

République Algérienne Démocratique et Populaire

Ministère de l'Enseignement
Supérieur et de la Recherche
Scientifique

Ecole Nationale Polytechnique



وزارة التعليم العالي
و البحث العلمي
المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات

Département de métallurgie

PROJET DE FIN D'ETUDE

SUJET

***ETUDE METALLURGIQUE DE DEPOTS
OBTENUS PAR SOUDAGE SUR FONTE
GRISE.***

Présenté par :

HAMDANE OUADIE

Dirigé par :

PROFESSEUR: SALHI ESSAID

Promotion: JUIIN 2008

Résumé :

Nous avons caractérisé un rechargement d'une fonte grise par le procédé de soudage de l'électrode enrobée. Ce type de rechargement est destiné à la réparation des pièces en fontes.

Nous avons caractérisé une fonte rechargée par inox seulement, et autre rechargée par une couche intermédiaire de nickel suivie d'une couche d'inox.

Nous avons effectué une caractérisation de notre assemblage par des essais mécaniques tel que l'essai de traction et de dureté Brinell et l'essai de micro-dureté Vickers d'une part, et la métallographie d'autre part.

Cette étude nous a permis de connaître la meilleure façon de revêtir les fontes grises par soudage.

Les mots clés : fonte grise, rechargement dur, métallographie, diffusion

Abstract:

We characterized a recharging of a grey iron by the process of welding of the coated electrode. This type of recharging is intended for the repair of the pig iron and cast iron parts.

We characterized a cast iron reloaded by stainless only, and other reloaded by a transition course of nickel followed by a layer of stainless.

We carried out a characterization of our assembly by mechanical tests such as a tensile test the Brinell hardness and the test of Vickers microhardness on the one hand, and metallography on the other hand.

This study enabled us to know the best way of covering by welding grey irons for the goods to protect from the phenomena of wears.

The key words: grey iron, hard recharging, metallography, diffusion.

المخلص:

لقد قمنا على ضوء هذا المشروع بدراسة تلحيم الصلب بغرض حمايته من الصدأ و العوامل الخارجية المؤدية إلى الصدأ و تغيير الخصائص الخارجية لمعدن الصلب.

الطريقة المستعملة في التلحيم هي – التلحيم بواسطة الالكترود المغطى- و الخلائط المستعملة في التلحيم هي – الفولاذ صامد الصدأ – و خليط من معدن النيكل.

هذه الدراسة شملت العديد من التجارب الميكانيكية كتجربة الصلابة و الاختبار التوتري زيادة على دراسة التركيب المعدني لبنية الصلب.

هذه الدراسة سمحت لنا بمعرفة كيفية تلحيم الصلب بغرض حمايته من العوامل الخارجية المؤثرة على خصائص مساحته الخارجية.

الكلمات المفتاحية : الحديد و الصلب, التلحيم, الانسياب الذري الحماية ضد الصدأ.

Remerciements

Je remercie tout d'abord Allah le tout puissant, de m'avoir donné le courage et la patience afin de mener à bien mon projet de fin d'étude.

J'exprime ma profonde gratitude au professeur SALHI ESSAID pour ses conseils judicieux, et orientations tout au long de ce travail.

Je tiens aussi à remercier tous les membres de jury d'avoir accepté d'examiner et de juger mon travail.

Je tiens à remercier également tous les responsables et personnels du laboratoire de la fonderie d'EL HARRACH pour leur immense dévouement et leur aides techniques et scientifiques.

Mes remerciements à tous ceux qui ont contribué à ma formation depuis mon jeune âge, et aux enseignants du département de métallurgie, qu'ils trouvent dans ce mémoire le bien de ce qu'ils m'ont appris.

Dédicace

Je dédie ce travail :

- *A tous ceux qui ont de près ou de loin assisté à ma formation.*
- *A tous mes camarades et collègues.*
- *A mes très chers parents.*
- *A mes frères.*
- *A toute ma famille.*

Sommaire

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

PARTIE 1 : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE.

1. LES FONTES.....	2
1.1. Modes d'obtention.....	2
1.2. Différents types de carbone qui se trouve dans les fontes.....	2
1.3. Structures des fontes.....	4
1.4. Caractérisation métallographiques.....	4
1.5. Action des principaux éléments présents dans les fontes.....	5
1.7. Fontes grises.....	7
1.7.1. Structure.....	7
1.7.2. Influence du graphite.....	8
1.7.2.1 Différents types de graphite	8
1.7.3. Influence de la structure de la matrice.....	9
1.7.4. Influence de l'épaisseur.....	9
1.8. Fonte GL (Graphite Lamellaire)	9
1.8.1. Les principaux défauts.....	10
1.8.2. Les principales utilisations.....	10
1.9. Fontes à graphite sphéroïdal (Fonte GS aussi appelée Fonte Ductile).....	10
1.9.1. Elaboration.....	10
1.9.2. Désignation normalisée.....	11
1.9.3. Structures des fontes à graphite sphéroïdal.....	11
1.9.4. Caractéristiques mécaniques.....	11
1.9.5. Principales qualités des fontes GS	12
1.9.6. Principales utilisations	12
1.10. Fontes alliées ou spéciales	12
1.10.1. Fontes blanches.....	12
1.10.2. Fontes grises et GS.....	13
2. LE SOUDAGE.....	14
2.1. Principaux procédés de soudage.....	14
2.1.1. Le soudage au gaz (au chalumeau).....	14
2.1.2. Le soudage à l'arc.....	15
2.1.3. Soudage à l'électrode enrobée.....	15
2.1.4. Soudage MIG (Metal Inert Gas).....	15
2.1.5. Soudage MAG (Metal Active Gas)	16
2.1.6. Soudage TIG (Tungsten Inert Gas).....	16
2.2. Les différentes zones constitutives de la soudure.....	17
2.3. Exemples d'applications.....	18
2.4. La composition d'une électrode	18
2.5. Revêtements par rechargement.....	19
2.5.1. Le rechargement	19
2.5.2. Type de nickel utilisé pour le beurrage.....	20
2.5.3. Action du chrome (système Fe-Cr).....	20
2.5.4. Action du nickel (système Fe-Cr-Ni)	22
2.6. Les phases formées par la diffusion du nickel dans le fer.....	22

3. LA DIFFUSION.....	23
3.1. Les lois de diffusion.....	23
3.1.1. Première loi de Fick.....	23
3.1.2. Deuxième loi de Fick.....	23
3.1.3. Loi d'Arrhenius.....	24
3.2. Mécanismes élémentaires de la diffusion.....	24
3.2.1. Diffusion interstitielle.....	25
3.2.2. Diffusion lacunaire.....	25
3.2.3. Diffusion par bilacunes ou multilacunes.....	26
3.2.4. Diffusion par le mécanisme d'anneaux.....	26

PARTIE 2 : PARTIE EXPERIMENTALE

2.1. Identification du métal de base	27
2.2. Choix des conditions de soudage.....	27
2.3. Le matériau utilisé pour le beurrage.....	27
2.3.1. Conditions de travail.....	28
2.3.2. Le rôle de la couche de nickel.....	28
2.4. Le matériau du rechargement dur.....	28
2.4.1. Conditions de travail.....	28
2.4.2. Le rôle du rechargement d'inox.....	29
2.5. Préparation métallographique.....	29
2.5.1. Découpage.....	29
2.5.2. L'enrobage.....	30
2.5.3. Le meulage.....	30
2.5.4. Le polissage.....	31
2.5.5. Rinçage et séchage	31
2.5.6. L'attaque chimique.....	31
2.6. Examen au microscope optique.....	31
2.6.1. Microscope optique.....	31
2.6.2. Principe de fonctionnement.....	31
2.6.3. Diaphragmes et pupilles.....	32
2.7. Examen au microscope électronique à balayage MEB.....	33
2.7.1. Principe général.....	33
2.7.2. Interaction électron-matière.....	35
2.8. Essai de micro-dureté Vickers.....	36
2.9. Essai de dureté Brinell.....	38
2.10. Analyse quantitative.....	38
2.11. Essai de traction.....	39
2.11.1.Éprouvette de traction.....	40
2.11.2. Déroulement de l'essai.....	40
2.11.3. Cas d'un matériau ductile.....	40
2.11.4. Cas d'un matériau fragile	41
2.12. La courbe rationnelle de traction.....	41
2.12.1.Équation de la courbe rationnelle.....	42
2.12.2. Passage d'une courbe conventionnelle à une courbe rationnelle.....	42

PARTIE 3 : RESULTATS ET INTERPRETATION

3.1. La médaille rechargée par l'inox	44
3.1.1 Caractérisation structurale	44
3.1.2. Analyse quantitative	46
3.1.3. Essai de dureté Brinell	47
3.1.4. Essai de micro-dureté Vickers	47
3.2. La médaille rechargée par beurrage en alliage de Nickel+inox	48
3.2.1. Caractérisation structurale	48
3.2.2. Analyse quantitative	49
3.2.3. Microscopie électronique à balayage	50
3.2.4. Essai de micro-dureté Vickers	51
3.3. L'éprouvette de traction rechargée par l'inox	52
3.3.1. Caractérisation structurale	52
3.3.2. Analyse quantitative.....	53
3.3.3. Microscopie électronique à balayage	54
3.3.4. Essai de dureté Brinell	55
3.3.5. Essai de microdureté Vickers	55
3.3.6. Essai de traction	56
3.3.6.1. Essai N° 1	57
3.3.6.2. Essai N° 2	58
3.3.6.3. Traçage de la courbe rationnelle de traction.....	60
3.4. L'éprouvette de traction rechargée par beurrage en alliage de Nickel + inox	61
3.4.1. Caractérisation structurale.....	61
3.4.2. Analyse quantitative.....	63
3.4.3. Microscopie électronique à balayage.....	63
3.4.4. Essai de micro – dureté Vickers.....	64
3.4.5. Essai de traction.....	65
3.4.5.1. Essai N° 1.....	65
3.4.5.2. Essai n 2.....	67
3.4.5.3. Courbe de traction rationnelle.....	68
3.5. Comparaison entre la médaille rechargée en inox seulement et celle rechargée en nickel+inox.....	69
3.6. Comparaison entre le barreau rechargé en inox seulement et celui rechargé en nickel+inox.....	69
Conclusion générale.....	70

Bibliographie

INTRODUCTION GENERALE

Historiquement, le rechargement par soudage évoquait immédiatement la notion de réparation. Petit à petit, la notion de reconstitution de forme s'est enrichie du fait qu'en choisissant judicieusement la nuance du métal d'apport, on pouvait améliorer le comportement en service de la partie réparée. Par la suite, cette notion de rechargement par soudage a été intégrée dès la conception afin de limiter les zones où le métal doit avoir des propriétés particulières (par exemple rechargement dur ou inoxydable) et utiliser des matériaux de moindre coût pour le reste de la construction. Tout comme pour l'assemblage par soudage, les technologies de rechargement sont en constante évolution et permettent d'allonger de façon significative la durée de vie de pièces très fortement sollicitées en service [1].

Outre la fatigue et la corrosion, l'usure est l'une des causes principales de rebut de pièces dans l'industrie. La réduction des taux d'usure de pièces (soit de manière préventive ou curative) peut par conséquent résulter en des économies substantielles de matière et d'énergie et permet d'allonger la durée de vie en service des pièces. L'application d'une technologie de rechargement nécessite dans un premier temps une bonne compréhension des phénomènes d'usure auxquels les pièces sont soumises en service. La réalisation d'une Soudure doit respecter le choix du produit de rechargement et aussi le procédé le mieux adapté et optimiser les paramètres de soudage.

La réparation des fontes grises par rechargement en inox seulement conduit à la formation de carbures de chrome au niveau de la zone de liaison et de la zone affectée thermiquement, ce qui va créer une fragilité au niveau de ces zones.

Donc il faut procéder à la déposition d'une couche intermédiaire en nickel qui est un élément non carburigène et qui va empêcher la diffusion des atomes de carbone vers la couche d'inox.

Nous avons effectuée une étude métallurgique de dépôts obtenus par soudage sur fonte grise dans le but de déterminer les avantages de la couche de beurrage en nickel et les différentes propriétés qu'apporte cette couche à nos pièces réparées

Notre travail est reparti en trois parties principales, la première concerne l'étude bibliographique qui comprend trois chapitres. Le premier chapitre traite les différents types de fontes et leurs caractéristiques, et le deuxième traite les différents procédés de soudage, et le troisième chapitre comprend la définition de la diffusion et de ses lois et mécanismes

La deuxième partie de notre travail est consacrée à l'étude expérimentale, et la troisième partie comprend les résultats et les interprétations.

Cette partie comprend deux chapitres dans le premier chapitre nous présentons les méthodes expérimentales utilisées pour la caractérisation d'une soudure par rechargement d'une fonte grise dans la troisième partie nous présentons les résultats obtenus et leur interprétation. Enfin nous clôturons le document par une conclusion générale.

1. LES FONTES:

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].

Composition moyenne :

- Carbone : 3 à 4%
- Silicium : 0.5 à 2.5%
- Manganèse : 0.4 à 1%
- Phosphore : 0 à 2%
- Soufre : $\leq 0.12\%$

1.1 .Modes d'obtention :

a) **Fontes 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
- * Concassage, broyage
- * Enrichissement pour éliminer le plus possible de gangue.
- * 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) **Fontes de composition chimique définie** : ces fontes peuvent être élaborées dans plusieurs sortes d'appareils, les cubilots qui sont les plus utilisés, les fours électriques, les fours à arcs ou à induction [1].

c) **Fontes de seconde fusion** : elles sont obtenues par refusion des gueuses de premières 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) **Fontes synthétiques** : elles sont obtenues 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].

1.2. Différents types de carbone qui se trouve 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].

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

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].

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

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

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

d) **Eutectique** : se situe à 3,9% de C pour les fontes grises et à 4.25% de C pour les fontes blanches. Dans le cas d'une fonte alliée on se sert de l'indice de saturation du carbone Sc (figure 1) [1].

$$Sc = \% Ct / D$$

$$D = 4,25 \text{ ou } 3,9 - (0,31 Si) - (0,25 P) + 0,07 (Mn - 2S) - (0,14 Cr) - (0,11 Ni) - (0,16 Al) - (0,4 Mo)$$

Si $Sc > 1$: Fonte hypoeutectique.

Si $Sc < 1$: Fonte hypereutectique.

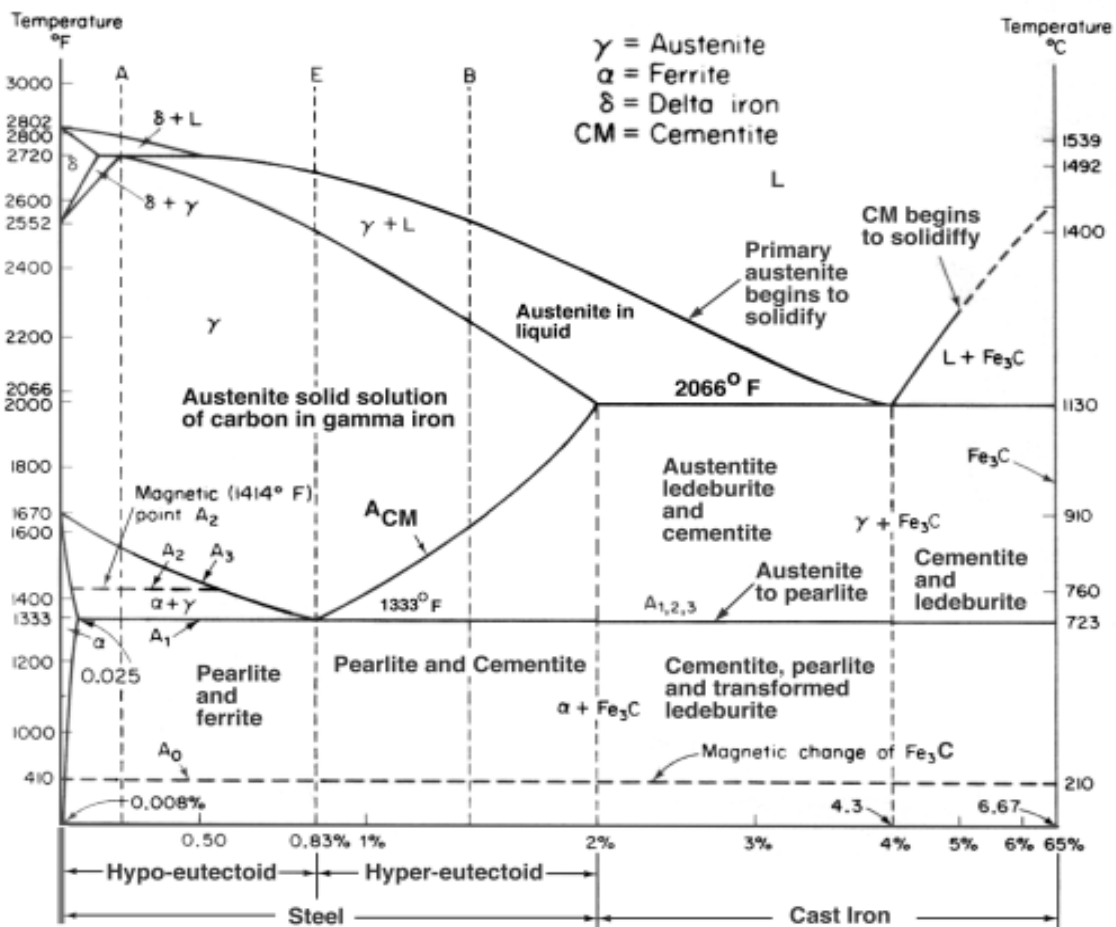


Figure 1 : diagramme d'équilibre Fe-C métastable [1]

1.3. Structure des fontes :

On peut dire en première approximation que la structure d'une fonte est comparable à la structure d'un acier qui posséderait ou non du graphite et ayant une teneur en carbone variable.

Dans le cas d'une fonte blanche (sans graphite), la solidification et le refroidissement s'opèrent suivant le diagramme métastable : **Fer-cémentite**.

Dans le cas d'une fonte grise, mis à part celui-ci qui peut se présenter sous différentes formes, le pourcentage en carbone de la matrice dépendra de la vitesse de refroidissement. Plusieurs cas se présentent, si la vitesse de refroidissement est très lente, tout le refroidissement depuis l'état liquide s'opérera suivant le diagramme fer-graphite, et on aura une structure finale ferrite graphite. Si on augmente la vitesse de refroidissement, la solidification commencera suivant le diagramme fer-graphite et à un moment ou un autre se poursuivra selon le diagramme fer-cémentite. C'est le cas le plus complexe où l'on pourra trouver dans la matrice ferrite-perlite ou perlite seule. Il arrive également que dans ces deux matrices on note la présence d'une lédeburite soit pure soit enrichie de phosphore. Si la vitesse de refroidissement devient rapide, la solidification et le refroidissement suivront les lois du diagramme fer cémentite. Dans ce cas on aura de la ferrite et de la lédeburite. Plusieurs facteurs ont une influence sur la vitesse de refroidissement, facteurs liés au moule, à la grosseur de la pièce, à la température de la fonte au moment de la coulée et à la température de décochage [2].

Les structures des fontes peuvent être décrites à partir du diagramme d'équilibre fer-Carbone (tableau 1).

En fonction de la vitesse de refroidissement et la présence d'éléments chimiques étrangers, on distingue:

- le diagramme d'équilibre stable fer-graphite (fontes grises)
- le diagramme d'équilibre métastable fer-cémentite (aciers et fontes blanches).

1,7 < %C < 6,67 : fontes		
<u>Hypoeutectiques</u>	1,7 < %C < 4,3	Lédeburite + perlite.
<u>Eutectique 1145°C</u>	%C = 4,3	Lédeburite (=austénite 1,7%C + cémentite 6.67%C).
<u>Hypereutectique</u>	4,3 < %C < 6,67	Lédeburite + cémentite.

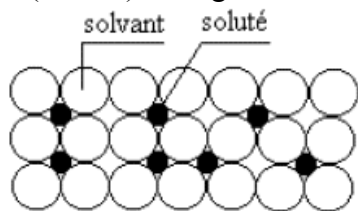
Tableau 1 : les phases qui se trouvent dans les fontes selon le diagramme d'équilibre [1].

1.4. Caractéristiques métallographiques :

a) **Bainite** : Constituant de trempe, structure en aiguilles de ferrite+cémentite. Dure et facile à usiner.

b) Cémentite Fe₃C : C'est le composant principal des fontes a maille orthorhombique elle est très dure (750 HB), cassante ($R_m = 700\text{N/mm}^2$, $A=0\%$). Confère une bonne tenue à l'érosion et à l'abrasion. Contient environ 6,7% C.

c) Martensite : Constituant de trempe composé de Carbone en insertion saturée dans le Fer α , très dur (800Hv) et fragile.



Le faible diamètre de l'ion du soluté permet son insertion dans les interstices du réseau atomique.
Exemple d'insertion : le carbone dans le fer (voir diagramme d'équilibre fer- carbone).

(Les 4 éléments susceptibles de s'insérer dans les sites formés entres les atomes métalliques sont : l'Hydrogène, l'Oxygène, le Carbone et l'Azote).

d) Perlite : Alliage de fer et de carbone à 0.83% de carbone et qui a une structure lamellaire ou globulaire (coalescée) de ferrite+cémentite. Elle est très dure (200 HB), tenace ($R_m = 850\text{ N/mm}^2$), ductile ($A\%=10\%$). Facile à usiner, bonne résistance aux efforts statiques et à l'usure par frottements.

e) Troostite : Constituant obtenu par trempe douce, c.-à-d pour une vitesse de refroidissement inférieure à la vitesse critique de trempe.

Propriétés:

La résistance à la traction de la perlite est supérieure à celle de la ferrite.

Allongement : $A\%$ (ferrite) = 5 x $A\%$ (perlite) - La cémentite ne s'allonge pas.

Dureté : HB (cémentite) = 10 x HB (ferrite) = 3.5 x HB (perlite).

1.6. Action des principaux éléments présents dans les fontes :

a) Carbone : on le trouve sous forme de graphite et combiné au fer. On a remarqué que la teneur en carbone augmente la résistivité des fontes (Tableau1) [2].

C _t (%)	Si (%)	Mn (%)	S (%)	P (%)	Résistivité ($\mu\Omega \cdot \text{cm}$)
2, 25	1, 62	0, 15	0, 051	0,084	67,00
2, 75	1, 60	0, 17	0, 048	0,070	72,10
3, 21	1, 62	0, 26	0, 048	0,053	85,60
3, 80	1, 69	0, 31	0, 057	0,042	100,30

Tableau2 : Variation de la résistivité des fontes en fonction de leur teneur en carbone [3].

b) Chrome : c'est un élément très durcissant et carburigène. Il affine la perlite, améliorant ainsi les caractéristiques mécaniques.

Avec 1% de chrome, apparition de carbures.

Avec 2% de chrome, la fonte devient blanche

Avec 12% de chrome les carbures s'affinent

Avec 30% de chrome la structure est une ferritique au chrome donnant une bonne résistance à la corrosion [2].

c) **Cuivre** : éléments solubles 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 :

$$\text{Mn} = 1,7 \% \text{S} + 0,3$$

Au dessus de cette proportion, il agit comme un faible stabilisant des carbures. En outre il affine la perlite et de ce fait élève la résistance à la traction. Sa teneur dans les fontes grises est généralement de 0,5 à 0,8% [2].

f) **Molybdène** : élément carburigène, il favorise la formation de structure aciculaire et affine celle-ci. Bonne action sur la résistance aux chocs. On l'associe souvent au nickel et au chrome en addition de 0,3 à 1%. On peut en trouver jusqu'à 10% dans les fontes blanches [2].

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 [2].

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 [2].

i) **Silicium** : c'est un graphitisant puissant, il déplace les points de transformation vers la gauche, ainsi pour 2% de silicium, l'eutectique se trouve à 3,7% 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%.

Le silicium augmente la résistivité des fontes (Tableau 3) [2].

C _t (%)	Si (%)	Mn (%)	S (%)	P (%)	Résistivité (μΩ · cm)
3,01	1,43	0,5	53,7
3,05	1,65	0,53	0,032	0,029	61,5
3,07	1,89	0,64	0,035	0,032	68,3
3,05	1,92	0,72	0,030	0,045	71,3
3,03	2,29	0,62	0,036	0,041	75,9
3,08	2,41	0,52	0,011	0,037	76,5

Tableau 3 : Variation de la résistivité des fontes en fonction de leur teneur en silicium [2].

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 [2].

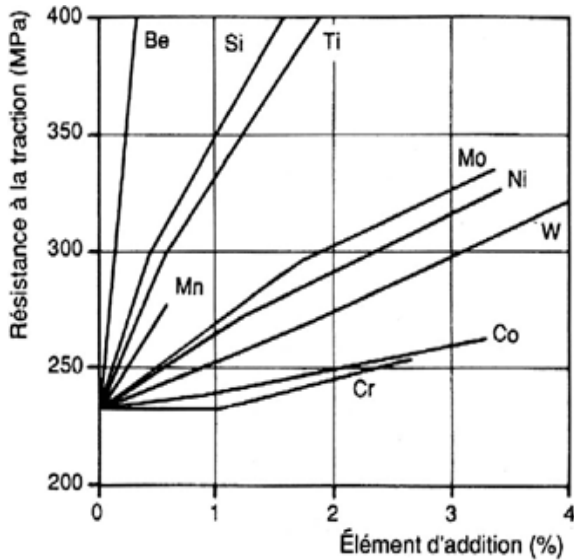


Figure 2 : l'effet de quelques éléments d'addition sur la résistance à la traction de ferrite [2].

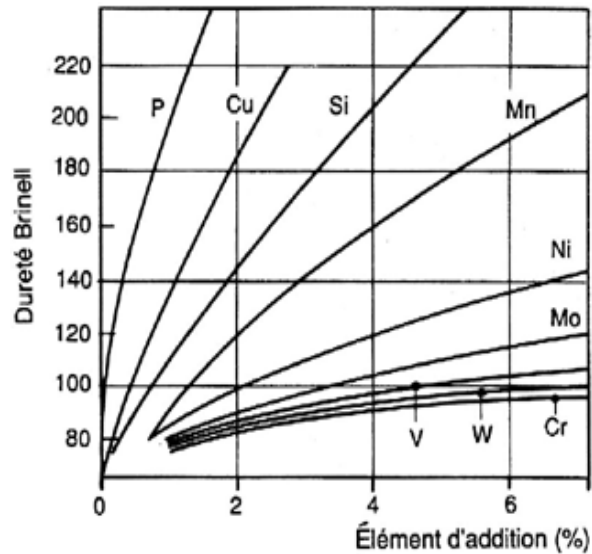


Figure 3 : effet des éléments d'addition sur la dureté de la Ferrite [2].

1.7. **Fontes grises** : Dans ces fontes, 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 [2].

1.7.1. **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 [2].

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 [2].

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 (sauf s'il y a du graphite de type D) [2].

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 [2].

Photos montrant deux structures de la fonte grise:

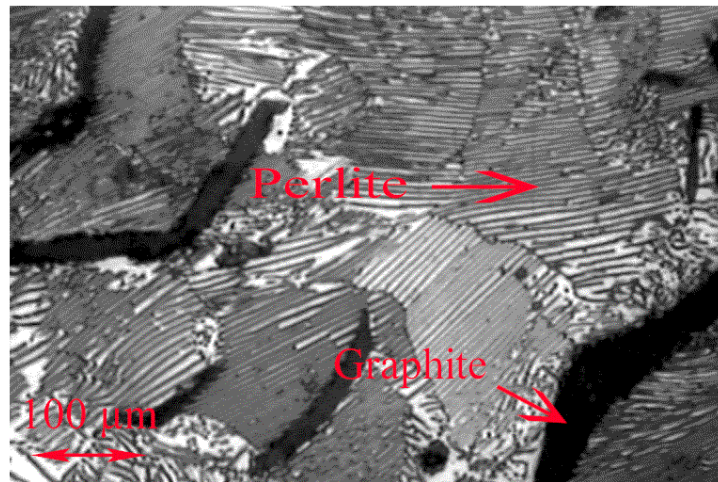


Figure 4: structure perlitique d'une fonte grise [4].

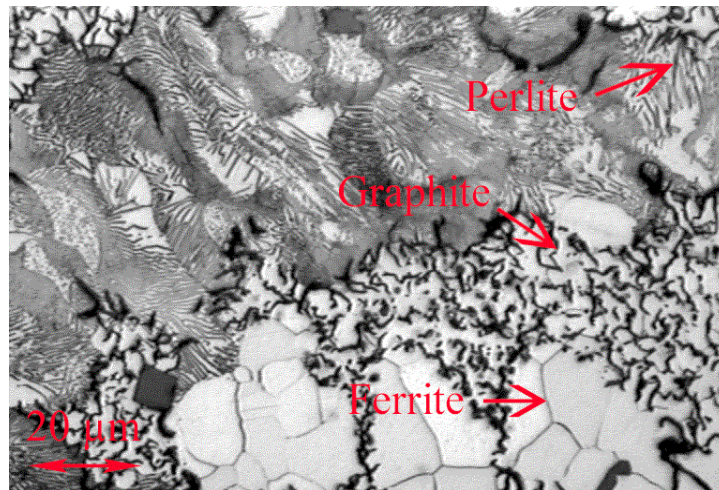
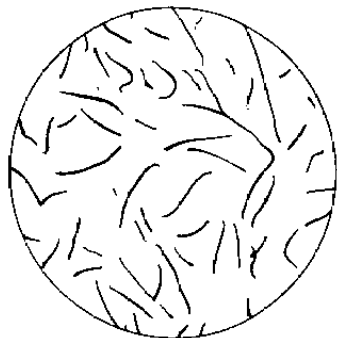


Figure 5: structure ferrito-perlitique d'une fonte grise [4].

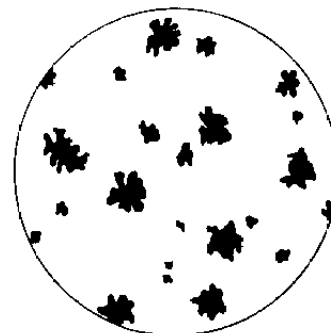
1.7.2. Influence du graphite :

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 [4].

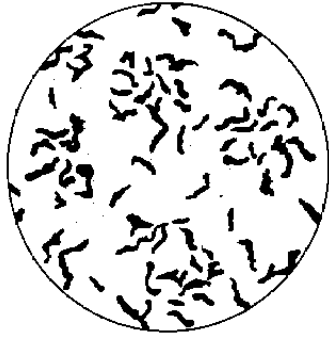
1.7.2.1. Les différents types de graphite :



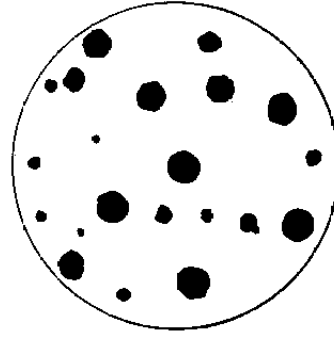
Graphite lamellaire



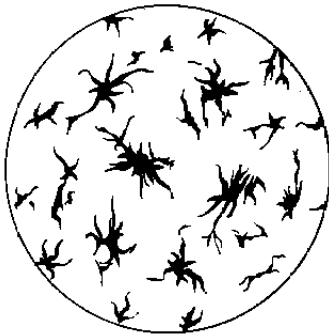
Graphite Nodulaire



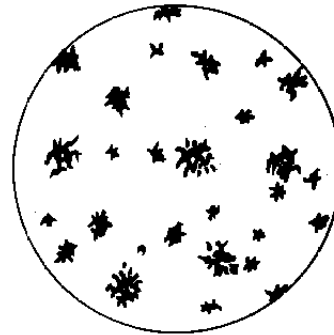
Graphite vermiculaire



Graphite Sphéroïdale.



Graphite étoilé.



Graphite déchiqueté

1.7.3. 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) [3].

1.7.4. 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 [5].

1.8. Fonte GL (Graphite Lamellaire) :

C'est la plus courante des fontes grises. Le graphite s'y trouve sous forme de lamelles.

Les principales qualités 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.

1.8.1. Les principaux défauts:

- Relativement fragile comparé aux aciers.
- Soudabilité médiocre.

1.8.2. Les principales utilisations:

- Toutes pièces mécaniques (différents grades de résistance)
- Bâtis de machines outils, bonne résistance aux vibrations.
- Tuyaux et canalisation (il est possible de couler des tubes de grande taille via le coulage par centrifugation).

1.9. Fontes à graphite sphéroïdal (Fonte GS aussi appelée Fonte Ductile) :

Ces fontes sont caractérisées par un graphite de solidification sphéroïdal réparti de manière uniforme dans la matrice ferritique, ferrito-perlitique, perlitique (à l'état brut de coulée). Leurs différentes propriétés et caractéristiques mécaniques sont définies par la norme NF A32-201 [3].

1.9.1. 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% [3].

%C	%Si	%Mn	%S	%P
2,7-2,8	1-1,7	0,3-0,65	0,06-0,2	0,08-0,15

Tableau 4 : composition La fonte de base destinée à la transformation en GS [6].

%C	%Si	%Mn	%P	%S
3,2-4,0	1,8-2,8	0,18-0,8	<=0,06	<= 0,02

Tableau 5 : composition chimique de la fonte GS formée [3].

Remarque : si on coulait cette fonte sans transformation, on aurait une fonte grise, pour obtenir de la fonte GS dans cette fonte de base, on introduit un alliage contenant deux sortes d'éléments, ayant des rôles opposés immédiatement avant coulée.

1-Des blanchissants qui ont pour rôle d'empêcher temporairement la formation du graphite en lamelles et à donner de la fonte blanche.

2- Des éléments graphitisants qui provoquent la formation de sphéroïdes de graphite.

Il est donc possible d'utiliser plusieurs types d'alliages mais les plus couramment utilisés sont des mélanges de Fe-Si-Mg qui sont des produits bon marché.

Si on utilise un alliage à 6% de Mg, il en faudra une quantité moyenne de 2,8% ce qui permettra d'obtenir des teneurs résiduelles de l'ordre de 0,05% de Mg.

Le point délicat de l'opération est le mode d'introduction de ces alliages dans la fonte liquide occasionnée par la présence du magnésium qui se transforme brusquement en vapeur. Un certain nombre de méthodes ont été étudiées et à l'heure actuelle, la méthode

dite du "sandwich" semble très utilisée. La présence de ferrailles légères (ribbons) a pour but de retarder la réaction. On met environ 2% du poids de fonte traitée. Le volume de la poche doit être de 1/3 supérieur à celui du métal traité, la granulométrie de l'alliage au Mg a également une importance, on utilise en général des grains de 10 à 20 mm [3].

1.9.2. Désignation normalisée :

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

- le premier représentant la valeur minimale de la résistance à la traction en N/mm
- le deuxième représente la valeur minimale de l'allongement pour cent [4].

1.9.3. Structures des fontes à graphite sphéroïdal

La structure des fontes 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 [4].

On distingue:

- Les fontes à matrice ferritique
- Les fontes à matrice perlitique
- Les fontes à matrice austénitique
- Les fontes à matrice bainitique .

1.9.4. 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 6 ci-dessous résume ces caractéristiques [4].

Qualité	caractéristiques mécaniques minimales		Constituant prédominant de la structure	Dureté Brinell
	Rm N/mm	Re N/mm		
FGS 800-2	800	480	perlite	248-352
FGS 700-2	700	420	perlite	229-302
FGS 600-3	600	370	perlite	192-269
FGS 500-7	500	320	ferrite-perlite	170-241
FGS 400-12	400	250	ferrite	<=201
FGS 370-17	370	230	ferrite	<=179

Tableau 6 : Propriétés mécaniques et structures des fontes GS normalisées [4].

Remarque : -1 N/mm² = 1 MPa = 0,102 Kgf/mm².

-L'allongement est mesuré sur une longueur initiale entre repères lo=5 x d.

1.9.5. Principales qualités des fontes GS :

- résistante
- ductile
- bonne coulabilité et soudabilité.

1.9.6. Principales utilisations :

La fonte est utilisée pour tout type de pièce mécanique. 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. Là, la FGS est appréciée pour sa soudabilité.
- 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.

1.10. Fontes alliées ou spéciales :

Lorsque l'on a besoin d'une fonte possédant des propriétés particulières, on peut faire appel à ce type de fonte, dont les éléments d'addition peuvent faire varier les propriétés physiques, chimiques ou mécaniques. Les utilisations que l'on rencontre le plus souvent dans l'industrie, font appel aux qualités suivantes [5] :

1.10.1. Fontes blanches :

a). Les fontes mi-hard : sont des fontes à structure martensitique, dont la caractéristique principale est la résistance à l'usure, et ce jusqu'à 700°C.

b). Les fontes à carbures de chrome : en plus de leur résistance à l'usure, présentent une bonne résistance à l'oxydation jusqu'à 900°C.

c). Les fontes ferritiques au chrome : elles se caractérisent par une conservation des caractéristiques jusqu'à 600°C, une excellente résistance au gonflement et à l'oxydation, jusqu'à 1000°C et une bonne résistance à la corrosion par de nombreux acides.

1.10.2. Fontes grises et GS :

Les qualités suivantes intéressent aussi bien les fontes grises que les fontes GS, à l'exception des fontes à 14-18% de silicium dont le graphite est lamellaire.

a) Les fontes perlitiques améliorées : elles permettent par une addition modérée en éléments une amélioration des caractéristiques mécaniques ou de la résistance à l'usure, aux frottements, une amélioration de la résistance aux températures inférieures à 550°C ou une augmentation de la résistance à la corrosion par des milieux moyennement agressifs [7].

b) Les fontes bainitiques ou martensitiques : elles sont obtenues à l'état brut de coulée, ces structures présentent une excellente résistance à l'usure par frottement même sous des pressions élevées, alliée à des caractéristiques mécaniques élevées et une bonne capacité d'amortissement des vibrations [5].

c) Les fontes ferritiques à 5-7% de Si : elles forment une couche de silice en surface qui empêche le développement de l'oxydation et le gonflement des particules de graphite. Les températures d'utilisation atteignent 850°C (Graphite lamellaire) ou 900°C (graphite sphéroïdal).

d) Les fontes ferritiques à 14-18% de Si : à graphite lamellaire, excellente résistance à la corrosion par la plupart des acides organiques et minéraux à toute concentration et par les sels très agressifs.

e) Les fontes austénitiques : elles forment un groupe important défini dans la norme **NF A32-301**.

Parmi les vingt qualités définies, chacune correspond à une application particulière (Ni-Resist, Nicrosital, Nomag,...). Selon les qualités, ces fontes possèdent les propriétés suivantes [5] :

- * bonne résistance à la corrosion dans divers milieux.
- * résistance aux températures élevées jusqu'à 900°C.
- * bonne résilience à basse température jusqu'à -200°C.
- * résistance à l'usure par frottement supérieure à celle des aciers gamma.
- * résistivité électrique élevée.
- * amagnétisme.
- * coefficient de dilatation adaptable suivant la quantité d'éléments d'addition.

2. SOUDAGE

Le **soudage** est un procédé d'assemblage permanent de 2 ou plusieurs pièces par fusion localisée du métal. Il est utilisé aussi pour la réparation des pièces par revêtement métallique (soudage par rechargement).

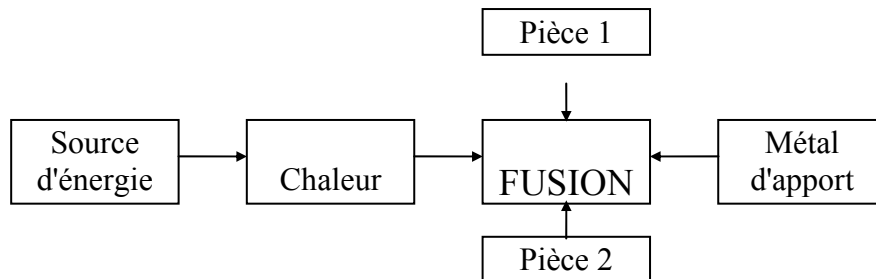


Figure 6 : Principe du soudage [6].

Deux cas :

* **La soudure Autogène** :

Le métal qui compose le joint est de même nature que les pièces à souder.

* **La soudure Hétérogène** :

Le métal qui compose le joint est de nature différente des pièces à souder.

2.1. Principaux procédés de soudage :

2.1.1. 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.

Flamme oxyacétylénique résultant de la combustion d'un volume d'acétylène (gaz combustible) pour deux volumes et demi d'oxygène (comburant).

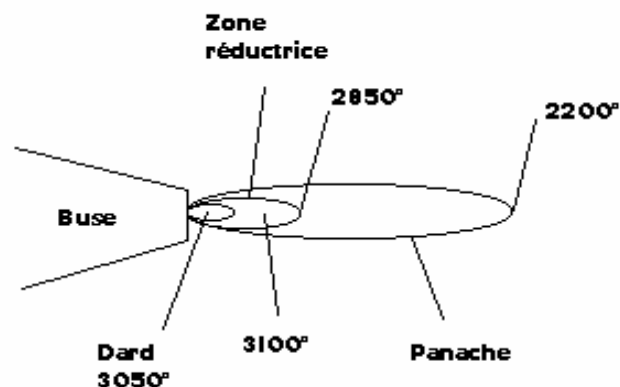


Figure 7 : les zones de la flamme du soudage [6].

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

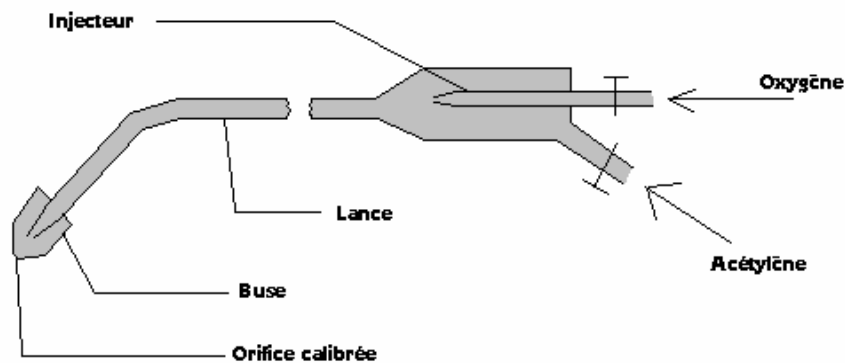


Figure 8 : Schéma d'un chalumeau soudeur [6].

2.1.2. 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 proche du métal des deux pièces à souder.

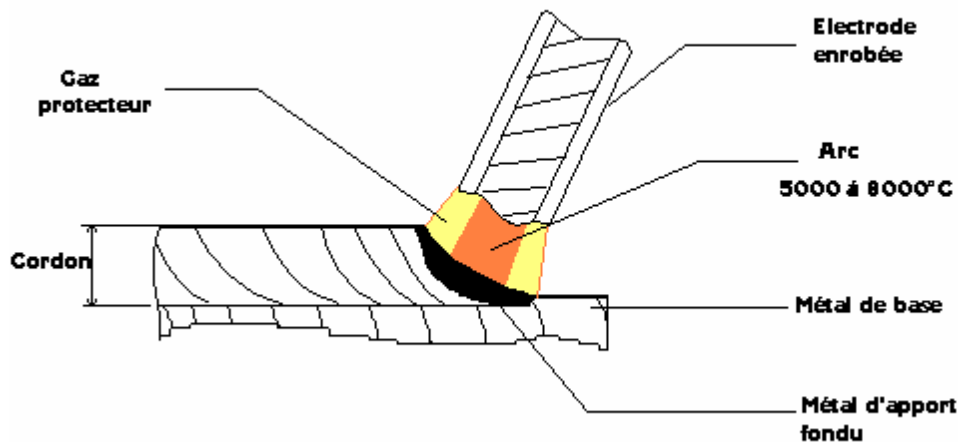


Figure 9: Principe de la soudure à l'arc électrique [7].

Le soudage à l'arc électrique comprend plusieurs techniques :

2.1.3. Soudage à l'électrode enrobée :

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).

2.1.4. Soudage MIG (Metal Inert Gas) :

Encore appelé semi-auto, 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.

2.1.5. Soudage MAG (Metal Active Gas) :

Variante du MIG utilisant un mélange de gaz carbonique CO₂ et d'argon adaptée au soudage des aciers de construction au carbone.

Incidence du gaz sur la géométrie du joint

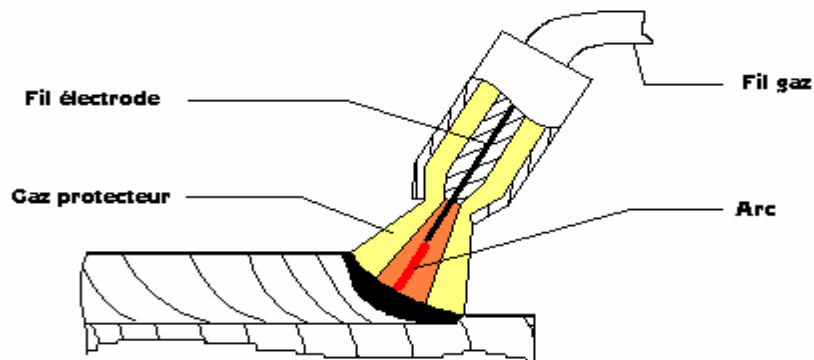


Figure 10: Principe des soudages MIG et MAG [7].

2.1.6. Soudage TIG (Tungsten Inert Gas) :

Variante des précédents, plus productive et utilisant une électrode réfractaire ou non fusible en tungstène. Le métal d'apport est amené manuellement (baguette) ou automatiquement (fil déroulé). Il convient bien aux faibles épaisseurs (0,20 à 3 mm) et peut aussi s'utiliser sans métal d'apport et remplacer le soudage par points (voir soudage par résistance).

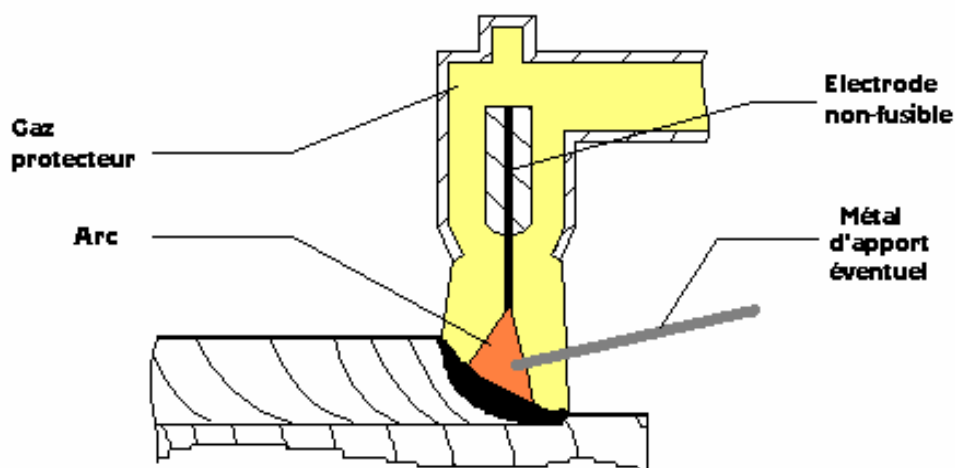


Figure 11 : Principe du soudage TIG [7].

2.2. Les différentes zones constitutives de la soudure :

L'attaque chimique d'un échantillon pour macrographie fait apparaître, entre autres, les zones constitutives de la soudure, qui se manifestent par des intensités d'attaque ou des colorations différentes les unes des autres comme la montre la figure 12 [6]:

Zone fondue : C'est la région où l'état liquide a régné pendant l'exécution de la soudure. Elle a été obtenue par la fusion du métal de base, avec la précipitation plus ou moins importante d'un métal d'apport. Le métal qui constitue la soudure est appelé métal fondu. Le métal apporté à l'état liquide, c'est-à-dire avant dilution, est appelé métal déposé.

Zone de liaison : Cette zone correspond à la limite jusqu'à laquelle le métal de base a été porté à la fusion. Elle délimite ainsi la zone fondue et elle est mise en évidence par la différence de structure que l'on constate de part et d'autre.

Zone affectée thermiquement : Le cycle thermique de soudage provoque au sein de cette zone, à partir de l'état initial, une ou plusieurs transformations à l'état solide intervenant à l'échauffement. Chaque transformation étant caractérisée par une température minimale, la limite extérieure de la zone affectée correspondante coïncide avec l'isotherme caractéristique de cette température.

Le soudage sur une pièce à l'état initial recuit provoque une zone thermiquement affectée, clairement délimitée par les isothermes A_1 et A_3 . Si l'acier a été traité avant soudage, par trempé et revenu, le cycle thermique exerce son effet au-delà de ces isothermes, il y est provoqué un « sur-revenu » dans la zone qui a été réchauffée au-delà de la température du revenu initial. (Fig.I-9)

Zone non altérée (métal de base): Cette zone n'a subi aucun changement du point de vue structural et propriétés mécaniques.

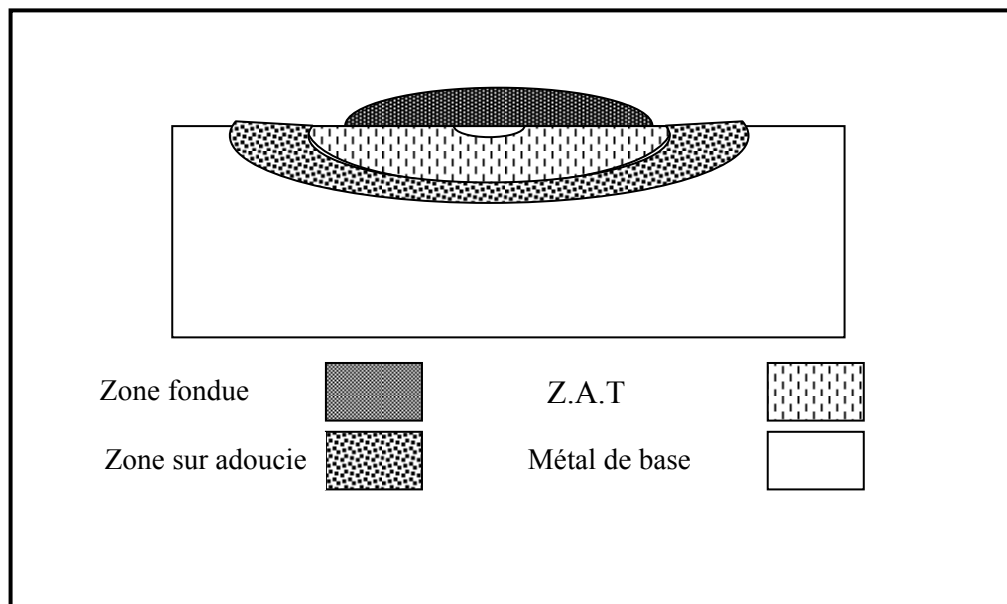


Fig12: Présentation macrographique d'un joint soudé [6].

2.3. Exemples d'applications:

Ce procédé est très utilisé dans l'industrie, car son procédé de fusion entraîne moins de déformations que le chalumeau. Il est employé dans la construction mécano-soudée, la chaudronnerie, les charpentes métalliques, les chantiers navals, l'industrie automobile, le nucléaire, l'aérospatiale.

Transfert du métal :

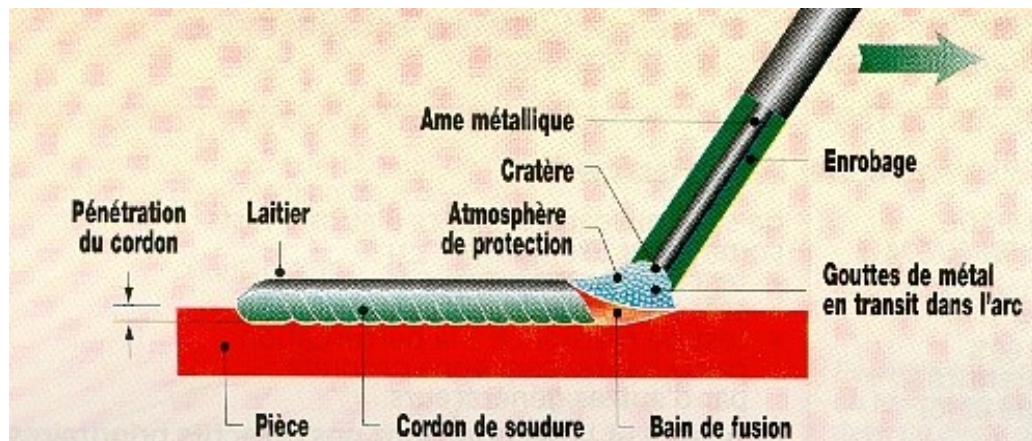


Figure 13 : l'opération de rechargement du métal [7].

2.4. La composition d'une électrode : Une électrode est constituée d'une âme (tige métallique) et d'un enrobage (figure 14).

a)- L' âme : la nature de son métal doit être compatible avec le métal à souder et les caractéristiques mécaniques attendues.

b)- 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).

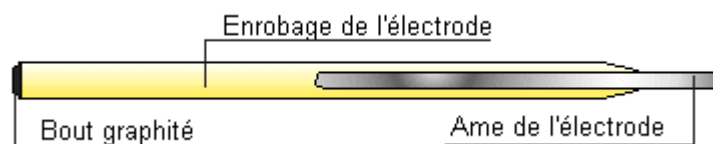


Figure 14 composés de l'électrode [7].

L'enrobage a 3 rôles principaux :

a)- Rôle électrique : amélioration de l'amorçage et de la stabilité de l'arc.

b)- 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).

c)- Rôle mécanique : doit allier qualité de la soudure, notamment de la pénétration, et souplesse d'utilisation.

2.5. Revêtements par rechargement :

Il existe diverses techniques de rechargement par flamme, plasma, arc électrique, laser, ... de produits durs, métaux ou céramiques utilisés contre l'usure, notamment abrasive. Cette dernière dépend directement de la taille des phases dures dispersées dans les matrices métalliques, mais aussi de la forme et de la texture des matériaux abrasifs. Les conditions d'usure étant peu reproductibles en laboratoire, les innovations sont rares et ceux qui ont obtenu des résultats acceptables semblent parfois craintifs lorsqu'il s'agit de les mettre en œuvre [7].

Le laser permet le dépôt de poudres projetées dans un flux de gaz. L'action thermique très rapide et localisée limite l'échauffement et la déformation des pièces où les composés sont mélangés par la fusion superficielle. La formation d'alliages nitrurés, cémentés, avec des carbures, permet des compositions impossibles par d'autres techniques. Les surfaces plus dures, de structure plus fine, portent des couches homogènes très adhérentes. Les dépôts peuvent cependant présenter des défauts et il faut optimiser les conditions opératoires. On peut traiter des zones de quelques mm² seulement, ou dont l'accès est difficile [7].

Les alliages durs à base de fer, nickel, cobalt, avec ou sans produits céramiques, sont en général déposés par arc électrique ou projection de poudre éventuellement, la couche obtenue étant parfois refondue sur place. Le chrome apporte la résistance à l'érosion, le cobalt à la tenue à la chaleur, le nickel à la résistance à la corrosion et à la ténacité, le carbure de tungstène et le molybdène à la résistance à l'abrasion. Mentionnons les alliages nickel-chrome-bore-silicium, nickel-aluminium à 5 % ou nickel-chrome-aluminium [8].

Les pseudo-alliages cobalt-carbure de tungstène ou de titane, nickel-chrome-carbure de chrome, ... sont déposés par arc électrique ou plasma ; le chalumeau est utilisé pour les petites pièces et conseillé pour les revêtements riches en chrome. Le cobalt des stellites est un matériau stratégique dont l'approvisionnement peut devenir aléatoire. En outre il devient radioactif en milieu nucléaire où ses débris d'usure posent des problèmes. À dureté égale, les substituts sont moins résilients [8].

Les céramiques ou leurs combinaisons ont pour point faible leur manque de résilience et d'allongement qui impose un support extrêmement rigide, et pour point fort leur grande dureté permettant le poli spéculaire. À côté de l'alumine on trouve l'oxyde de chrome Cr₂O₃ utilisé en dépôt à 98 % pour la pignonnerie. Les alliages nickel-aluminium remplacent le molybdène comme sous-couche d'accrochage [8].

2.5.1. Le rechargement :

Le rechargement dur signifie la protection des pièces qui sont exposées à différents types d'usure pour qu'ils obtiennent une certaine résistance ou des caractéristiques spécifiques contre l'usure.

Quoique le rechargement dur soit d'abord utilisé pour 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. La pièce peut être fabriquée avec un matériau moins cher et sa surface étant optimisée par rechargement avec un métal approprié. Ces alliages de rechargement peuvent être appliqués par tous les procédés de soudage.

La dureté élevée ne signifie pas toujours une meilleure résistance à l'usure ou une durée de vie plus longue. Beaucoup d'alliages peuvent avoir le même niveau de dureté mais peuvent s'user différemment au cours du temps.

L'expérience a montré l'importance de connaître les conditions de travail des pièces pour sélectionner l'alliage de rechargement le mieux adapté.

Pour choisir le métal d'apport approprié pour une application spéciale, les informations suivantes sont nécessaires :

- type d'usure.
- nuance du métal de base.
- procédé de soudage préféré.
- Qualité de surface demandée.

Il y a plusieurs types d'usure différents qui agissent seuls ou en combinaison. Le métal d'apport doit donc être sélectionné minutieusement pour obtenir des caractéristiques appropriées afin de garantir l'efficacité et la sécurité.

Un alliage de rechargement doit être considéré comme un compromis pour chaque type d'usure. Par exemple pendant la vérification d'une pièce métallique usée on constate que le facteur d'usure prédominant est l'abrasion, le deuxième facteur étant les chocs légers. En conséquence le métal d'apport dur sélectionné doit avoir une très bonne résistance à l'abrasion et un peu de résistance aux chocs.

Pour simplifier l'analyse des facteurs d'usure. On peut les classer en plusieurs catégories différentes.

2.5.2. Type de nickel utilisé pour le beurrage :

En principe la fonte est soudée avec des électrodes de 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 sont comparables. 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].

2.5.3. Action du chrome (système Fe-Cr) :

Le chrome est un élément alphagène et carburigène ; sa structure cristalline est cubique centré. De ce fait le chrome favorise l'extension du domaine ferritique. Ainsi le domaine de présence de la phase γ est réduit a une boucle sur le diagramme Fe-Cr (fig15) [8].

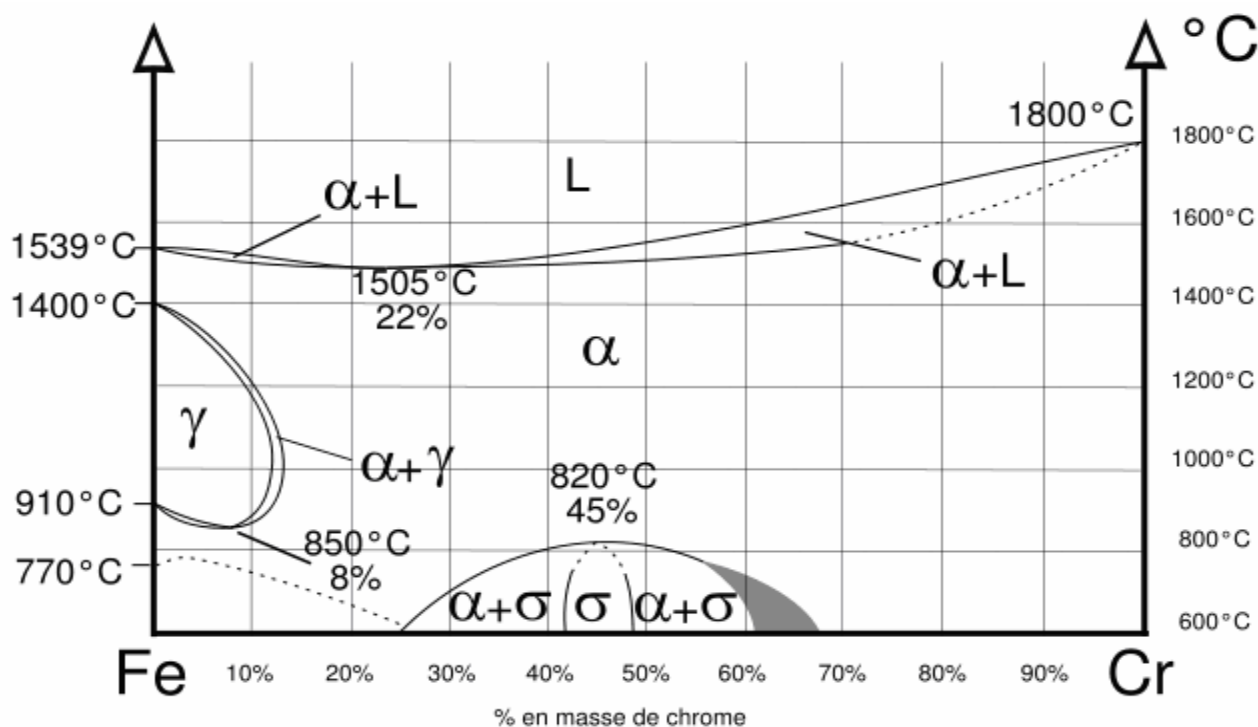


Figure 15 : système Fe-Cr [8].

On peut délimiter deux régions de teneurs en chrome [8] :

a). 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.

b). 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 16 montre les différents carbures que peut former le chrome avec le carbone de la FGS.

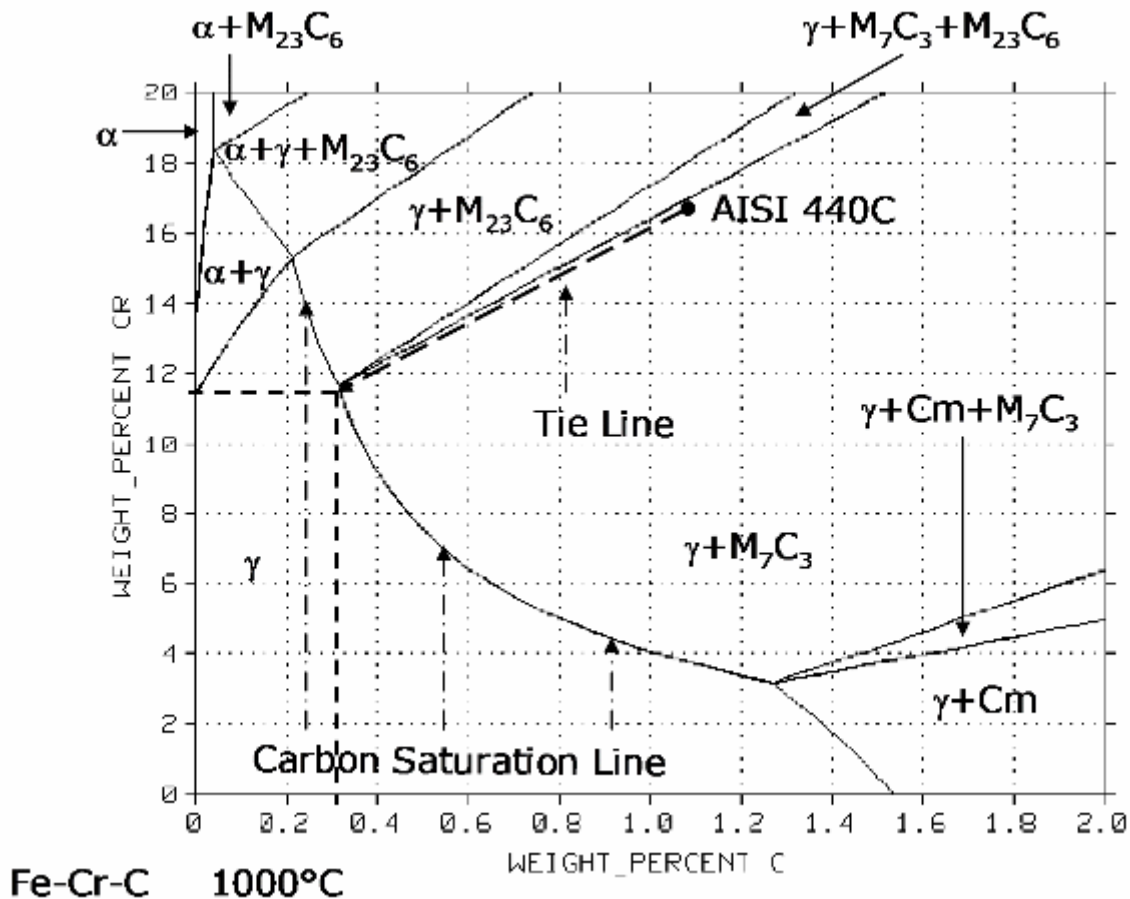


Figure 16 : diagramme Fe-Cr-C qui montre les différents carbures formés à 1000 °C (M est le chrome et C le carbone) [8].

2.5.4. 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.

Par conséquent ; l'addition du nickel aux alliages Fe-Cr élargit 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) [8].

2.6. 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 17).

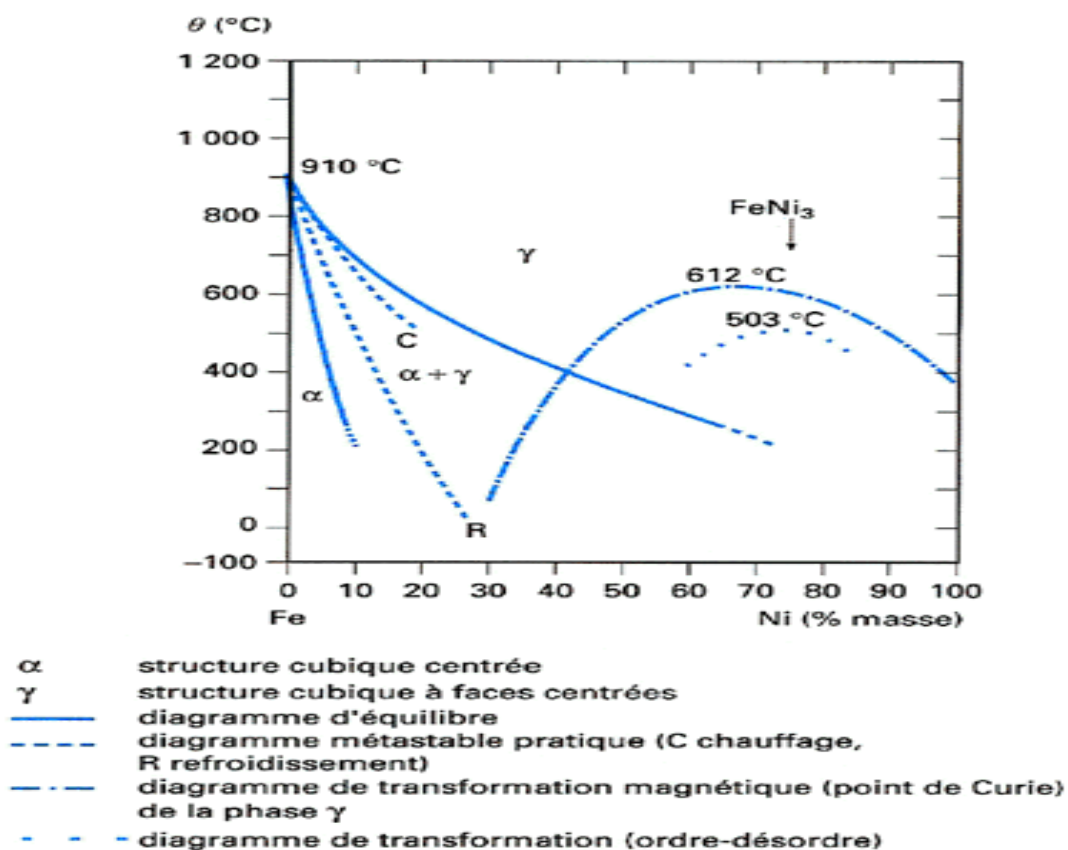


Figure 17 : diagramme de phase fer-nickel [8].

Excepté dans la zone riche en fer (0 à 30 % de Ni) où les alliages FeNi 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 FeNi 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[8].

En revanche, pour des teneurs en nickel inférieures à 30 %, la transformation α/γ dépend de la vitesse de refroidissement. La (figure 17) 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.

3. 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 (traitements de surface comme la nitruration, cémentation), la corrosion, ... [9].

Lorsqu'un atome se déplace parmi des atomes de même nature, on parle d'autodiffusion. Par exemple, on parlera d'autodiffusion du fer pour désigner la migration d'un atome de fer dans un cristal de fer [9].

Lorsque l'on a deux milieux homogènes différents que l'on met en contact, on parle d'inter diffusion.

3.1. Les lois de diffusion :

3.1.1. Première loi de Fick :

Considérons un flux J d'atomes passant à travers une surface unité, dans une direction x perpendiculaire à cette surface. Si l'on désigne par $\delta c / \delta x$ la variation du nombre d'atomes (ou de la concentration) correspondant à ce flux par unité de temps, à travers la surface considérée, on obtient :

$$J = -D \frac{\delta c}{\delta x} \dots\dots\dots 1$$

D : est une constante appelée le coefficient de diffusion.

Le signe moins indique que, physiquement, le flux d'atomes va en sens inverse du gradient $\delta c / \delta x$.

Cette relation exprime donc, **en régime permanent**, l'évolution d'un ensemble hétérogène d'atomes mal répartis dans l'espace vers un état d'équilibre plus stable (ensemble homogène). Le coefficient D a pour équation aux dimensions : $L^2 T^{-1}$. Il s'exprime, dans le système MKS, en $m^2 \cdot s^{-1}$; mais l'usage international conserve l'unité du système CGS : $cm^2 \cdot s^{-1}$ ($1 cm^2 \cdot s^{-1} = 10^{-4} m^2 \cdot s^{-1}$).

La relation (1) est tout à fait comparable à la loi de propagation de la chaleur (loi de Fourier) ou à l'expression de la densité de courant en fonction d'un champ électrique (loi d'Ohm).

Note : d'un point de vue physique, le coefficient de diffusion ne donne aucune idée des atomes migrant à un instant t et à une abscisse x donnés. En revanche, le produit $D \times C$, de dimensions $M L^{-1} T^{-1}$ représente bien une quantité d'atomes parcourant une distance unité par unité de temps.

3.1.2. Deuxième loi de Fick :

Elle exprime non plus un régime permanent de diffusion, mais un **régime transitoire** où l'on suppose $\delta C / \delta t$ n'égale pas zéro. La variation de la concentration c en fonction du temps est alors définie par la relation :

$$\frac{\partial c}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D \frac{\partial c}{\partial x} \right)$$

Sous sa forme la plus générale, la deuxième loi de Fick doit s'écrire :

$$\frac{\partial c}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D_x \frac{\partial c}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(D_y \frac{\partial c}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(D_z \frac{\partial c}{\partial z} \right)$$

Si D est une constante quelle que soit la direction dans l'espace (milieu isotrope), on peut écrire :

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D \left(\frac{\partial^2 c}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 c}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 c}{\partial z^2} \right) = D \cdot \Delta c = D \cdot \nabla^2 c$$

Cette équation ne peut s'appliquer en toute rigueur qu'aux phénomènes d'autodiffusion, c'est-à-dire aux mouvements d'atomes dans le propre réseau cristallin de ces atomes.

Dans les métaux cubiques, les coefficients D_x , D_y , D_z sont égaux. Dans les autres systèmes cristallins, la diffusion est anisotrope ($D_x \neq D_y \neq D_z$).

3.1.3. Loi d'Arrhenius :

Le coefficient de diffusion D est caractéristique d'une mobilité à une température définie. Ce phénomène, lié à l'agitation des atomes, se modifie donc avec la température dans le même sens que la concentration en défauts et l'entropie du système. Il obéit par conséquent, comme tous les phénomènes activés thermiquement, à une relation exponentielle, du type équation de Boltzmann. Appelée pour l'état solide *relation d'Arrhénius*, elle s'écrit sous la forme :

$$D = D_0 \exp(-Q/RT)$$

avec Q : eV/mole ou, dans le système CGS, cal/mole énergie d'activation du phénomène, (1 eV \gg 0,38 $\times 10^{-19}$ cal \gg 1,6 $\times 10^{-19}$ J)

R : (5,192 $\times 10^{19}$ eV \cdot K⁻¹ \cdot mol⁻¹ = 8,314 J \cdot K⁻¹ \cdot mol⁻¹) constante molaire des gaz

T : (K) température absolue de diffusion

D_0 : facteur de fréquence : il a les mêmes dimensions que D , et sa valeur est celle du coefficient de diffusion pour $1/T = 0$, c'est-à-dire pour une température infinie.

Le sens physique de l'énergie d'activation et du facteur de fréquence est donné par l'étude proprement dite du mécanisme de la diffusion.

3.2. Mécanismes élémentaires de la diffusion : Plusieurs cas sont à considérer suivant la nature des éléments présents et le type de réseau cristallin.

1^{er} cas : si l'on regarde des atomes A mobiles dans leur propre réseau, on parle dans ce cas d'**autodiffusion** et l'on étudie par conséquent l'interaction directe des atomes A avec les défauts du réseau. C'est le problème du *métal pur*, sans addition ni impureté.

2^e cas : si l'on observe la mobilité d'une impureté B dans le réseau de A, on parle alors **d'hétéro diffusion à dilution infinie** des atomes B. Ces derniers interagissent avec les atomes A et avec les lacunes de A. C'est le problème des *solutions solides très diluées*.

3^e cas : si la diffusion concerne une solution solide concentrée il est nécessaire de considérer à la fois les différents types d'atomes A, B, etc., et leurs interactions propres avec les lacunes de la solution solide. Ce cas devient donc rapidement complexe en raison du nombre de coefficients de diffusion élémentaires qu'il faut prendre dans les calculs (D_A , D_B , etc.).

Par exemple, pour une solution solide binaire A – B, contenant C_A atomes A et C_B atomes B, on est amené à définir un *coefficient de diffusion mutuelle* (ou *coefficient d'interdiffusion*) \bar{D}_{AB} , lié pour certaines concentrations précises aux coefficients D_A et D_B par la relation :

$$\bar{D}_{AB} = C_A D_B + C_B D_A$$

D_A et D_B étant les *coefficients de diffusion intrinsèques* de A et B, pour la composition binaire particulière. Étant donné que l'on fait intervenir ici la concentration de chaque élément, on parle dans ce cas de **diffusion chimique** (cas des fortes concentrations).

3.2.1. 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.* *A priori*, dans ce mécanisme, la présence de lacunes n'est pas indispensable, mais leur présence ne peut évidemment qu'aider la mobilité des atomes. 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 $10^4 - 10^5$) [9].

3.2.2. 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 (figure 18), et ce dernier doit posséder, en plus, une énergie suffisante pour quitter sa position d'équilibre et sauter dans la lacune [9].

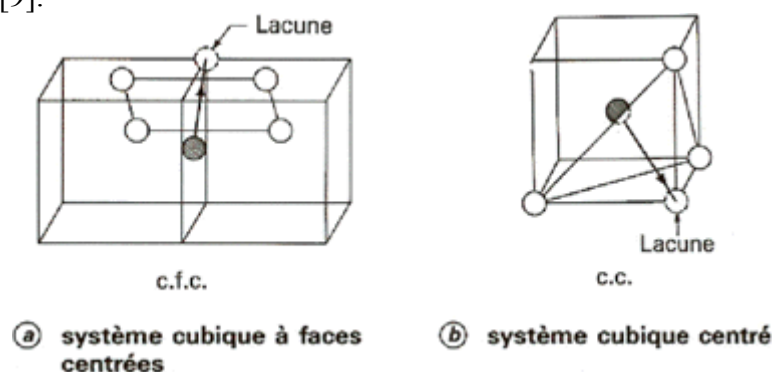


Figure 18 : Configuration des sites atomiques les plus voisins pour le saut élémentaire d'un atome dans une position lacunaire pour le système cubique [9].

3.2.3. 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 [9].

3.2.4. 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.

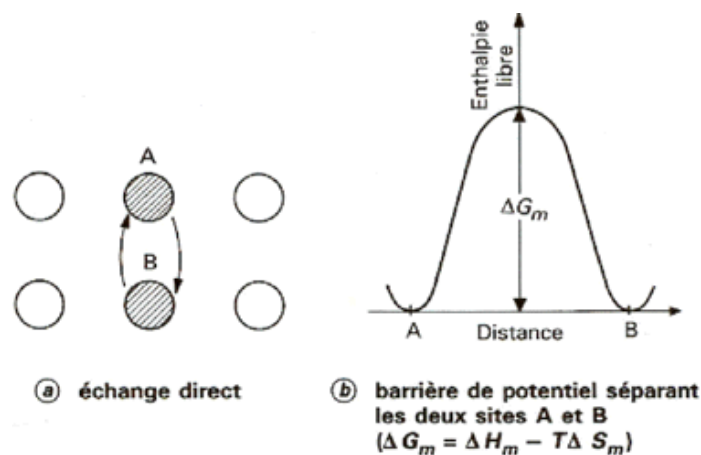


Figure 19 : Mouvement de deux atomes par échange direct, et représentation de la barrière énergétique associée à ce mouvement [9].

Une variante de ce modèle a consisté à supposer (Zener 1950) que plusieurs atomes participent simultanément au mouvement par rotation dans un plan (figure 24).

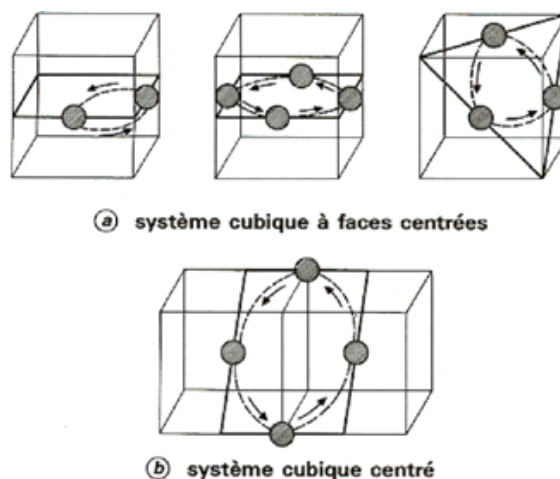


Figure 20 : Configuration des divers échanges inter atomiques possibles dans la théorie du mécanisme de diffusion par anneaux [9].

Ce mouvement coopératif d'atomes entraîne donc des possibilités d'échange sans qu'il soit nécessaire de faire intervenir les lacunes. Ce mécanisme, proposé pendant longtemps pour les métaux cubiques centrés, n'a jamais reçu de véritables preuves expérimentales. Il est actuellement abandonné au profit du mécanisme lacunaire dont les supports théoriques et expérimentaux sont aujourd'hui bien établis [9].

2- PARTIE EXPERIMENTALE

2.1. Identification du métal de base :

Nous avons utilisé quatre échantillons dont le métal de base est la fonte grise à graphite sphéroïdal **GSC** et sa composition chimique est représentée dans le tableau 2.1 ci-dessous :

Nuance	% carbone	% silicium	% manganèse	% soufre	% phosphore	% magnésium	% cuivre	%C équivalent
GSC	3,50	2,50	≤	≤	≤	≤	≤	4,30
	4,00	3,00	0,30	0,02	0,06	0,06	0,20	4,95

Tableau 2.1 : composition chimique du métal de base.

Echantillon 1 : une éprouvette circulaire rechargée en inox seulement.

Echantillon 2 : est une éprouvette circulaire rechargée par une couche de nickel (beurrage) suivie d'un rechargement d'inox.

Echantillon 3 : est une éprouvette cylindrique de 50 mm de longueur et de diamètre 12 mm rechargée par une couche d'inox.

Echantillon 4 : est une éprouvette cylindrique de 50 mm de longueur et de diamètre 12 mm rechargée par une couche d'alliage de nickel suivie d'une couche d'inox.

Nous avons utilisé des éprouvettes cylindriques dans le but d'effectuer les essais de traction.

2.2. Choix des conditions de soudage :

Notre choix s'est porté sur le soudage par le procédé **SMAW** qui est aussi connu sous le nom Manual Metal Arc Welding (MMAW), car il couvre le plus grand nombre de métaux d'apport, et il n'est pas onéreux, et il est très utilisé à l'échelle industrielle pour la réparation des fontes grises.

Procédé SMAW:

Le soudage à l'arc à l'électrode enrobée (SMAW) est réalisé à partir d'un arc électrique créé et entretenu entre l'âme métallique de l'électrode et la pièce à souder.

L'électrode enrobée est placée et serrée sur la pince porte - électrode reliée sur l'une des bornes électriques de sortie du poste de soudage. Le connecteur de pièce est relié au générateur et est placé sur la pièce à souder. L'amorçage de l'arc est réalisée en frottant l'extrémité généralement graphitée de l'électrode sur la pièce et en écartant de quelques millimètres le bout de l'électrode lorsque l'arc jaillit. Ensuite il faut entretenir cet arc électrique afin d'éviter la rupture d'arc en veillant à maintenir une distance constante la plus faible possible entre le bout de l'électrode et la pièce à souder.

L'énergie calorifique de l'arc fait fondre simultanément et très localement la pièce à assembler, l'âme métallique de l'électrode et l'enrobage pour constituer le bain de fusion et après refroidissement le cordon de soudure recouvert d'un laitier protecteur qui se détache plus ou moins facilement. L'enrobage de l'électrode fond avec un léger retard par rapport à l'âme métallique.

2.3. Le matériau utilisé pour le beurrage :

Nous avons utilisé 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.

Le tableau 2.2 ci-dessous montre la composition chimique et quelques propriétés mécaniques du produit utilisé.

Produit	Composition chimique %	Caractéristiques mécaniques
OK 92.18 Basique	%C = 1,0 %Fe = 5,0 %Ni = 94,0	Dureté : 300-350HB. Rm = 450 MPa. A 12 %.

Le tableau 2.2 : la composition chimique et quelques propriétés mécaniques du produit utilisé.

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.

2.3.1. Conditions de travail :

Le tableau 2.3 ci-dessous montre les différentes conditions de soudage de l'alliage de nickel.

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 2.3 : conditions de soudage de l'alliage de nickel.

2.3.2. Le rôle de la couche de nickel :

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

2.4. Le matériau du rechargement dur :

Le matériau utilisé pour le rechargement a une grande résistance à l'usure et à la corrosion et sa composition chimique est montrée dans le tableau 2.4 ci-dessous :

Fe	C	Cr	Ni	Mn	Si
68,04	0,025	18,88	10	1,8	0,85

Tableau 2.4 : la composition chimique de l'inox

2.4.1. Conditions de travail :

Les conditions de soudage par rechargement dur sont montrées dans le tableau 2.5 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 2.5 : les conditions de travail du revêtement de l'inox.

Les caractéristiques de ce produit sont :

- la dureté 30-35 HRC.
- bonne usinabilité.
- résistance à l'usure très bonne même aux hautes températures.
- résistance à la corrosion très bonne.

2.4.2. Le rôle du rechargement d'inox :

- protection des pièces qui sont 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.

2.5. Préparation métallographique:

2.5.1. Découpage :

Pour les deux échantillons 3 et 4 (figure 2.1) dont la découpe et l'observation sont faites selon l'illustration représentée sur la même figure 2.1.

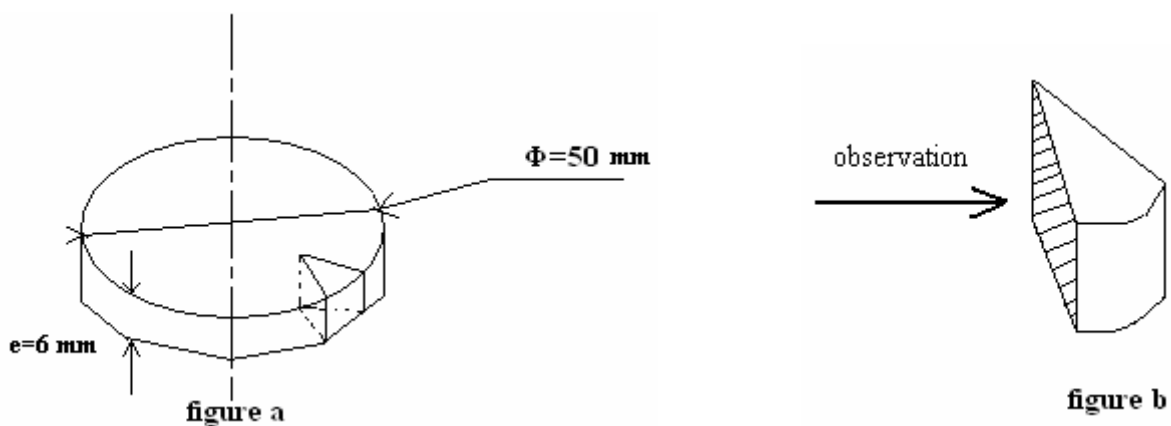


Figure 2.1 (a, b) : découpage des médailles revêtues.

L'observation des deux échantillons découpés 3 et 4 donne les couches montrées dans les figures a et b successivement ci-dessous :

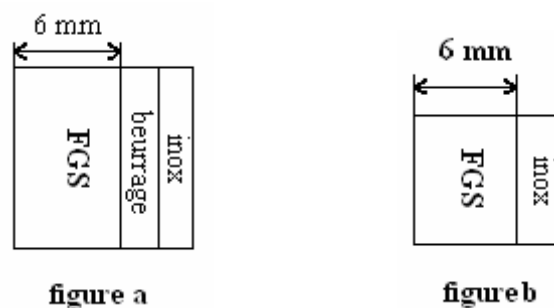


Figure 2.2 (a, b) : Illustration du rechargement sur une médaille.

Pour les deux échantillons 1 et 2 qui ont une forme cylindrique, on découpe les éprouvettes en plusieurs tranches comme la montre la Figure 2.3 (a, b).

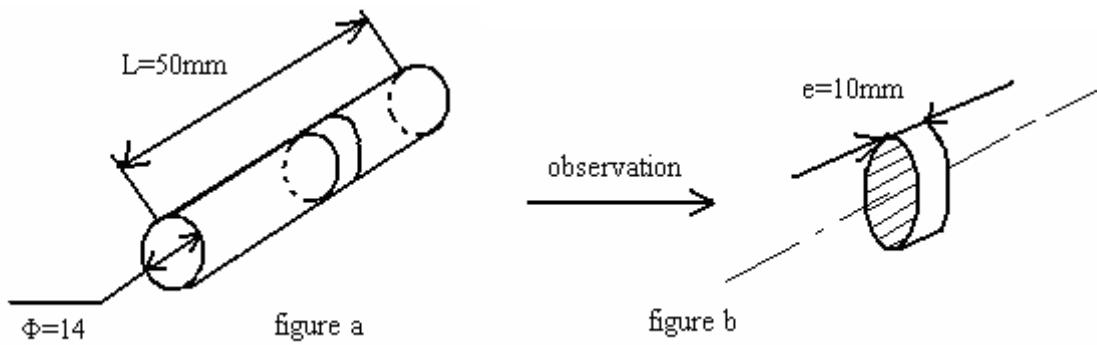


Figure 2.3 (a, b) : découpage et observation des barreaux revêtus.

Si on voit les deux échantillons découpés, on voit dans l'échantillon 1 et 2 les couches montrées dans les figures c et d successivement ci-dessous :

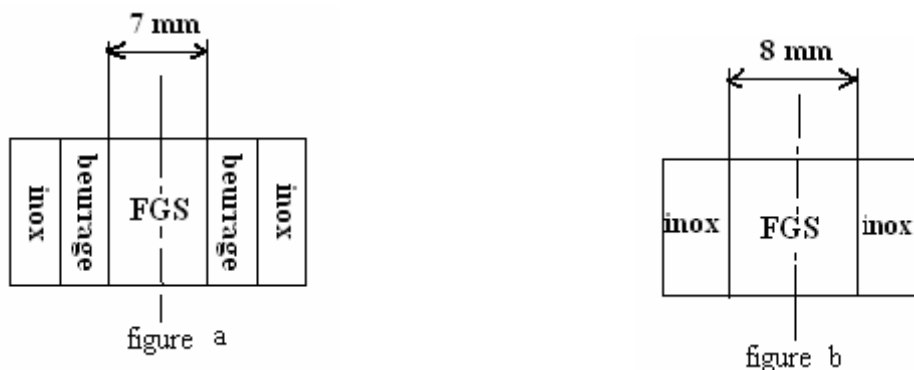


Figure 2.4 (a, b) : Illustration du rechargement sur éprouvette cylindrique.

2.5.2. L'enrobage : Nous avons réalisé un enrobage à froid des quatre échantillons métallographiques dans une résine et qui a pour but :

- Lors d'un polissage manuel : faciliter la préhension de l'échantillon ;
- Lors d'un polissage automatique : réunir plusieurs échantillons dans un porte-échantillons dans des conditions optimales de serrage.

L'enrobage permet de limiter les effets de bords pendant l'étape de polissage. Le choix d'une résine adaptée à la dureté du matériau à polir rendra possible l'examen de la périphérie de l'échantillon.

La résine d'enrobage utilisée est la résine à froid.

2.5.3. Le meulage:

On a fait le meulage des 4 échantillons à l'aide d'une meule.

Cette opération de meulage nous a permis de dégrader rapidement une épaisseur de 2-3 mm de la résine et donc l'obtention de la surface métallique non polie possédant beaucoup de stries.

2.5.4. Le polissage :

Après l'opération du meulage nous avons fait le polissage des quatre échantillons dans une polisseuse à deux plateaux type ROT POL 11 en utilisant la vitesse de rotation de 150 tour/min, et une série de 4 papiers abrasifs de diamètre $d=20$ cm.

Les papiers abrasifs utilisés sont les suivants :

P320, P500, P1000, P4000.

Après le passage par cette série de papiers, nous avons fait la finition du polissage à l'aide d'une polisseuse spéciale (polisseuse mono plateau type ROTO POL 11) tournant à une vitesse de 150 tour/min.

Cette polisseuse comprend un disque lisse de diamètre $d=20$ cm et contenant une pâte diamantée.

Après l'opération du polissage nous avons obtenu des surfaces lisses miroir.

2.5.5. Rincage et séchage :

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.

2.5.6. L'attaque chimique:

Après le rinçage et le séchage des échantillons, on est passé à l'attaque chimique des échantillons en utilisant le nital à 5 %, qui est préparé en mélangeant les composés suivants :

-5 ml d'acide nitrique (HNO_3).

-100 ml d'alcool éthylique (ou l'eau distillée).

Après on a procédé à l'attaque chimique des échantillons en les émergeant dans le nital pendant 30 secondes chacune.

Ce réactif est utilisé pour la mise en évidence des structures fines des aciers et des fontes.

Les joints de grains apparaissent comme des lignes noires.

2.6. Examen au microscope optique :

Cet examen a pour but de mettre en évidence la structure de l'échantillon et de révéler la nature des phases présentes dans les différentes zones de la soudure. Les échantillons d'examen doivent être proprement préparés pour observer leurs microstructures. Une bonne préparation est nécessaire pour une interprétation réussie. L'obtention de la surface d'examen nécessite la suite d'opérations de préparation décrites ci-dessus [10] ;

2.6.1. Microscope optique :

Comme son nom l'indique, le microscope est un instrument permettant l'observation visuelle de petits objets ou détails d'objets proche de l'observateur, usuellement indiscernables à l'œil nu. Une des propriétés de cet appareil est son **grandissement Angulaire**, c'est-à-dire la possibilité de fournir une image agrandie angulairement d'un objet étudié.

Cependant, ce paramètre ne suffit pas à lui seul à caractériser les performances du dispositif. Il faut en effet que cette propriété s'applique à tous les détails de l'objet, y compris les plus fins. La seconde propriété clé du microscope est donc sa **résolution**, dont découlent d'importantes conséquences pratiques, puisque cela implique de travailler avec des optiques de grande ouverture numérique NA, mais limitée par la diffraction. Les bons microscopes sont donc des systèmes optiques et mécaniques complexes et coûteux [10].

2.6.2. Principe de fonctionnement :

Le microscope est constitué (Figure25):

- D'un objectif et d'un oculaire. Pour le moment, ils sont représentés par deux lentilles minces convergentes pour en simplifier la compréhension. L'objectif et l'oculaire sont en réalité des systèmes épais composés de plusieurs lentilles, afin de limiter les aberrations.

- De deux diaphragmes DO et DC, respectivement diaphragme d'ouverture (pupille de sortie de l'objectif) et diaphragme de champ de l'oculaire.

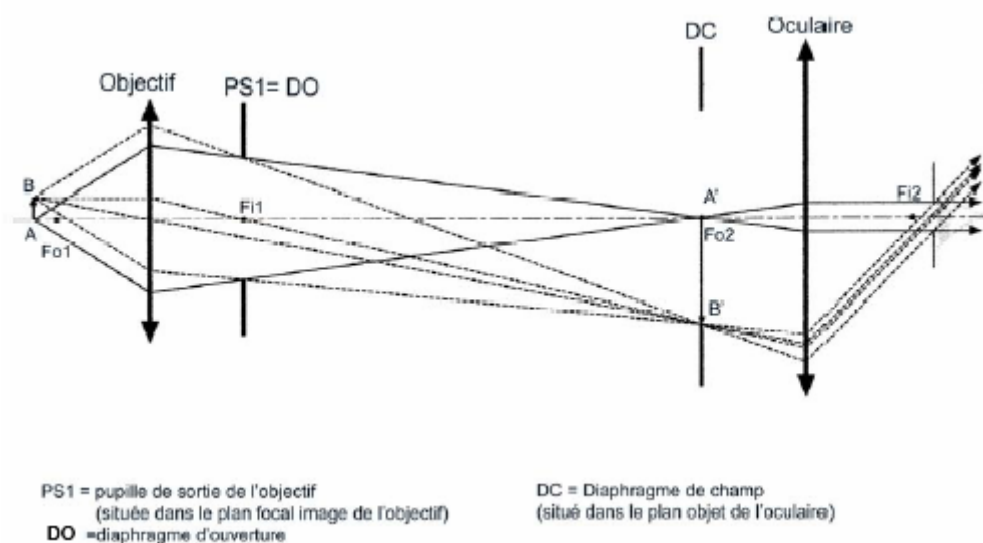


Figure 25 : Schéma de principe de la structure du microscope [10].

L'objectif donne de l'objet AB une image (intermédiaire) réelle et agrandie $A'B'$. On place ensuite l'oculaire de telle sorte que l'image intermédiaire se trouve exactement à la position de son foyer objet $Fo2$. Dans cette configuration, l'image reprise par l'oculaire donne une image virtuelle à l'infini, observable par l'œil. Le grossissement global du microscope est donc le produit du grossissement de l'oculaire par le grandissement de l'objectif [10].

Pour assurer un agrandissement suffisant tout en limitant l'encombrement du microscope, l'objectif doit être de distance focale aussi courte que possible et l'objet AB placé très près en avant du foyer objet $Fo1$ [10].

2.6.3. Diaphragmes et pupilles :

La pupille d'entrée de l'objectif se trouve à l'infini (système télé-centrique objet). Elle représente également la pupille d'entrée du microscope complet.

La pupille de sortie de l'objectif est matérialisée par un diaphragme d'ouverture DO, se situant dans le plan focal image de l'objectif $Fi1xy$. Ce diaphragme contrôle le flux de lumière entrant et représente donc l'ouverture numérique du système.

La pupille de sortie du microscope est l'image par l'oculaire de la pupille de sortie de l'objectif (le diaphragme d'ouverture DO). Ainsi, le plan focal image $Fi2xy$ du microscope est confondu avec le plan de sa pupille de sortie. Cette pupille est l'anneau oculaire du microscope où l'observateur place son œil.

Enfin, le diaphragme de champ DC se situe dans le plan focal objet de l'oculaire $Fi1xy$, et limite le champ observable [11].

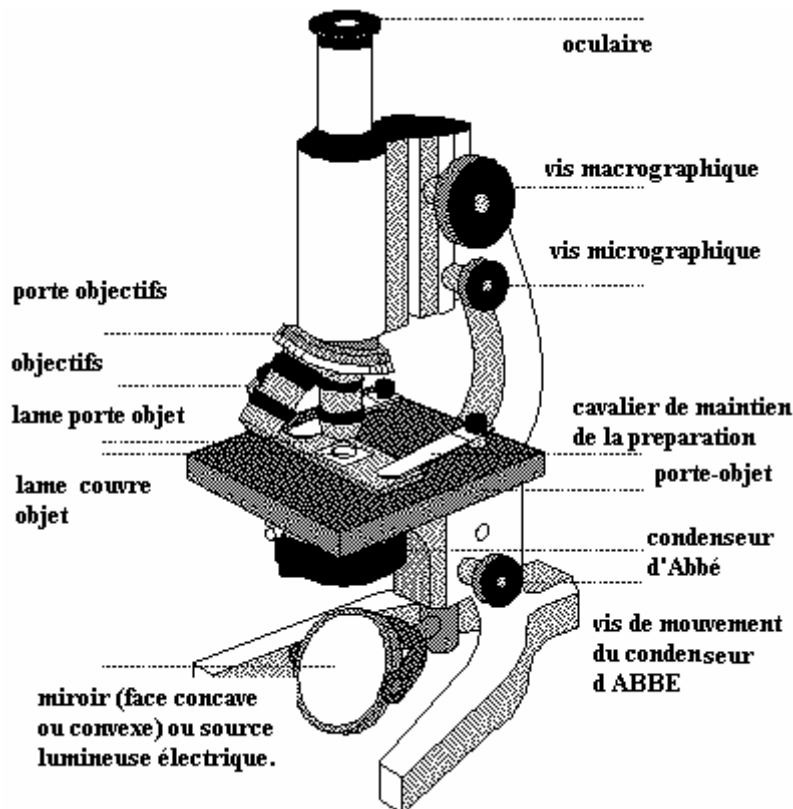


Figure 2.1 : Schéma d'un microscope optique [11].

A l'aide d'un microscope optique nous avons pris les microstructures des différentes régions du joint de soudure, et du cœur du métal de base des quatre échantillons. Les photos sont prises par une caméra numérique reliée à l'ordinateur. Le logiciel d'acquisition des photos est le logiciel **ATLAS**. Les résultats de cette étape sont présentés dans la deuxième partie de l'étude expérimentale.

2.7. Examen au microscope électronique à balayage MEB :

La microscopie électronique à balayage (MEB ou SEM pour *Scanning Electron Microscopy* en anglais) est une technique de microscopie électronique basée sur le principe des interactions électrons-matière, capable de produire des images en haute résolution de la surface d'un échantillon[11].

Le principe du MEB consiste en un faisceau d'électrons balayant la surface de l'échantillon à analyser qui, en réponse, réémet certaines particules. Ces particules sont analysées par différents détecteurs qui permettent de reconstruire une image en trois dimensions de la surface [11].

2.7.1. Principe général :

Le pouvoir de résolution (capacité à distinguer des détails fins) de l'œil humain avec un microscope optique est limité par la longueur d'onde de la lumière visible (photons) ainsi que par la qualité des lentilles grossissantes. Les plus puissants microscopes optiques peuvent distinguer des détails de $0,1$ à $0,2 \mu\text{m}^3$. Si l'on veut observer des détails plus fins, il faut diminuer la longueur d'onde qui éclaire les cibles. Dans le cas des microscopes électroniques, on n'utilise pas des photons, mais des électrons, dont les longueurs d'ondes associées sont beaucoup plus faibles [11].

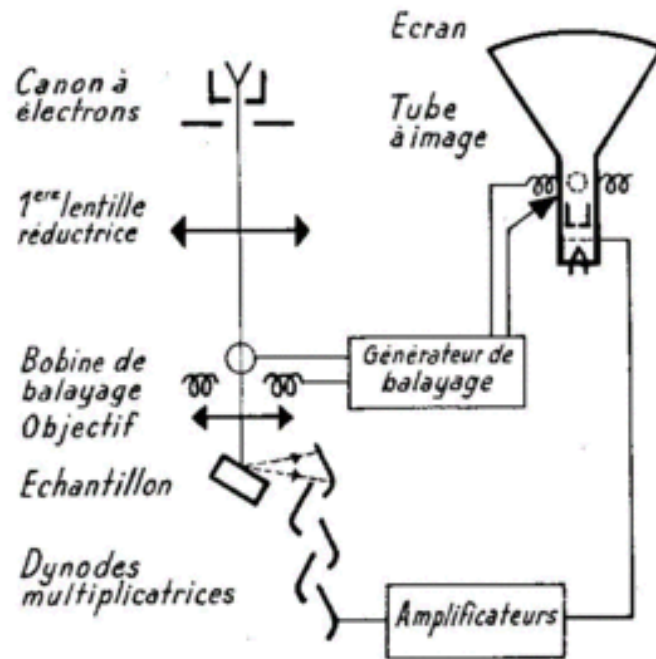


Figure2.2: principe d'un MEB [11].

La figure 2.2 illustre le schéma de principe d'un MEB : une sonde électronique fine (faisceau d'électrons) est projetée sur l'échantillon à analyser. L'interaction entre la sonde électronique et l'échantillon génère des électrons secondaires, de basse énergie qui sont accélérés vers un détecteur d'électrons secondaires qui amplifie le signal. À chaque point d'impact correspond un signal électrique. L'intensité de ce signal électrique dépend à la fois de la nature de l'échantillon au point d'impact qui détermine le rendement en électrons secondaires et de la topographie de l'échantillon au point considéré. Il est ainsi possible, en balayant le faisceau sur l'échantillon, d'obtenir une cartographie de la zone balayée [11].

La sonde électronique fine est produite par un « canon à électrons » qui joue le rôle d'une source réduite par des « lentilles électroniques » qui jouent le même rôle vis-à-vis du faisceau d'électrons que des lentilles conventionnelles, *photoniques* dans un microscope optique. Des bobines disposées selon les deux axes perpendiculaires à l'axe du faisceau et parcourues par des courants synchronisés permettent de soumettre la sonde à un *balayage* du même type que celui de la télévision. Les lentilles électroniques, qui sont généralement des lentilles magnétiques et les bobines de balayage forment un ensemble que l'on appelle la *colonne électronique* [11].

Dans les MEB modernes, la cartographie d'électrons secondaires est enregistrée sous forme numérique, mais le MEB a pu être développé dès le début des années 1960, bien avant la diffusion des moyens de stockage informatique, grâce à un procédé analogique qui consistait, comme sur le schéma de la figure, à synchroniser le balayage du faisceau d'un tube cathodique avec celui du MEB, en modulant l'intensité du tube par le signal secondaire. L'image de l'échantillon apparaissait alors sur l'écran phosphorescent du tube cathodique et pouvait être enregistrée sur une pellicule photographique [11].

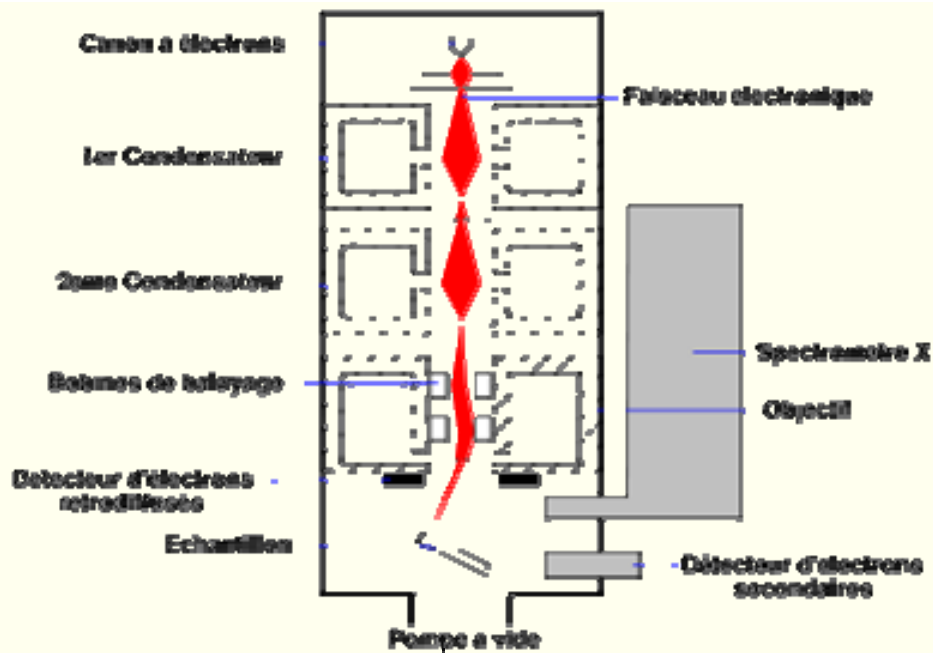


Figure 2.3 : Schéma d'un MEB équipé d'un détecteur de rayons X (à dispersion d'énergie) [11].

Un microscope électronique à balayage est essentiellement composé d'un canon à électrons et d'une colonne électronique, dont la fonction est de produire une sonde électronique fine sur l'échantillon, d'une platine porte-objet permettant de déplacer l'échantillon dans les trois directions et de détecteurs permettant de capter et d'analyser les rayonnements émis par l'échantillon. En outre l'appareil doit nécessairement être équipé d'un système de pompes à vide [11].

2.7.2. Interaction électron-matière :

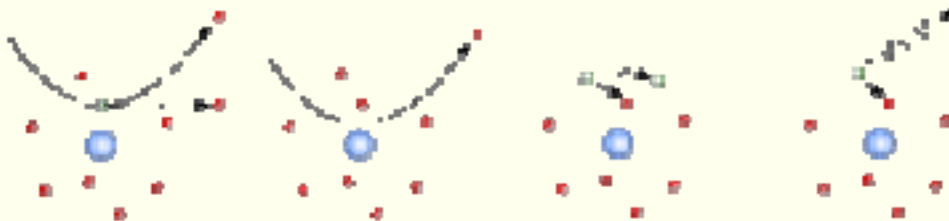


Figure 2.4 : interaction électron –matière [11].

En microscopie optique classique, la lumière visible réagit avec l'échantillon et les photons réfléchis sont analysés par des détecteurs ou par l'œil humain. En microscopie électronique, le faisceau lumineux est remplacé par un faisceau d'électrons primaires qui vient frapper la surface de l'échantillon et les photons réémis sont remplacés par tout un spectre de particules ou rayonnements : électrons secondaires, électrons rétrodiffusés, électrons Auger ou rayons X. Ces différentes particules ou rayonnements apportent différents types d'informations sur la matière dont est constitué l'échantillon [11].

Électron secondaire :

Lors d'un choc entre les électrons primaires du faisceau et les atomes de l'échantillon, un électron primaire peut céder une partie de son énergie à un électron peu lié de la bande de conduction de l'atome, provoquant ainsi une ionisation par éjection de ce dernier. On appelle électron

secondaire cet électron éjecté. Ces électrons possèdent généralement une faible énergie (environ 50 eV). Chaque électron primaire peut créer un ou plusieurs électrons secondaires [11].

De par cette faible énergie, les électrons secondaires sont émis dans les couches superficielles proches de la surface. Les électrons qui peuvent être recueillis par les détecteurs sont souvent émis à une profondeur inférieure à 10 nanomètres. Grâce à cette faible énergie cinétique, il est assez facile de les dévier avec une faible différence de potentiel. On peut ainsi facilement collecter un grand nombre de ces électrons et obtenir des images de bonne qualité avec un bon rapport signal/bruit et une résolution de l'ordre de 40 Å (ångström) pour un faisceau de 30 Å de diamètre [11].

Étant donné qu'ils proviennent des couches superficielles, les électrons secondaires sont très sensibles aux variations de la surface de l'échantillon. La moindre variation va modifier la quantité d'électrons collectés. Ces électrons permettent donc d'obtenir des renseignements sur la topographie de l'échantillon. En revanche, ils donnent peu d'information sur le contraste de phase [11].

Électron rétro diffusé :

Les électrons rétrodiffusés sont des électrons résultant de l'interaction des électrons du faisceau primaire avec des noyaux d'atomes de l'échantillon et qui ont réagi de façon quasi élastique avec les atomes de l'échantillon. Les électrons sont réémis dans une direction proche de leur direction d'origine avec une faible perte d'énergie [11].

Ces électrons récupérés ont donc une énergie relativement élevée, allant jusqu'à 30 KeV, et beaucoup plus importante que celle des électrons secondaires. Ils peuvent être émis à une plus grande profondeur dans l'échantillon. La résolution atteinte avec les électrons rétrodiffusés sera donc relativement faible, de l'ordre du micromètre ou du dixième de micromètre [11].

De plus, ces électrons sont sensibles au numéro atomique **Z** des atomes constituant l'échantillon. Les atomes les plus lourds (ceux ayant un nombre important de protons) réémettront plus d'électrons que les atomes plus légers. Cette particularité sera utilisée pour l'analyse en électrons rétrodiffusés. Les zones formées d'atomes avec un nombre atomique élevé apparaîtront plus brillante que d'autres, c'est le contraste de phase. Cette méthode pourra permettre de mesurer l'homogénéité chimique d'un échantillon et permettra une analyse qualitative [11].

Rayon X :

L'impact d'un électron primaire à haute énergie peut ioniser un atome à une couche interne. La désexcitation, le remplissage de l'ordre énergétique de la structure électronique, se produit avec émission de rayons X. L'analyse de ces rayons permet d'obtenir des informations sur la nature chimique de l'atome [11].

2.8. Essai de micro-dureté Vickers :

Principe :

La mesure de micro-dureté Vickers se fait avec une pointe pyramidale normalisée en diamant de base carrée et d'angle au sommet entre face égal à 136°. L'empreinte a donc la forme d'un carré ; on mesure les deux diagonales d_1 et d_2 de ce carré à l'aide d'un appareil optique. On obtient la valeur d en effectuant la moyenne de d_1 et d_2 . C'est ' d ' qui sera utilisé pour le calcul de la dureté. La force et la durée de l'appui sont également normalisées [12].

Dans notre essai, nous avons utilisé une charge F de 200g pendant un temps $t=15$ secondes.

HV : dureté Vickers

d_1 et d_2 : mesure de l'empreinte réalisée à 90° (2 diagonales du carré de l'empreinte) (μm).

F : charge d'essai (N) .

g : le grossissement.

$$\begin{aligned} H_V &= \text{Constante} \cdot \frac{(\text{Charge de l'essai})}{(\text{Aire de l'empreinte})} \\ &= 0,102 \cdot \frac{2F \cdot \sin\left(\frac{136^\circ}{2}\right)}{d^2} \\ &= 0,189 \cdot \frac{F}{d^2} \end{aligned}$$

Avec :

$$d = \frac{d_2 + d_1}{2}$$

Le degré de micro-dureté, noté **Hv**, est ensuite lu sur un abaque (une table) ; il y a un abaque par force d'appui.

La figure 27 nous montre comment se passe l'essai de micro-dureté Vickers.

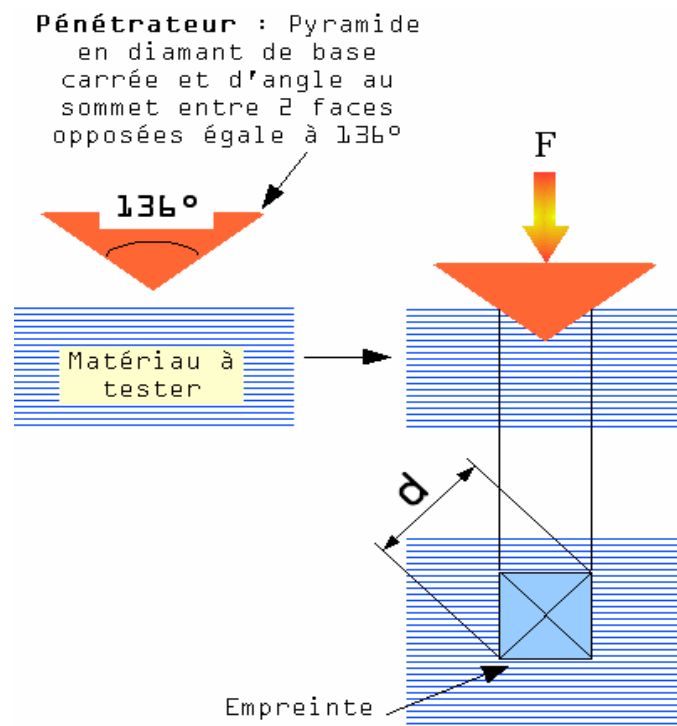


Figure 2.5 : schéma du principe de l'essai de micro-dureté Hv [12].

2.9. Essai de dureté Brinell :

Principe

L'essai consiste à faire pénétrer en appliquant une force F un pénétrateur ayant une forme de bille dans un métal afin d'en déduire la dureté de ce matériau.

H_B : dureté Brinell

D : diamètre du pénétrateur (mm)

d_1 et d_2 : mesure de l'empreinte réalisée à 90° (mm)

h : profondeur (mm)

F : charge d'essai (N)

$$H_B = \text{Constante} \cdot \frac{(\text{Charge de l'essai})}{(\text{Surface de l'empreinte})}$$
$$= 0,102 \cdot \frac{2F}{\pi \cdot D(D - \sqrt{D^2 - d^2})}$$

$$d = \frac{d_2 + d_1}{2}$$

Le pénétrateur est généralement du carbure poli.

Le matériau à tester

La surface doit être plane et nettoyée (sans lubrifiant, oxyde ou calamine). Il est nécessaire d'avoir une épaisseur suffisante afin que la pénétration de la bille ne déforme pas le matériau. Dans le cas contraire, la mesure ne serait pas fiable. Il faut une épaisseur de au moins huit fois la profondeur h de l'empreinte.

Mode opératoire

On a placé le pénétrateur en contact avec la surface du matériau, et on a appliqué la force F pendant 10 à 15 secondes.

Mesurer sur l'empreinte deux diamètres à 90° l'un de l'autre. La mesure est effectuée à l'aide d'un dispositif grossissant et d'une règle graduée tenant compte du facteur de grossissement.

Les résultats des essais de dureté nous ont aidé à apporter des informations sur :

- 1- le comportement mécanique du métal de base et des deux couches de revêtement.
- 2- L'état structural du métal de base.

2.10. Analyse quantitative :

Dans le but de connaître le taux des différentes phases qui se trouve dans la GSC utilisée on a utilise la méthode du grillage.

Cette méthode consiste à dresser une grille à plusieurs carreaux d'arête $a = 5$ mm sur un papier transparent (figure28) et la superposer sur la photo microscopique sachant que les dimensions de cette grille sont pareilles a celles de la photo.

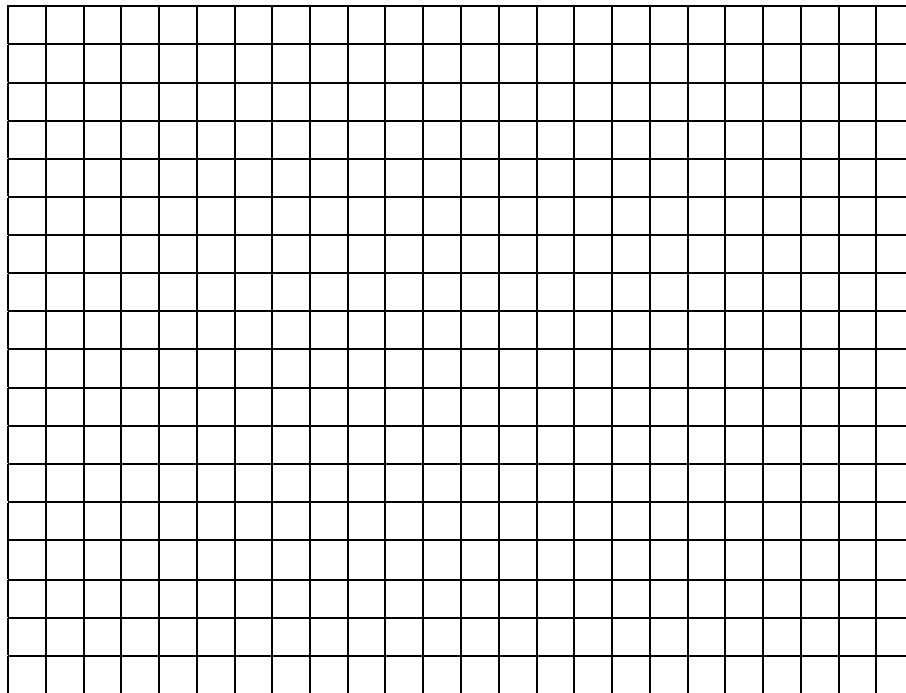


Figure 2.6: le grillage utilise pour la détermination des taux de phase du métal de base.

Le nombre total de nœuds de la grille est $19 \times 25 = 475$.

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.

2.11. Essai de traction :

Un essai de traction est une expérience de physique qui permet de mesurer le degré de résistance à la rupture d'un matériau quelconque. Certains objets fabriqués par l'homme doivent avoir un minimum de solidité pour pouvoir supporter les charges, le poids et bien d'autres efforts. L'essai de traction permet de caractériser les matériaux, indépendamment de la forme de l'objet sollicité.

Cet essai ou expérience consiste à placer une petite barre du matériau à étudier entre les mâchoires d'une machine de traction qui tire sur la barre jusqu'à sa rupture. On enregistre l'allongement et la force appliquée, que l'on convertit ensuite en déformation et contrainte.

L'essai de traction donne plusieurs valeurs importantes [13]:

- le module de Young E , ou module d'élasticité longitudinale ;
- la limite élastique R_e ou σ_e , qui sert de base aux calculs de résistance ;
- la limite à la rupture R_m ou σ_m ;
- l'allongement à la rupture A , qui mesure la capacité d'un matériau à s'allonger sous charge avant sa rupture, propriété intéressante dans certaines applications ;
- le coefficient de Poisson, qui chiffre la variation de volume induite par la déformation des matériaux sous charges.

2.11.1. Éprouvette de traction :

On peut effectuer les essais sur un barreau cylindrique ou de section rectangulaire (éprouvette plate). L'éprouvette cylindrique permet d'avoir un système symétrique et un système d'accroche simple (par vissage), l'éprouvette plate permet de voir ce qui se passe sur une face : apparition de lignes de glissement, forme des cristallites (métallographie), mesure de texture par diffractométrie X, ...

Les extrémités de l'éprouvette sont élargies, avec un congé, afin d'être sûr que la déformation plastique et la rupture auront lieu dans la partie centrale de l'éprouvette. Les dimensions de l'éprouvette sont normalisées, ce qui n'interdit pas d'utiliser d'autres formes d'éprouvette si l'essai n'a pas besoin de répondre aux normes (par exemple dans le cadre de la recherche et du développement).

Les éprouvettes cylindriques sont habituellement obtenues par tournage. Les éprouvettes plates peuvent être obtenues par sciage d'une tôle puis fraisage [13].

2.11.2. Déroulement de l'essai :

Une fois l'éprouvette en place, on applique une légère précharge afin d'être sûr que l'on n'a pas de jeu. Puis, on effectue un déplacement de la travée qui a pour effet d'étirer l'éprouvette, et on mesure l'effort généré par ce déplacement. Le mouvement peut se faire par un système de vis sans fin ou un piston hydraulique, l'effort se mesure par la déformation élastique de la travée.

À partir du déplacement de la travée, on calcule la déformation ε , et à partir de la force, on calcule la contrainte σ . Dans certains cas, on peut travailler à vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$ constante plutôt que vitesse de déplacement constante. Pour cela il faut que la machine de traction soit programmable.

L'essai s'arrête à la rupture de l'éprouvette.

2.11.3. Cas d'un matériau ductile :

Dans un premier temps, la déformation est élastique. La courbe de traction est donc une droite, la pente de cette droite donne le module de Young E .

À partir d'un certain allongement, la courbe s'infléchit : c'est le début de la déformation plastique. La transition peut être franche (rupture de pente), ce qui permet de déterminer facilement la limite élastique R_e , mais dans certains cas, on a un « arrondi » ; on prend alors la contrainte donnant 0,2 % de déformation, $R_{e 0,2}$.

La courbe présente ensuite un maximum qui détermine la contrainte de rupture R_m . À partir de ce point, la déformation est concentrée dans une zone, c'est la striction (« étranglement ») ; la rupture a ensuite lieu dans la zone de striction [13].

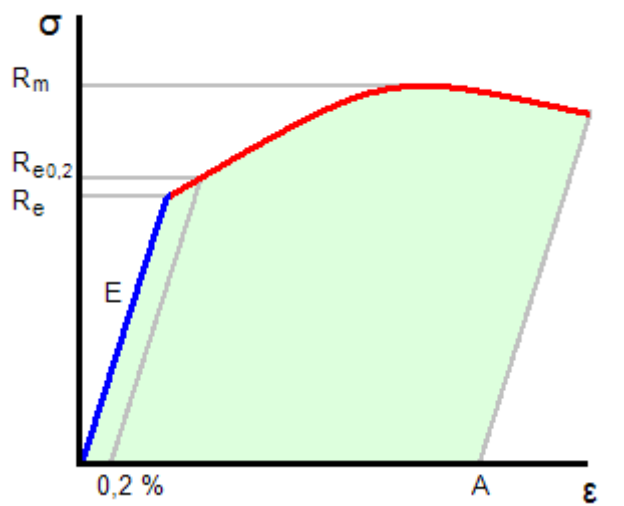


Figure 2.7 : Courbe contrainte – déformation d un matériau ductile [13].

2.11.4. Cas d'un matériau fragile :

Dans un mécanisme où la structure est fragile, les pièces doivent garder leurs dimensions. La limite acceptable est donc la limite élastique R_e . On lui applique un coefficient de sécurité s (ou parfois noté n), en général entre 2 et 5 ; on définit alors la limite pratique élastique R_{pe} :

$$R_{pe} = \frac{R_e}{s}$$

La conception est donc validée si, pour toutes les pièces en traction, on a

$$\sigma < R_{pe}$$

Le coefficient de sécurité dépend des règles de l'art du domaine concerné ou bien de normes. De manière générale, on a :

- pour un fonctionnement constant, sans à coup, dans un milieu maîtrisé (toutes les charges sont connues) et avec un matériau bien caractérisé : $1 \leq s \leq 2$;
- cas usuel : $2 \leq s \leq 3$;
- milieu mal maîtrisé (risque d'accident, charge mal connues), matériau mal caractérisé : $3 \leq s \leq 5$.

Pour les matériaux fragiles, on se base sur la contrainte à la rupture, le coefficient de sécurité est donc plus élevé.

2.12. La courbe rationnelle de traction :

La courbe rationnelle de traction représente la variation de la contrainte réelle de déformation (σ_{vraie}) en fonction de la déformation rationnelle ϵ , $\sigma_{vraie} = f(\epsilon)$.

La contrainte vraie σ_{vraie} correspond à la charge rapportée à la section instantanée soit [13]:

$$\sigma_{vraie} = F/S \quad \text{ou :}$$

F : la charge appliquée.

S : la section instantanée ($S < S_0$).

L'allongement ordinaire $e = \Delta l / l$ n'est pas additif, ce qui est également gênant pour les calculs de plasticité, donc dans la courbe réelle de traction on le remplace par la déformation rationnelle $\epsilon = \ln(l/l_0)$ qui s'introduit de la façon suivante :

Soit **l** la longueur de l'éprouvette à un instant donné.

Si on allonge des quantités Δl , l'allongement relatif sera $\Delta l / l$, et depuis le début de l'essai, l'allongement total sera égal à :

$$\epsilon = \sum_{l_0}^l \Delta l / l$$

En considérant des allongements infiniment petits $d l$ et on aura :

$$\epsilon = \int_{l_0}^l d l / l = \ln(l / l_0)$$

En considérant la constance du volume de la partie calibrée $S_0 \cdot l_0 = S \cdot l$ donc : $\epsilon = \ln(l / l_0) = \ln(S_0/S)$.

Cette déformation rationnelle diffère peu de l'allongement ordinaire ($e = l - l_0 / l_0 = l / l_0 - 1$) ;

$$\epsilon = \ln(l / l_0) = \ln(1 + e).$$

2.12.1. Équation de la courbe rationnelle :

La portion d'allure parabolique de la courbe rationnelle peut être mise sous forme mathématique.

L'expression la plus utilisée est la parabole généralisée de la forme [13] :

$$\sigma = \sigma_0 + k \cdot \epsilon^n$$

n : est le coefficient d'écrouissage.

σ_0, k : sont des constantes.

Pour les aciers doux, on observe expérimentalement que $\sigma_0=0$, d'où l'emploi de la formule simplifiée

$$\sigma = k \cdot \epsilon^n$$

Pour la contrainte vraie, on a : $\sigma_{\text{vraie}} = F/S$ et σ (contrainte conventionnelle) = F/S_0 donc ;

$$\sigma_{\text{vraie}} = \sigma \cdot S_0/S = \sigma \cdot (l / l_0) = \sigma \cdot (1 + e)$$

2.12.2. Passage d'une courbe de traction conventionnelle à une courbe rationnelle :

Pour passer de la courbe conventionnelle à la courbe rationnelle de traction on effectue les transformations suivantes :

-pour la partie élastique il n'y a pas de changement car les déformations élastiques sont très faibles.

-entre la limite élastique et le point correspondant à l'état plastique jusqu'à la valeur R_m , la courbe a une forme parabolique et pour la tracer en utilisant la courbe rationnelle on fait [13] :

-1- $\sigma_{\text{vraie}} = \sigma \cdot (1+e)$

-2- $\epsilon = \ln(\ell / \ell_0) = \ln(1+e)$, et la figure 30 montre la conversion vers la courbe rationnelle de traction.

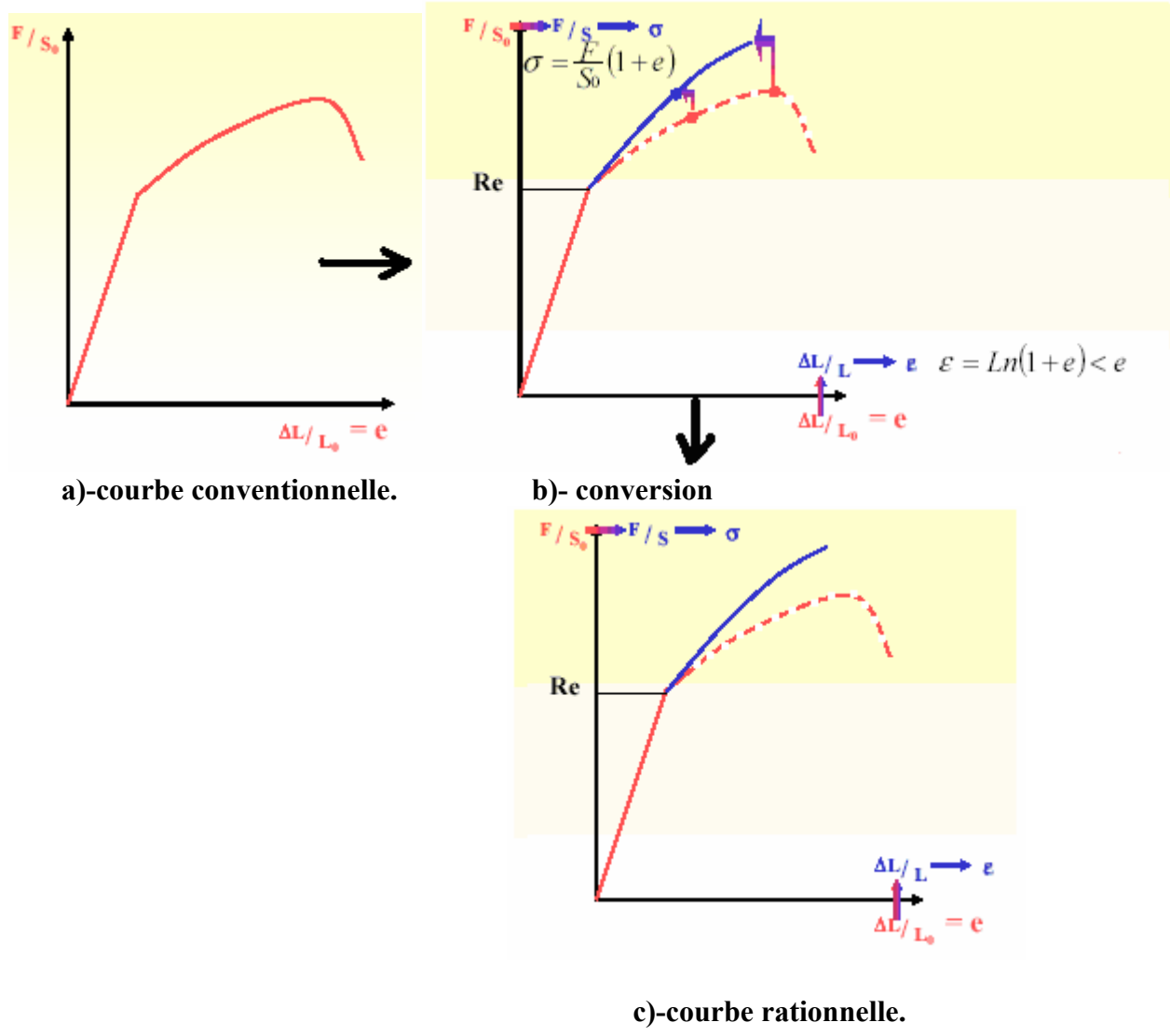


Figure2.8 a, b, c : passage d'une courbe de traction conventionnelle à une courbe rationnelle [13].

3. RESULTATS ET INTERPRETATION

3.1. La médaille rechargée par l'inox :

3.1.1 Caractérisation structurale :

L'observation du métal de base (figure 3.1) montre une structure lédeburo-perlitique très fine. Nous observons la présence du graphite sphéroïdal et des lamelles blanches de la cémentite orientées aléatoirement qui sont 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. Cette éprouvette est coulée sous forme de médaille sur laquelle on effectue à la division fonderie l'analyse chimique.

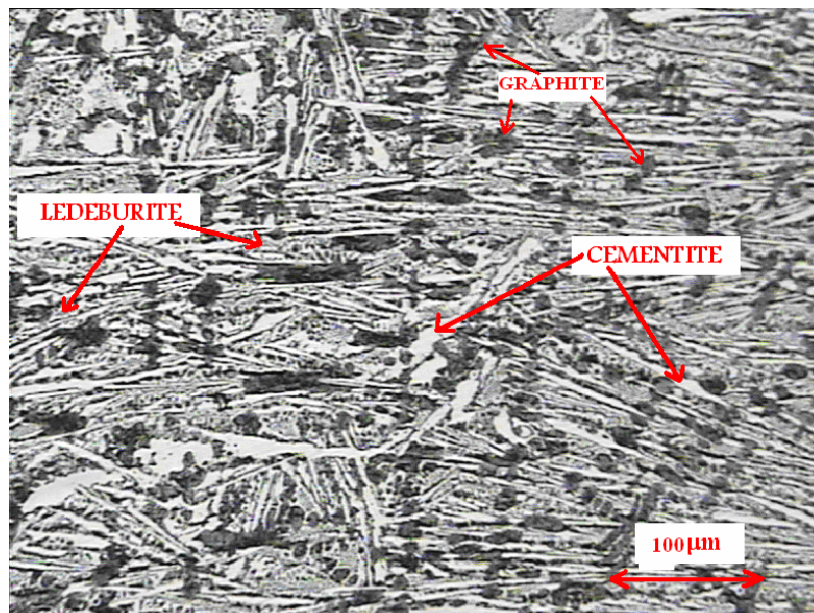


Figure 3.1 : Micrographie optique du métal de base G × 200.

Structure dans l'interface du rechargement

Les figures 3.2 et 3.3 montrent la couche de rechargement de l'inox sur le métal de base qui nous permettra d'observer la différence entre le métal de base et la zone affectée thermiquement qui est près de la couche du chrome.

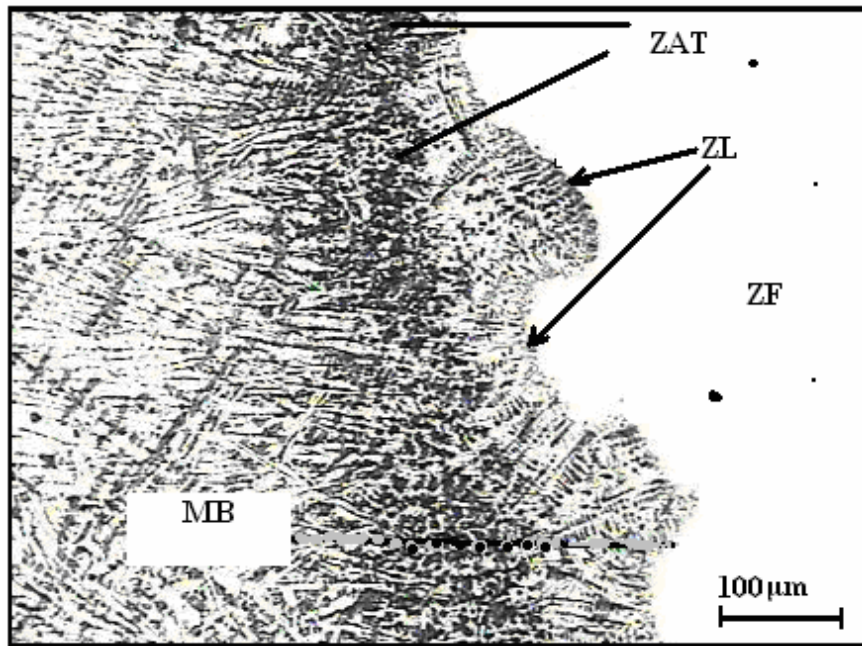


Figure 3.2 : Micrographie optique du rechargement d'inox G × 100.

Dans la figure 3.3 on observe que le carbone libre (graphite) se trouvant dans le MB s'est déchiqueté au niveau de la ZAT et la ZL, et a diffusé vers le cordon. On constate effectivement un appauvrissement en carbone dans la ZAT qui a conduit à une diminution de la lédeburite. En utilisant le grossissement G200 dans l'interface GSC-inox (figure 3.3), on voit clairement la diffusion du carbone vers la zone d'inox qui est un élément fortement carburigène donc au niveau de la zone ou il y a la diffusion du carbone il y aura formation des carbures C_xC_y .

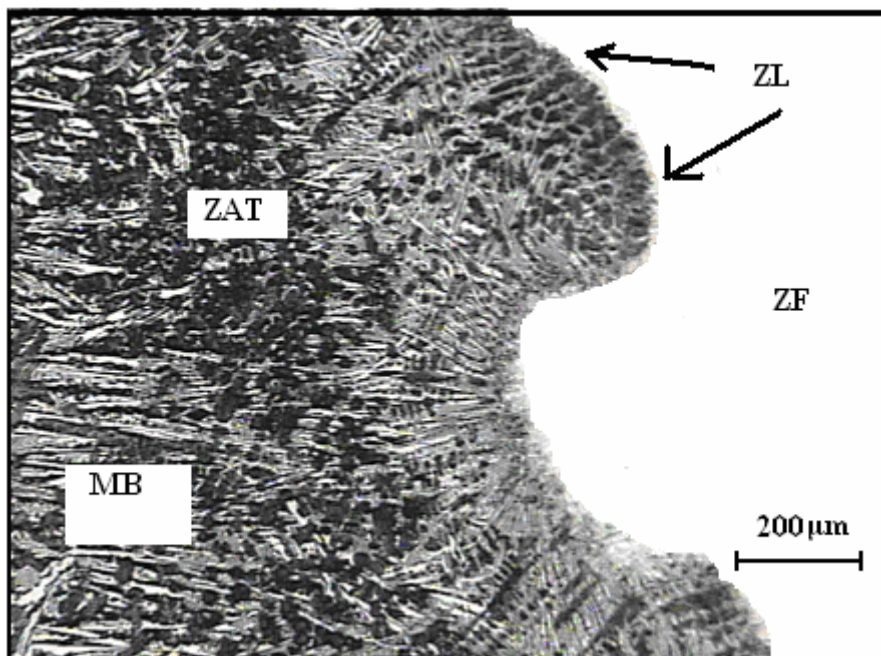


Figure 3.3 : Micrographie optique du rechargement d'inox G × 200.

On voit aussi dans la figure 3.3 que le graphite qui se trouvait avant dans la GSC est déplacé vers l'interface de l'inox.

On constate de la micrographie de l'interface GSC-inox que le rechargement par inox (18,88%Cr) seul conduit au déplacement immense du carbone vers l'interface, et la formation des carbures alliés

de haute dureté, et ça est dû à la présence du chrome qui est un élément fortement carburigène dans l'inox, et la figure 3.4 montre une courbe schématique de la variation de la concentration de carbone à travers les différentes zones

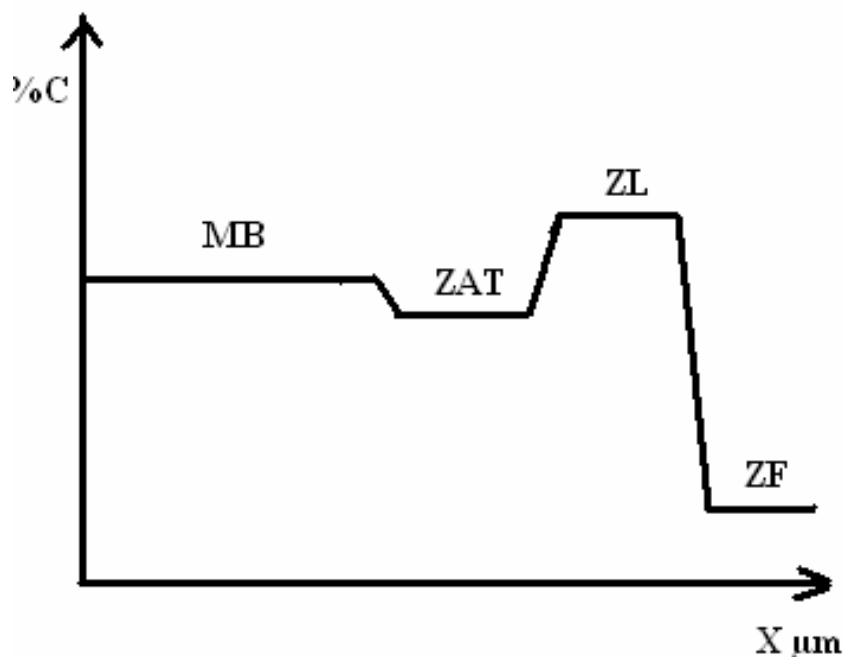


Figure 3.4 : Courbe schématique de la variation du carbone à travers les différentes zones.

3.1.2. Analyse quantitative :

Dans le but de connaître le taux des différentes phases et constituants qui se trouvent dans la GSC 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 pareilles à celles de la photo.

Le nombre total de nœuds de la grille est $N_t = 19 \times 25 = 475$.

Pour calculer le taux d'une phase on compte le nombre de nœuds qui se trouvent sur la phase puis on le divise sur le nombre total de nœuds nous permettrons d'obtenir le taux de cette phase ou la fraction volumique.

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

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

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

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

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

% lédeburite = $N_l/N_t = 300/475 = 0,63 = 63 \%$.

%cémentite = $N_c/N_t = 49/475 = 0,103 = 10,32 \%$.

%graphite = $N_g/N_t = 42/475 = 0,088 = 8,84 \%$.

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

3.1.3. Essai de dureté Brinell :

Nous avons effectués 4 essais dans le métal de base qui est une fonte traitée, et le tableau 3.1 résume tous les essais ainsi que leurs moyennes.

Essais HB	Essai 1	Essai 2	Essai 3	Essai 4	La moyenne
Métal de base	410,00	400,50	405,00	415,00	407,63

Tableau 3.1 : les valeurs de l'essai de dureté Brinell sur le métal de base.

3.1.4. Essai de micro-dureté Vickers :

Nous avons fait l'essai sur la médaille en commençant par le métal de base jusqu'à l'interface GSC – inox, puis on a mesuré la microdureté de la couche d'inox et la figure 3.4 montre la variation de la microdureté Vickers à travers les différentes zones de soudure.

HV

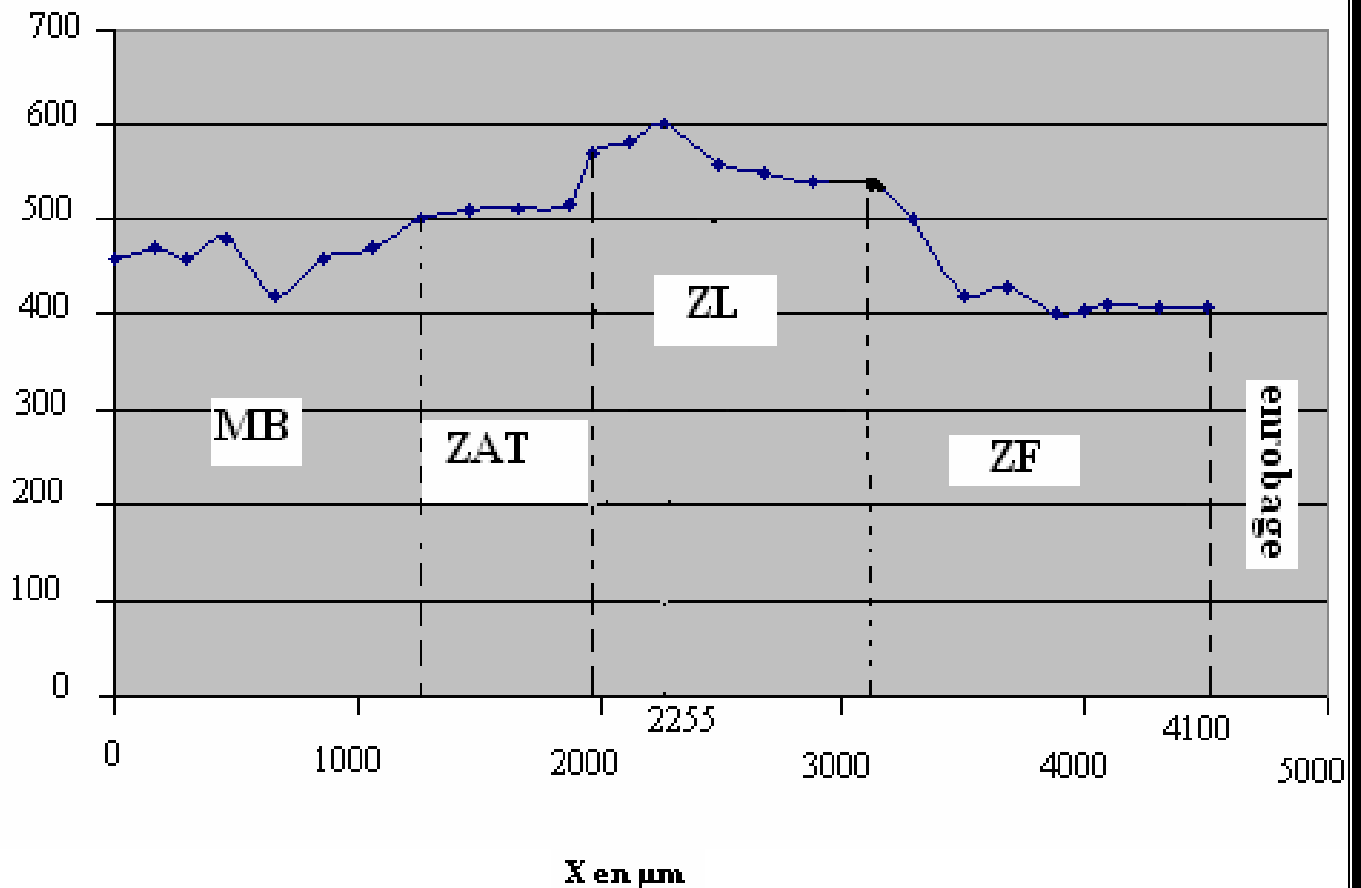


Figure 3.5 : variation de la microdureté à travers les différentes zones.

Nous avons pris 13 points dont l'intervalle est de 200 µm dans la zone depuis le métal de base. Par la même occasion, on a relevé les microduretés des constituants de la perlite et de la lédeburite qui seront respectivement 300HV, 450HV.

Les distances estimées des différentes zones selon la filiation de microdureté à travers la ZAT et ZL sont respectivement 520HV, 600HV.

D'après l'essai de microdureté on voit que le rechargement de l'inox seulement sur la fonte GSC conduit à l'augmentation de la dureté dans l'interface et on aura 3 zones de duretés différentes, car l'inox contient 18,88 % chrome qui est un élément fortement carburigène et son contacte avec la fonte GSC qui contient entre 3,50 et 4,00 %carbone va favoriser la diffusion du carbone vers l'inox et ainsi la formation des carbures alliés qui sont très dures,ce qui explique l'obtention de la dureté maximale de 600HV dans l'interface.

La diminution de la dureté en allant de l'interface vers l'inox est expliquée par la diminution de la vitesse de diffusion du carbone dans l'inox, et donc la diminution de la quantité des carbures alliés formés.

3.2. La médaille rechargée par beurrage en alliage de Nickel+inox :

3.2.1. Caractérisation structurale :

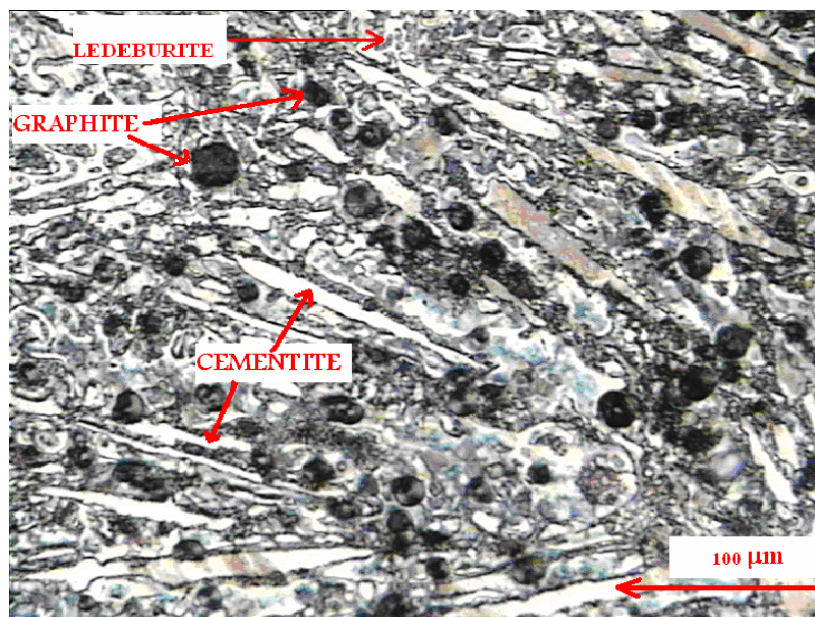


Figure 3.6 : Micrographie optique du métal de base G × 1000.

L'observation la microstructure du métal de base (figure3.5) montre une structure perlito-lédeburique fine. Nous avons remarqué la présence du graphite sphéroïdal distribué à travers la structure. On voit aussi des lamelles blanches de cémentite orientées différemment.

Cette structure est obtenue par refroidissement rapide de la médaille dans le moule, suivi d'une trempe à l'eau.

Structure dans les interfaces du rechargement :

Dans la photo 3.7 qui est prise au niveau de l'interface GSC - Ni – inox, on voit très bien la différence entre la structure du métal de base et de la zone mixte d'inox et du graphite.

On voit aussi qu'il y a un déplacement du graphite depuis la fonte vers la couche d'inox en traversant le beurrage. Mais le taux de graphite qui dépasse la couche du nickel pour entrer dans la zone de l'inox reste très restreint.

On constate qu'à la présence de la couche du beurrage qui contient 94,00 % de Ni (élément non carburigène), le déplacement du graphite vers la couche d'inox est beaucoup réduit par rapport à la médaille rechargée par inox seulement.

On peut dire que le beurrage nous a permis de réduire la diffusion du graphite vers l'inox et d'ou la réduction de la formation des carbures alliés très dure au niveau de la couche de l'inox.

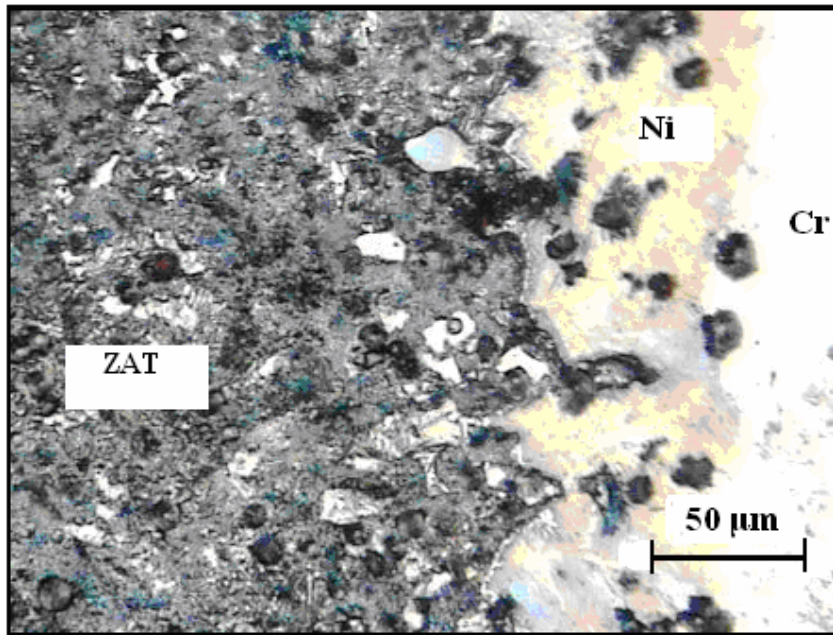


Figure 3.7 : Micrographie optique des interfaces GSC- beurrage-inox G × 1000.

3.2.2. Analyse quantitative :

La méthode utilisée pour l'analyse quantitative est la méthode du grillage, et son principe est donné en détail dans la partie expérimentale.

Nt : Le nombre de nœuds total = 475.

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

% graphite = $N_g/N = 54/475 = 0,11368 = 11,368 \%$.

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

% lédeburite = $N_l/N = 306/475 = 0,64 = 64,42 \%$.

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

% cémentite = $N_c / N = 50/475 = 0,105 = 10,526 \%$.

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

Cette structure est perlitique à graphite sphéroïdal, et elle possède une petite quantité de la lédeburite.

3.2.3. Microscopie électronique à balayage :

Nous avons choisi une plage qui regroupe toutes les zones de soudage (figure 3.8) dans le but de tracer le profil de concentration des différents éléments.

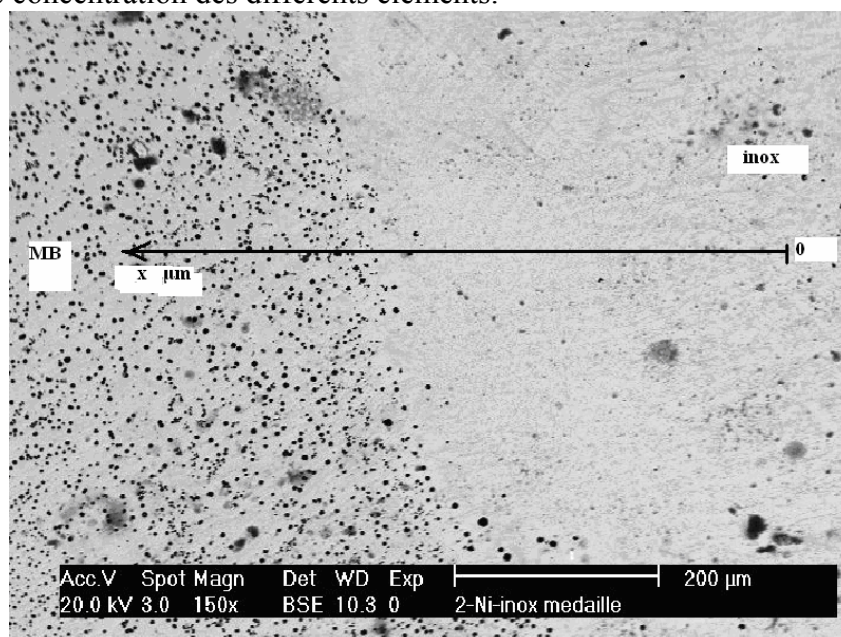


Figure 3.8 : Micrographie électronique des trois zones de soudage G × 200.

Les résultats de profil de concentration des éléments C, Fe, Cr, Si, Ni et la figure 3.9 sont montrés dans la figure 3.9.

a)-le silicium : la concentration du silicium est constante dans toutes les zones de soudage ainsi qu'au métal de base.

L'alliage utilisé pour le revêtement est pauvre en silicium, et pendant le rechargement on constate que l'augmentation de la température a favorisé la diffusion du silicium depuis le métal de base qui contient entre 2,5 et 3,5 % de silicium vers la zone de liaison et la zone fondue qui deviennent riches en silicium.

b)-le carbone : la concentration du carbone est constante dans toutes les zones de l'inox et du beurrage, mais dans la zone affectée thermiquement on constate une augmentation importante du taux de carbone qui a diffusé depuis le métal de base vers la ZL.

c)-le chrome : la zone de l'inox est riche en chrome, et en approchant la zone du beurrage (pauvre en chrome) la concentration du chrome diminue progressivement jusqu'à atteindre une valeur minimale dans le métal de base. Au début le métal de base et la couche de beurrage ne contiennent pas du chrome, mais après avoir déposé la couche de l'inox qui est riche en chrome par l'arc électrique qui atteint une température de 3000 °C, il y avait une diffusion du chrome vers les autres zones de soudage et vers le métal de base.

d)-le nickel : dans la couche de l'inox on voit que la concentration du nickel est moyenne, car l'inox utilisé contient 10 % de nickel plus la quantité de nickel diffusé depuis la couche de beurrage. La concentration du nickel augmente depuis la zone de l'inox jusqu'à atteindre une valeur maximale dans la couche de beurrage qui contient 94 % de nickel, puis elle diminue jusqu'à atteindre une valeur nulle dans le métal de base.

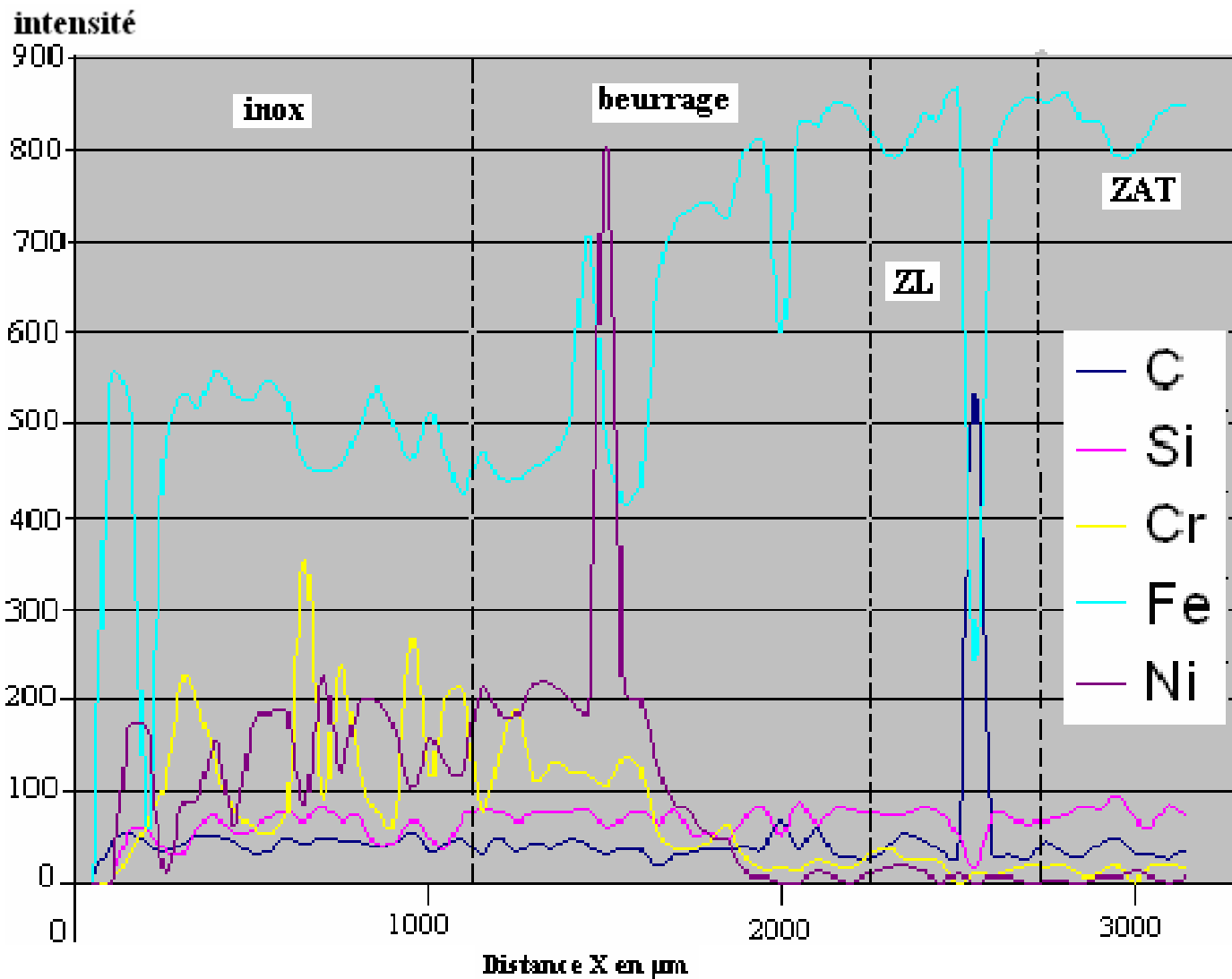


Figure 3.9 : profil de concentration des différents éléments.

3.2.4. Essai de micro-dureté Vickers :

Nous avons effectué l'essai de microdureté Vickers à travers le MB, ZAT, ZL et on a pris aussi la microdureté de la couche du beurrage et de l'inox.

Les valeurs de microdureté de la perlite varient entre 280 et 350HV, et celles de la lédeburite varient entre 380-430 HV.

Après la prise de tous les résultats, nous avons dessiné le graphe HV en fonction de la distance x (figure 3.10).

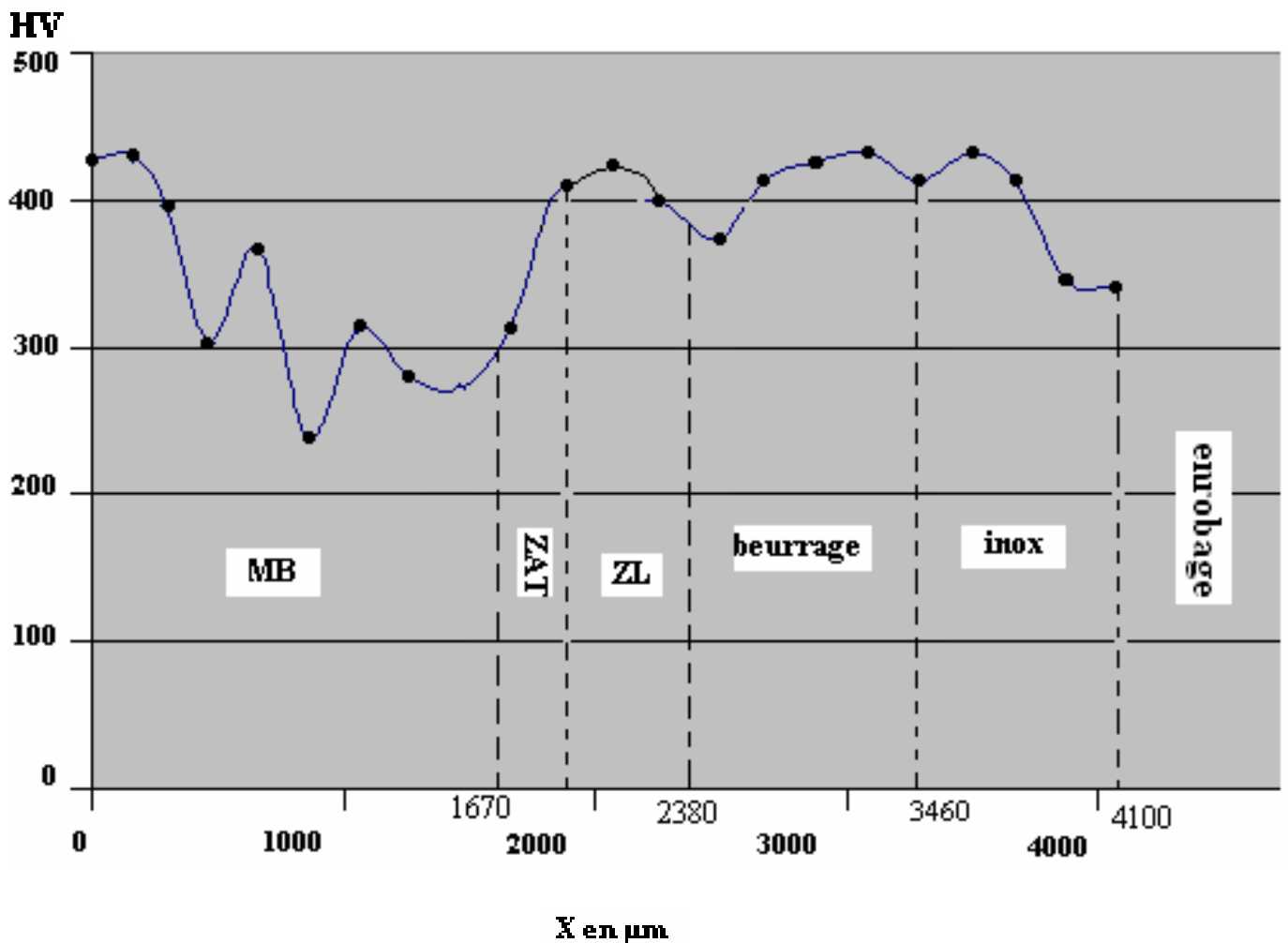


Figure 3.10: variation de la microdureté à travers les différentes zones.

On a fait la première mesure dans la zone du métal de base, ou on a fait 8 mesures. Les 2 premières mesures sont proches (429,1 et 396,1 HV) car le pénétrateur est tombé sur la phase du lédeburite.

Après ces deux points et à partir de la distance de 380 μm, la dureté commence à diminuer vers 302,8 et 366,8 HV ou le pénétrateur est tombé sur la phase perlitique.

On a déposé ensuite l'empreinte sur la zone intermédiaire entre le nickel et la fonte, et on a obtenu une dureté de 311,6 μm.

Après on a pris 10 points dans la zone du nickel et la distance entre eux est constante et de l'ordre de 180 μm et toutes les mesures sont proches et la moyenne de la dureté de cette zone est de 391,44 HV.

La dureté à la distance de 3640 μm et qui est de 412,1 HV correspond à l'interface chrome-nickel, puis la dureté diminue légèrement dans la zone du chrome où elle varie entre 344,7 et 355,5 HV.

3.3. L'éprouvette de traction rechargée par l'inox :

3.3.1. Caractérisation structurale :

L'observation du métal de base avant la réalisation du rechargement montre une structure ferrito-perlitique (figure 3.11).

Nous avons remarqué la présence du graphite sphéroïdal distribué régulièrement dans toute la structure. On voit clairement les joints de grains de la ferrite qui est de forme polygonale.

La structure ferrito-perlitiques est due aux conditions d'élaboration de l'éprouvette car cette éprouvette est fabriquée par le moulage sable avec un refroidissement à l'air relativement lent.

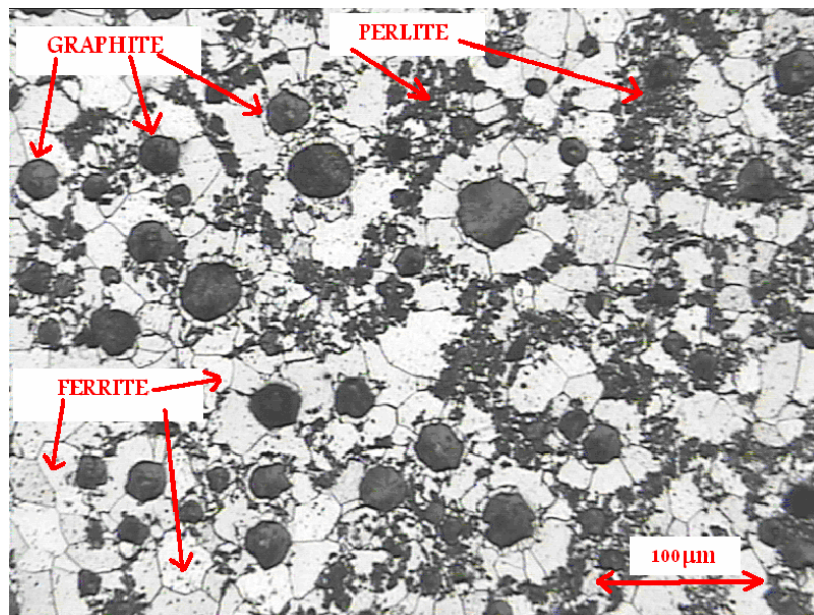


Figure 3.11 : Micrographie optique du métal de base G × 200.

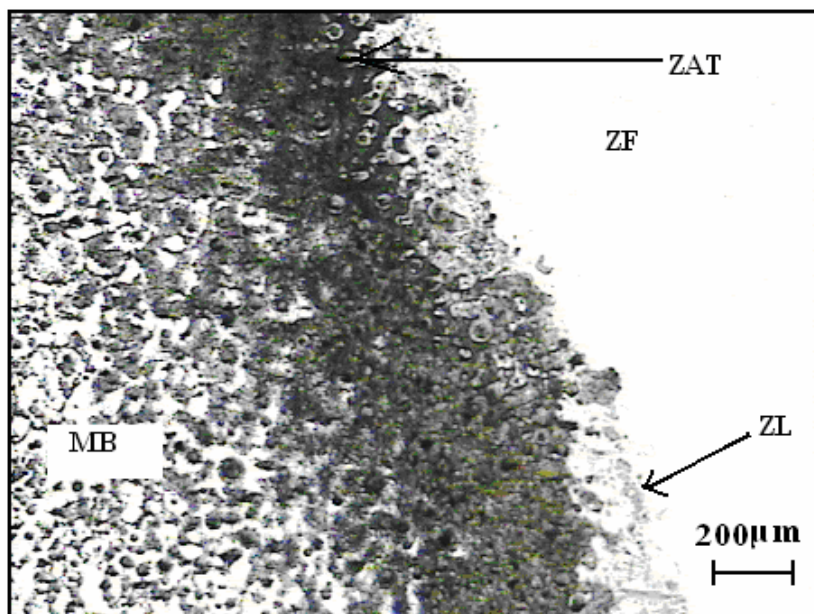


Figure 3.12 : Micrographie optique du beurrage+inox de l'éprouvette cylindrique G × 50.

La figure 3.12 est prise dans l'interface GSC-INOX avec un grossissement Gx50, on voit la zone du métal de base qui est de structure ferrito-perlitique et en rapprochant la zone du rechargement d'inox on voit une zone sombre qui est celle du graphite aggloméré et une grande quantité de ce graphite a diffusé dans l'inox.

On remarque qu'au rechargement par inox seulement, on aura une forte diffusion du carbone vers le cordon en l'inox, et il y aura ainsi la formation des carbures de chromes très durs (figure 3.12).

3.3.2. Analyse quantitative :

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

Nt : Le nombre de nœuds total = 475.

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

% graphite = $N_g / N_t = 62 / 475 = 0,13 = 13 \%$.

Np : Le nombre de nœuds superposés sur la ferrite = 130

% perlite = $N_p / N_t = 130 / 475 = 0,2736 = 27,36 \%$.

Pour calculer le taux de ferrite on fait $100\% - (\% \text{ graphite} + \% \text{ perlite})$ puisque la matrice est ferrito-perlitique.

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

3.3.3. Microscopie électronique à balayage :

Dans la microscopie électronique à balayage, nous avons utilisé les électrons rétro diffusés pour obtenir l'image microscopique, comme le montre la figure 3.13, et en utilisant cette figure on a choisi la plage qui contient le métal de base et la ZAT et la ZL et la ZF (inox) pour qu'on puisse effectuer un profil de concentration des différents éléments qui se trouvent dans ces zones.

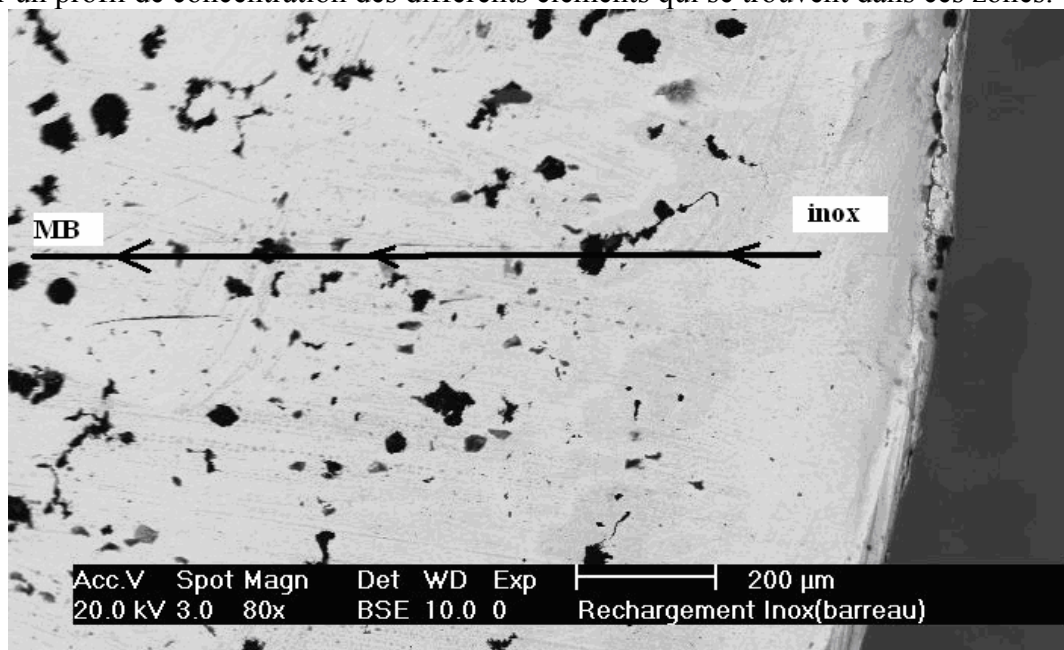


Figure 3.13 : Micrographie électronique des zones de soudage $G \times 200$.

Après avoir obtenu les résultats de concentration nous avons tracé le profil de concentration des éléments C, Fe, Cr, Si, et la figure 3.14 montre ce profil.

D'après la figure 3.14 ci-dessous, on constate les variations de concentration suivantes :

a)-le silicium : la concentration du silicium est constante dans toutes les zones de soudage avec une légère augmentation dans la zone affectée thermiquement.

Pendant le rechargement de l'inox, l'augmentation de la température a favorisé la diffusion du silicium depuis le métal de base qui contient entre 2,5 et 3,5 % de silicium vers la zone de liaison et la zone fondue qui sont pauvres en silicium (0,85 % de Si).

b)-le carbone : la concentration du carbone est constante dans la zone fondue (inox), et elle augmente progressivement dans la zone de liaison jusqu'à atteindre une valeur maximale.

La concentration du carbone diminue en allant vers la zone affectée thermiquement jusqu'à atteindre une valeur minimale constante.

c)-**le chrome** : la concentration du chrome est élevée dans la zone de l'inox, et elle diminue dans la zone de liaison ZL et dans la ZAT jusqu'à atteindre une valeur très faible.

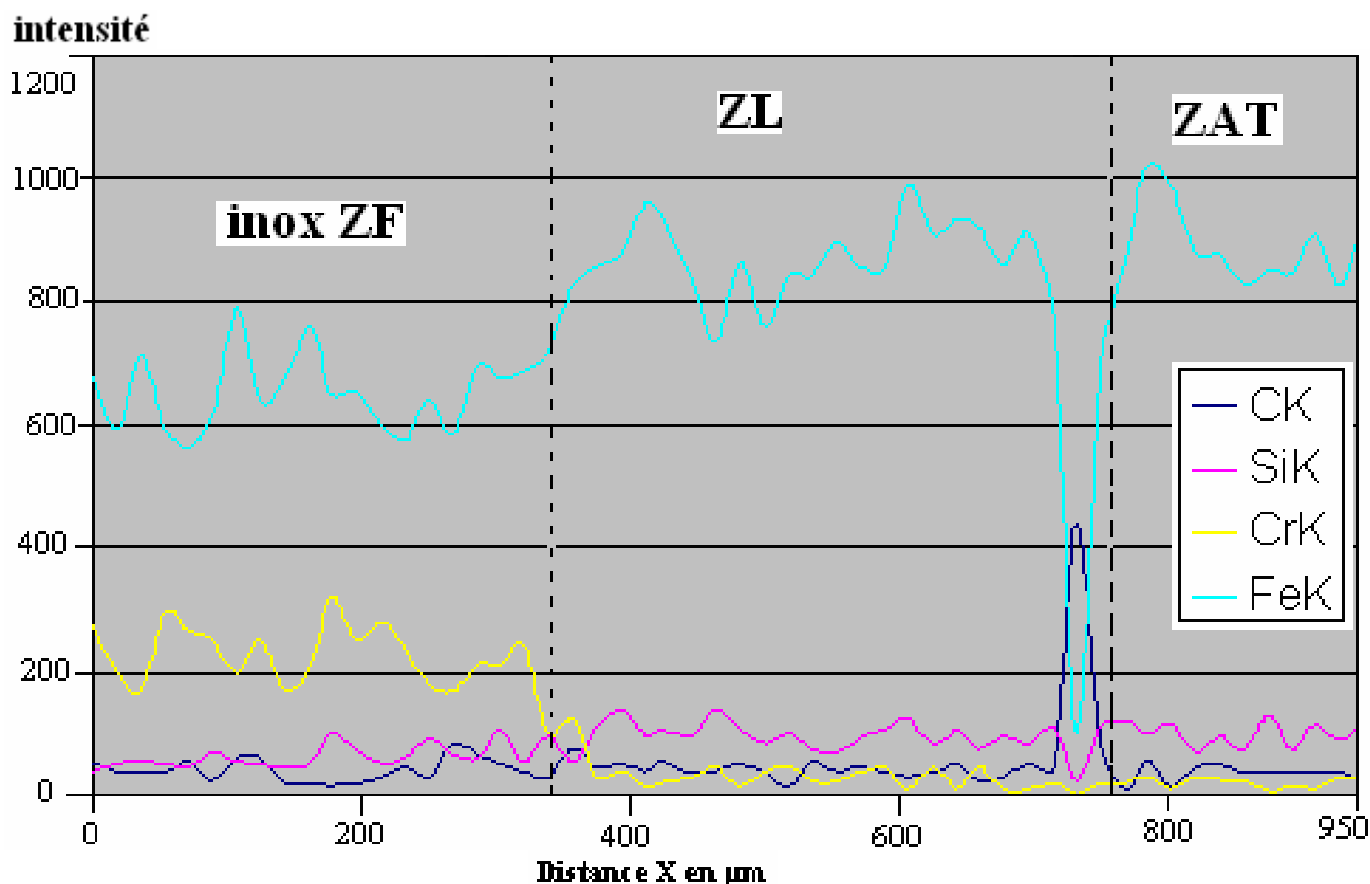


Figure 3.14 : profil des différents éléments dans les différentes zones de soudage.

3.3.4. Essai de dureté Brinell :

Nous avons effectué 4 essais dans le métal de base qui est une fonte ferrito-perlitique, et le tableau 3.2 montre les résultats des 4 essais ainsi que la valeur moyenne de la dureté Brinell.

Essais HB	Essai 1	Essai 2	Essai 3	Essai 4	La moyenne
Métal de base	330,00	350,00	335,00	330,00	336,25

Tableau 3.2 : les valeurs de l'essai de dureté Brinell sur le métal de base.

3.3.5. Essai de microdureté Vickers :

Nous avons effectué des mesures de micro – dureté dans le métal de base puis dans l'interface GSC – inox, la figure 3.15 montre la variation de la micro- dureté Vickers dans les différentes zones (MB, ZAT, ZL et cordon) ainsi que la ferrite et la perlite.

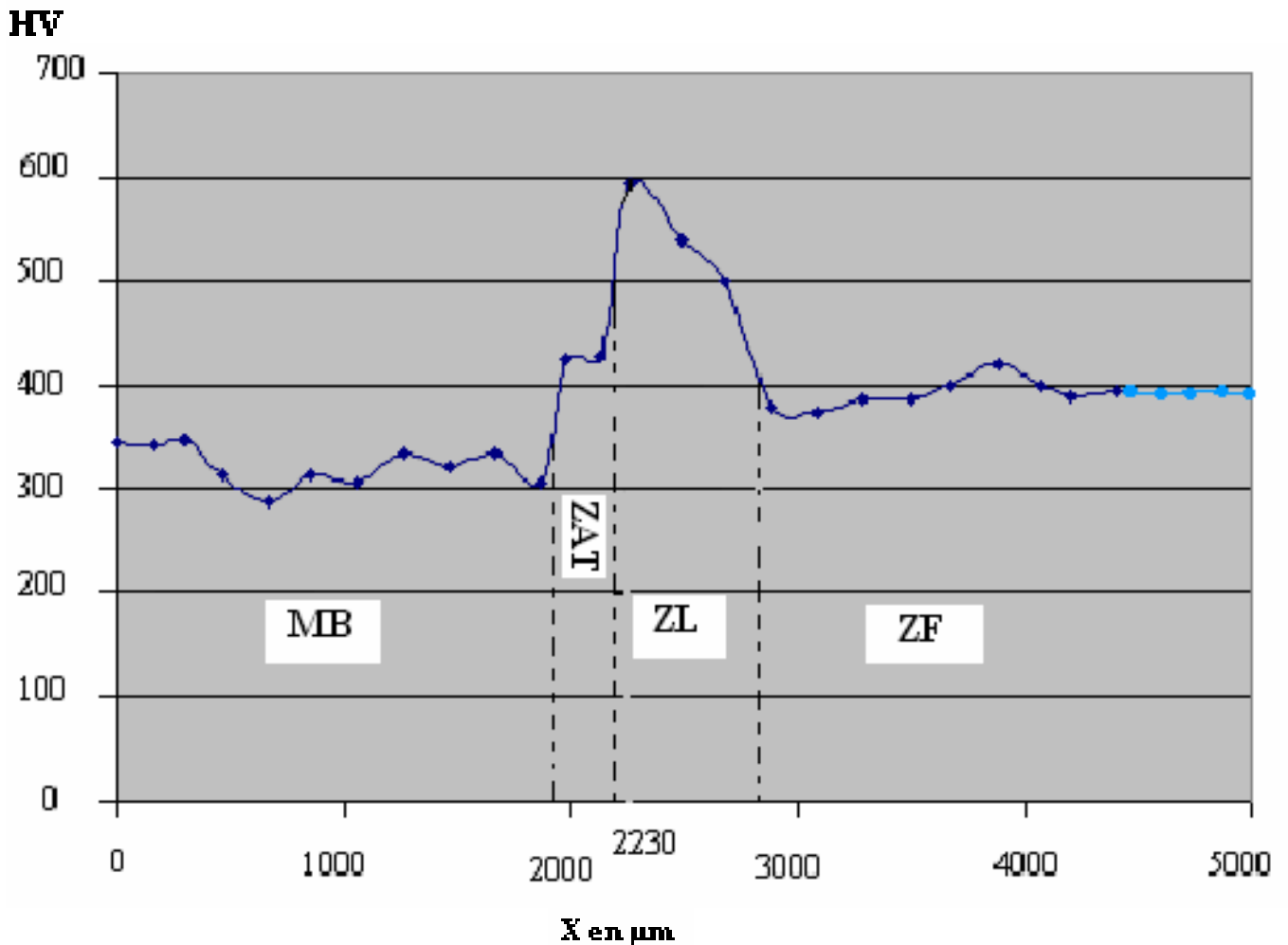


Figure 3.15 : Filiation de mesures de micro - dureté Vickers a travers les différentes zones lors du rechargement MB - Inox.

Nous avons pris 28 points d'intervalle 200μm à travers le MB, ZAT, ZL et le cordon.

Les valeurs de microdureté de la perlite varient entre 280 et 350HV.

A la distance de $x=2000 \mu\text{m}$, on a la zone affectée thermiquement ZAT qui est de couleur sombre.

La microdureté Vickers dans la ZAT est un peu élevée, et elle varie entre 350 et 500 HV.

Les mesures de microdureté de la zone de liaison ZL nous ont donné des valeurs trop élevées, et qui varient entre 500 et 600 HV.

Dans la zone fondue de l'inox, nous avons pris 16 points, et la microdureté varie entre 360 à 390HV.

On a remarqué que plus les points mesurés sont loin de l'interface, plus la micro-dureté dans la zone de l'inox diminue jusqu'à atteindre une valeur constante de 400 HV.

3.3.6. Essai de traction :

Dans cette étape de caractérisation nous avons réalisé l'essai de traction sur un barreau rechargé par l'inox seulement, dans le but de déterminer les différentes caractéristiques mécaniques tel que le module d'élasticité (E), $R_{0,2}$, la résistance à la traction (Rm), la résistance à la rupture (Ru), et le coefficient de striction (%Z).

L'éprouvette de diamètre $D=12 \text{ mm}$, et de longueur initiale $L_0 = 50 \text{ mm}$, et sur laquelle nous avons réalisé deux essais.

3.3.6.1. Essai N° 1 :

La machine de traction est équipée d'un logiciel qui sert à dessiner la courbe de traction en même temps du déroulement de l'essai, et la figure 3.16 montre la courbe de traction du premier essai.

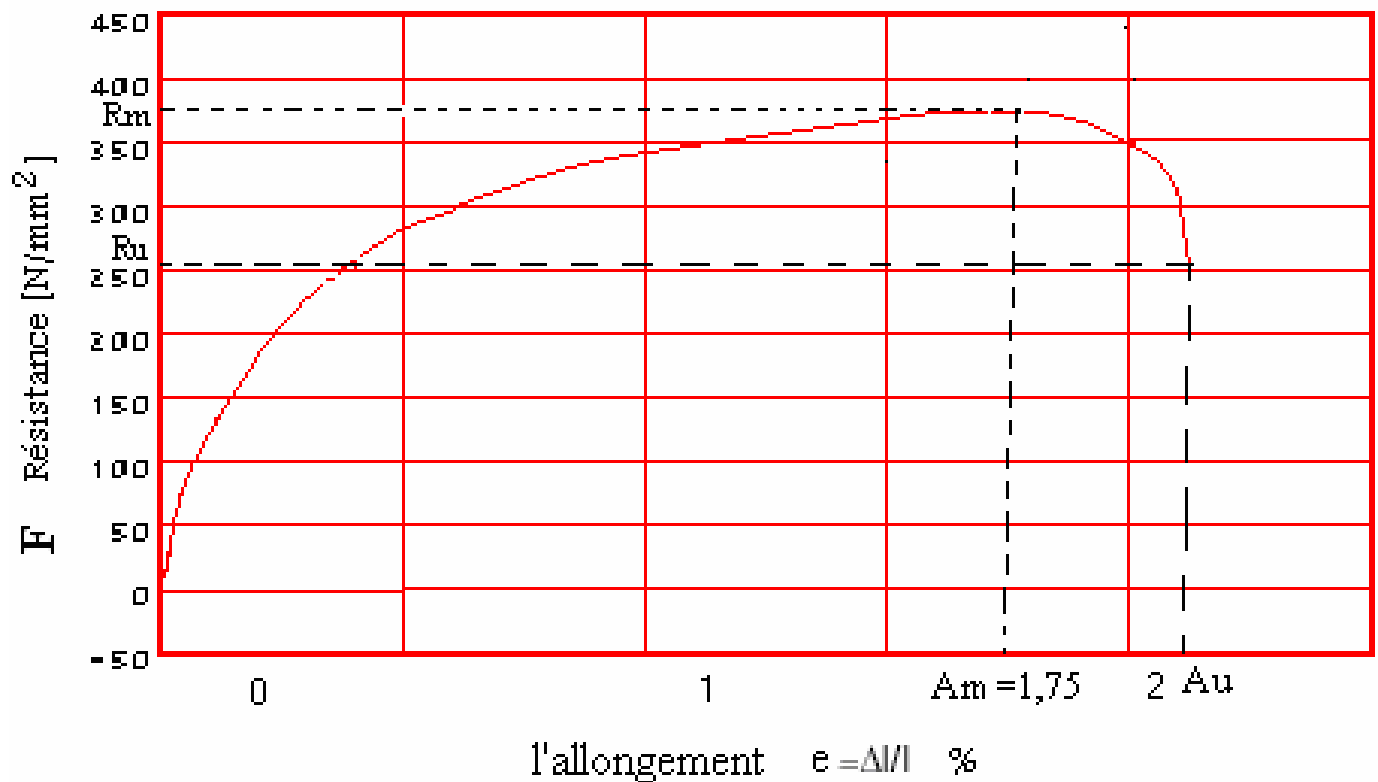


Figure 3.16 : courbe de traction - essai N°1.

En exploitant la figure 3.16 on pourra déterminer les propriétés mécaniques suivantes : E (module d'élasticité), $R_{0,2}$ (la contrainte à l'allongement 0,2 %), R_m (la résistance à la traction), %Z (le coefficient de striction), A_m (l'allongement au point de la résistance à la traction), R_u (la charge à la rupture), A_u (l'allongement finale après la rupture).

Le calcul du module d'élasticité (E) :

Le module d'élasticité E est la pente de la droite élastique comprise entre la déformation $e=0\%$ et $e=0,1\%$, et entre les charges $F=0$ et 20 N/mm^2 .

On remarque que cette partie élastique est très étroite car le métal testé n'est pas ductile.

$$E = \Delta F / \Delta e = (20-0) / (0,001-0) = 20000\text{ N/mm}^2 = 20\text{ GPa.}$$

Le calcul de $R_{0,2}$:

D'après la figure 3.16, on prend le point de déformation $e=0,2\%$, et on le fait projeter sur la courbe de traction parallèlement avec la droite de la déformation élastique. Et on projette ainsi le point de l'intersection avec la courbe horizontalement sur l'axe de la charge, et on lit la valeur de $R_{0,2}$.

$$R_{0,2} = 35\text{ N/mm}^2 = 35\text{ MPa.}$$

Le calcul de la résistance à la traction (R_m) :

R_m est la charge maximale à partir de laquelle l'éprouvette subit une rupture.

Dans la figure 3.16 la résistance à la traction est le point maximal de la courbe $R_m = 380\text{ N/mm}^2$.

Le Calcul de l'allongement à la résistance à la traction (A_m) :

D'après le graphe, la projection du point de la résistance à la traction R_m sur l'axe de déformation e en respectant la pente E nous donne la déformation A_m .

On trouve $A_m = 1,75 \%$.

Le calcul de la charge à la rupture (R_u):

R_u est la charge à la rupture et d'après la figure 3.16 on trouve que $R_u = 250 \text{ N/mm}^2$.

Le Calcul de l'allongement à la rupture (A_u) :

L'allongement à la rupture A_u est la projection (parallèlement avec la droite élastique) de la charge à la rupture sur l'axe e . D'après la figure 3.11 on trouve $A_u = 2,2 \%$.

Le calcul de la striction (% Z) :

Le coefficient de striction %Z est la variation relative entre la section initiale S_0 et la section finale après la rupture de l'éprouvette.

On a le coefficient de striction $\%Z = (S_0 - S_u) / S_0 = 1 - (S_u / S_0)$ tel que :

S_0 : la section initiale S_0 .

S_u : la section après la rupture.

On a :

$D = 12 \text{ mm}$ et $L_0 = 50 \text{ mm}$, donc la section initiale avant l'essai de traction est $S_0 = \pi \times D^2 / 4$

$S_0 = 3,14 \times (12)^2 / 4 = 113 \text{ mm}^2$.

On a la longueur finale après la rupture $L_u = L_0 (\%A_u / 100 + 1) = 50(1 + 2,2/100) = 51,1 \text{ mm}$.

En utilisant la loi de conservation de volume $V_0 = V_u$ (les volumes initiaux et à la rupture sont égaux) et on trouve :

$V_0 = L_0 \times S_0$ et $V_u = L_u \times S_u$ donc : $L_0 \times S_0 = L_u \times S_u$ et $S_u / S_0 = L_0 / L_u$ donc:

A.N : $\%Z = 1 - (L_0 / L_u) = 1 - 50 / 51,1 = 0,0215 = 2,15 \%$.

3.3.6.2. Essai N° 2 :

Dans le deuxième essai nous avons obtenu la figure 3.17.

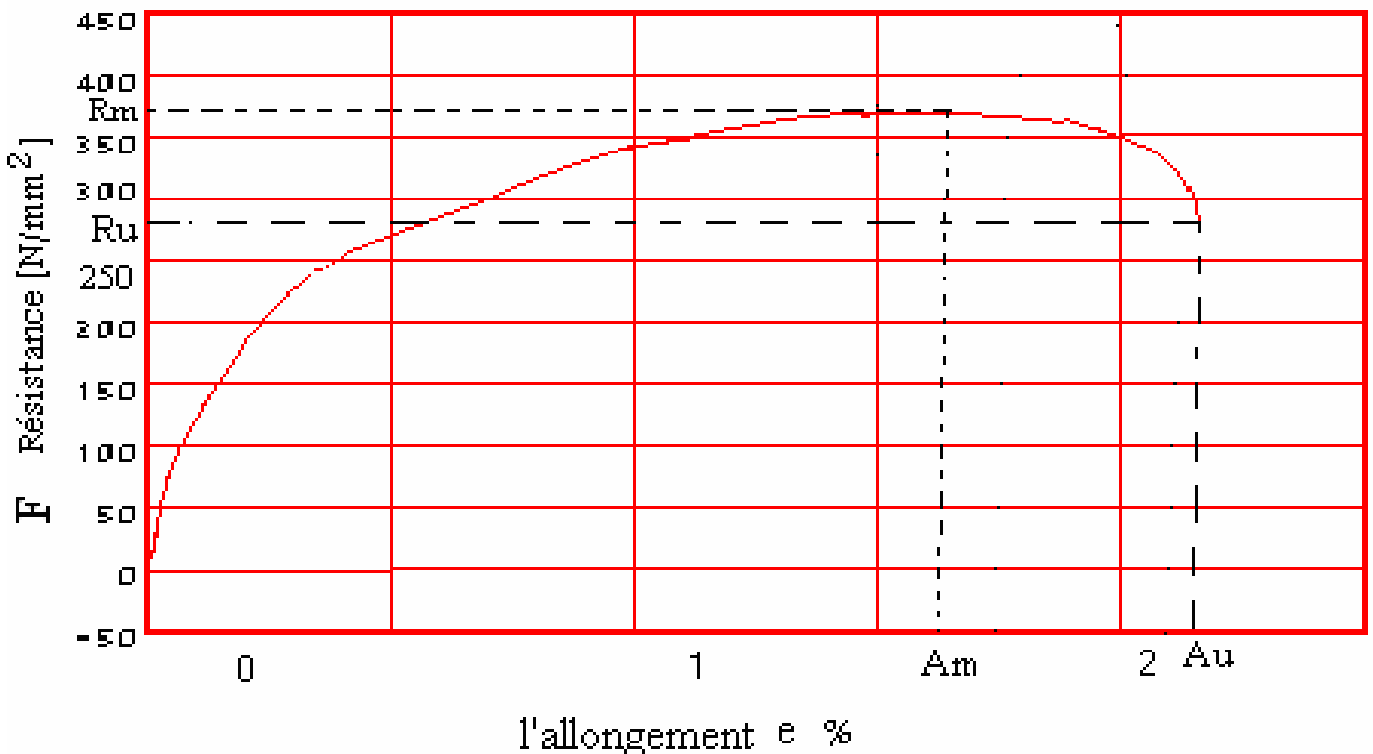


Figure 3.17 : courbe de traction - essai N° 2 .

On fait les mêmes étapes que le premier essai et on exploite la figure 3.17 du deuxième essai, et on calcule les différentes caractéristiques mécaniques.

Le calcul du module d'élasticité (E) :

Le module d'élasticité ou module de Young (E) est la pente de la droite élastique comprise entre la déformation $e=0\%$ et $e=0,15\%$, et entre les charges $F=0$ et 25 N/mm^2 .

On remarque que cette partie élastique est très étroite car le métal testé n'est pas ductile.

$$E = \Delta F / \Delta e = (17-0) / (0,0015-0) = 17000\text{ N/mm}^2 = 16666,67\text{ MPa} = 16,66\text{ GPa}.$$

Le calcul de $R_{0,2}$:

D'après la figure 3.17 on prend le point de déformation $e=0,2\%$ et on le fait projeter sur la courbe de traction parallèlement avec la droite de la déformation élastique. Et on projette ainsi le point de l'intersection avec la courbe horizontalement sur l'axe de la charge, et on lit la valeur de $R_{0,2}$.

$$R_{0,2} = 40\text{ N/mm}^2 = 40\text{ MPa}.$$

Le calcul de la résistance à la traction (R_m) :

La résistance à la traction R_m est la charge maximale à partir de laquelle l'éprouvette subit une rupture.

Dans la figure 3.17 la résistance à la traction est le point maximal de la courbe $R_m = 370\text{ N/mm}^2$.

Le Calcul de l'allongement à la résistance à la traction (A_m) :

D'après le graphe, la projection de la résistance à la traction sur l'axe de déformation en respectant la pente E nous donne la déformation A_m .

On trouve $A_m = 1,70\%$.

Le calcul de la charge à la rupture (R_u) :

R_u est la charge à la rupture d'après la figure 3.17 on trouve que $R_u = 280\text{ N/mm}^2$.

Le Calcul de l'allongement à la rupture (A_u) :

D'après la figure 3.17 on trouve $A_u = 2,1\%$.

Le calcul de la striction (% Z) :

Le coefficient de striction %Z est la variation relative entre la section initiale S_0 et la section finale après la rupture de l'éprouvette.

On a le coefficient de striction $\%Z = (S_0 - S_u) / S_0 = 1 - (S_u / S_0)$ tel que :

S_0 : la section initiale S_0 .

S_u : la section après rupture.

On a :

$$D = 11,5\text{ mm et } L_0 = 50\text{ mm, donc la section initiale avant l'essai de traction est } S_0 = \pi \times D^2 / 4$$

$$S_0 = 3,14 \times (11,5)^2 / 4 = 104\text{ mm}^2.$$

On a la longueur finale après la rupture $L_u = L_0 (\%A_u / 100 + 1) = 50(1 + 2,1/100) = 51,05\text{ mm}$.

En utilisant la loi de conservation de volume $V_0 = V_u$ (les volumes initiaux et à la rupture sont égaux) et on trouve :

$$V_0 = L_0 \times S_0 \text{ et } V_u = L_u \times S_u \text{ donc: } L_0 \times S_0 = L_u \times S_u \text{ et } S_u / S_0 = L_0 / L_u \text{ donc:}$$

$$\underline{A.N} : \quad \%Z = 1 - (L_0 / L_u) = 1 - 50 / 51,05 = 0,020 = 2,00\%$$

Après avoir obtenu tous les résultats dans les deux essais on procède au calcul des valeurs moyennes de ces résultats qui figurent au tableau 3.2 ci-dessous.

Essai N°	DIAMETRE EPROUVETTE (mm)	SECTION (mm ²)	MODULE D'ELASTICITE E (N/mm ²)	LIMITE D'ELASTICITE R _{0,2} (N/mm ²)	RESISTANCE A LA RUPTURE R _m (N/mm ²)	ALLONGEMENT A _u %	striction Z%
1	D=12	113	20000,00	35	380,00	2,20	2,15
2	D=11.5	104	16666,67	40	370,00	2,10	2,00
/	/	/	18333,34	37,50	375,00	2,15	2,07

Tableau 3.2 : résultats des deux essais ainsi que de leurs moyennes.

3.3.6.3. Tracé de la courbe rationnelle de traction :

En utilisant l'équation $\sigma_{\text{vraie}} = \sigma \cdot (1+e)$ pour convertir la contrainte conventionnelle en contrainte rationnelle et l'équation $\varepsilon = \ln(1+e)$ pour trouver la déformation rationnelle on trace la courbe rationnelle de traction (figure 3.18).

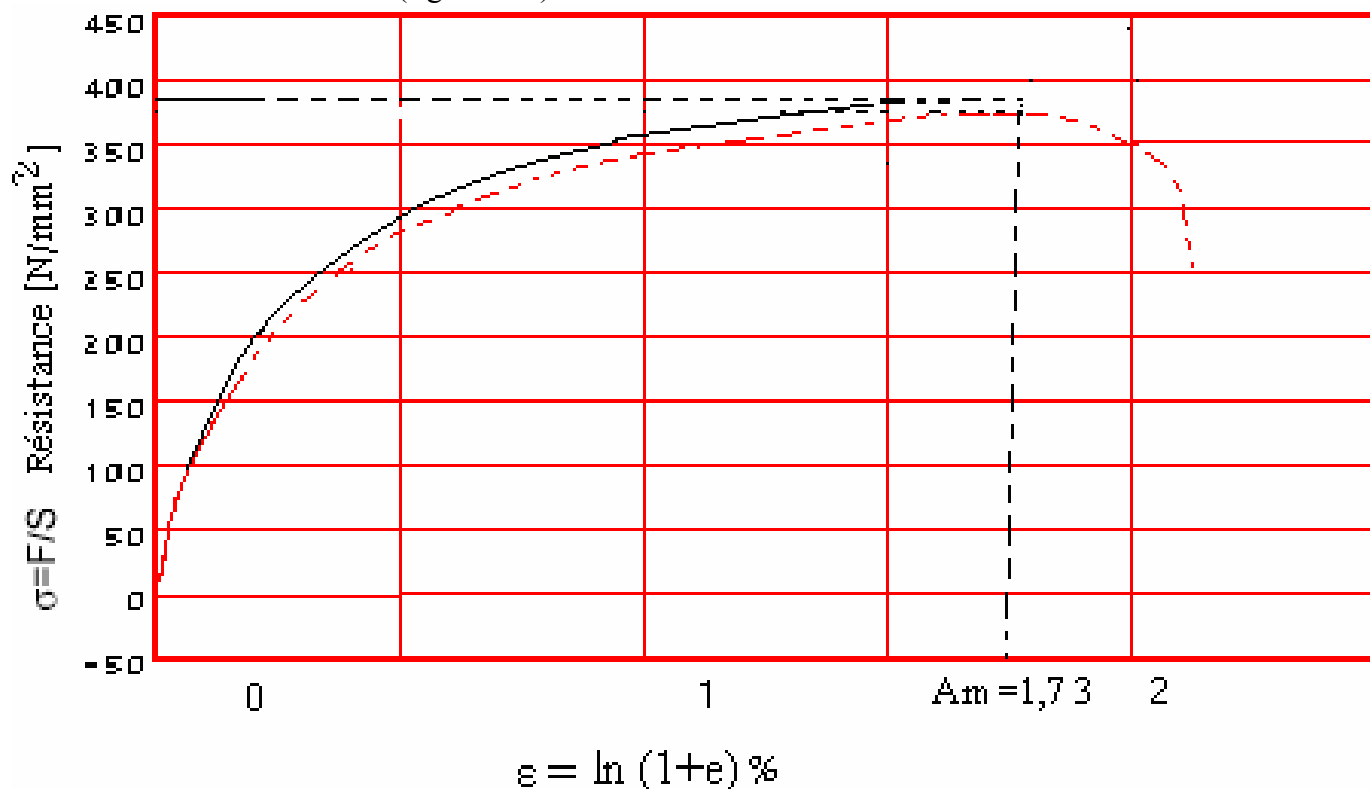


Figure 3.18 : courbe de traction rationnelle

$$R_m (\text{réelle}) = R_m (\text{conventionnelle}) \times (1+A_m) = 375 \times (1+0,0175) = 381,56 \text{ N/mm}^2.$$

$$\varepsilon_m = \ln(1+0,0175) = 0,0173 = 1,73 \text{ \%}.$$

3.4. L'éprouvette de traction rechargée par beurrage en alliage de Nickel + inox :

3.4.1. Caractérisation structurale :

D'après la figure 3.19 qui est prise au niveau du métal de base on observe une structure ferrito-perlitique avec du graphite sphéroïdal distribué régulièrement dans toute la structure. L'éprouvette cylindrique est fabriquée par moulage en sable suivi d'un refroidissement lent à l'air c'est pourquoi nous avons une structure ferrito-perlitique.

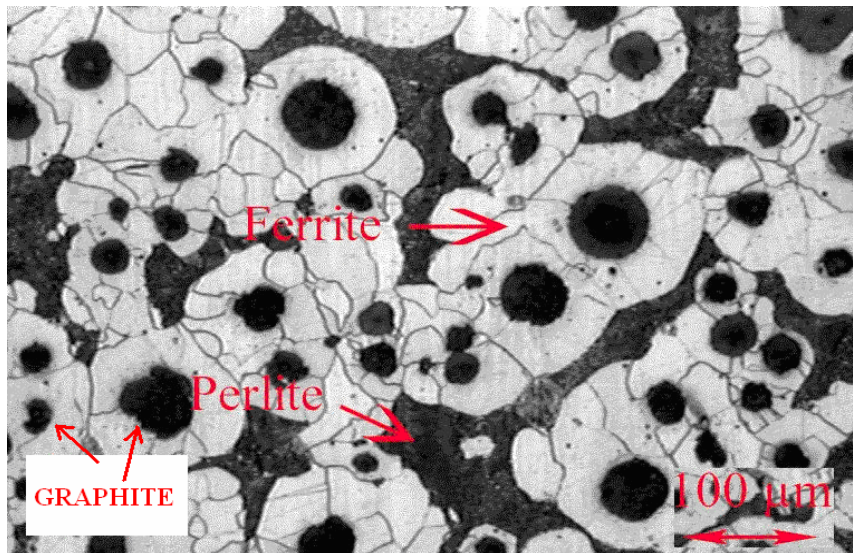


Figure 3.19 : Micrographie optique du métal de base G × 200.

La figure 3.20 est prise d'une zone proche de l'interface du beurrage et montre une structure qui contient de la lédeburite et du graphite et aussi des lamelles de la cémentite.

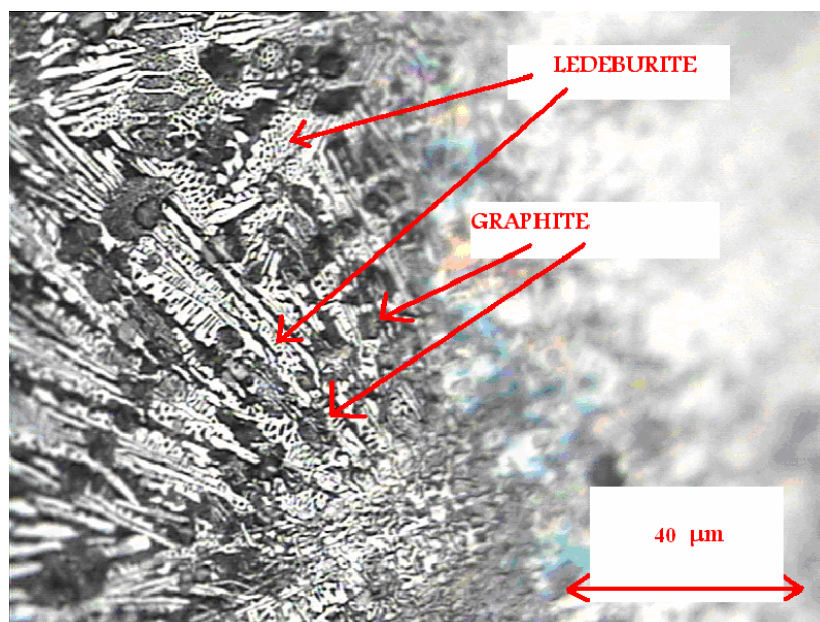


Figure 3.20 : Micrographie optique prise près de l'interface G × 500.

Dans la figure 3.21, on observe une structure prise au niveau l'interface GSC-Ni avec un grossissement Gx200.

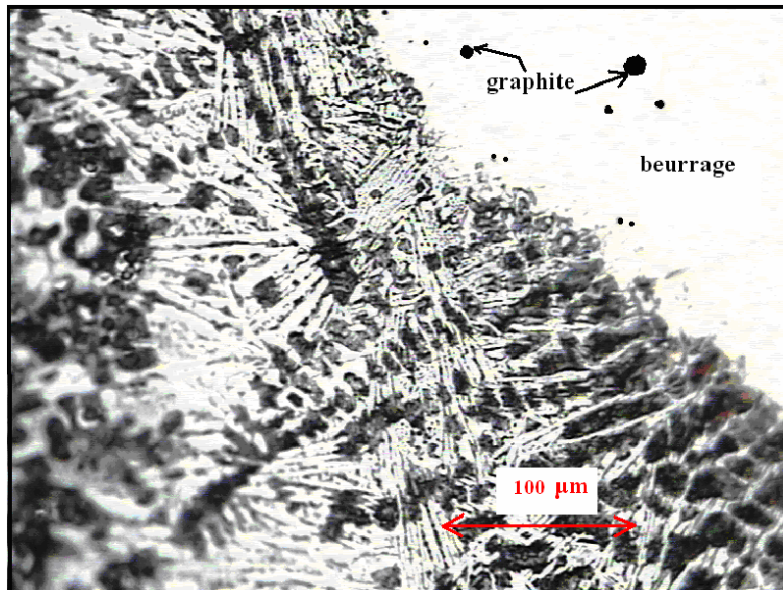


Figure 3.21 : Micrographie optique du beurrage + inox G × 200.

D'après la figure 3.21, on voit clairement que le nombre de graphite qui traverse la zone du beurrage est très limité.

Pour voir mieux le déplacement du carbone vers la zone de l'inox on a sélectionné la figure 3.22 qui met en évidence les deux interfaces GSC-Ni et Ni-INOX.

Dans cette figure, on voit qu'à la présence de la couche du beurrage (94% Ni), la quantité du graphite diffusée dans l'inox est réduit.

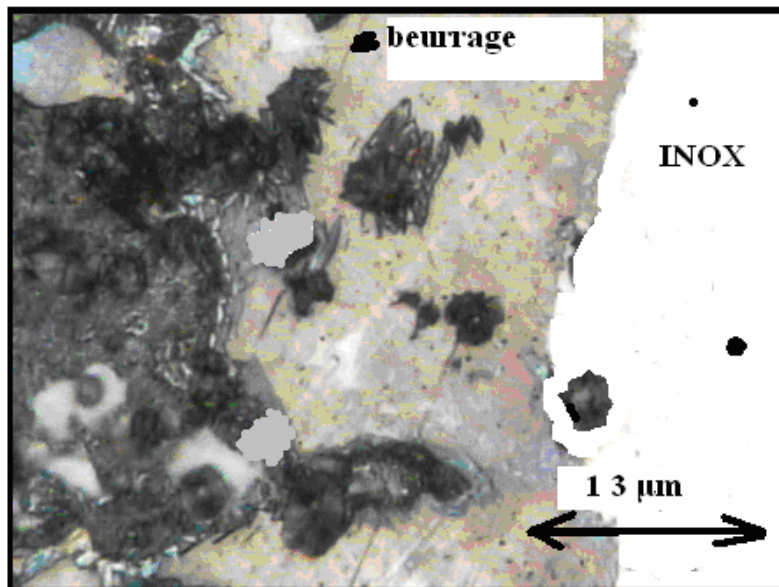


Figure 3.22 : Micrographie optique du beurrage + inox de l'éprouvette cylindrique G × 2000.

D'après les photos obtenues par microscope optique, on voit que le rechargement de la fonte GSC par l'inox seulement conduit à la diffusion du graphite vers l'interface et la formation des carbures de chrome très dures.

Par contre si on fait le beurrage avant la déposition de la couche d'inox, on aura une quasi isolation de l'inox de la diffusion du graphite et donc un empêchement de la formation des carbures.

3.4.2. Analyse quantitative :

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

Nt : le nombre total de nœuds = 475.

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

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

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

% perlite = $N_p/N = 138/475 = 0,29 = 60,00 \%$.

Pour calculer le taux de ferrite on fait $100\% - (\% \text{ graphite} + \% \text{ perlite})$ puisque la matrice est ferrito-perlitique.

% ferrite = $100 - 11 - 29,00 = 29,00 \%$.

3.4.3. Microscopie électronique à balayage :

Nous avons choisi une plage qui regroupe toutes les zones de soudage (figure 3.23) dans le but de tracer le profil de concentration des différents éléments.

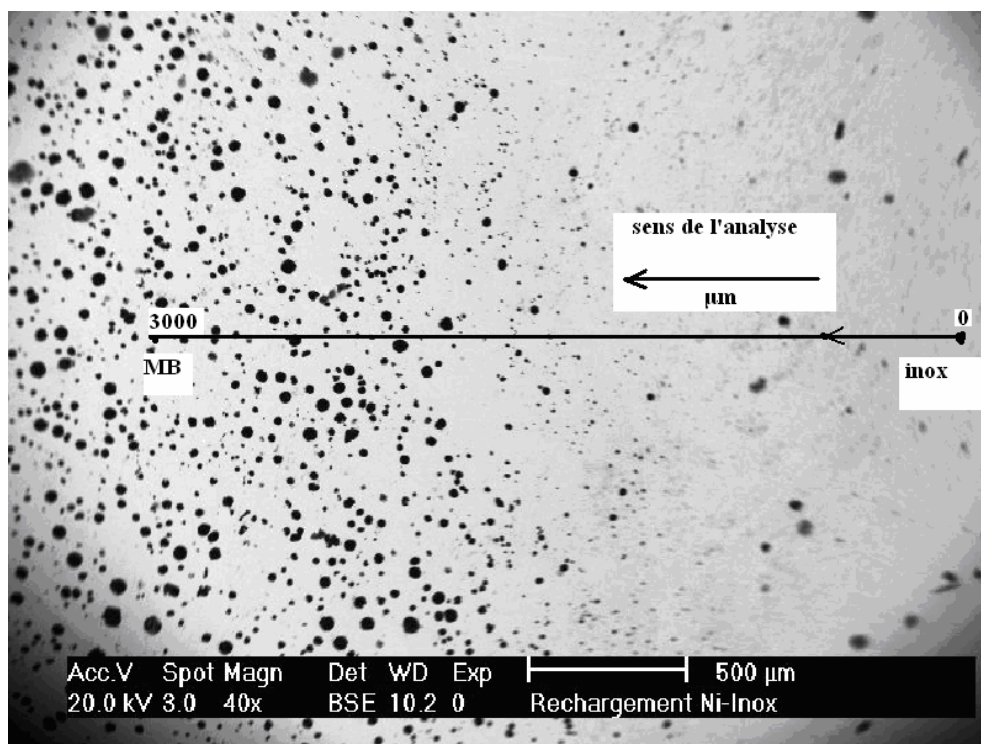


Figure 3. 23 : photo micrographique des différentes zones de soudage obtenue par le microscope électronique à balayage.

Après avoir obtenu les résultats de concentration nous avons tracé le profil de concentration des éléments C, Fe, Cr, Si, Ni et la figure 3214 montre ce profil.

D'après la figure 3.24 ci-dessous, on constate les variations de concentration suivantes :

a)-le silicium : la concentration du silicium est constante dans toutes les zones de soudage avec une légère augmentation dans la zone du métal de base.

b)-le carbone : la concentration du carbone est un peu faible dans la zone fondue de l'inox et elle augmente dans la zone de liaison avec le nickel puis elle diminue dans la zone affectée thermiquement du nickel. Dans la zone de liaison entre le beurrage et le métal de base on constate une autre augmentation du taux de carbone qui est diffusé depuis la zone affectée thermiquement

c)-le chrome : dans la zone fondue de l'inox, la concentration du chrome est élevée, et elle diminue en rentrant dans la zone du beurrage jusqu'à atteindre une valeur minimale proche du zéro dans le métal de base.

d)-le nickel : dans la couche de l'inox on voit que la concentration du nickel est moyenne, car l'inox utilisé contient 10 % de nickel plus la quantité de nickel diffusé depuis la couche de beurrage.

La concentration du nickel augmente depuis la zone de l'inox jusqu'à atteindre une valeur maximale dans la couche de beurrage qui contient 94 % de nickel, puis elle diminue jusqu'à atteindre une valeur nulle dans le métal de base.

intensité

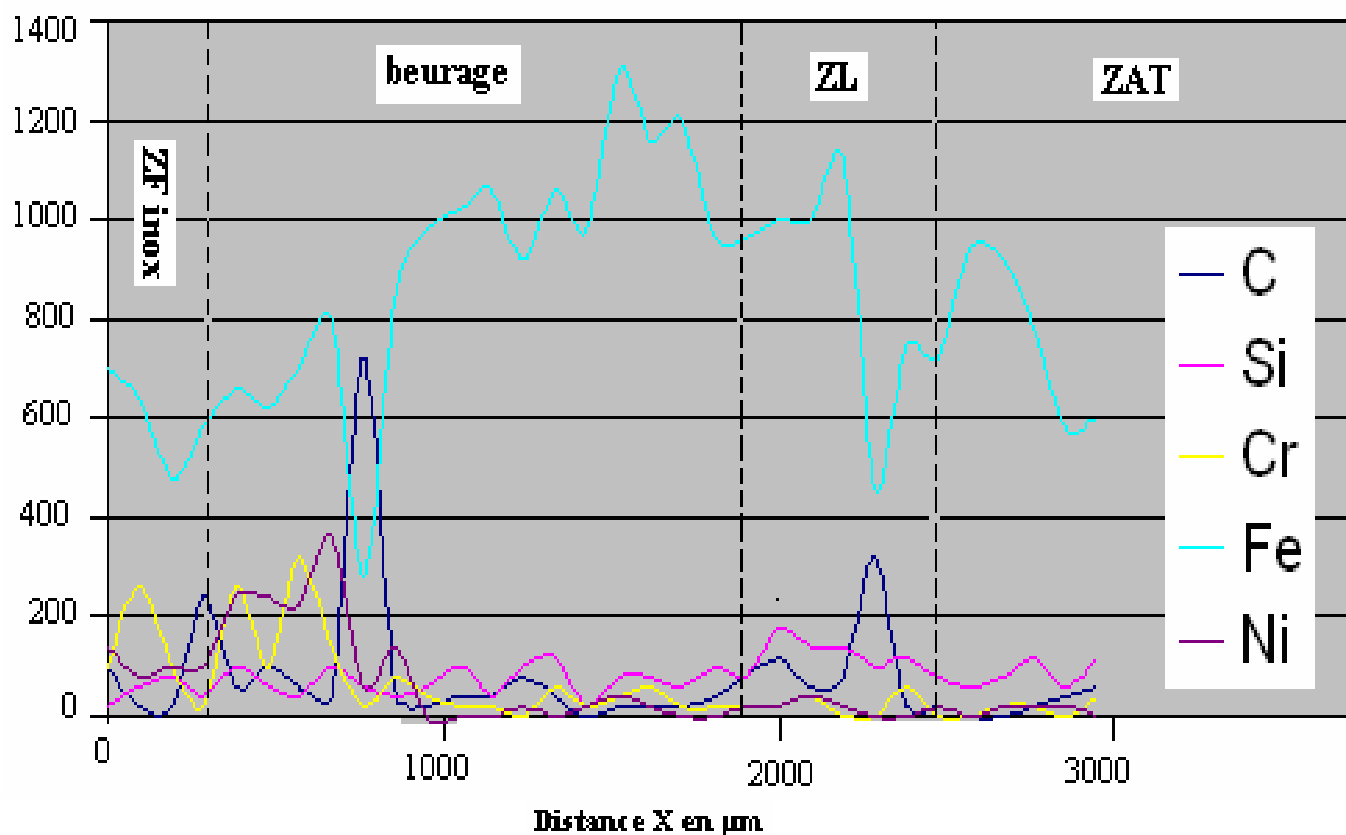


Figure 3.24 : profil des différents éléments dans les différentes zones de soudage.

3.4.4. Essai de micro – dureté Vickers :

Nous avons effectué l'essai de micro-dureté Vickers sur la médaille en commençant par le métal de base jusqu'à l'interface nickel-fonte, et après on a pris les mesures de la micro- dureté de la zone du Nickel jusqu'à l'interface nickel-chrome puis on a terminé par la micro-dureté de l'inox et la figure 3.25 montre la variation de la micro-dureté Vickers à travers les différentes zones de rechargement.

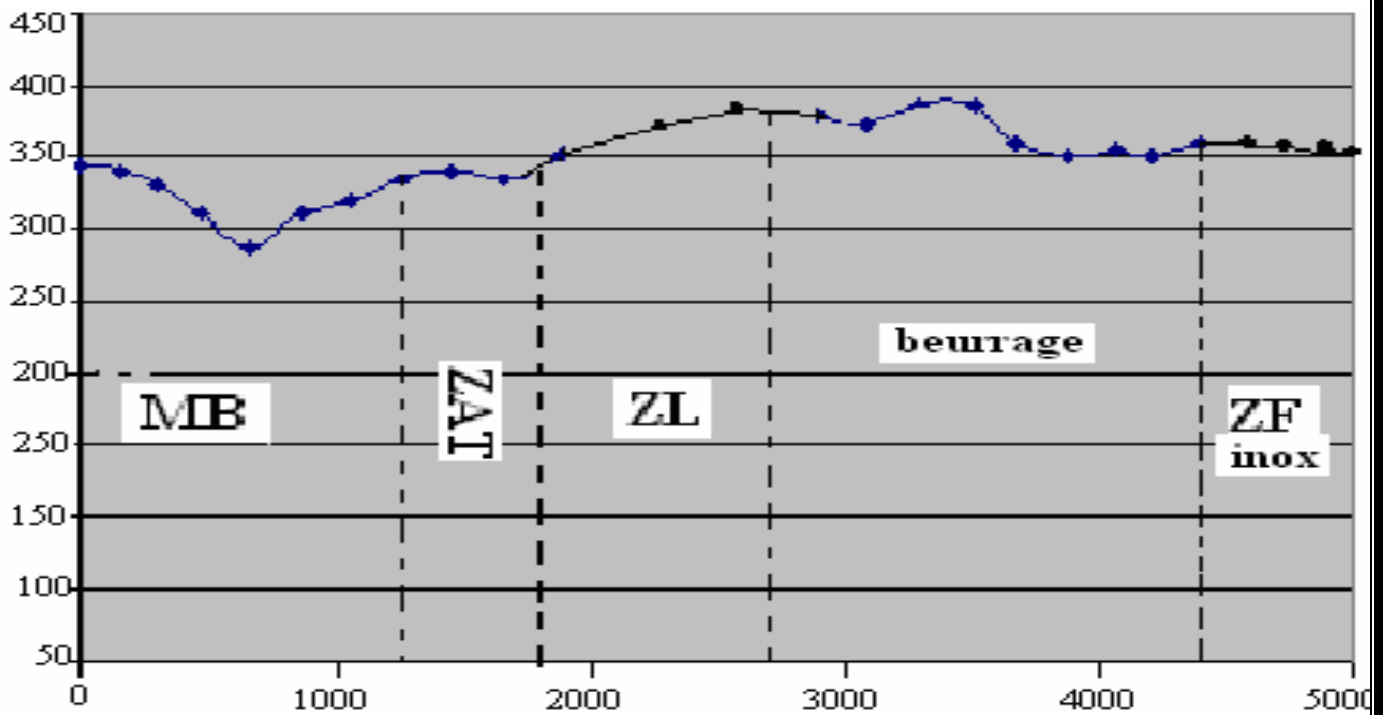


Figure3.25 : graphe de la micro - dureté Vickers en fonction de la distance X de l'éprouvette.

On a pris des mesures sur le métal de base, qui est de structure ferrito-perlitique. Les 4 premières mesures sont obtenues dans la phase perlitique, et leur dureté varie entre 320et 340 HV.

On a déposé ensuite le pénétrateur sur la phase ferritique et on a enregistré une dureté de 285 HV.

Dans l'interface avec le nickel on constate une légère augmentation de la dureté vers 380HV.

La dureté diminue à environ 360HV dans la couche d'inox.

3.4.5. Essai de traction :

3.4.5.1. Essai N° 1 : Après le premier essai de traction, le logiciel qui dessine la courbe de traction nous fournit la figure 3.26 ci-dessous.

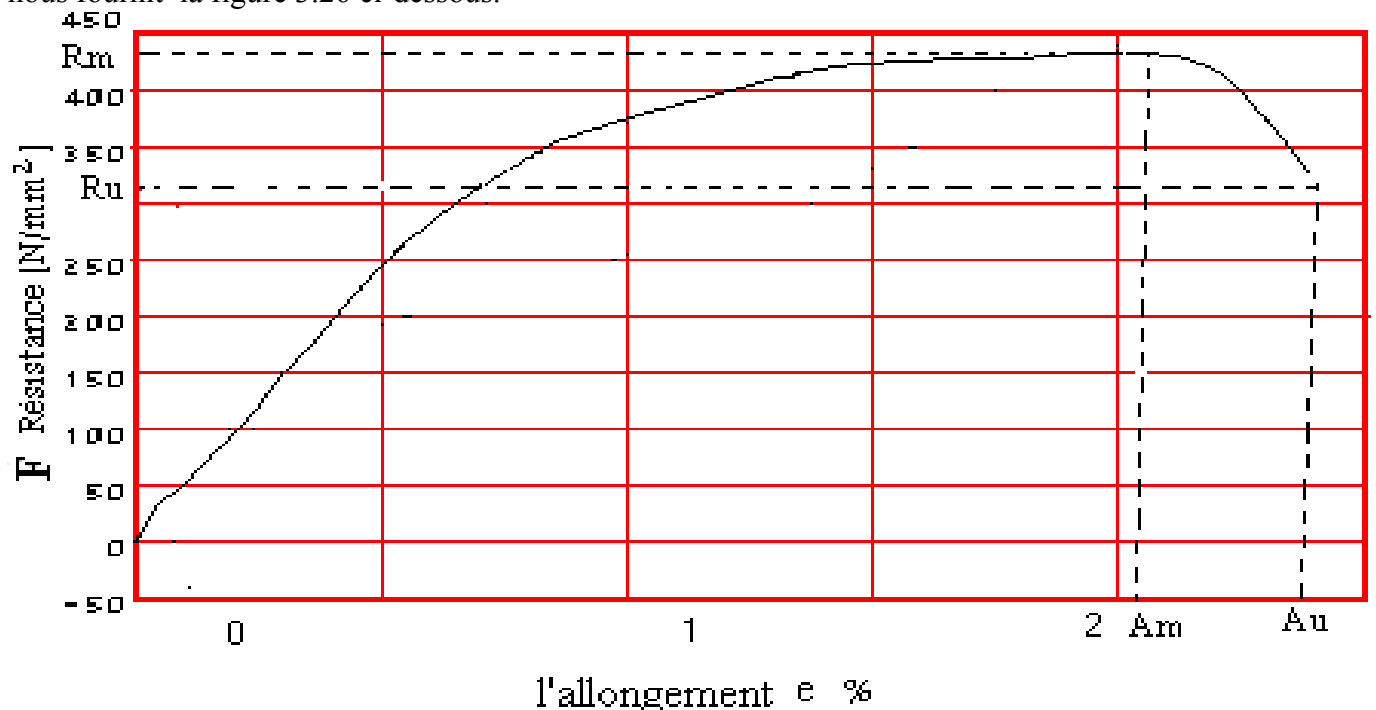


Figure 3.26: courbe de traction - essai N° 1 .

En exploitant la figure 3.26, on pourra déterminer les propriétés mécaniques suivantes : E (module d'élasticité), $R_{0,2}$ (la contrainte à l'allongement 0,2 %), R_m (la résistance à la traction), %Z (le coefficient de striction), A_m (l'allongement au point de la résistance à la traction), R_u (la charge à la rupture), A_u (l'allongement finale après la rupture).

Le calcul du module d'élasticité (E) :

Le coefficient d'élasticité E est la pente de la droite élastique comprise entre la déformation $e=0\%$ et $e=0,1\%$, et entre les charges $F=0$ et 30 N/mm^2 .

On remarque que cette partie élastique est très étroite car le métal testé n'est pas ductile.

$$E = \Delta F / \Delta e = (30-0) / (0,001-0) = 30000\text{ N/mm}^2 = 30\text{ GPa}.$$

Le calcul de $R_{0,2}$:

D'après la figure on prend le point de déformation $e=0,2\%$ et on le fait projeter sur la courbe de traction parallèlement avec la droite de la déformation élastique. Et on projette ainsi le point de l'intersection avec la courbe horizontalement sur l'axe de la charge, et on lit la valeur de $R_{0,2}$.

$$R_{0,2} = 38\text{ N/mm}^2 = 38\text{ MPa}.$$

Le calcul de la résistance à la traction (R_m) :

La résistance à la traction R_m est la charge maximale à partir de laquelle l'éprouvette subit une rupture.

Dans la figure 3.18 la résistance à la traction est le point maximal de la courbe $R_m = 430\text{ N/mm}^2$.

Le Calcul de l'allongement à la résistance à la traction (A_m) :

D'après le graphe, la projection de la résistance à la traction sur l'axe de déformation en respectant la pente E nous donne la déformation A_m .

On trouve $A_m = 2,10\%$.

Le calcul de la charge à la rupture (R_u):

R_u est la charge à la rupture d'après la figure 3.11 on trouve que $R_u = 315\text{ N/mm}^2$.

Le Calcul de l'allongement à la rupture (A_u):

D'après la figure 3.18 on trouve $A_u = 2,7\%$.

Le calcul de la striction (% Z) :

Le coefficient de striction %Z est la variation relative entre la section initiale S_0 et la section finale après la rupture de l'éprouvette.

On a le coefficient de striction $\%Z = (S_0 - S_u) / S_0 = 1 - (S_u / S_0)$ tel que :

S_0 : la section initiale.

S_u : la section après rupture.

On a :

$D=12\text{ mm}$ et $L_0=50\text{ mm}$, donc la section initiale avant l'essai de traction est $S_0 = \pi \times D^2 / 4$

$$S_0 = 3,14 \times (12)^2 / 4 = 113\text{ mm}^2.$$

On a la longueur finale après la rupture $L_u = L_0 (\%A_u / 100 + 1) = 50(1 + 2,7/100) = 51,35\text{ mm}$.

En utilisant la loi de conservation de volume $V_0 = V_u$ (les volumes initiaux et à la rupture sont égaux) et on trouve :

$$V_0 = L_0 \times S_0 \quad \text{et} \quad V_u = L_u \times S_u \quad \text{donc:} \quad L_0 \times S_0 = L_u \times S_u \quad \text{et} \quad S_u / S_0 = L_0 / L_u \quad \text{donc:}$$

A.N :

$$\%Z = 1 - (L_0/L_u) = 1 - 50/51,35 = 0,0215 = 2,15 \%$$

3.4.5.2. Essai n 2 :

La figure 3.27 obtenue pendant ce deuxième essai est montrée ci-dessous.

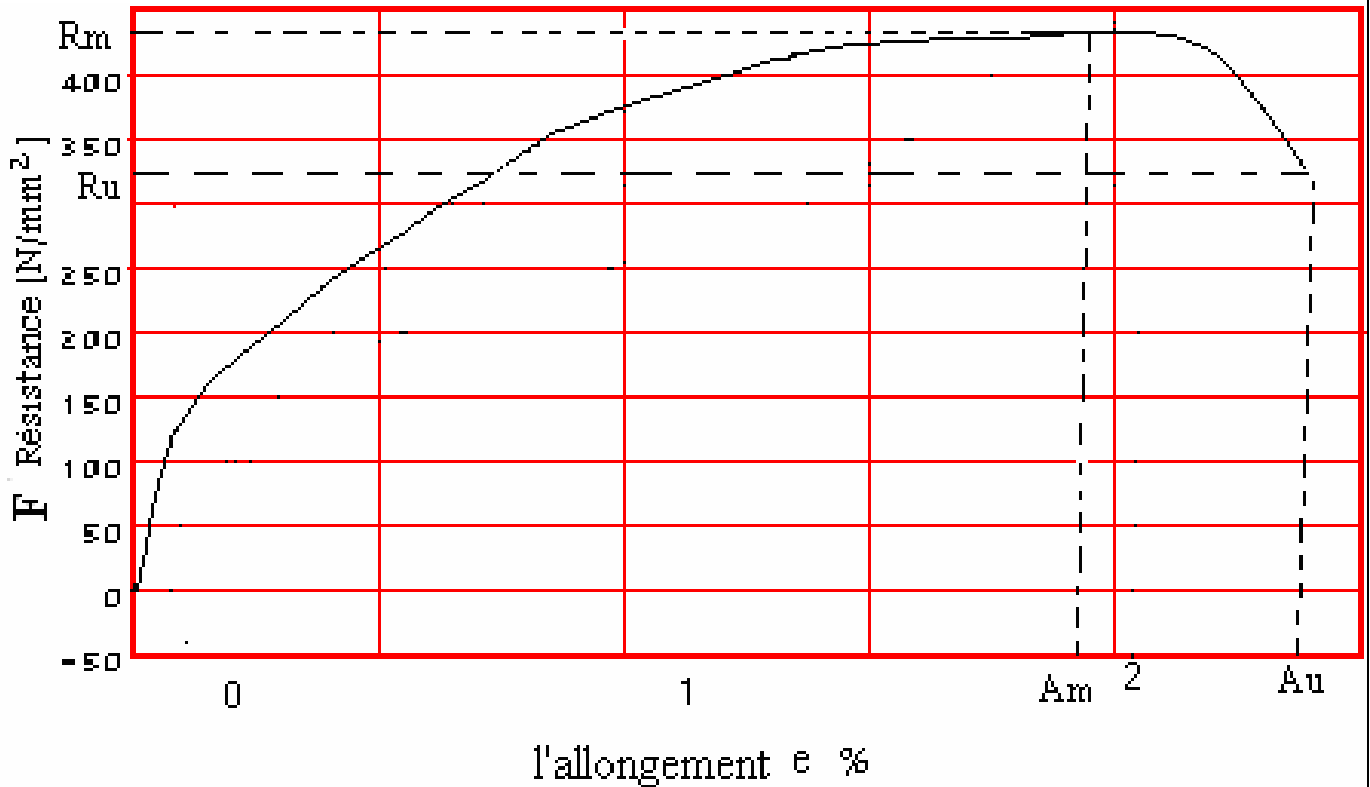


Figure 3.27: courbe de traction - essai N° 2 .

On fait les mêmes étapes que le premier essai et on exploite la figure 3.27 du deuxième essai, on calcule les différentes caractéristiques mécaniques.

Le calcul du module d'élasticité (E) :

Le coefficient d'élasticité E est la pente de la droite élastique comprise entre la déformation $e=0\%$ et $e=0,12 \%$, et entre les charges $F=0$ et 27 N/mm^2 .

On remarque que cette partie élastique est très étroite car le métal testé n'est pas ductile.

$$E = \Delta F / \Delta e = (27-0) / (0,0012-0) = 22500 \text{ N/mm}^2 = 22500 \text{ MPa}.$$

Le calcul de $R_{0,2}$:

D'après la figure on prend le point de déformation $e=0,2 \%$ et on le fait projeter sur la courbe de traction parallèlement avec la droite de la déformation élastique. Et on projette ainsi le point de l'intersection avec la courbe horizontalement sur l'axe de la charge, et on lit la valeur de $R_{0,2}$.

$$R_{0,2} = 38 \text{ N/mm}^2 = 38 \text{ MPa}.$$

Le calcul de la résistance à la traction (R_m) :

La résistance à la traction R_m est la charge maximale à partir de laquelle l'éprouvette subit une rupture.

Dans la figure 3.27 la résistance à la traction est le point maximal de la courbe $R_m = 435 \text{ N/mm}^2$.

Le Calcul de l'allongement à la résistance à la traction (A_m) :

D'après le graphe, la projection de la résistance à la traction sur l'axe de déformation en respectant la pente E nous donne la déformation A_m .

On trouve $A_m = 1,85 \%$.

Le calcul de la charge à la rupture (R_u):

R_u est la charge à la rupture d'après la figure 3.27 on trouve que $R_u = 330 \text{ N/mm}^2$.

Le Calcul de l'allongement à la rupture (A_u) :

D'après la figure 3.27 on trouve $A_u = 2,35 \%$.

Le calcul de la striction (% Z) :

Le coefficient de striction %Z est la variation relative entre la section initiale S_0 et la section finale après la rupture de l'éprouvette.

On a le coefficient de striction $\%Z = (S_0 - S_u) / S_0 = 1 - (S_u / S_0)$ tel que :

S_0 : la section initiale.

S_u : la section après rupture.

On a :

$$D=12 \text{ mm et } L_0=50 \text{ mm, donc la section initiale avant l'essai de traction est } S_0 = \pi \times D^2/4$$

$$S_0 = 3,14 \times (12)^2 / 4 = 113 \text{ mm}^2.$$

On a la longueur finale après la rupture $L_u = L_0 (\%A_u / 100 + 1) = 50(1 + 2,35/100) = 51,18 \text{ mm}$.

En utilisant la loi de conservation de volume $V_0 = V_u$ (les volumes initiaux et à la rupture sont égaux) et on trouve :

$$V_0 = L_0 \times S_0 \text{ et } V_u = L_u \times S_u \text{ donc: } L_0 \times S_0 = L_u \times S_u \text{ et } S_u / S_0 = L_0 / L_u \text{ donc:}$$

$$\underline{A.N} : \quad \%Z = 1 - (L_0 / L_u) = 1 - 50 / 51,18 = 0,023 = 2,30 \%$$

Après avoir obtenu tous les résultats dans les deux essais on procède au calcul des valeurs moyennes de ces résultats et on les met sur le tableau 3.2.

Essai N°	DIAMETRE EPROUVETTE (mm)	SECTION (mm ²)	MODULE D'ELASTICITE E (N/mm ²)	LIMITE D'ELASTICITE R _{0,2} (N/mm ²)	RESISTANCE A LA RUPTURE R _m (N/mm ²)	ALLONGEMENT A _u %	striction Z%
1	D=12	113	30000,00	38,00	430,00	2,70	2,15
2	D=12	113	22500,00	38,00	435,00	2,35	2,30
/	/	/	26250,00	38,00	432,50	2,53	2,23

Tableau 3.3: résultats des deux essais ainsi que de leurs moyennes.

3.4.5.3. Courbe de traction rationnelle :

En utilisant l'équation $\sigma_{vraie} = \sigma \cdot (1+e)$ pour convertir la contrainte conventionnelle en contrainte rationnelle et l'équation $\epsilon = \ln(1+e)$ pour trouver la déformation rationnelle on trace la courbe rationnelle de traction (figure 3.28).

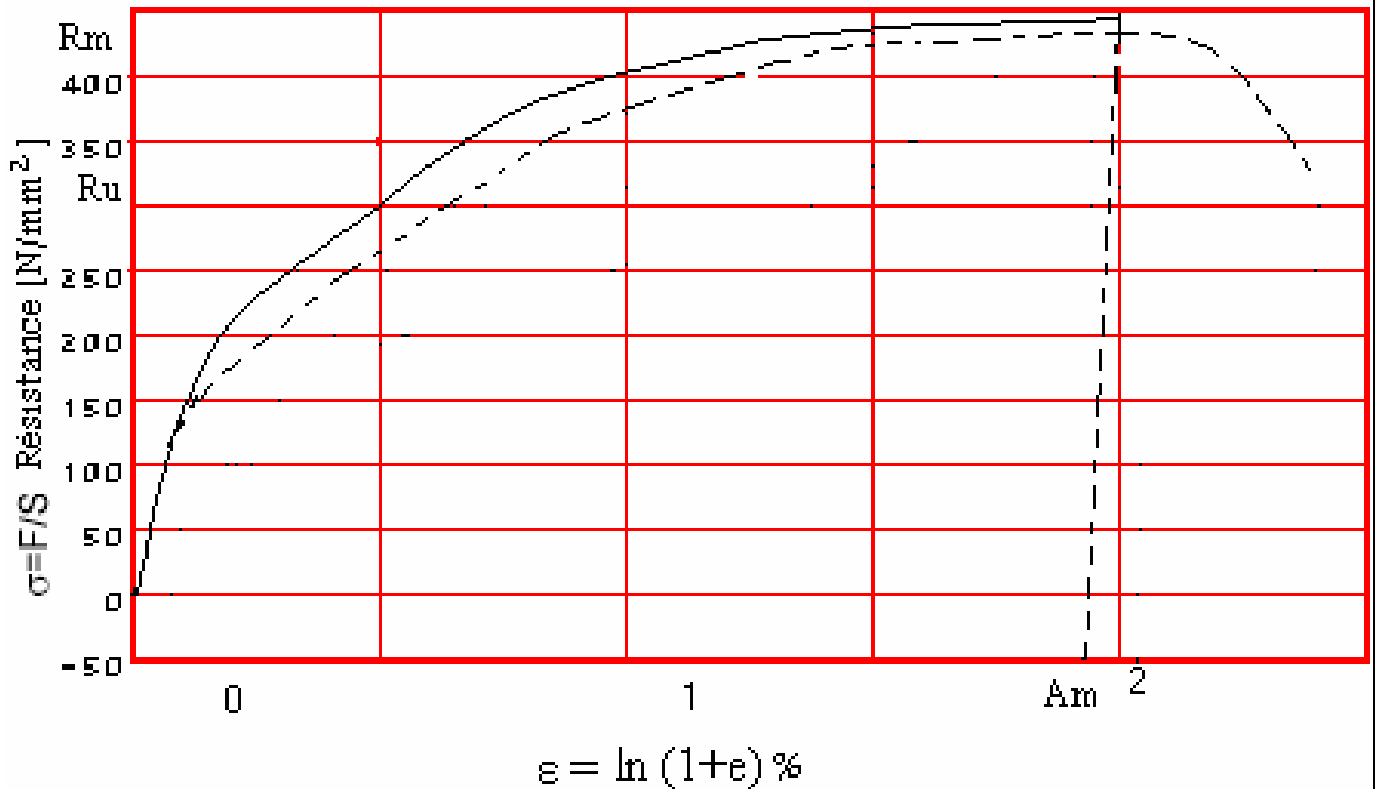


Figure 3.28 : courbe de traction rationnelle .

$$R_m (\text{réelle}) = R_m (\text{conventionnelle}) \times (1 + A_m) = 432,5 \times (1 + 0,0185) = 440,50 \text{ N/mm}^2.$$

$$\epsilon_m = \ln(1 + 0,0185) = 0,0173 = 1,83 \text{ \%}.$$

3.5. Comparaison entre la médaille rechargée en inox seulement et celle rechargée en nickel+inox :

D'après l'analyse structurale on constate que la structure du métal de base pour les deux médailles est identique de structure perlito-lédeburique (truité), car ils sont préparés dans les mêmes conditions de moulage en moule métallique suivi d'un refroidissement rapide à l'eau. D'après la métallographie des zones de l'interface des deux médailles, on a constaté que la médaille rechargée en inox seulement a subi une diffusion du carbone vers l'inox et la dureté a sensiblement augmentée jusqu'à 580HV, ce qui est dû à la formation des carbures alliés de chrome. Pour l'interface de l'éprouvette rechargée en nickel+inox, on a vu que la diffusion du carbone vers l'inox en passant par le Nickel restreinte, sachant que le Nickel est un élément non carburigène, et la dureté de la couche d'inox est restée constante.

3.6. Comparaison entre le barreau rechargé en inox seulement et celui rechargé en nickel+inox

D'après la métallographie des zones de l'interface des deux éprouvettes, on a constaté que l'éprouvette rechargée en inox seulement a subi une diffusion du carbone vers l'inox et la dureté a sensiblement augmentée jusqu'à 600HV, ce qui est dû à la formation des carbures alliés de chrome.

Dans l'essai de traction on a trouvé que la résistance à la traction dans l'éprouvette rechargée en nickel+inox est plus élevée par rapport à celle rechargée en inox seulement.

Conclusion générale

Dans notre projet de fin d'études, nous avons caractérisé un rechargement d'une fonte grise GSC. Pour cela, nous avons effectué une étude structurale qualitative et quantitative en utilisant des photos obtenues par les microscopes optique et électronique à balayage (MEB).

Pour vérifier les résultats de l'étude structurale, nous avons effectué des essais de micro-dureté Vickers et de traction, qui nous ont montré les différentes propriétés mécaniques dans le rechargement de l'inox seul et dans le cas de beurrage avant rechargement.

L'opération du beurrage qui est le rechargement d'une couche intermédiaire en Nickel est importante pour la réussite et l'efficacité de la deuxième couche d'inox car elle :

1-améliore les propriétés mécaniques (résistance à la rupture).

2-améliore la tenacité du métal de base.

3-augmente la cohésion entre la couche du chrome et le métal de base à cause de sa haute capacité d'adhérer et cela est dû également à la bonne coulabilité du nickel et son aptitude à remplir les fissures et les cavités du métal de base lors du rechargement.

L'utilisation de la couche de beurrage avant le rechargement de l'inox est très bénéfique du point de vue microscopique, car elle réduit la diffusion des atomes de carbone dans l'inox qui est riche en éléments fortement carburigènes tel que le chrome, et donc on aura un empêchement de la formation des carbures dans la zone de liaison et qui la rendent très dure et d'ou son exposition au danger de l'usure par choc.

Cette technique de rechargement est facile et efficace, et elle est utilisée à grande échelle dans l'industrie de réparation des pièces métalliques en fontes, car elle permet de récupérer toutes les pièces qui ont subi une dégradation par frottement et par usure, et c'est une bonne méthode de protection de ces pièces des phénomènes d'usure par abrasion.

LA BIBLIOGRAPHIE:

- [1] : TECHNIQUES DE L'INGENIEUR, M4451, LES FONTES GRISES ET LEUR REPARATION.
- [2] : BLASTER'S HAND BOOK DUPONT, DE NEMOURS 24 édition 666.2 DUP.
- [3]: JIS HAND BOOK ferrous materials and metallurgy japeneese standard association 669 JIS.
- [4] : métallurgie de fonderie tome 2 : applications aciers moules, fontes grises, fontes malléables, fontes GS, avec exercices résolus MICHEL GEIER 669 GEI.
- [5] : métaux et alliages aciers et fontes HENRI DE LEIRIS 669 LEI.
- [6] : aide mémoire, procédés de soudage WEMAN KLAS 621.791.03 MEN.
- [7] : manuel pratique de soudage à l'arc MANDEL.L 621.791.75 MEN.
- [8] : la diffusion dans les solides tome 2 Y.ADDA, PHILIBERT J. 532.7.ADD.
- [9]: diffusion in metals and alloys V1 DEMITTA 88 669 INT.
- [10] : M. LOCQUIN, M. LANGERON, *Manuel de microscopie*, MASSON, 1978
- [11] : J-P. PEREZ, *Optique, fondements et applications*, 6ème édition, DUNOD, 2000
- [12]: www.google.com , essai de dureté.
- [13]: Analysis of metallurgical failures, HEISSER, F.A; COLANGELO, V.J. 620.19.