



Département de Métallurgie

Mémoire de Magister

Réalisé par :

KELLAI Ahmed

Ingénieur d'Etat en Métallurgie

Proposé et dirigé par :

Le Professeur SALHI Essaid

Thème

Etude comparative d'un rechargement d'une fonte truitée et une fonte grise par métallisation et par soudage

Membres du jury :

Mr. LARIBI Merzak, Professeur, ENP.....Président de jury

Mr. DJEGHLAL Mohamed Lamine, Maître de conférences, ENP.....Examinateur

Mr. ABADLI Kamel, Chargé de cours, ENP.....Examinateur

Mr. KASSER Abdelmadjid, Chargé de cours, ENP.....Examinateur

Mr. GANA Saïd, Algérie Métallisation.....Invité

Mr. SALHI Essaid, Professeur, ENP.....Directeur de Mémoire

Année : 2008/2009

10, Avenue Hassen Badi, BP N° 83 EI-Harrach, Alger, Agerie.

ملخص

في عملنا هذا قمنا بدراسة الفرق بين طريقتين جد مستعملتين في الصناعة، أولها التعدين بالقذف الحراري حيث الطبقة المضافة بواسطة التعمير والمتكونة من الفولاذ الغير قابل للأكسدة (304L) موضوع على السطحين المعالجين، الأول أساسه الصلب الرمادي ذو الحبيبات الكروية (GS) والثاني أساسه الصلب الترويتي. وهذا بعد إضافة طبقة وسطية للتماسك مكونها الأساسي النيكل (Ni-Al). الثاني هو التلحيم والذي يتضمن إضافة نفس الفولاذ (304L) على نفس الصلب بعد وضع الطبقة الوسطية للتماسك مكونها الأساسي النيكل (Ni). بعد تعميم مختلف العينات أنجزت الملاحظات المجهرية (الضوئية و المسح الإلكتروني) وهذا قبل وبعد الاختبارات الميكانيكية المعروفة (الشد، الصلابة المجهرية)، وذلك بغية توضيح التلاحم وحالة المساحات المشتركة بين مختلف طبقات التعمير المستعملة على الفعل الميكانيكي لقطع الصلب الرمادي المجرب عليها.

الكلمات المفتاحية:

التعمير، التلحيم، التعدين، القذف الحراري، الصلب الرمادي، التجارب الميكانيكية.

Résumé

Dans notre travail, nous avons étudié la différence entre deux procédés très utilisés dans l'industrie, le premier est la métallisation par projection thermique, où le dépôt de rechargement à base d'acier inoxydable 304L est déposé sur deux types de substrat, l'un à base d'une fonte grise à graphite sphéroïdal GS et l'autre à base d'une fonte truitée, suivi d'une couche d'accrochage à base de nickel (Ni-Al). Le deuxième est le soudage qui consiste à déposer le même type d'acier inoxydable le 304L sur les mêmes fontes précédentes après beurrage à base de nickel.

Après avoir rechargé les différentes éprouvettes, des observations microstructurales (optiques et électroniques à balayage) ont été faites, avant et après l'application des tests mécaniques à savoir (traction et micro-dureté HV), afin d'indiquer la cohésion et l'état d'interfaces entre les différentes couches de rechargements utilisées dans les deux procédés et voir l'influence des procédés utilisés sur le comportement mécanique des éprouvettes en fonte dans notre cas.

Mots clés : rechargement, soudage, métallisation, projection thermique, fonte grise et essais mécaniques.

Abstract

In our work, we studied the difference between two processes very used in industry; the first is thermal metal spraying, where the deposit of recharging based on stainless steel 304L is deposited on two types of substrate, one based on a grey cast iron with spheroid graphite GS and the other based on a mottled cast iron, continuation of a tack coat containing nickel (Ni-Al). The second with the welding which consists in depositing the same type of stainless steel on the same cast iron the preceding ones after beurrage containing nickel and without beurrage.

After having to reload the various specimens, micro structural observations (optical and electronic sweeping) was made, before and after the application of the mechanical tests to knowing (traction, and micro-hardness HV), in order to indicate the cohesion and the state of interfaces between the various layers of recharging used in the two processes and to see the influence of the processes used on the mechanical behaviour of the cast iron specimens.

Keywords: recharging, welding, metallization, thermal spraying, grey cast iron and mechanical tests.

Dédicace

*Je dédie ce modeste travail à mes parents pour leur soutien
indéfectible.*

A Mes frères et à ma sœur.

A toute ma famille.

*A tous mes amis en particulier, Abdessalam, Djamel, Mustafa,
M'hamed, Omar, Hassan, Mohamed et à tous les amis sans oublier
personne.*

KELLAI AHMED



Remerciements

Je remercie Dieu le tout Puissant pour m'avoir guidé et illuminer mon parcours.

Je tiens d'abord à remercier Mon Directeur de thèse le Professeur SALHI Essaid pour la confiance qu'il m'a accordée, pour son soutien, ses conseils et sa disponibilité.

J'adresse ma profonde reconnaissance aux membres du jury qui ont bien voulu me faire l'honneur d'évaluer ce mémoire de magister.

Je tiens à remercier particulièrement Mr Hassan DEBIANE et Mohamed ETTIGRINI pour les nombreuses discussions pertinentes, ainsi que leurs orientations qu'ils m'ont procurées.

Je remercie également Mr NAOUI du CRD (Sonatrach).

Je n'oublie pas d'exprimer ma gratitude à Mr HADJI, Mr MERNACHE pour m'avoir accueilli au sein de Centre de Recherche Nucléaire de Draria (CRND).

Je tiens également à remercier le personnel de l'unité Algérie Métallisation et l'atelier d'usinage dont son directeur Monsieur MAGHRAOUI Krimo pour leur contribution à l'avancée de ce travail.

Enfin je remercie Mr HASNAOUI, OUADI, HAZMOUNE et RAHAB ainsi que tous ceux qui m'ont aidé de près ou de loin afin de mettre à jour ce travail.

Sommaire

Introduction générale.....	01
-----------------------------------	-----------

Partie bibliographique

Chapitre I : Les fontes

I.1. Définition.....	02
I.2. Modes d'obtention.....	02
I.3. Types de carbone en présence dans les fontes.....	02
I.4. Alliage Fer-Carbone.....	03
I.5. Influence des principaux éléments présents dans les fontes.....	03
I.6. Divers sortes de fontes.....	05
I.6.1. Fonte grise.....	05
I.6.1.1. Structure.....	06
I.6.1.2. Influence du graphite.....	07
I.6.1.3. Influence de la structure de la matrice.....	07
I.6.1.4. Influence de l'épaisseur.....	07
I.6.2. Fonte GL (Graphite Lamellaire).....	07
I.6.3. Fonte à graphite sphéroïdal (Fonte GS).....	07
I.6.3.1. Elaboration.....	08
I.6.3.2. Désignation normalisée.....	08
I.6.3.3. La famille des fontes GS.....	08
I.6.3.4. Caractéristiques mécaniques.....	09
I.6.4. Fonte truitée.....	09
I.6.5. Fonte blanche.....	09
I.6.6. Fonte malléable.....	09
I.6.7. Fonte alliée.....	10
I.7. Principales utilisations.....	10

Chapitre II : La métallisation

II.1. Définition.....	11
II.2. Procédés de métallisation.....	11
II.2.1. Electrolyse.....	11
II.2.2. Immersion dans un bain de métal.....	11
II.2.3. Diffusion.....	11
II.2.4. Placage.....	11
II.2.5. Projection thermique.....	12
II.2.5.1. Historique.....	12
II.2.5.2. Principe de la projection thermique.....	12

II.2.5.3. Procédés de la projection thermique.....	13
II.2.5.3.1. Projection à flamme-poudre.....	13
II.2.5.3.2. Projection à flamme-fil.....	14
II.2.5.3.3. La projection plasma.....	14
II.2.5.3.4. Projection à haute vitesse (HVOF).....	15
II.2.5.3.5. Projection hypersonique à tir discontinu.....	15
II.2.5.3.6. Projection à l'arc électrique.....	16
II.2.5.3.6.1. Les avantages et les inconvénients du procédé	17
II.2.5.3.6.2. Formation du dépôt.....	17
II.2.5.3.6.3. Caractéristiques générales des dépôts.....	18
II.2.5.3.6.4. Préparation du substrat.....	20
II.2.5.3.7. Comparaison des procédés	21
 Chapitre III : Le soudage	
III.1. Définition	22
III.2. Les procédés de soudage	22
III.2.1. Le soudage au gaz (au chalumeau).....	22
III.2.2. Le soudage à l'arc	23
III.2.2.1. Soudage à l'électrode réfractaire TIG	24
III.2.2.2. Soudage à l'arc avec électrode enrobée SMAW	24
III.2.2.2.1. La composition d'une électrode.....	25
III.2.2.2.2. Rôle de l'enrobage	26
III.2.2.3. Soudage MIG (Metal Inert Gas)	26
III.2.2.4. Soudage MAG (Metal Active Gas)	26
III.3. Rechargement par soudage	26
III.3.1. Définition	26
III.3.2. Notion de dilution	27
III.3.3. Dépôt par soudage.....	27
III.3.4. Notion de sous couche (beurrage)	28
III.3.5. Type de sous couche utilisée pour le beurrage.....	28
III.3.6. Défauts possibles.....	28
III.3.7. Action du chrome (système Fe-Cr).....	29
III.3.8. Action du nickel (système Fe-Cr-Ni).....	30
III.3.9. Les phases formées par la diffusion du nickel dans le fer.....	30
III.4. La diffusion	31
III.4.1. Diffusion à l'état solide	32
III.4.1.1. Coefficient de diffusion.....	33
III.4.1.2. Création de phases intermédiaire.....	33
III.4.2. Diffusion à l'état liquide	33

III.4.3. Mécanismes élémentaires de la diffusion.....	34
III.4.3.1. Diffusion interstitielle	34
III.4.3.2. Diffusion lacunaire	34
III.4.3.3. Diffusion par bilacunes ou multilacunes.....	34
III.4.3.4. Diffusion par le mécanisme d’anneaux.....	35
III.4.4. Diffusion et oxydation	35

Partie expérimentale

Chapitre IV : Techniques expérimentales

IV.1. Le substrat.....	36
IV.2. Préparation des éprouvettes	36
IV.3. Rechargement par métallisation	37
IV.3.1. Le dépôt projeté.....	37
IV.3.2. Paramètres de projection	38
IV.3.3. Le système de projection.....	38
IV.4. Rechargement par soudage	39
IV.4.1. Choix de procédé de soudage	39
IV.4.2. Métal d’apport.....	39
IV.4.2.1. Le matériau utilisé pour le beurrage.....	39
IV.4.2.1.1. Paramètres de soudage	39
IV.4.2.1.2. Le rôle de la couche de beurrage.....	40
IV.4.2.2. Le matériau du rechargement dur.....	40
IV.4.2.2.1. Paramètres de soudage	40
IV.4.2.2.2. Le rôle du rechargement dur.....	40
IV.5. Caractérisation	41
IV.5.1. Caractérisation mécanique	41
IV.5.1.1. Essai de traction	41
IV.5.1.2. Essai de micro-dureté Vickers HV.....	42
IV.5.2. Caractérisation métallographique.....	42
IV.5.2.1. Préparation des échantillons	42
IV.5.2.2. Enrobage.....	43
IV.5.2.3. Le polissage	43
IV.5.2.4. Attaque chimique	43
IV.5.2.5. Observation microscopique	43
IV.5.2.6. Analyse quantitative.....	45

Chapitre V : Résultats et interprétations

V.1. Caractérisation structurale sans effort de traction sur la fonte truitée.....	46
V.1.1. Métallisation avec et sans couche d'accrochage.....	46
V.1.2. Rechargement par soudage avec et sans beurrage.....	51
V.1.3. Comparaison entre la métallisation et le soudage sans couche intermédiaire.....	53
V.1.4. Comparaison entre la métallisation et le soudage avec couche intermédiaire.....	54
V.2. Caractérisation structurale avec effort de traction sur la fonte GS.....	54
V.2.1. Métallisation avec et sans couche d'accrochage.....	54
V.2.2. Rechargement par soudage avec et sans beurrage	57
V.2.3. Comparaison entre la métallisation et le soudage sans couche intermédiaire.....	62
V.2.4. Comparaison entre la métallisation et le soudage avec couche intermédiaire.....	62
V.3. Caractéristiques mécaniques.....	62
Conclusion générale.....	67
Références bibliographiques.....	68
 Annexes	
Annexe A.....	70
Annexe B.....	74
Annexe C.....	75

Liste des figures

Figure I.1 : Diagramme d'équilibre binaire Fe-C.....	03
Figure I.2 : Effet de quelques éléments d'addition sur la résistance à la traction de la ferrite.....	05
Figure I.3 : Effet des éléments d'addition sur la dureté de la ferrite.....	05
Figure I.4 : Structure ferrito-perlitique d'une fonte grise.....	06
Figure I.5 : Structure perlitique d'une fonte grise.....	06
Figure II.1 : Principe fondamental de la projection thermique.....	12
Figure II.2 : Microstructure d'un dépôt projeté thermiquement.....	13
Figure II.3 : Schéma du procédé de projection par flamme.....	13
Figure II.4 : Principe de fonctionnement d'un pistolet flamme fil.....	14
Figure II.5 : Principe de la projection par plasma à l'air.....	14
Figure II.6 : Schéma de principe de la projection thermique du système H.V.O.F.....	15
Figure II.7 : Principe du fonctionnement d'un canon à détonation.....	16
Figure II.8 : Schéma du dispositif de projection à l'arc électrique.....	17
Figure II.9 : Mécanismes d'écrasement des particules.....	18
Figure II.10 : Coupe du dépôt projeté thermiquement.....	19
Figure III.1 : Les zones de la flamme du soudage.....	23
Figure III.2 : Schéma d'un chalumeau soudeur.....	23
Figure III.3 : Description du procédé TIG.....	24
Figure III.4 : Principe du soudage à l'arc électrique avec électrode enrobée (SMAW).....	25
Figure III.5 : Composés de l'électrode.....	25
Figure III.6 : Principe des soudages MIG et MAG.....	26
Figure III.7 : L'opération de rechargement du métal par soudage.....	27
Figure III.8 : Diagramme d'équilibre des alliages binaires fer-chrome.....	29
Figure III.9 : Diagramme Fe-Cr-C qui montre les différents carbures formes à 1000 °C (M est le chrome et C le carbone).....	30
Figure III.10 : Diagramme de phase fer-nickel.....	31
Figure IV.1 : Médaille circulaire.....	36
Figure IV.2 : Pistolet de projection à arc électrique « Arc spray 234 » ayant servi à la projection de l'acier inoxydable 304L et de l'alliage Ni-l.....	38
Figure IV.3 : Technique de projection.....	38
Figure IV.4 : Forme et dimensions d'une éprouvette de traction.....	41
Figure IV.5 : Découpage des médailles revêtues.....	42
Figure IV.6 : Découpage des éprouvettes de traction revêtues.....	42
Figure IV.7 : Interaction électron/matière: les différents signaux produits.....	44
Figure V.1 : Micrographie optique du métal de base $G \times 500$	46
Figure V.2 : Micrographie optique des interfaces ; <u>MB-Inox</u>	47

Figure V.3 : Micrographie optique des interfaces ; <u>MB-NiAl-Inox</u> (avec préchauffage).....	47
Figure V.4 : Micrographie optique des interfaces : (a) <u>MB-NiAl-Inox</u> ; (b) <u>MB-NiAl</u> ;(c) <u>NiAl-Inox</u>	48
Figure V.5 : Micrographie au MEB des interfaces ; <u>MB-NiAl-Inox</u>	48
Figure V.6 : Profil des différents éléments dans les différentes zones de métallisation (Analyse EDX).....	49
Figure V.7 : Filiation de micro dureté à travers le <u>métal de base-couche d'inox</u>	50
Figure V.8 : Filiation de micro-dureté à travers le <u>métal de base-couche de NiAl-</u> <u>couche d'inox</u>	50
Figure V.9 : Micrographie optique du métal de base.....	51
Figure V.10 : Micrographie optique des interfaces : a) <u>MB-Inox</u> ; b) <u>MB-Beurrage au Ni-Inox</u>	52
Figure V.11 : Micrographie au MEB des interfaces ; <u>MB-Beurrage au Ni-Inox</u>	53
Figure V.12 : Profil des différents éléments dans les différentes zones de soudage (Analyse EDX).....	53
Figure V.13 : Micrographie optique du métal de base.....	54
Figure V.14 : Micrographie optique des interfaces : a) <u>MB-Inox</u> ; b) <u>MB-NiAl-Inox</u> (métallisation).....	55
Figure V.15 : Micrographie optique des interfaces ; <u>MB-Inox</u> (Métallisation).....	56
Figure V.16 : Micrographie au MEB des interface ; <u>MB-Inox</u> (Métallisation).....	56
Figure V.17 : Profil des différents éléments dans les différentes zones de métallisation (Analyse EDX).....	57
Figure V.18 : Micrographie optique du métal de base.....	57
Figure V.19 : Micrographie optique des interfaces : a) <u>MB-Inox</u> ; b) <u>MB-Beurrage au Ni-Inox</u>	58
Figure V.20 : Filiation de micro-dureté à travers le <u>métal de base-couche d'inox</u>	59
Figure V.21 : Filiation de micro-dureté à travers le <u>métal de base-</u> <u>couche de beurrage -couche d'inox</u>	59
Figure V.22 : Micrographie au MEB des interfaces : a) <u>MB-Inox</u> ; b) <u>MB-Beurrage au Ni-inox</u>	60
Figure V.23 : Profil des différents éléments dans les différentes zones de soudage sans couche de beurrage (Analyse EDX).....	61
Figure V.24 : Profil des différents éléments dans les différentes zones de soudage avec couche de beurrage (Analyse EDX).....	61
Figure V.25 : Courbe de traction d'une éprouvette rechargée par métallisation.....	63

Figure V.26 : Courbe de traction d'une éprouvette rechargée par soudage.....	63
Figure V.27 : Variation de l'allongement de différentes éprouvettes rechargées.....	65
Figure V.28 : Variation de la résistance à la rupture de différentes éprouvettes rechargées.....	65
Figure A.1 : Micrographie optique du métal de base.....	70
Figure A.2 : Micrographie optique du métal de base $G \times 200$	70
Figure A.3 : Micrographie optique des interfaces ; <u>MB-NiAl-Inox</u> $G \times 200$	71
Figure A.4 : Micrographie optique du métal de base.....	71
Figure A.5 : Micrographie optique des interfaces ; <u>MB-Inox</u>	72
Figure A.6 : Micrographie optique des interfaces ; <u>MB-Beurrage au Ni-Inox</u>	72
Figure A.7 : Micrographie optique des interfaces ; <u>MB-Beurrage au Ni -Inox</u>	73
Figure C.1 : Courbe de traction d'une éprouvette rechargée par métallisation (couche d'accrochage+acier inox).....	75
Figure C.2 : Courbe de traction d'une éprouvette rechargée par métallisation (acier inoxydable).....	76
Figure C.3 : Courbe de traction d'une éprouvette rechargée par soudage (beurrage+acier inox).....	76
Figure C.4 : Courbe de traction d'une éprouvette rechargée par soudage (acier inoxydable).....	77

Liste des tableaux

Tableau I.1 : Propriétés mécaniques et structures des fontes GS normalisées.....	09
Tableau II.1 : Les caractéristiques particulières des procédés de projection thermique....	21
Tableau IV.1 : Composition chimique de la fonte grise GSC et la fonte.....	36
Tableau IV.2 : Composition chimique de l'acier inoxydable 304L.....	37
Tableau IV.3 : Conditions de projection thermique.....	38
Tableau IV.4 : La composition chimique et quelques propriétés mécaniques du matériau utilisé.....	39
Tableau IV.5 : Paramètres de soudage de l'alliage de nickel.....	39
Tableau IV.6 : Paramètres de soudage du revêtement de l'inox.....	40
Tableau V.1 : Pourcentage volumique des phases et des constituants existants dans la microstructure du métal de base.....	46
Tableau V.2 : La micro-dureté moyenne dans les différentes zones de métallisation...	50
Tableau V.3 : Pourcentage volumique des phases et des constituants existants dans la microstructure du métal de base.....	51
Tableau V.4 : Pourcentage volumique des phases et des constituants existants dans la microstructure du métal de base	55
Tableau V.5 : Pourcentage volumique des phases et des constituants existants dans la microstructure du métal de base.....	58
Tableau V.6 : La micro-dureté moyenne dans les différentes zones de rechargement par soudage.....	60
Tableau V.7 : Caractéristiques mécaniques de différentes éprouvettes lors de l'essai de traction.....	64
Tableau C.1 : Les valeurs de l'essai de dureté Brinell sur le métal de base.....	75
Tableau C.2 : Les valeurs de l'essai de dureté Brinell sur le métal de base.....	75

Liste des symboles

GSC: Graphite Sphéroïdal type C.
MB: Métal de Base.
EDX: Energy Dispersive X-ray.
ZAT: Zone Affectée Thermiquement.
ZL: Zone de Liaison.
ZF: Zone Fondue.
MEB : Microscope Electronique à Balayage.
HV: Micro-dureté Vickers.
HB: Dureté Brinell.
R_m: Résistance de rupture.
R_e: Limite élastique.
A%: Allongement
E: Module de Young
HVOF: High Velocity Oxygene Fuel.
HVAF: High Velocity Air Fuel.
TIG: Tungsten Inert Gas.
SMAW: Shielded Metal Arc Welding.
MIG: Metal Inert Gas.
MAG: Metal Active Gas
CFC: Cubique à Faces Centrées
CC: Cubique Centrée
HC: Hexagonale Compacte.
OK: Oscar Kjellberg.

INTRODUCTION GENERALE

Les impératifs techniques et économiques des industriels de tous les secteurs imposent la réduction des coûts et l'amélioration des performances pour faire face à ces exigences, de nombreux différents traitements de surface ont été mis au point et sont aujourd'hui utilisés industriellement. Parmi ceux-ci figurent les rechargements par métallisation et par soudage dont l'adhérence à leur substrat fait l'objet de ce travail.

Généralement économique et de mise en œuvre simple, le rechargement permet d'adapter les surfaces de pièces aux diverses sollicitations auxquelles elles sont exposées en cours d'exploitation.

Sur pièce usagée, le rechargement est utilisé pour reconstituer la forme initiale de cette pièce. L'utilisateur peut, à cette occasion, en profiter pour réaliser un dépôt avec des matériaux qui vont augmenter les caractéristiques de résistance en service des surfaces considérées (matériau plus dur pour surfaces frottantes, matériau plus noble pour surfaces corrodées), donc le rechargement redonne une nouvelle vie technique à la pièce. Sur pièce neuve, le rechargement peut être source d'économie, en ne mettant qu'aux seuls endroits nécessaires, le matériau adapté.

Dans ce mémoire, les études de rechargement d'une fonte grise à graphite sphéroïdal plus une fonte truitée par métallisation et par soudage sont présentées en deux parties.

La première partie met à la disposition du lecteur les éléments bibliographiques qui comprend quatre chapitres.

Un premier chapitre traite les différents types de fontes et leurs caractéristiques. Le deuxième chapitre s'attache à décrire le principe de métallisation et montre ses différents procédés. Le troisième chapitre aborde les différents procédés de soudage. Le quatrième chapitre comprend l'étude de la diffusion et de ses lois et mécanismes.

La deuxième partie concerne l'approche expérimentale de notre étude, comprend deux chapitres.

Le cinquième chapitre pour lequel nous présenterons les matériaux utilisés ainsi que les deux techniques expérimentales ayant servies au rechargement de nos éprouvettes, (métallisation, soudage). Nous présenterons aussi toutes les techniques d'observations métallographiques, et d'essais mécaniques (traction, micro-dureté). Le sixième chapitre englobe les résultats obtenus avec les interprétations correspondants.

On termine ce travail par une conclusion générale où nous reprenons les points essentiels de notre étude.

CHAPITRE I

LES FONTES

I.1. Définition :

Une fonte est un alliage métallique dont l'élément essentiel est le fer, et dont la teneur en carbone est supérieure à 2%. Il est à noter que la présence de fortes teneurs en éléments carburigènes peut modifier cette limite de la teneur en carbone. Dans la pratique les pourcentages de carbone se situent le plus souvent entre 3 et 4% [1, 2].

I.2. Modes d'obtention:

- a) **Fonte de première fusion** : c'est la fonte de base qui est obtenue directement par le traitement du minerai. Le déroulement des opérations est le suivant :
- Extraction du minerai de fer ;
 - Concassage, broyage ;
 - Enrichissement pour éliminer le plus possible la gangue par des ajouts réducteurs comme le coke ;
 - Agglomération pour en faire des blocs ;
 - Réduction de ce minerai dans un haut fourneau pour obtenir de la fonte de première fusion, dont une partie sera affinée pour mouler des pièces en fonte [1].
- b) **Fonte de composition chimique définie** : cette fonte peut être élaborée dans plusieurs sortes d'appareils, les cubilots qui sont les plus utilisés, les fours électriques, les fours à arcs ou à induction [1].
- c) **Fonte de seconde fusion** : elle est obtenue par refusions des gueuses de première fusion, affinage et dosage en fonction de la nuance voulue. Il faut remarquer que la plupart du temps on rajoute à ces gueuses des retours de fonderie [1].
- d) **Fonte synthétique** : elle est obtenue par fusion d'une charge permettant de réaliser une synthèse chimique de tous les éléments simples qui constituent la fonte. Le fer est alors apporté par des riblons d'aciers non alliés, les éléments à introduire, par des ferro-alliages correspondants. Pour le carbone, on ajoute du ferromanganèse carburé, ou du graphite [1].

I.3. Types de carbone en présence dans les fontes :

- a) **Carbone total (Ct)** : quantité totale de carbone contenue dans la fonte, sous quelque forme qu'il soit. Ces quantités s'expriment presque toujours sous forme de pourcentage en poids [1].

$$Ct = C \text{ lié} + C \text{ graphitique} = C \text{ lié (dans Fe}_3\text{C)} + 0,3(Si+P) \quad (I.1)$$

- b) **Carbone graphitique (Cgr)** : pourcentage de carbone pur cristallisé dans le système hexagonal, on en parle seulement lorsque la totalité du carbure ne se présente pas sous cette forme dans la fonte. C'est un constituant très tendre et très friable n'ayant aucune cohésion [1, 3].

$$C \text{ graphitique} = 0,3(Si+P) \quad (I.2)$$

c) **Carbone équivalent (Ceq)** : on le calcule en utilisant la formule suivante :

$$CE(\text{wt}\%) = C + \frac{Si + P}{3} \quad (\text{I.3})$$

I.4. Alliage Fer-Carbone :

Le carbone favorise la formation de l'austénite. Sa solubilité maximale dans l'austénite à la température du palier eutectique ($\sim 1150\text{ }^{\circ}\text{C}$) est de 2.1%, elle est de 0.04% à la température du palier eutectoïde (727°C) et de 0.15% dans la ferrite δ à la température du palier péritectique (Figure I.1).

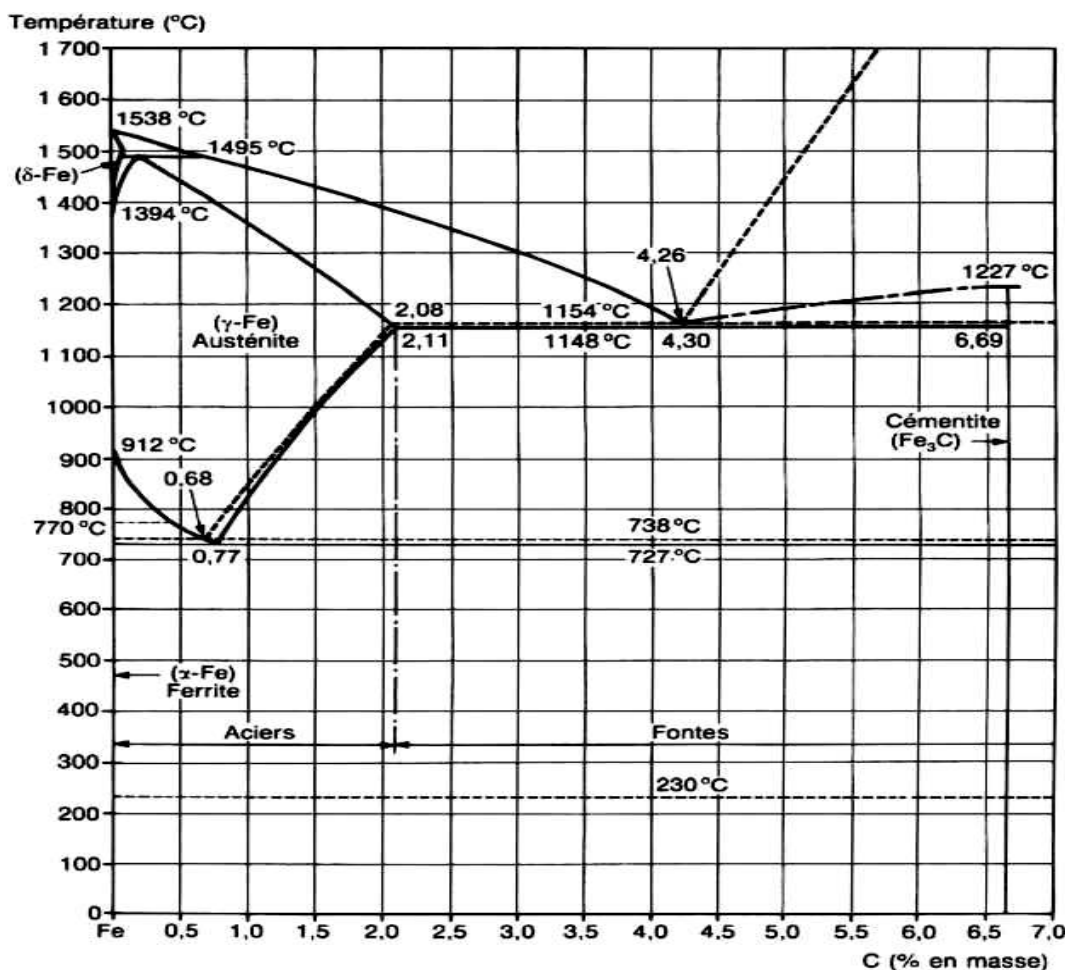


Figure I.1 : Diagramme d'équilibre binaire Fe-C [4].

I.5. Influence des principaux éléments présents dans les fontes :

a) **Carbone** : on le trouve sous forme de graphite et combiné au fer. On a remarqué que l'augmentation du carbone graphitique se fait plus rapidement que celle du carbone total. C'est pour cette raison que l'on peut dire que le carbone est un élément graphitisant, et aussi augmente la résistivité des fontes [5].

- b) **Chrome** : c'est un élément très durcissant et carburigène. Il affine la perlite, améliorant ainsi les caractéristiques mécaniques [5].
- c) **Cuivre** : élément soluble dans le fer jusqu'à 1,5%. C'est un graphitisant, 1% de cuivre équivaut à 0,3% de silicium. Il stabilise le graphite et affine la perlite.
- d) **Étain** : cet élément est intéressant dans les pièces courantes de fonderie, lorsque l'on veut obtenir une matrice perlitique. Ainsi avec 0,1% de Sn seulement, on transforme une matrice ferrito-perlitique en une matrice perlitique.
- e) **Manganèse** : il est maintenu à une teneur suffisante pour neutraliser le soufre en formant du sulfure de manganèse (MnS). Cette teneur minimale est fixée à :

$$\text{Mn} = 1,7 \% \text{S} + 0,3 \quad (\text{I.4})$$

Au dessus de cette proportion, il agit comme un faible stabilisant des carbures. En outre il affine la perlite et de ce fait élevé la résistance à la traction. Sa teneur dans les fontes grises est généralement de 0,5 à 0,8% [5].

- f) **Molybdène** : élément carburigène, il favorise la formation de structure aciculaire et affine celle –ci. On l'associe souvent au nickel et au chrome par addition de 0,3 à 1%. On peut en trouver également jusqu'à 10% dans les fontes blanches [5].
- g) **Nickel** : soluble dans le fer, il n'est pas carburigène. C'est un élément graphitisant, trois fois moins énergétique que le silicium. Il affine la structure et plus on en ajoute, plus il modifie celle-ci qui passe de perlite en martensite, puis en austénite [5].
- h) **Phosphore** : sa teneur varie en pratique de 0,05 à 1,5%. A partir d'une teneur de 0,1% environ, il forme un eutectique Fe-Fe₃C-Fe₃P fondant à 983°C. Cet eutectique phosphoreux ou steadite, crée des difficultés d'usinage et peut engendrer des porosités. Cependant le phosphore améliore beaucoup la fluidité et la coulabilité des fontes, tant que la composition n'est pas hypereutectique. Pour cette raison on emploie des fontes phosphoreuses de 0,7 à 1,2% de phosphore pour la fabrication des pièces à parois minces [5].
- i) **Silicium** : c'est un graphitisant puissant, il déplace les points de transformation vers la gauche. Pour 2% de silicium, l'eutectique se trouve à 3,9% au lieu de 4,3% de carbone, et l'eutectoïde à 0,6% de carbone au lieu de 0,8% de carbone. Il augmente également la température eutectique. Ces deux actions combinées font diminuer l'intervalle de solidification pour une teneur en carbone donné, d'où une meilleure fluidité. On en trouve généralement de 1% à 3%.
- j) **Soufre** : c'est un élément nuisible qui diminue la coulabilité. Il stabilise les carbures et rend la fonte dure, fragile et poreuse. On combat son effet par une addition de manganèse [5].

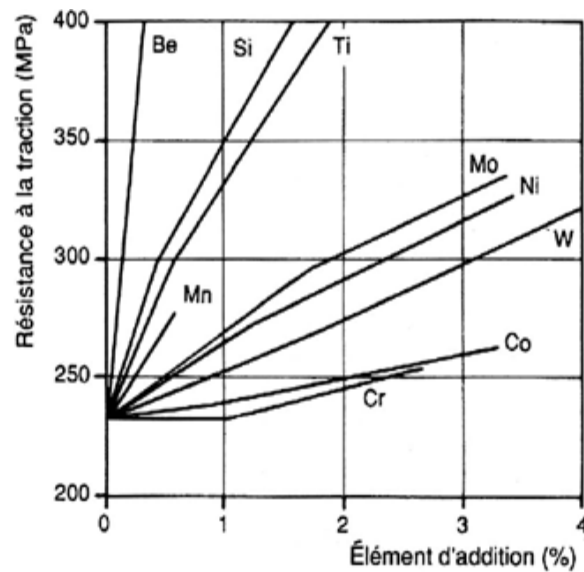


Figure I.2 : Effet de quelques éléments d'addition sur la résistance à la traction de la ferrite [5].

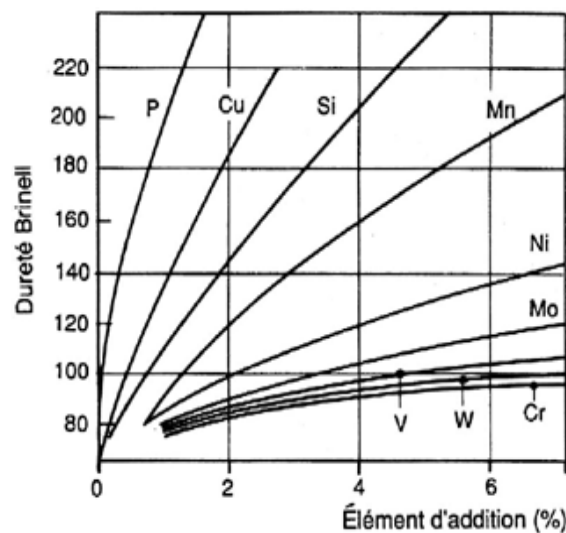


Figure I.3 : Effet des éléments d'addition sur la dureté de la ferrite [5].

I.6. Divers sortes de fontes:

I.6.1. Fonte grise :

Dans cette fonte, la plupart du carbone se trouve sous forme de lamelles de graphite, formées par la solidification suivant le diagramme fer-graphite. Ce graphite donne aux fontes une cassure d'aspect gris, d'où leur nom de fonte grise.

La structure graphitique du carbone est obtenue par un refroidissement très lent de la fonte, ou l'ajout de composants graphitisants comme le silicium [5].

I.6.1.1. Structure :

- a) **Graphite** : dans l'espace, les particules de graphite se présentent comme des feuilles au profil plus ou moins tourmenté. Au microscope, elles apparaissent alors sous forme de bâtonnets aux extrémités effilées. Leur longueur peut atteindre le millimètre [5].
- b) **Matrice** : comme dans les aciers, la matrice à l'état brut de coulée est composée de ferrite, perlite, ou d'un mélange des deux. On y trouve en plus des cristaux d'eutectique phosphoreux lorsque celui-ci dépasse 0,1% environ. Elle peut également contenir des carbures, lorsque la vitesse de refroidissement est importante ou lorsqu'elle contient des éléments carburigènes [5].
- c) **Ferrite** : elle est plus dure que celle des aciers en raison de sa teneur en silicium plus élevée. La tendance à sa formation croît avec la quantité de carbone équivalent et celles des éléments graphitisants, mais elle diminue avec la vitesse de refroidissement, (figure I.4) [5].
- d) **Perlite** : sa dureté croît avec la finesse de ses lamelles, sa qualité et sa finesse dépendent de la composition chimique de la fonte et augmentent avec la vitesse de refroidissement, comme c'est décrit dans la figure I.5 [5].

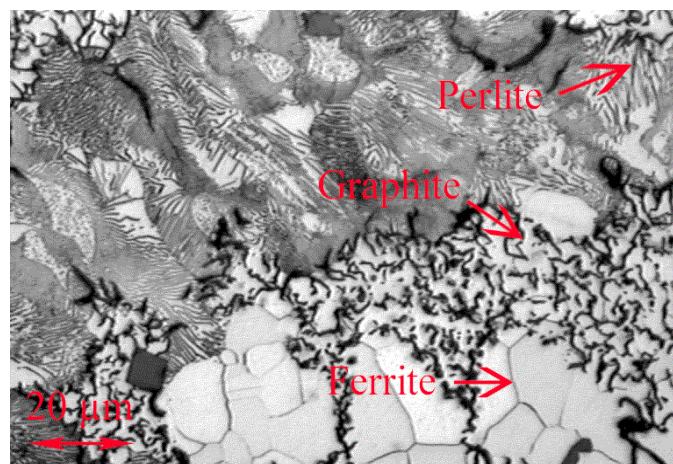


Figure I.4 : Structure ferrito-perlitique d'une fonte grise [6].

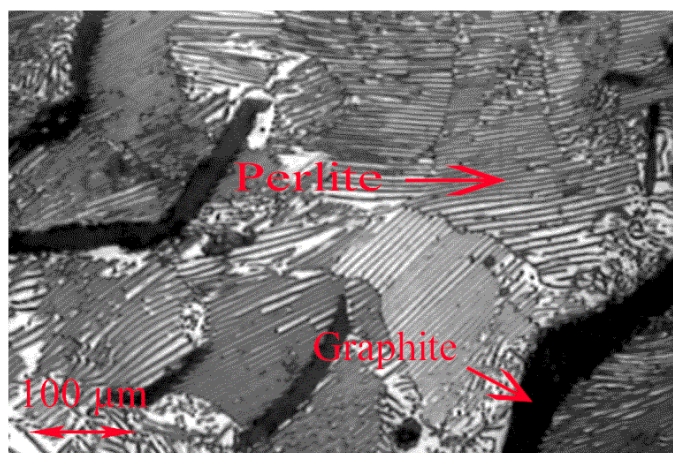


Figure I.5 : Structure perlitique d'une fonte grise [6].

I.6.1.2. Influence du graphite :

Si les lamelles de graphite n'ont que très peu d'influence sur la résistance à la compression, par contre il diminue considérablement la résistance à la traction de la matrice. D'une part car il diminue la section efficace, d'autre part car les lamelles du fait de leur forme créent un effet d'entaille. De ce fait lorsqu'un acier et une fonte présentent une dureté identique, la résistance à la traction de la fonte est beaucoup plus faible que celle de l'acier [6].

I.6.1.3. Influence de la structure de la matrice :

L'influence des différents constituants est identique à celle qu'ils auraient dans un acier, mis à part la dureté de la ferrite qui est plus importante que dans le cas d'un acier (effet durcissant du silicium) [7].

I.6.1.4. Influence de l'épaisseur :

Les caractéristiques mécaniques dépendent beaucoup de l'épaisseur des pièces, car celle-ci fait varier la vitesse de refroidissement qui elle-même a une grande influence sur la grosseur et la répartition du graphite ainsi que lorsque l'épaisseur des pièces diminue. La résistance et la fragilité augmentent, d'où la composition chimique de la fonte devra être adaptée aux épaisseurs des pièces pour obtenir les caractéristiques mécaniques voulues [7].

I.6.2. Fonte GL (Graphite Lamellaire) :

C'est la fonte grise la plus courante. Le graphite s'y trouve sous forme de lamelles. Les principales propriétés des fontes GL sont:

- Facilité d'usinage;
- Très bonne absorption des vibrations ;
- Stabilité dimensionnelle (réalisation de machine à outil silencieuse et stable géométriquement) ;
- Excellente coulabilité;
- Prix du métal peu élevé.

I.6.3. Fonte à graphite sphéroïdal (Fonte GS) :

Appelée aussi fonte ductile, elle est composée de 3.5 à 4% de carbone, obtenue par addition d'alliages spéciaux, le plus souvent à base de magnésium, dans le bain de fonte liquide, qui transforme le graphite en sphères ou de nodules. Elle offre, outre les atouts des fontes à graphite lamellaire [7], de nombreuses propriétés :

- Bonne coulabilité permettant l'obtention de formes complexes ;
- résistance à la traction comparable à celle des aciers mais qui s'usinent facilement, qui présentent des allongements qui peuvent dépasser les 20%, et qui ont une bonne capacité d'amortissement des vibrations ;
- Un module d'élasticité voisine de celle des aciers ;
- Bonne résistance aux chocs ;
- Bonnes propriétés de frottement ;
- Capacité de déformation avant rupture plus élevée que celle des fontes GL ;

- Une résistance à la rupture par traction ou par flexion deux à trois fois supérieure à celle des fontes GL ;
- Une limite de fatigue importante lors d'efforts cycliques.

Les avantages de ces fontes les destinent tout particulièrement aux pièces soumises à des conditions mécaniques très sévères, tel que les engrenages, les vilebrequins, les corps de pompes, les impulseurs, les collecteurs de surchauffe, les matrices d'emboutissage, les corps de vanne, les plateaux de tours, les moyeux de roues, les cardans de transmissions, et les tuyaux de canalisations soumises à de très hautes pressions ou à des conditions d'exploitation très difficiles.

Cependant, lors de soudage de ces fontes et dans la zone thermiquement affectée, il peut y avoir, autour des nodules de graphite, début de fusion, suivi par la formation de lédeburite au refroidissement. Un refroidissement rapide empêche cette formation; s'il a fait apparaître de la martensite, celle-ci est plus facilement éliminée par revenu de la cémentite, et de la lédeburite [3, 7].

Leur différentes propriétés et caractéristiques mécaniques sont définies par la norme NF A32-201 [2].

I.6.3.1. Elaboration :

La fonte de base destinée à la transformation en GS peut être élaborée dans l'un des quelconques fours généralement utilisés en fonderie. Elle peut avoir une composition chimique variable, mais une très faible teneur en soufre, généralement inférieure à 0.02% [7].

I.6.3.2. Désignation normalisée :

La fonte à graphite sphéroïdal est désignée par le symbole FGS suivi de deux nombres.

1. Le premier représentant la valeur minimale de la résistance à la traction en (N/mm) ;
2. Le deuxième représente la valeur minimale de l'allongement pour cent [6].

I.6.3.3. La famille des fontes GS :

La structure dépend des éléments d'addition et de la vitesse de refroidissement, ces paramètres dépendent fortement de l'épaisseur des pièces. Cette structure influence fortement les caractéristiques mécaniques [6].

On distingue:

- La fonte à matrice ferritique ;
- La fonte à matrice perlitique ;
- La fonte à matrice austénitique ;
- La fonte à matrice bainitique ;
- La fonte à matrice martensitique.

I.6.3.4. Caractéristiques mécaniques :

Par référence à la norme, la qualité des fontes GS est définie par ses caractéristiques mécaniques déterminées sur des éprouvettes usinées à partir d'un bloc échantillon coulé à part. Les formes et dimensions de ces blocs sont parfaitement définies par la norme. Le tableau I.1 ci-dessous résume ces caractéristiques [6].

Qualité	Caractéristiques Mécaniques Minimales			Constituant prédominant de la structure	Dureté Brinell HB
	R _m (N/mm ²)	R _e (N/mm ²)	A%		
FGS 800-2	800	480	2	Perlite	248-352
FGS 700-2	700	420	2	Perlite	229-302
FGS 600-3	600	370	3	perlite	192-269
FGS 500-7	500	320	7	ferrite-perlite	170-241
FGS 400-12	400	250	12	ferrite	<=201
FGS 370-17	370	230	17	ferrite	<=179

Tableau I.1 : Propriétés mécaniques et structures des fontes GS normalisées [6].

I.6.4. Fonte truitée :

La fonte truitée est celle dont la plus grande partie du carbone (> 0,8 %), se trouve sous forme de Fe₃C, et dont la structure est composée de: lédéburite + perlite + graphite lamellaire [8].

I.6.5. Fonte blanche :

Les fontes blanches, ainsi nommées en raison de l'aspect de leur cassure, correspondent à un alliage fer-carbone se refroidissant suivant le diagramme à cémentite. Les principaux facteurs favorisant l'obtention de ces fontes sont : l'abaissement de la température de coulée et refroidissement rapide, teneurs en carbone et silicium relativement faibles, teneur en manganèse élevée [3].

Les constituants de la fonte blanche sont ceux d'un acier hypereutectoïde, soit cémentite et perlite, d'où on distingue deux types de fonte qui sont :

- Fontes hypoeutectiques : lédéburite + perlite + cémentite proeutectoïde ;
- Fontes hypereutectiques : lédéburite + cémentite primaire.

I.6.6. Fonte malléable :

Elle est élaborée en soumettant la fonte blanche à un recuit prolongé aux environs de 900 °C. De ce fait, la fonte blanche dure et fragile se transforme en fonte grise douce et ductile ayant des valeurs d'allongements élevés. La cémentite se dissocie en ferrite et en petites plages isolées de graphite. Cette structure ne pouvant être conservée aux températures usuelles de soudage, la fonte malléable est de préférence soudobrasée [8].

Il existe deux catégories de la fonte malléable normalisée :

1. fonte malléable à cœur blanc ;
2. fonte malléable à cœur noir.

L'intérêt des fontes malléables est que tout en gardant de bonnes propriétés de coulabilité des fontes, ces matériaux ont des caractéristiques mécaniques se rapprochant de l'acier.

I.6.7. Fonte alliée :

Les fontes peuvent être alliées en particulier au nickel, au chrome et au molybdène. Le nickel affine le grain et améliore la résistance mécanique et la tenue à la corrosion. Le chrome crée, comme sur l'acier, un film résistant à la chaleur et à la corrosion. Le molybdène, jusqu'à environ 1 %, utilisé conjointement avec le nickel, améliore le dureté et la résistance à l'usure.

Il existe au total de très nombreux types de fontes alliées, avec des teneurs en éléments très diverses, qui leur confèrent des propriétés analogues dans certains cas à celles des aciers ordinaires [8].

I.7. Principales utilisations :

- La fonte est utilisée pour tout type de pièces mécaniques. Pour leur majorité, les pièces sont obtenues par coulée du métal liquide dans des moules en sable siliceux ;
- La fonte, et particulièrement la fonte FGS, est très utilisée par l'industrie automobile pour la fabrication, par moulage puis usinage partiel, des blocs moteur, des disques de freins, des tambours de freins ou encore des volants moteurs, organes de suspension, arbre à came, vilebrequin...etc ;
- La fonte FGL est utilisée pour la fabrication de contrepoids (chariot élévateur), pour la réalisation d'éléments de chauffage, particulièrement ceux de haut de gamme ;
- La fonte FGL est incontournable pour la réalisation des plaques de cheminée et d'inserts de cheminée;
- La fonte FGS est particulièrement utilisée en éléments de voirie comme les grilles et regards d'assainissement (grille d'égout) ;
- Les Fontes FGS et FGL sont utilisées pour la réalisation de mobiliers urbains comme les bancs et les rambardes ouvragées (Bouches de métro Guimard), et en ornementation de bâtiments comme les appuis de fenêtre, les rosaces de portail, les pics de grille.
- La fonte FGL est utilisée pour la fabrication de conduites et de tuyaux. A l'exclusion, depuis quelques années, des conduites de gaz de ville car elle est trop cassante vis à vis des sollicitations du trafic des véhicules lourds et particulièrement lors de l'utilisation de rouleaux compresseurs à vibration par les travaux de voirie ;
- La fonte FGL est préférée pour la réalisation des bâtis de machines outil car elle a une très bonne capacité d'absorption des vibrations.

CHAPITRE II

LA METALLISATION

II.1. Définition :

Le procédé de métallisation consiste à recouvrir la surface du métal à protéger d'une couche parfois extrêmement mince d'un métal autoprotecteur. Ce revêtement devant être compact et adhérent, les surfaces à protéger sont préparées spécialement.

La nature du métal du revêtement dépend du milieu corrosif, tandis que le mode d'application est choisi en fonction de l'épaisseur à obtenir et du type d'objet à protéger [3].

Les principaux procédés de métallisation sont les suivants :

II.2. Procédés de métallisation :**II.2.1. Electrolyse:**

Les principaux métaux déposés sont le cuivre, le nickel, le chrome, l'étain, le zinc, le cadmium, l'argent. Le dépôt est parfois insuffisamment protecteur, il faut alors réaliser une sous couche, dépôt primaire qui favorise l'adhérence et l'opacité

La pièce à métalliser constitue la cathode, l'anode est généralement insoluble, le bain est une solution d'un composé du métal à déposer (sulfate ou cyanure de cuivre, sulfate de nickel, etc.) additionnée de substances de nature variable (gélatine,...) favorisant l'adhérence du dépôt [3].

II.2.2. Immersion dans un bain de métal :

La méthode consiste à immerger la pièce pendant un temps relativement court dans un bain de métal fondu, généralement on lui fait subir un essuyage à sa sortie du bain, qui diminue et égalise l'épaisseur du métal entraîné. On pratique ainsi surtout le zingage (ou galvanisation), l'étamage (fer blanc) et l'aluminage [3].

II.2.3. Diffusion:

De nombreux revêtements sont obtenus par diffusion d'un élément d'alliage à partir de la surface. Le procédé consiste à chauffer les pièces dans un four contenant le métal à diffuser jusqu'à une température critique, qui facilite l'opération de la diffusion, et cela à pour but de protéger les pièces contre l'oxydation et la corrosion [3].

II.2.4. Placage :

Les produits plaqués se présentent surtout sous forme de tôles constituant par une âme de métal recouverte sur une de ces faces (ou sur les deux) d'un alliage protecteur. Le produit obtenu possède d'excellentes propriétés mécaniques de l'âme, et la bonne résistance à la corrosion à la surface.

La fabrication s'effectue au cours d'un laminage à chaud, les deux plaques métalliques superposées sont laminées à chaud, ce qui réalise une excellente adhérence, telle que les opérations ultérieures de formage ne provoquent aucun décollement. La liaison entre les deux tôles est une soudure sans passage à l'état liquide, assurée par la diffusion thermique des éléments de part et d'autre du plan de joint [3].

II.2.5. Projection thermique :

II.2.5.1. Historique :

La projection thermique occupe une place considérable dans le monde des traitements de surface. Son apparition date de 1909 grâce à l'invention de l'ingénieur suisse **Schoop**, portant sur la projection de plomb fondu à l'aide d'un vaporisateur, puis de plomb en poudre à travers une flamme. Les premières applications industrielles sont apparues en 1914 dans le domaine militaire (projection d'étain sur la face arrière d'obus), dans celui de l'anticorrosion (dépôts d'Aluminium), ou encore en décoration (dépôts de bronze). Dès 1914 également des essais de projection par arc électrique furent réalisés [9, 10, 11].

Les techniques de projection thermiques se développent suivant trois axes [11] :

- L'augmentation de l'énergie cinétique des particules ;
- L'amélioration de la productivité de projection ;
- Le meilleur contrôle d'atmosphère de projection.

II.2.5.2. Principe de la projection thermique :

La projection thermique regroupe l'ensemble des procédés grâce auxquels un matériau d'apport est fondu ou porté à l'état plastique à l'aide d'une source de chaleur, puis est projeté sur la surface à revêtir sur laquelle il se solidifie [9].

La matière à déposer sous forme de poudre, de fil, de cordon ou de baguette est fondue totalement ou partiellement dans une source de chaleur (flamme, arc électrique, plasma) [9, 11]. Un gaz vecteur permet une pulvérisation de la matière, et le transport des gouttelettes ainsi formées jusqu'à la surface à revêtir (Figure II.1).

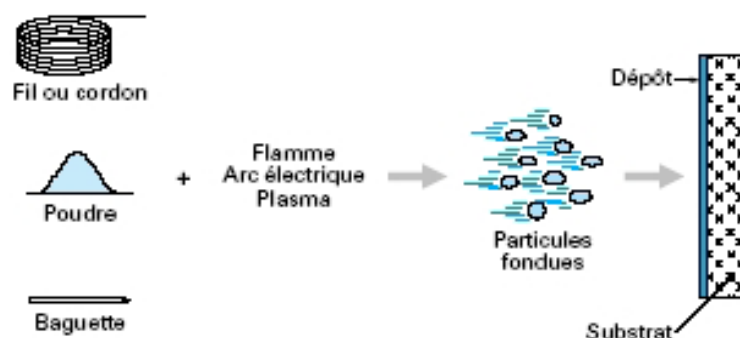


Figure II. 1 : Principe fondamental de la projection thermique [9].

Les dépôts formés par projection thermique sont obtenus par empilements successifs de gouttelettes de matériau fondu ou à l'état pâteux. La structure ainsi formée est de type lamellaire [9, 11], comme c'est décrit dans la figure II.2.

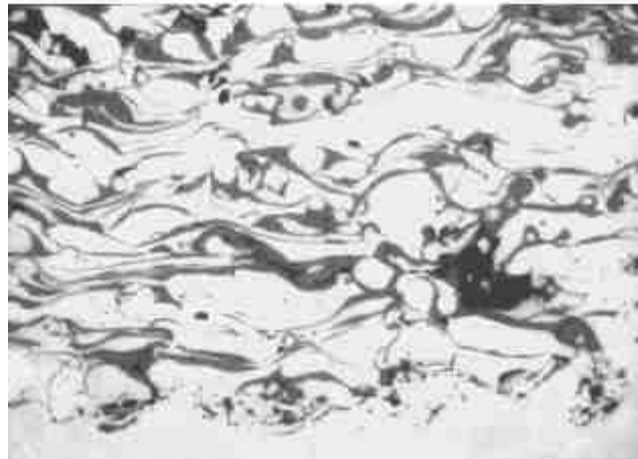


Figure II.2 : Microstructure d'un dépôt projeté thermiquement [9].

II.2.5.3. Procédés de la projection thermique :

II.2.5.3.1. Projection à flamme-poudre:

La projection flamme poudre est certainement le procédé le plus simple de tous les procédés de projection thermique. Il consiste à introduire une poudre à travers l'orifice central d'une buse-brûleur, la poudre fond et est entraînée par les gaz oxygène-carburant (généralement oxygène-acétylène ou oxygène-hydrogène) sur la pièce à revêtir. Ce système de projection est peu énergétique. Les revêtements réalisés par ce procédé contiennent un taux d'oxydes élevé ainsi qu'une forte porosité pouvant approcher 20%. La qualité des revêtements dépend aussi de la qualité des poudres. Le principe de fonctionnement d'un tel pistolet est illustré sur la figure suivante. L'utilisation de débit-litres pour contrôler les débits de gaz est un facteur important [10].

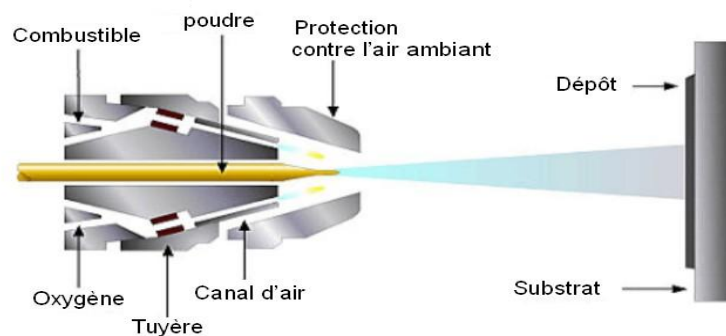


Figure II.3 : Schéma du procédé de projection par flamme [12].

II.2.5.3.2. Projection à flamme-fil:

Dans ce procédé, le matériau d'apport est sous forme de fil, de baguette ou de cordon. Il utilise les mêmes gaz que ceux utilisés en projection flamme-poudre (oxygène+gaz combustible) auxquels s'ajoute de l'air comprimé servant à l'atomisation de l'extrémité fondue des fils [9, 10].

Les épaisseurs déposées peuvent aller de quelques dixièmes de millimètre à quelques millimètres.

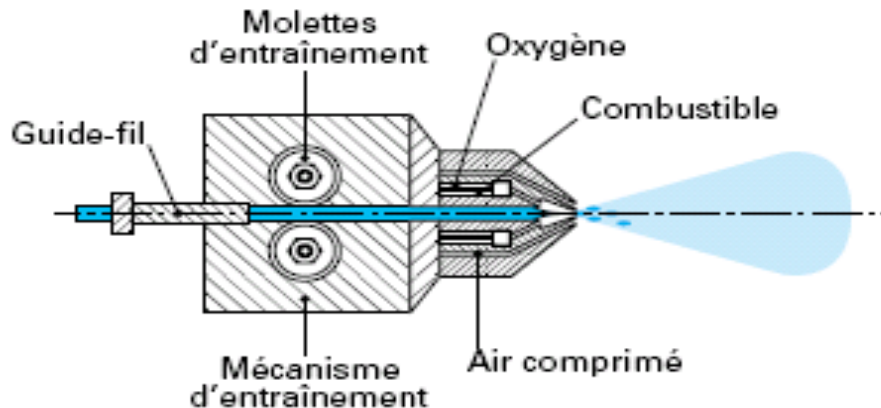


Figure II.4 : Principe de fonctionnement d'un pistolet flamme fil [9].

II.2.5.3.3. La projection plasma :

Dans la projection plasma, le matériau à déposer est introduit, au moyen d'un plasma thermique créé par l'ionisation partielle d'un gaz plasmagène, dans le jet d'une torche à plasma sous forme de grains de poudre de 20 à 100 μm de diamètre [11, 13].

Les torches conventionnelles utilisées en projection plasma sont constituées d'une cathode de tungstène en forme de tige et d'une anode concentrique de cuivre qui assure également le rôle de tuyère. Le gaz plasmagène circule entre ces deux composants [13, 14].

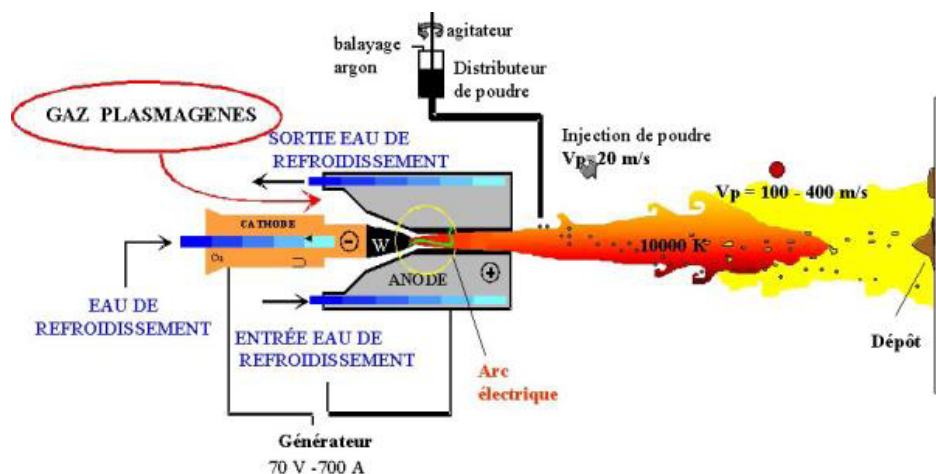


Figure II.5 : Principe de la projection par plasma à l'air [13].

Le dispositif de projection est installé dans une enceinte dans laquelle on pratique une forte dépression (à environ $P = 0,05$ bar). Ceci permet d'éviter l'oxydation des particules projetées, d'augmenter la vitesse des gaz dans le jet de plasma et d'allonger la flamme qui augmente la vitesse d'impact des particules fondues et, par voie de conséquence, diminue la porosité de la couche formée [10].

II.2.5.3.4. Projection à haute vitesse (HVOF) :

Cette variante des procédés flamme classiques réside dans la vitesse très élevée acquise par les particules projetées grâce aux importantes pressions régnant dans la chambre de combustion [9].

Deux procédés sont développés, leur différence tenant essentiellement à des critères d'ordre économique :

1. Le procédé HVOF: High Velocity Oxygen Fuel;
2. Le procédé HVAF : High Velocity Air Fuel.

La technique de la projection HVOF a été développée à la fin des années 1970 et début des années 1980. Le procédé HVOF utilise la combustion de deux gaz: d'une part, l'oxygène O_2 et d'autre part un gaz tel que le propane, propylène, tétrène ou hydrogène, (Figure II.6).

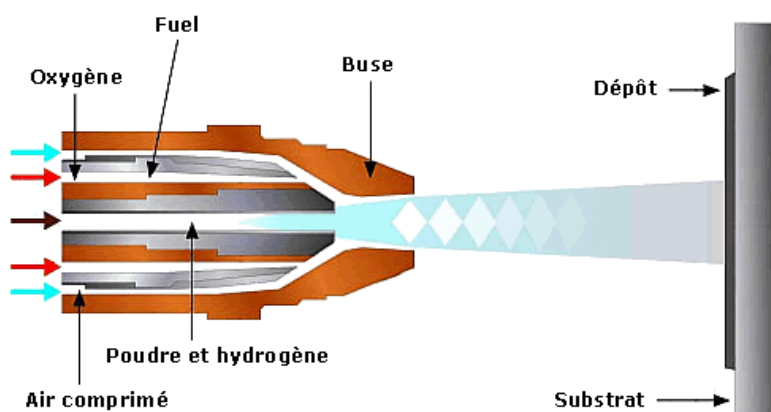


Figure II.6 : Schéma de principe de la projection thermique du système H.V.O.F [14].

Le procédé HVAF utilise quant à lui un mélange kérosène - air comprimé pour la combustion. Les gaz de combustion pénètrent dans la chambre de combustion puis sont éjectés du pistolet sous l'effet de la pression élevée (5 à 7 bar). La poudre est injectée à l'aide d'un gaz neutre dans la flamme [9].

II.2.5.3.5. Projection hypersonique à tir discontinu :

Cette technique de projection consiste à introduire le matériau d'apport (sous forme de poudre) dans un tube appelé canon à détonation (figure II.7), en même temps que le gaz de combustion (oxygène, acétylène). Ce mélange explose grâce à une étincelle, à la fréquence de huit allumages par seconde. La poudre est ainsi chauffée et éjectée à très grande vitesse (950

m/s) par l'onde de choc créée [9], le régime de projection est donc discontinu. Entre chaque tir, un balayage avec un gaz neutre est pratiqué.

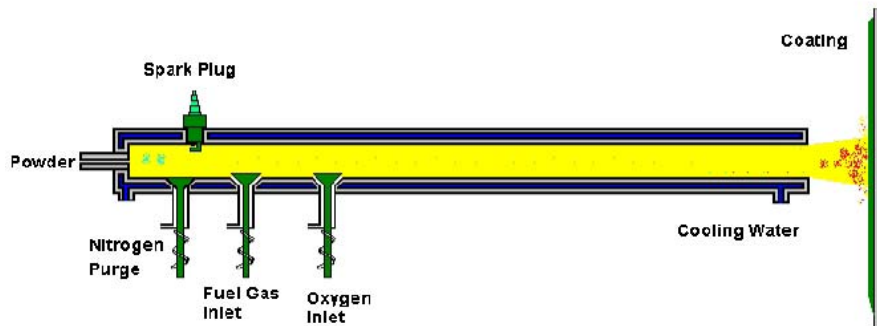


Figure II.7 : Principe du fonctionnement d'un canon à détonation [12].

II.2.5.3.6. Projection à l'arc électrique :

La projection à l'arc est une technique relativement économique qui compte de nombreuses applications industrielles. Elle est utilisée industriellement en Europe depuis 1945 [10, 11].

Le principe consiste à faire éclater un arc électrique entre deux fils ductiles consommables et à atomiser le matériau fondu par un jet de gaz comprimé (généralement de l'air) qui le projette sur le substrat. Les pistolets à arc électrique sont alimentés par des générateurs à courant continu avec des tensions d'arc comprises entre 25 et 40 V, pour des intensités de courant allant de 100 à 500 A. Ils sont essentiellement constitués de deux parties :

1. La première sert à l'entraînement des fils ;
2. La seconde assure la fusion et la projection du métal fondu.

Le pistolet est arrangé de sorte que les fils forment un petit angle entre eux et se réunissent à un point, permettant une atomisation axiale du jet. À l'intérieur du pistolet, les fils sont guidés par deux tubes permettant, d'une part, le positionnement du fil avant son entrée dans la zone de fusion et, d'autre part, la transmission du courant électrique aux fils [12moi]. Une buse située derrière le point d'intersection des fils, dirige un flux de gaz comprimé à grande vitesse sur l'extrémité des fils en fusion, et propulse le matériau atomisé sur le substrat [10].

La température de l'arc, d'environ 6000K dans l'air à pression ambiante, est largement au-dessus du point de fusion des matériaux projetés, ce qui peut entraîner une vaporisation relativement importante et un chauffage excessif des gouttelettes. Cependant, ce dernier peut aider à créer des zones d'interaction métallurgique dans le dépôt ou à l'interface dépôt substrat et des zones de diffusion améliorant, ainsi, sensiblement l'adhérence et la cohésion des dépôts [10].

La température atteinte et l'énergie cinétique élevée acquise par les particules grâce au jet d'air comprimé ($V = 250$ m/s) permettent des projections avec des caractéristiques de dépôts performantes [9].

- Porosité de 5 à 10 % ;
- Epaisseur des dépôts de 0,2 à 3 mm ;
- Force d'accrochage : 20 à 40 MPa ;
- Taux horaire de dépôt de 5 à 30 kg/h.

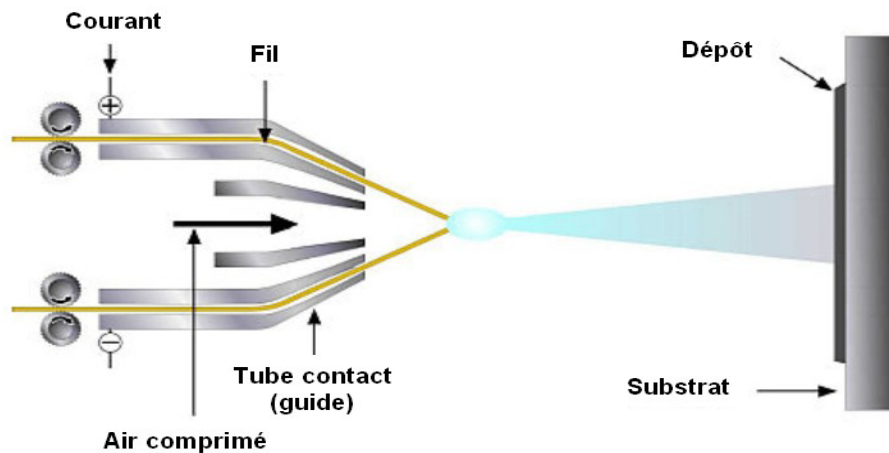


Figure II.8 : Schéma du dispositif de projection à l'arc électrique [12].

II.2.5.3.6.1. Les avantages et les inconvénients du procédé :

Les principaux avantages de ce procédé sont les suivants :

- Un procédé économique : la puissance électrique est de l'ordre de 5 à 10 kW et le gaz utilisé comme gaz d'atomisation est généralement de l'air comprimé ;
- Un taux de dépôt élevé : 5- 40 kg/h ;
- Un rendement énergétique important: 60 à 70 % de la puissance électrique fournie est utilisée pour fondre les fils ;
- Avec un fil plein le matériau projeté est complètement fondu ;
- Le pistolet à arc électrique est très maniable et léger (moins de 2Kg).

Les principaux inconvénients de la projection par arc électrique sont les suivants :

- Un jet de particules divergeant qui se traduit par une tache d'impact sur le substrat relativement large (25 à 50mm de diamètre à 100mm de la sortie de la torche) ;
- Des dépôts présentant une porosité (de l'ordre 10%) et une teneur en oxyde (jusqu'à 25%) relativement élevées par rapport aux dépôts obtenus avec les autres techniques de projection thermique ;
- Une perte des composants les plus volatils du fait de la température de l'extrémité des fils est au delà de la température de fusion ;
- Des fluctuations élevées de tension dues à une variation continue de la distance inter-électrode à cause de la différence de fusion entre le fil cathode et le fil anode, ce qui rend le procédé instable [10, 11].

II.2.5.3.6.2. Formation du dépôt :

La formation du dépôt est obtenue par l'impact, la déformation et la solidification rapide des particules sur le substrat. Le revêtement présente une structure lamellaire comportant éventuellement des oxydes, des micro-porosités, des fissurations inter et intra lamellaires, des zones de contact entre lamelles et avec le substrat plus ou moins parfaites [10].

La formation du dépôt présente deux étapes caractéristiques :

1. L'écrasement de chaque gouttelette ;
2. La formation d'une couche de matériau, résultant de la cinématique liée au processus (mouvements relatifs torche/pièce).

Les mécanismes d'étalement et de solidification des particules sont relativement complexes, car ils dépendent de l'énergie cinétique et thermique des gouttelettes, de leur viscosité et de leur mouillabilité vis à vis du substrat, de la nature et de l'état de surface du substrat ainsi que de sa température [10, 11].

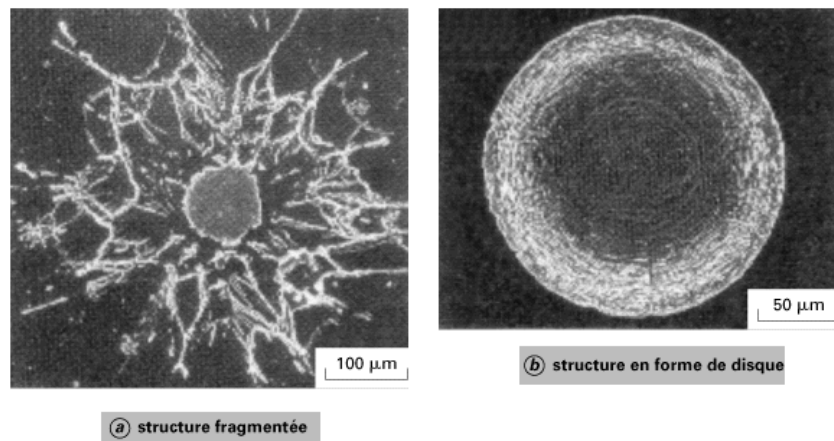


Figure II.9 : Mécanismes d'écrasement des particules [9].

Deux types de structures existent après impact :

1. Une structure « fragmentée », constituée d'un disque central de faible diamètre et de ramifications dirigées vers l'extérieur, et reliées ou non à celui-ci ;
2. Une structure en forme de disque, constituée à partir d'un écoulement continu et stable du liquide, allant du point d'impact de la particule vers la périphérie.

II.2.5.3.6.3. Caractéristiques générales des dépôts :

1. Microstructure :

Les espèces qui constituent les dépôts sont des particules dont les dimensions varient entre quelques dizaines et une centaine de micromètres. Ces particules entrent en contact avec un substrat à l'état liquide, partiellement liquide ou solide. La microstructure du dépôt résulte de la solidification et du frittage des particules projetées sur le substrat ou elles se déforment en grains lenticulaires (lamelles) [11].

Les caractéristiques de la microstructure dépendent, d'une part, des paramètres des particules à l'impact (vitesse, taille, état de fusion et état chimique) et d'autre part, des paramètres du substrat (matière, rugosité, état chimique de la surface et température).

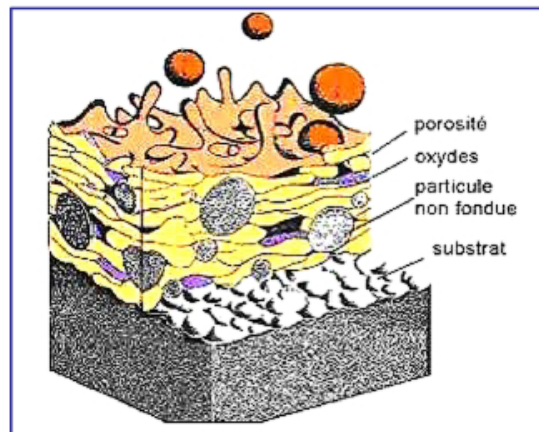


Figure II.10 : Coupe du dépôt projeté thermiquement [12].

2. Teneur en oxydes et porosité :

Fondamentalement, trois paramètres principaux, la vitesse, la température et la taille de particules, influencent la porosité et la teneur en oxydes des dépôts. La fraction d'oxydes dans le dépôt est inversement proportionnelle au diamètre et à la vitesse de particules et directement proportionnelle à la température de surface des particules.

L'augmentation de la température des particules se traduit par une diminution de leur viscosité et la rugosité du dépôt est réduite [10].

3. Adhérence et dureté :

Dans une grande majorité des cas, l'adhérence a un caractère mécanique. Elle est initiée par des particules liquides qui tombent sur les pics de la surface du substrat activée. Les particules se transforment en lamelles qui serrent les pics en se solidifiant. On appelle parfois ce mécanisme l'ancrage mécanique [15].

L'adhérence résulte aussi d'un des mécanismes d'interaction suivants :

- L'interaction physique par les forces de van der Waals,
- L'interaction métallurgique qui se réalise par :
 1. Diffusion réalisée par les lacunes présentes dans une lamelle en train de solidifier ;
 2. Réaction chimique entre une lamelle et un substrat.

L'énergie d'adhésion peut être définie comme la différence entre deux états. Celui où deux surfaces sont libres et celui pour lequel dépôt et substrat sont liés. L'énergie d'adhésion est donc la somme de toutes les interactions interatomiques physico-chimiques à l'interface. Elle s'écrit, selon Dupré [13] :

$$W_{\text{Adh}} = \gamma_D + \gamma_S + \gamma_{DS} \quad (\text{II.1})$$

avec γ_D et γ_S respectivement les énergies de surface du dépôt et du substrat
 γ_{DS} l'énergie d'interface.

Les essais utilisés pour déterminer l'adhésion des interfaces permettent de désolidariser dépôts et substrats. Les processus de décohésion mis en jeu lors de ces essais s'accompagnent de déformations plastiques au voisinage des zones endommagées dont l'énergie est prise en compte dans la mesure effectuée. Cela explique que les énergies mesurées sont toujours supérieures aux énergies d'adhésion et qu'elles dépendent du type d'essai utilisé. La grandeur mesurée se trouve être l'énergie d'adhérence G_C . Elle peut s'écrire :

$$G_C = w_{Adh} + U_{Plas} \quad (II.2)$$

avec U_{Plas} l'énergie consommée par déformation plastique du dépôt, du substrat et des autres corps intervenant dans l'essai d'adhérence [13].

La micro dureté est une propriété significative parce qu'elle donne une indication de la résistance à l'usure abrasive. Elle est affectée par la teneur en oxydes et la porosité du dépôt. Pour des dépôts d'acier, il a été observé qu'en utilisant l'air comme gaz d'atomisation, une teneur en oxydes plus élevée conduit à une dureté plus élevée, mais en utilisant de l'azote, une meilleure conservation du carbone permet aussi une augmentation de la dureté avec une teneur en oxyde limitée [10, 11]. L'augmentation de la porosité se traduit également par une diminution de la dureté moyenne du dépôt [10].

4. Contraintes résiduelles :

Les contraintes résiduelles dans les dépôts peuvent atteindre des valeurs qui dépassent la résistance du matériau, ce qui provoque la fissuration des dépôts [11]. Elles sont la somme des :

- Contraintes de trempe, qui résultent de la trempe d'une particule individuelle sur le substrat ou sur le dépôt ;
- Contraintes générées au cours d'un passage de la torche ;
- Contraintes thermiques générées lors du refroidissement jusqu'à la température ambiante ;
- Contraintes de transformation de phase ;
- Contraintes mécaniques générées en particulier par les particules qui ne sont pas complètement fondues.

II.2.5.3.6.4. Préparation du substrat :

Dans le cas de la projection thermique, l'état physico-chimique de la surface du substrat joue un rôle très important sur la structure des lamelles, la formation du dépôt et, par conséquent, son adhérence. Cette propriété est un critère de qualité important, car il est en effet inutile de réaliser un revêtement aux propriétés remarquables, si celui-ci n'adhère pas au substrat [10].

Les techniques de préparation de surface doivent permettre de nettoyer les matériaux et de modifier l'état géométrique de leur surface. La réalisation d'un dépôt par projection thermique impose de réaliser une série d'opérations indispensables dans un ordre bien établi:

- Un dégraissage qui consiste à la destruction et l'élimination de la plupart des impuretés (graisses, inclusions superficielles, etc.) généralement responsables de la mauvaise tenue des revêtements ;

- Un traitement mécanique appelé sablage ou grenaillage qui permet la création d'un état de surface rugueux. En effet, ce traitement permet aux particules en fusion ou à l'état pâteux de venir épouser les rugosités de la surface et réaliser ainsi un bon accrochage mécanique. Le grenaillage se fait généralement à l'aide de particules d'abrasifs, le plus souvent de l'alumine, entraînées par de l'air sous pression et dirigées sur le substrat [8, 9, 10].

II.2.5.3.7. Comparaison des procédés :

Le tableau ci-dessous récapitule les caractéristiques particulières à chaque procédé de projection, sachant que le choix doit se faire en tenant compte du résultat à obtenir et des paramètres énoncés.

Caractéristiques	Flamme poudre	Flamme fil-cordon	Arc électrique	Plasma ASP*	HVOF	Canon à détonation
Source de chaleur	Flamme	Flamme	Arc électrique	Plasma	Flamme	Flamme
Température de la source chaude (°C)	3000	3000	6000	12000	3000	3000
Vitesse d'écoulement (m/s)	80 - 100	100 - 300	200 - 300	300 - 1200	400 - 2000	900 - 2000
Transport des particules	Gaz flamme	Air comprimé	Air comprimé	Gaz flamme	Gaz flamme	Gaz flamme
Vitesse des particules (m/s)	40	150	150	200	700	950
Forme du produit d'apport	Poudre	Fil-cordon	Fil	Poudre	Poudre	Poudre
Taux horaire de dépôt (kg/h)	1 à 3	1 à 20	5 à 30	1 à 4	3 à 5	3 à 5
Taux d'oxyde (%)	6 - 12	4 - 8	1 - 10	1 - 5	0,5 - 2	0,1 - 0,5
Rendement moyen* (%)	50	70	80	70	70	70
Force d'adhérence (MPa)	20 à 40	20 à 40	40	30 à 70	50 à 80	50 à 80
Taux de porosité (%)	10 à 20	10 à 20	8 à 15	1 à 10	0,5 à 2	0,5 à 2
Epaisseur déposée (mm)	0,1 à 1,5	0,1 à 1,5	0,2 à 3	0,05 à 1,5	0,05 à 1	0,05 à 1
Exemples de matériaux d'apport	Métaux Cermets Céramiques	Métaux Cermets Céramiques	Métaux Fils fourrés	Métaux Alliages Céramiques	Métaux Alliages Cermets	Cermets Céramiques

ASP = Air Plasma Spraying, (projection dans l'air ambiant).
 * Rendement moyen = Pourcentage du matériau d'apport projeté qui adhère au substrat.

Tableau II.1 : Les caractéristiques particulières des procédés de projection thermique [9].

CHAPITRE III

LE SOUDAGE

III.1. Définition :

Le soudage est un procédé d'assemblage qui a pour but de créer une continuité physique entre deux éléments métalliques de telle sorte que l'ensemble ainsi réalisé satisfasse en tout point aux exigences relatives à ses propriétés. Il est utilisé aussi pour la réparation des pièces par revêtement métallique (rechargement par soudage) [16].

Le soudage est un procédé qui assure la continuité de matière, contrairement à d'autres techniques d'assemblage des métaux, qu'elles soient mécaniques, comme le rivetage et le boulonnage, ou chimiques, tel que le collage [8].

III.2. Les procédés de soudage :

La continuité physique peut être obtenue en faisant ou en ne faisant pas intervenir la fusion des métaux à assembler, c'est ainsi que l'on pourra distinguer [17] :

- Le soudage sans fusion mais avec diffusion à l'état solide, avec les procédés de soudage par explosion et par pression.
- Le soudage sans fusion apparente, mais avec une fusion localisée (ou seulement un début très limité de fusion), avec les procédés de soudage par points, par induction ou par friction.
- Le soudage avec fusion obtenu par tous les procédés de soudage aux gaz, à l'arc, par faisceau d'électrons, par laser, qui sont ceux utilisés dans la très grande majorité des cas d'application industrielle, de telle sorte que pratiquement, on réalise surtout les soudures par fusion.

III.2.1. Le soudage au gaz (au chalumeau) :

C'est un procédé de soudure par fusion où la chaleur de soudure est produite par la combustion de gaz. La composition oxygène-acétylène (oxyacétylénique) est aujourd'hui presque exclusivement employée. L'emploi de flux décapants permet de combattre l'oxydation en cours de soudage. Ce procédé se subdivise comme suit :

- Sans flamme auxiliaire ;
- Avec flamme auxiliaire réductrice.

La flamme oxyacétylénique résultant de la combustion d'un volume d'acétylène (gaz combustible) pour deux volumes et demi d'oxygène (comburant) [17].

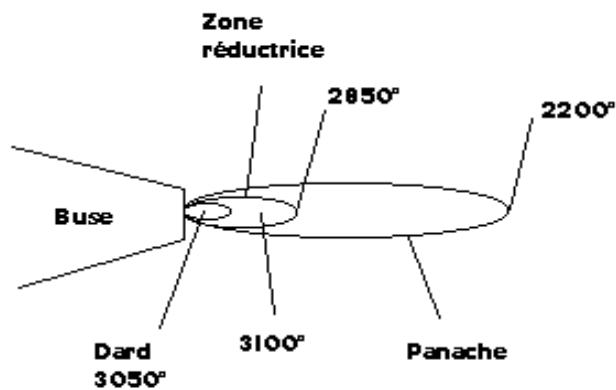


Figure III.1: Les zones de la flamme du soudage [18].

On notera qu'une trop forte proportion d'oxygène entraîne une chaleur plus importante mais le risque d'oxydation augmente.

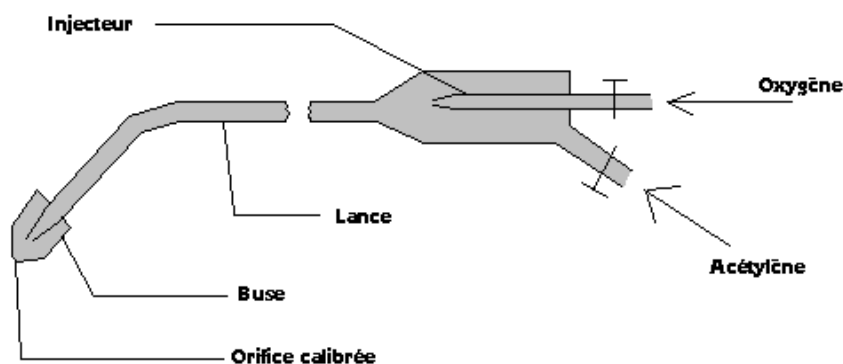


Figure III.2 : Schéma d'un chalumeau soudeur [18].

III.2.2. Le soudage à l'arc :

C'est un procédé de soudure par fusion où la chaleur est produite par un arc électrique, formé entre le métal de base et l'électrode, ou entre deux ou plusieurs électrodes. Le contact puis le léger éloignement de l'électrode par rapport aux pièces provoque l'arc électrique. L'électrode est constituée d'un métal dont les caractéristiques mécaniques, chimiques et physiques sont très proches du métal des deux pièces à souder [17, 18, 19].

Les principaux procédés de soudage à l'arc sont :

- Le soudage à l'électrode réfractaire TIG ;
- Le soudage à l'arc avec électrode enrobée ;
- Le soudage automatique sous flux électro-conducteur solide ;
- Le soudage semi-automatique sous protection gazeuse (MIG ou MAG) ;
- Le soudage au plasma.

III.2.2.1. Soudage à l'électrode réfractaire TIG :

Le soudage TIG (Tungsten Inert Gaz), également appelé GTAW (Gaz Tungsten Arc Welding) aux Etats-Unis, est un procédé de soudage dit « par fusion ». Le principe du TIG est de créer un arc électrique entre une électrode réfractaire (c'est-à-dire non fusible) en tungstène et la pièce à souder.

L'électrode et le bain fondu sont protégés contre l'oxydation de l'air par un bouclier de gaz inerte, généralement de l'argon pur. Parfois un mélange argon-hélium est utilisé pour augmenter la pénétration du bain de fusion, l'ajout d'hélium permettant d'augmenter la tension d'arc en raison du potentiel d'ionisation plus élevé de celui-ci [16, 17, 18].

Le soudage TIG peut s'effectuer sans métal d'apport.

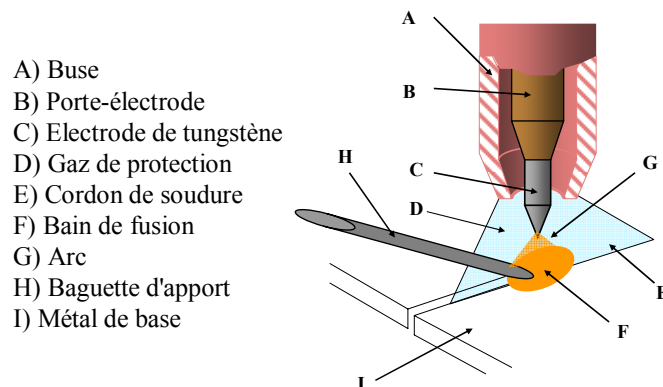


Figure III.3 : Description du procédé TIG [19].

III.2.2.2. Soudage à l'arc avec électrode enrobée SMAW :

Le soudage à l'arc avec électrode enrobée, appelé soudage manuel à l'arc (Shielded Metal Arc Welding), est un procédé à la fois rapide et d'une bonne souplesse d'utilisation avec toutes les nuances d'aciers inoxydables. L'appareillage comporte une source de courant continu ou alternatif, une pince porte électrode et l'électrode proprement dite, un câble de liaison et un câble de masse.

La source étant sous tension, l'arc s'amorce par contact électrode-pièce et produit instantanément la fusion de l'électrode, la production de vapeur et la formation du cordon qui,

après refroidissement sera recouvert du laitier vitrifié dû à l'enrobage fondu et que l'on évacue ultérieurement, (figure III.4) [18, 20].

L'électrode, dirigée manuellement est fusible et fournit le métal d'apport. L'enrobage assure un rôle protecteur et son épaisseur permet de jouer sur la forme du cordon, concave ou convexe (voir schéma précédant).

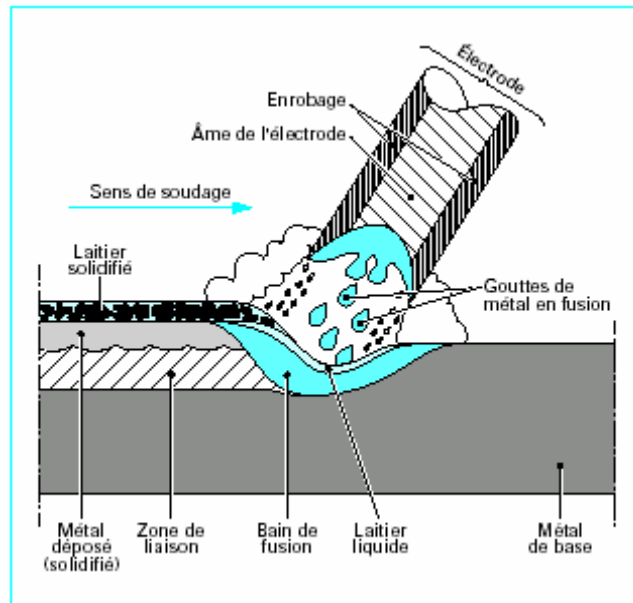


Figure III.4: Principe du soudage à l'arc électrique avec électrode enrobée (SMAW) [21].

III.2.2.2.1. La composition d'une électrode :

Une électrode est constituée d'une âme (tige métallique) et d'un enrobage, (figure III.5).

- **L'âme** : la nature de son métal doit être compatible avec le métal à souder et les caractéristiques mécaniques attendues.
- **L'enrobage** : il est constitué principalement de carbone, de manganèse et de silicium mais peut contenir aussi du chrome, du nickel, du molybdène...(surtout dans les électrodes basiques) [17].

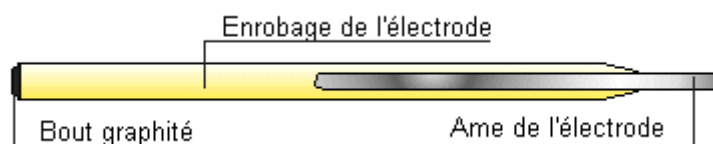


Figure III.5 : Composés de l'électrode [17].

III.2.2.2.2. Rôle de l'enrobage :

L'enrobage a trois rôles principaux :

1. **Rôle électrique** : amélioration de l'amorçage et de la stabilité de l'arc.
2. **Rôle métallurgique** : protection du bain de fusion (surtout contre l'oxygène et l'azote) par une protection gazeuse et refroidissement ralenti par le laitier (pour éviter un effet de trempe).
3. **Rôle mécanique** : doit allier qualité de la soudure, notamment de la pénétration, et souplesse d'utilisation [17].

III.2.2.3. Soudage MIG (Metal Inert Gas) :

Encore appelé semi-automatique, il est très adapté à la petite industrie : facile d'emploi ; arc visible ; pas de laitier ; grande vitesse de soudage ; temps de formation réduit. Il utilise une électrode fusible (fil se déroulant automatiquement) travaillant en atmosphère inerte (gaz protecteur : argon, argon + hélium, etc.) afin de protéger le bain de fusion [8, 19].

III.2.2.4. Soudage MAG (Metal Active Gas) :

Variante du MIG utilisant le plus souvent par CO_2 ou mélange Argon- CO_2 ou Argon- CO_2 - O_2 . Le gaz protecteur participe activement au processus en réagissant, dans l'arc, avec les métaux d'apport et de base [17, 19].

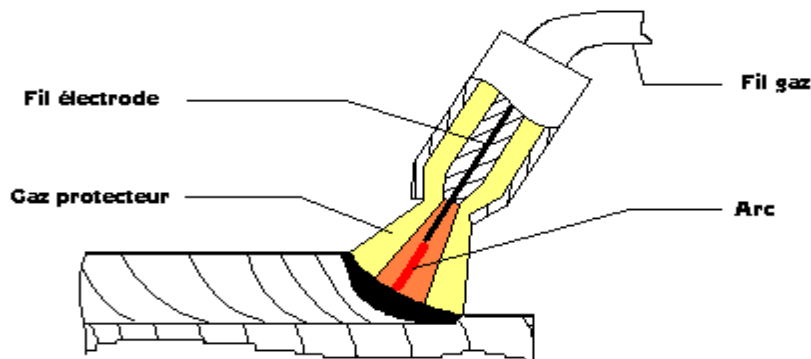


Figure III.6 : Principe des soudages MIG et MAG [22].

III.3. Rechargement par soudage :

III.3.1. Définition :

En soudage, un rechargement est un terme général désignant un recouvrement de surface par apport de métal, destiné à la lutte contre la destruction superficielle. Cet apport peut être de même nature ou de nature différente de celle du matériau constituant la pièce. Il peut être réalisé sur des surfaces déjà dégradées pour effectuer une réparation (rechargement curatif) ou sur une pièce neuve (rechargement préventif).

Le rechargement est dit dur lorsque la propriété essentielle du dépôt et sa dureté [8, 17].

III.3.2. Notion de dilution :

La caractéristique particulière liée au rechargement par soudage est qu'il entraîne toujours une fusion du matériau support et que le revêtement obtenu est en conséquence composé du matériau d'apport et de la partie du matériau support fondue en cours d'opération. Le rapport entre la quantité du métal du support fondu et la quantité totale de métal formant le bain de fusion, est appelé taux de dilution [8].

III.3.3. Dépôt par soudage:

L'apport de chaleur doit être tel que la dilution du métal de base soit limitée, sans aboutir pour autant au manque de fusion (collage).

Bien que le chalumeau oxyacétylénique soit toujours utilisé pour certaines applications, on lui préfère généralement l'arc avec électrodes enrobées, plus rapide (figure III.7). Le premier est surtout employé sur des pièces de petites dimensions, pour des épaisseurs de dépôt relativement faibles et sur les métaux non ferreux. Il permet de maîtriser facilement la dilution. Sur les aciers, on emploie une flamme carburante pour obtenir un dépôt plus dur. En soudage manuel à l'arc, on procède par passes balancées donnant des cordons larges [8].

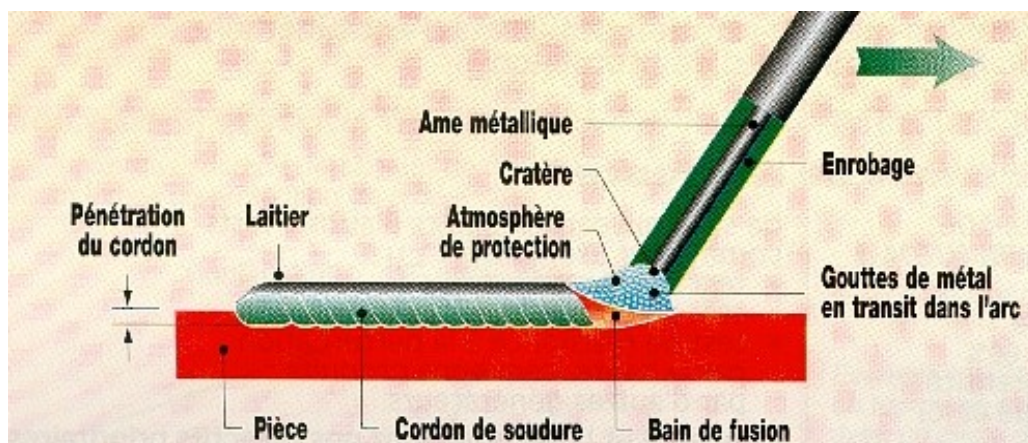


Figure III.7 : L'opération de rechargement du métal par soudage [18].

Les procédés suivants ont des applications étendues:

- le soudage à l'arc sous flux, avec emploi, soit d'un fil-électrode en acier à bas carbone et d'un flux allié aggloméré, soit de fils-électrodes alimentés en série par la même source de courant et procurant une grande vitesse de dépôt et une faible pénétration, ou encore d'une électrode à âme en feuillard, dite électrode en bande;
- Le soudage à l'arc avec fil fourré sans protection extérieure;
- Le soudage à l'arc sous gaz protecteur (TIG, MIG et sous CO₂ avec fil nu ou fourré), ainsi que le plasma d'arc semi-transféré.

Les métaux les plus couramment déposés sur les aciers trempant au Cr-Mn, les aciers martensitiques à 13% de Cr, les aciers austénitiques à 14 % Mn, les aciers inoxydables austéno-ferritiques résistants à la corrosion et à l'usure, les aciers rapides pour le rechargement d'outils de coupe, les aciers à durcissement structural. Lorsqu'on recherche une grande résistance au choc et à l'abrasion, il est recommandé d'employer des électrodes à teneur plus élevée en carbone C et contenant des du molybdène et du cuivre [8].

III.3.4. Notion de sous couche (beurrage) :

Cette couche intermédiaire entre le matériau à recharger et la couche finale travaillante est nécessaire dans les cas suivants [8] :

- Si l'épaisseur de rechargement est importante, une couche réalisée avec un matériau voisin de celui du support est déposée avant la dernière couche en dépôt dur ;
- Si la pièce est soumise aux chocs en service, donc il faut réaliser une couche élastique en dessous de la couche dure ;
- S'il existe une grande différence de dureté entre le support et le dépôt, une couche de dureté intermédiaire est recommandée ;
- S'il y a une grande différence de coefficient de dilatation entre le matériau de support et celui du dépôt ;
- Si le matériau déposé peut créer un constituant fragile par dilution avec le matériau du support, par exemple la martensite et des différents carbures.

III.3.5. Type de sous couche utilisée pour le beurrage :

En principe, les sous couche utilisée pour le beurrage pendant l'opération de rechargement des fontes par soudage sont des électrodes en nickel pur. Le nickel est capable d'absorber plus de carbone sans variation de ses caractéristiques. La dilatation thermique du nickel et de la fonte est comparable. Le nickel est plus tenace que les autres métaux d'apport et on peut l'usiner très facilement. Le nickel est utilisé pour remplir des cavités, porosités, et défauts d'usinages et pour exécuter des réparations avec une dureté demandée de 250HB. Le nickel n'est pas recommandé pour les matériaux ferreux avec une haute teneur en soufre ou en phosphore [8].

III.3.6. Défauts possibles:

Des défauts peuvent apparaître lors du rechargement, il importe des les contrôler et de les éviter. Ils ne sont cependant pas toujours nocifs pour la tenue en service des pièces. Les principaux défauts sont les suivants [8] :

- 1) **Fissures et criques dans le dépôt** : elles sont dues aux différences de coefficients de dilatation entre les matériaux du support et du dépôt.
- 2) **Fissures dans le support** : elles se produisent lors de la formation de constituants fragiles en zone de dilution ou zone affectée thermiquement (**ZAT**).
- 3) **Porosités et piqûres** : ce type de défauts ne met que rarement en cause la tenue en service du rechargement, il est souvent la conséquence de paramètres opératoires mal adaptés, mais surtout de pièce support polluée, mal décapée ou mal dégraissée.

III.3.7. Action du chrome (système Fe-Cr) :

Le chrome est un élément alphagène et carburigène, sa structure cristalline est cubique centré (CC). De ce fait le chrome favorise l'extension du domaine ferritique. Ainsi le domaine de présence de la phase γ est réduit à une boucle sur le diagramme Fe-Cr (figure III.8) [2, 23].

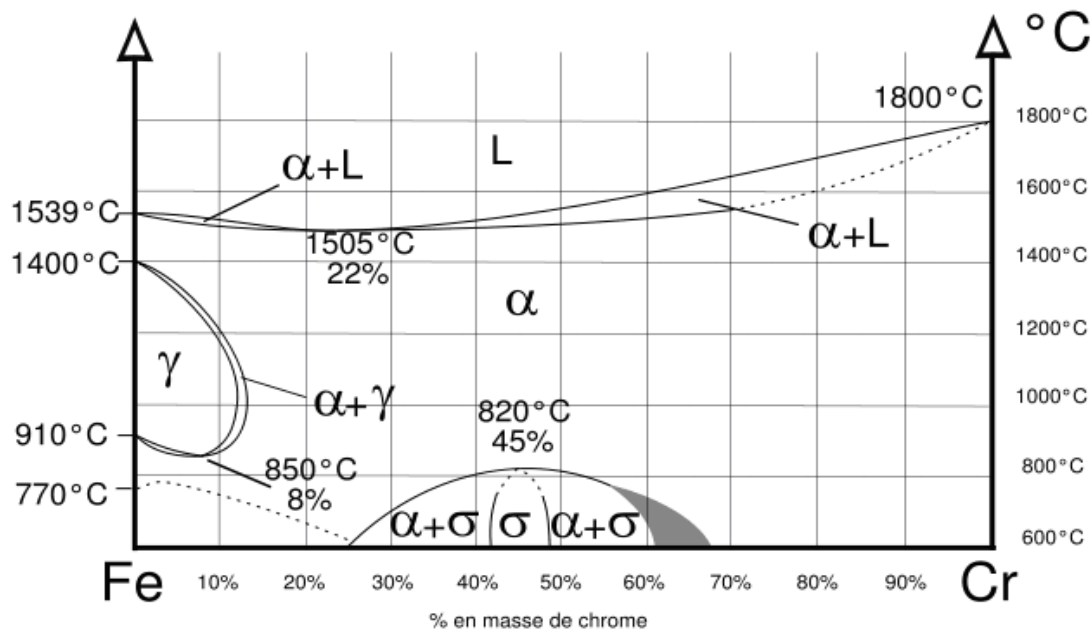


Figure III.8 : Diagramme d'équilibre des alliages binaires fer-chrome [2].

On peut délimiter deux régions de teneurs en chrome [2, 23] :

1. **0%<Cr<13%** : ces alliages sont susceptibles d'être austénitiques totalement (γ) ou partiellement ($\alpha+\gamma$) et peuvent donc subir des transformations $\alpha \rightarrow \gamma$ par chauffage ou refroidissement ce qui donne des structures hors équilibre.
2. **13%<Cr<100%** : ces alliages sont toujours ferritiques à toutes températures entre l'ambiante jusqu'à celles du solidus, et dans ce cas ils ne peuvent pas subir de trempe martensitique, cependant pour des teneurs comprises entre 45 et 55 de Cr, il y a possibilité d'apparition d'une phase intermédiaire dure et fragile dite phase δ . Le chrome est un élément carburigène et forme plusieurs carbures lors de son rechargement sur la fonte grise à graphite sphéroïdal. La figure III.9 montre les différents carbures que peut former le chrome avec le carbone de la FGS.

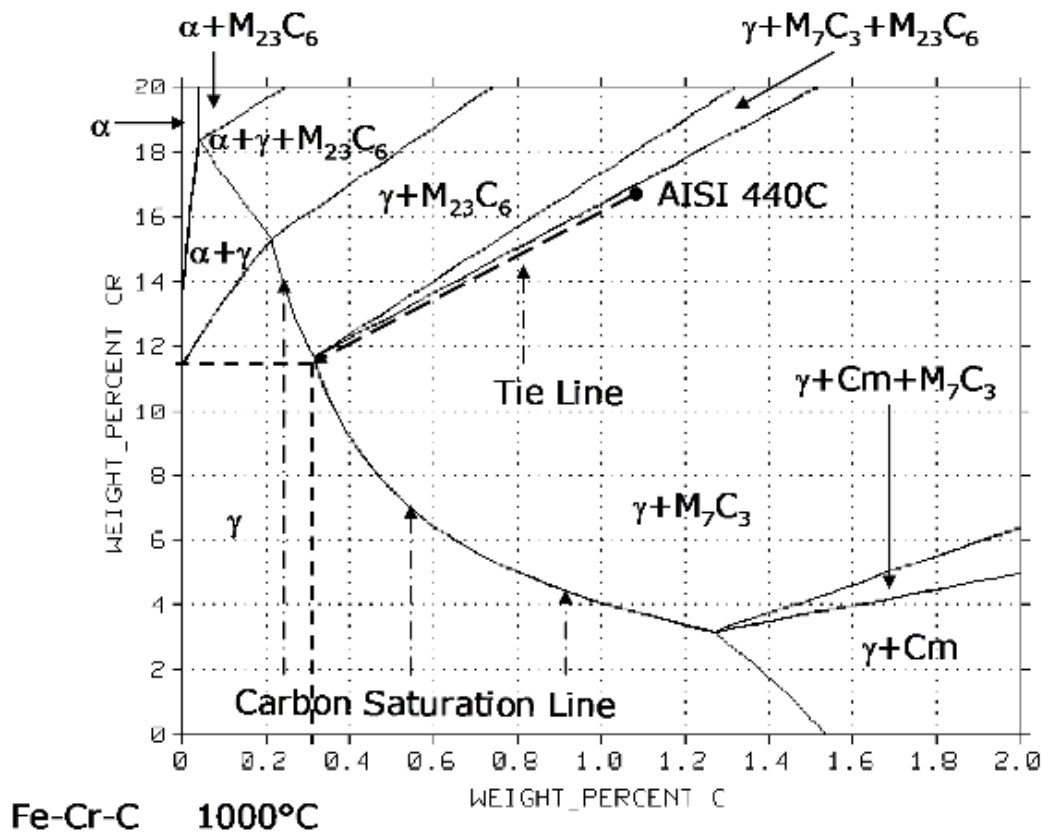


Figure III.9 : Diagramme Fe-Cr-C qui montre les différents carbures formés à 1000 °C (M est le chrome et C le carbone) [23].

III.3.8. Action du nickel (système Fe-Cr-Ni) :

Contrairement au chrome, le nickel élargit le domaine austénitique. C'est un élément gamagène et non carburigène de structure cubique à faces centrées (CFC).

Par conséquent, l'addition du nickel aux alliages Fe-Cr élargi la bouche austénitique du diagramme Fe-Cr.

A haute température la structure de l'alliage ternaire dépend essentiellement de la teneur en chrome (élément alphagène) et du nickel (élément gamagène) [2, 23].

III.3.9. Les phases formées par la diffusion du nickel dans le fer :

Proches dans la classification périodique. Leurs atomes (le nickel et le fer) présentent certaines similitudes (rayons atomiques voisins, structures électroniques semblables...) qui expliquent en partie le diagramme de phase très simple des Fe-Ni (figure III.10).

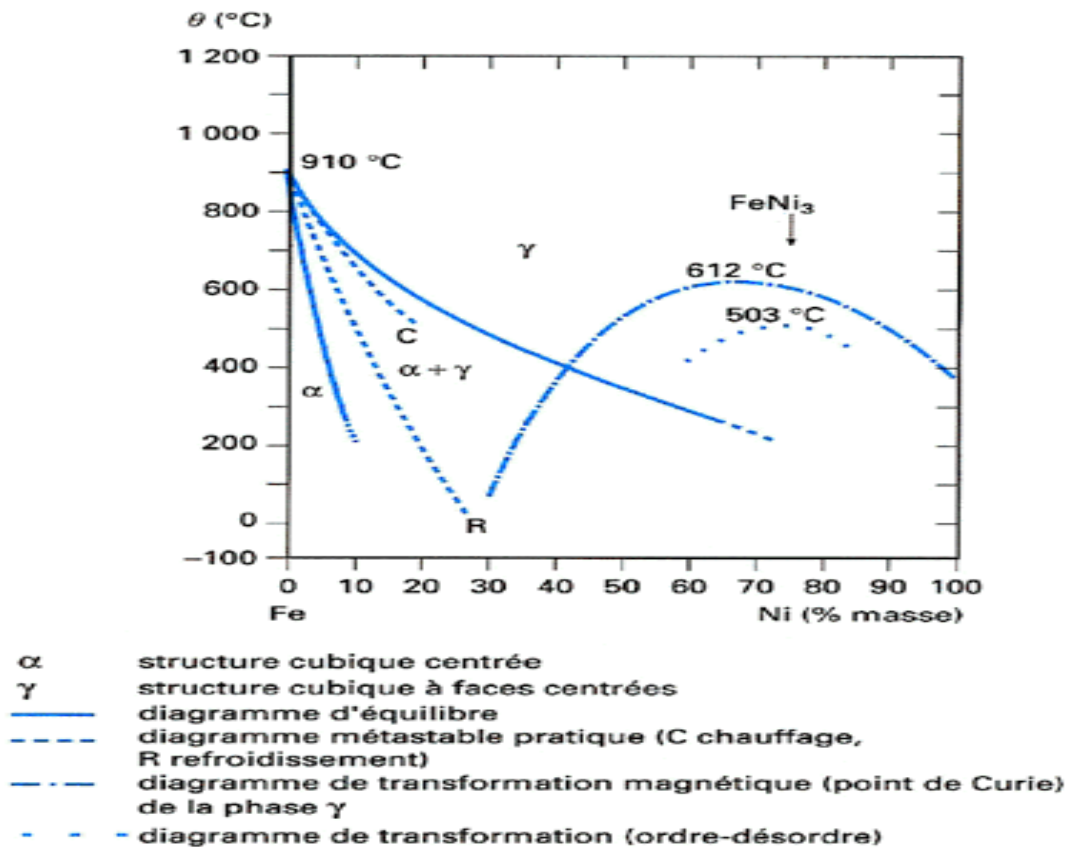


Figure III.10 : Diagramme de phase fer-nickel [23].

Excepté dans la zone riche en fer (0 à 30 % de Ni) où les alliages Fe-Ni subissent une transformation α/γ , ces alliages cristallisent en phase cubique à faces centrées dans tout le domaine de température et restent ainsi monophasés à l'état solide. Ces deux caractéristiques confèrent aux alliages Fe-Ni une grande facilité de laminage à froid jusqu'à de très faibles épaisseurs (de l'ordre de 5 à 10 μm), et d'intéressantes possibilités de traitements thermiques à toutes températures sans subir de changements de phase toujours néfastes pour les propriétés magnétiques [2, 23].

En revanche, pour des teneurs en nickel inférieures à 30 %, la transformation α/γ dépend de la vitesse de refroidissement. La figure III.10 indique le diagramme métastable usuel valable pour des vitesses de refroidissement de 10 à 150 °C/min. Ces alliages sont peu utilisés pour leurs propriétés magnétiques [2, 23].

III.4. La diffusion :

Le déplacement des atomes, ions ou molécules dans un milieu, que celui-ci soit solide (cristallin ou amorphe), liquide ou gazeux, est appelé de manière générale « migration ». La diffusion est la migration sous l'effet de l'agitation thermique, à l'exception des autres phénomènes. Elle intervient par exemple dans des procédés d'amélioration des caractéristiques mécaniques [24].

La relation de proportionnalité entre le flux de diffusion et le gradient de concentration a été proposée par A. Fick en 1855, par analogie avec la loi de transfert de chaleur énoncée par

Fourier en 1807 ou avec la loi d'Ohm pour l'écoulement d'électrons. Les transferts thermiques sont régis par l'équation :

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \text{div} \left(D_{\text{Th}} \frac{\partial T}{\partial x} \right) \quad (\text{III.1})$$

$$D_{\text{Th}} = \frac{kM}{\rho C_p} \quad (\text{III.2})$$

tel que

- D_{Th}** : le coefficient de diffusion thermique ;
- k** : la conductivité thermique ;
- M** : la masse molaire ;
- ρ** : la masse volumique ;
- C_p** : la capacité calorifique molaire à pression constante.

La loi de Fick définit la variation de la concentration de particules diffusantes (dont l'unité est indifférente) en fonction d'un coefficient de diffusion de matière **D_{Diff}** (m².s⁻¹) avec la relation [24] :

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \text{div} \left(D_{\text{Diff}} \frac{\partial C}{\partial x} \right) \quad (\text{III.3})$$

Elle a été vérifiée du point de vue thermodynamique et à l'échelle atomique, avec les théories de mouvement aléatoire.

De plus, les coefficients de diffusion varient continument avec la composition chimique. Des termes de transport peuvent également être ajoutés à ce modèle si la diffusion est réalisée en régime forcé. Si un gradient de température et/ou des contraintes de compression est appliqué à l'interface couche/substrat, comme c'est le cas durant la projection thermique du matériau sur un substrat, des forces extérieures modifie, en effet, la loi de Fick [24].

III.4.1. Diffusion à l'état solide :

Les coefficients de diffusion à l'état solide dépendent de la température selon une relation de type Arrhenius [23]:

$$D = D_0 \exp \left(\frac{-Q}{RT} \right) \quad (\text{III.4})$$

- avec
- Q** : l'énergie d'activation ;
 - R** : la constante des gaz parfaits ;
 - D₀** : le coefficient de diffusion à température infinie ;
 - T** : la température du matériau.

valable sur des plages de température données.

L'agitation thermique conduit à la formation et à la migration de lacunes qui permettent aux atomes de se mouvoir dans le réseau en prenant la place de lacunes, successivement.

La prédominance des mécanismes lacunaires pour la diffusion dans les métaux cristallisant en mailles de type CFC a été vérifiée expérimentalement.

A basse température ($T < 0,5.T_{\text{Fus}}$), la diffusion le long des joints de grains et des dislocations prend le pas sur la diffusion par migration de lacune.

III.4.1.1. Coefficient de diffusion:

Il existe trois types de diffusion auxquels correspondent trois types de coefficients de diffusion.

L'autodiffusion désigne la diffusion d'atomes **A** dans un réseau constitué du même atome. Dans le cas de mobilité d'impuretés **B** dans un réseau d'atomes **A**, il s'agit de phénomènes d'hétérodiffusion à dilution infinie. Enfin, lorsque la diffusion concerne deux types d'atomes formant une solution solide, ou des composés intermédiaires, on se place dans des problèmes de diffusion chimique. Un coefficient d'interdiffusion prenant en compte le flux de particules **A** et **B** est alors défini. Il est mesuré à partir du déplacement de l'interface, soit par la méthode de Matano-Boltzmann, soit par une résolution analytique de l'équation de Fick (III.3) [13].

III.4.1.2. Création de phases intermédiaires :

Des zones biphasées, par exemple de structure eutectique, ne peuvent être formées à température et à pression constantes. La variance, qui s'écrit :

$$v = C - \phi \quad (\text{III.5})$$

avec **C** : le nombre de constituants ;
 ϕ : le nombre de phases.

est, en effet, nulle si la diffusion conduit à la formation d'un domaine biphasé. Il ne peut donc pas se développer du fait de la diffusion.

Si la température et la pression ne sont pas constantes pendant que la diffusion a lieu, ce qui est le cas lors de la projection thermique, la variance devient :

$$v = C + 2 - \phi \quad (\text{III.6})$$

le nombre 2 désignant la température et la pression, variables intensives qui influent sur le système. Les domaines biphasés peuvent alors être créés par diffusion à l'état solide [23].

III.4.2. Diffusion à l'état liquide :

Les premières théories de diffusion à l'état liquide consistaient à considérer le mouvement de sphères dures au sein d'un liquide visqueux, le solvant étant assimilé à un milieu continu n'interagissant pas avec les particules diffusantes. L'équation de Stokes-Einstein-Sutherland, qui découle de ces hypothèses, donne l'expression d'un coefficient de diffusion à l'état liquide, pouvant être intégré dans le modèle d'écoulement de Fick (III.3) et s'exprimant [25] :

$$D_L = \frac{kT}{6\pi r\eta(T)} \quad (\text{III.7})$$

avec **k** : la constante de Boltzmann ;
T : la température du matériau ;
r : le rayon des particules diffusantes ;
η : la viscosité du solvant, qui dépend de sa température.

Le dénominateur **6πrη** est un coefficient de frottement des sphères dures dans le fluide visqueux.

Le coefficient de diffusion ainsi défini présente, toutefois, certaines limitations.

D'une part, la taille des particules diffusantes est un paramètre sensible dans la définition du coefficient de diffusion à l'état liquide et fait l'objet de nombreuses publications. Dans ce mémoire, le rayon des atomes diffusants sera considéré constant en fonction de la température, ce qui constitue une approximation.

De même, la viscosité du solvant varie avec son enrichissement en particules diffusantes. Ce phénomène sera également négligé.

D'autre part, le modèle de Stokes-Einstein-Sutherland ne considère pas d'interactions entre les particules diffusantes, ce qui est inévitable lorsque la diffusion ne se poursuit plus à dilution infinie. De nombreux autres théories, plus complexes, permettent d'affiner l'équation de Stokes-Einstein-Sutherland [25].

III.4.3. Mécanismes élémentaires de la diffusion :

Plusieurs cas sont à considérer suivant la nature des éléments présents et le type de réseau cristallin.

III.4.3.1. Diffusion interstitielle :

Ce mécanisme intéresse des éléments de petits rayons ioniques, placés dans un réseau en position interstitielle. Ce n'est possible qu'avec les éléments ayant un rayon inférieur à 0,1 nm (1Å), comme le carbone, l'azote ou l'hydrogène dans le fer. L'atome interstitiel migre ainsi d'une position interstitielle à une autre position interstitielle sans nécessiter une trop grande déformation du réseau cristallin. Les coefficients de diffusion d'un élément interstitiel seront donc toujours plus grands que ceux des atomes de la matrice qui les contient (dans un rapport égal à $10^4 - 10^5$) [25].

III.4.3.2. Diffusion lacunaire :

Ce mécanisme concerne tous les cas classiques de diffusion d'atomes de substitution (autodiffusion ou hétérodiffusion). En raison de l'encombrement pris par chaque atome, la diffusion ne peut avoir lieu que s'il existe une lacune au voisinage immédiat de l'atome qui doit migrer, et ce dernier doit posséder, en plus, une énergie suffisante pour quitter sa position d'équilibre et sauter dans la lacune [25].

III.4.3.3. Diffusion par bilacunes ou multilacunes :

Pour expliquer l'autodiffusion des métaux CC qui ne suivent pas toujours, dans toute l'échelle de températures, une seule loi d'Arrhénius, certains auteurs ont proposé, pour les

plus hautes températures, la contribution de bi ou multilacunes. Ces dernières augmenteraient donc considérablement les coefficients de diffusion [23].

III.4.3.4. Diffusion par le mécanisme d'anneaux :

L'un des plus vieux modèles imaginés pour la diffusion correspond à l'échange direct entre atomes voisins du cristal. Dans les structures compactes (CFC, HC), il est énergétiquement très peu probable par suite des distorsions énormes qu'il produirait au passage d'un site atomique à l'autre [25].

III.4.4. Diffusion et oxydation :

Dans le cas, où nous avons projeté une couche métallique sur un substrat, les particules de la couche sont exposées à l'air ambiant avant leur projection. Une oxydation superficielle de la poudre est donc possible. Elle peut, de plus, être accentuée lors de la projection. Le chauffage des particules accélère, en effet, les phénomènes de diffusion, donc d'oxydation. L'oxydation à la surface des particules peut être néfaste pour l'adhérence des dépôts car elle semble amoindrir le mouillage.

Il est donc difficile de déterminer l'influence des oxydes aux interfaces revêtement/substrat sur leur résistance. La présence d'oxydes gêne, en effet, non seulement les transferts de chaleur entre les deux parties (revêtement/substrat), mais aussi le transfert de matière, via la diffusion. En contrepartie, la présence d'un oxyde à l'interface modifie le type de contact établi [13].

CHAPITRE IV

TECHNIQUES EXPERIMENTALES

Dans ce présent chapitre nous présenterons les matériaux utilisés ainsi que les deux techniques expérimentales, ayant servies au rechargement de nos éprouvettes, (métallisation et soudage). Nous présenterons aussi toutes les techniques d'observations métallographiques, et d'essais mécaniques (traction et micro-dureté).

IV.1. Le substrat :

Le substrat concerné par cette étude est une fonte truitée obtenue à partir d'une médaille refroidie dans un moule métallique et une fonte grise à graphite sphéroïdal FGS 400-15 (GSC) dont les barreaux sont refroidis dans un moule en sable. La composition chimique est donnée par le tableau IV.1:

Nuance	% carbone	% silicium	% manganèse	% soufre	% phosphore	% magnésium	% cuivre	%C équivalent	% Autres éléments chimiques
GSC et Fonte truitée	3,50 4,00	2,50 3,00	$\leq$ 0,30	$\leq$ 0,02	$\leq$ 0,06	$\leq$ 0,06	$\leq$ 0,20	4,30 4,95	traces

Tableau IV.1 : Composition chimique de la fonte grise GSC et la fonte truitée.

V.2. Préparation des éprouvettes :

Dans le cadre de cette étude, nous avons préparé les éprouvettes suivantes :

- 12 éprouvettes de traction selon les normes, Parmi ces éprouvettes, 08 sont destinées au rechargement par métallisation et les 04 autres, au rechargement par soudage ;
- Six médailles circulaires de diamètre 50mm et d'épaisseur de 6mm (figure IV.1).

Toutes les opérations de préparation des éprouvettes (usinage) ont été réalisées au sein d'un atelier d'usinage privé (Maghraoui Maintenance Industrielles) sise à Larbaa, BLIDA.

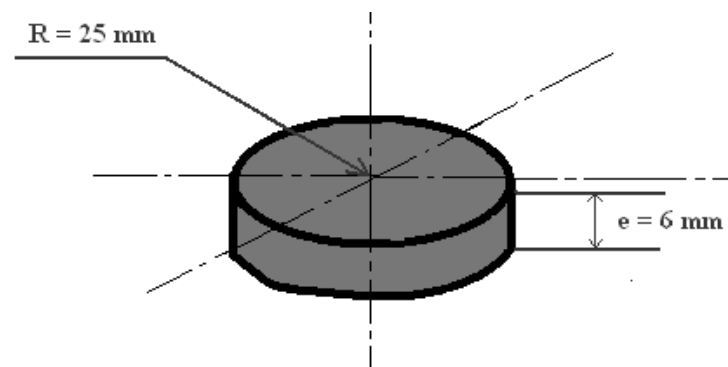


Figure IV.1 : Médaille circulaire.

IV.3. Rechargement par métallisation :

Nous avons réalisé la métallisation par projection thermique au sein des ateliers de l'entreprise privé SPA ALGERIE METALLISATION sise à HAMMADI.

L'ensemble des travaux s'est porté sur:

- 1- Huit éprouvettes de traction dont quatre ayant subies un préchauffage à $T=250^{\circ}\text{C}$.
- 2- Quatre médailles circulaires dont deux ayant subies un préchauffage à $T=250^{\circ}\text{C}$.

V.3.1. Le dépôt projeté :

Avant l'opération de projection thermique, la surface du substrat est grenaillée avec des grains de corindon, puis nettoyée et dégraissée à l'acétone. Cette préparation permet de conférer à la surface des substrats une rugosité moyenne (R_a) de 4 à $6\mu\text{m}$, de façon à assurer une meilleure adhérence du dépôt au substrat.

Le dépôt projeté est un acier inoxydable de nuance Z2CN18-10 (304L), dont la composition nominale est donnée dans le tableau IV.2. Certaines de ses caractéristiques les plus connues sont sa limite élastique, sa résistance maximale à la traction, et son allongement qui, sont respectivement de 235 MPa, 620 MPa et 66% [26].

On a aussi utilisé, comme couche d'accrochage l'alliage à base de nickel à 80% et 20% d'aluminium.

Nuance	% Fer	% Carbone	% Chrome	% Nickel	% Manganèse	% Silicium
304L	68,04	0,025	18,88	10	1,8	0,85

Tableau IV.2 : Composition chimique de l'acier inoxydable 304L [26].

Le métal projeté en acier inoxydable est fabriqué sous forme de fil nu de diamètre égal à 3,17 mm.

La couche d'accrochage est aussi fabriquée sous forme de fil nu de diamètre égal à 2,5 mm.

Les deux fils de métallisation de même nuance sont polarisés électriquement, fusionnés et projetés à l'air comprimé (figure IV.2).



Figure IV.2 : Pistolet de projection à arc électrique « Arc spray 234 » ayant servi à la projection de l'acier inoxydable 304L et de l'alliage Ni-Al.

IV.3.2. Paramètres de projection :

Les paramètres utilisés lors de métallisation sont au tableau IV.3.

Pression de la projection	3 bars
Tension du générateur	30 V
Intensité de courant	100 A
Distance de projection	150 mm
Angle de tir	90°
Diamètre des fils	2,5-3,17mm

Tableau IV.3 : Conditions de projection thermique.

IV.3.3. Le système de projection :

Le système de projection par arc électrique comprend un pistolet ayant un ensemble d'alimentation en puissance électrique et en fils. L'arc électrique est réalisé à la sortie de la buse par le contact entre les 2 fils d'acier inoxydable 304L. Le dispositif expérimental est décrit dans la figure IV.3.

Une couche de fil fondu est déposée par le passage du pistolet plusieurs fois sur la surface d'un même échantillon.

La projection est réalisée avec et sans couche d'accrochage.

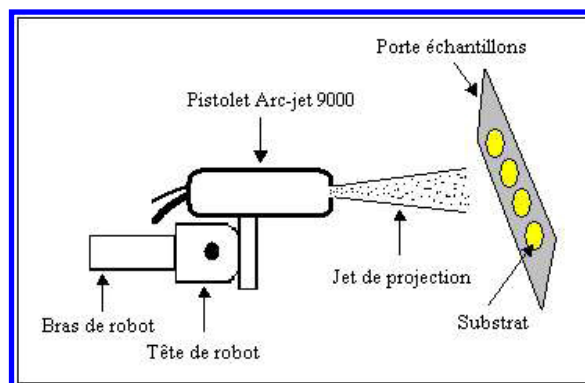


Figure IV.3 : Technique de projection.

IV.4. Rechargement par soudage :

Quatre éprouvettes de traction et deux médailles circulaires, sont rechargées par soudage.

IV.4.1. Choix de procédé de soudage :

Notre choix s'est porté sur le soudage à l'arc avec électrode enrobée **SMAW** (Shielded Metal Arc Welding), car il couvre le plus grand nombre de métaux d'apport, et il n'est pas onéreux, il est très utilisé à l'échelle industrielle pour la réparation des fontes.

IV.4.2. Métal d'apport:

IV.4.2.1. Le matériau utilisé pour le beurrage :

Nous avons utilisé l'électrode **OK 92.18**, un matériau à base de nickel, dans la couche intermédiaire pour remplir des cavités, porosités, et défauts d'usinages. Une autre raison, c'est que l'utilisation de l'inox directement provoque la formation des carbures alliés.

La composition chimique de l'électrode utilisée et quelques propriétés mécaniques sont présentées dans le tableau IV.4:

Matériau	Composition chimique %	Caractéristiques mécaniques
OK 92.18 Basique	%C = 0,9 %Fe = 3,5 ; % Mn = 0,6 %Ni > 92 ; % Si = 0,7	Dureté = 150 HB Rm = 300 MPa A = 12 %

Tableau IV.4 : La composition chimique et quelques propriétés mécaniques du matériau utilisé [27].

Ce matériau est appliqué pour la réparation des pièces en fontes fissurées, tel que, les blocs de cylindre, boîtes de vitesses, carters de pompes et les défauts de fonderie.

IV.4.2.1.1. Paramètres de soudage :

Ces paramètres nous renseignent sur les conditions avec lesquelles se déroule l'opération de rechargement. Ils sont choisis en fonction du matériau, des dimensions de l'éprouvette et de procédé utilisé (tableau IV.5).

Diamètre de l'électrode (mm)	Longueur de l'électrode (mm)	Courant de soudage (A)	Voltage de l'arc (V)	Le temps de consommation (s)
2.5	300	55-110	20	46
3.2	350	80-140	20	66
4.0	350	100-190	20	71

Tableau IV.5 : Paramètres de soudage de l'alliage de nickel [27].

IV.4.2.1.2. Le rôle de la couche de beurrage :

- Atteindre une bonne liaison avec le métal de base ;
- Eviter la fragilisation sous cordon par l'hydrogène (également avec des pièces préchauffées) ;
- Diminuer les effets de tensions ;
- Limiter l'effet de la dilution ;
- Eviter la fragilisation des cordons durs suivants ;
- Empêcher les criques possibles dans le rechargement dur et éviter la dilution dans le métal de base.

IV.4.2.2. Le matériau du rechargement dur :

Le matériau utilisé pour le rechargement dur est un acier inoxydable de nuance Z2CN18-10 (**304L**). Ce choix est motivé par les raisons suivantes :

- Bonne usinabilité ;
- Résistance à l'usure très bonne même aux hautes températures ;
- Résistance à la corrosion très bonne.

IV.4.2.2.1. Paramètres de soudage :

Les conditions de soudage par rechargement dur sont montrées dans le tableau ci-dessous :

Diamètre de l'électrode (mm)	Longueur de l'électrode (mm)	Courant de soudage (A)	Voltage de l'arc (V)	Le temps de consommation (s)
2.5	300	50-80	23	50
3.2	350	70-100	24	71
4.0	350	100-140	24	73

Tableau IV.6 : Paramètres de soudage du revêtement de l'inox [27].

IV.4.2.2.2. Le rôle du rechargement dur :

- Protection des pièces exposées à différents types d'usures ;
- Recharger des pièces usées afin de les réutiliser et d'en prolonger leur durée de vie, cette technique est maintenant appliquée sur des produits neufs ;
- Protection contre la corrosion.

IV.5. Caractérisation :

Elle est scindée en deux parties, l'une mécanique qui permet d'estimer l'adhérence de la couche de rechargement, par métallisation et par soudage et nous renseigne sur les propriétés mécaniques. L'autre métallographique où nous mettons en évidence les différentes phases qui apparaissent, ainsi que leurs taux dans la structure. C'est donc une approche qualitative et quantitative des phases existantes.

IV.5.1. Caractérisation mécanique :

Les essais de microdureté ont été réalisés dans le Laboratoire de Métallurgie de l'Ecole Nationale Supérieure Polytechnique (ENP), et l'essai de traction a été réalisé dans le Laboratoire de Contrôle du Centre de Recherche Nucléaire de Draria (CRND).

On se propose dans cette partie d'étudier l'évolution de l'énergie de rupture en fonction du temps et estimer l'adhérence de la couche de rechargement sur les faciès issus d'un essai de traction. Évaluer les micro-dureté de chaque phase constituent l'éprouvette, particulièrement l'interface entre le substrat et la couche de rechargement.

IV.5.1.1. Essai de traction :

L'essai consiste à soumettre une éprouvette à un effort de traction jusqu'à la rupture, en vue de déterminer les caractéristiques mécaniques du matériau. Cet essai est réalisé sur une machine spéciale, qui permet d'enregistrer les variations de la longueur de l'éprouvette en fonction de l'effort qui lui est appliqué.

La machine utilisée **INSTRON WOLPERT**, avec une puissance maximale de 1000 kN à vérin hydraulique pilotée par ordinateur. La forme et les dimensions des éprouvettes selon la norme NF A 03-151 de l'essai sont présentées dans la figure IV.4.

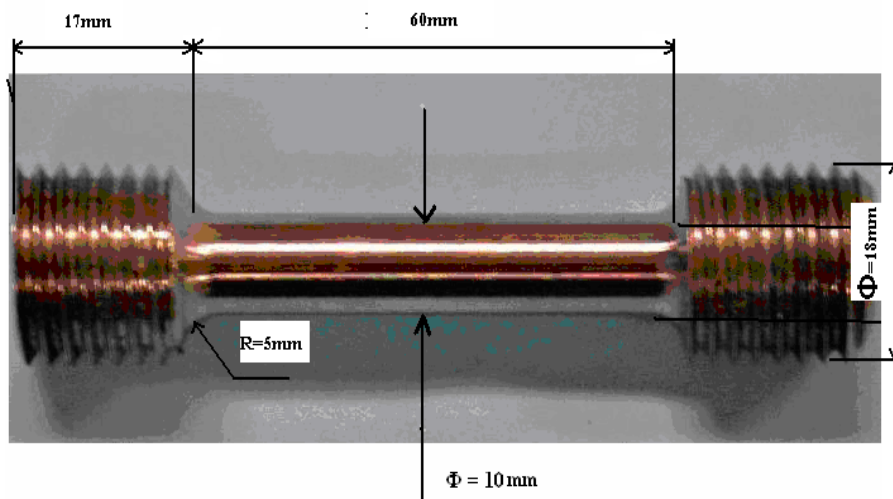


Figure IV.4 : Forme et dimensions d'une éprouvette de traction.

IV.5.1.2. Essai de micro-dureté Vickers HV :

L'essai de micro-dureté a pour but d'étudier sur les échantillons utilisés l'évolution de la micro-dureté dans différentes zones (métal de base, couche intermédiaire, couche d'inox et leurs interfaces).

Par l'intermédiaire d'un pénétrateur on applique une charge d'appui donnée. L'empreinte laissée par ce dernier sur l'éprouvette est mesurée sur un microscope optique.

Les mesures de micro-dureté ont été effectuées avec une charge de 100gr et 200gr avec un micro-duromètre **SHIMATZU HMV-M3**, pendant un temps de pénétration de 15 secondes.

IV.5.2. Caractérisation métallographique :

IV.5.2.1. Préparation des échantillons :

Les échantillons destinés à la caractérisation métallographique ont été découpés à l'aide d'une microtronceuse à partir des éprouvettes traitées (figures IV.5 et IV.6).

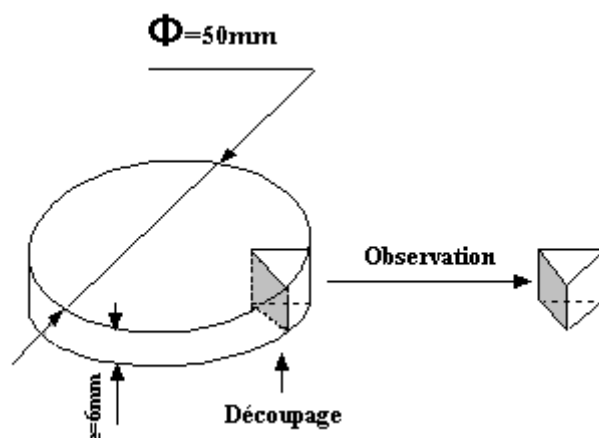


Figure IV.5 : Découpage des médailles revêtues.

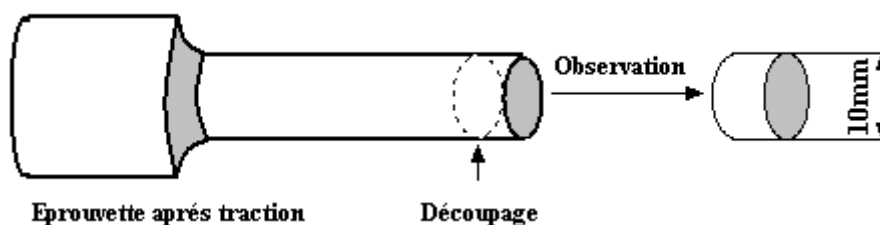


Figure IV.6 : Découpage des éprouvettes de traction revêtues.

IV.5.2.2. Enrobage :

Après prélèvement des échantillons, on a effectué un enrobage à chaud à une température de 180 °C afin de permettre une manipulation plus aisée des échantillons et d'assurer la planéité de la surface lors du polissage.

IV.5.2.3. Le polissage :

Le polissage a pour but principal l'obtention d'une surface plane et d'une qualité de surface miroir. Cette opération de polissage est effectuée en deux étapes :

- Un polissage grossier de la surface à l'aide de papiers recouverts de poudre abrasive de granulométrie (400, 800, 1000, 1200 et 4000) ;
- Finition sur un papier feutre avec une solution d'alumine de granulométrie de 0.3 et 0.05 μm .

L'utilisation de l'eau comme lubrifiant est indispensable pour éviter tout échauffement du matériau. En passant d'un papier à un autre, l'échantillon est rincé soigneusement en utilisant le bac à ultrasons pour assurer un nettoyage en profondeur, puis séché sous un courant d'air sec et chaud.

IV.5.2.4. Attaque chimique :

L'attaque chimique provoque une dissolution différentielle des phases suivant leur nature et leur composition. Le seul réactif que nous avons utilisé et le meilleur adapté aux échantillons de notre étude est le nital à 4% (4 ml de HNO_3 + 100 ml de l'eau distillée), il permet la révélation des joints de grains ferritiques, perlitiques, la ledéburite et les interfaces.

IV.5.2.5. Observation microscopique :

Le but principal de l'observation microscopique est la mise en évidence de la structure des différents échantillons traités.

✓ Microscopie optique :

L'observation des microstructures a été réalisée au Centre de Recherche et Développement (CRD) sise à BOUMERDES, à l'aide d'un microscope optique **OLYMPUS** avec plusieurs grossissements (50, 100, 200, 500, 1000) muni d'une caméra numérique avec logiciel (**ANALYSIS 3.2**) reliée à un ordinateur pour l'acquisition des micrographies.

✓ Microscopie électronique à balayage (MEB) :

Pour affiner l'investigation des microstructures et compléter les résultats obtenus par microscopie optique, on a été appelé à utiliser la Microscopie Electronique à Balayage (MEB) au Haut Commissariat à la Recherche (HCR), le microscope électronique utilisé est de type JEOL JSM-6360 LV en utilisant le signal produit par

l'émission d'électrons secondaires qui sont sensibles au micro relief de la surface optique (Figure IV.7). Il est couplé à un système de microanalyse (EDX) et de diffraction de rayons X. Les échantillons doivent présenter une conductibilité superficielle de l'électricité pour écouler les charges, c'est pourquoi l'enrobage des échantillons est enlevé [28].

✓ **Analyse ponctuelle par EDX :**

Pour identifier les différentes phases existantes, nous avons utilisé l'analyse ponctuelle par EDX (pour Energy Dispersive X-ray fluorescence). Elle permet d'analyser le spectre d'un rayonnement caractéristique X. On dispose pour cela d'un détecteur semi conducteur, en général du silicium dopé au lithium (Si(Li)).

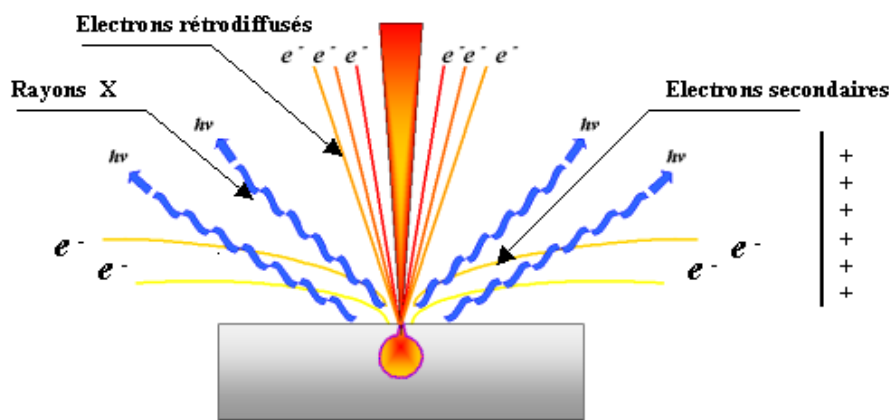


Figure IV.7 : Interaction électron/matière: les différents signaux produits [29].

Ce détecteur est soumis à une tension de prépolarisation. Lorsqu'un photon X pénètre dans le détecteur, il engendre des défauts (paires électron/trou) qui permettent le passage d'un courant électrique. Ce courant est une impulsion électrique. Plus un photon a de l'énergie, plus il crée des défauts dans le Si(Li), donc plus l'impulsion générée sera forte. La hauteur de l'impulsion est proportionnelle à l'énergie du photon, on peut ainsi immédiatement savoir de quel photon il s'agit. Après, il suffit de compter le nombre d'impulsions d'une hauteur donnée pour savoir le nombre de photons d'une énergie que le détecteur a reçu. Il est alors possible de stopper le balayage et donc d'analyser en un point de l'image de son choix. Le détecteur détermine l'énergie des photons qu'il reçoit, on tracera ensuite un histogramme avec en abscisse les énergies des photons et en ordonnée le nombre de photons reçus. L'interprétation des spectres est facilitée par une base de donnée qui contient pour chaque élément les énergies et les intensités des raies qu'il produit. Il est possible de faire apparaître pour chaque énergie du spectre la liste des éléments qui possèdent une raie dans ce domaine énergétique [29].

IV.5.2.6. Analyse quantitative :

Dans le but de connaître le taux des différentes phases qui se trouvent dans la fonte utilisée, on a utilisé la méthode du grillage. Cette méthode consiste à dresser une grille à plusieurs carreaux d'arête $a = 5 \text{ mm}$ sur un papier transparent et la superposer sur la photo microscopique sachant que les dimensions de cette grille sont identiques à celles de la photo.

Pour calculer le taux d'une phase, on calcule le nombre de nœuds qui se trouvent sur la phase puis on le divise sur le nombre total de nœuds et on obtiendra ainsi le taux de cette phase ou la fraction volumique.

Pour que notre résultat soit représentatif on réalise cette opération sur plusieurs photos et on calcule la moyenne.

CHAPITRE V

RESULTATS ET INTERPRETATIONS

Après avoir passé en revue les matériaux étudiés, les méthodes de caractérisation ainsi que les équipements mis en oeuvre, nous présenterons dans le présent chapitre les résultats obtenus par les différentes techniques et leurs interprétations.

V.1. Caractérisation structurale sans effort de traction sur la fonte truitée :

V.1.1. Métallisation avec et sans couche d'accrochage :

i) Métal de base :

La figure V.1 présente la microstructure du métal de base rechargé par métallisation avec et sans couche d'accrochage. C'est une fonte truitée à matrice lédeburitique plus la cémentite, les proportions des constituants à savoir la ledeburite, graphite et perlite sont résumées dans le tableau V.1.

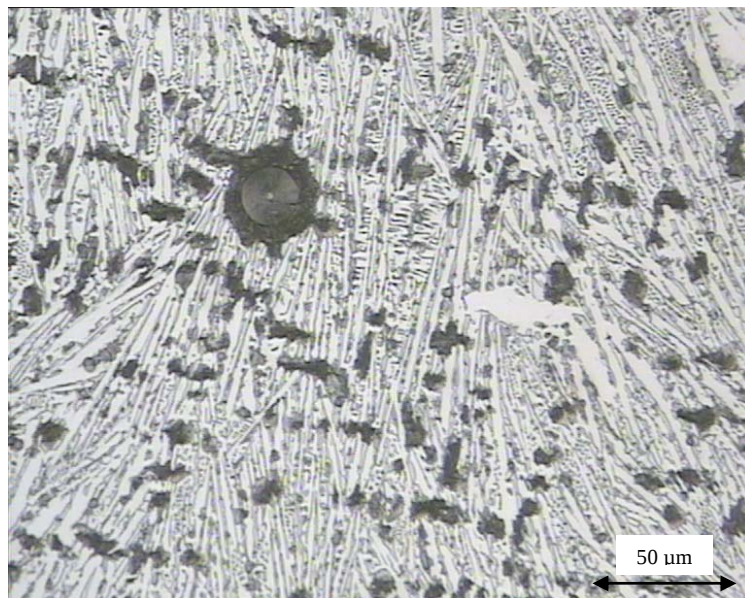


Figure V.1 : Micrographie optique du métal de base.

Microstructure	Phases	Taux (%)
Métal de base	graphite	11,75
	lédeburite + cémentite	88,25

Tableau V.1 : Pourcentage volumique des phases et des constituants existants dans la microstructure du métal de base.

ii) les interfaces :

La figure V.2 montre l'interface entre le substrat et l'acier inoxydable projeté, et on constate que le dépôt d'acier inoxydable n'adhère pas sur toute la surface de substrat, des fissures au niveau de l'interface et le déchaussement du dépôt sont mis en évidence. Cela est dû à l'absence de diffusion entre le dépôt et le substrat qui ne permet pas la formation d'une liaison intermétallique [23].

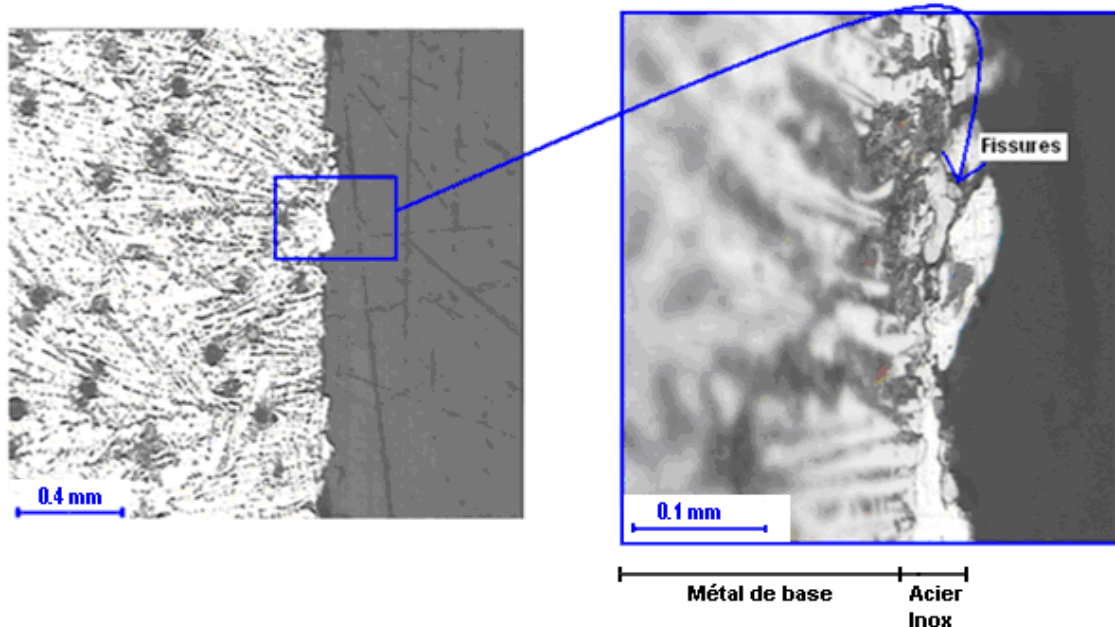


Figure V.2 : Micrographie optique des interfaces ; MB-Inox.

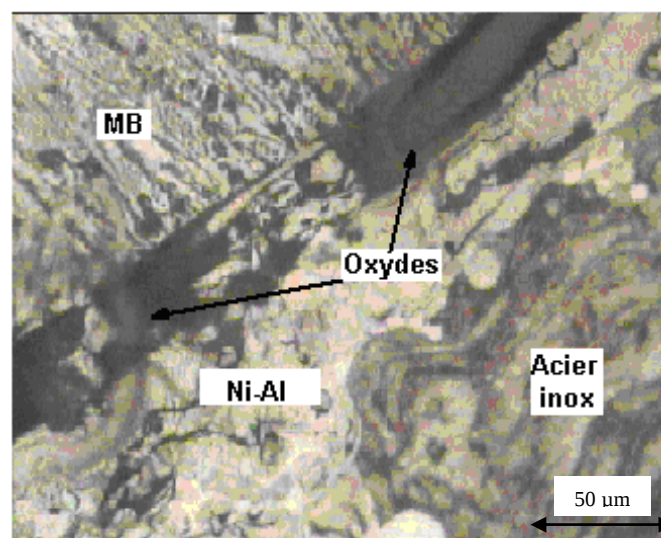


Figure V.3 : Micrographie optique des interfaces ; MB-NiAl-Inox (avec préchauffage).

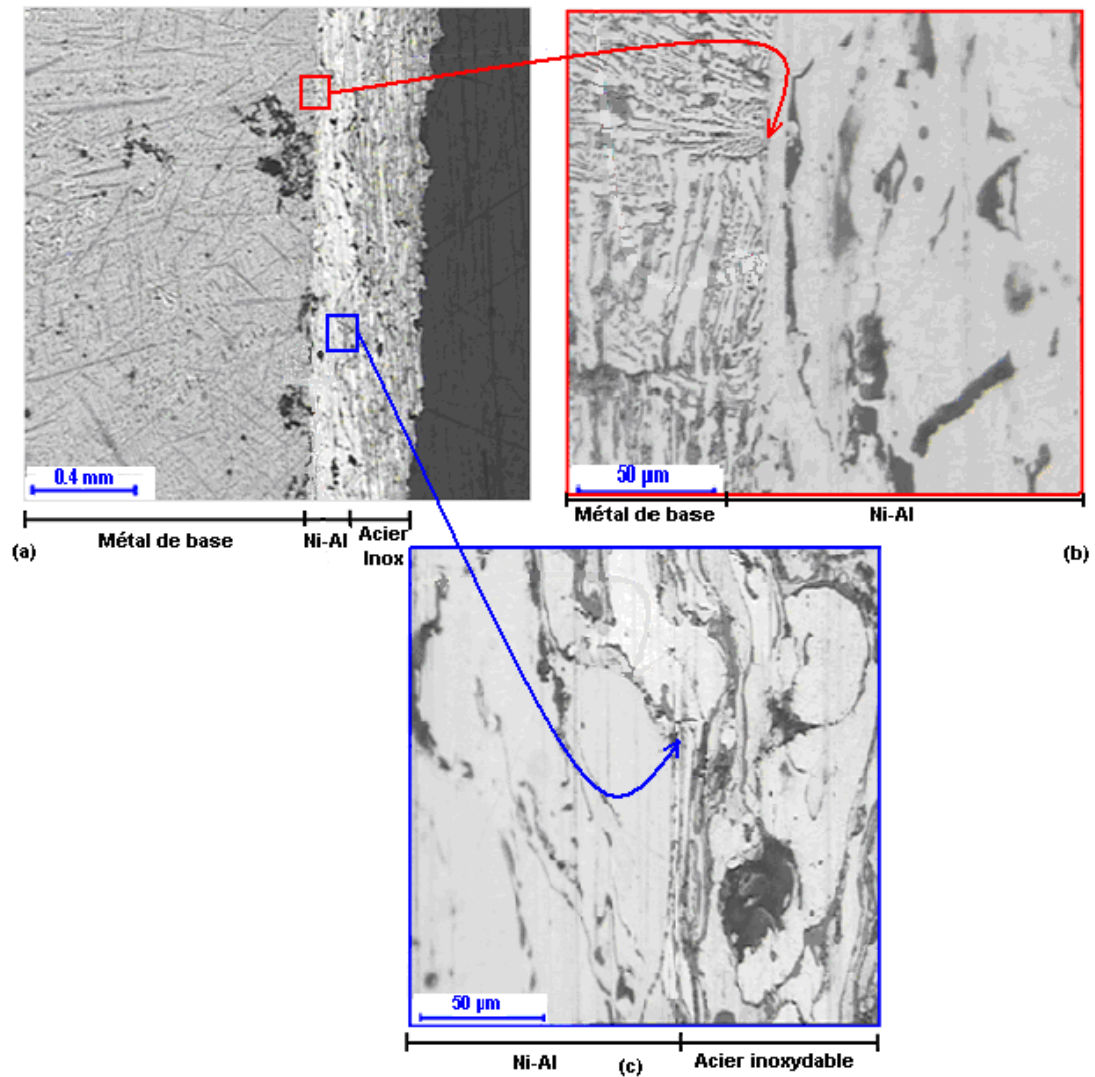


Figure V.4 : Micrographie optique des interfaces : (a) MB-NiAl-Inox ;
 (b) MB-NiAl ;(c) NiAl-Inox.

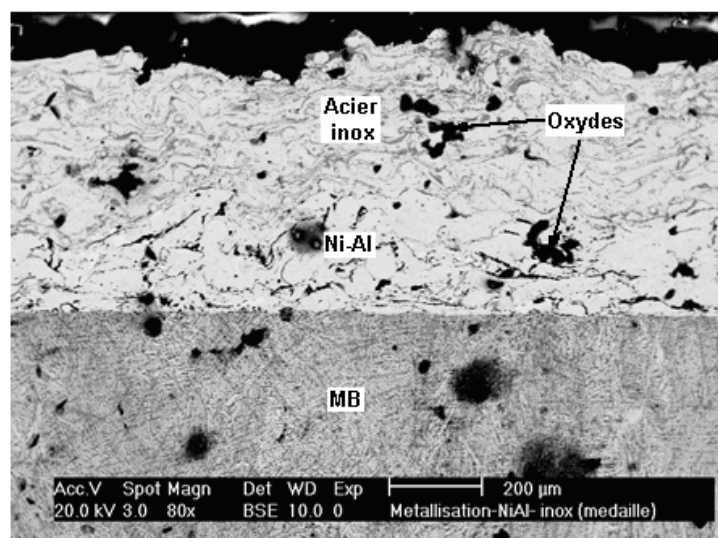


Figure V.5 : Micrographie au MEB des interfaces ; MB-NiAl-Inox.

La figure V.3 et les deux grossissements de la figure V.4 ci-dessus permettent d'observer la couche d'accrochage qui favorise l'adhérence de l'acier inoxydable. Les zones sombres de la couche intermédiaire du Ni-Al sont des oxydes de NiO et de Al_2O_3 , même au niveau de l'interface entre la fonte et la couche d'accrochage, on constate aussi la présence des oxydes de fer [13], qui sont formés pendant la projection (figure V.5). On peut expliquer ce phénomène par l'effet mécanique de plasticité du nickel et son affinité chimique avec le fer [23] qui adhère facilement sur le substrat et facilite l'adhérence de l'acier inoxydable sur celui-ci.

En conclusion, l'utilisation d'une couche d'accrochage nous a permis d'atténuer l'inconvénient des fissurations dues à l'absence de diffusion. Grâce à l'effet mécanique de plasticité du nickel et son affinité chimique avec le fer. L'interface fonte-NiAl-acier inoxydable présente une cohésion acceptable.

L'analyse par EDX montrée dans la figure V.6 ci-dessous représente le profil des éléments constituant les différentes couches de rechargement. On constate qu'au niveau de la couche d'acier inoxydable, les différents éléments gardent pratiquement la même concentration. En allant de la zone de la couche d'accrochage NiAl vers l'inox, on constate une présence du nickel accompagnée d'une inexistence du chrome. En arrivant au niveau du métal de base on constate clairement une augmentation de la concentration de fer.

Donc le profil des concentrations des éléments Ni, Cr et Fe met en évidence l'inexistence de la diffusion.

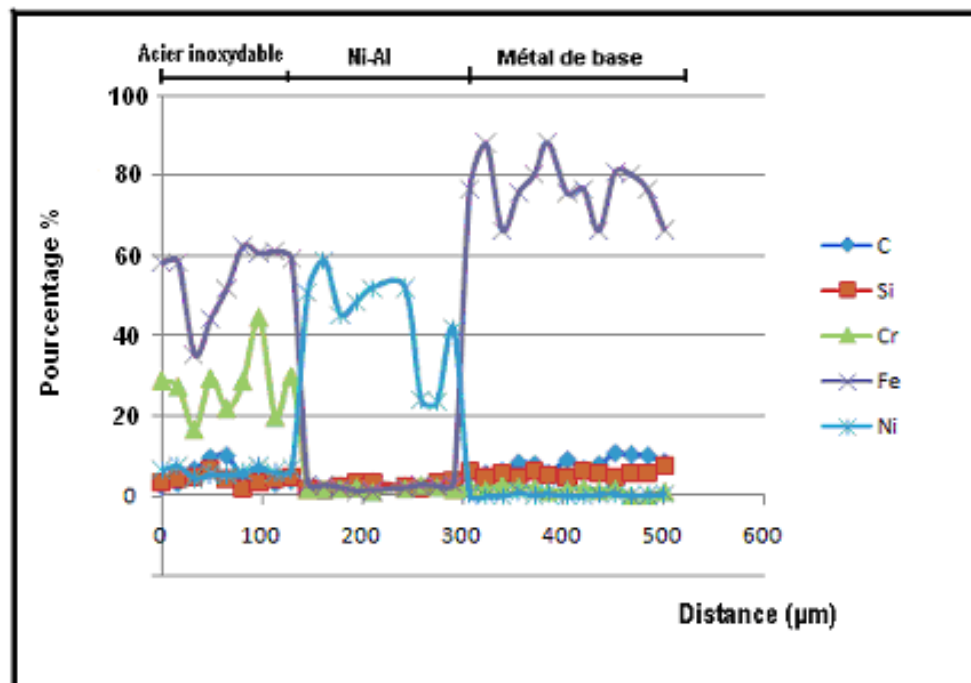


Figure V.6 : Profil des différents éléments dans les différentes zones de métallisation (Analyse EDX).

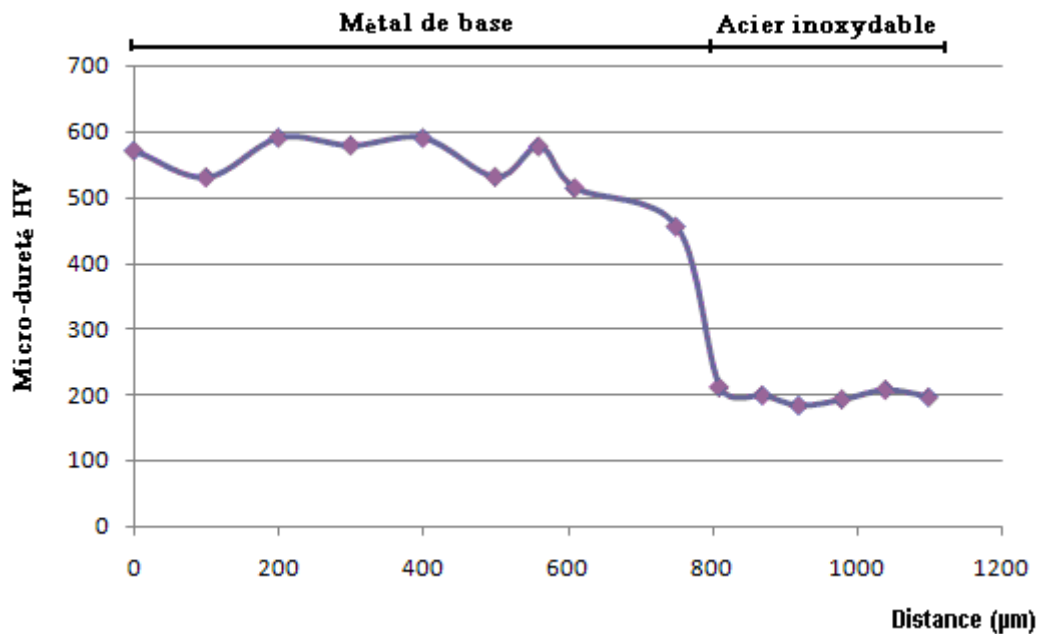


Figure V.7 : Filiation de micro dureté à travers le métal de base-couche d'inox.

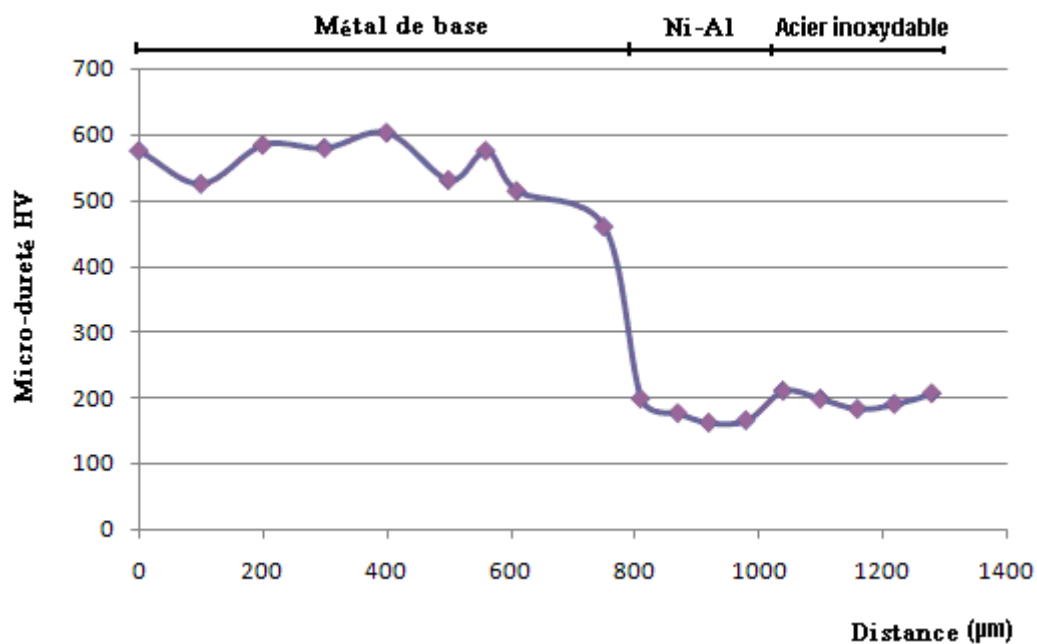


Figure V.8 : Filiation de micro-dureté à travers le métal de base-couche de NiAl-couche d'inox.

Les essais de micro-dureté effectués sur deux échantillons métallisés, sans et avec couche d'accrochage Ni-Al ont donné les résultats reportés dans le tableau ci-dessous.

Epreuve	Sans couche d'accrochage		Avec couche d'accrochage		
	Métal de base	Acier inox	Métal de base	Ni-Al	Acier inox
Micro-dureté HV moyenne	550	200	550	180	195

Tableau V.2 : La micro-dureté moyenne dans les différentes zones de métallisation.

D'après les résultats présentés dans le tableau V.2, On constate que le métal de base, a une micro-dureté un peu élevée de l'ordre de 550 HV induit de la matrice lédeburitique de la fonte traité utilisée. Par contre les deux dépôts utilisés pour le rechargement (couche de Ni-Al et l'acier inoxydable) ont une micro-dureté faible de l'ordre de 180 et 200 HV respectivement.

V.1.2. Rechargement par soudage avec et sans beurrage :

i) Métal de base :

L'observation du métal de base (figure V.9) montre une structure traitée très fine, du graphite sphéroïdal et des lamelles blanches de cémentite orientées aléatoirement, distribuées dans toute la structure. Cette structure est obtenue grâce au refroidissement relativement rapide dans le moule métallique, suivi d'une trempe à l'eau [3].

Les pourcentages volumiques des constituants du métal de base sont présentés dans le tableau V.3.

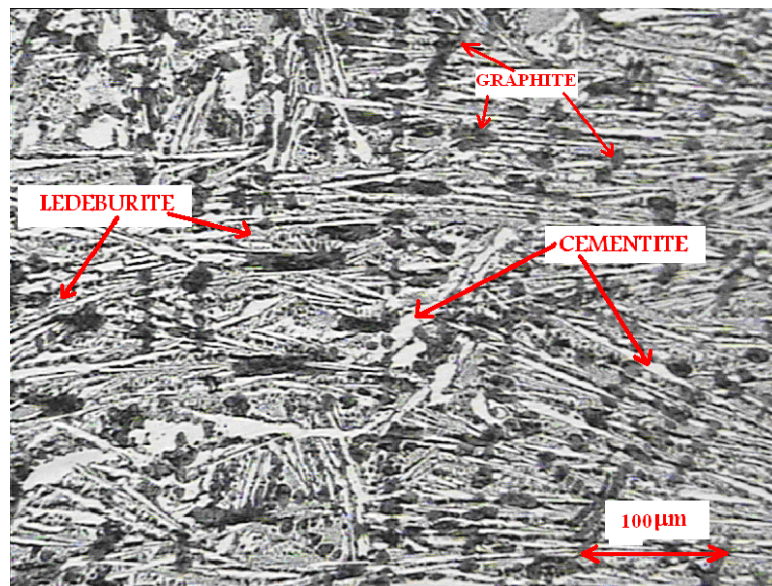


Figure V.9 : Micrographie optique du métal de base.

Microstructure	Phases	Taux (%)
Métal de base	graphite	8,84
	lédeburite	63
	perlite	17,84
	cémentite	10,32

Tableau V.3 : Pourcentage volumique des phases et des constituants existants dans la microstructure du métal de base.

ii) Les interfaces :

Sur la figure V.10.a, on observe le carbone libre (graphite) du métal de base déchiqueté au niveau de la ZAT et la ZL, pour diffuser vers le cordon. On constate effectivement un appauvrissement en carbone dans la ZAT qui a conduit à une diminution de la lédeburite. La migration du carbone vers la zone d'inox conduit à une formation des carbures Cr_xC_y , particulièrement sous forme $(\text{Cr}_{23}\text{C}_6)$ [16].

La présence des carbures de chrome de haute dureté dans l'interface s'explique par le grand pouvoir carburigène du chrome présent dans l'acier inox [5].

La figure V.10.b met en évidence les interfaces MB- Beurrage au Ni-Inox. On observe une migration du carbone présent sous forme de graphite dans la ZAT en traversant la couche de nickel vers l'acier inox. Le taux de carbone dans l'acier inox est relativement faible, la couche de beurrage a fortement atténué sa migration (figure V.12).

La figure V.12 de l'analyse EDX correspondant à la micrographie de la figure V.11 de l'interface dans la zone de liaison met en évidence la présence de carbone issue du métal de base. A l'approche de la zone de beurrage le taux de carbone chute.

Finalement on peut dire que le beurrage nous a permis de réduire la diffusion du graphite vers l'inox.

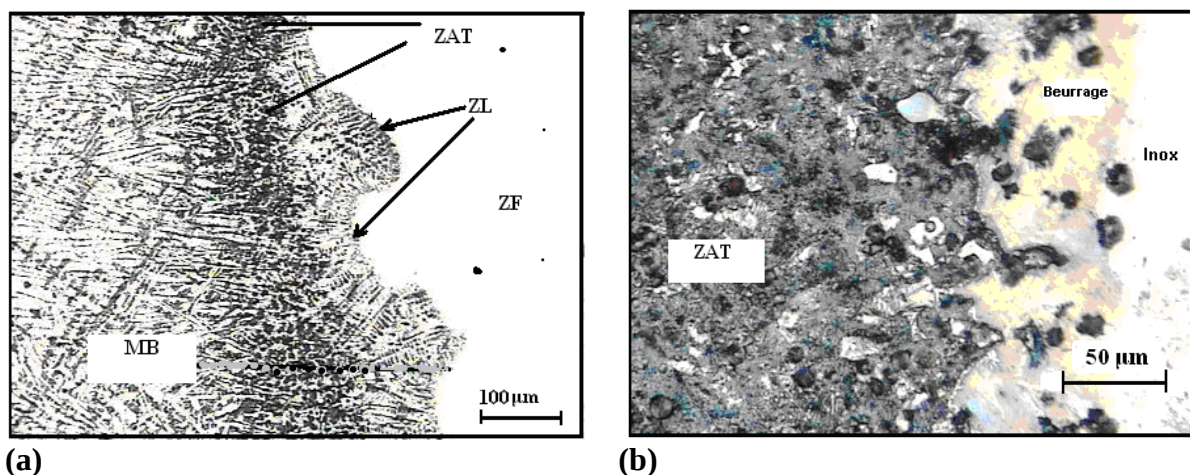


Figure V.10 : Micrographie optique des interfaces : a) MB-Inox ; b) MB- Beurrage au Ni-Inox.

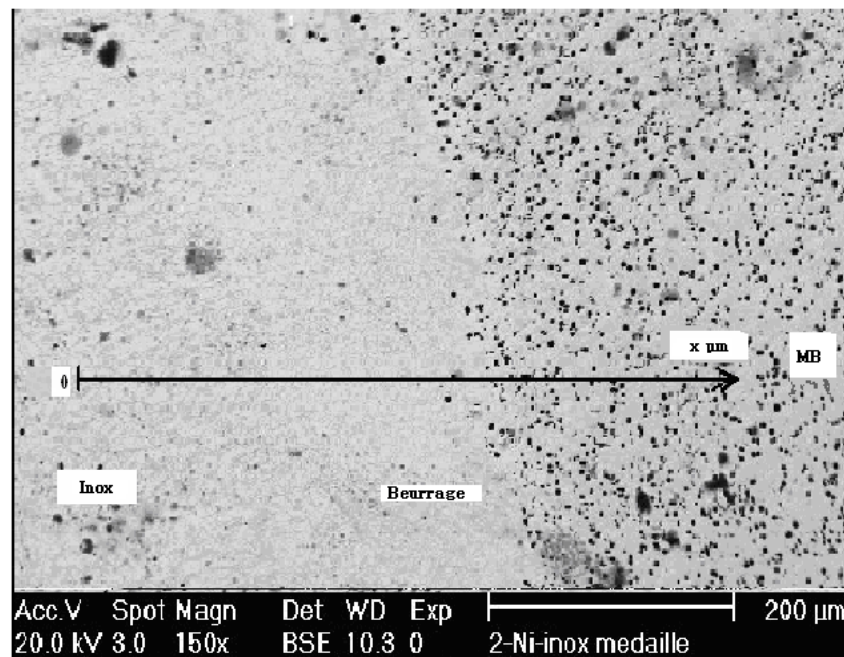


Figure V.11 : Micrographie au MEB des interfaces ; MB-Beurrage au Ni-Inox.

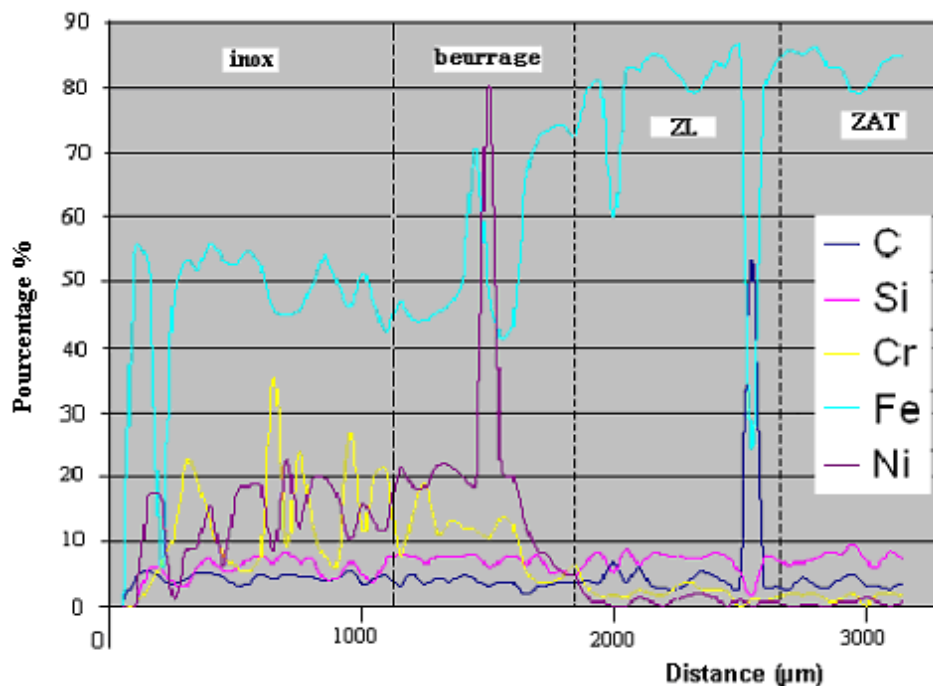


Figure V.12 : Profil des différents éléments dans les différentes zones de soudage (Analyse EDX).

V.1.3. Comparaison entre la métallisation et le soudage sans couche intermédiaire :

Dans la métallisation le dépôt d'acier inoxydable n'adhère pas sur toute la surface de la fonte, des fissures au niveau de l'interface et le déchaussement du dépôt sont mis en évidence, figure (V.2). Par contre dans le cas du rechargement par soudage, le dépôt d'acier inoxydable a bien adhéré sur la surface de la fonte (figure V.10.a).

Le procédé de métallisation sans couche intermédiaire (d'accrochage) provoque une mauvaise adhésion de la couche d'acier inoxydable, due à la faible liaison mécanique. Mais dans le procédé de rechargement par soudage sans couche intermédiaire (couche de beurrage), la dilution intermétallique (acier inox-fonte) confère à l'interface une meilleure adhésion que celle enregistrée dans le cas de la métallisation.

V.1.4. Comparaison entre la métallisation et le soudage avec couche intermédiaire :

Dans le procédé de métallisation, l'utilisation de la couche d'accrochage à base de nickel (figure V.4) donne un pouvoir d'adhérence permettant à l'acier inoxydable de bien accrocher mécaniquement sur la fonte par l'effet de plasticité de nickel et son affinité chimique avec le fer, d'où l'adhérence est purement mécanique. Par contre dans le procédé de rechargement par soudage avec l'utilisation de beurrage (figure V.10.b) l'adhérence est encore meilleure que celle du procédé de métallisation du fait que le rechargement par soudage donne à l'acier inoxydable une adhérence mécanique et métallurgique.

V.2. Caractérisation structurale avec effort de traction sur la fonte GS :

V.2.1. Métallisation avec et sans couche d'accrochage :

i) Métal de base :

La figure V.13 présente la microstructure du métal de base ayant servi au rechargement par métallisation avec et sans couche d'accrochage. C'est une fonte grise à graphite sphéroïdal à matrice ferritique, avec la présence de perlite, les proportions des constituants à savoir la ferrite, graphite et perlite sont résumées dans le tableau V.4.

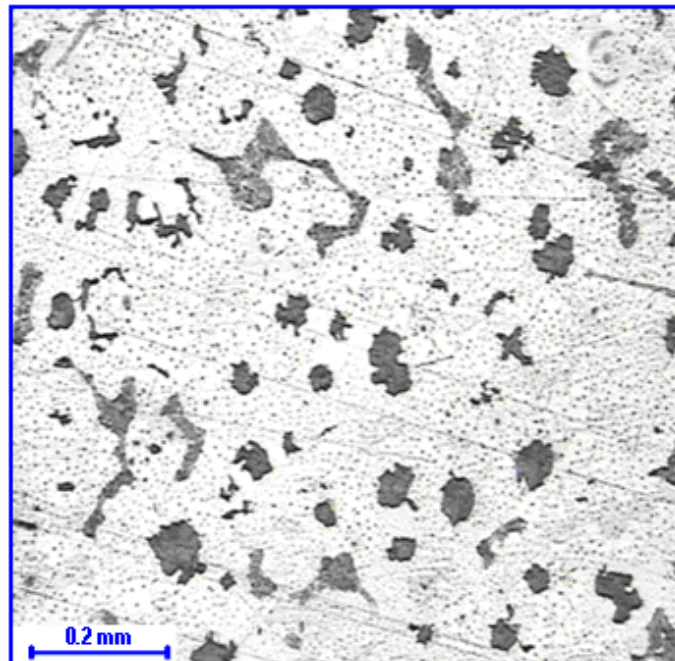


Figure V.13 : Micrographie optique du métal de base.

Microstructure	Phases	Taux (%)
Métal de base	ferrite	83
	perlite	8,8
	graphite	8,2

Tableau V.4 : Pourcentage volumique des phases et des constituants existants dans la microstructure du métal de base.

ii) Les interfaces :

La figure (V.14.a) ci-dessous, montre qu'après un essai de traction, la couche d'acier inoxydable projetée sur le substrat s'enlève complètement, il ne reste aucune trace du dépôt sur le substrat ou partiellement.

Comparativement à la métallisation où on a utilisé la couche d'accrochage en Ni-Al, les deux dépôts se sont partiellement décollés (figure V.14.b). L'apparition des fissures s'explique par l'enlèvement partiel dû à l'effet d'accrochage du nickel qui est bien collé de part et d'autre des deux interfaces sur le substrat ou sur l'acier inoxydable.

Les figures (V.15 et V.16) mettent en évidence la présence des fissures le long de l'interface.

On peut donc résumer les remarques ci-dessus que lorsqu'on applique un effort de traction sur une éprouvette métallisée, la couche d'accrochage joue un rôle très important qui se traduit par l'augmentation de l'adhérence de la couche de métallisation par l'effet de plasticité.

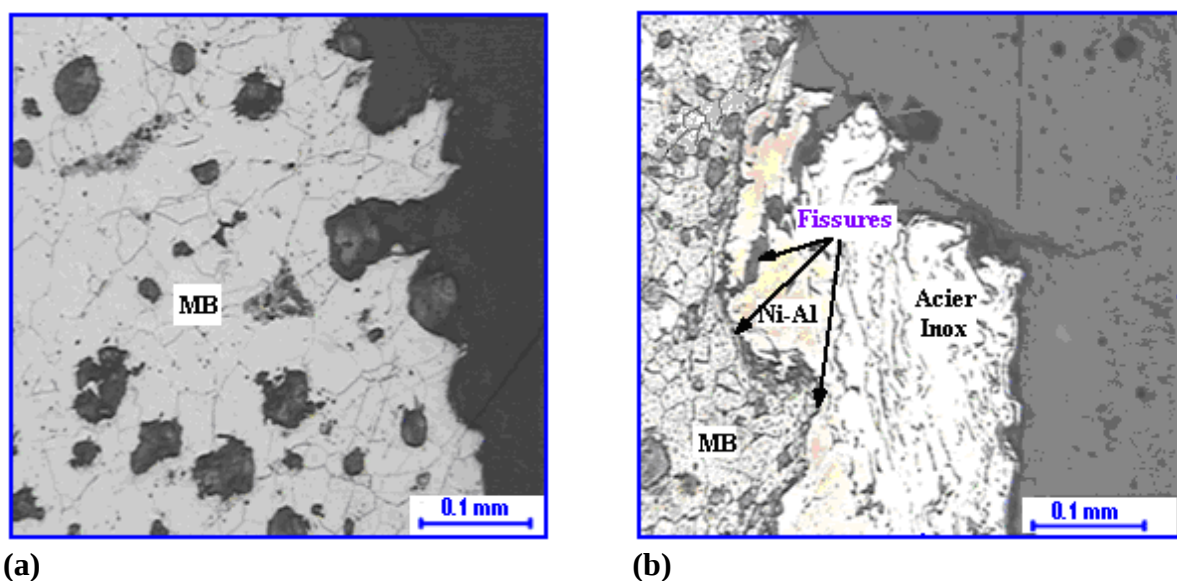


Figure V.14 : Micrographie optique des interfaces : a) MB-Inox ; b) MB-NiAl-Inox (Métallisation).

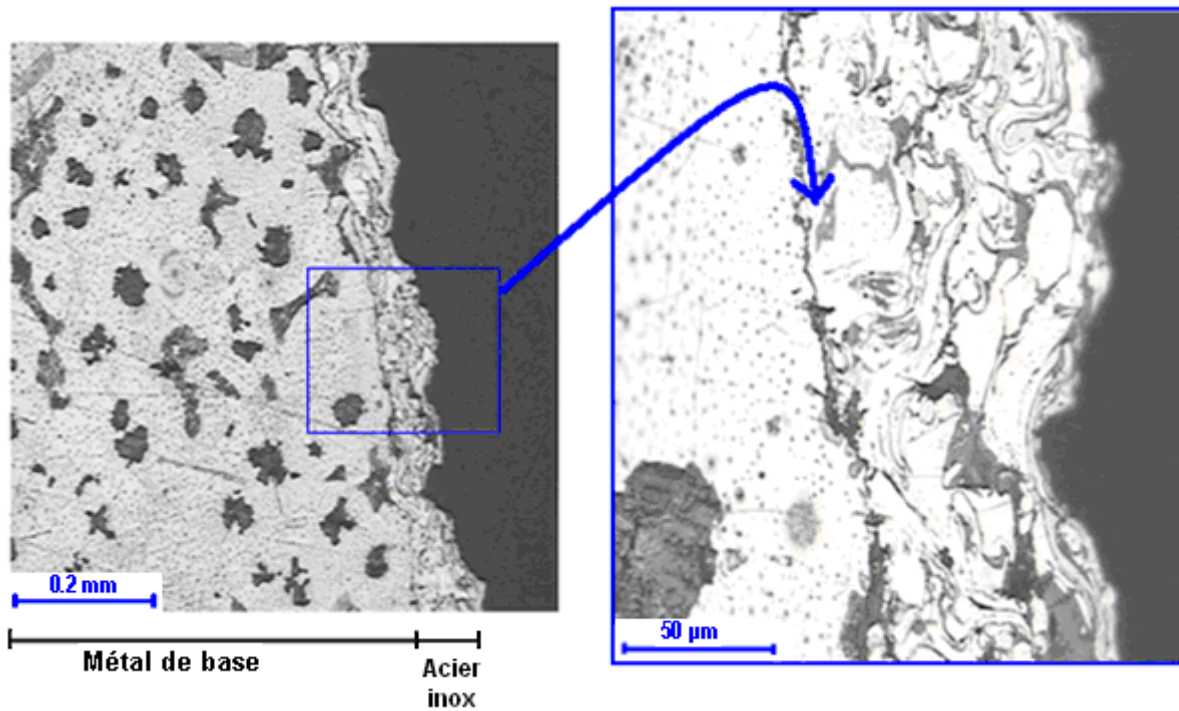


Figure V.15 : Micrographie optique des interfaces ; MB-Inox (Métallisation).

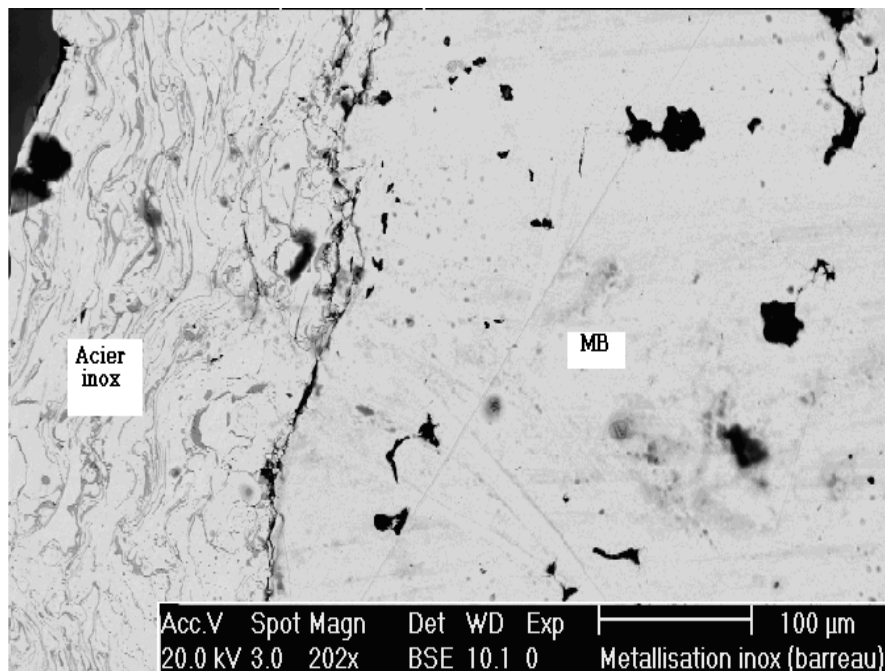


Figure V.16 : Micrographie au MEB des interfaces ; MB-Inox (Métallisation).

La figure V.17 ci-dessous représente le profil des éléments constituant la couche de rechargement et le métal de base. On constate qu'au niveau de la couche d'acier inoxydable, les différents éléments gardent pratiquement la même concentration. En arrivant au métal de base on constate clairement une chute brutale du chrome accompagnée d'une augmentation du fer.

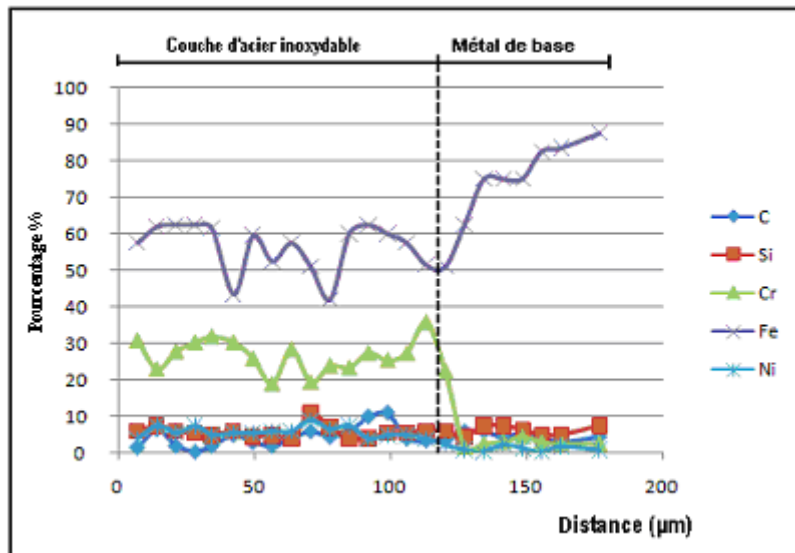


Figure V.17 : Profil des différents éléments dans les différentes zones de métallisation (Analyse EDX).

V.2.2. Rechargement par soudage avec et sans beurrage :

i) Métal de base :

L'observation du métal de base avant la réalisation du rechargement montre une structure ferrito-perlitique (figure V.18). Le graphite présent est totalement recouvert de ferrite de forme polygonale les pourcentages volumique des phases en présence sont indiquées dans le tableau V.5.

La structure ferrito-perlitique est due aux conditions d'élaboration du **keel block** ayant servi à la conception de l'éprouvette à savoir le moulage en sable et le refroidissement à l'air libre.

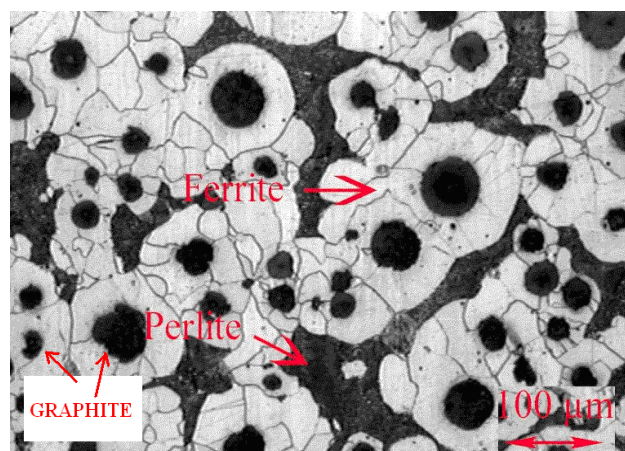


Figure V.18 : Micrographie optique du métal de base.

Microstructure	Phase	Composition (%)
Métal de base	ferrite	27,36
	perlite	59,63
	graphite	13

Tableau V.5 : Pourcentage volumique des phases et des constituants existants dans les microstructure du métal de base.

ii) Les interfaces

Les figures V.19.a et b montrent les microstructures des interfaces des deux éprouvettes réalisées, après un effort de traction, par rechargement.

La figure V.19.a correspond à l'éprouvette réalisée sans beurrage. On différencie clairement les zones de rechargement et on constate qu'au niveau de la zone de liaison, il y a des carbures entourés par des fissures engendrées par l'effet de traction.

La figure V.19.b montre la microstructure de l'interface de l'éprouvette réalisée avec beurrage. On constate une homogénéité entre les couches de rechargement avec une interface non fissurée et des graphites distribués dans la zone de beurrage (figure V.22).

En conclusion, l'effort de traction justifie le rôle primordial de la couche de beurrage qui élimine l'inconvénient de la formation des carbures durs au niveau de la zone de liaison qui créent des défauts de fissurations. Ce qui vient d'être remarqué est justifié par les figures V.20 et V.21 de la micro-dureté.

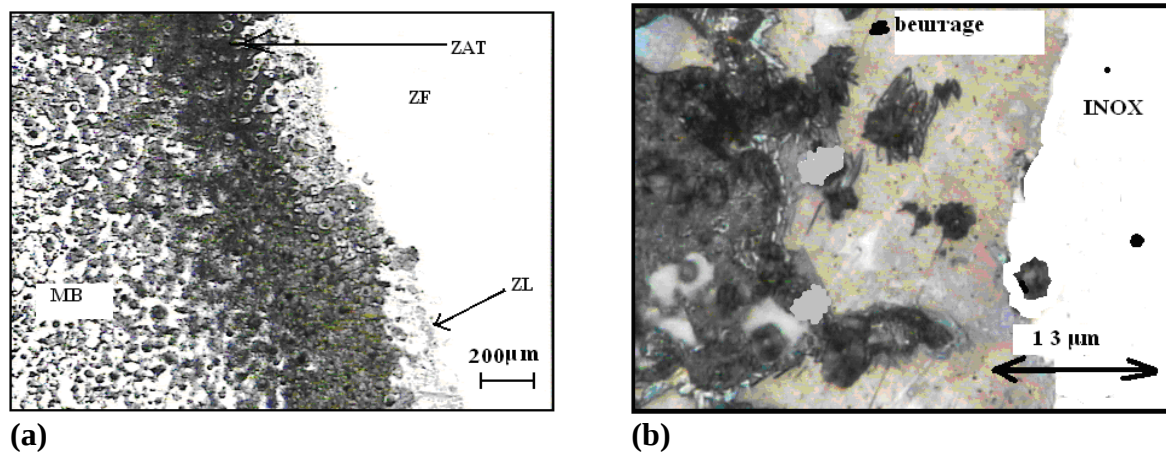


Figure V.19 : Micrographie optique des interfaces : a) MB-Inox ; b) MB-beurrage au Ni-Inox.

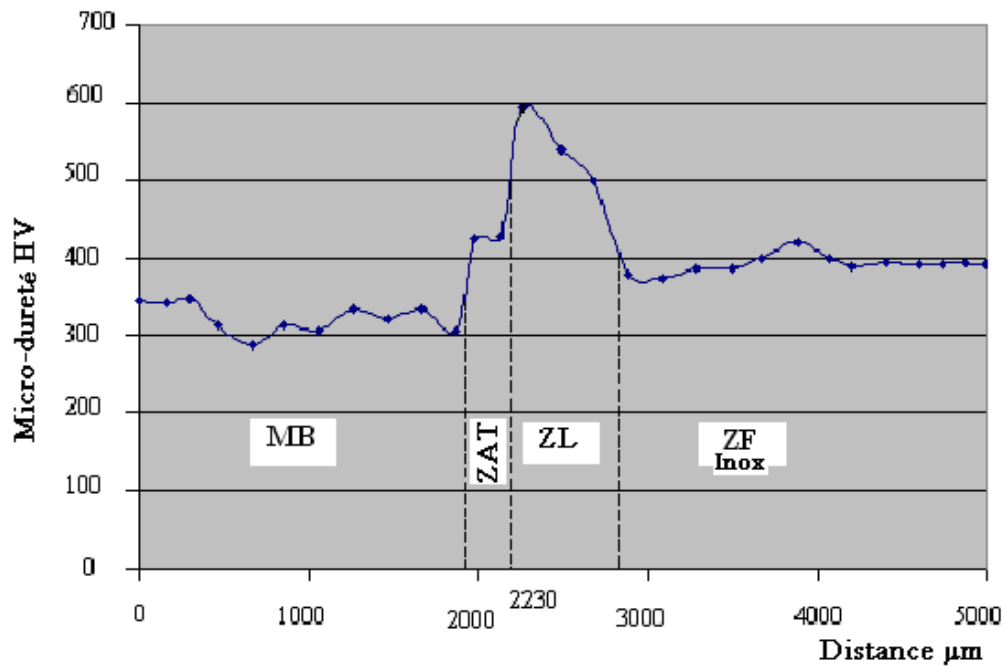


Figure V.20 : Filiation de micro-dureté à travers le métal de base-couche d'inox.

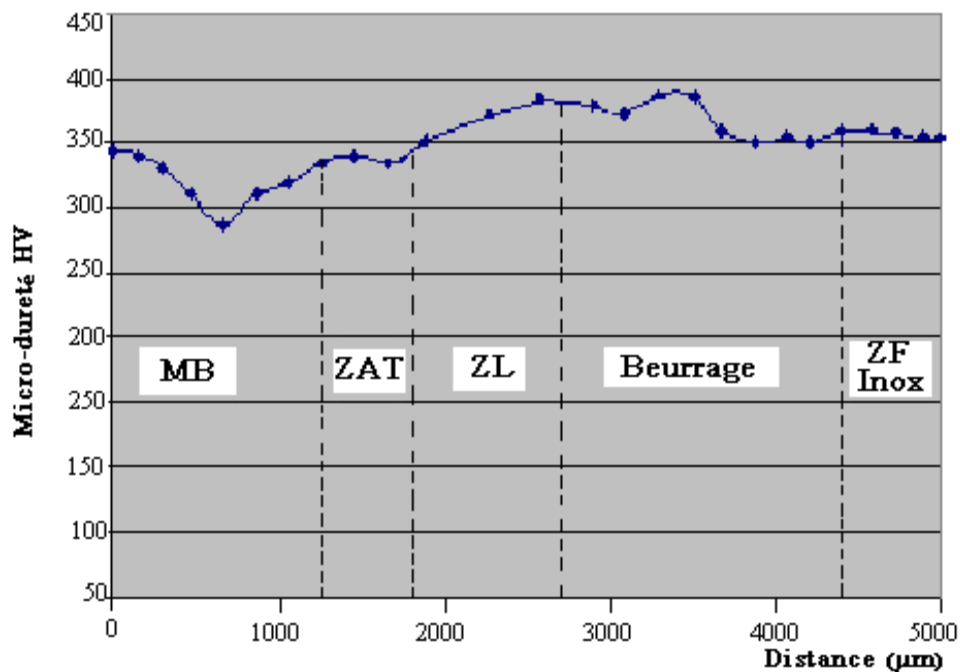


Figure V.21 : Filiation de micro-dureté à travers le métal de base-couche de beurrage-couche d'inox.

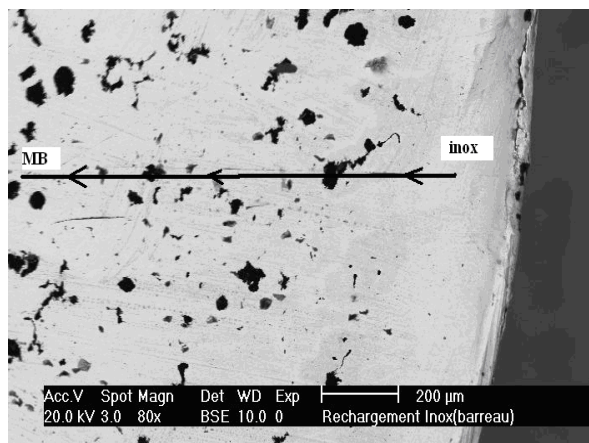
Les essais de micro-dureté effectués dans les différentes zones des échantillons rechargés par soudage, avec et sans couche de beurrage à base de nickel, ont donné les résultats reportés dans le tableau ci-dessous :

Eprouvette	Sans beurrage				Avec beurrage				
Zone	MB	ZAT	ZL	Acier inox	MB	ZAT	ZL	beurrage	Acier inox
Micro-dureté HV moyenne	320	450	500	390	320	330	370	380	360

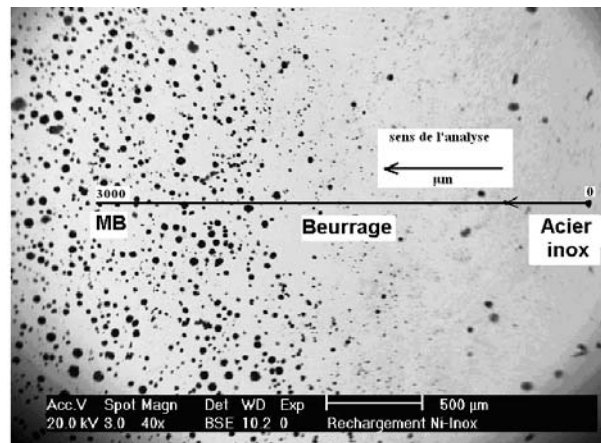
Tableau V.6 : La micro-dureté moyenne dans les différentes zones de rechargement par soudage.

A partir des résultats présentés dans le tableau V.6 ci-dessus, on trouve que le métal de base a une micro-dureté moyenne de l'ordre de 320 HV, induite par la structure ferrito-perlitique. On constate qu'il y a une augmentation de la dureté dans la ZAT et la zone de liaison ZL (450 et 500 HV respectivement), dans le cas où nous n'avons pas utilisé la couche de beurrage, ce qui donne une grande diffusivité de graphite vers la couche d'acier inoxydable, ce qui provoque la formation des carbures très dures. Par contre dans le cas où il y a la couche de beurrage, on constate qu'il y a une légère augmentation de la dureté des zones (ZAT et ZL), par rapport au métal de base, celui-ci est dû à la diminution du taux de diffusion du graphite dans la couche de l'acier inoxydable, et donc la diminution de la formation des carbures alliés formés dans celui-ci.

L'utilisation de beurrage nous a permis de stabiliser la dureté dans les différentes zones de rechargement, d'où une homogénéité mécanique de la pièce, et supprime l'effet néfaste de la grande variation de la dureté, qui donne des interfaces instables de faibles cohésions.



(a)



(b)

Figure V.22 : Micrographie au MEB des interfaces : a) MB-Inox ; b) MB-Beurrage au Ni-Inox.

L'analyse par EDX montrée dans la figure V.23 ci-dessous représente le profil des éléments constituant les différentes couches de rechargement. On constate qu'au niveau de la zone fondue les différents éléments gardent pratiquement la même concentration, du fait qu'il s'agit de la partie de l'acier inoxydable. En traversant la zone de liaison, on constate une légère augmentation du fer accompagnée d'une diminution du chrome. En arrivant à la frontière de la zone de liaison et celle affectée thermiquement, on constate clairement une chute brutale du fer et silicium accompagnée d'une forte augmentation du carbone.

Le même principe d'analyse est pratiqué sur l'éprouvette réalisée avec beurrage est montré dans la figure V.24. On constate les mêmes profils des éléments constituant les différentes couches de rechargement, seulement le phénomène se répète deux fois à raison qu'il y a deux zones affectées thermiquement, la première entre le beurrage et l'acier et la seconde entre le beurrage et la fonte.

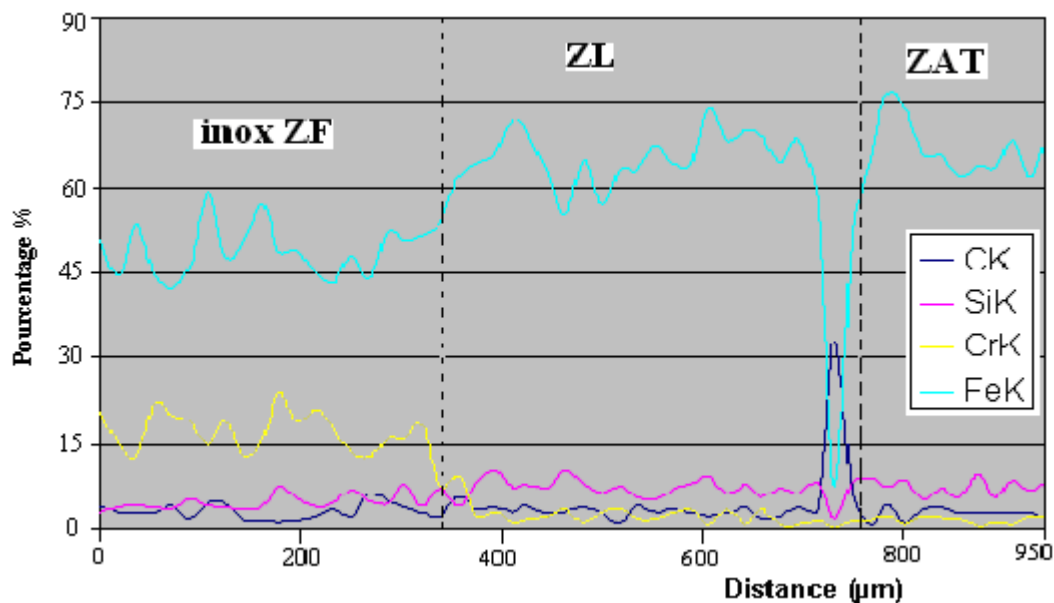


Figure V.23 : Profil des différents éléments dans les différentes zones de soudage sans couche de beurrage (Analyse EDX).

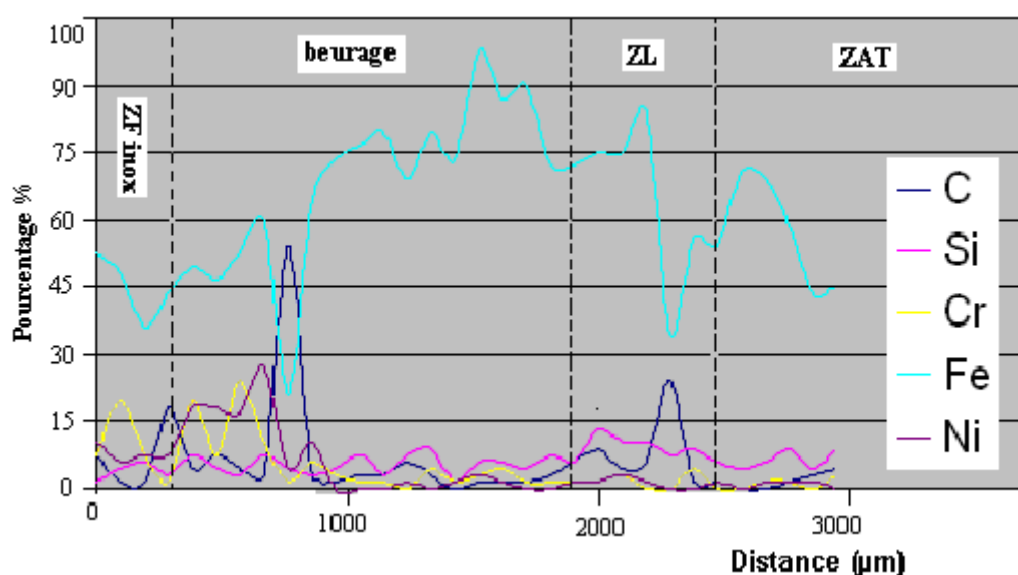


Figure V.24 : Profil des différents éléments dans les différentes zones de soudage avec couche de beurrage (Analyse EDX).

V.2.3. Comparaison entre la métallisation et le soudage sans couche intermédiaire :

On peut conclure, que le procédé de rechargement par soudage donne une meilleure adhérence de la couche que celle de la métallisation.

V.2.4. Comparaison entre la métallisation et le soudage avec couche intermédiaire :

L'utilisation d'un beurrage lors du rechargement par soudage améliore nettement l'adhérence de la couche en comparaison du procédé de métallisation avec couche d'accrochage voir figure V.14.b et V.19.b.

V.3. Caractéristiques mécaniques :

Les caractéristiques mécaniques de la fonte grise à graphite sphéroïdal GS rechargée par la métallisation et par le soudage ont été déterminées par l'essai de traction.

Les courbes de traction relatives aux éprouvettes examinées sont représentées sur les figures V.25 et V.26, les autres courbes sont exposées dans la partie annexe C.

Lors de l'essai de traction, les éprouvettes rechargées par métallisation avec ou sans couche d'accrochage, les couches de rechargement ont toutes subi un déchaussement, que cela soit les éprouvettes ayant subis un préchauffage ou non. Ce qui nous permet de conclure que l'adhérence entre les couches est faible.

A partir du graphe V.25, on remarque clairement que les domaines élastique et plastique sont importants, ce qui résulte un allongement notable qui peut varier de 6 à 12%. Cela nous permet de dire que le rechargement par métallisation n'a pas provoqué un grand changement au niveau des propriétés mécaniques intrinsèques de la fonte GS.

Dans le cas où les éprouvettes sont rechargées par soudage, on constate, lors de l'essai de traction qu'il y a une rupture fragile due à une forte adhésion de la couche de rechargement avec ou sans couche de beurrage. Ce qui provoque un durcissement superficiel de l'éprouvette par l'effet de cycle thermique produit au cours du rechargement. Autrement dit, le domaine élastique et le domaine plastique sont faibles avec un allongement qui varie entre 2 à 3% comme l'indique le graphe V.26.

A partir de tout ce qui vient d'être dit on conclue que lorsqu'on applique un effort de traction, la couche rechargée par métallisation s'est fissurée due à une faible adhésion entre la couche et la pièce par rapport à la couche rechargée par soudage qui a provoqué une forte adhésion avec fragilisation de l'éprouvette.

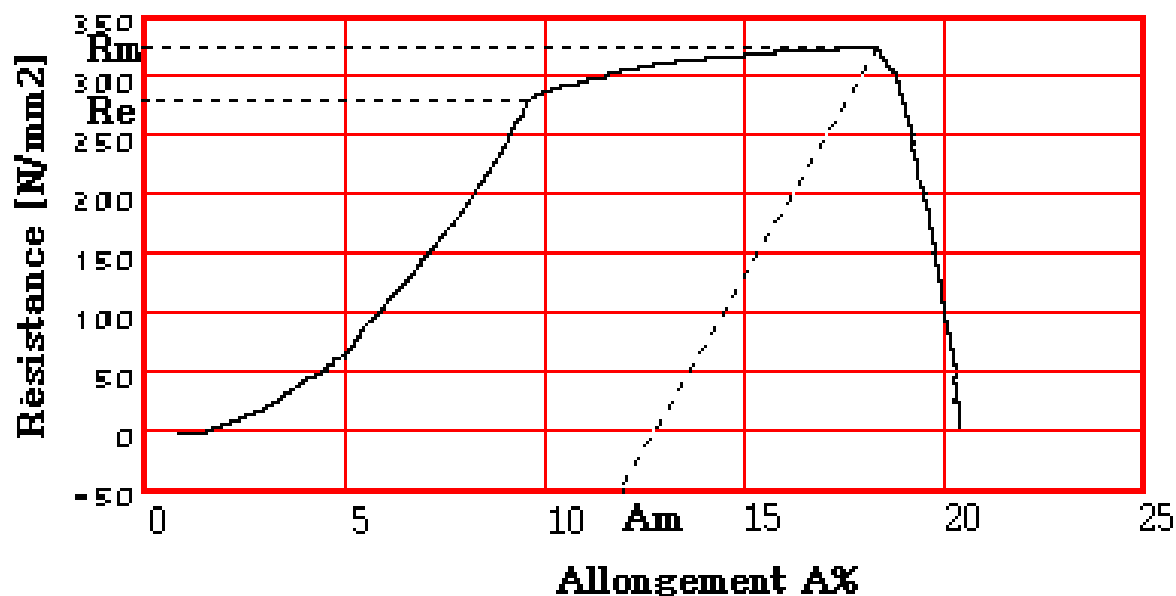


Figure V.25 : Courbe de traction d'une éprouvette rechargée par métallisation.

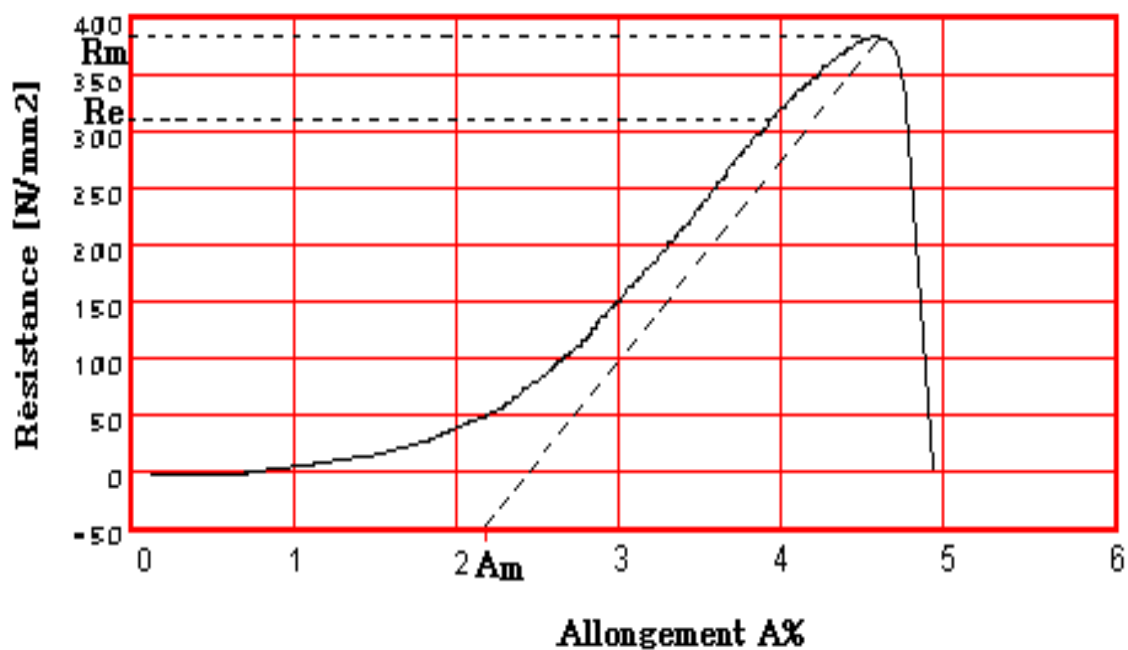


Figure V.26 : Courbe de traction d'une éprouvette rechargée par soudage.

En exploitant les courbes de tractions, on pourrait déterminer les propriétés mécaniques suivantes : l'allongement $A\%$, la limite élastique ($R_{e0,2}$), la résistance à la traction (R_m), et le module d'élasticité (E).

Ces propriétés mécaniques sont résumées au tableau ci-dessous.

Eprouvette	Dimensions éprouvette D (mm)	Section S (mm ²)	Allongement $L_0 = 50$ mm A %	Limite d'élasticité $R_{e0,2}$ (N/mm ²)	Résistance à la rupture R_m (N/mm ²)	Module d'élasticité E (N/mm ²)
MI1	10.7	90	10	300	375	5720
MI2	10.8	91	5	275	331	5645
MCAI1	10.9	93	12	280	342	5600
MCAI2	11	95	10	275	331	7500
MCAIP1	8.8	60.8	8	280	325	7000
MCAIP2	8.8	60.8	9	300	374	9000
MIP1	8.5	56.7	11	320	381	10000
MIP2	8.6	58.0	néant	néant	140	néant
SI1	12	113	2	310	365	12500
SI2	11.5	104	néant	néant	319	néant
SBI1	12	113	2	310	360	13600
SBI2	12	113	3	300	340	15000

MI1, 2 : métallisation par inox, éprouvette 1 et 2 ;

MCAI1, 2 : métallisation par (couche d'accrochage + inox), éprouvette 1 et 2 ;

MIP1, 2 : métallisation par inox avec préchauffage, éprouvette 1 et 2 ;

MCAIP1, 2 : métallisation par (couche d'accrochage + inox) avec préchauffage, éprouvette 1 et 2 ;

SI1, 2 : rechargement par soudage (inox), éprouvette 1 et 2 ;

SBI1, 2 : rechargement par soudage (beurrage+inox), éprouvette 1 et 2.

Tableau V.7 : Caractéristiques mécaniques de différentes éprouvettes lors de l'essai de traction.

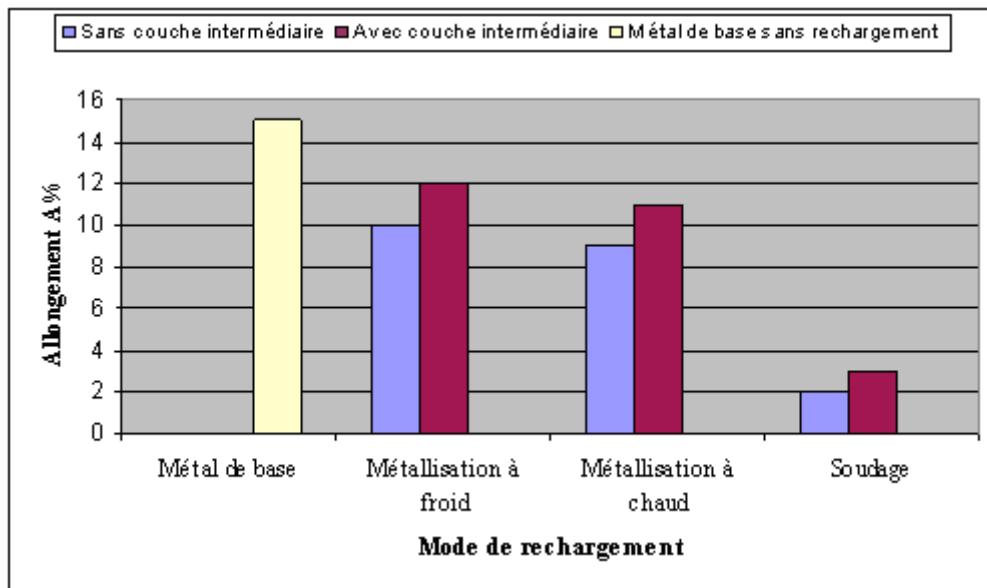


Figure V.27 : Variation de l'allongement de différentes éprouvettes rechargées.

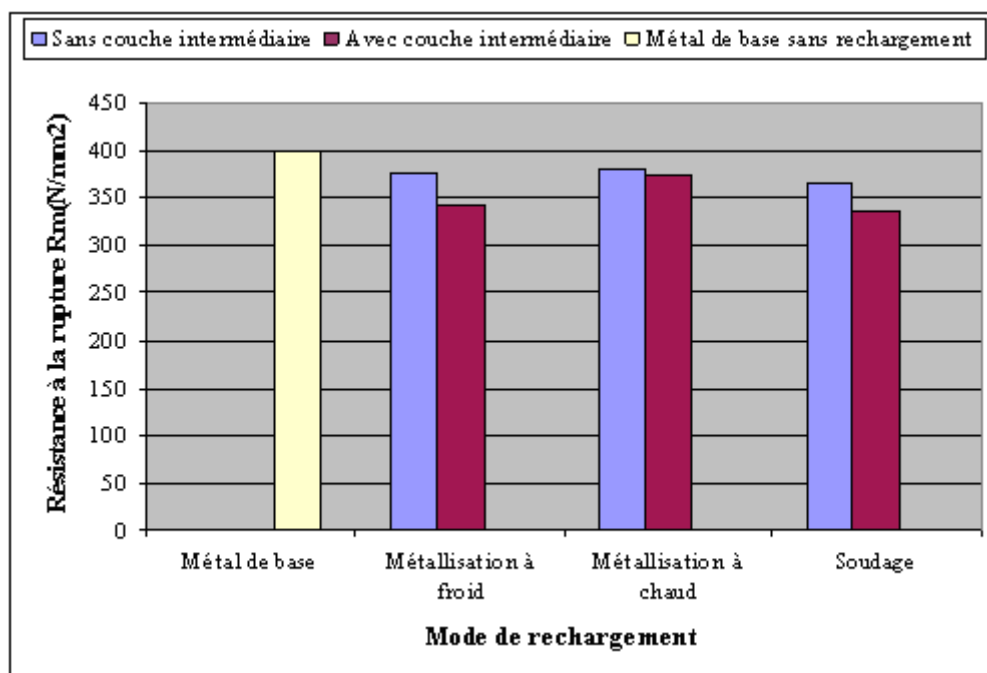


Figure V.28 : Variation de la résistance à la rupture de différentes éprouvettes rechargées.

Sur la figure V.27 correspondant à la variation de l'allongement pour les différentes éprouvettes rechargées, on constate que l'allongement dans la métallisation à froid présente des valeurs inférieures que celle du métal de base, donc la fonte rechargée subit une fragilisation au cours du rechargement. On remarque aussi que l'allongement estimé lors de l'utilisation de la couche d'accrochage est un peu plus grand que celui où nous n'avons pas utilisé cette couche d'accrochage, cela est probablement dû à la ductilité de la couche d'accrochage.

Dans la métallisation à chaud, on constate la même chose que celle dans la métallisation à froid, l'allongement est de l'ordre de 9 %. Puisque le préchauffage n'influe pas sur le procédé de métallisation.

Par contre, dans le rechargement par soudage, on constate un très faible allongement par rapport à celui estimé dans la métallisation. Cela est due à l'effet durcissant provoqué par les cycles thermiques au cours du rechargement qui crée des déformations et des contraintes résiduelles [19].

La figure V.28 correspondant à la variation de la résistance à la rupture, nous avons constaté des valeurs voisines de celle du métal de base. Contrairement au rechargement par soudage lorsque nous avons utilisé la couche de beurrage, on constate un léger abaissement de la résistance à la rupture d'où des caractéristiques mécaniques meilleures.

CONCLUSION GENERALE

A la lumière des résultats obtenus par les différentes techniques, on peut donc conclure:

Lors du rechargement par métallisation, l'utilisation de la couche d'accrochage (Ni-Al) nous a permis d'atténuer l'inconvénient des fissurations au niveau de l'interface. Ceci est dû à l'effet mécanique de plasticité du nickel. L'interface fonte-NiAl-Inox présente une cohésion acceptable par accrochage.

Lors du rechargement par soudage, l'utilisation du beurrage à base de nickel nous a permis de réduire la diffusion du graphite vers l'inox, d'où la réduction de la formation des carbures alliés plus dur au niveau de la couche de l'acier inoxydable sans beurrage.

Lors de l'application d'un effort de traction sur une éprouvette métallisée, la couche d'accrochage joue un rôle important qui se traduit par l'adhérence acceptable de la couche de métallisation due à la ductilité de nickel.

Dans le cas d'un rechargement par soudage la couche de beurrage permet :

- ❖ La réduction des carbures au niveau de la zone de liaison mise en évidence par la filiation de micro-dureté.
- ❖ L'amélioration des propriétés mécaniques (Allongement A%).
- ❖ La stabilisation de la dureté dans les différentes zones de rechargement, d'où une homogénéité mécanique de la pièce, et supprime l'effet néfaste de la grande variation de la micro-dureté, qui donne des interfaces instables de faibles cohésions.

La ductilité de la fonte grise à graphite sphéroïdal et les reliefs de leur matrice permet d'avoir un bon accrochage mécanique mais l'existence du graphite (carbone libre) rend le procédé de métallisation par projection thermique inutile ou simplement décoratif (faible adhérence).

Le préchauffage de la fonte à des températures de l'ordre (250-300) °C avant la métallisation est insuffisant pour l'amélioration de l'adhérence.

Le rechargement par soudage sur des fontes grises à graphite sphéroïdal ou sur les fontes truitées donne de bons résultats d'adhérence, particulièrement lors de l'utilisation de la couche de beurrage, mais il provoque une fragilisation de la fonte dû à des carbures formés.

Le procédé de rechargement par métallisation est plus économique que celui par soudage qui provoque une perte de matière pendant le rechargement et lors de l'usinage.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

Références bibliographiques

- [1] **H.LE BRETON**, <<Manuel pratique du fondeur de fonte>>, Dunod, Paris 1966.
- [2] **J. BARRALIS, G. MAEDER**, <<Précis de métallurgie, élaboration, structures, propriétés et normalisation>>, NATHAN, 5^{ème} édition, p 144-152 et 108-110, Paris 1990.
- [3] **C.CHAUSSIN, G.HILLY**, <<Métallurgie, alliages métalliques tome I>>, DUNOD, Paris 1976, pages 126, 127, 129,135 247, 248.
- [4] **G. MURRY**, <<Aciers, Généralités>>, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques, M300, 2002.
- [5] **K.M. ZWILSKY, E.L. LANGER**, <<ASM Handbook, Volume 1, properties and selection: irons, steels, and high performance alloys>>, Section: Publication Information and Contributors, 10^{ème} édition, 1993.
- [6] **MICHEL GEIER**, <<Métallurgie de fonderie tome II>>, éditions Eyrolles, paris 1978.
- [7] **H.DE LEIRIS**, <<Métaux et alliages tome II>>, Masson, Paris 1971.
- [8] **R.LE GOUIC**, <<Précis de soudage brassage et technique connexes>>, éditions Eyrolles, Paris 1978.
- [9] **A. PRONER**, <<Revêtement par projection thermique>>, Technique de l'ingénieur, traité Matériaux métalliques, M1645.
- [10] **S. NOUROUZI**, <<Contribution à l'étude du procédé arc-fil pour la réalisation des dépôts métalliques durs résistants à l'usure abrasive>>, Thèse pour obtenir le grade de Docteur de l'université de LIMOGES, Thèse N° 49, Année 2004.
- [11] **L. PAWLOWSKI**, <<Dépôts physiques –Techniques, microstructures et propriétés>>, édition PPUR 2003.
- [12] **G. ENGLAND**, <<Nature of thermal spray coatings>>, Journée Scientifique, ONERA, 2003.
- [13] **Sophie. BARRADAS**, <<étude, à l'aide du choc laser, des mécanismes d'adhérence aux interfaces cuivre/aluminium et cuivre/cuivre obtenues par projection thermique>>, thèse de Doctorat, Ecole Des Mines de Paris, 2004.
- [14] **Yule, ANDREW, J. DUNKLEY** <<Atomization of Melts for Powder Production and Spray deposition>>, Volume 36 A, Avril 2004-1007.
- [15] **M. VARDELLE, S.BANSARD, P .FAUCHAIS**, <<La projection thermique : Formation du dépôt et contrôle en ligne du procédé>>, Journée Scientifique-Barrières thermiques-ONERA, 23 mai 2002.
- [16] **Collection ATS-OTUA**, <<Propriétés d'emploi des aciers, conseils pour le soudage des aciers inoxydables>>, paris 1992.
- [17] **R.VARISELLAZ**, <<Soudage, éléments de conception et de réalisation>>, DUNOD, Paris 1982.
- [18] **KLAS.WEMAN**, <<Aide-mémoire, procédés de soudage>>, DUNOD, paris 2005.
- [19] **H. GRANJON**, << Bases métallurgiques de soudage >>. 2^{ème} édition. Publication du soudage et de ses applications. Paris. 1995.
- [20] **R.CAZES**, <<Soudage à l'arc>>, Techniques de l'ingénieur, traité Matériaux métalliques, B7730, Août 1995.

- [21] **P-J CUNAT**, <<Aciers inoxydables: Mise en oeuvre>>, Techniques de l'ingénieur, traité Matériaux métalliques, M4542, Septembre 2000.
- [22] **L.MANDEL**, <<Manuel pratique de soudage à l'arc>>, DUNOD, 6^{ème} édition, Paris 1969.
- [23] **Y.ADDA, J.PHILIBERT**, <<La diffusion dans les solides tome II>>, DUNOD, Paris 1966.
- [24] **I.LAKHTINE**, <<Métallographie et traitements des métaux >>, édition MIR, pages 33-34, Moscou 1986.
- [25] **P.GUIRALDENQ**, << Diffusion dans les métaux>>, Technique de l'ingénieur, traité Matériaux métalliques, M55.
- [26] **P.J CUNAT** <<Aciers inoxydables. Propriétés, Résistance à la corrosion >>, Technique de l'ingénieur, traité Matériaux métalliques, M4541.
- [27] **Catalogue ESAB**, <<Welding Handbook, Consumables for manual and automatic welding>>, 9^{ème} edition, 2005.
- [28] **J. P. EBERHART**, <<Méthodes physiques d'étude des minéraux et des matériaux solides>>, Doin éditeurs, 1976.
- [29] <http://www.materiau.ecam.fr/savoirplus/mebanglais/indeex.html>.

ANNEXES

Annexe A : Caractéristiques microstructurales

A.1. Métallisation :

A.1.1. Médaille rechargée par métallisation (NiAl +acier inoxydable) à froid:

1. Métal de base :

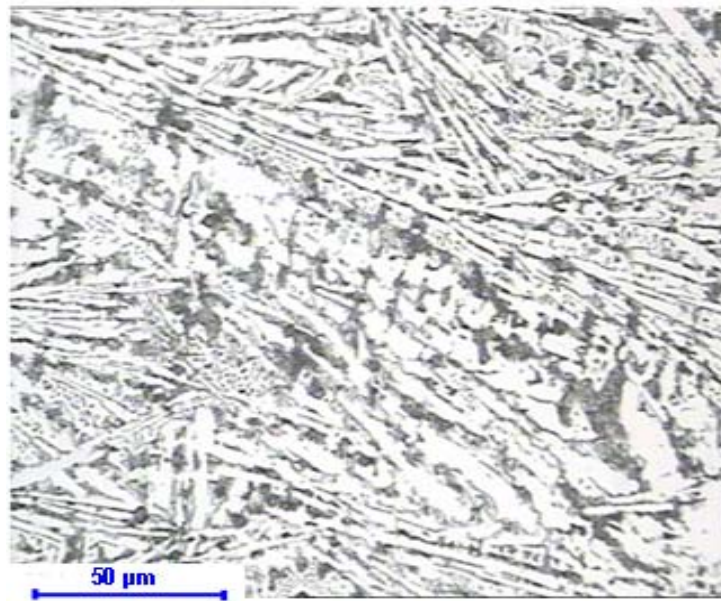


Figure A.1 : Micrographie optique du métal de base.

A.1.2. Médaille rechargée par métallisation (NiAl +acier inoxydable) avec préchauffage :

1. Métal de base :

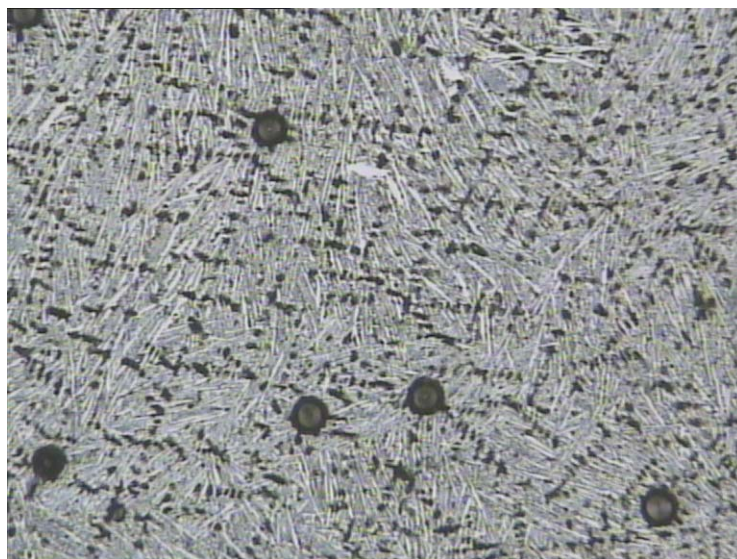


Figure A.2 : Micrographie optique du métal de base G × 200.

2. Les interfaces :

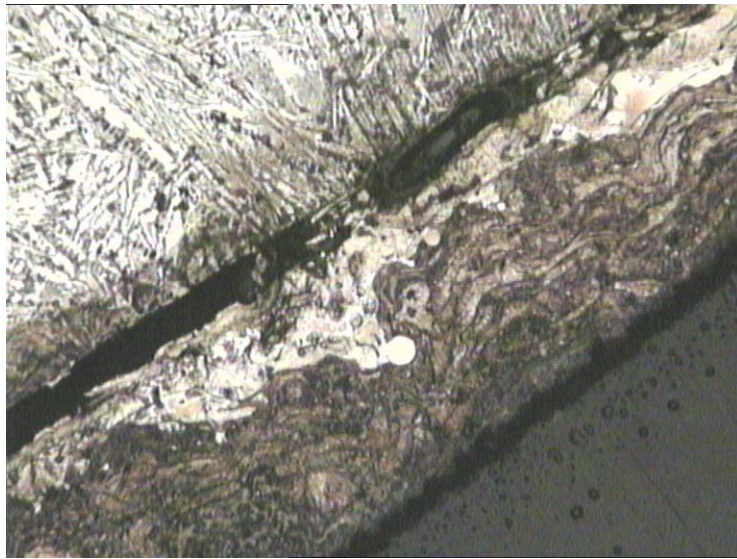


Figure A.3 : Micrographie optique des interfaces ; MB-NiAl-Inox $G \times 200$.

A.2. Soudage :

A.2.1. Médaille rechargée par soudage (acier inoxydable seulement) :

1. Métal de base :

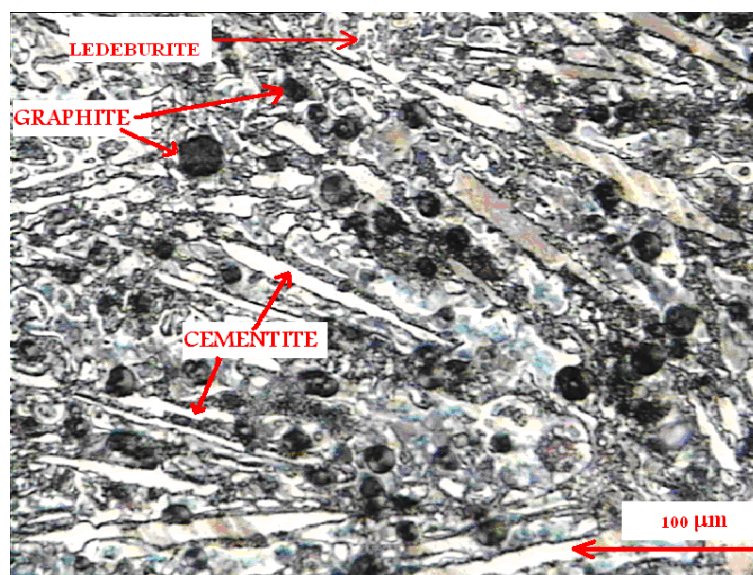


Figure A.4 : Micrographie optique du métal de base.

2. Les interfaces :

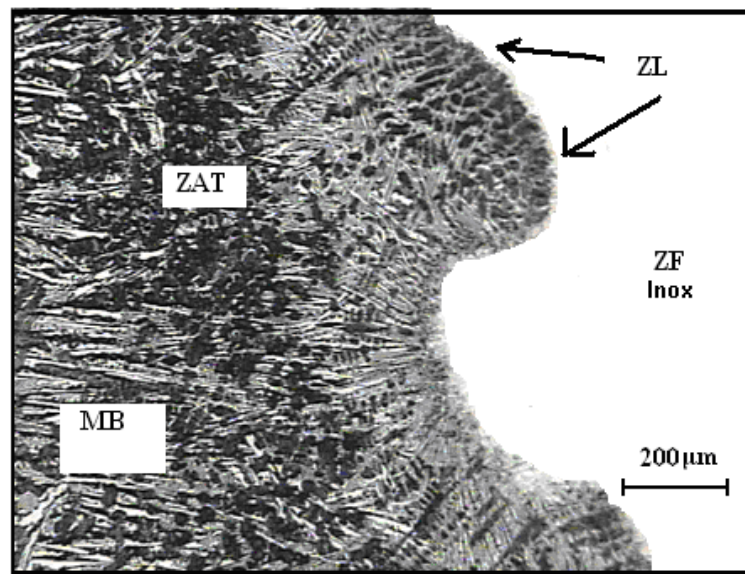


Figure A.5 : Micrographie optique des interfaces ; MB-Inox.

A.2.2. Eprouvette de traction rechargée par soudage (beurrage + acier inoxydable) :

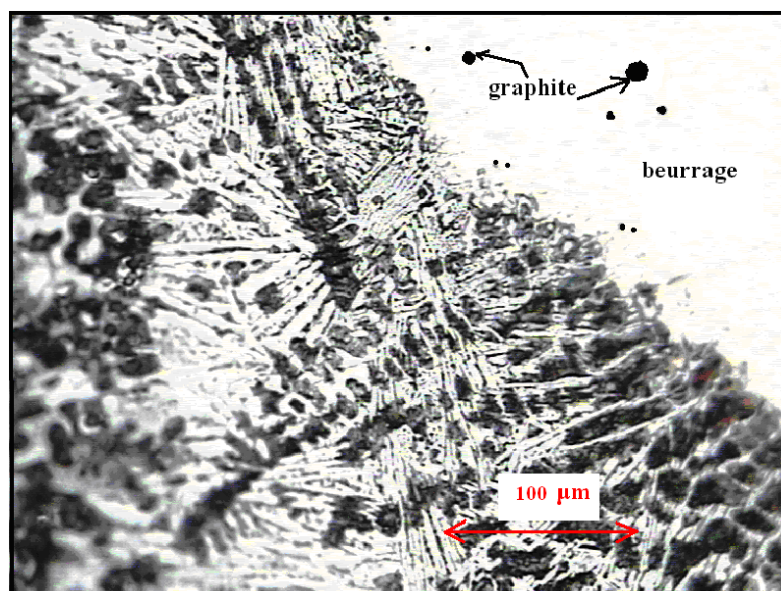


Figure A.6 : Micrographie optique des interfaces ; MB-Beurrage au Ni-Inox.

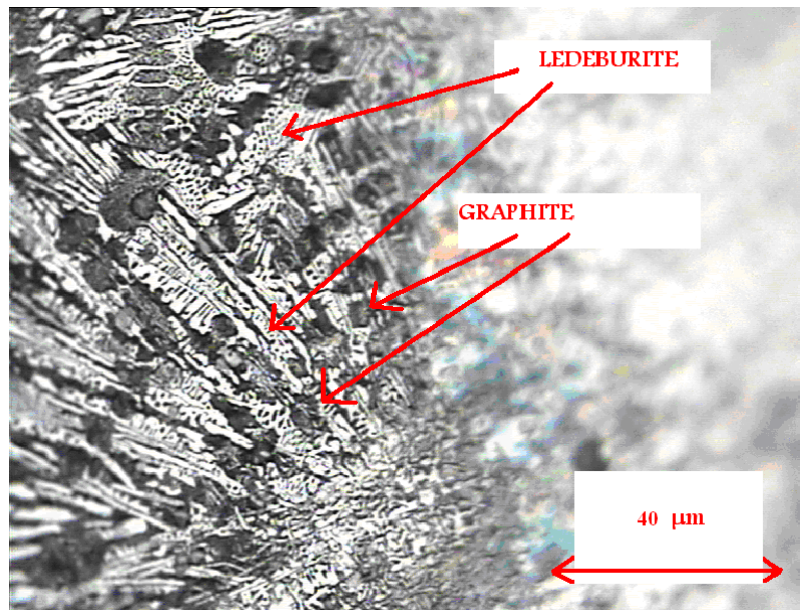


Figure A.7 : Micrographie optique des interfaces ; MB-Beurrage au Ni -Inox.

Annexe B : Analyse quantitative

La méthode utilisée pour l'analyse quantitative est la méthode du grillage.

B.1. Métal de base (médaille cylindrique) rechargé par soudage (acier inoxydable seulement) :

Nt (noeuds) : nombre de nœuds total = 475.

Ng : nombre de nœuds se trouvant sur le graphite = 42.

Nc : nombre de nœuds se trouvant sur la cémentite = 49.

Nl : nombre de nœuds se trouvant sur la lédeburite = 300.

Np : nombre de nœuds se trouvant sur la perlite = 84.

% lédeburite = $Nl/Nt = 300/475 = 0,63 = 63 \%$.

%cémentite = $Nc/Nt = 49/475 = 0,103 = 10,32 \%$.

%graphite = $Ng/Nt = 42/475 = 0,088 = 8,84 \%$.

%perlite = $100\% - (\%lédeburite + \%cémentite + \%graphite) = 100 - (8,84 + 42 + 10,32) = 17,84\%$.

B.2. Métal de base (médaille cylindrique) rechargé par soudage (beurrage+acier inoxydable) :

Nt : Le nombre de nœuds total = 475.

Ng : Le nombre de nœuds superposés sur le graphite = 54.

Nl : Le nombre de nœuds superposés sur la lédeburite = 306.

Nc : Le nombre de nœuds superposés sur la cémentite = 50.

% lédeburite = $Nl/Nt = 306/475 = 0,64 = 64,42 \%$.

% graphite = $Ng/Nt = 54/475 = 0,11368 = 11,368 \%$.

% cémentite = $Nc / Nt = 50/475 = 0,105 = 10,526 \%$.

% perlite = $\%100 - (\% cémentite + \% lédeburite + \% graphite) = 100 - (11,368 + 64,42 + 10,526) = 13,69 \%$.

B.3. Métal de base (éprouvette de traction) rechargé par soudage (acier inoxydable seulement) :

Nt : Le nombre de nœuds total = 475.

Ng : Le nombre de nœuds superposés sur le graphite = 62.

Nf : Le nombre de nœuds superposés sur la ferrite = 130.

% graphite = $Ng / Nt = 62 / 475 = 0,13 = 13 \%$.

% ferrite = $Nf / Nt = 130 / 475 = 0,2736 = 27,36 \%$.

% perlite = $100\% - (\% graphite + \% ferrite) = 100 - (13 + 27,36) = 59,632 \%$.

B.4. Métal de base (éprouvette de traction) rechargé par soudage (beurrage+acier inoxydable) :

Nt : le nombre total de nœuds = 475.

Ng : Le nombre de nœuds superposés sur le graphite = 52.

Nf : Le nombre de nœuds superposés sur la ferrite = 138.

% graphite = $Ng/N = 52/475 = 0,11 = 11 \%$.

% ferrite = $Nf/N = 138/475 = 0,29 = 29,00 \%$.

% perlite = $100\% - (\% graphite + \% ferrite) = 100 - 11 - 29,00 = 60,00 \%$.

Annexe C : Caractéristiques mécaniques

C.1. Dureté Brinell :

C.1.1. Métal de base (médaille) rechargé par soudage (acier inoxydable seulement) :

Nous avons effectuée quatre essais dans le métal de base qui est une fonte truité, et le tableau ci dessous résume tous les essais, ainsi que leurs moyennes.

N° Essai	Essai 1	Essai 2	Essai 3	Essai 4	La moyenne
Dureté HB	410,00	400,50	405,00	415,00	407,63

Tableau C.1 : Les valeurs de l'essai de dureté Brinell sur le métal de base.

C.1.2. Métal de base (éprouvette de traction) rechargé par soudage (acier inoxydable seulement) :

Nous avons effectué quatre essais dans le métal de base qui est une fonte ferrito-perlitique, le tableau C.2 montre les résultats des quatre essais, ainsi que la valeur moyenne de la dureté Brinell.

N° Essai	Essai 1	Essai 2	Essai 3	Essai 4	La moyenne
Dureté HB	330,00	350,00	335,00	330,00	336,25

Tableau C.2 : Les valeurs de l'essai de dureté Brinell sur le métal de base.

C.2. Les courbes de tractions :

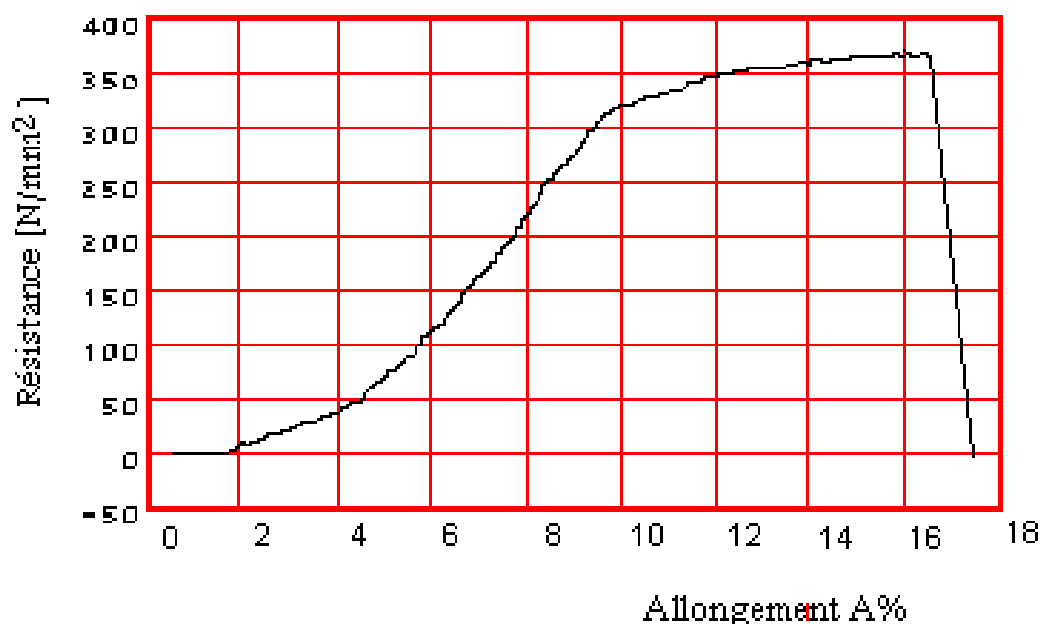


Figure C.1 : Courbe de traction d'une éprouvette rechargée par métallisation (couche d'accrochage+acier inox).

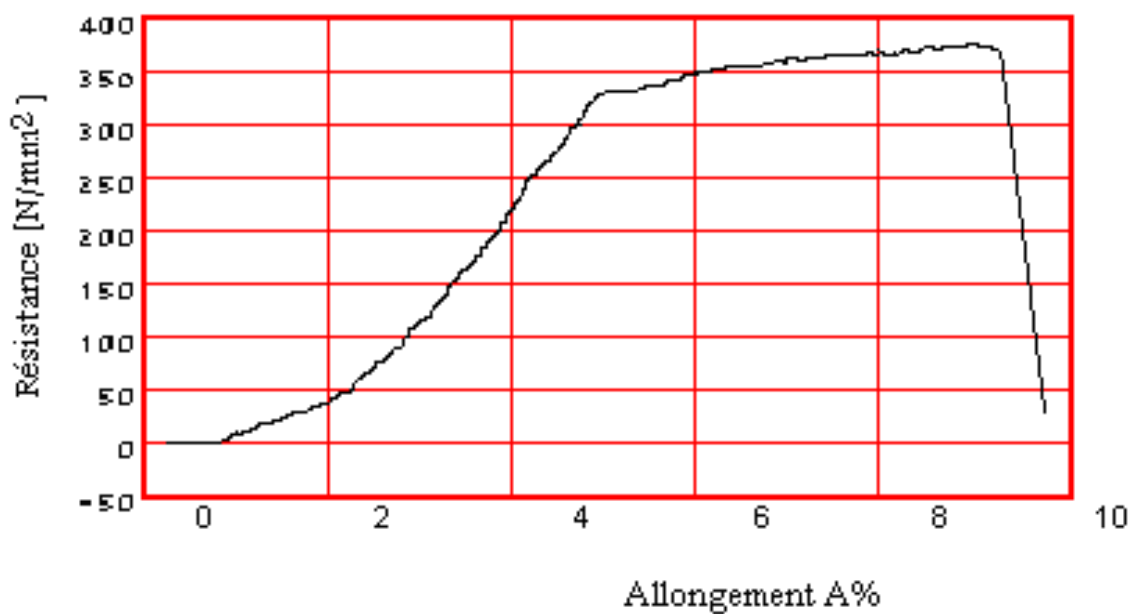


Figure C.2 : Courbe de traction d'une éprouvette rechargée par métallisation (acier inoxydable).

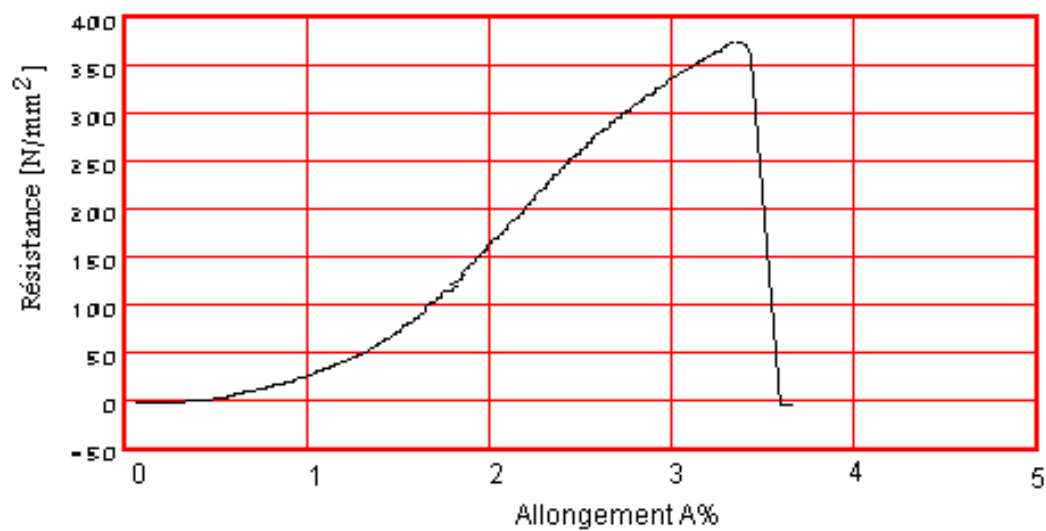


Figure C.3 : Courbe de traction d'une éprouvette rechargée par soudage (beurrage+acier inox).

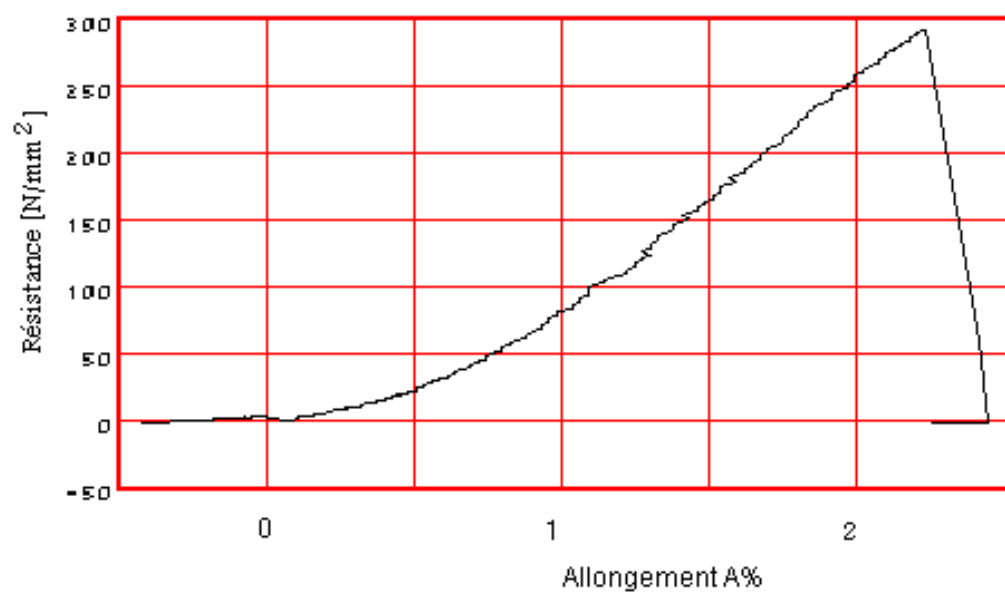


Figure C.4 : Courbe de traction d'une éprouvette rechargée par soudage (acier inoxydable).