

وزارة الجامعات والبحث العلمي
Ministère aux Universités et de la Recherche Scientifique

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE - المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

DEPARTEMENT *Métallurgie*

PROJET DE FIN D'ETUDES

SUJET

CONTRIBUTION A LA REPARATION DE CULASSES
FISSUREES (TYPE 3-SNTF) DE MOTEURS
DIESEL DE LOCOMOTIVES
PAR
PROCEDE DE SOUDAGE PAR DIFFUSION

Proposé par :
SNTF

Etudié par :
K. BRAHAMI

Dirigé par :
F. HELLAL

PROMOTION

92

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

Ministère aux Universités et de la Recherche Scientifique

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

DEPARTEMENT : METALLURGIE

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

PROJET DE FIN D'ETUDES

SUJET

CONTRIBUTION A LA REPARATION DE CULASSES
FISSUREES (TYPE 3-SNTF) DE MOTEURS
DIESEL DE LOCOMOTIVES
PAR
PROCEDE DE SOUDAGE PAR DIFFUSION

Proposé par :
SNTF

Etudié par :
K. BRAHAMI

Dirigé par :
F. HELLAL

PROMOTION

DEDICACES



- Je dédie ce mémoire à mes parents, à mes soeurs et frères ainsi qu'à toute la famille;
- A mes amis qui m'ont encouragé;
- A la mémoire de mes neveux NORDINE ET FERHAT.

K.B

REMERCIEMENTS

Je tiens à remercier vivement mon promoteur MR. F.HELLAL pour l'aide et les nombreux conseils qu'il m'a prodigué.

Je remercie également Messieurs : SOUAMI et BENHALISSA de la SNTF, ainsi que CHAABANE, GOUGAN et ABDELKRIM de la SNVI sans oublier KHALED et BELLOUZE pour leur aide à la réalisation technique de ce travail. J'exprime ma reconnaissance à tous les enseignants qui ont contribué de près ou de loin à ma formation. Ainsi aux membres du JURY qui ont répondu à notre invitation.

CHAP. III. METHODES EXPERIMENTALES ET MATERIAUX.....	12
III.1. Dispositif expérimental.....	12
III.1.1. Four "TCR ADAMEL LHOMARGY".....	14
III.1.2. Microduromètre VICKERS "YENA".....	15
III.2. Mode opératoire.....	15
III.2.1. Procédé d'assemblage.....	16
III.2.2. Traitement thermique.....	17
III.3. Matériaux.....	18
III.4. Méthodes de caractérisation.....	19
a- Microscopie optique.....	
b- Microdureté VICKERS.....	
III.5. Tableau des essais.....	20
CHAP. IV. RESULTATS ET ANALYSES.....	
IV.1. Présentation des résultats expérimentaux.....	21
IV.1.1. Tableau des résultats.....	23
IV.1.2. Evolution de la microdureté.....	24
IV.1.3. Observations structurales de l'interface des soudures.....	25
IV.2. Analyse des paramètres opératoires.....	41
IV.2.1. Effet de la température.....	41
IV.2.2. Effet du temps de maintien.....	42
IV.2.3. Effet de la contrainte.....	43
IV.2.4. Effet de l'état de surface.....	43
IV.2.5. Effet de l'environnement.....	44
IV.2.6. Influence de l'insert.....	45
IV.3. CONCLUSION.....	46
CHAP V. CONCLUSION GENERALE ET PERSPECTIVES.....	48
BIBLIOGRAPHIE.....	49

INTRODUCTION :

Les culasses de moteurs diesel de locomotive sont des pièces travaillant dans des conditions de fonctionnement difficiles. Les variations de paramètres de travail tel que la température, la pression de compression des gaz de combustion, les vibrations des organes du moteur et la corrosion du milieu dégradent le matériau de la culasse au bout d'une durée de vie estimée à huit années environ [4].

Les conséquences de la dégradation sont les formations de fissures dans la partie délimitée par le puits d'injecteur et les sièges de soupapes.

Dans le cadre d'une campagne de récupération des culasses fissurées, la SNTF a proposé une méthode, qui consiste à découper la partie fissurée et à la remplacer par une autre non fissurée en utilisant le procédé de soudage par diffusion.

En réalité, l'application de ce procédé permettrait non seulement de remédier au problème de fissures de culasses, mais aussi une économie de matière et un assemblage de plusieurs métaux différents, à la côte désirée.

Le procédé de soudage par diffusion consiste à opérer en phase solide, en contrôlant les paramètres opératoires (contrainte, temps, environnement, température et état de surface). Par contre, il présente des contraintes spécifiques en vue d'une application industrielle. Celles-ci sont liées aux conditions opératoires telles que la préparation de la surface et le choix de l'environnement. A cet effet, notre travail s'est traduit par la réalisation d'expériences à l'échelle de laboratoire. Les paramètres opératoires ont été ainsi optimisés.

Dans cette étude, nous présenterons dans une première partie le fonctionnement des culasses et les dommages éventuels. Les solutions techniques suivront dans une deuxième partie, et les méthodes expérimentales y seront développées. Ensuite, nous analyserons l'effet des différents paramètres opératoires sur la qualité de la soudure obtenue en laboratoire. Nous terminerons par une conclusion et des recommandations.

CHAP. I. FONCTIONNEMENT ET ENDOMMAGEMENT DES CULASSES DE MOTEUR DIESEL DE LOCOMOTIVE.

I.1. DEFINITION DU MOTEUR DIESEL :

Un moteur diesel est un moteur à combustion interne, dans lequel l'allumage du combustible est provoqué par la chaleur due à la compression (voir fig 1) [4]

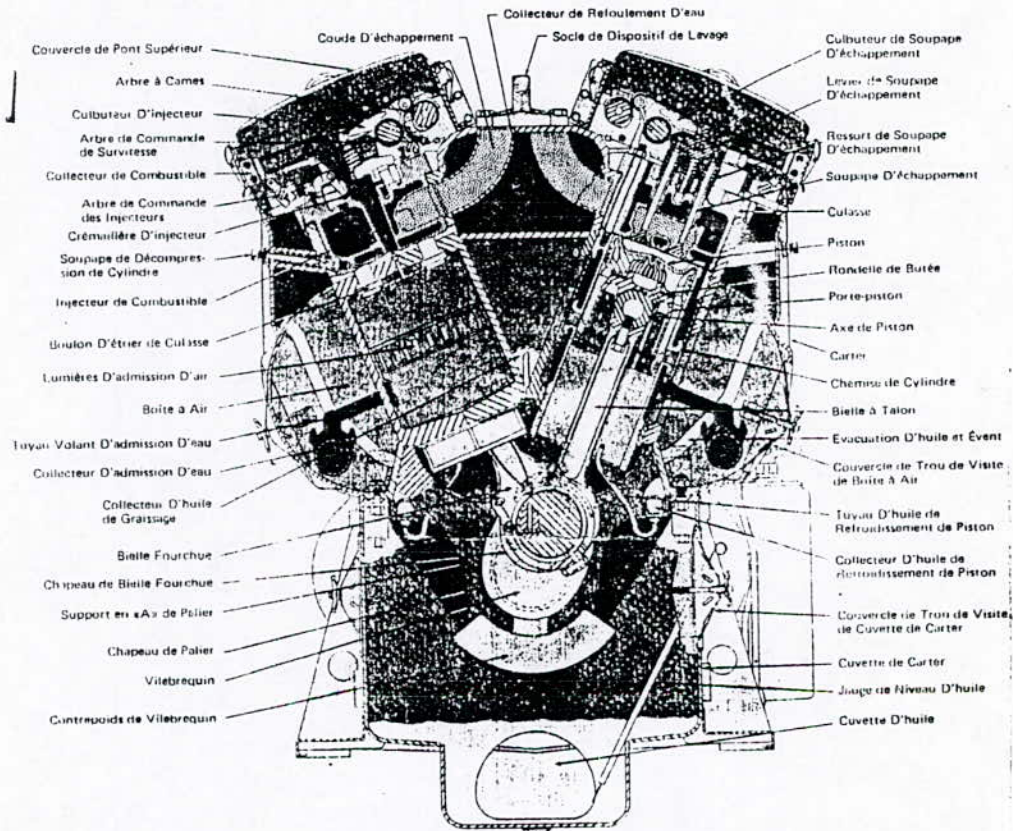


FIG.1 : MOTEUR DIESEL DE LOCOMOTIVE

I.1.1. Description de la culasse :

La culasse de forme cylindrique, possède des passages spéciaux venus de fonderie pour l'eau et les gaz d'échappement.

Les trous d'eau percés au dos de la culasse correspondent aux trous de refoulement d'eau dans la chemise. Les passages d'échappement dans le carter, lesquels conduisent les gaz d'échappement vers le collecteur d'échappement en passant par le collecteur d'évacuation d'eau. Un puits est prévu au centre de la culasse pour l'installation de l'injecteur unitaire de combustible pour assurer un positionnement correct de l'injecteur dans la culasse. Un trou correspondant au positionnement de l'injecteur a été prévue dans la culasse. (Voir fig 2).[4].

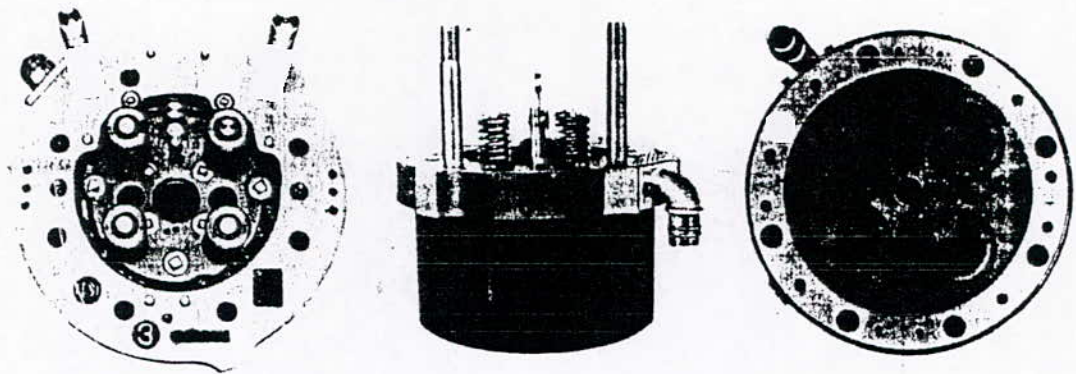


FIG.2. DIFFERENTES VUES DE LA CULASSE

I.1.2. CONDITIONS DE TRAVAIL :

La culasse, en contact intime et prolongé avec les gaz de combustion est la pièce de l'ossature du moteur qui évacue le plus de flux thermique [4]. Elle est soumise à des variations de température cyclique dues aux chauffages et aux refroidissements cycliques et aux efforts de pression de compression lors de la combustion. Ces effets sont à l'origine de l'apparition de contraintes à travers la section de la culasse par suite de différences de dilatation [9].

La superposition de ces contraintes peut être suffisante pour provoquer des déformations plastiques locales.

En réalité, les soupapes contribuent à la variation de la température au niveau bas de la culasse. L'admission de l'air frais produit un refroidissement des soupapes et des chapelles d'admission. Par contre, les soupapes d'échappement et les pièces environnantes sont à une température particulièrement élevée du fait du flux thermique qui s'y opère non seulement par le fond durant la combustion et les temps moteur et d'échappement mais en outre par les chapelles et les conduits d'échappement léchés par les gaz circulant à grande vitesse, transmettant une considérable quantité de chaleur [4].

I.1.3. MATERIAU DE LA CULASSE :

Le choix des culasses à injection directe par rapport aux culasses à préchambre est dû à la réduction des contraintes thermiques résultantes en particulier de la diminution du flux de chaleur dans les ponts entre soupapes, par contre, ces culasses connaissent des charges mécaniques plus élevées.

Ces culasses en fontes grise ou en acier soudé, présentent des caractéristiques mécaniques et thermiques élevées, contrairement aux culasses à préchambre qui peuvent être en aluminium.

Le choix du matériau étant établi, il est nécessaire de prévoir pour les moteurs de grand alésage, des culasses possédant deux soupapes d'admission et deux soupapes d'échappement pour concorder la vitesse de déplacement du piston avec l'échauffement de ces dernières [4].

I.2. DOMMAGES DE FONCTIONNEMENT

Il arrive que des pièces de machines ou des éléments de structures rompent en service.

Les fragments obtenus d'une pièce sont délimités par les cassures. a priori, la rupture quel que soit son mécanisme est sous influence de plusieurs facteurs, qui sont liés soit à la sollicitation, soit à la composition de la matière (microstructure), soit à la forme géométrique de la pièce [5] (fig.3).

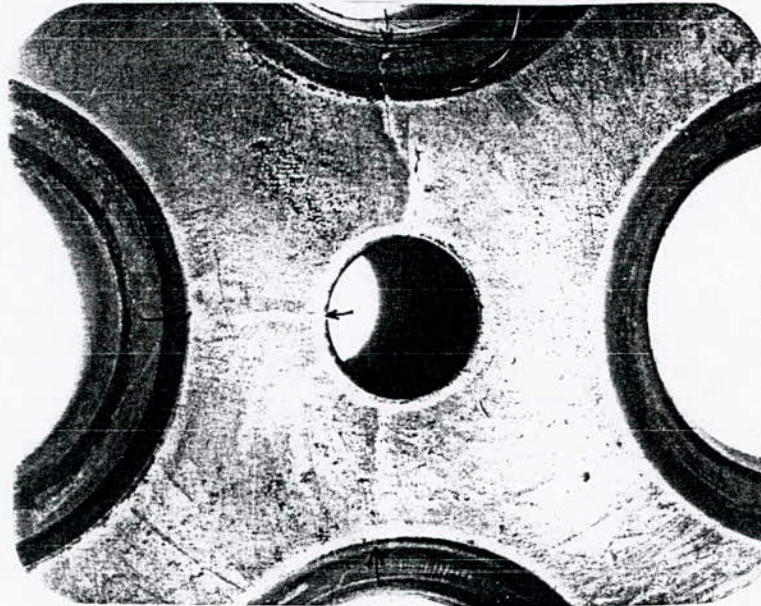


FIG.3. Fissuration de la partie délimitée par le puit d'injecteur et les sièges de soupapes.

I.2.1 RUPTURE :

La rupture d'une pièce peut intervenir dans des conditions très variées dépendant de la température et de l'environnement chimique. La rupture peut être provoquée par des phénomènes ne pouvant être décelés macroscopiquement, car la rupture n'est formée qu'à partir de microfissures à travers desquelles on peut distinguer un stade d'amorçage et de propagation [2].

I.2.2. AMORÇAGE DE FISSURES :

L'amorce de microfissures est dû à une déformation plastique localisée. Elle se produit dans des régions de concentration de contraintes, par suite à des irrégularités de surface, des inclusions, des jonctions de plusieurs joints de grains. Cet effet est marqué par des facteurs macroscopiques tels que les rayures, les entailles, les raccordements sans congé. Le phénomène d'amorçage de microfissures est plus répandu dans le cas des sollicitations oligocycliques qui provoquent le déplacement des dislocations engendrant des défauts [2]. Pour un nombre donné de cycles de sollicitation, les microfissures se propagent selon deux stades dans lesquels on observe :

I.2.3. PROPAGATION DE FISSURES.

STADE 1. Ce stade caractérise l'aptitude au glissement, qui résulte de la vitesse de propagation et de la déformation initiale de la microfissure, tout en restant dans le plan de glissement.

Remarque : Ce stade peut être dépassé, et atteindre le second stade, dans le cas de présence d'entailles ou d'inclusions qui se fissurent [2]

STADE 2. Ce stade est la conséquence de la progression de la fissure par suite de la concentration de la déformation à son extrémité d'un cycle à un autre. Le développement de cette fissure se situe dans le plan où la contrainte est maximale [2]

I.2.4 SYSTEME DE FISSURES :

Lorsque la sollicitation appliquée à la pièce est modérée, l'amorce de rupture est généralement unique, la résistance à la fatigue n'étant dépassée que dans une région bien déterminée de cette pièce. Par contre dans le cas où la sollicitation dépasse très sensiblement la résistance à la fatigue, il y a généralement plusieurs amorces de cassure, et plusieurs fissures se développent simultanément dans la pièce. Ces fissures, dans ce cas, interfèrent les unes avec les autres plus ou moins nettement [5].

I.2.5. FACTEURS DE FISSURATION :

Oxydation et ternissement

Le métal de la partie basse de la culasse travaille à une température élevée et est exposé à un gaz oxydant. Cette partie de la culasse est sujette à une corrosion sèche, qui se produit en l'absence d'un électrolyte [2].

Un film superficiel, considéré comme produit de réaction solide (calamine) se forme sur la surface, à travers laquelle le métal ou le gaz environnants ou les deux à la fois doivent diffuser pour que la réaction se poursuive. Ces films sont fragiles, manquent de ductilité et sont formés sous tension.

L'oxydation se poursuit dans le cas où cette couche s'écaille, le poids de la culasse s'accroît régulièrement dans la mesure où elle n'est pas éliminée par érosion [3].

- Gonflement :

Le gonflement est un accroissement permanent de volume qui se produit soit à la haute température, soit au cours d'un chauffage et de refroidissement alternés.

Le gonflement est la conséquence de trois phénomènes qui peuvent se produire séparément ou simultanément.

- Décomposition des carbures.
- Oxydation interne de la fonte.
- Formation de criques fines et tapures.

Ces criques peuvent provenir de chauffages et de refroidissements alternés dans le domaine des températures de transformation de structures qui s'accompagnent de dilatation et de retrait provoquant ainsi des contraintes d'origine thermique. Dans des conditions oxydantes, la présence des criques s'accompagne d'une oxydation plus profonde et plus rapide des couches superficielles [11].

CHAP.II - ENTRETIEN ET REPARATION DES CULASSES :

II.1. REMEDES CONTRE LA FISSURATION

Les solutions techniques pour résoudre le problème sont nombreuses et chacune d'elle s'applique selon la gravité de la fissure.

Dans le cas de fissures superficielles ou de faible pénétration, on procède par usinage afin d'éliminer toute la zone d'extension de la fissure, puis on effectue un rechargement sans pour autant varier l'épaisseur de cette partie de la culasse.

Dans le cas de fissure de forte pénétration, les solutions à préconiser consistent à effectuer des dépôts sous fusion de métal ou bien à découper la partie fissurée et la remplacer par soudage, en l'occurrence le soudage à l'arc électrique, oxyacétylénique ou par diffusion.

Le choix de procédé est fonction des propriétés mécaniques du joint et de la rentabilité économique. Par contre, dans le cas extrême, un remplacement de culasse est inévitable.

II.2 - CHOIX DU SOUDAGE PAR DIFFUSION COMME TECHNIQUE DE REPRATION DES CULASSES :

Le soudage par diffusion peut s'avérer plus intéressant que les procédés de soudage classique car il pourrait éliminer certains inconvénients tels que la formation de phases fragiles et permettrait de remédier au problème de fissures de culasse tout en améliorant les propriétés mécaniques de la pièce soudée.

II.2.1- DEFINITION :

Le soudage par diffusion est défini comme un procédé de soudage en phase solide, permettant un assemblage entre deux ou plusieurs pièces homogènes ou hétérogènes. Le soudage par diffusion est effectué sous un contrôle de paramètres opératoires (pression, temps, température, état de surface et environnement).

II.2.2- PRINCIPE DE SOUDAGE PAR DIFFUSION :

Le soudage par diffusion s'opère en phase solide. Les pièces à souder sont maintenues sous pression à une température de traitement. Les surfaces sont préparées de façon à réaliser un contact intime pendant une durée fixée par le cycle thermique en fonction des caractéristiques physico-chimiques du matériau. Le système réalisé est introduit dans une enceinte sous vide ou sous atmosphère contrôlée [8]

II.3- SOUDABILITE :

La soudabilité caractérise le degré de soudage d'un matériau par un procédé donné pour répondre à un type d'application donné. Une comparaison des caractéristiques du matériau soudé au métal de base est possible une fois que la continuité métallique au niveau du joint est assurée. La soudabilité dépend de la nuance du métal, des caractéristiques dimensionnelles et des conditions de service. En particulier la soudabilité de la fonte est déterminée par sa composition chimique en carbone et le silicium et est liée au contrôle des paramètres du procédé de soudage. L'utilisation d'intermédiaire favorise la diffusion et permet d'assurer une continuité métallique et de renforcer la liaison [7]

II.4 - PARAMETRES DU PROCEDE DE SOUDAGE PAR DIFFUSION :

Le choix des paramètres (température, pression, temps de maintien, état de surface et environnement) constitue une condition pour l'obtention d'une soudure de qualité [1.8].

II.4.1 LA TEMPERATURE : La température permet la diffusion des atomes à travers l'interface, résorbe les contaminants des surfaces de contact. L'élévation de température conduit à des déformations plastiques locales et un contact intime des surfaces. La température dépend du temps de maintien

II.4.2 LA PRESSION : La pression est nécessaire pour réaliser le contact à l'échelle atomique par déformation plastique des aspérités de surface à joindre. La valeur choisie doit être inférieure à la déformation macroscopique des éprouvettes

II.4.3 LE TEMPS DE MAINTIEN : Le maintien conduit à la résorption des microcavités, élimine les oxydes et les pollution résultant de l'accostage de deux surfaces.

La diffusion, le fluage et le transport de matière dépendent du temps.

Le temps de maintien est choisi de telle manière à éviter le grossissement des grains.

II.4.4 L'ETAT DE SURFACE : L'état de surface détermine le contact réel des surfaces à accoster. Le nettoyage de la surface de tout contaminant extérieur doit être fait préalablement à toute opération de soudage. La surface réelle de contact dépend de la pression appliquée.

II.4.5 L'ENVIRONNEMENT : le choix d'une atmosphère protectrice ou d'une enceinte sous vide est fondamental afin d'éviter toute réaction avec le milieu extérieur et les surfaces chaudes du matériau. La formation d'oxyde et de contaminants sur les surfaces polies constitue des barrières et empêche la diffusion des atomes

II.5. MECANISME DU SOUDAGE PAR DIFFUSION.

Le soudage par diffusion fait intervenir les mécanismes de diffusion, de déformation et de fluage.

II.5.1 INFLUENCE DU FLUAGE :

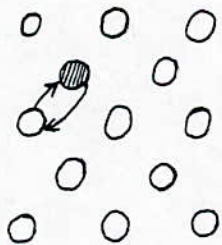
Le fluage se définit comme une déformation plastique d'un métal sous un effort inférieur à la limite élastique pendant une longue durée. Le fluage est accéléré à température élevée [11]. Dans le soudage, l'écoulement produit, permet la résorption des défauts de surface par diffusion et un déplacement de l'interface, suite à la migration d'atomes agités thermiquement. [1,13].

II.5.1. INFLUENCE DE LA DIFFUSION :

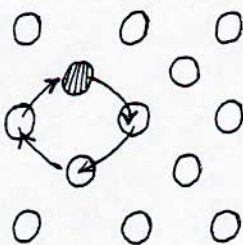
Par la diffusion, on entend les déplacements des atomes dans un corps cristallin qui dépassent les distances interatomiques.

les mécanismes de déplacement des atomes dans le réseau cristallin d'un métal sont : [10]

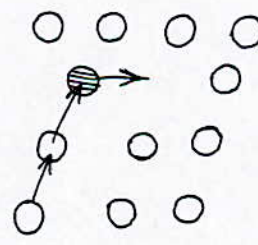
- a/ Mécanisme d'échange simple
- b/ Mécanisme d'échange multiple
- c/ Mécanisme lacunaire
- d/ Mécanisme interstitiel



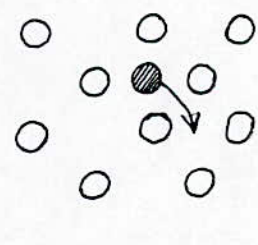
a - Fig.4



b - Fig.5



c - Fig.6



d - Fig.7

Différents mécanismes de la diffusion

En général le phénomène de diffusion est basé sur les deux lois de Fick, dont la première s'exprime en régime permanent par :

$$J = - D \cdot dc/dx.$$

Tandis que la deuxième loi régit la diffusion en régime transitoire et a pour expression [10]:

$$dJ/dt = D * d^2c/dx^2.$$

J : Flux d'atomes exprimé par atome/s.cm
C : Concentration atomique exprimée atome/cm³
D : Coefficient de diffusion cm²/s.
dx : distance dans la direction retenue.

Dans le cas de l'application du procédé de soudage par diffusion, le mécanisme de diffusion reste fondamental, dans la mesure où il détermine le degré d'adhésion de deux éprouvettes métalliques. Il intervient quasiment à tous les niveaux du processus d'assemblage dès le moment où le matériau est soumis à des sollicitations thermiques accompagnées ou non de sollicitations mécaniques [1].

Il s'ensuit d'une manière générale, que si la diffusion influence l'avancement du soudage, elle est conditionnée elle-même par plusieurs facteurs (température, durée, pression...).

Dans un volume donné de métal ou d'alliage, le flux d'atomes peut faire intervenir plusieurs modes de diffusion :

- en volume
- en surface
- intergranulaire
- auto et hétérodifusion chimique

Ces phénomènes interviennent simultanément ou successivement selon les étapes de soudage [1,13].

II.5.3 INFLUENCE DE LA DEFORMATION :

La déformation est la conséquence de l'application d'une contrainte. L'énergie potentielle accumulée par les atomes est élevée. Cette accumulation d'énergie se traduit par une augmentation de défauts (dislocation, lacunes...) [10].

Dans le soudage, la déformation réalise un contact physique des surfaces par l'écrasement des aspérités superficielles, ainsi qu'une rupture des couches d'oxyde et elle contribue à l'accélération de la diffusion. [1].

CHAPITRE III - METHODES EXPERIMENTALES ET MATERIAUX

III.1 - DISPOSITIFS EXPERIMENTAUX UTILISES :

III.1.1 Four "TCR ADAMEL LHOMARGY :

Pour notre étude expérimentale, nous avons utilisé un four de traitement thermique sous vide de marque "TCR ADAMEL LHOMARGY" (Fig.8).

Le four est à régulation et est programmable, il est doté d'un système de refroidissement en circuit fermé.

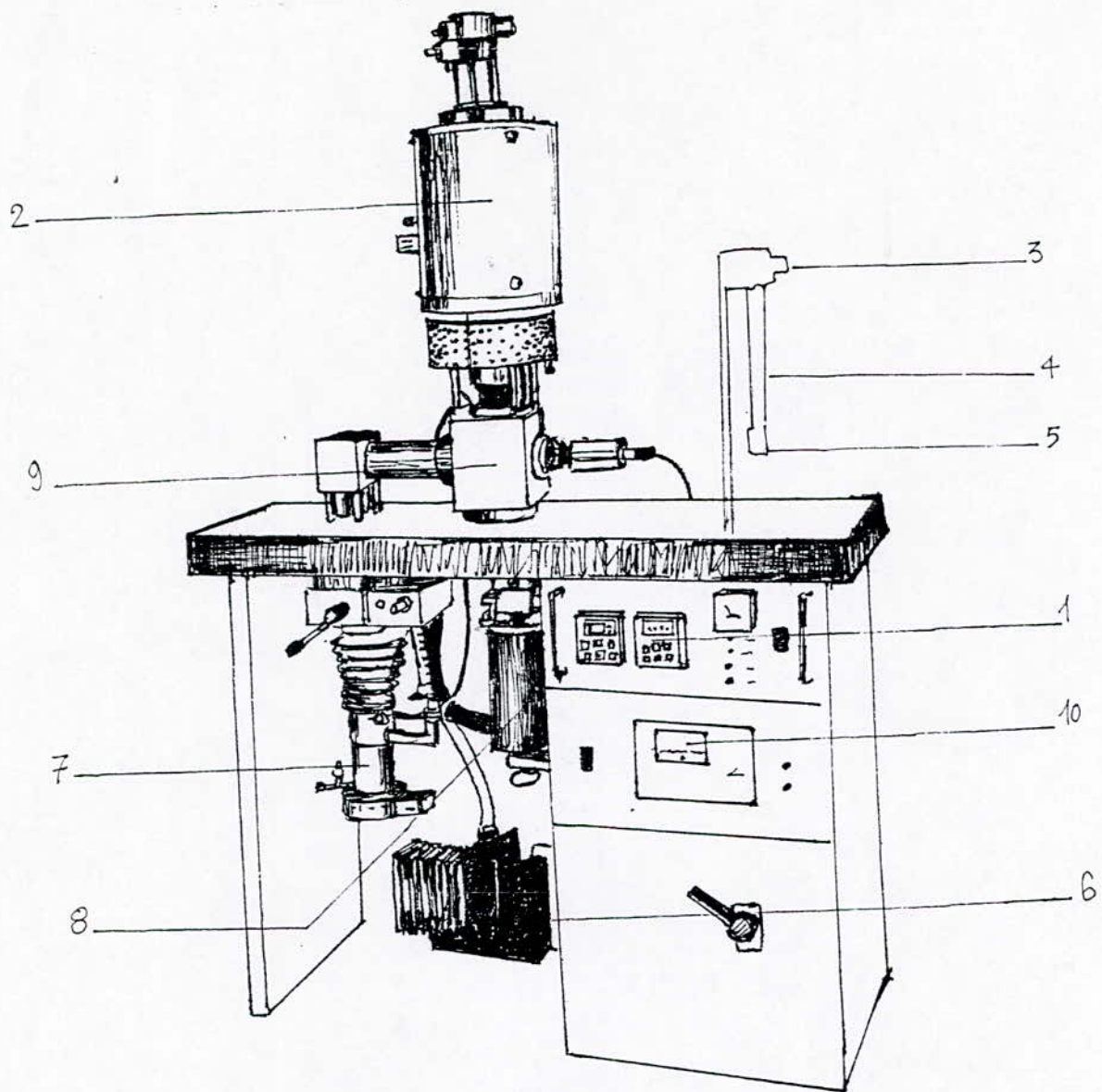
Le four est tubulaire, disposé verticalement, en son intérieur est inséré un tube laboratoire en alumine frittée, de 45 mm de diamètre utile, fermé à sa partie supérieure par la pièce porte échantillon.

Le four est muni d'un thermocouple pour mesurer la température au voisinage des échantillons.

Le four a une vitesse de chauffe de 400°C/h.

La partie basse contient le dispositif du vide, formé par deux pompes. L'une, primaire à palettes, produit une pression de 10^{-3} mbar après une durée de deux heures. L'autre, secondaire est à diffusion d'huile.

La pression à l'intérieur du tube laboratoire est indiquée par le coffret du contrôle du vide.



- 1 - Dispositif de régulation
- 2 - Four
- 3 - Pièce porte échantillon
- 4 - Thermocouple
- 5 - Creuset
- 6 - Pompe primaire
- 7 - Pompe secondaire
- 8 - Pot de trempe
- 9 - Cube à vide
- 10 - Jauge de vide

Figure 8 : Four "TCR ADAMEL LHOMARGY"

III.1.2- MICRODUROMETRE VICKERS."JENA"

Le microduromètre caractérise la résistance du métal sous l'enfoncement du pénétrateur en forme de pyramide droite à base carré, d'angle au sommet de 136° , effectué sous une charge donnée. L'empreinte laissée par le pénétrateur à la surface du métal détermine la microdureté. La charge est choisie de telle manière à avoir une bonne précision.

III.2- MODE OPERATOIRE.

III.2.1- PROCÉDE D'ASSEMBLAGE :

Le procédé consiste :

- 1) à mettre en contact les surfaces préparées par polissage mécanique
- 2) à appliquer une pression de serrage (fig.9) en fonction des caractéristiques mécaniques des matériaux et du système de serrage.
- 3) à introduire l'ensemble pour un chauffage sous vide à une température choisie en fonction des caractéristiques physico-chimiques et mécaniques des matériaux.

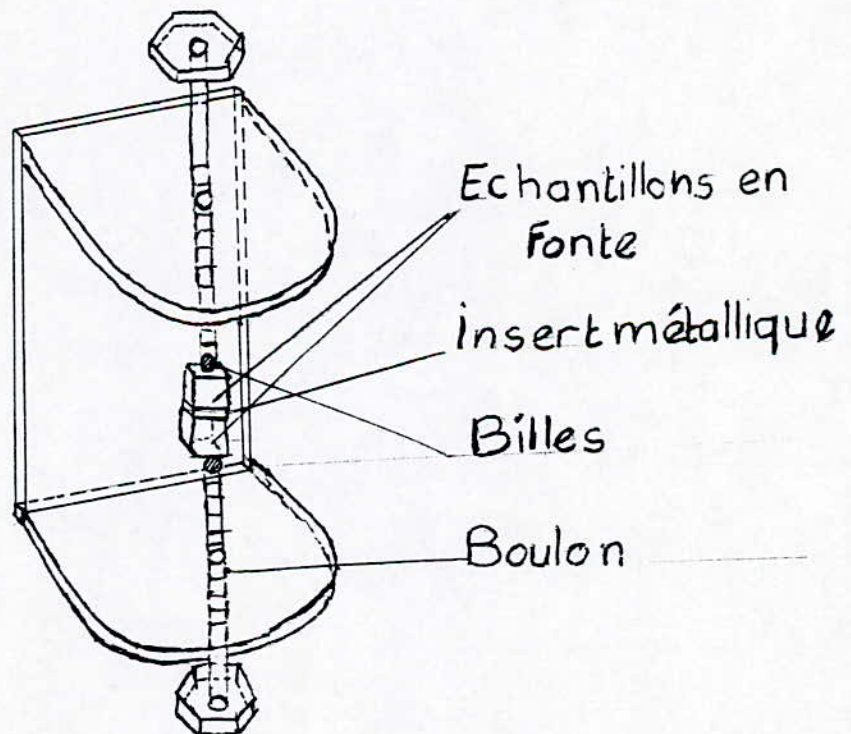
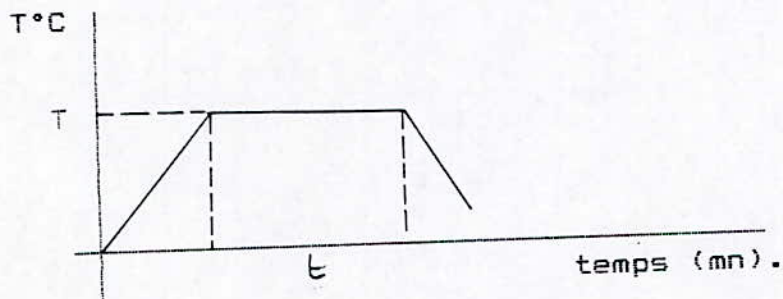


Fig.9 : dispositif d'accostage utilisé pour le soudage par diffusion

III.2.2 - TRAITEMENT THERMIQUE :

Les expériences de diffusion sont réalisées dans le domaine austénitique sous l'influence de la phase γ des matériaux et consistent en :

- un chauffage jusqu'à une température donnée T
- un maintien à cette température pendant une durée t
- un refroidissement rapide $V_{ref} = \Delta \theta / \Delta t$



T : Température du traitement

t : Temps de maintien

Figure 10 : Cycle du traitement thermique

III.3 - MATERIAUX :

Pour la réalisation des expériences, nous avons utilisé des éprouvettes prélevées du matériau de la culasse et des inserts métalliques préparés par polissage mécanique à partir des tôles de construction mécanique.

* matériau de la culasse :

Après analyse chimique par diffraction et étude micrographique, nous avons déterminé le type de matériaux de la culasse. C'est une fonte à graphite lamellaire de composition chimique suivante :

C	=	3,09 %
Si	=	1,94 %
P	=	0,033 %
Mo	=	0,46 %
Mn	=	0,78 %
Ni	=	0,91 %

La structure métallurgique de la matrice est perlitique (fig. A) la fonte utilisée a une dureté comprise entre 207 - 217 HB.

* insert :

L'insert est en acier de tôle de construction mécanique, sa structure métallique est ferritique (fig. A₁). Sa teneur en carbone est inférieure à (0,1 %).

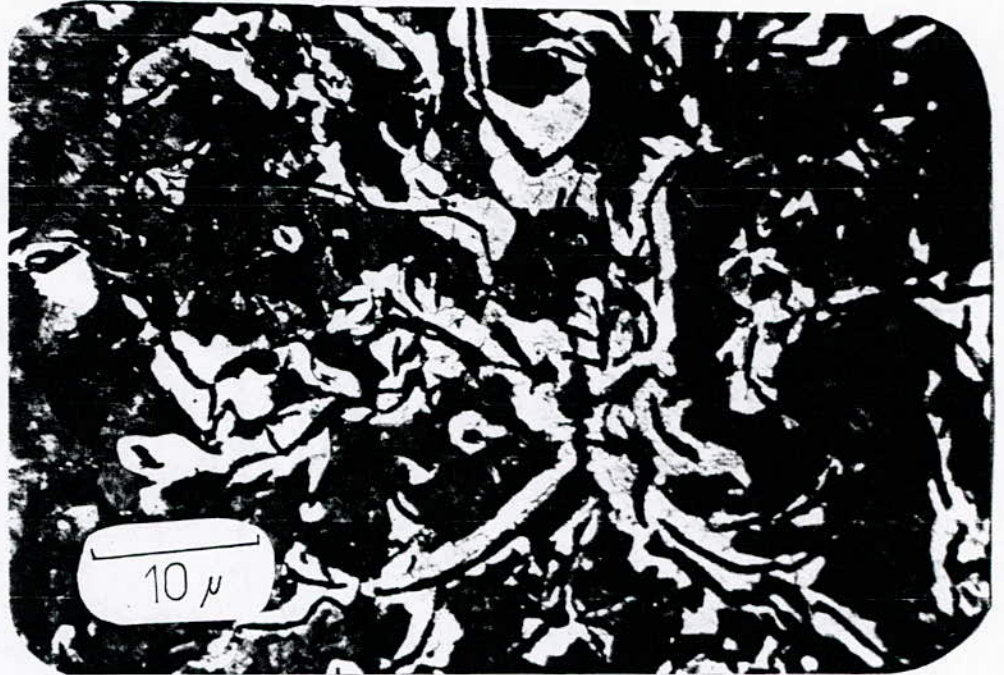


FIGURE.11. Structure métallurgique de la fonte (GL)
Attaque : Nital (4%)

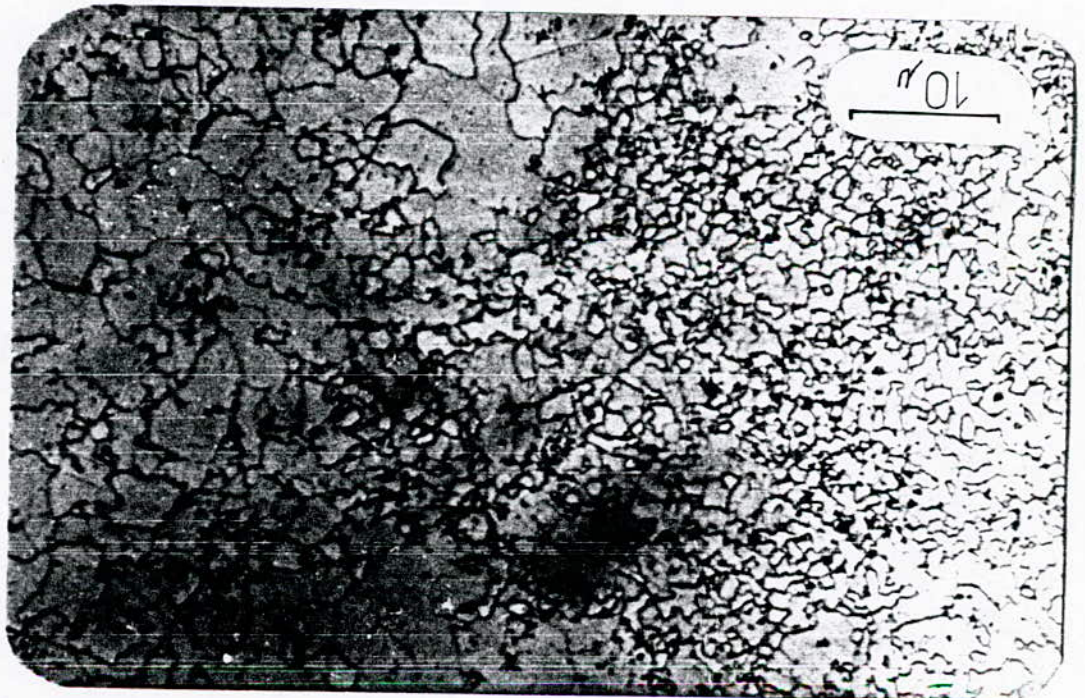


FIGURE.12. Structure métallurgique de l'acier (insert)
Attaque: Nital (4%)

III.4 - METHODE DE CARACTERISATION :

Le principal paramètre caractérisant la qualité de la soudure que nous avons mesuré est la distance d'appauvrissement en carbone des éprouvettes de fonte à l'interface de soudage.

Les méthodes de mesure de la distance d'appauvrissement en carbone par rapport à l'interface de soudure sont :

- Etude métallographique au microscope
- Microdureté

Nous avons mesuré par ailleurs le taux de déformation relative par compression de nos échantillons après soudage.

a) Méthode micrographique :

C'est une méthode classique qui permet de mettre en évidence les constituants de la structure métallurgique en l'occurrence les phases formées après diffusion. Ces solutions d'attaque utilisées sont le nital (4 %) et une solution voisine de la solution d'Adler dont la composition chimique.

- 3 g de chlorure cupro-ammoniacal.
où à défaut du chlorure cupro-ammoniacal nous avons utilisé du chlorure cuivrique et de l'ammoniaque pharmaceutique.
- 20 ml eau distillée.
- après dissolution, ajouter 50 ml acide chloridrique (1,19)
- 15 g chlorure perrique.
le temps d'attaque est de 60 secondes.

b) Méthode microdureté "Vickers" :

Cette méthode intervient après l'observation micrographique, elle permet la caractérisation des duretés spécifiques de chaque phase dans un système polyphasé et la mise en évidence de la diffusion par variation de la dureté dans l'interface du couple métallique.

La microdureté varie en fonction de la variation de la concentration en carbone.

La lecture de la microdureté se fait sur des tables faisant correspondre la diagonale moyenne donnée directement par l'emprunte d'losange, en fonction de la charge appliquée.

III.5 TABLEAU DES ESSAIS

Dans le but de déterminer les paramètres opératoires, nous avons réalisés des essais sous différentes conditions. Ces conditions d'essais sont récapitulées dans le tableau - 1 - qui suit :

TEMPERATURE EN (°c)	850						900						950						
Temps de maintien (mn)	25		30		60		30			60			60						
Polissage Effectué	6µ	1000		1000		320		6µ	1000		320		6 µ	320					
Environnement vide (mbar)	5	0,1	0,2	0,1	0,2	0,1	S.I	0,1	0,2	0,2	0,1	S.I	0,1	0,1	0,1	0,1	S.I	0,1	S.I

TABLEAU -1-

REMARQUE :

S.I : sans insert.

CHAPITRE IV - RESULTATS ET ANALYSES

IV - PRESENTATION DES RESULTATS EXPERIMENTAUX :

Les planches (13 à 17 à 19 à 22 à 24) regroupent les observations micrographique des couples de diffusion. Ces couples sont traités dans différentes conditions thermiques sous vide.

Après tous les traitements réalisés à $T = 850^{\circ}\text{C}$, Fig (13,14,15,16), on remarque que la fonte à toujours la même structure perlitique.

La diffusion du carbone de la fonte vers l'insert à eu lieu et modifier la structure initiale de l'insert.

Les distances d'appauvrissement varient sensiblement de part et d'autre des interfaces formés par l'insert et les échantillons en fonte.

- A 850°C , après un maintien de 25 mn et pour un état de surface de grade 1000, on observe sur Fig.13, 14 que la continuité métallique est interrompue par la présence de couche d'oxyde au niveau des interfaces.

Les distances d'appauvrissement de part et d'autre des interfaces sont respectivement (190/215), (220/253) μm . La structure de l'insert est perlitique par contre la figure 15 réalisée pendant 30 mn sa micrographie présente une discontinuité métallique au niveau des interfaces. Les distances d'appauvrissement sont (330/186) μm .

- A 900°C , après un maintien d'une heure et un état de surface de grade 320, on remarque Fig.21 que la diffusion est importante en raison de la l'absence d'une couche d'oxyde qui empêche la diffusion, les distances d'appauvrissement en carbone sont (180/339) μm .

Par contre, pendant un maintien de 30 minutes et un état de surface de grade 1000, Fig.18 on remarque une continuité de part et d'autre des interfaces.

La structure de l'insert est totalement perlitique avec des lisérés fin de ferrite. Les distances d'appauvrissement en carbone sont (440/247) μm .

A la même température, un temps de 60mn de maintien, et pour un état de surface de 6μ Fig 20 on remarque une très fine couche d'oxyde de part et d'autre des interfaces.

L'insert à une structure perlitique et présente des plages de ferrite les distances d'appauvrissement en carbone sont (160/325) μm .

- A 950°C, pour un même temps de maintien et un état de surfaces de 6 μ respectivement Fig 24, on remarque une forte diffusion du carbone de la fonte vers l'insert.

La structure de l'insert est totalement perlitique. L'élimination de couche d'oxyde a favorisé la diffusion du carbone, les distances d'appauvrissement sont (260/341) μ m.

Dans le cas des expériences réalisées sans insert :

- A 900°C, pour un maintien de 60 mn et un état de surface de grade 320 sur Fig.18 on remarque que la continuité métallique est obtenue, l'interface formée par les échantillons en fonte est visible et les distances de distribution du carbone sont (30/70) μ m.

- A 950°C, pour un même temps de maintien 60 mn et un état de surface de 6 μ Fig 23.

On observe une continuité de la perlite de part et d'autre de l'interface suite à la distribution du carbone. L'interface définie par les échantillons apparaît légèrement après traitement de soudage.

Les distances de distribution du carbone augmentent avec la température et sont égales à (90/140) μ m .

IV . 1.1 - Tableau des résultats des essais effectués :

- Dureté maximale sur l'insert,
- Distance de diffusion,
- Epaisseur de l'insert après essai.

TEMPERATURE GC	850				900								950				
TEMPS DE MAINTIEN	25	30		60	30				60				60				
POLISSAGE EFFECTUE A	1000			320	6μ	1000	320	6μ	600	320	6 μ		320				
Environnement Vide (mbar)	10 ⁻¹	210 ⁻¹	10 ⁻¹	2.10 ⁻¹	10 ⁻¹	210 ⁻¹	410 ⁻¹	10 ⁻¹	10 ⁻¹	2	10 ⁻¹						
Epaisseur de l'insert après essai (μm)	123	87	74	Sans insert	127	128	133	187	125	77	110	121	Sans inser	139	Sans Insert	119	Sans insert
Distance d'appauvrisse-ment (μm)	<u>190</u> 215	<u>220</u> 253	<u>330</u> 186	-	<u>135</u> 427	<u>170</u> 152	<u>440</u> 247	<u>513</u> 240	<u>160</u> 325	-	-	<u>180</u> 339	<u>70</u> 30	<u>280</u> 341	<u>140</u> 90	-	-
Dureté maximale de l'insert Hμ	442	409	459	-	430	409	681	425	442	130	304	354		380		299	
Taux de déformation (%)	0,23	0,23	0,26		0,46	0,92	0,92	0,46	0,46	0,14	0,38	0,6	0,47	1,38	0,95	0,45	
Essai réussi + Essai non réussi (0)	+	+	+	0	+	+	+	+	+	0	+	+	+	+	+	+	0

TABLEAU -2-

IV.1.2 - Evolution de la microdureté :

Les courbes de dureté données par les Fig (26, 27, 28, 29, 31 à 34, 36, 37) présentent une même allure, les traitements thermiques sont effectués en phase austénitique, selon des paramètres opératoire différents.

Pour les expériences réalisées avec insert, la dureté diminue sur les échantillons en fonte, puis elle augmente à partir d'une certaine distance des interfaces pour atteindre enfin un palier indiquant la limite d'appauvrissement en carbone.

Par contre la dureté de l'insert augmente en fonction des conditions de traitement thermique et cette augmentation est due à l'enrichissement en carbone provenant des échantillons en fonte grise.

Dans le cas des expériences réalisées sans insert, les courbes de Fig (22-23) présentent des régions de continuité. Les courbes présentent une même allure ceci est dû à une distribution du carbone, ces distances de distribution augmentent avec la température.

IV.1.3 - Introduction :

Les résultats obtenus de microdureté sur l'insert, de distance d'appauvrissement et des examens métallographiques permettent d'analyser l'influence de, chacun des paramètres du procédé sur la qualité de la soudure obtenue.

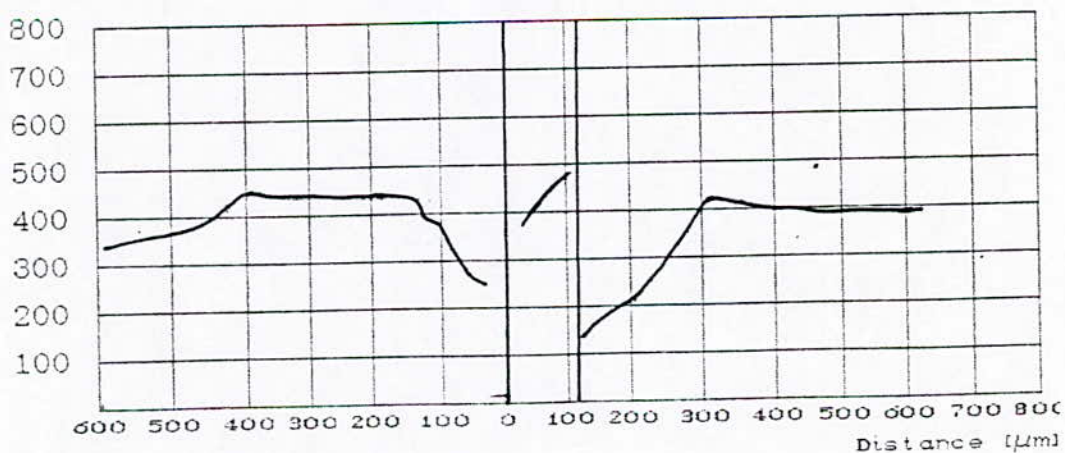
Micrographie des échantillons

F/I/F : Traité 850°C , 25', 1000, 10^{-4}



Nital 4%

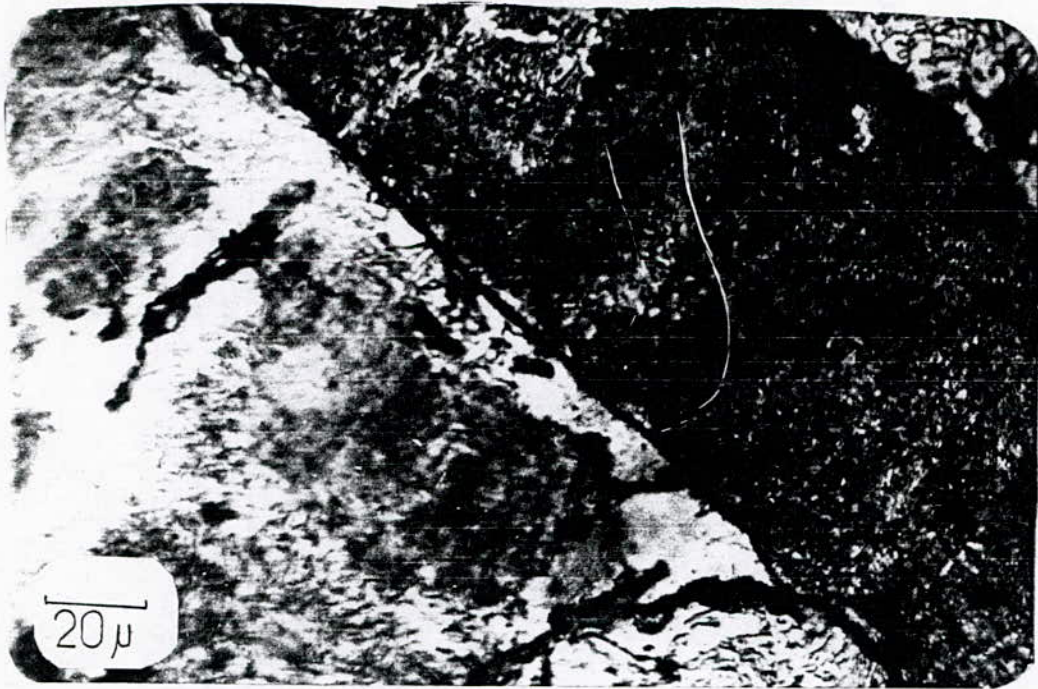
Dureté HV



Microdureté aux interfaces

Charge: 100g

Microdureté = F (distance d'appauvrissement en carbone)
Figure : 13

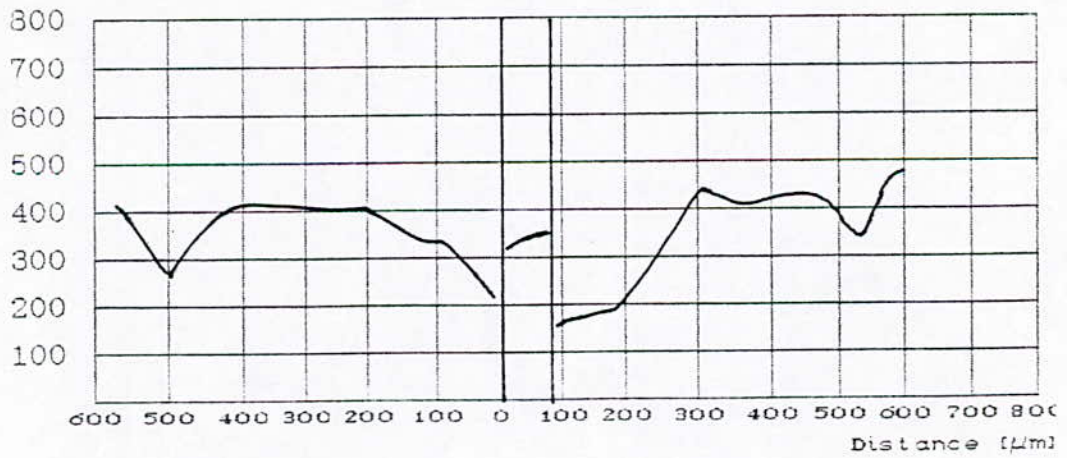


Nital 4%.

Micrographie des échantillons

F/I/F : Traité 850°C, 25', 1000, 2x10⁵

Dureté HV

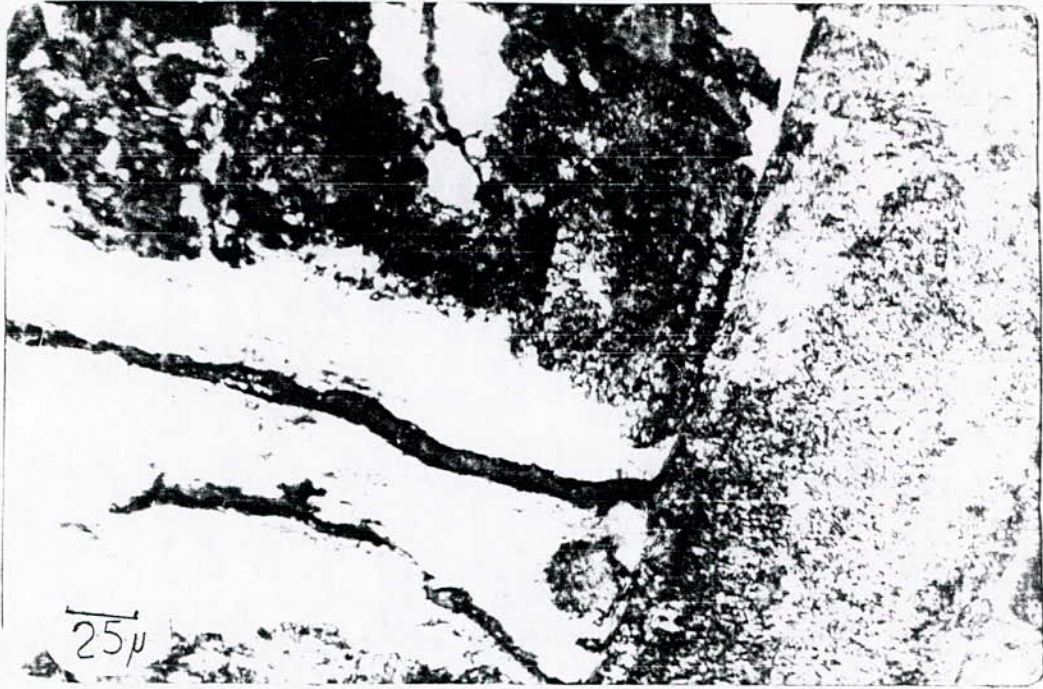


Microdureté aux interfaces

Charge: 100g

Microdureté = F (distance d'appauvrissement en carbone)

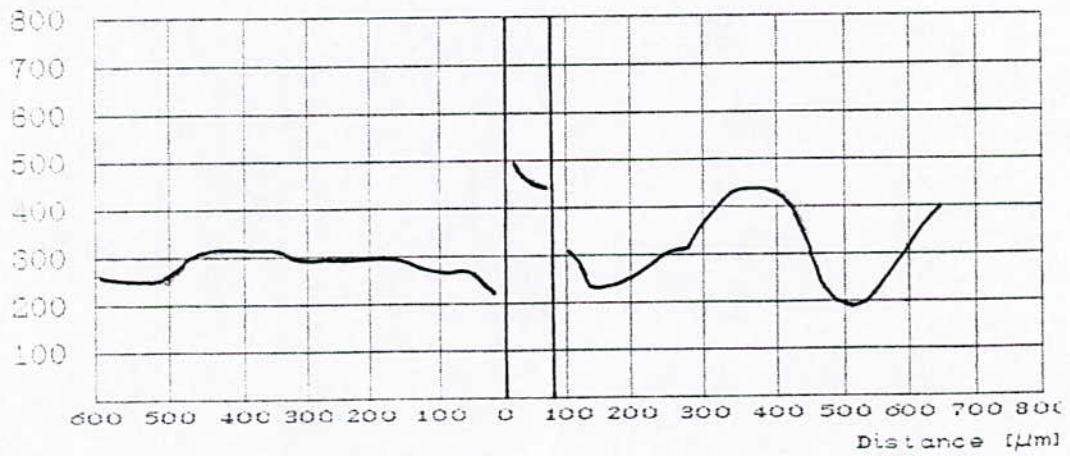
Figure : 14



Nital 4%

Micrographie des échantillons
 F/I/F Traité 850°C, 30', 100, 10⁻¹

Dureté HV

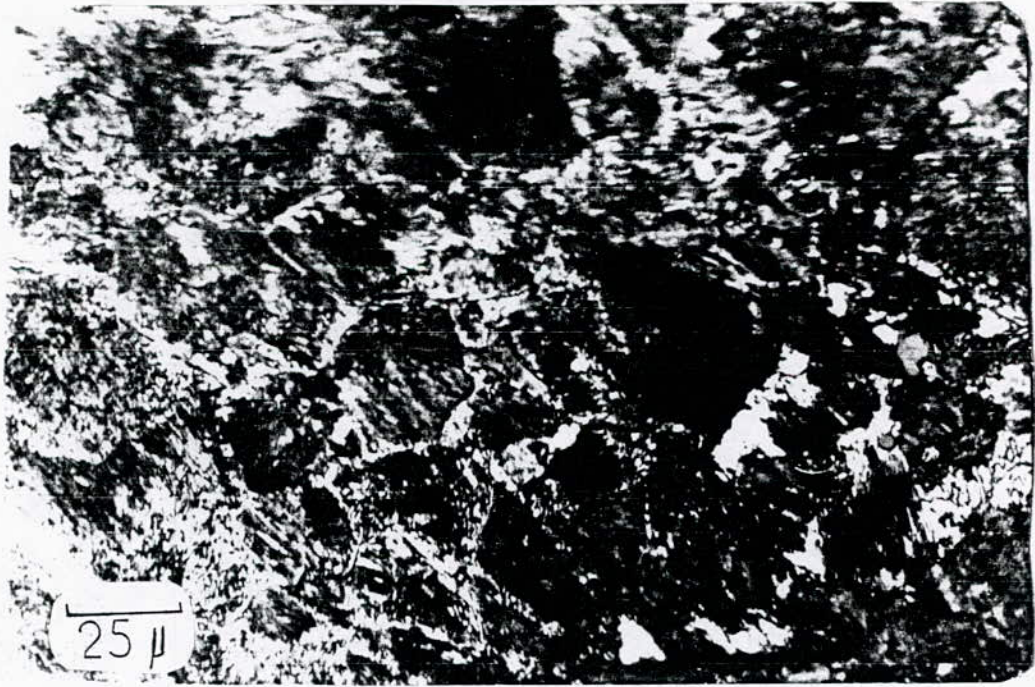


Microdureté aux interfaces

Charge: 100g

Microdureté = F (distance d'appauvrissement en carbone)

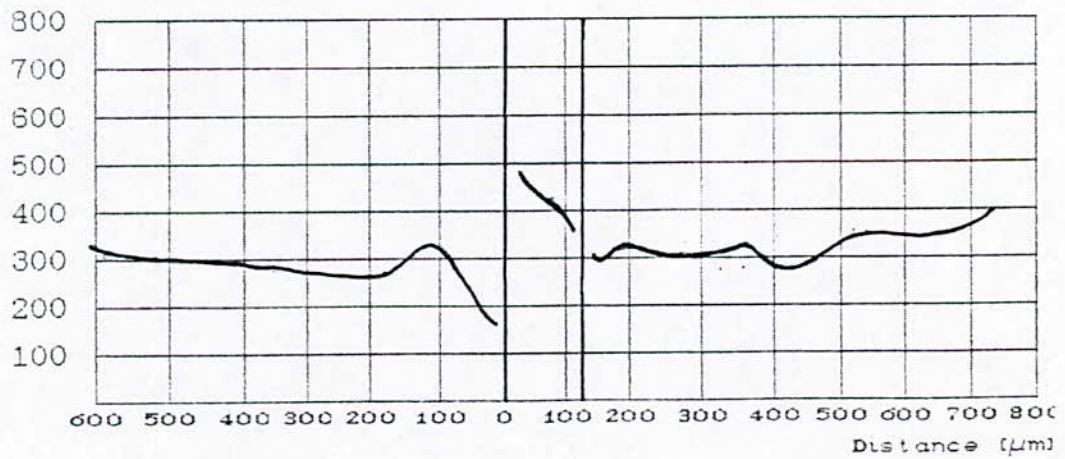
Figure : 15



Nital 4%.

Micrographie des échantillons
 F/I/F Traité 850°C, 60', 320, 10⁻¹

Dureté HV



Microdureté aux interfaces

Charge: 100g

Microdureté = F (distance d'appauvrissement en carbone)

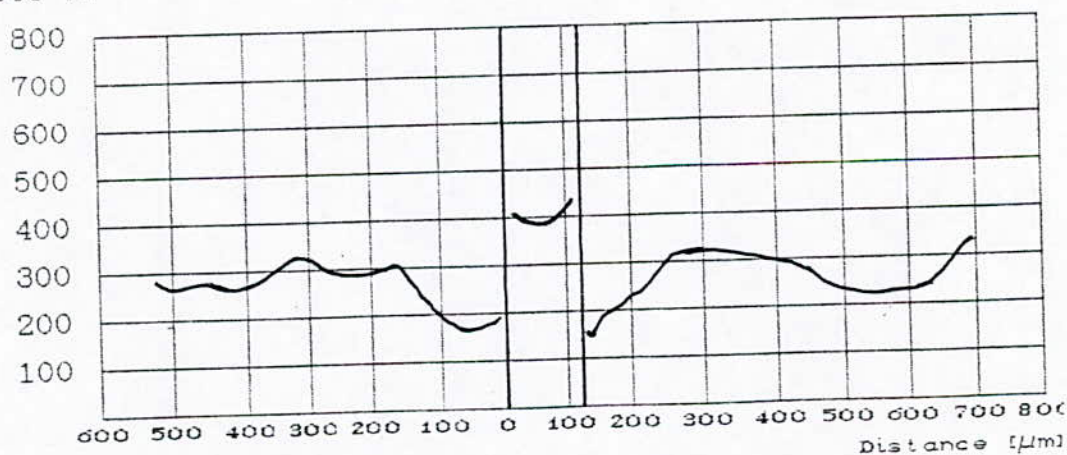
Figure : 16



Nital 4%

Micrographie des échantillons
F/I/F Traité 900°C, 30', 1000, 2×10^{-1}

Dureté HV

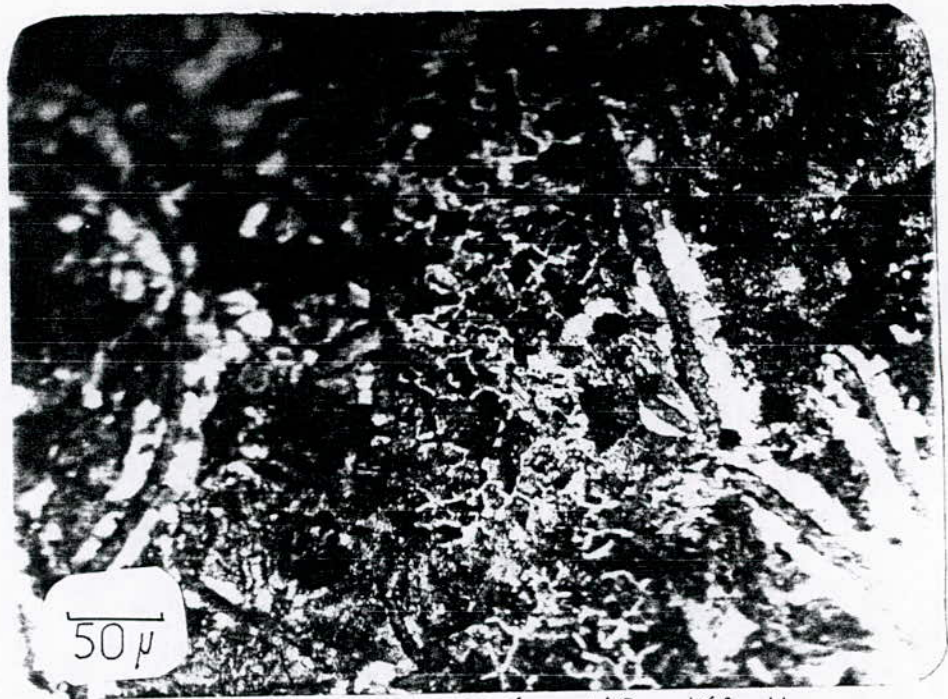


Microdureté aux interfaces

Charge: 100g

Microdureté = F (distance d'appauvrissement en carbone)

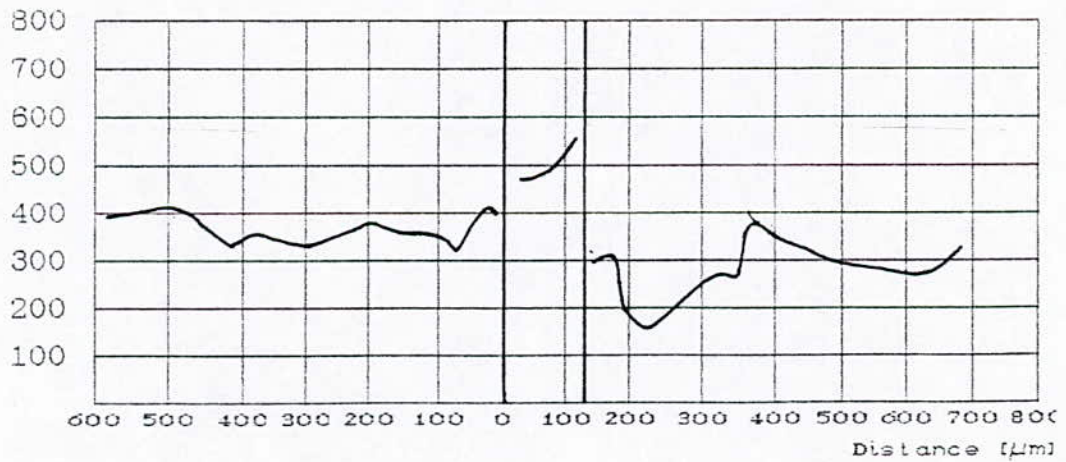
Figure : 17



Réactif d'Adler

Micrographie des échantillons
 F/I/F Traité 950°C, 30', 1500, 4x10'

Dureté HV

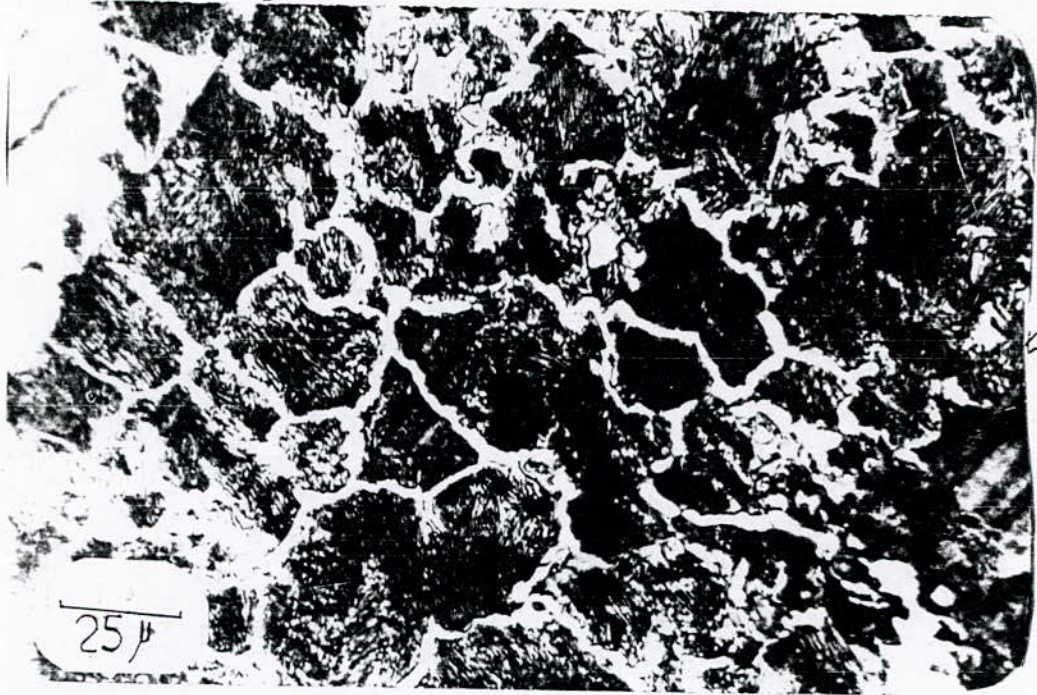


Microdureté aux interfaces

Charge: 100g

Microdureté = F (distance d'appauvrissement en carbone)

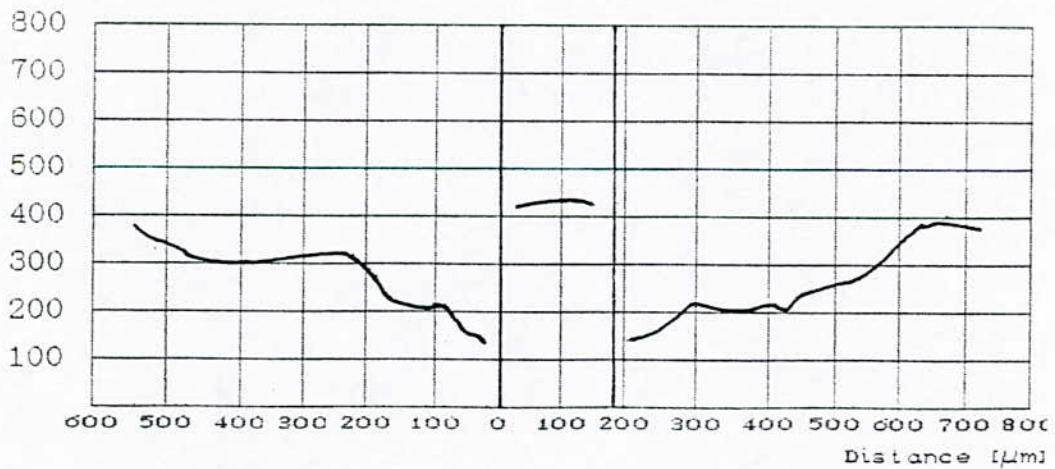
Figure : 183



Nital 4%.

Micrographie des échantillons
 F/I/F Traité 900°C, 30', 320, 2×10^{-1}

Dureté HV



Microdureté aux interfaces

Charge: 100g

Microdureté = F (distance d'appauvrissement en carbone)

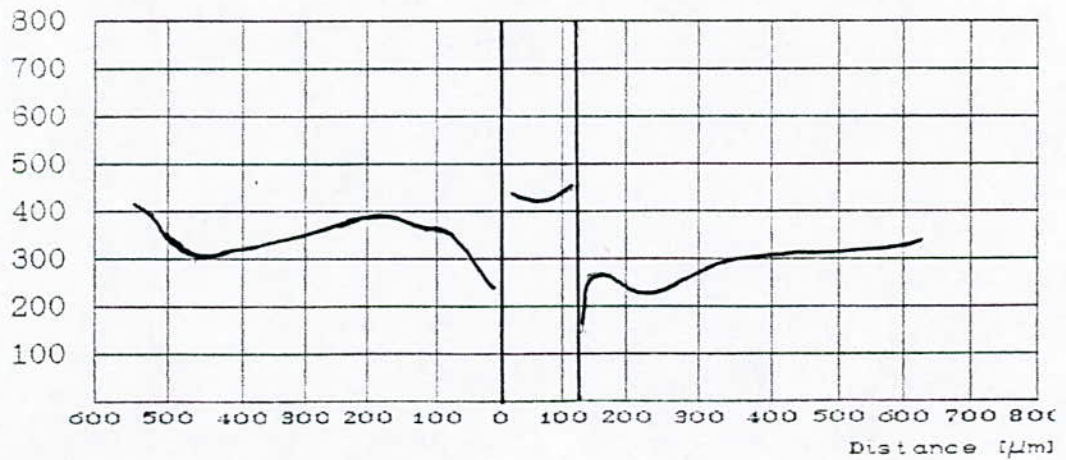
Figure : 19



Réactif d'Adler

Micrographie des échantillons
 F/I/F Traité 900°, 60', 6 μ , 10⁻¹

Dureté HV



Microdureté aux interfaces

Charge: 100g

Microdureté = F (distance d'appauvrissement en carbone)

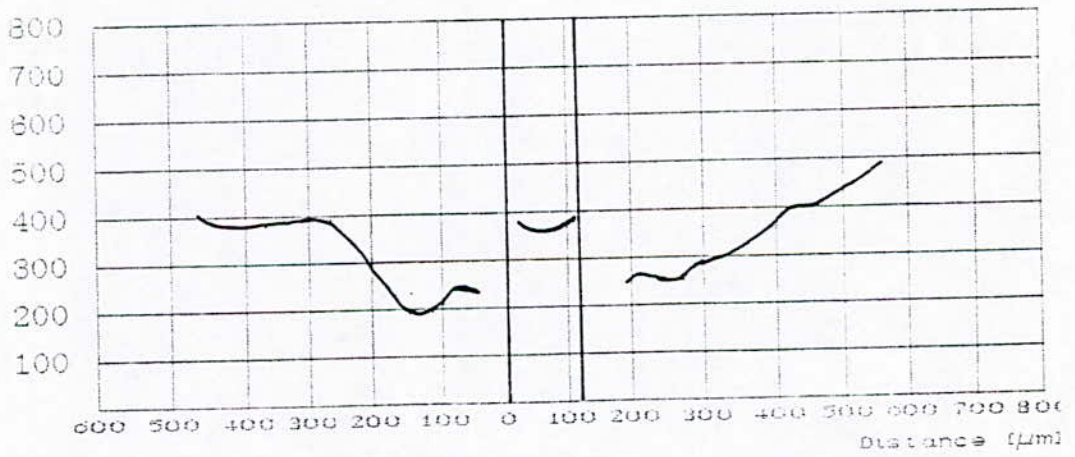
Figure : 20



Réactif d'Adler

Micrographie des échantillons
 F/I/F Traité 900°C, 60', 320, 10⁻¹

Dureté HV



Microdureté aux interfaces

Charge: 100g

Microdureté = F (distance d'appauvrissement en carbone)

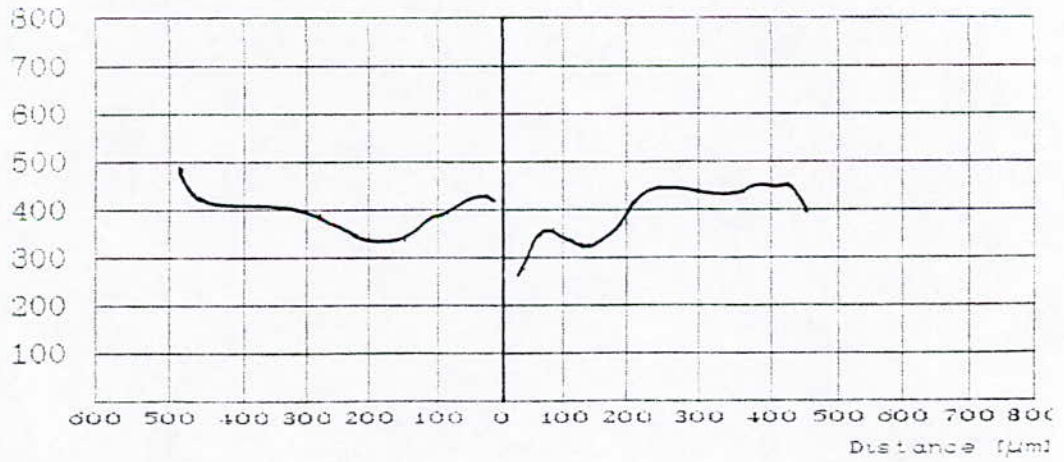
Figure : 21



Réactif d'Adler

Micrographie des échantillons
F/F Traité 900°C, 60', 320, 10⁻⁴

Dureté HV



Microdureté aux interfaces

Charge: 100g

Microdureté = F (distance d'appauvrissement en carbone)

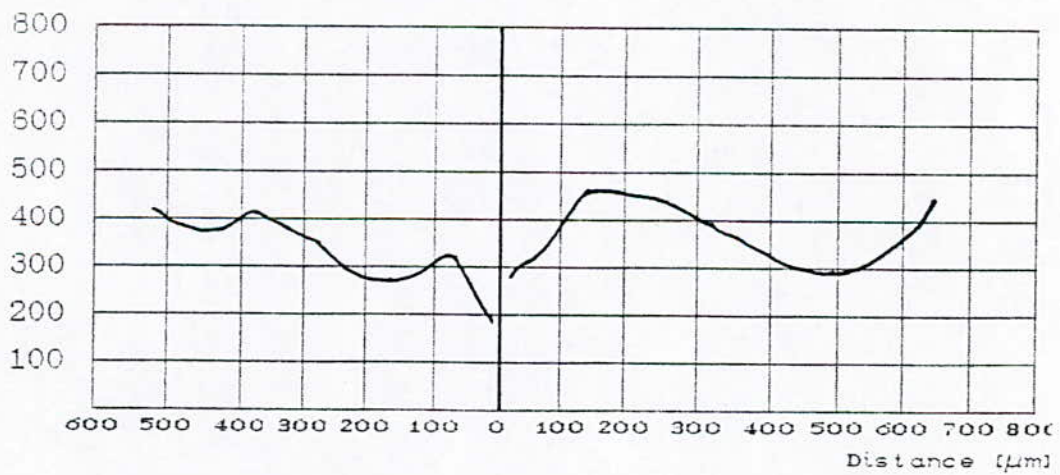
Figure : 22



Nital 4%.

Micrographie des échantillons
F/F Traité 950°C, 60', 6μ, 10'

Dureté HV

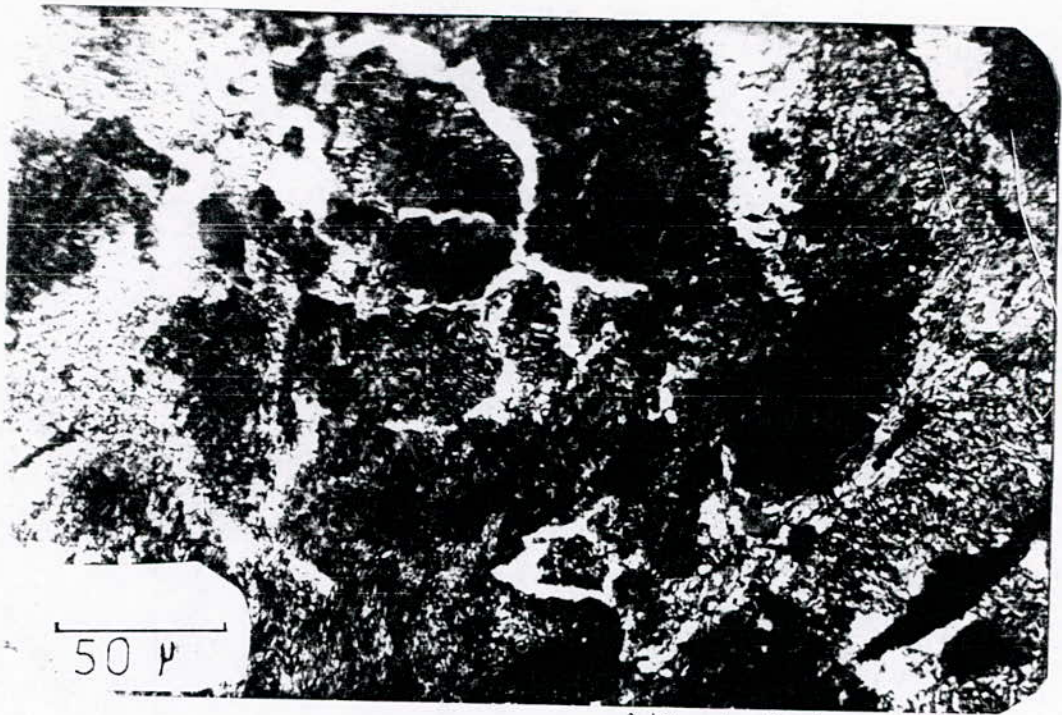


Microdureté aux interfaces

Charge: 100g

Microdureté = F (distance d'appauvrissement en carbone)

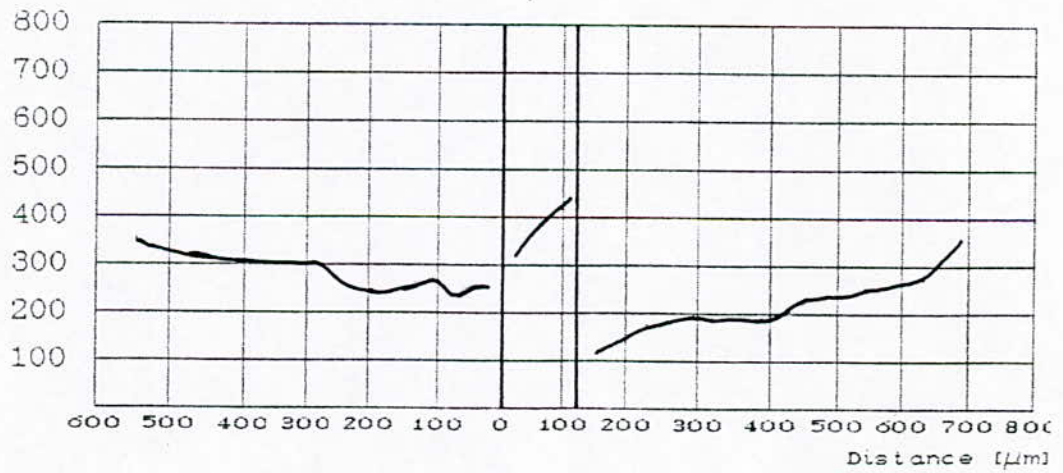
Figure : 23



Nital 4%.

Micrographie des échantillons
F/I/F Traité 950°C, 60', 6μ, 10⁻¹

Dureté HV



Microdureté aux interfaces

Charge: 100g

Microdureté = F (distance d'appauvrissement en carbone)

Figure : 24

IV. 2 - Les courbes d'évolution de la déformation relative à la compression et des distances d'appauvrissement en carbone en fonction des paramètres opératoires du procédé sont représentées respectivement sur les figures (25 à 28 et 29 à 32).

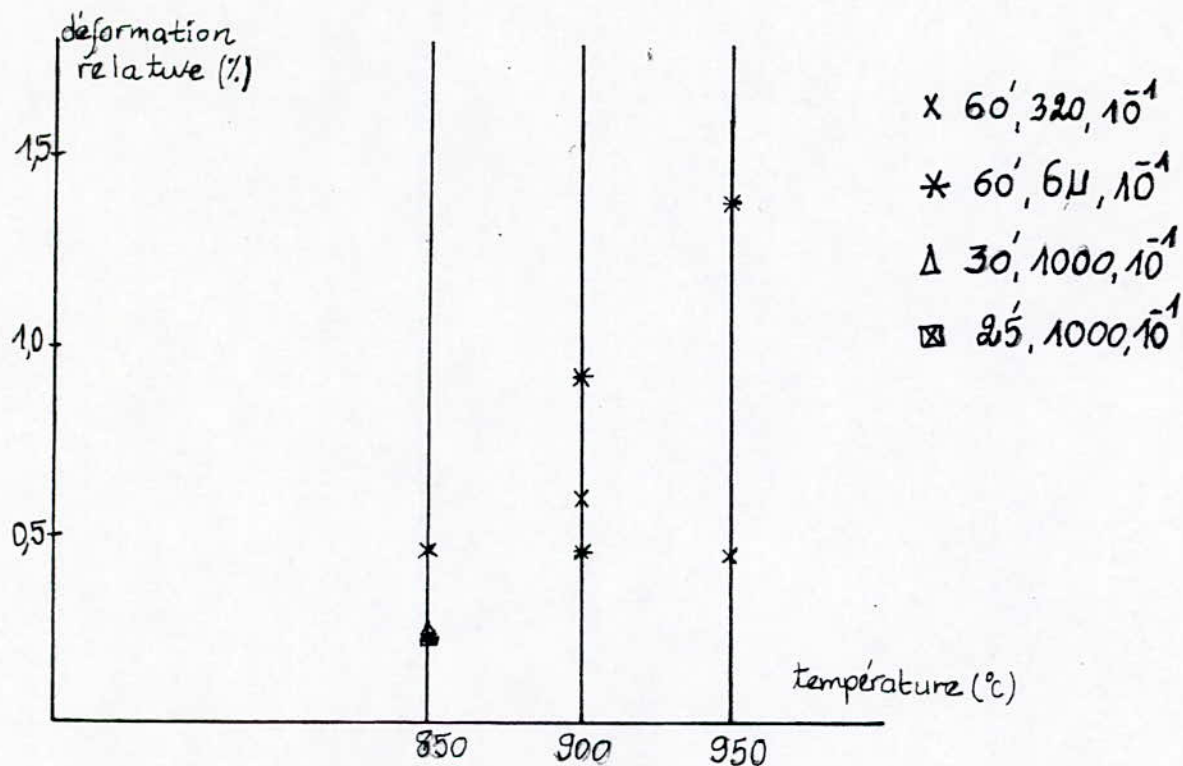


Figure: 25 Deformation relative = F (température).

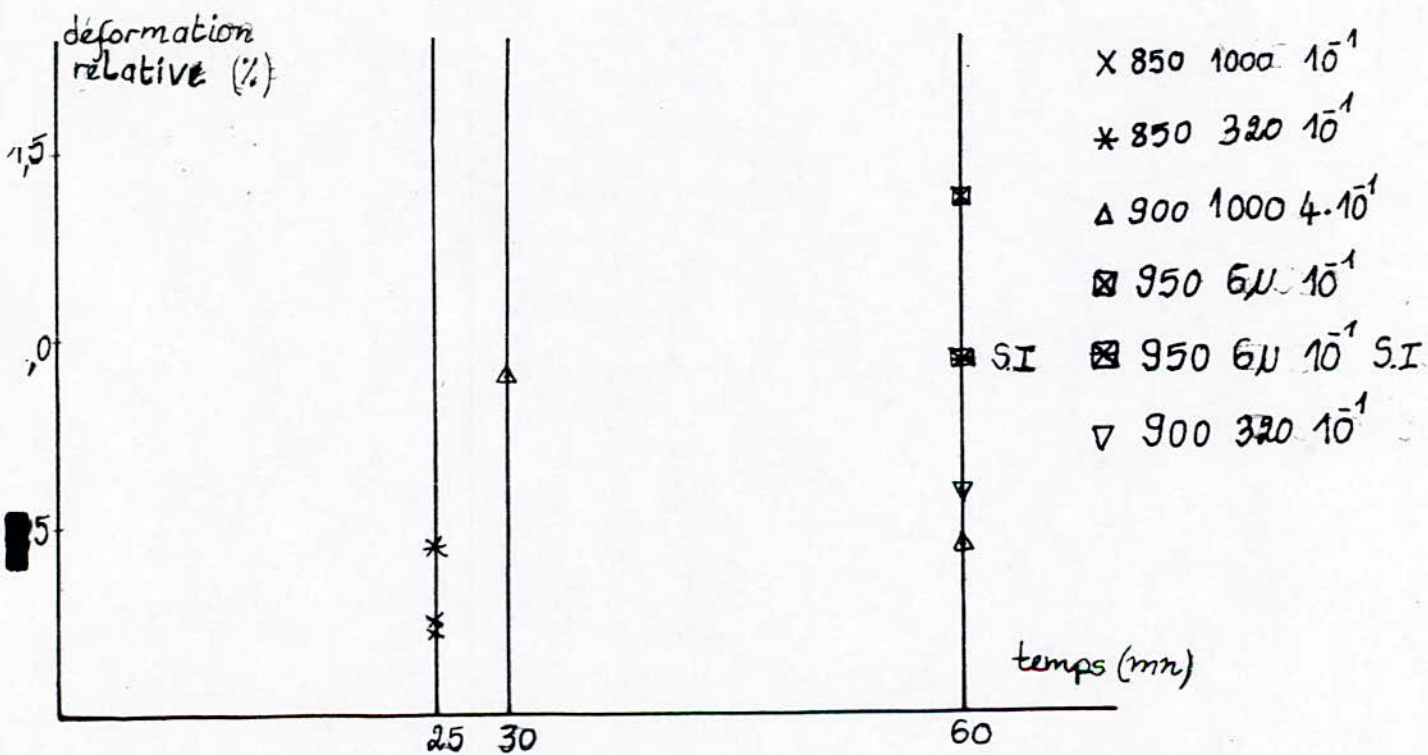


Figure: 26 - Déformation relative = F (temps)

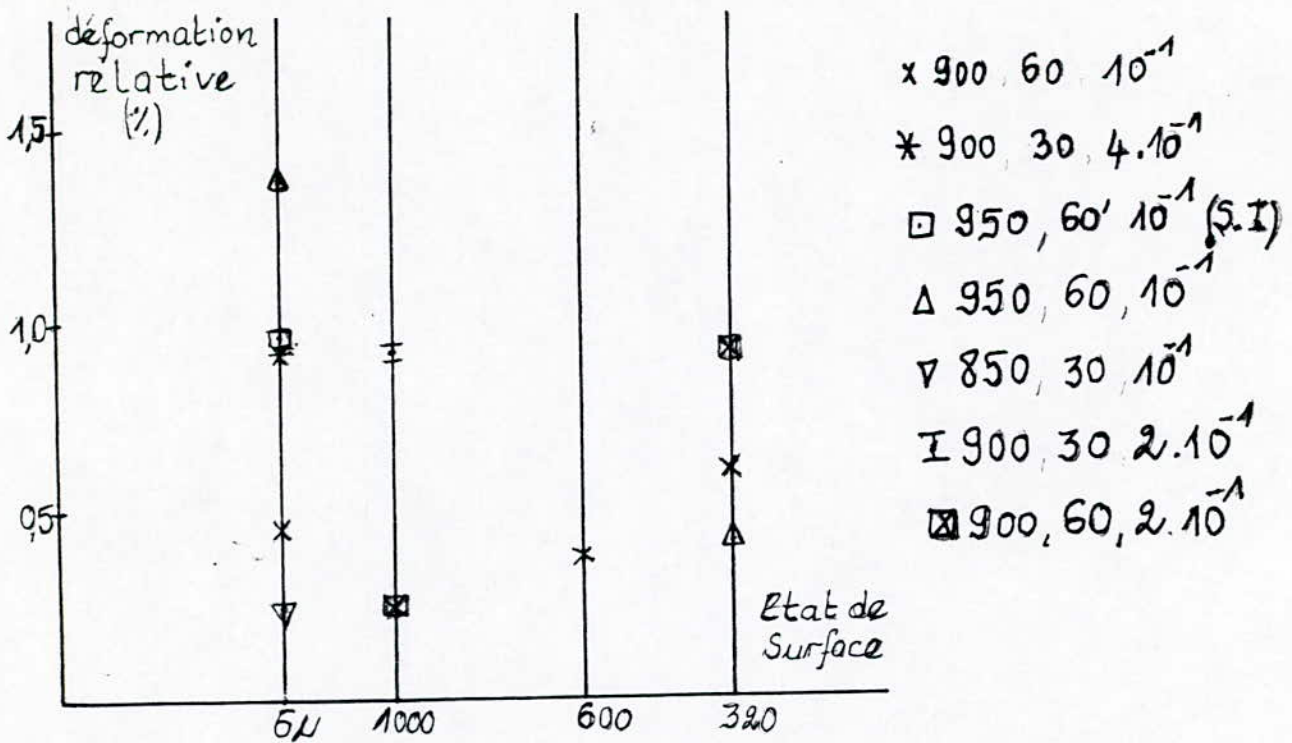


Figure : 27 - Déformation relative = F(état de surface)

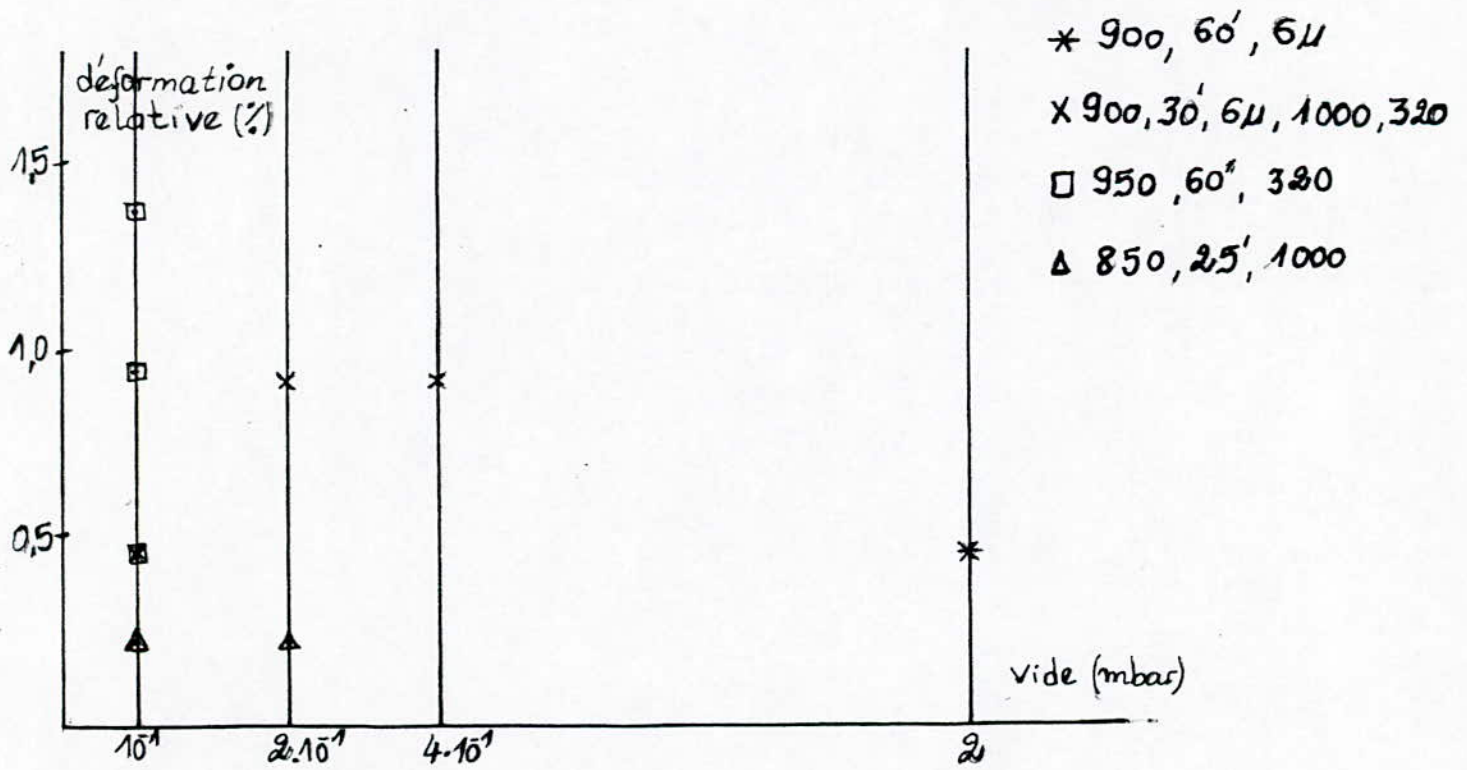
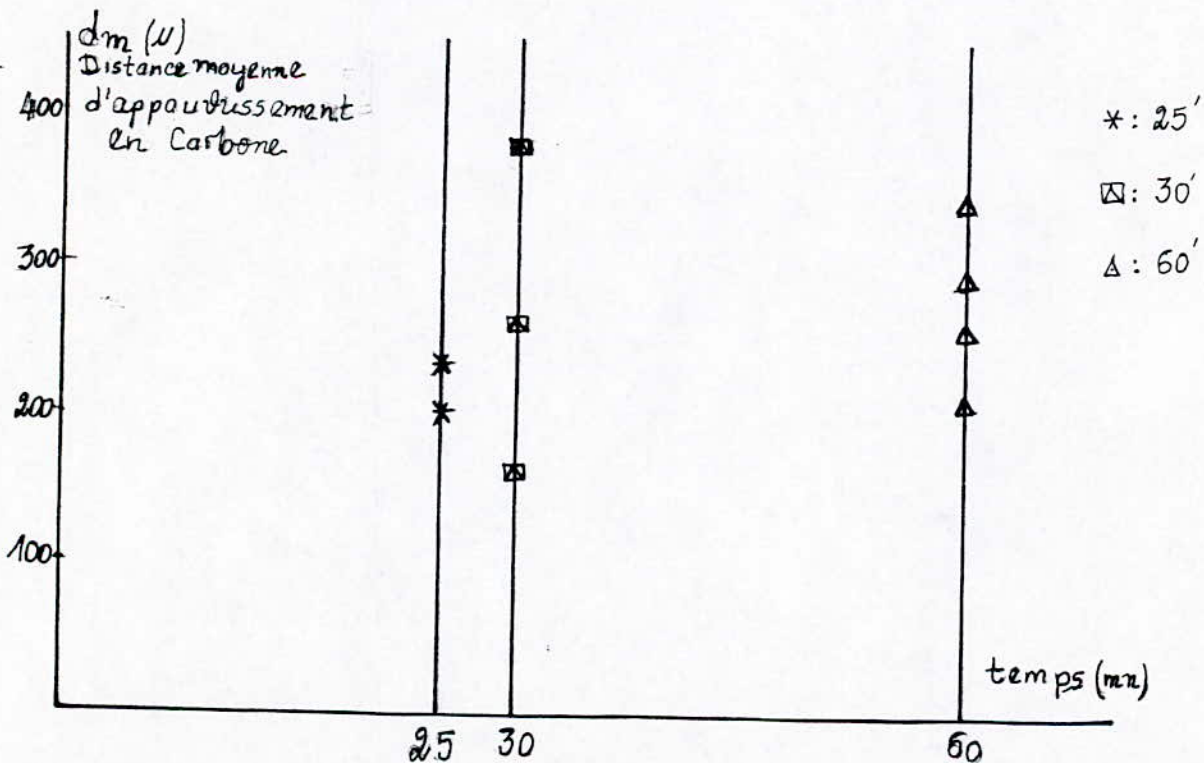
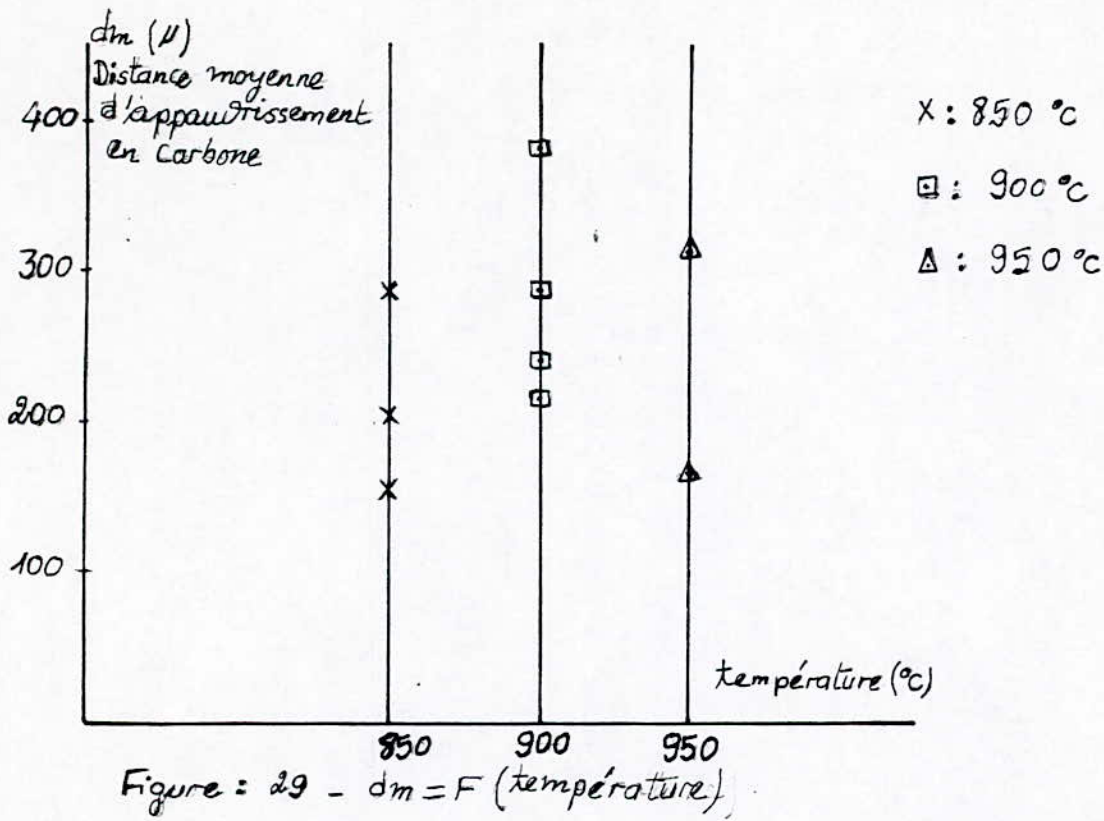


Figure: 28 - Déformation relative = F(vide)



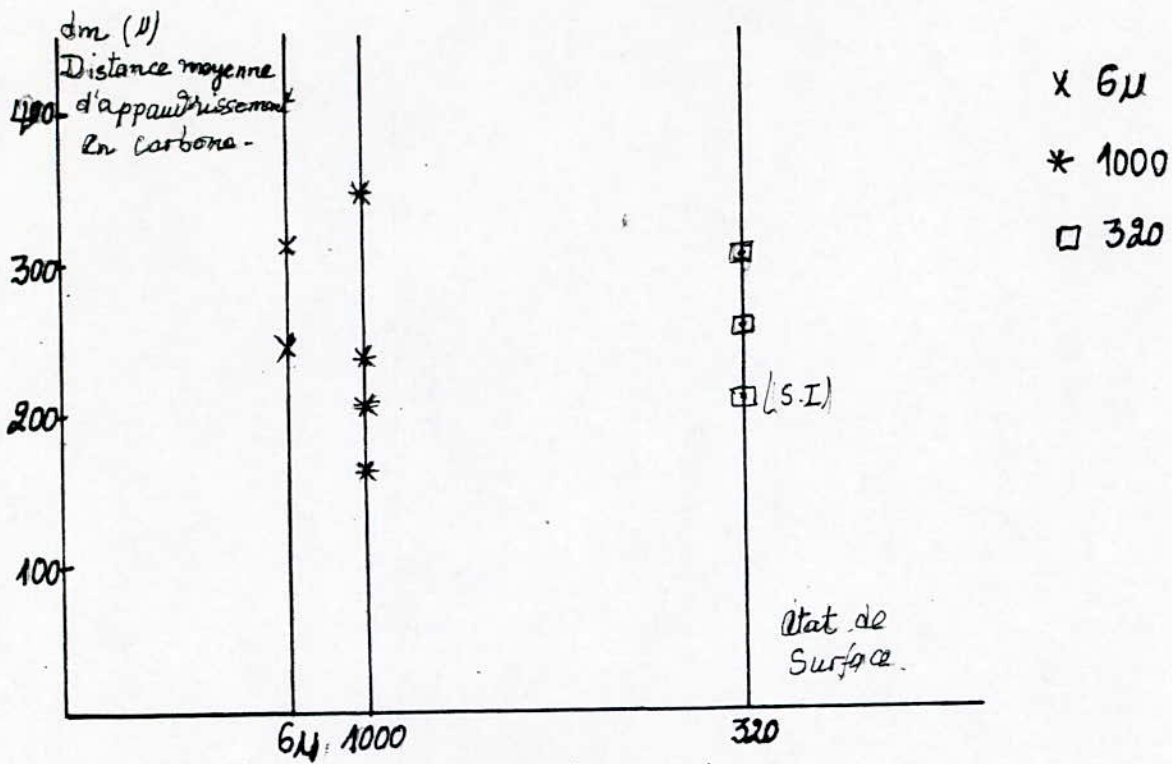


Figure: 31 - $dm = F(\text{état de Surface})$

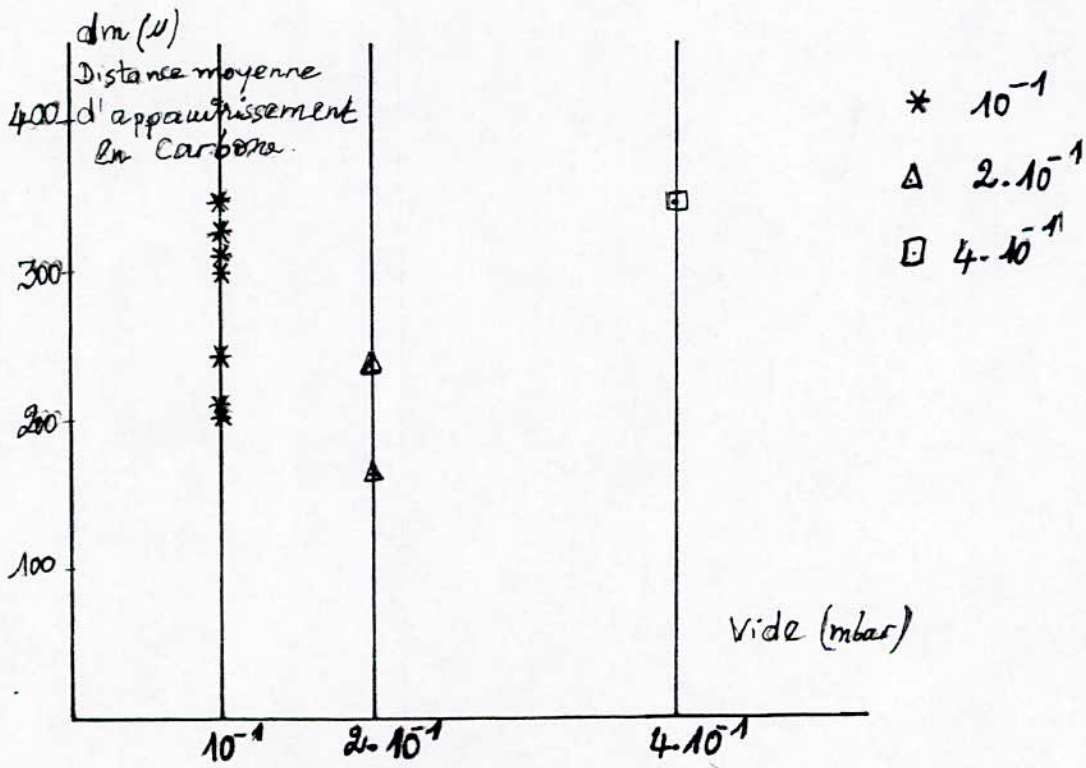


Figure: 32 - $dm = F(\text{vide})$.

Analyse des paramètres opératoires :

IV.2.1 - Influence de la température :

Les matériaux sont portés à des températures de transformations austénitiques. Les atomes sont activés, ils diffusent sous l'agitation thermique. La figure 25 donne l'évolution de la déformation relative par compression en fonction de la température. La courbe obtenue montre que la déformation sous une contrainte constante augmente avec la température. Cette déformation globale est en fait la somme du gonflement de la fonte grise et de l'écoulement par fluage produit à haute température et sous contrainte constante. Ces phénomènes favorisent la diffusion et l'accommodation entre les surfaces à souder.

Les éléments d'alliage (carbone et silicium) sont à des teneurs élevées dans la fonte grise, ils constituent les éléments de base de la diffusion. En solution solide, le silicium augmente l'activité thermodynamiques du carbone, celui-ci diffuse plus rapidement que le silicium

$$D_C (4,8 \cdot 10^{-7} \text{ cm}^2/\text{s}) > D_{Si} (4,6 \cdot 10^{-11} \text{ cm}^2/\text{s}) \text{ [14].}$$

La précipitation du carbone diffusé en perlite modifie la structure initiale de l'insert d'une part, et détermine la distance d'appauvrissement des échantillons en fonte grise d'autre part en carbone. La figure 29 montre l'évolution des distances d'appauvrissement en carbone en fonction de la température. Ce résultat est en conformité avec le fait que l'élévation de température augmente l'agitation thermique, la vitesse de fluage et élimine les défauts susceptibles de former des barrières qui empêchent la diffusion. À partir des micrographies des figures (16, 23 et 24) nous observons une structure perlitique de l'insert et les zones ferrilisées de part et des interfaces obtenues après traitement.

La microdureté prise sur l'insert permet d'estimer la teneur en carbone diffusée.

IV.2.2 - Influence du temps de maintien :

La figure 26 nous donne l'évolution de la déformation relative en fonction du temps de maintien. La courbe obtenue montre que pour des temps de maintien élevés, la déformation relative est importante. Ce résultat montre que lorsque le temps de maintien augmente, la déformation plastique induite à haute température et sous contrainte constante se répartit dans les échantillons. L'écoulement par fluage augmente la densité de défaut (lacunes, dislocations).

A cet effet, nous remarquerons la figure 30 que la distance moyenne d'appauvrissement en carbone augmente avec le temps de maintien. Cette distance est favorisée par le gradient de concentration en carbone entre les échantillons est exprimée pour un atome par la relation :

$$X = K \cdot \sqrt{D} \cdot Z$$

Le choix du temps de maintien dépend des autres paramètres du procédé, en particulier de la température et de la pression appliquée. Sur les micrographies des figures 26, 17, 21 et 24 nous observons une continuité de la perlite obtenue du carbone ayant diffusé des échantillons en fonte. Les lisères de ferrites présents dans l'insert sont fins dans l'insert.

A partir des résultats des travaux effectués par KASAKOV cité dans l'article de BLANCHET [15], nous remarquons que pour un acier mi-dur, à température et contrainte constante, l'augmentation du temps de soudage entraîne jusqu'à une certaine limite un accroissement de la résistance à la traction.

Ce résultat est intéressant du moment qu'il permettrait d'établir des équivalences (température, temps de maintien et contrainte appliquée).

IV.2.3 - Influence de la contrainte appliquée. :

Dans le cas du soudage par diffusion des échantillons en fonte, sans insert métallique, la contrainte que nous avons appliquée valait 3mPa. Par contre, dans le cas du soudage effectué avec insert métallique, la contrainte appliquée était de 1 MPa. Cette diminution de la valeur de la contrainte est dû à la présence entre les échantillons en fonte d'un insert métallique, celui-ci en raison de sa ductilité, augmente la vitesse de déformation.

En général, l'application d'une contrainte permet l'écrasement des aspérités superficiels et le rapprochement physique des atomes.

A haute température, la déformation plastique d'un matériau ductile est plus rapide. L'écoulement par fluage entraîné la résorption des microcavité et améliore la qualité de la jonction.

IV.2.4 - Influence de l'état de surface :

Pour des états de surfaces de faible rugosité, la surface réelle de contact est grande. La figure 27 montre les variation de la déformation relative à la compression en fonction de l'état de surface.

Sur la courbe obtenu, nous relevons que pour des surfaces de faible rugosité, la déformation relative semble plus élevée en raison de la répartition de la contrainte appliquée. Celle ci entraîné pour sa part une augmentation de la surface d'échanges atomique. A cet effet, la courbe de la figure 31 montre l'évolution de la distance d'appauvrissement en carbone *En* fonction de l'état de surface. Cette distance est grande pour des états de surface de faible rugosité. Par contre elle diminue pour des états de surface rugueux, ces résultat peut être comparé à ceux obtenus par KYHSOJIN *et al,* ces derniers constatent la corrélation entre résistance à la traction et faible rugosité dans une fonte, surtout à faible température (800 °C) [1].

Sur les micrographies des figures 15, 16, 17 et 19, nous observons une continuité de la structure perlitique ainsi qu'une adhésion des interfaces pour différents états de surface.

IV.2.5 - Influence de l'Environnement :

Le choix du vide comme paramètre de travail doit permettre de réduire la pression partielle en oxygène et de protéger les échantillons de la formation de film d'oxyde à haute température. La figure 28 montre l'évolution de la déformation relative à la compression en fonction du vide bien que les valeurs prise du vide ne soient pas trop éloignées les unes des autres. A partir de la courbe obtenue, nous remarquons que l'influence du vide sur la déformation apparait pour des températures élevés. La déformation plastique du matériau engendrée à haute température ~~et~~ élimine les oxydes pouvant se former au niveau des interfaces. Ce résultat est confirmé par les micrographies des figures 17, 18 et 19, sur lesquelles nous observons une continuité de la structure perlitique de part et d'autre des interfaces, les distances d'appauvrissement en carbone sont grandes (figure 32).

Par contre, sur les micrographies des figures 14, 15 nous observons une discontinuité de la structure perlitique celle-ci ^{est} dû à la présence de films d'oxyde au niveau des interfaces définis par les échantillons en fonte. Ces films d'oxyde constituent des barrières et empêchent la diffusion, leur présence est nuisible à la jonction.

IV.2.6 - Influence de l'Insert :

L'insert métallique est en tôle d'acier doux de construction mécanique de composition chimique en carbone inférieure à 0,1 %C et de structure ferritique. Le gradient de concentration des principaux éléments d'alliages établi avec les échantillons la fonte grise favorise la diffusion de part et d'autre des interfaces.

Dans le cas du soudage par diffusion effectué avec insert, à haute température, le soudage des échantillons s'effectue par la redistribution du carbone de part et d'autre de l'interface. L'enrichissement en carbone de l'insert engendre des zones ferritisées au niveau des échantillons en fonte. Ces zones sont formées, ferritisées à l'interaction des éléments chimiques (carbone, silicium).

En solution solide dans le fer, le silicium accroît l'activité thermodynamique du carbone dans l'austénite à cet effet, le carbone va diffusé vers les régions les plus pauvres.

Par contre, dans le cas du soudage effectué sans insert métallique, nous observons pour une température supérieure ou égale à (900 °C) une distribution partielle du carbone de part et d'autre de l'interface. Le phénomène est lié à la transformation de la phase engendrée à haute température en l'occurrence la phase austénitique durant laquelle le carbone diffusé précipite en perlite. Celle-ci se répartit de part et d'autre de l'interface et entraîne une continuité de la structure perlitique.

Enfin, nous remarquons que le rôle de l'insert est multiples. D'une part il augmente la vitesse de formation de la jonction, améliore la soudabilité métallique dans les échantillons en fonte et d'autre part il élimine les défauts dus à la planéité des surfaces à souder.

Après traitement, l'insert métallique s'enrichit en carbone provenant des échantillons en fonte. Sa structure devient essentiellement perlitique. La microdureté est élevée est variée selon les conditions opératoires.

CONCLUSION :

1 - Le carbone diffusé des échantillons en fonte enrichit l'insert métallique sans pour autant modifier la structure initiale des échantillons en fonte. La structure perlitique obtenue après traitement établit une continuité métallique de part et d'autre des interfaces et améliore à cet effet les caractéristiques de la jonction formée.

2 - Le traitement thermique est effectué en phase austénitique. Les atomes du réseau sont agités thermiquement, les mécanismes diffusionnels influencent l'avancement de la soudure et favorisent la formation de liaisons métalliques de part et d'autre des interfaces.

3 - Les paramètres température, temps de maintien et contraintes appliquées sont interdépendants. Ils augmentent la vitesse de fluage du matériau le plus ductile, la résorption des microcavités et les oxydes d'une part et accélèrent la vitesse de formation de la jonction.

4 - En raison de la disparité des modules d'élasticité des matériaux à souder par diffusion des contraintes internes sont susceptibles de se former au niveau des interfaces définies par les échantillons. Elles ne peuvent être limitées que si on évite la formation de phases fragiles.

5 - Les expériences réalisées sous différentes conditions de traitement (température, temps de maintien, état de surface, contrainte appliquée et environnement) nous permettent l'obtention de paramètres optimaux. Dans cette étude nous avons tenu compte des tests micrographiques et de microdureté réalisés. Ces tests nous ont permis de caractériser la qualité de la jonction obtenue. Les conditions que nous considérons optimales sont :

- température : 900°C
- temps de maintien : 30 mn
- état de surface lisse.
- environnement (vide) : 10^{-1} à 4.10^{-1} mbar

CHAP.V. CONCLUSION GENERALE ET RECOMMANDATIONS :

L'application du procédé de soudage par diffusion à l'échelle du laboratoire, nous a permis d'optimiser les paramètres opératoires.

Les expériences réalisées avec insert métallique favorisent nettement les phénomènes de diffusion. Les distances d'appauvrissement en carbone des échantillons en fonte sont grandes.

Le changement de phase obtenu améliore les propriétés de la soudure en assurant une continuité métallique de part et d'autre des interfaces.

L'insert par sa capacité de déformation permet l'ajustement des surfaces à souder.

Comparé aux autres procédés, le soudage par diffusion présente plusieurs avantages. Il permet non seulement d'éviter la précipitation de phase fragilisantes, mais aussi de souder des régions à l'intérieur de la culasse difficilement soudables par les procédés classiques par fusion de métal.

- RECOMMANDATIONS :

1) Les conditions optimales de soudage par diffusion en laboratoire sont :

Température	= 900 °C
Temps de maintien	= 30 mn
Etat de surface	= 6 μ et 1000
Environnement	= 4 10 ⁻¹ à 10 ⁻¹ mbar

L'application de ces conditions optimales à l'échelle de la culasse doit prendre en considération le coût énergétique correspondant au chauffage à haute température pendant la durée de maintien proposée et dans une enceinte sous vide.

A l'échelle industrielle la préparation de grande surfaces est considérée comme une contrainte majeure, à cet effet, nous consignons l'utilisation d'un insert métallique entre les surfaces à souder.

L'intérêt de cet insert serait de combler les jeux entre les surfaces d'accostage dûs aux défauts de planéité.

2) L'application de procédé de soudage à la culasse doit tenir compte des tolérances admises de la pièce après traitement car le taux de déformation expérimental engendré par gonflement de la structure et du fluage à haute température influ sur les dimensions finales de la culasse après traitement.

3) La répartition de la contrainte appliquée est une condition nécessaire, elle permettrait d'éviter toute forme de désaxage d'une part et réaliserait l'uniformité de la soudure au niveau de la jonction d'autre part. A cet effet nous proposons une solution qui consiste à appliquer des couples de serrage au niveau du puits de l'injecteur et les sièges de soupapes dont leurs valeurs est fonction de la contrainte appliquée. Le choix de cette dernière est fait de façon à éviter une déformation macroscopique de la culasse.

INDEX BIBLIOGRAPHIQUE.

1. F.HELLAL.

Etude du soudage par diffusion d'une fonte G.S en cyclage thermique avec transformation de phase. Apport d'un nouveau procédé d'assemblage par friction- Diffusion

Thèse Docteur Ingénieur, INPL Nancy 1987

2. J.BENARD- A.MICHEL Métallurgie générale.
2ème édition MASSON

3. A. UHLLIG
Corrosion et protection.
1ere édition DUNOD, Paris 1970

4. R.BRUN
Sciences et technique des moteurs Diesel industriel et de transport
Ingénieur ECP et ENSPM.

5. H DE LEIRIS.
Fissure et ruptures fragiles
édition MASSON, 1971.

6. YUS. BYLINKIN and L.T. GORDEEVA.
Diffusion Bonding of grey cast iron with an activating interlayer, 1982, N°8

7. Technique de l'ingénieur par J.C. Margerie
Fontes : Elaboration M2 I.380.
Soudabilité A780, A863

8. Y.JOUFFREY
"Soudage par diffusion au four sous vide".
Soudage et Techniques Connexes, Janvier-Février 1989.

9. R.CAZAUD
Fatigue des matériaux 1ere édition DUNOD 1978

10. I.LAKHTINE
Métallurgie et traitement thermique des métaux.
Ed. MIR 1986.

11. Manuel des fontes moulées.
Gray Iron Founders. Society INC. CLEULAND
12. Y.HIMEUR.
Etude d'un couple de diffusion Fonte GS/Acier XC10
Interaction entre éléments chimiques. Projet de fin d'études
d'ingénieur, ENP, Métallurgie , Juin 1990.
13. J.BURKE.
La cinétique du changement des phases dans les métaux.
Edition MASSON et Cie 1968.
14. Y. ADDA et J. PHILIBERT
La diffusion dans les solides
Ed. INSTN et PUF, 1966
15. B. BLANCHET et J.J.BOULANGER
Soudage par diffusion
Soudage et techniques connexes - Mars - Avril 1974.