,6 mm et un courant typique de 100 ampères, donne une densité de courant de 53 A/mm². Par contre, le soudage à l'arc sous gaz, avec une électrode consommable de même taille et le courant typique de 300 A, donne une densité de courant de 158 A/mm². La densité de courant plus élevée utilisée dans le soudage à l'arc sous gaz nécessite que l'électrode de métal d'apport soit introduite dans l'arc à une vitesse rapide, ce qui entraîne un temps de dépôt de soudure beaucoup

plus rapide que celui réalisé avec le soudage à l'arc sous gaz tungstène. Le soudage à l'arc sous gaz tungstène nécessite également une grande habileté, en particulier lors de l'alimentation manuelle du métal d'apport, car la torche et le métal d'apport doivent être coordonnés simultanément [63].

III.2.3 Soudage à l'arc MIG/MAG

Le procédé utilise une protection contre un gaz fourni de l'extérieur pour protéger le bain de soudure en fusion. L'application de ce type de soudage, nécessite généralement une polarité inverse (DC+ direct courant), dont le courant continu (électrode sur le plus, pince de masse sur le moins). Le procédé est également appelé procédé de soudage MIG/MAG (Metal Inert Gas, Metal Active Gas) respectivement [64].

Le terme GMAW (Gas Metal Arc Welding), est une combinaison des deux types de gaz, car il couvre à la fois les versions de protection contre les gaz inertes et les gaz actifs. En fait, ce procédé, ne couvre pas seulement les gaz inertes et actifs, mais plus encore, car il couvre diverses combinaisons des deux types de gaz.

Il s'agit d'un procédé de production en grande quantité. Dans les ateliers, il est rapide, nécessitant moins de formation pour la mise en œuvre que le procédé TIG, sans production de laitier. L'arc électrique est mené par un fil électrode fusible (à la fois métal d'apport et électrode), ceci jusqu'à l'extrémité de la torche de soudage, qui est munie d'une gâchette (**Fig III.6**). Le fil est disposé sur le dévidoir d'une bobine. Ce dévidoir tourne pour faire avancer le fil à l'aide d'un moteur de 24 volts. La vitesse du fil en m/min est réglée à l'aide d'un potentiomètre.

Le soudeur appuie sur la gâchette pour débiter le gaz protecteur, alimenter l'arc électrique et dévider le fil électrode. Dans, le soudage MIG (Metal Inert Gas), le gaz (Argon ou du mélange Argon-Hélium) s'écoule de façon continue et protège le métal en fusion contre l'oxygène et l'azote de l'air. Par contre, le cas de soudage MAG (Metal Active Gas) utilise fréquemment le CO₂ ou mélange Argon-CO₂ ou Argon-CO₂-O₂. Le gaz protecteur participe activement au processus en réagissant, dans l'arc, avec les métaux d'apport et de base [1, 66].

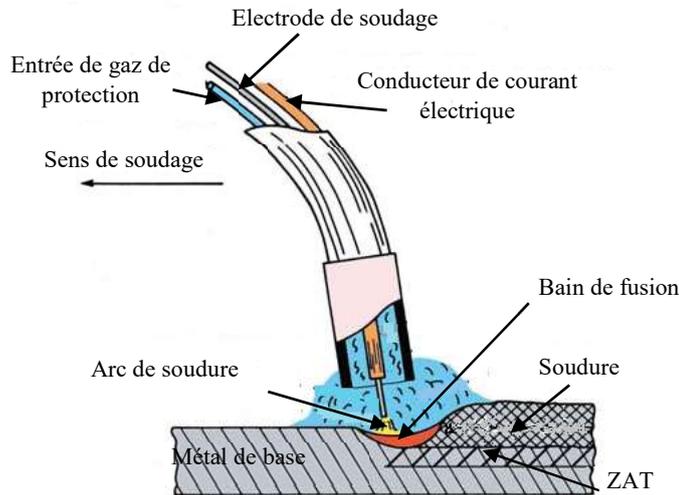


Figure III.6 Procédé de soudage MIG/MAG [67].

La **Figure III.7**, représente l'effet de mélange de l'argon, l'Hélium, CO_2 et l'Oxygène. L'ajout d'une petite quantité d'Oxygène à un Argon stabilise considérablement l'arc de soudage, augmente le taux de dépôt de métal d'apport, et impact la forme du cordon. Le bain de soudure est plus fluide et reste fondu plus longtemps, ce qui permet au métal de s'écouler vers les bords de la soudure (**Fig III.7a**) [68].

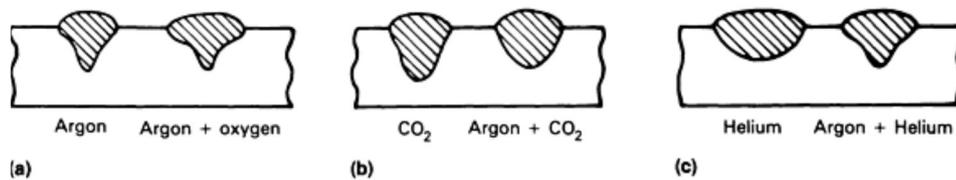


Figure III.7 Effet des mélanges de gaz de protection sur le cordon de soudure en utilisant le courant continu (CC+ ou notée en anglais DC+), a : Ar/Ar- O_2 , b : CO_2 /Ar- CO_2 , c : He/Ar-He [69].

Les mélanges Argon/Dioxyde de carbone, sont principalement utilisés pour les aciers au carbone et faiblement alliés et ont une utilisation limitée pour les aciers inoxydables. L'ajout de CO_2 à l'argon produit des résultats similaires à l'ajout d'oxygène, mais augmente la pénétration à mesure que la teneur en CO_2 accroît (**Fig III.7b**). Au-delà d'une plage de 18 à 20 % de CO_2 , le transfert en spray (les gouttelettes sont directement pulvérisées dans le bain, créant ainsi un flux continu de métal), ne peut plus être obtenu, un court-circuit/transfert globulaire avec des niveaux de projections quelque peu accrus se produit à partir de ce point jusqu'à environ 50 % de CO_2 dans l'argon [68].

Concernant l'Argon/Hélium, ces mélanges sont principalement utilisés pour les matériaux de base non ferreux, tels que l'aluminium, le cuivre et les alliages de nickel. L'hélium

augmente l'apport de chaleur au matériau de base et utiliser pour assembler des plaques épaisses et thermiquement conductrices. À mesure que le pourcentage d'hélium augmente, la tension de l'arc, les projections et le rapport largeur/profondeur de la soudure augmentent (**Fig III.7c**). Les mélanges les plus courants contiennent 25, 50 ou 75 % d'hélium dans l'argon. Le pourcentage le plus élevé d'hélium est utilisé pour assembler des tôles épaisses (> 50 mm), en particulier l'aluminium et le cuivre. Des vitesses de déplacement plus élevées peuvent être obtenues en utilisant de l'hélium mélanges [68].

III.2.4 Soudage à l'arc plasma

La méthode de soudage au plasma (Plasma arc welding, PAW) (**Fig III.8**) utilise un gaz plasma interne et un gaz de protection externe. Le gaz plasma s'écoule autour d'une électrode centrée rétractée, qui est généralement en tungstène. Le gaz de protection s'écoule à travers la buse de gaz extérieure, servant le même objectif que dans le soudage TIG [65, 68].

Un mélange Argon/Hydrogène est généralement utilisé comme plasma et gaz de protection. Cependant, l'hydrogène ne peut pas être utilisé comme constituant lors du soudage d'acier doux ou de métaux tels que, l'aluminium, le titane ou le zirconium. L'argon pur, ou les mélanges Argon/Hélium, sont bien adaptés au soudage de l'acier doux et des métaux réactifs pour lesquels l'hydrogène ou l'azote ne peut pas être utilisé. Des mélanges d'Argon/Hélium/Azote, sont utilisés lors du soudage des aciers inoxydables duplex.

Les mélanges contenant plus de 75 % d'hélium ont les mêmes caractéristiques que l'hélium pur [67, 70].

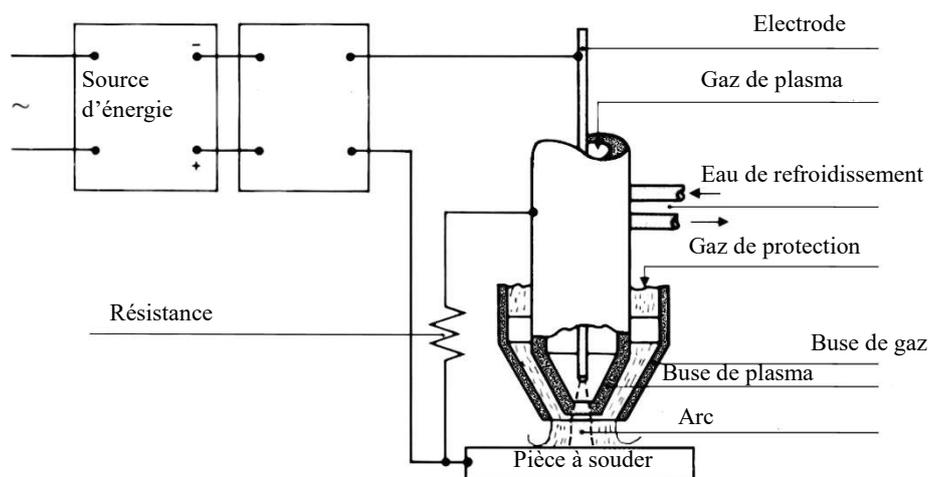


Figure III.8 Principe du procédé de soudage à l'arc plasma [65].

L'arc de soudage plasma est considérablement plus droit et plus concentré que, celui du soudage TIG (**Fig III.9**).

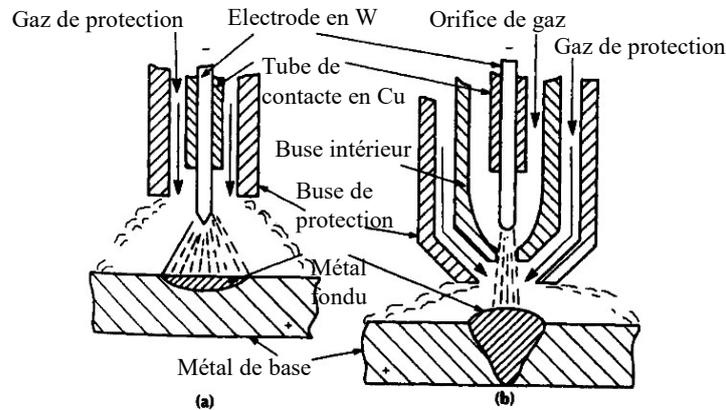


Figure III.9 Types d'arc des deux procédés de soudage, a : TIG et b : soudage à l'arc plasma [71].

Deux modes de soudage distincts sont possibles avec le procédé de soudage à l'arc plasma : le mode de fusion ou de conduction et le nœud en trou de serrure. En mode fusion ou conduction, le chauffage de la pièce se produit par conduction de la chaleur du contact du plasma avec la surface de la pièce vers l'intérieur. Ce mode convient pour joindre des sections minces (par exemple, 0.025-1.5 mm) et faire des soudures fines à faibles courants, et pour joindre des sections plus épaisses (de 3 à 8 mm) à des courants élevés. En mode trou de serrure, la densité d'énergie élevée d'un plasma à très haute intensité vaporise une cavité à travers la pièce et crée une soudure en déplaçant le trou de serrure. Le métal en fusion entourant la cavité de vapeur est attiré par la tension superficielle pour remplir la cavité. Ce mode est excellent pour les applications de soudage nécessitant une pénétration profonde, jusqu'à environ 20 mm. Ces deux modes sont représentés schématiquement sur la **Figure III.10**.

Le plus grand inconvénient du soudage à l'arc plasma est l'équipement requis. Les sources d'alimentation, les contrôleurs de gaz et les torches sont tous plus compliqués et coûteux que pour le procédé TIG, et les torches ont tendance à être grandes, ce qui rend la manipulation difficile pendant le fonctionnement manuel [71].

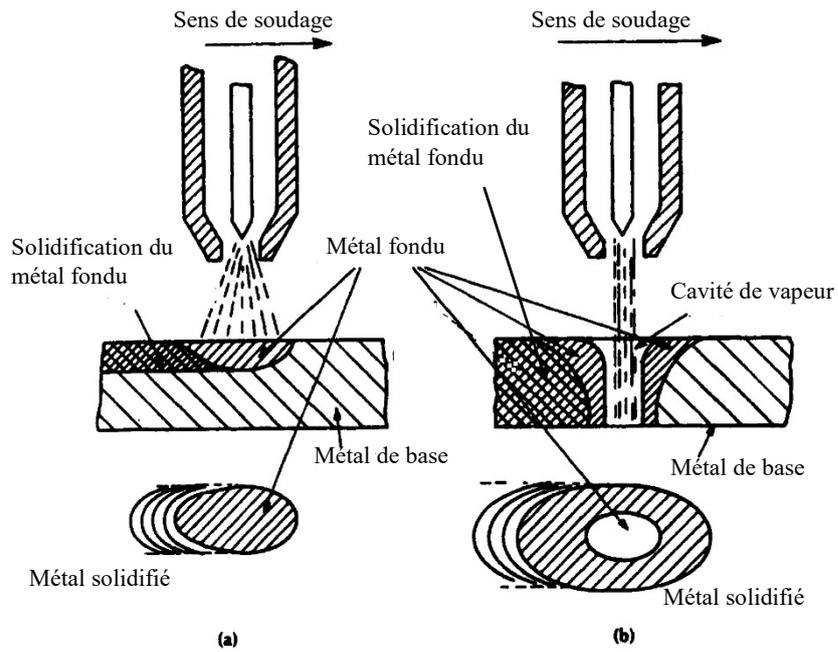


Figure III.10 Schéma comparatif des modes, a : de fusion et b : en trou de serrure, illustrés par le soudage à l'arc plasma [71].

Chapitre IV :

Soudage à l'arc électrique sous flux solide

IV. Soudage à l'arc électrique sous flux solide

IV.1 Généralités

Depuis le développement du soudage à l'arc électrique sous flux solide, beaucoup de recherches ont été entreprises pour augmenter la productivité et diminuer le coût de soudage. Le flux de ce fait contribue pour une part assez importante au rapport de coût du procédé de soudage à l'arc électrique sous flux solide. Il a été estimé généralement, qu'une proportion de 01 kg de flux est consommée pour chaque 01 kg de métal fondu déposé. La consommation de flux augmente avec l'augmentation de la tension de l'arc [72].

Dans l'industrie, le soudage à l'arc électrique sous flux solide, nommé en anglais Submerged Arc Welding, est largement appliqué en raison à son faible niveau de pollution, de la haute efficacité, de la bonne qualité technique des soudures et du haut degré d'automatisation [73].

L'expérience montre aussi que la stabilité de l'arc influe directement sur les propriétés du cordon de soudure, de telle sorte que les caractéristiques de l'arc, en particulier la stabilité de l'arc, s'avère très important pour l'amélioration de la qualité de la soudure [74].

Le procédé sujet de notre investigation utilise une couverture de flux fusible granulaire sous laquelle la soudure et la zone d'arc sont protégées de manière à être immergées [64].

IV.2 Principe de soudage à l'arc électrique sous flux solide

Dans le procédé de soudage à l'arc électrique sous flux solide, illustré sur les **Figures IV.1** et **IV.2**, l'arc et le métal fondu sont protégés par une enveloppe de couverture de flux fondu et une couche de particules de flux granulaire non utilisé. Comme l'arc est précisément submergé sous le flux, et il n'est pas visible, en résulte, le processus est relativement exempt du rayonnement intense de la chaleur et de la lumière, ainsi que, les soudures qui en résultent sont très propres. Le procédé à l'arc électrique sous flux solide utilise une électrode de fil solide continu qui est consommée pour produire le cordon de soudure. L'efficacité du transfert d'énergie de la source d'électrode à la pièce est très élevée (habituellement plus de 90 %), puisque les pertes de rayonnement, de convection et les éclaboussures sont minimales [71].

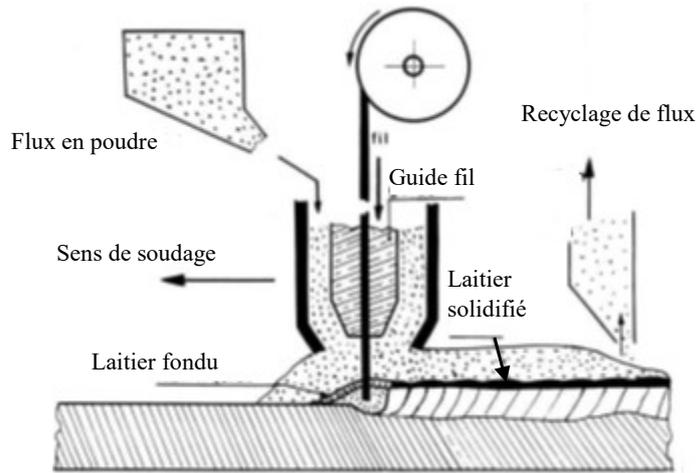


Figure IV.1 Procédé de soudage à l'arc électrique sous flux solide [75].

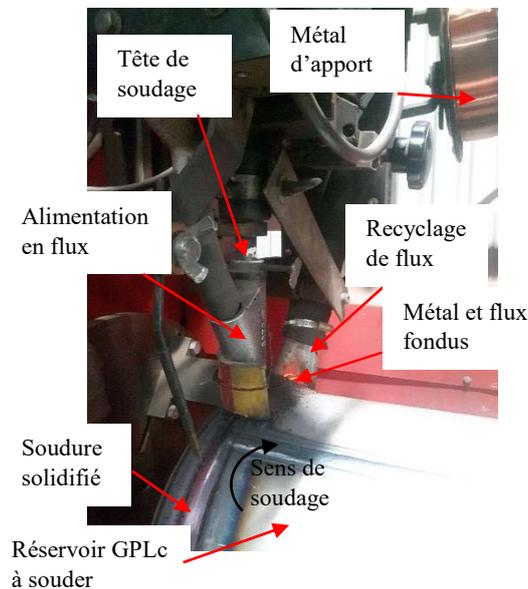


Figure IV.2 Procédé de soudage de réservoir GPLc (Entreprise Bouteilles à Gaz), type de l'équipement soudeuse LINCOLN à double têtes CWP 2.0 SAW.

Dans le soudage à l'arc électrique sous flux solide, dont l'arc est complètement recouvert par la couche de flux, la perte de chaleur est extrêmement faible. Cela produit une efficacité thermique aussi élevée $> 60 \%$, par rapport à l'efficacité thermique de 25% du procédé soudage manuel à électrode enrobée. Le taux de dépôt du soudage à l'arc électrique sous flux solide est très élevé par rapport aux autres procédés de soudage à l'arc électrique, la **Figure IV.3** ci-dessous montre le résultat d'une telle étude sur le taux de dépôt augmentant à mesure que le diamètre du fil augmente et que le courant correspondant augmente [64].

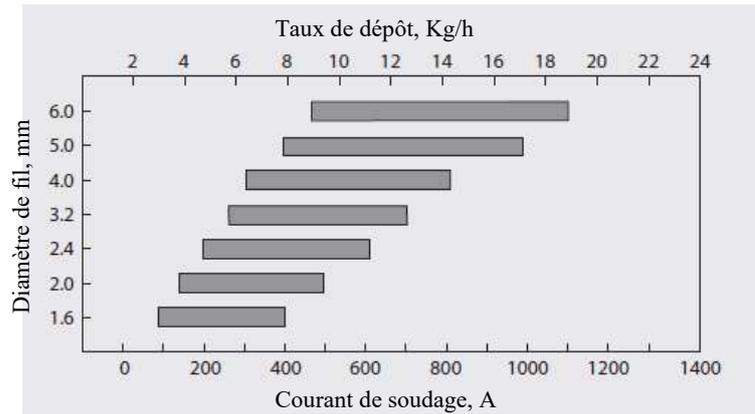


Figure IV.3 Taux de dépôt du procédé soudage à l'arc électrique sous flux solide par rapport au courant et diamètre du fil à souder [64].

Si les paramètres de soudage sont correctement définis, l'apparence de la soudure est souvent très uniforme et brillant, fusionnant en douceur dans le matériau de la pièce à usiner. D'autre part, il est toujours nécessaire de gérer le flux. Bien qu'il soit fourni automatiquement à la soudure et récupéré dans le cadre du processus [65].

IV.3 Source d'énergie

Les machines du procédé à l'arc électrique sous flux solide, sont disponibles dans la gamme de 300 ampères (A) à 1500 (A), jusqu'à 4000 (A) à 55 volts, ainsi qu'à courant bas < 150 A à 18 volts. La source d'alimentation de ce procédé de soudage peut être en courant continu (CC, nommé en anglais DC) ou en courant alternatif (AC). L'équipement à courant continu convient aux applications semi automatiques tandis que la source d'alimentation à courant alternatif est plus adaptée à l'automatisation uniquement [64, 65].

Le courant continu peut être fourni par un moteur-générateur, mais de plus en plus des transformateurs-redresseurs sont utilisés. La polarité positive de l'électrode donne une bonne pénétration. Le courant alternatif, donne moins pénétration que le courant continu-électrode positive (DCEP, direct current electrode positive). L'utilisation de courant continu-électrode négative (DCEN, direct current electrode negative), le taux de dépôt est augmenté de manière significative (**Fig IV.4**) [76].

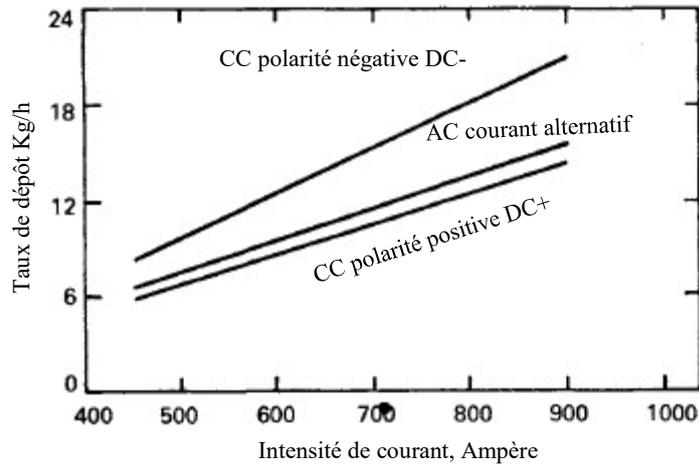


Figure IV.4 Effet de la polarité de l'électrode sur le taux de dépôt de métal d'apport [76].

IV.4 Matériaux consommables

IV.4.1 Fil à souder (électrode ou métal d'apport)

Le soudage à l'arc électrique sous flux solide, fonctionne normalement avec un seul fil sur courant alternatif ou continu. Et pour améliorer la productivité, grâce à une augmentation du taux du dépôt et/ou vitesses de déplacement. Nous mentionnons, quelques variantes courantes de fil à souder:

- Double fil (possible d'augmenter le taux de dépôt de 30 à 40 % par rapport à celui d'une machine mono-fil)
- Plusieurs fils (tandem ou triple)
- Fil simple avec ajout de fil chaud ou froid (Cela implique l'utilisation d'un fil supplémentaire, chauffé par le courant de soudage. Il peut augmenter la quantité de matière fondue de 50 à 100 %).

Ce système d'utilisation de plus d'électrodes (**Fig IV.5 et Fig IV.6**) permet au soudage d'améliorer les taux de dépôt et d'augmenter les vitesses de déplacement de l'arc. Pour introduire plus d'un fil pour l'arc, le système utiliser deux unités d'alimentation ou, bien une grande source de sortie qui peut prendre en charge la demande de courant pour passer plus d'une électrode.

L'avantage d'utiliser plusieurs sources d'alimentation pour faire fonctionner deux électrodes ou plus permet l'utilisation de polarités différentes sur les électrodes. De plus, avec des sources d'alimentation séparées pour deux électrodes, le courant alternatif peut être utilisé sur l'une, tandis que le courant continu est utilisé sur l'autre électrode. Généralement, lorsque trois fils sont utilisés en position tandem, où une électrode est placée devant les deux autres, le courant alternatif est utilisé [64, 65, 77].

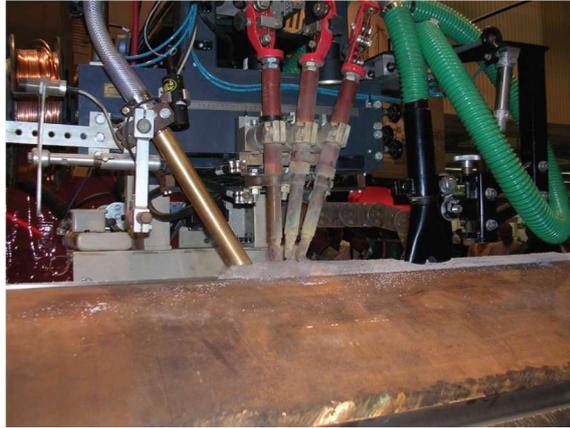


Figure IV.5 Exemple de système de multi-fil pour le procédé SAW [64].

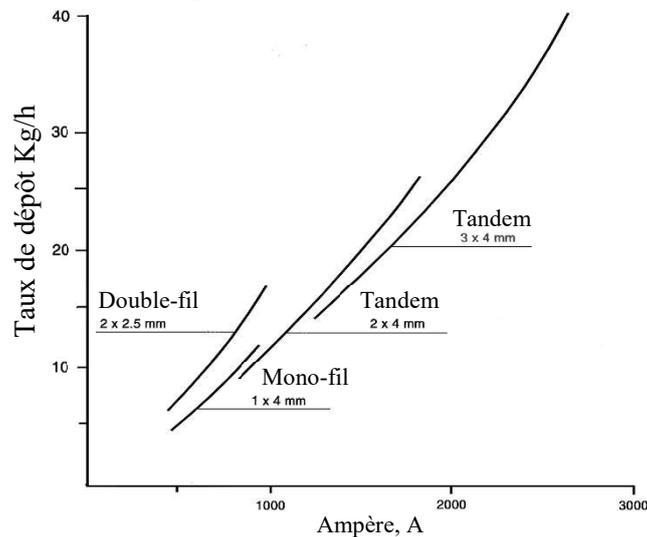


Figure IV.6 Différentes possibilités pour augmenter le taux de dépôt [65].

La qualité du fil et sa teneur en métaux d'alliage affectent principalement les propriétés mécaniques et l'analyse chimique du métal fondu. À cet effet, il est très important de tenir compte des facteurs suivants :

- La résistance du métal fondu peut être augmentée en l'alliant avec du manganèse et du silicium
- L'utilisation de molybdène et de nickel comme éléments d'alliage améliore la ténacité du métal fondu à basse température.

L'électrode peut être cuivrée afin d'améliorer le contact électrique et le protéger contre la corrosion. Les diamètres de fil courants sont 1.6, 2.0, 2.5, 3, 4, 5 et 6 mm (**Fig IV.7**) [65, 77].

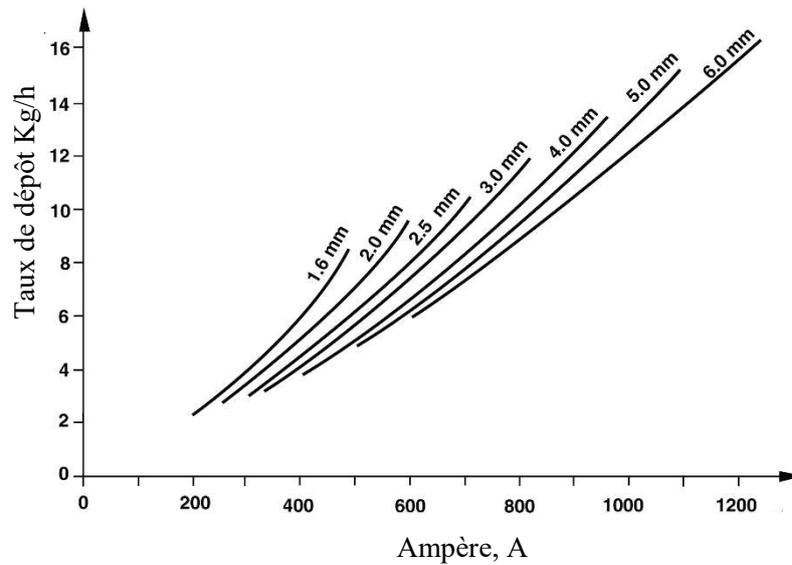


Figure IV.7 Taux de dépôt pour différents diamètres de fil [65, 77].

IV.4.2 Flux de soudage

Le flux protège le bain de soudure fondu de l'atmosphère en recouvrant le métal de scories fondues, il nettoie la soudure de bain de fusion, il modifie la composition chimique de métal fondu, et cela impact la forme du cordon de soudure et ses propriétés mécaniques. Les fondants sont des composés minéraux granulaires mélangés selon diverses formulations [77, 78]. De ce fait, les objectifs importants du flux sont les suivants :

- Former un laitier et protéger le métal fondu contre les effets nocifs de l'atmosphère
- Apporter des constituants d'alliage au métal fondu et contrôler sa composition
- Améliorer la stabilité de l'arc
- Former la convexité de surface de la soudure et donner une bonne géométrie
- Contrôler les caractéristiques d'écoulement du métal fondu [65].

Les flux de soudage comportent : le flux acide, rutile ou basique. Les flux d'acide et de rutile ont d'excellentes caractéristiques de soudage et produisent un bon aspect de la soudure, bien que les propriétés mécaniques de la soudure soient inférieures. Une forte proportion d'oxydes sous forme de micro-scories a un effet défavorable sur la résistance aux chocs de la soudure (**Tableau IV.1**). Le flux à haute basicité améliore les propriétés mécaniques. Les meilleurs résultats sont obtenus si la profondeur du flux est contrôlée lors du soudage afin que l'arc soit juste caché par le flux.

Tableau IV.1 Spécifications des flux de soudage [65].

Types de flux	Basicité	Intervalle de fusion, C°	Contenance en O ₂ en wt. ppm
Acide	< 0.9	1100-1300	> 750
Neutre	0.9-1.1	1300-1500	550-750
Basique	1.2-2.0	> 1500	300-550
Hautement basique	>2.0	> 1500	< 300

L'indice de basicité est calculé suivant la formule suivante [79-81] :

$$B = \frac{\text{CaO} + \text{CaF}_2 + \text{MgO} + \text{K}_2\text{O} + \text{Na}_2\text{O} + \text{Li}_2\text{O} + 1/2(\text{MnO} + \text{FeO})}{\text{SiO}_2 + 1/2(\text{Al}_2\text{O} + \text{TiO}_2 + \text{ZrO}_2)} \dots \dots \dots \text{(IV. 1)}$$

IV.5 Paramètres de soudage à l'arc électrique sous flux solide

Les conditions de soudage s'établissent en fonction de l'assemblage à réaliser (matière, épaisseur, position de soudage,...). Les paramètres de soudage ont un effet considérable sur les caractéristiques et la qualité du joint soudé. En particulier, l'opérateur doit maîtriser les grandeurs suivantes :

- Polarité d'électrode (courant continu positif, négatif ou alternatif)
- Type de courant ou l'intensité de courant
- Hauteur d'arc (quelques millimètres)
- Tension de courant ou voltage
- Electrode de soudage (diamètre, angle d'affûtage, matériau,...etc) et le diamètre de la buse
- Vitesse de soudage
- Flux de soudage (basique, acide ou neutre) [82].

La **Figure IV.8** ci-après illustre l'influence des différents paramètres cités ci-dessus sur le cordon de soudure [65, 77, 78] :

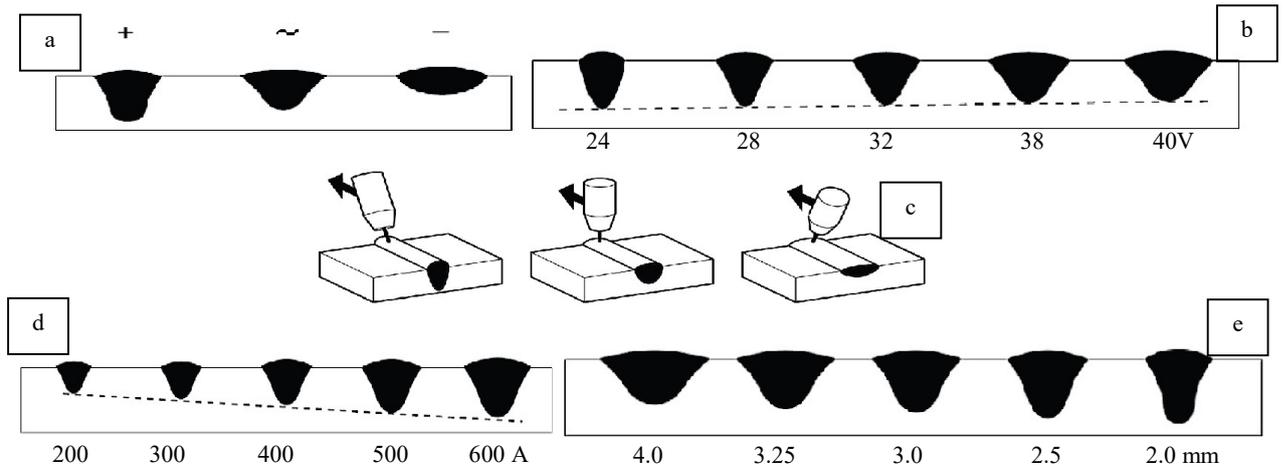


Figure IV.11 Influences des différents paramètres de soudage sur le cordon de soudure, a : Polarité, b : Voltage, c : Angle d'électrode, d : Intensité de courant et e : Diamètre de l'électrode [66, 78, 79].

IV.6 Avantage de soudage à l'arc électrique sous flux solide

Le soudage à l'arc électrique sous flux solide, est un procédé de soudage couramment utilisé dans les industries de construction de structures, de navires, des sous-ensembles dans les chantiers navals, la construction offshore, de ponts, les récipients sous pression, et d'autres équipements de traitement volumineux. Cette couverture de flux offre les avantages suivants :

- Protège contre la contamination atmosphérique
- Stabilise l'arc pendant le soudage
- Protège l'opérateur des éclaboussures et les étincelles, le rayonnement et les fumées
- Contient un taux de dépôt et une efficacité plus élevés
- Soudure de haute qualité et pénétration profonde
- Recyclage de plus de la moitié de flux granulaire [64, 65, 78, 83].

Partie expérimentale

Chapitre V :

*Procédé de fabrication du réservoir à
gaz GPLc*

V. Procédé de fabrication du réservoir à gaz GPLc

V.1 Spécifications technologiques

Le réservoir cylindrique à gaz destiné aux véhicules touristique, est fabriqué à l'Unité de bouteille à gaz BAG/Batna, en acier à faible teneur en carbone faiblement allié, d'épaisseur de 3.3 mm, dont le nom commercial est P265NB, avec une collerette en acier XC18 s, conforme aux exigences normatives NF-EN1442-2017 [84]. (**Fig V.1**).

Le réservoir cylindrique GPLc, de capacité 60 L, est constitué de :

- Deux emboutis de fonds torisphérique de diamètre 315 mm
- Un corps cylindrique ou bien une virole cintrée à l'aide d'une rouleuse semi-automatique, après, la virole est soudée longitudinalement avant d'être assemblée avec les deux emboutis
- Collerette soudée à la virole par procédé de soudage TIG.

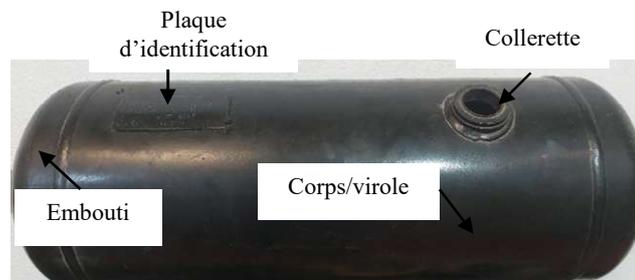


Figure V.1 Spécifications technologiques du réservoir cylindrique GPLc de capacité 60 L.

V.2 Etapes de fabrication du réservoir cylindrique GPLc

Le réservoir à gaz est un récipient, utilisé comme un emballage métallique, pour le stockage du gaz GPL comme carburant aux véhicules touristique, dont le matériau de base est un acier de construction de type P265NB, normalisé et laminé à chaud. Ce produit suit les étapes de fabrication suivantes :

V.2.1 Emboutissage

Ce sont des fonds d'une forme torisphérique, fabriqué par l'introduction des flancs de forme de disque huilés, dans une presse d'emboutissage à froid et à l'aide d'un outil il se produira un fond, ce dernier, passe à l'opération de découpage et bordage, de façon à assurer un semi-fini conforme aux exigences demandées.

V.2.2 Cintrage et soudage virole

C'est une plaque de forme rectangle, acheminée en premier lieu vers une presse de poinçonnage, pour avoir l'orifice destiné à l'admission de la collerette. Après le dégraissage de ces plaques, elles seront cintrées, à l'aide d'une rouleuse hydraulique semi-automatique pour avoir la forme cylindrique avant d'être soudées longitudinalement, par le procédé de soudage semi-automatique à l'arc submergé sous flux solide (**Fig V.2**).



Figure V.2 Mode de soudage de la virole cintrée.

V.2.3 Soudage collerette

La collerette, c'est un produit fabriqué par les opérations: d'estampage, usinage, perçage et taraudage des six trous. Ce produit sera assemblé sur la virole par le procédé de soudage sous gaz inerte (MIG) (**Fig V.3**).



Figure V.3 Mode de soudage de la collerette.

V.2.4 Soudage circulaire

Le soudage circulaire du réservoir à gaz GPLc, consiste l'assemblage des deux emboutis latéraux avec la virole, en utilisant le mode de soudage électrique à l'arc submergé sous flux solide (SAW) semi-automatique, dont la vitesse de soudage, la vitesse de dévidage de métal d'apport et le reste des paramètres de soudage doivent être maîtrisés. Suivi par l'assemblage de la plaque d'identification (**Fig V.4**).

Soudure circulaire (SAW)

**Figure V.4** Mode de soudage circulaire (notre étude).

V.2.5 Traitement thermique

Le recuit de normalisation consiste au chauffage du notre produit à une température : 910 ± 10 °C ($A_{c3}+50$ °C), ensuite un maintien pendant une durée suffisante pour assurer la répartition de la température en tous points du corps du réservoir, suivi d'un refroidissement à l'air calme. La température du récipient à la sortie du four de traitement est au voisinage des 300 °C.

Ce traitement thermique est utilisé pour but, d'affiner la microstructure, donc des propriétés mécaniques appropriées, ainsi d'éliminer toutes hétérogénéités de la microstructure engendré par les opérations d'emboutissage et de soudage [56].

V.2.6 Test d'épreuve

Tous les réservoirs à gaz, dans notre cas, sont soumis au test d'épreuve à pression hydraulique de 30 bars avec un maintien au-delà de 30 secondes.

V.2.7 Traitement de surface (grenailage)

Cette étape de fabrication de réservoir à gaz, consiste au passage des réservoirs traités thermiquement dans un tunnel équipé des turbines de lancement des grenailles en acier très dur, pour éliminer la calamine et donne une surface rugueuse à toute la surface de réservoir à l'exception de la collerette, pour une adhérence accrue de la peinture sur le récipient.

V.2.7 Peinture

C'est la dernière étape de fabrication de réservoir GPLc, de l'Entreprise Bouteilles à gaz de Batna. Ils appliquent une peinture polyester à poudre d'épaisseur de revêtement ≥ 40 μm , suivi d'un passage dans un tunnel de polymérisation à une température variée entre 160-200°C.

Chapitre VI :

Méthodes expérimentales utilisées

VI. Méthodes expérimentales utilisées

VI.1 Généralités

Dans le soudage à l'arc électrique sous flux solide, le flux de soudage, le métal d'apport, la pièce en acier à assembler et les paramètres de soudage définissent l'ensemble des propriétés métallurgiques et physiques de la soudure [85].

Dans ce chapitre, nous sommes en train de développer les divers, techniques de caractérisation entamer pour étudier les nombreux changements des propriétés mécaniques et microstructures d'un élément de réservoir à gaz GPLc soudé à l'arc électrique sous flux solide. En premier lieu, une présentation de l'acier de base, le métal d'apport et le flux en poudre utilisés.

Ensuite, et après le prélèvement des échantillons, une série de caractérisation a été réalisée, pour déterminer l'influence de la variation des paramètres de soudage en étude, sur quelques propriétés chimiques et physiques du cordon de soudure, en utilisant des instruments spécifiques de caractérisation tels que : l'analyse chimique, l'observation des microstructures, essais de la micro-dureté, et les essais mécanique.

VI.2 Compositions chimique des matériaux de base du réservoir

VI.2.1 Composition chimique de l'acier de base

Le récipient à gaz, précisément, l'élément dont notre investigation est basé, est fabriqué à partir d'un acier de construction à faible teneur en carbone d'une épaisseur de 3.3 mm, dont la composition chimique est présentée sur le tableau suivant :

Tableau VI.1 Composition chimique de l'acier (P265NB) de base de réservoir en étude [86].

Elément	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al	Cu	Ni
(Wt. %)	0.20	0.0079	0.778	0.0156	0.058	0.021	0.035	0.012	0.0075

VI.2.2 Composition chimique de métal d'apport

Le métal d'apport utilisé pour le soudage de l'élément du réservoir en étude, caractérisé par un diamètre de 2.4 mm, dont la composition chimique est indiquée sur le tableau ci-après :

Tableau VI.2 Composition chimique de métal d'apport utilisé [87].

Elément	C	Si	Mn	P	S	Cu
(Wt. %)	0.04-0.14	≤ 0.10	0.25-0.60	≤ 0.030	≤ 0.030	≤ 0.35

VI.2.3 Flux solide (granulé)

Le flux granulé utilisé dans notre cas est de type acide, avec un indice de basicité est de l'ordre de 0.70, de constituant chimique : $Al_2O_3 + TiO_2 \geq 40$ (%) et de taille de grain entre $2-16 \cdot 10^{-1}$ mm.

Nous citons, ci-après la formule de **Boniszewski** [16, 79], pour le calcul de l'indice de basicité de flux de soudage, qui est le rapport de la somme des constituants basique sur la somme des constituants acide.

$$B = \frac{CaO + CaF_2 + MgO + K_2O + Na_2O + Li_2O + 1/2(MnO + FeO)}{SiO_2 + 1/2(Al_2O + TiO_2 + ZrO_2)} \dots \dots \dots (VI.1)$$

Dont, les oxydes et le sel CaF_2 composent le numérateur sont de type basique et ceux du dénominateur sont de type acide. Les flux avec $B < 0.9$ sont appelés acides, avec B entre 0.9 et 1.2, dit neutre, avec $B > 1.2$ nommé basique. Un flux basique donne un laitier basique, qui nettoie le métal fondu de l'oxygène et des impuretés telles que le soufre. Les fondants acides donnent des scories qui ne nettoient pas le métal fondu. La teneur en hydrogène des métaux fondus de procédé de soudage à l'arc submergé SAW est généralement à un niveau bas, autour de 5 ml/100 g de métal fondu. Ceci est indépendant du système de laitier dans le flux car tous les flux sont séchés à une température relativement élevée entre 280-350 °C (dans notre cas de soudage de GPLc). Par contre, certains types de flux plus anciens contiennent des minéraux qui sont inadmissible dans les flux modernes, et ces flux ont tendance à donner des teneurs en hydrogène plus élevées [85].

Ce matériau, joue un rôle de protection du bain de fusion de la contamination des gaz de l'atmosphère lors l'opération de soudage. Ainsi, il agit sur la forme du cordon de soudure et leur pénétration [18].

VI.3 Mode opératoire de soudage utilisé

Le soudage semi-automatique à l'arc électrique sous flux solide [30], est le mode opératoire de soudage effectué pour l'assemblage des éléments des réservoirs à gaz GPLc.

En utilisant une soudeuse semi-automatique de type **LINCOLN CWP 2.0 SAW** à double têtes de soudage (**Fig VI.1**), avec métal d'apport de diamètre 2.4 mm et flux de soudage granulé de classifications selon ASME : EL12, F6AZ-EL12.

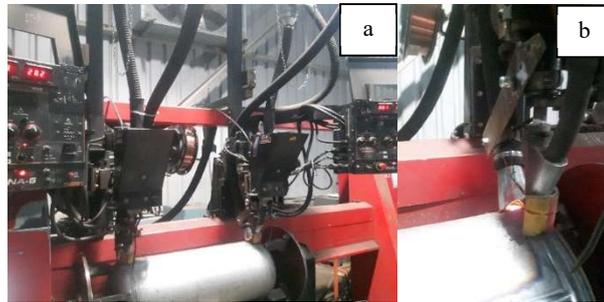


Figure VI.1 a : Machine de soudage LINCOLN CWP 2.0 SAW, b : principe de base de soudage à l'arc électrique sous flux solide.

Le principe de fonctionnement de ce type d'équipement est présenté sur la **Figure VI.2**.

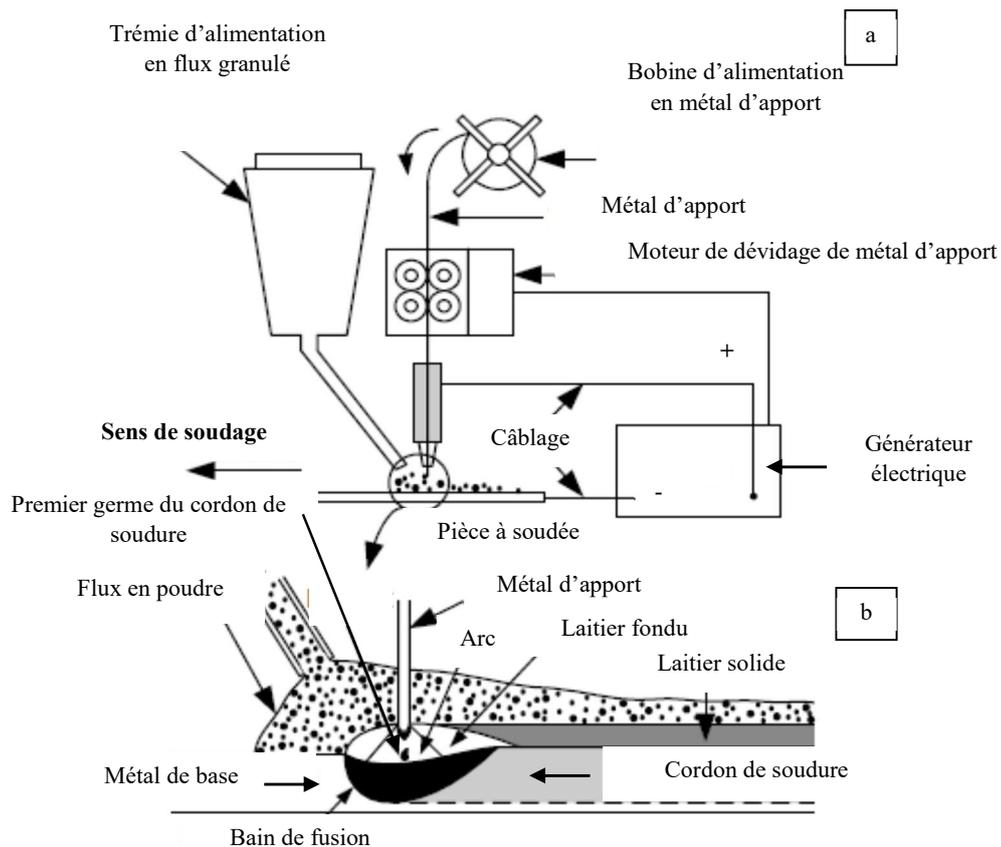


Figure VI.2 a : Principe du fonctionnement du soudage électrique sous flux solide, b : cordon de soudure [18, 47].

VI.4 Prélèvement des échantillons

Des échantillons ont été prélevés à partir d'un élément de réservoir à gaz, qui est la soudure circulaire (**Fig VI.3**), et ce pour étudier l'influence de la variation des deux paramètres de soudage sur ce cordon de soudure. Ce prélèvement est effectué après l'étape le recuit de normalisation à 920 ± 10 °C, suivi d'un refroidissement à l'air calme, et conformément au mode de fabrication de ce produit au niveau de l'Unité de fabrication des bouteilles à gaz Batna.

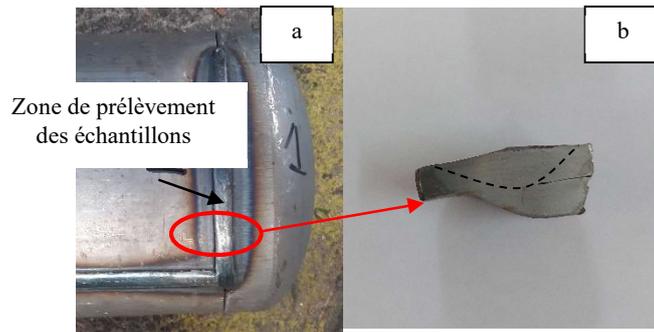


Figure VI.3 a : Zone de prélèvement des échantillons, b : spécimen des échantillons de la soudure en étude.

VI.5 Caractérisation des échantillons

VI.5.1 Essai de traction

Les essais de traction, ont été effectués sur des éprouvettes de traction (**Fig VI.4**), ces dernières sont réalisées conformément à la norme de fabrication NF EN 1442-2017 [84]. A l'aide d'une machine de traction de type **Zwick/Roell (Z050)** (**Fig VI.5**) assistée par ordinateur, équipée d'un logiciel **Test Expert II**, en utilisant une vitesse de déplacement de 0.08 mm/s.

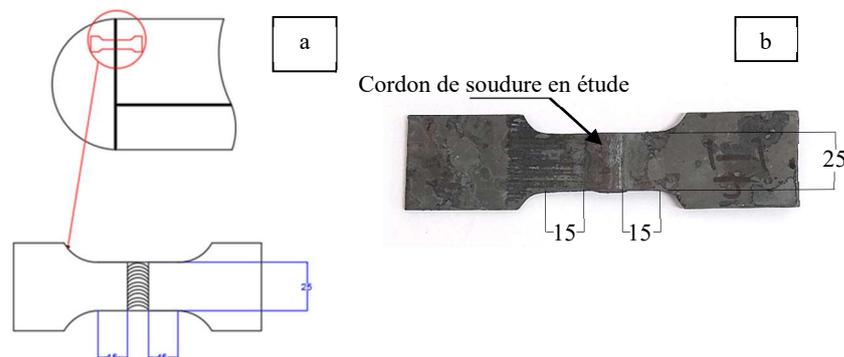


Figure VI.4 a : schéma technique de l'éprouvette de traction et la zone de prélèvement ; b : éprouvette de traction en étude.

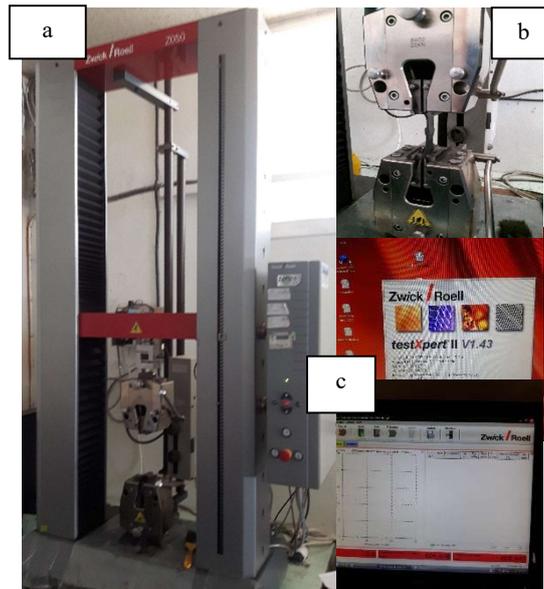


Figure VI.5 a : Machine de traction **ZWICK/Roell Z050**, b : mâchoires destinées au type d'éprouvette plate, c : interface du logiciel **Test Expert II**.

Les essais de traction des assemblages soudés des tôles plates, consiste à prélever des éprouvettes perpendiculaire à la soudure, ainsi, le cordon de soudure est situé au centre de la section calibrée. Lorsque l'éprouvette soudée destinée aux essais de traction (**Fig VI.6a**) est soumise à une telle charge et jusqu'à la rupture, cette dernière aura apparue soit dans le cordon de soudure (**Fig VI.6b**) ou bien dans le métal de base (**Fig VI.6c**) [88]. Ce dernier, comporte une valeur bien déterminé à la charge de rupture. Par contre, la mesure de l'allongement est incertain, pour cause de la résistance crée par la soudure dans le palier calibré de l'éprouvette. En ce qui concerne le la zone fondue, on n'apprend rien sur son compte. Notons enfin qu'on peut observer un commencement de striction dans le métal de base au voisinage non rompu symétrique de la zone rompue par rapport au métal fondu [30]. En conséquence, cette caractérisation conduira à la résolution des propriétés mécanique de l'acier en étude [89].

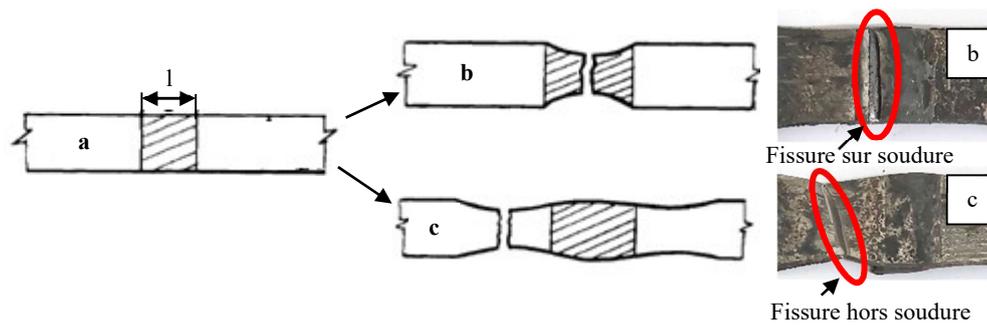


Figure VI.6 a : Eprouvette (soudée) de traction, b : rupture de l'éprouvette après essai de traction sur la soudure, c : rupture de l'éprouvette sur le métal de base [90].

VI.5.2 Préparation des échantillons et l'observation métallographique

Après le prélèvement des échantillons de la zone de la soudure circulaire, de réservoir à gaz GPLc traité thermiquement à 920 ± 10 °C, un polissage mécanique a été effectué en vue d'obtenir une meilleure observation microscopique, en utilisant un jeu de papier abrasif de désignation 80, 120, 220, 600, 800, 1200 et 2000. Puis on termine l'opération par un papier feutre couvert d'un film de pâte diamantée pour assurer un état de surface supérieur. Ce processus de préparation des échantillons est finalisé par l'attaque chimique pour une durée variée entre 20 et 25 secondes, en utilisant une solution composée de 96% d'éthanol et de 4% d'acide nitrique. Ensuite une observation métallographique a été effectuée à l'assistance d'un microscope optique de type **Optika** équipé d'un PC (**Fig VI.7**), cette technique permettra d'inspecter la qualité du polissage réalisé, et de visualiser la microstructure et les différents composants structurant de l'acier en étude, avant d'aller à l'observation MEB. **La figure VI.8** présente la microstructure de l'acier de base, ce matériau est composé de ferrite et la perlite.

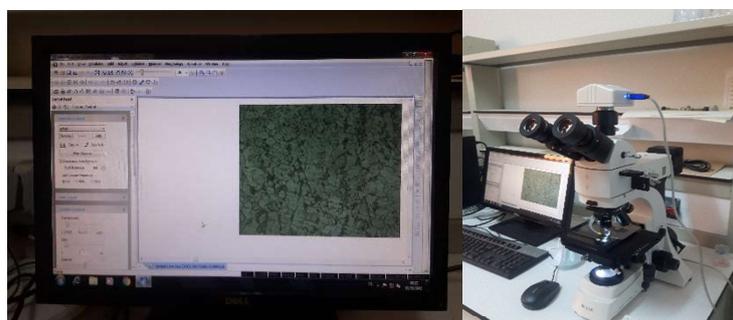


Figure VI.7 Microscope optique de type **Optika**.

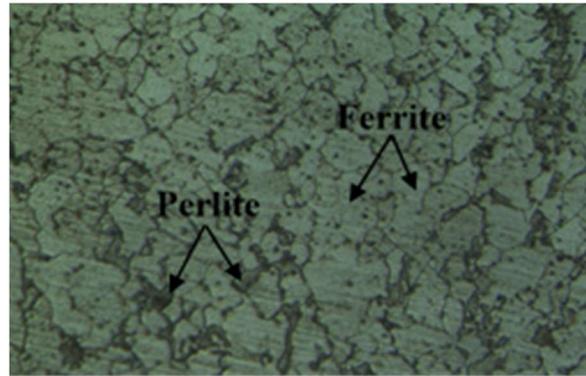


Figure VI.8 Microstructure de l'acier de base (0.20 wt. % C) (recuit de normalisation à $910 \pm 10^\circ\text{C}$), 500 x (4 % Nital).

VI.5.3 Microscope électronique à balayage MEB

Les images obtenues par l'observation microscopique, à l'aide d'un microscope électronique à balayage MEB, présentent une grande profondeur de champ. A cet effet, lorsqu'un faisceau d'électrons accélérés rencontre un objet massif, ce qui conduit à l'engendrement de variétés de rayonnement par interaction, ces dernières sont aptes à devenir exploitables pour la détermination de la surface du concept en étude. Un champ rectangulaire de l'échantillon est balayé par les faisceaux d'électrons en deux axes (X et Y), de manière synchronisée, le faisceau d'un écran cathodique forme une image dont l'intensité en chaque point est modulée par un signal en provenance de la surface de l'échantillon, recueilli par divers détecteurs. Dans notre cas, les échantillons sont en acier de construction, donc c'est un matériau conducteur électrique, car cette spécification est impérative pour l'examen microscopique au MEB, faute de quoi il accumule progressivement les charges électriques au cours de l'observation (**Fig VI.9**) (**Fig VI.10**) [28].

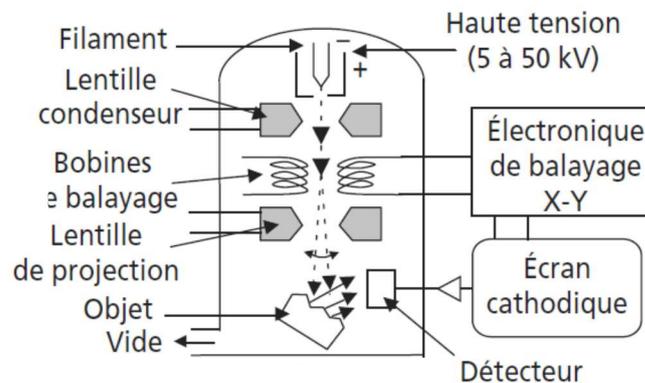


Figure VI.9 Principe de fonctionnement du MEB [28].



Figure VI.10 Microscope électronique à balayage MEB de type **Thermoscientific Quattro S**.

VI.5.4 Essai micro-dureté

Ce test dans notre étude, consiste à mesurer les valeurs des micros-dureté de Vickers pour déduire la distribution de cette propriété à travers les trois (03) zones du cordon de soudure : zone affectée thermiquement (ZAT), zone intermédiaire (ZI) et la zone fondue (ZF), en utilisant une charge faible de 300 gf ($Hv_{0.3}$), sur une surface à voisine les 25 μm , pendant une durée de 03 secondes (**Fig VI.11**).

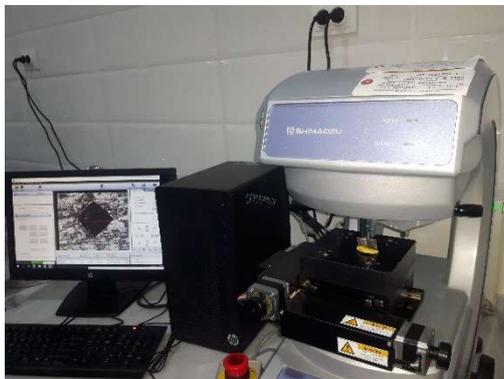


Figure VI.11 Micro-Duromètre de type **SHIMADZU HMV-G**.

Chapitre VII :

Résultats et discussions

VII. Résultats et discussions

VII.1 Introduction

Dans ce chapitre, nous avons présenté les résultats de la variation des deux paramètres de soudage à l'arc électrique sous flux solide, sur le cordon de soudage d'une soudure circulaire d'un récipient à gaz GPLc, ensuite, une interprétation de ces résultats a été réalisée pour déterminer l'influence d'un tel changement des paramètres de soudage.

En premier lieu, nous avons présenté, la variation de la teneur du carbone dans la zone fondu de l'acier en étude, passant à l'analyse métallographique des microstructures observées, enfin, l'étude est achevée par la détermination de la résistance à la traction et la micro-dureté.

VII.2 Effet du paramètre tension de courant (U)

Le cordon de soudure, dont leur qualité est influencé par la variation de l'ensemble des paramètres de soudage, tels que : l'intensité de courant (I), la vitesse de soudage, la tension de courant (U) et la vitesse de dépôt de métal d'apport [91].

Quant à la variation de la tension de courant (U), dont les valeurs : 31, 33 et 36 volts, avec une erreur de +1.9 volts, -1.1 volts (tension de courant de base est de 30.3), en fixant la vitesse de dépôt de métal d'apport à la valeur $V = 22$ mm/s, l'intensité de courant est variée entre $I = 300$ à 350 A et la vitesse de soudage de l'ordre de 5.4 mm/s. Nous avons étudiés l'influence des paramètres physique en question sur :

- La teneur du carbone dans le cordon de soudure de la zone fondu
- Les microstructures des trois zones de la soudure
- La résistance à la traction R_m (MPa)
- La micro- dureté Vickers $Hv_{0.3}$.

La quantité d'énergie, (énergie linéaire) transférée par unité de longueur de soudure, tout au long du déplacement de la source de chaleur (l'arc électrique) au niveau du bain de fusion est calculée suivant la formule [92]:

$$E \text{ (Kj/mm)} = \frac{V \times I \times 60 \times K}{1000 \times S} \dots \dots \dots \text{(VII. 1)}$$

Dont :

- V : Tension de courant (volt)
- I : Intensité de courant (Ampère)

- Facteur **K**: soudage à l'arc électrique sous flux solide = 0.9-1, GMAW (Gas Metal Arc Welding): 0.65 - 0.85, SMAW (Shielded Metal Arc Welding) : 0.50 - 0.85, GTAW (Gas-Tungsten Arc Welding): 0.20 - 0.50
- **S**: vitesse de soudage (mm/min).

Donc : les énergies de soudage (apport de chaleur) sont : 1.814 (KJ/mm), 1.931 (KJ/mm) et 2.106 (KJ/mm) pour les valeurs de tension de courant en étude (31, 33 et 36 volts respectivement).

D'autre part, l'énergie de soudage pour le cas de la vitesse de dépôt de métal d'apport est de 1.773 (KJ/mm).

VII.2.1 Teneur en carbone

A l'aide de l'analyse spectrale (EDS) du microscope électronique à balayage MEB, utilisé pour l'observation métallographique, la teneur de l'élément carbone dans le cordon de soudure est diminuée de 0.35 (Wt %) à 0.163 (Wt. %) (**Tableau VII.1**) (**Fig VII.1**), en augmentant la tension de courant (U) de 31 volts à 36 volts. Ce phénomène d'appauvrissement du cordon de soudure en élément carbone, est un résultat d'immigration au cours de réaction chimique entre l'électrode de soudage, l'atmosphère et le flux de soudage, dont l'apport de chaleur est augmenté en rapport avec la tension de courant [92].

Donc l'accroissement de la tension de courant, agit directement sur la composition du métal fondu, et le comportement du transfert des éléments chimiques tels que : Mn, Si, C et le S [92].

Tableau VII.1 Variation de la teneur en carbone par rapport à la tension de courant.

Tension courant (U) (volts)	31	33	36
Teneur en carbone (Wt. %)	0.35	0.173	0.163

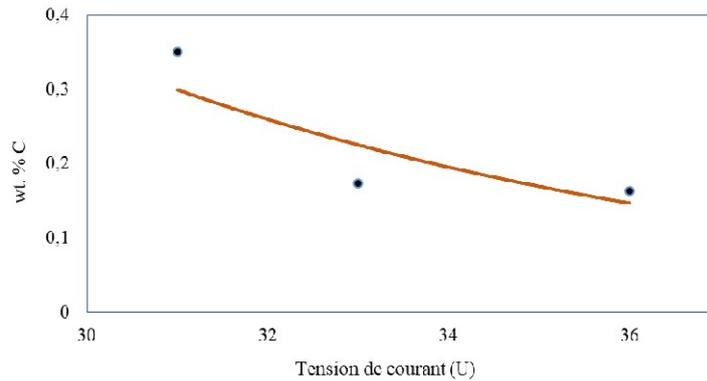


Figure VII.1 Variation de la teneur en carbone par rapport la tension de courant (U).

VII.2.2 Microstructures MEB

Les microstructures observées, quand à la variation des tensions de courant de 31 volts à 36 volts, comportent deux composants structuraux, qui sont la ferrite (α) et des colonies de perlite ($\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$).

Le grain de la perlite à 31 volts dans la zone affecter thermiquement (ZAT), présente une dimension, espaces inter-lamellaires et quantité supérieures à celles de la zone fondue (ZF) (**Fig VII.2a**). Par contre le grain de la ferrite, se grossier, quand nous avons balayé l'observation de la zone ZAT vers la zone (ZF) (**Fig VII.2b et Fig VII.2c**), cette dernière, dont l'espace inter-lamellaire se réduit. Ce phénomène est dû à la vitesse de refroidissement et la concentration élevée de l'élément carbone qui joue un rôle important pour la formation de la perlite.

A des tensions de courant (U), de l'ordre 33 et 36 volts, nous avons constatés, une diminution de l'agrégat perlite ($\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$) dans la zone intermédiaire ZI. La perlite, se située totalement aux joints des grains de la ferrite (α), dont l'espace inter-lamellaires quasiment nul et très proche par rapport à celui observé dans le cordon de soudure à 31 volts. Ce phénomène, est dû à l'abaissement de la teneur en carbone, dans les joints soudés, dont les concentrations diminuée à 0.163 (Wt. % C) (**Fig VII.3**).

Le grain de la solution solide (α), se grossier avec l'augmentation de paramètre (U) (tension de courant) dans les zones ZAT et ZI (**Fig VII.4a**), donc, il est influencé par l'enrichissement, et l'appauvrissement des constituants structuraux (ferrite et perlite) en élément de carbone, les éléments d'additions du flux de soudage et le métal de base, ainsi que, la vitesse de refroidissement du joint soudé influencée par le cycle thermique de soudage.

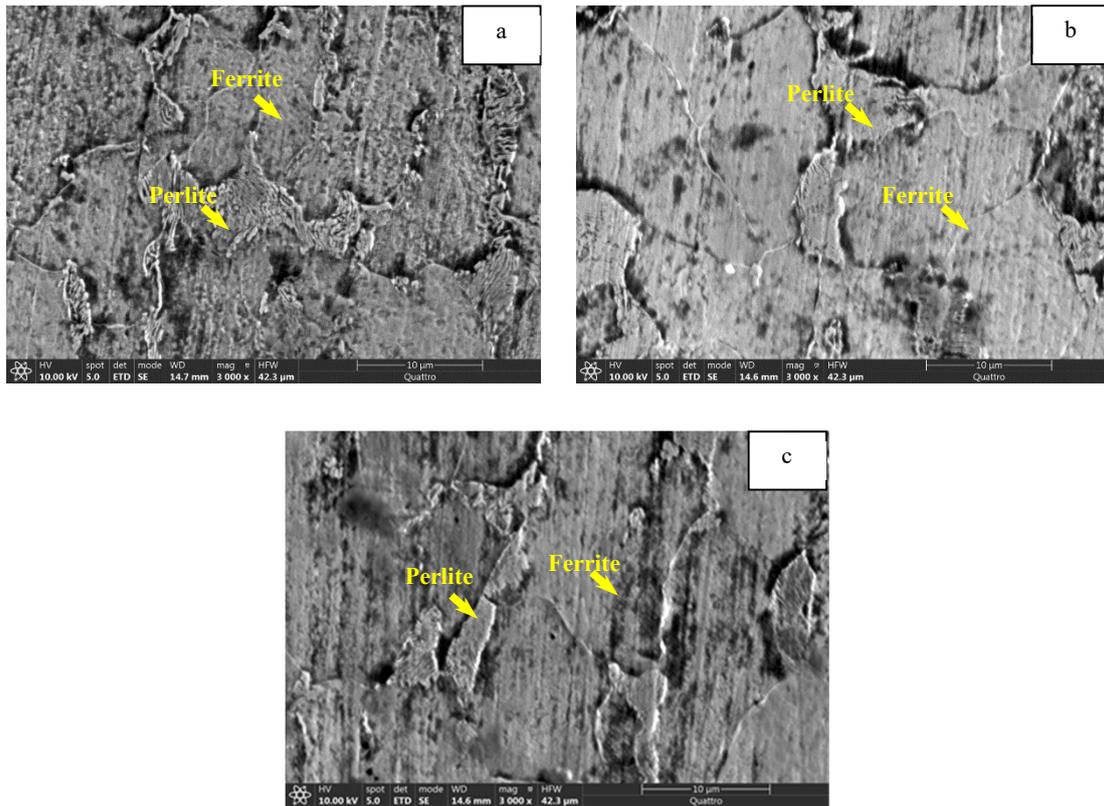


Figure VII.2 a : Zone ZAT, b : zone intermédiaire, c : zone fondue, U=31 volts.

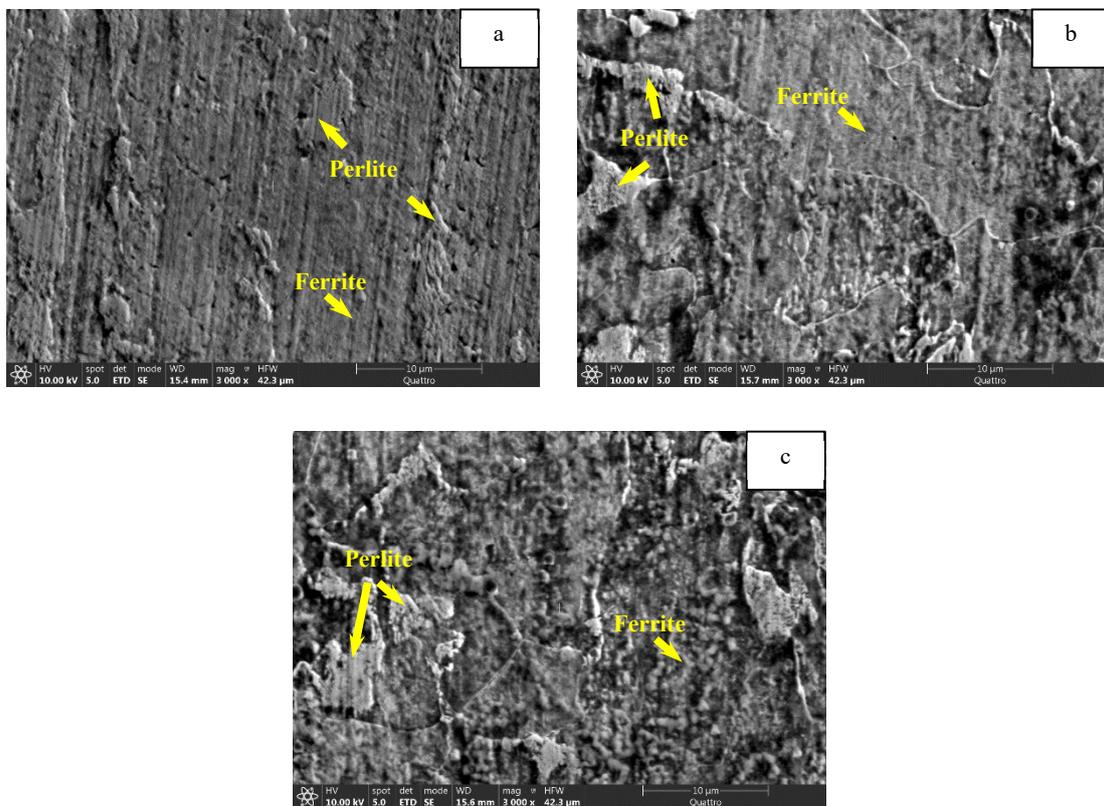


Figure VII.3 a : Zone ZAT, b : zone intermédiaire, c : zone fondue, U=33 volts.

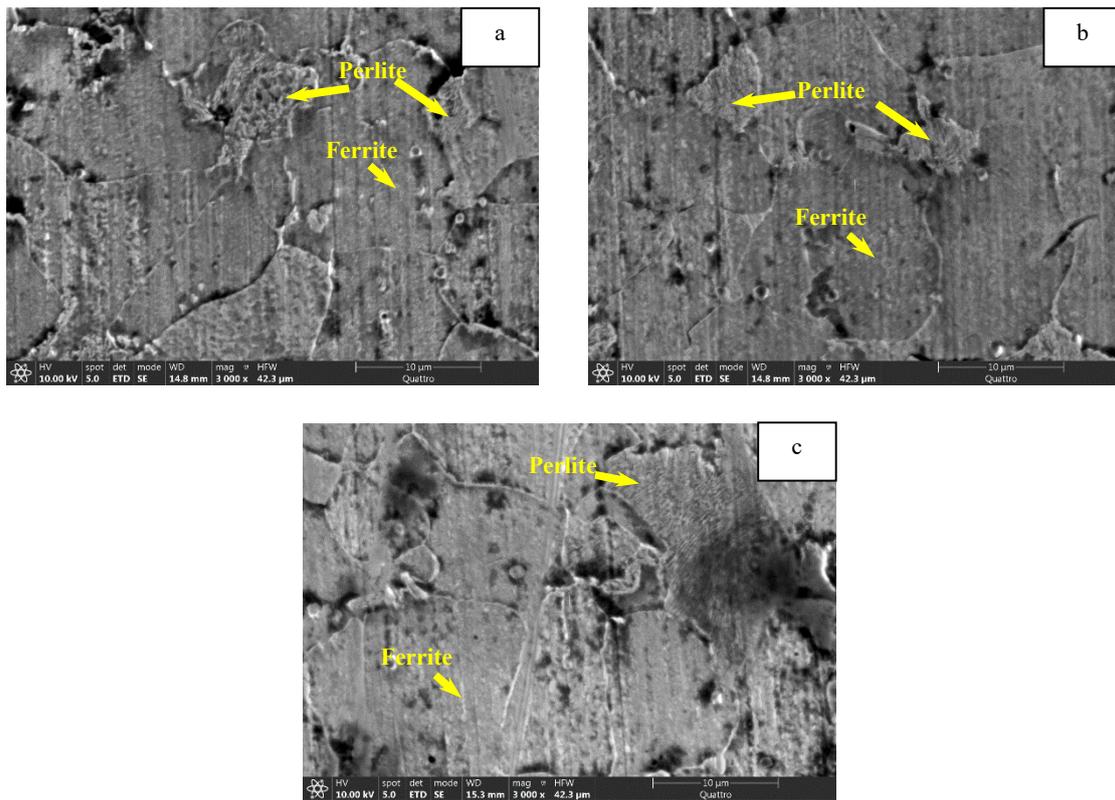


Figure VII.4 a : Zone ZAT, b : zone intermédiaire, c : zone fondue, U=36 volts.

VII.2.3 Résistance à la traction (R_m)

Les résultats de la résistance à la traction de la soudure de l'élément de réservoir GPLc en étude, figurants dans le **Tableau VII.2**, conduisent à une relation inversement proportionnelles pour le cas de la variation du paramètre de la tension de courant (U). L'abaissement de la valeur 473 à la valeur 459 MPa (**Fig VII.5**) (**Fig VII.6**), est dû, aux types des composants structuraux (ferrite et perlite) et leurs proportions dans les microstructures, et la réduction de carbone du métal fondu [92].

Tableau VII.2 Variation de la résistance à la traction (R_m) en fonction de la tension de courant (U).

Tension courant (U) (volts)	31	33	36
Résistance à la traction (MPa)	473	470	459

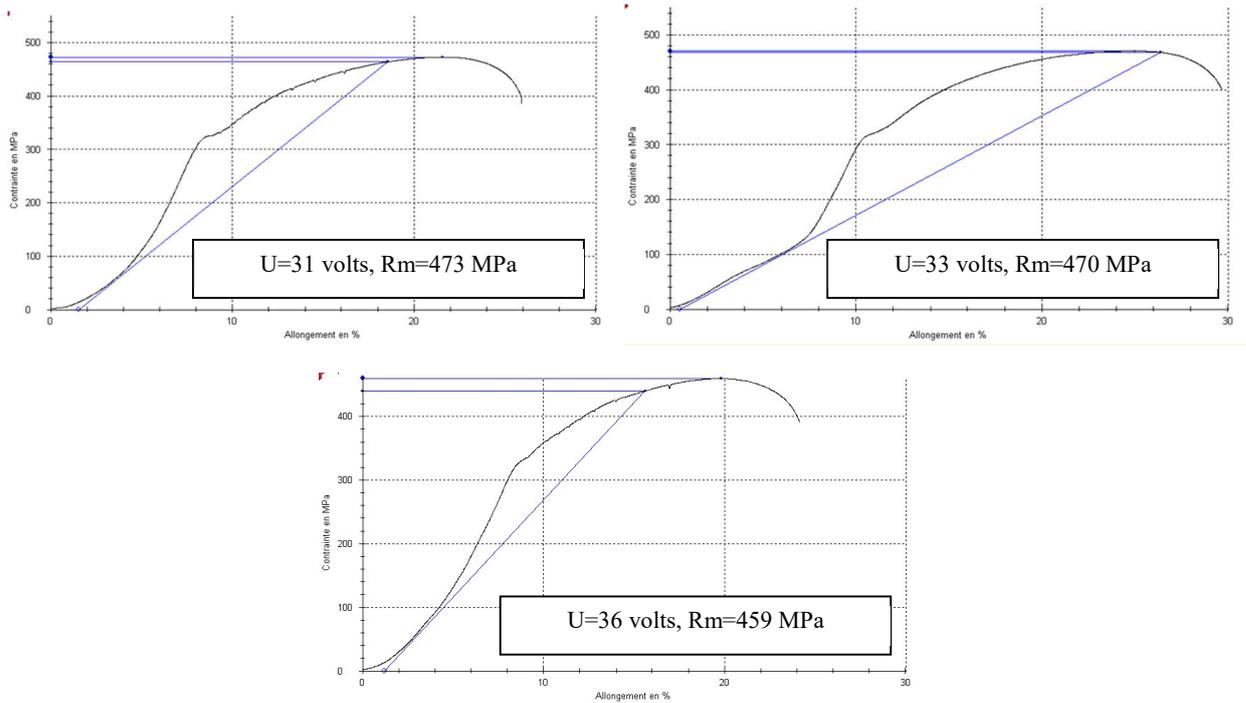


Figure VII.5 Courbes de la résistance à la traction (R_m) par rapport à la variation de la tension de courant (U).

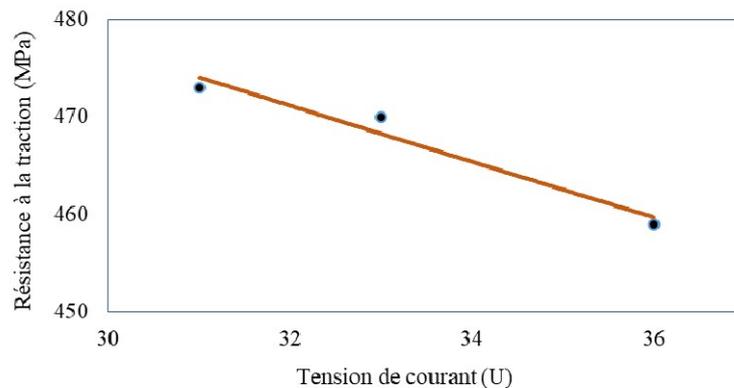


Figure VII.6 Résistance à la traction (R_m) par rapport à la variation de la tension de courant (U).

VII.2.4 Micro-dureté ($Hv_{0.3}$)

Les résultats des tests de la micro-dureté figurants sur les courbes (**Fig VII.7**) présentent les valeurs réelles déterminées des trois zones de la soudure. D'après les graphes de tendance polynomiale de la micro-dureté, nous avons remarqués une augmentation de cette propriété, de la zone affectée thermiquement (ZAT) vers la zone fondue (ZF), avec couramment une légère diminution dans la zone intermédiaire (ZI) concernant la variation du paramètre tension de courant (U). Les micro-duretés $Hv_{0.3}$ moyennes mesurées passent de 177 Hv à 173.5 Hv. Les valeurs de la micro-dureté sont présentées sur la **Tableau VII.3**.

Tableau VII.3 Mesures de la propriété micro-dureté des différentes zones de la soudure.

Zones de la soudure	Tension de courant (volts)		
	31	33	36
	Valeurs de micro-dureté (Hv _{0.3})		
Zone affectée thermiquement (ZAT)	171 172 174 181	165 166 170 174	156 169 169 171
Zone intermédiaire (ZI)	162 165 170	166 177 181	164 163 168
Zone fondue (ZF)	175 189 209	188 200 205	184 194 197

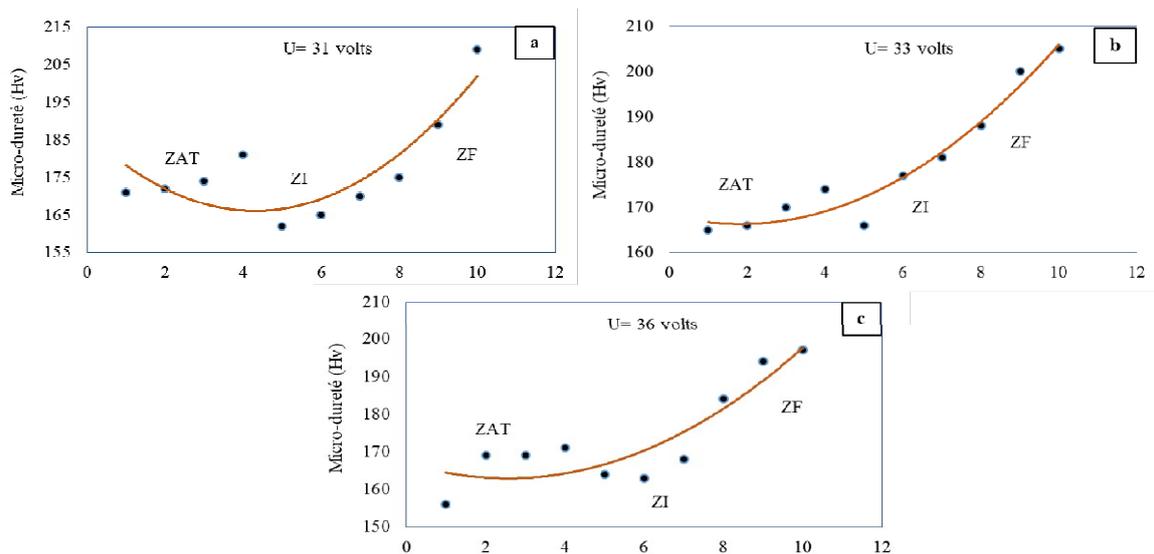


Figure VII.7 Variation de la micro-dureté par rapport à la variation de la tension de courant, a : U=31 volts, b : U=33 volts et c : U=36 volts.

VII.3 Effet de vitesse de dépôt du métal d'apport (V)

VII.3.1 Teneur en carbone

L'augmentation de la vitesse de dépôt de métal d'apport (V) de 28.01 mm/sec à 32.16 mm/sec a provoquée, un net accroissement de la concentration de l'élément de carbone (0.173 Wt. % à 0.216 % Wt. %) (**Tableau VII.4**) (**Fig VII.8**).

Tableau VII.4 Variation de la teneur en carbone par rapport à la vitesse de dépôt de métal d'apport (V).

Vitesse de dépôt de métal d'apport (V) (mm/sec)	28.01	30.15	32.16
Teneur en carbone (Wt. %)	0.173	0.202	0.216

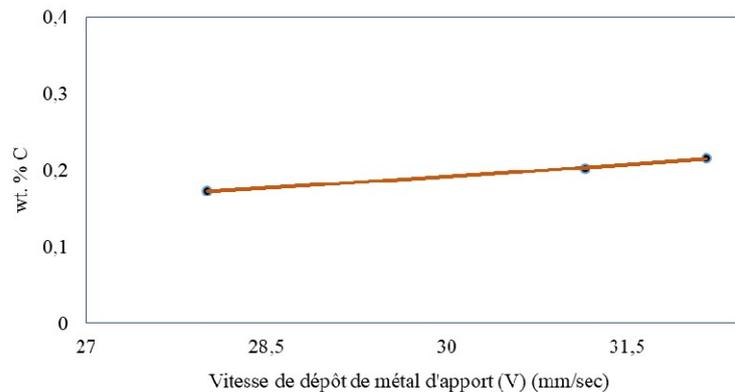


Figure VII.8 Variation de la teneur en carbone par rapport la vitesse de dépôt de métal d'apport (V).

VII.3.2 Microstructures MEB

Lors de la variation, de la vitesse de dépôt de métal d'apport (V) de 28.01 à 32.16 (mm/sec), les microstructures comportent : la solution solide (α), et l'agrégat perlite ($\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$). A la vitesse $V = 28.01$ (mm/sec), les colonies de la perlite, sont situées quasiment aux joints des grains, avec des quantités inférieure (**Fig VII.9**), ainsi, avec une taille de grain fin, par rapport à celles observées pour le cas de la tension de courant à 31 volts. Cet structure, confirme que la teneur en carbone à cette vitesse, qui est de l'ordre 0.173 (Wt. % C), donc $\frac{1}{2}$ de 0.350 (Wt. % C) à 31 volts, fait influencée lourdement l'apparition de la perlite dans les joints soudés, ainsi, l'espace inter-lamellaire qui est quasiment nul.

A une vitesse $V = 32.16$ mm/sec, l'accroissement de l'agrégat perlite est significatif. Ce phénomène est provoqué par l'augmentation de la teneur en carbone, qui est de l'ordre de 0.216 (Wt. %), dont, l'espace inter-lamellaire est supérieur au précédent à la vitesse $V = 28.01$ (mm/sec) (**Fig VII.10**). L'apport de chaleur, engendré lors de l'opération de soudage, provoquera l'augmentation ou bien la diminution de la vitesse de refroidissement, ainsi que, l'augmentation de la diffusivité de carbone, dans le composant structurant perlite ($\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$), par rapport à la solution solide (α). Ce phénomène conduira à la décroissance de la phase ferrite, d'une part et la finesse du grain de l'agrégat perlite d'autre part.

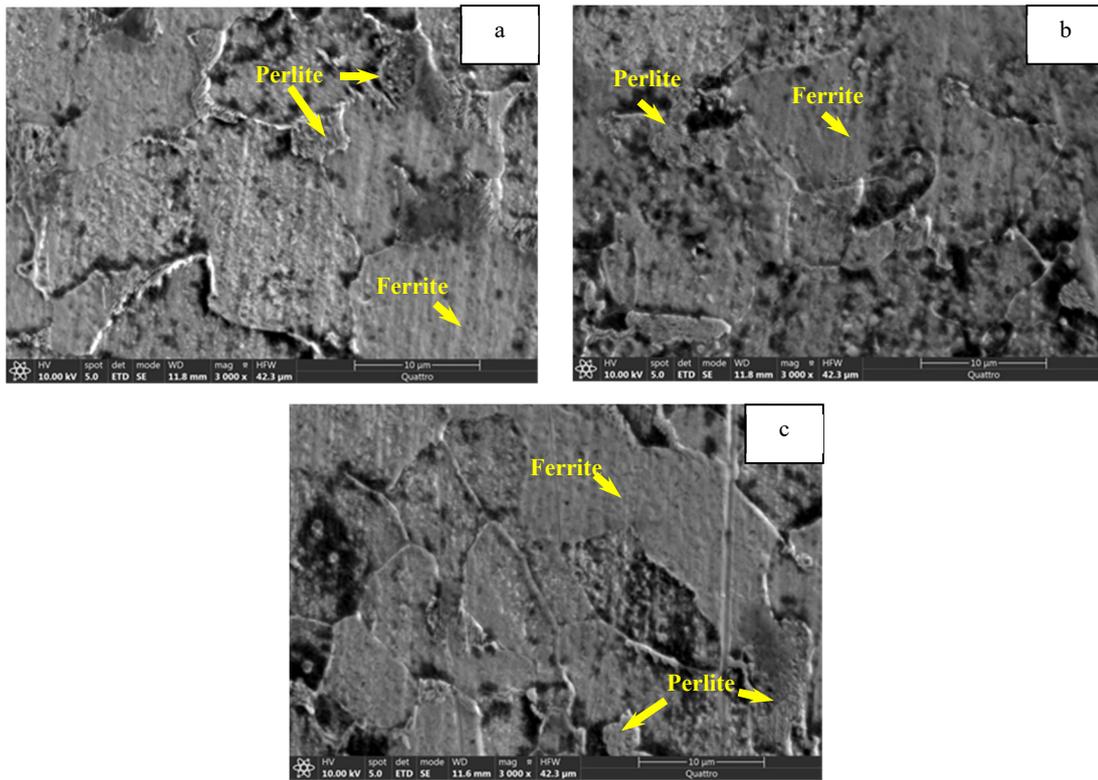


Figure VII.9 a : Zone ZAT, b : zone intermédiaire, c : zone fondue, $V=28.01$ mm/sec.

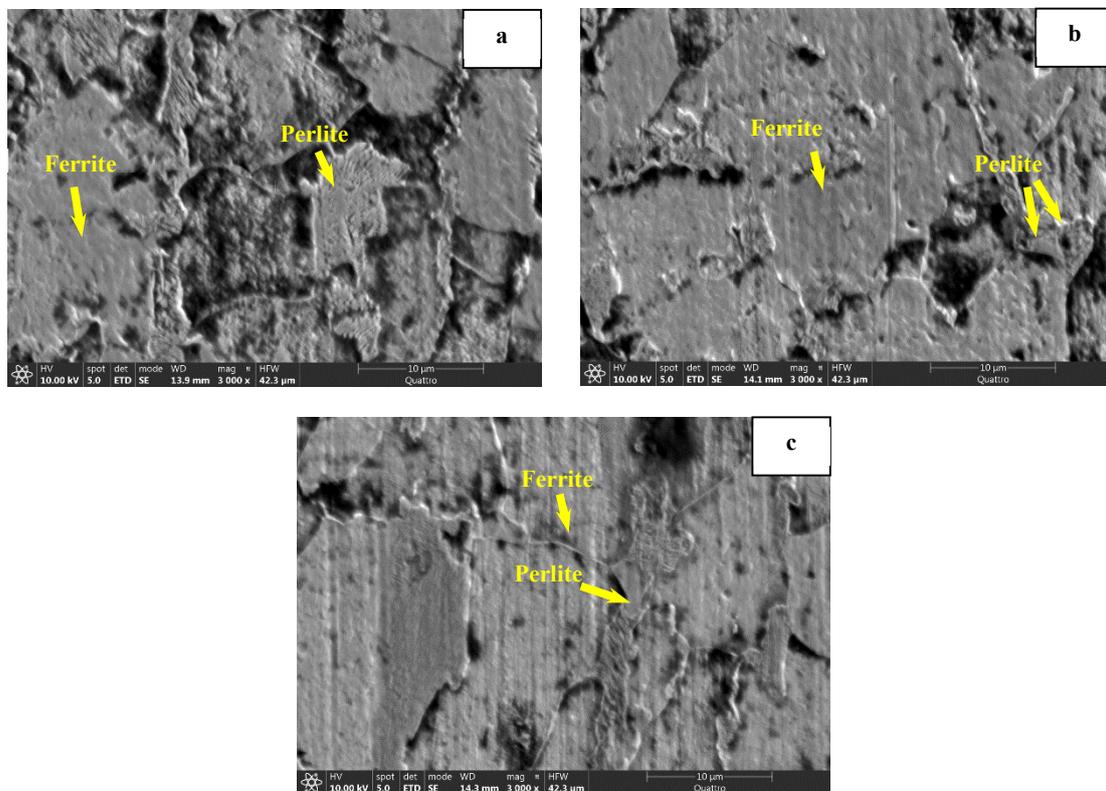


Figure VII.10 a : Zone ZAT, b : zone intermédiaire, c : zone fondue, $V=32.16$ mm/sec.

VII.3.3 Résistance à la traction (Rm)

L'accroissement de la vitesse de dépôt de métal d'apport (V), augmente la résistance à la traction de 466 MPa à 480 MPa (**Tableau VII.5**) (**Fig VII.11**) (**Fig VII.12**), en rapport avec, l'élévation de la concentration de carbone (Wt. % C), du cordon de soudure lors de l'opération de soudage. L'augmentation de l'élément carbone dans les aciers favorise la formation des carbures, ce qui conduit à l'accroissement de la résistance, d'une part, et la diminution de la ductilité et la soudabilité d'autre part [43, 44, 92].

Tableau VII.5 Variation de la résistance à la traction (Rm) en fonction de la vitesse de dépôt de métal d'apport (V).

Vitesse de dépôt de métal d'apport (V) (mm/sec)	28.01	30.15	32.16
Résistance à la traction (MPa)	466	471	480

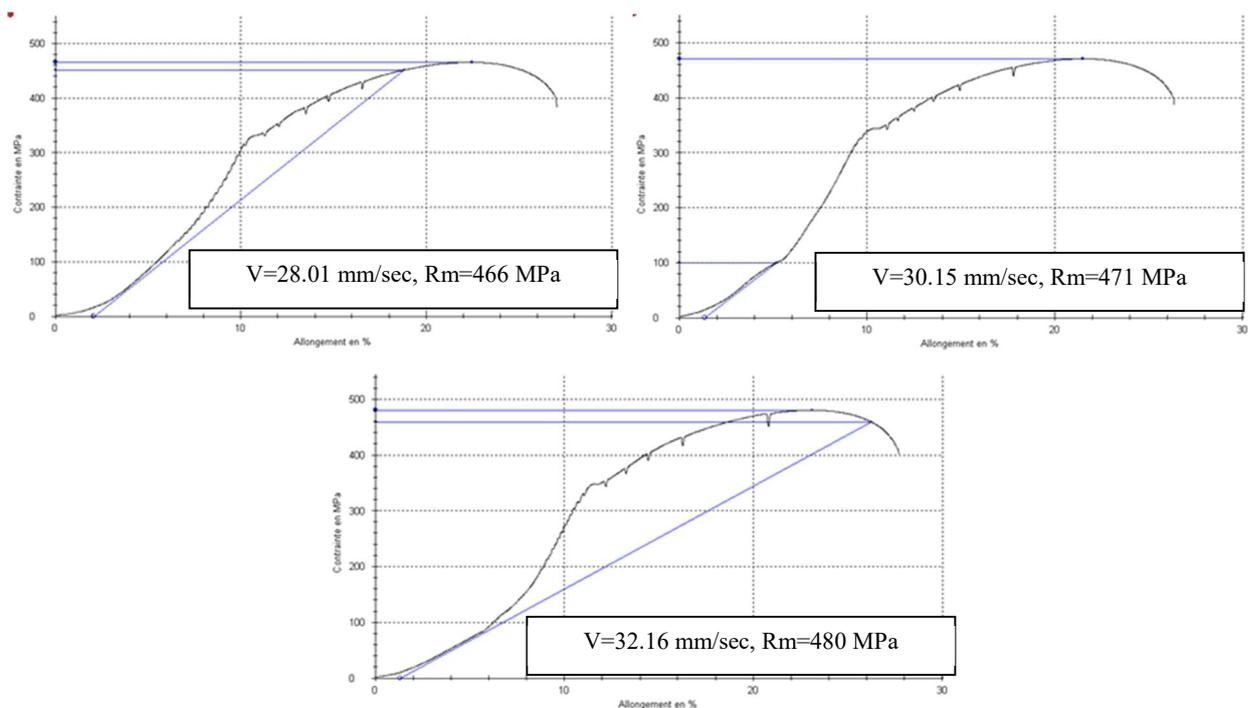


Figure VII.11 Courbes de la résistance à la traction (Rm) par rapport à la variation de la vitesse de dépôt de métal d'apport (V).

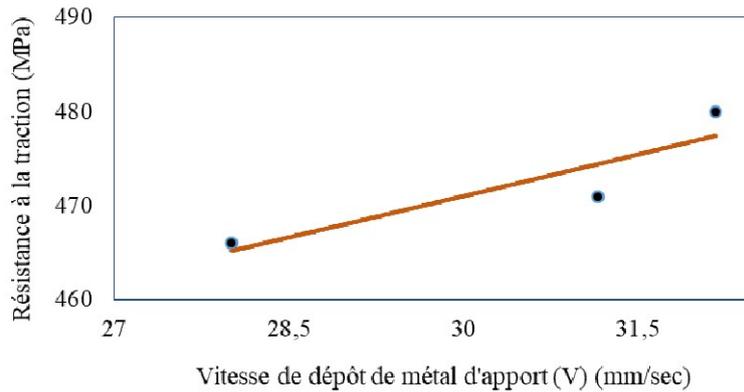


Figure VII.12 Variation de la résistance à la traction (R_m) par rapport à la vitesse de dépôt de métal d'apport (V).

VII.3.4 Micro-dureté ($Hv_{0.3}$)

Ces résultats montrent, l'évolution de la micro-dureté, déplaçant de la zone affectée thermiquement, vers la zone fondue, où il a été enregistré la valeur maximale, qui est 246 Hv, pour le cas d'une vitesse de dépôt de métal d'apport $V = 32.16$ (mm/sec) (**Tableau VII.6**).

Ce phénomène, est expliqué par la variation de la concentration de l'élément de carbone, dans le cordon de soudure, ce qui impactera directement sur le durcissement des deux composants structurants qui sont, la solution solide ferrite (α) et l'agrégat perlite ($\alpha + Fe_3C$). Les micro-dureté moyennes mesurées varient de l'ordre 168 Hv à 191 Hv

Tableau VII.6 Mesures de la micro-dureté des différentes zones de la soudure.

Zones de la soudure	Vitesse de dépôt de métal d'apport (mm/sec)		
	28.01	30.15	32.16
Valeurs de micro-dureté ($Hv_{0.3}$)			
Zone affectée thermiquement (ZAT)	158	136	157
	158	146	165
	165	153	167
	165	164	170
Zone intermédiaire (ZI)	159	142	169
	160	145	173
	161	155	174
Zone fondue (ZF)	176	190	244
	189	197	245
	186	203	246

Les résultats de la propriété micro-dureté $Hv_{0.3}$ de paramètre vitesse de dépôt de métal d'apport, sont présentés sur les graphes de tendance polynomiale, cette propriété prend une allure de progression, passant de la zone affectée thermique (ZAT) vers la zone fondue (ZF), finalement, la micro-dureté, augmente, jusqu'à la valeur maximale enregistré dans cette investigation, et qui est 246 Hv (**Fig VII.13**).

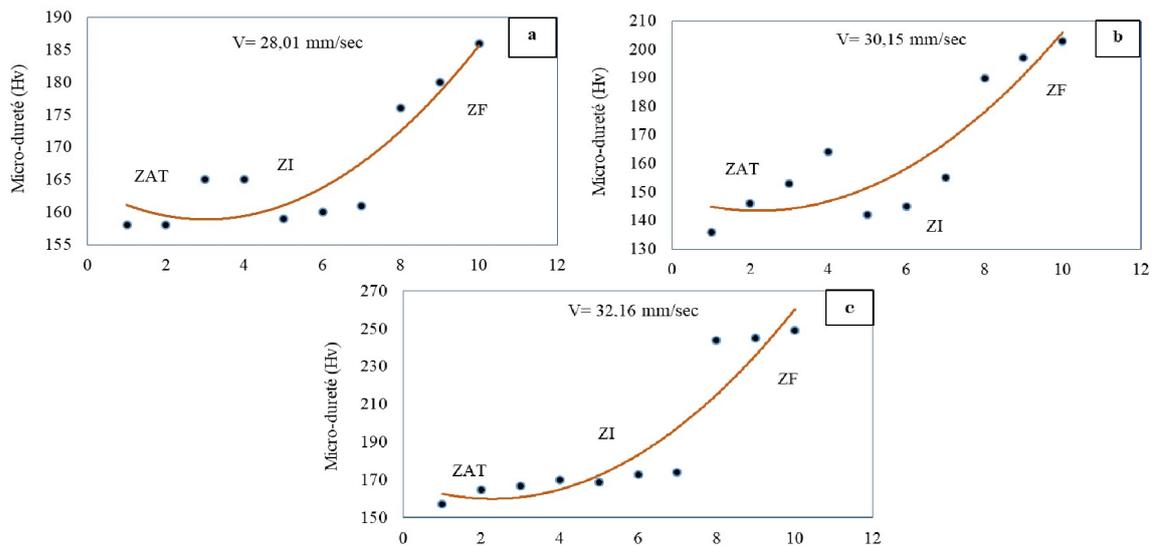


Figure VII.13 Variation de la micro-dureté par rapport à la variation de la vitesse de dépôt de métal d'apport, a : $V=28.01$ mm/sec, b : $V=30.15$ mm/sec et c : $V=32.16$ mm/sec.

VII.4 Conclusion

Dans cette étude, la variation des deux paramètres physique du soudage à l'arc électrique sous flux solide, ont une influence remarquable sur les cordons soudure de l'élément de réservoirs GPLc, les résultats obtenus sont les suivants :

- Variation de la teneur en carbone en rapport avec le changement des deux paramètres physique de soudage
- Présence du grain de la ferrite et les colonies de la perlite dans les microstructures, avec espace inter-lamellaire de l'agrégat perlite varie en rapport des deux paramètres physique en étude
- La résistance à la traction de la soudure accroît et passant de 466 MPa à 480 MPa, lors d'augmentation de la vitesse de dépôt de métal d'apport (V)
- La micro-dureté, augmente de 53 unités dans le cas de variation de la tension de courant (U), par contre, elle est évaluée de l'ordre de 110 unités (on prend en considération les valeurs minimale et maximale enregistrées) quant au changement de la vitesse de dépôt de métal d'apport (V).

Conclusion générale

Conclusion générale

L'élément industriel réservoir à gaz GPLc qui est le sujet de notre investigation réalisée au niveau de l'Unité de fabrication des réservoirs à gaz de Batna, présente un impact très important dans l'industrie de notre pays vu la stratégie politique adoptée et l'orientation de notre tutelle et responsables pour minimiser l'usage des carburants polluants telles que le gasoil et l'essence, afin d'aller vers l'usage des énergies vertes ou dites aussi propres, telles que l'énergie électrique et le GPL.

La présente étude porte sur l'optimisation des effets de la variation des paramètres physiques sur les propriétés mécanique et chimique du cordon de soudure des réservoirs à gaz cylindrique GPLc. A savoir que le soudage à l'arc électrique sous flux solide ou bien SAW (submerged arc welding) (solide/particule), est le procédé sollicité pour ce genre de produit.

Le réservoir à gaz GPLc est fabriqué à base d'un acier de construction de nom commercial P265NB qui est un acier faiblement alliés, à faible teneur en carbone et thermiquement traité par le recuit de normalisation à 920 ± 10 °C, pour but d'éliminer les contraintes engendrées après les sollicitations mécaniques rencontrées dans les procédés mécaniques ultérieures dans la fabrication du réservoir (défilement et emboutissage).

Pour caractériser, l'élément soudé, nous avons utilisé d'abord une analyse chimique des cordons de soudure, puis une analyse microscopique électronique (MEB), suivi par l'essai de traction et finalement l'essai de micro-dureté.

La teneur de carbone, joue un rôle primordial dans la détermination des caractéristiques mécanique des métaux ferreux. A cet effet, lorsque nous avons variés le paramètre de tension de courant, le pourcentage de carbone révélé dans les cordons de soudure a baissé de 0.35 (Wt. %) à 0.163 (Wt. %). Par contre, la teneur de carbone a augmentée en passant, de 0.173 (Wt. %) à 0.216 (Wt. %), lorsque la vitesse de dépôt de métal d'apport a augmentée de 28.01 mm/sec à 32.16 mm/sec.

La variation du paramètre de tension de courant, a montrée, des changements remarquables sur les microstructures du cordon de soudure. En conséquence, deux constituants structuraux sont observés : la solution solide ferrite (α) et l'agrégat perlite ($\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$). L'augmentation du paramètre physique de soudage, de la valeur 31 à la valeur 36 volts, agit sur :

- Le taux de l'agrégat perlite, qui se voit diminué, et se positionne pratiquement aux joints des grains de la ferrite. Cette diminution de la perlite est influencée par l'abaissement

de la teneur en carbone après la variation du paramètre de soudage qui n'est que la tension

- Le grossissement des grains de la ferrite par rapport à l'agrégat perlite
- L'espace inter-lamellaire des colonies de la perlite devient quasiment nul.

Pour ce qui est de la variation du deuxième paramètre, qui est, la vitesse de dépôt de métal d'apport, les microstructures vues par le MEB, après examen présentent continuellement de la ferrite et de la perlite et elles sont comme suit :

- Agrandissement de la solution solide (α), par rapport à la perlite, cette dernière est située quasiment aux joints des grains, et influée par la diminution de la teneur en carbone pour la vitesse 28.01 mm/sec par rapport à celles enregistrées avec la tension de courant de 31 volts
- L'augmentation de la teneur de carbone est significative car, l'agrégat perlite a pris de la croissance.

Les valeurs de résistance à la traction (R_m), des éprouvettes soudées ont diminuées, de 473 MPa à 459 MPa, lors de l'augmentation de la tension de courant. Par contre, les valeurs de cette propriété après test de traction ont augmentées de 466 MPa à 480 MPa, relativement à la progression de la vitesse de dépôt de métal d'apport. Ce phénomène est en rapport avec la concentration de carbone mesurer dans le cordon de soudure, et microstructures examinées.

Les mesures de la micro-dureté avec une charge de 300 gf ($H_{V0.3}$), en changeant les deux paramètres de soudage ont progressées, relativement de la zone (ZAT) vers la zone fondue (ZF), avec une légère diminution dans la zone intermédiaire (ZI).

La micro-dureté à évoluée de 53 unités, en ce qui concerne la variation du paramètre tension de courant et de 110 unités, lors de l'augmentation de la vitesse du dépôt de métal d'apport.

Les résultats obtenus, ont permis de distinguer le rôle de chaque'un des deux paramètres de cette investigation sur les propriétés physico-chimique du réservoir cylindrique GPLc. De ce fait, nous optons aux techniciens de l'Entreprise de fabrication de réservoir à gaz d'utiliser une tension de courant minimale de l'ordre de 31 volts, par contre, d'aller à des vitesses de dépôt de métal d'apport supérieur et de l'ordre de 32.16 mm/sec. Dans le but d'aboutir à une bonne résistance au niveau du cordon de soudure, donc plus de sécurité à ce produit transporteur de gaz GPLc.

Références bibliographique

Bibliographie

- [1] Cynthia L, Jenney Annette O'brien, Welding Handbook, Ninth Edition Vol. 1, Welding Science and Technology, (2001), P-3-12.
- [2] G. Murry, Technique de l'Ingénieur. Soudage et Soudabilité Métallurgique des Métaux, Référence internet, (2017), M300-715.
- [3] G. Murry et al. Etude Des Transformations dans la Zone Affectée Thermiquement Lors du Soudage et Son Intérêt Pour L'estimation de la Dureté Sous Cordon, Revue de Métallurgie, Vol. 64, N°6, <https://doi.org/10.1051/metal/196764060559>, (Juin 1967).
- [4] A. Portevin et D. Seferian, Etude Thermique de la Soudure au Chalumeau et à L'arc, XIe Congrès International de l'Acétylène et de la Soudure Autogène, vol. 3 (1934).
- [5] EF. Nippes, The Weld Heat-Affected Zone, Weld Journal, (1959), P-1s-17s
- [6] WF. Savage, EF. Nippes, ES. Szekeres, A Study of Weld Interface Phenomena in a Low Alloy Steel, Weld J, (1976), P-260s-268s.
- [7] WF. Savage, Solidification, Segregation, and Weld Imperfections, Weld World (1980), P- 89-114.
- [8] V. Houle, Cours 5, Base de la Métallurgie du Soudage, Université de Québec, (2010), P-4.
- [9] C. John, Lippold, Welding Metallurgy and Weldability, First Edition, Ohio State University, Published (2015), P 9-66.
- [10] K. Easterling, Introduction to the Physical Metallurgy of Welding, Butterworths, (1983).
- [11] Petrov, G. L, & Tumarev, A. S, Theory of welding processes, Second ed, Moscow, Vysshaya Shkola Publishing (Russian), (1977), P-392.
- [12] A. Victor, Karkhin, Thermal Processes in Welding, Department of Welding and Laser Technologies St. Petersburg Polytechnic University St. Petersburg, Russia, (2019), P-441-442.
- [13] Buchmayr, B, & Cerjak, H, Mathematical Description of HAZ behaviour of Low-Alloyed Structural Steels, In Proceedings of the International Conference on Improved Weldment Control with Special Reference to Computer Technology, (1988), P- 43-51.
- [14] W.F. Savage, E.F, Nippes, and E.S szekeres, Hydrogen Induced Cold Cracking in a Low Alloy Steel, Weld J, (Sept-1976), P-276s-283s.
- [15] O.M. Akselsen and T. Simonsen, Techniques for Examining Transformation Behaviour in Weld Metal and HAZ, a state of art review, Weld. World, Vol. 25, (1987), P-26-34

- [16] L. Svensson, Control of Microstructures and Properties in Steel Arc Welds. Materials Science and Technology, (2000), P-114-135.
- [17] J. F. Lancaster, Metallurgy of Welding, 3rd edition, Chapman & Hall, London, 1980.
- [18] T. Coetsee, Phase Chemistry of Submerged Arc Welding (SAW) Fluoride Based Slags, <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.06.069> .
- [19] A. Kumar, Singh. H, Maheshwari S. A review study of Submerged Arc Welding fluxes, J. Mech Eng, (2013).
- [20] A. Polar, Indacochea JE, Blander M, Electrochemically Generated Oxygen Contamination in Submerged Arc Welding, Weld J, (1990).
- [21] C. Bonnet, Le Soudage Métallurgie et Produits, Air Liquide /CTAS (2001), P-9-44.
- [22] R. Blondeau, Metallurgy and Mechanics of Welding, (2001), P-136.
- [23] Ana Ma. Paniagua-Mercado and Victor M, Lopez-Hirata, Chemical and Physical Properties of Fluxes for SAW of Low-Carbon Steels, Instituto Politécnico Nacional (ESFM-ESIQIE) Mexico, (2011), P-283.
- [24] Grong, Siewert, T. A, Martins, G. P, and Olson, D. L, A Model for the Silicon-Manganese Deoxidation of Steel Weld Metal, (1986).
- [25] Ahlblom, B, Bergstrom, U, Hannerz, N.E, and Werlefors, I, Influence of welding Parameters on Nitrogen Content and Microstructure of Submerged-arc Weld Metal, in Proc. Int. Conf, The Effect of Residual, Impurity and Micro-alloying Elements on Weldability and Weld Metal Properties, The Welding Institute, London, (1983),P-49.
- [26] Radaj, D, Heat effects of welding, Temperature Field, Residual Stress, Distortion, Berlin, Springer, (1992), P-348.
- [27] Cours, Aciers et Alliages Spéciaux, Faculté des Sciences de l'ingénieur, Département de Métallurgie et Génie des Matériaux. Université Badji-Mokhtar Annaba (2019/2020).
- [28] D. Michel, Aide-Mémoire Science des Matériaux, 2^{iem} édition, (2008), P-201-205
- [29] Julien Chapuis, Une Approche pour l'Optimisation des Opérations de Soudage à l'Arc, Thèse doctorat, Université Montpellier II - Sciences et Techniques du Languedoc, (2011).
- [30] C. Derfouf et al, Etude Numérique de la Variation de Température dans le Soudage à l'Arc Electrique Sous Flux Solide des Aciers a Faibles Pourcentage de Carbone, Université Mohamed Khider, Biskra, (2011).
- [31] H. Fredriksson, Solidification of Peritectics (in Solidification of Growth), Casting, Vol 15, ASM Handbook, D.M. Stefanescu, Ed, ASM International, (1988), P-129.

- [32] E. George, Linnert, *Welding Metallurgy Carbon and Alloy Steels, Volume I, Fundamentals, Fourth Edition*, (1994), P-858.
- [33] P.F. Wieser, Ed, *Steel Castings Handbook, 5th ed.*, Steel Founders' Society of America, (1980), P-196.
- [34] O. Grong and D. K. Matlock, *Microstructural Development in Mild and Low-Alloy Steel Weld Metals, International Metals Reviews, Vol. 31, N°1*, (1986), P-27-48.
- [35] Zhuyao Zhang and R.A, Farrar, *an Atlas of Continuous Cooling Transformation (CCT) Diagrams Applicable to Low Carbon Low Alloy Weld Metals, The Institute Materials* (1995), P-1.
- [36] Harshad Bhadeshia, Robert Honeycombe, *Steels Microstructure and Properties, Fourth edition*, (2017), P-384.
- [37] E. George, Totten, *Steel Heat Treatment Handbook, Metallurgy and Technologies, Second Edition*, (2007), P-17-183.
- [38] J.Barralis & G.Maeder, *Précis de métallurgie (élaboration, structure / propriétés et normalisation), 5ème édition Nathan*, (1990).
- [39] H. K. D. H. Bhadeshia, Robert Honeycombe, *Steels Microstructure and Properties Third edition*, (2006), P-143.
- [40] H.K.D.H. Bhadeshia and L.E. Svensson, *Modelling the Evolution of Microstructure of Steel Weld Metal, Mathematical Modelling of Weld Phenomena, H. Cerjak and k. Easterling, Ed, the Institute of Materials*, (1993).
- [41] M. Gutimanphn, Dumoulmin, Pamierp, *Fragilité de Revenu et Ségrégations Inter-Granulaires dans les Aciers de Type 20 CND 10-10, Influence des Impuretés Fragilisantes P, Sn, Sb, As, Mém. Scien. Rev. Mét, (Juin 1977)*, P-377-392.
- [42] Madeleine Durand-Charre, *La Microstructure des Aciers et des Fontes, Genèse et Interprétation*, (2003), P-260-262.
- [43] A.K. Sinha, *Ferrous Physical Metallurgy, Butterworths, London*, 1989.
- [44] S. Zhang and C. Wu, *Ferrous Materials, Metallurgical Industry Press, Beijing*, 1992.
- [45] R.B. Ross, *Metallic Materials Specification Handbook, 4th edition, Chapman & Hall, London*, 1992.
- [46] C.W. Wegst, *Stahlschlüssel (Key to Steel), Verlag Stahlschlüssel Wegst GmbH*, 1992.
- [47] Kou, S, and Le. Y, *Weld. J, 65: (1986)*, P-305s.
- [48] Jean-Paul Garandet, *Croissance Cristalline en Phase Liquide : Eléments Théoriques*, <http://dx.doi.org/10.1051/bib-sfo:2002809>, (2003), P-6.

- [49] Jackson, K. A, In Solidification, American Society for Metals, Metals Park, OH, (1971), P-121.
- [50] Savage WF, Nippes EF, Miller TW. Microsegregation in 70Cu–30Ni Weld Metal, Weld. J, (1976), 55 (6), P-65s–173s.
- [51] D. K. Dwivedi, Fundamentals of Metal Joining, Processes, Mechanism and Performance (2022), P-275- 430.
- [52] Savage, W. F, and Hrubec, R. J, Weld. J, 51: (1972), P-260s.
- [53] Granger, D. A., Practical Aspects of Grain Refining Aluminum Alloy Melts, Paper Presented at International Seminar on Refining and Alloying of Liquid Aluminum and Ferro-Alloys, Trondheim, Norway, (August 1985), P-26–28.
- [54] Bailey N, Jones S.B., The Solidification Cracking of Ferritic Steel During Submerged Arc Welding , Welding Journal, (Aug 1978), P- 217s-231s.
- [55] Arfaoui Ali, Chaker Med Amir, Matériaux Métalliques, ISET Kasserine, (2009/2010), P-51-65.
- [56] Raymond Langevin, Guide d'Auto-Apprentissage pour les Opérateurs en Traitement Thermique, (2015), P-33-52.
- [57] Mota J.M.F, Apps R.L, Chevron cracking, a New Form of Hydrogen Cracking in Steel Weld Metals, Welding Journal, (July 1982), P-222s.
- [58] Vuik. J, Van Wortel J.C, Van Sevenhoven C, Application of Very Low Yield Strength Consumables in the Root Pass of Weldments to Avoid Preheating, Welding in the World, Vol. 33, N° 5, (1994), P-362-369.
- [59] Klas Weman, Procédés de Soudage, Dunod, Paris, (2012), P-10.
- [60] Lindgren, L.E, Computational weldingmechanics. Thermomechanical and Microstructural Simulations, Cambridge: Woodhead Publishing Ltd, (2007), P-248.
- [61] Thaon I, Guillemin M, Gonzalez M, Cantineau A. Risques toxiques et pathologies Professionnelles Liés au Soudage Métallique, Encycl, Méd, Chir, Editions Scientifiques et Médicales Elsevier SAS, (2001).
- [62] W. H, Kearns, Welding Handbook Seventh Edition, Metals and Their Volume 4 Weldability, (1997), P-96-98.
- [63] Ramesh Singh, Arc Welding Processes Handbook, (2021), P-105-117.
- [64] Klas Weman, Welding processes Handbook, Second Edition, (2012), P-63-97.
- [65] Drui M, Henni A, Heugel M, Martin C, Simon C. Les Différents Procédés Manuels de Soudage, Leurs Risques et leur Prévention, (2003), www.ast67.org.

- [66] Linnert, G. E, *Welding Metallurgy*, Fourth Ed, Miami, American Welding Society, (1994).
- [67] David Leroy Olson, Thomas a, Siewert, Stephen Liu, and Glen R. *Welding, Brazing, and Soldering*, Volume 6 of the ASM Handbook, (1993).
- [68] H.B. Cary, *Modern Welding Technology*, Second Edition, Prentice-Hall, (1989).
- [69] W. Lucas, *TIG and Plasma Welding*, (1990).
- [70] Robert W. Messler, Jr, *Principles of Welding Processes, Physics, Chemistry, and Metallurgy*, (2004), P-64-66.
- [71] Kulwant Singh, *Economics of Recycling Submerged Arc Welding Slag as a Flux*, Sliet, (2009), P-806-810, [DOI: 10.1361/cp2008twr806](https://doi.org/10.1361/cp2008twr806).
- [72] Ke Li et al, *Arc Characteristics of Submerged Arc Welding with Stainless Steel Wire*, *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, Volume 21, Number 8, (August 2014), Page 772, [DOI: 10.1007/s12613-014-0970-1](https://doi.org/10.1007/s12613-014-0970-1).
- [73] J. Wang, M.X. Lu, L. Zhang, W. Chang, L.N. Xu, and L.H. Hu, *Effect of Welding Process on the Microstructure and Properties of Dissimilar Weld Joints between Low Alloy steel and Duplex Stainless Steel*, *Int. J. Miner. Metall. Mater.*, 19 (2012), N° 6, P-518.
- [74] Olivier Dezellus, *Technologie des Assemblages Matériaux Inorganiques. Laboratoire Multi-matériaux et Interfaces*. Lyon 2007.
- [75] P.T Houldcroft, *Submerged-Arc Welding*, Second Edition, (1989), P-42.
- [76] W.H. Kearns, *Welding Handbook Seventh Edition, Volume 2, Welding Processes- Arc and Gas Welding and Cutting, Brazing, and Soldering*, (1978), P-204-208.
- [77] P. T. Houldcroft, *Submerged Arc Welding*, (1987), P-30-72.
- [78] J.W. Jang, *Influence of Saw Fluxes on Low-Carbon Steel Weld Microstructure*, *J. Materials for Energy System*, Vol 8, N° 4, (March 1987).
- [79] Lars-Erik Svensson, *Control of Microstructures and Properties in Steel Arc Welds*, the ESAB Group, Gothenburg, Sweden, (1994), P 29.
- [80] S.S. Tuliani, T. Boniszewski, and N.f. Eaton, *Notch Toughness of Commercial Submerged Arc Weld Metal*, Vol 8, (1969), P-327-339.
- [81] S. Vacquie. *L'arc électrique*. CNRS Editions, 2000.
- [82] Serdar K, *Sensitivity Analysis of Submerged Arc Welding Process Parameters*, [doi:10.1016/j.jmatprotec.2007.10.035](https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.10.035), (2007).
- [83] A. Fernandes, *Brochure ESAB Octobre* (2009).

- [84] NF EN 1442:2017, Équipements pour GPL et leurs accessoires - Bouteilles en acier soudé transportables et rechargeables pour gaz de pétrole liquéfiés (GPL) - Conception et fabrication. Norme AFNOR, (2017).
- [85] A. Kellai et al, Effect of Welding Process on Microstructure and Mechanical Properties of Duplex Stainless Steel Welds, ICME'2017, (December 18-20, 2017).
- [86] Document d'analyse chimique de l'acier en étude (Entreprise Bouteille à gaz Batna), Certificat d'Inspection 3.1, ISD DUNAFERR.
- [87] Document d'analyse chimique de métal d'apport (Entreprise Bouteille à gaz Batna), Certificat, Gedik Kaynak.
- [88] A. Saha et al, Optimization of Process Parameters in Submerged Arc Welding Using Multi-objectives Taguchi Method, R.G. Narayanan and U.S. Dixit (eds.), Advances in Material Forming and Joining, Topics in Mining, Metallurgy and Materials Engineering, (2015), [DOI 10.1007/978-81-322-2355-9_11](https://doi.org/10.1007/978-81-322-2355-9_11).
- [89] W. M. Jodia, Study the Change of Current Weld on Mechanical Properties and Microstructure of Low Carbon Steel Welded by Electric Arc Welding, Journal of Babylon University, Engineering Sciences, N° 4, Vol. 25, (2017), P-1471.
- [90] H Granjon, Fundamentals of Welding, Institut de Soudure, France (2002).
- [91] EN 1011-1. European Standard: Welding Recommendations for Welding of Metallic Materials Part 1: General Guidance for Arc Welding. Brussels, (2009).
- [92] N.D. Pandey, A. Bharti, Effect of Submerged Arc Welding Parameters and Fluxes on Element Transfer Behaviour and Weld-Metal Chemistry, Journal of Materials Processing Technology, Elsevier, 40, (1994), P-195-211.

Annexes :

Productions scientifiques

Annexes : Production scientifique

1. Publication

- **M. Aouragh, B. Guerira, L. Touam, and S. Derfouf** « variation of de physical properties un the weld bead of the submerged arc welding of low-carbon alloy steel », Metallophysics and Advenced Technologies, Scopus, ISSN 1024-1809. 2023. vol. 45, No.3, <http://mfint.imp.kiev.ua> , Issue DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.45.03> , <https://doi.org/10.15407/mfint.45.03.0359>

2. Communications

- **M. AOURAGH, A. ASSAS, R. MANAA et A. HADJI** « Amélioration des proprités d'exploitation de l'acier Hadfield (Z120M13) », 3^{èmes} journées d'études nationales de mécanique «JENM'11», Batna 29 et 30 Novembre 2011
- **M. AOURAGH, A. BOURIH, R. MANAA** « Influence du Nb sur le comportement à l'usure de l'acier (GX120M13)», 4^{èmes} journées d'études nationales de mécanique «JENM'13», Batna 27 et 28 Novembre 2013, https://vrlex-ar.univ-batna.dz/images/docs/manif_scient/manifastation2013.pdf
- **Mourad. AOURAGH, Semcheddine DERFOUF, Belhi GUERIRA** « Optimisation des paramètres de soudage des cordons de soudure des réservoirs à gaz en métal acier à faible pourcentage en carbone », Journées nationales des sciences des matériaux «JNSM 2021», Batna 17-18 Novembre 2021, <http://gi.univ-batna2.dz/news/les-1%C3%A8res-journ%C3%A9es-nationales-des-sciences-des-mat%C3%A9riaux>
- **Mourad. AOURAGH, Lakhemissi TOUAM, Belhi GUERIRA and Semcheddine DERFOUF** « Optimization of the S.A.W welding parameters of the weld seams of low alloy steel gas tanks with a low percentage of carbon », the 1st International seminar on chemical process & environment «ISCPE 2022», Biskra 14-15 March 2023, <https://iscpe2022.univ-biskra.dz/html/iscpe2022.html>
- **Lekhemissi TOUAM, Semcheddine DERFOUF, Mourad AOURAGH, Belal REBAI** « Optimisation de la concentration en fibre de luffa dans un biocomposite », International conferece on energy and material sciences », «EMS'2022», Skikda, November 16-17 2022
- **Lekhemissi Touam, Semcheddine Derfouf, Mourad Aouragh and Abdelkader Boudjemline,** « Mechanical characterization of luffa/polyester bio-composite

material », 1st National conference on materials sciences and engineering, «MSE'22», Khenchela, June 28 & 29, 2022, <http://mse.epizy.com>