

وزارة التربية الوطنية
MINISTERE DE L'EDUCATION NATIONALE

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

DEPARTEMENT

Metallurgie

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

PROJET DE FIN D'ETUDES

SUJET

*Approche numérique des principaux
mécanisme en jeu en soudage par
diffusion cas d'un couple fonte- fonte
avec insert en acier.*

Proposé par :

F. HELLAL

Etudié par :

M. CHIGARA

Dirigé par

F. HELLAL

PROMOTION

1993

DEDICACES

A mes chers parents qui m'ont donné
VIE, AMOUR et EDUCATION

A mes frères

A ma soeur

A la famille BOUBEKEUR

REMERCIEMENTS

المدرسة الوطنية المتعددة التخصصات
المكتبة — BIBLIOTHEQUE
Ecole Nationale Polytechnique

Je tiens avant tout, à remercier vivement mon promoteur, Monsieur F. HELLAL, pour son aide précieuse, sa patience et ses conseils tout au long de la réalisation de ce projet.

Je remercie également, les membres du Jury, pour l'intérêt qu'ils ont porté à mon travail en l'examinant et en le jugeant :

- Madame A. BOUALI
- Monsieur K. ABADLI
- Monsieur SOUAMI de la S.N.T.F.

J'exprime ma reconnaissance à tous les enseignants qui ont contribué de près ou de loin à ma formation.

Mes remerciements les plus profonds vont :

Particulièrement à Réda BOUBEKEUR
et
Abdelhamid SAADI

Exceptionnellement à Rima MOUSSAOUI

Enfin, je n'aurai garde d'oublier

Rachid YOUNES

ainsi que

- Youcef GRITLI
- Djamel ZAIDI
- Badreddine DJAIZ
- Lotfi LATROUS

à qui je dis tout simplement et tout chaudement MERCI

M.C.

SOMMAIRE

I INTRODUCTION	1
II SOUDAGE PAR DIFFUSION	3
II-1 Introduction au soudage par diffusion	3
II-2 Description du processus	3
II-3 Considération générales sur le procédé	4
II-4 Avantages et inconvénients du procédé	5
II-4-a Avantages	
II-4-b Inconvénients	
II-4-c Répercussions métallurgiques	
III PRESENTATION DES MÉCANISMES MIS EN JEU	
III-a Introduction	8
III-b Notion d'adhésion interatomique	9
III-c Les principaux mécanismes	10
III-c-1 Diffusion	
III-c-2 Déformation plastique	
III-c-3 Micro-fluage	
IV LES PRINCIPAUX STADES EN SOUDAGE PAR DIFFUSION	12
V PRINCIPAUX PARAMÈTRES DU SOUDAGE	
V-1 Influence des différents paramètres	14
V-1-a Température	
V-1-b Temps	
V-1-c Pression appliquée	
V-1-d Atmosphère	
V-1-e État de surface	
V-2 Relation d'équivalence entre les différents paramètres	19

VI MODÉLISATION

VI-1 Introduction	21
VI-2 Modèle de Derby et Wallach	21

VII ETUDE NUMÉRIQUE

VII-1 Introduction	26
VII-2 Choix d'hypothèses et justification	26
VII-2-a sur la diffusion	
VII-2-b sur la déformation plastique et le fluage	
VII-3 Approche numérique	27

VII-3-a Diffusion	
VII-3-b Déformation plastique	
VII-3-c Fluage	

VIII RESULTATS DE L'ÉTUDE

VIII-1 Diffusion	46
VIII-1-a Evaluation de la distance d'appauvrissement	
VIII-1-b Evolution de la teneur en carbone	
VIII-2 Déformation plastique et fluage	51
VIII-2-a Taux de contact dû à la déformation plastique	
VIII-2-b Taux de contact dû au fluage	

IX ANALYSE DES RÉSULTATS

57

X COMPARAISON AVEC L'EXPÉRIENCE

59

XI CONCLUSION

61

XII BIBLIOGRAPHIE

ANNEXES

CHAPITRE I

INTRODUCTION

En dehors des techniques d'assemblage localisés par soudage, nous disposons de procédé d'assemblage par brasage brasage-diffusion et soudage par diffusion.

Chaque technique présente des contraintes spécifiques de mise en oeuvre mais aussi des avantages particuliers.

Les ateliers de maintenance des chemins de fer algériens font face à un problème de fissuration des culasses de moteurs diesel de locomotives.

Une étude précédente⁽¹⁾ a permis, au laboratoire, de tester la technique de soudage-diffusion en vue d'une application industrielle à la réparation de ces culasses.

Le choix du procédé s'est porté sur le soudage par diffusion, car il offre les possibilités d'assembler des pièces composées de différents matériaux, ou de nuances difficilement soudables par les procédés de soudage conventionnels par fusion.

D'autre part, le chauffage global des pièces permet d'éviter les déformations et contraintes provoquées par un chauffage localisé avec fusion de métaux de base.

Les contraintes spécifiques au procédé de soudage par diffusion sont les conditions opératoires contraignantes pour une fabrication industrielle telle que les états de surface, les géométries et les mises en contact des surfaces à assembler.

Notre travail a pour objectif d'approcher numériquement les différents mécanismes mis en jeu en soudage-diffusion, à savoir, la diffusion, la déformation plastique et le fluage, en relation avec les différents paramètres opératoires (température, contrainte, temps, état de surface).

Ce mémoire se compose d'une première partie présentant les différents mécanismes et processus mis en jeu.

Dans la seconde partie, nous essayerons de mettre en oeuvre des équations approchant ainsi numériquement ces différents mécanismes.

Les différents résultats seront présentés et interprétés dans une troisième partie.

Nous mettrons en regard les résultats obtenus avec ceux de l'expérience afin de juger de l'intérêt et l'efficacité du procédé.

CHAPITRE II

II- SOUDAGE PAR DIFFUSION

II-1 Introduction au soudage par diffusion

Les phénomènes de diffusion ont été étudiés depuis de nombreuses années ; dès 1894, Spring(2) publia les premières recherches importantes sur l'interpénétration des métaux à l'état solide. Par la suite beaucoup de chercheurs ont effectué des recherches métallurgiques sur la diffusion qui intervient dans des procédés tels que les traitements de cémentation, de nitruration, etc...

Le soudage par diffusion est un procédé d'assemblage assez récent dont le développement est limité à l'industrie aérospatiale, à la mécanique fine et à l'industrie nucléaire.

Comme le soudage par diffusion n'implique pas de fusion locale, il permet donc de réaliser des joints d'excellente qualité, mais nécessite des contraintes et des durées d'assemblage importantes, et la préparation des surfaces avant soudage est un paramètre important.

La définition établie à l'institut international de la soudure est la suivante :

"Soudage en phase solide, dans lequel les pièces sont maintenues en contact sous une pression donnée, et portées à une température définie pendant un temps contrôlé. Ces conditions opératoires conduisent à des déformations plastiques locales de surface, à un contact intime et une migration des atomes entre les éléments, ce qui permet d'obtenir ainsi la continuité de la matière"(3).

II-2 Description du processus

En plus de la création d'une déformation plastique, le soudage par diffusion met en jeu le transport des atomes et permet d'éliminer les lacunes en repoussant les pores vers la surface du métal. En effet, le processus est défini comme étant sans déformation macroscopique des pièces. Mais que celle-ci se limite à l'interface de soudage.

Les hautes pressions et déformations, qui caractérisent le soudage par pression, (autre procédé en phase solide) sont à éviter. Cependant un maintien de longue durée et des températures relativement élevées (de l'ordre de $1/2$ à $2/3T_f$), ainsi qu'une pression modérée (afin de se trouver dans le domaine des forces interatomiques à courte distance) sont utilisés.

L'utilisation de longues durées, à ces hautes températures, nécessite généralement un contrôle minutieux de la surface de contact (en procédant sous vide, ou en atmosphère inerte).

Il y a deux considérations majeurs à retenir en soudage par diffusion⁽⁴⁾ :

- 1° - Il ne faut pas que les oxydes constituent une barrière pour la migration des atomes.
- 2° - dans les systèmes bimétalliques, la formation des composés intermétalliques, ou bien des porosités du type kirkendall doit être contrôlée.

Ces contraintes, en plus de celles économiques, ont restreint l'application du soudage par diffusion.

II-3 Considérations générales sur le procédé

A cause des caractéristiques superficielles, deux conditions nécessaires doivent être réunies pour que le soudage par diffusion puisse être effectué

- * l'intimité atomique du contact métal/métal
- * les couches superficielles telles que les oxydes, doivent être brisées pour permettre à la jonction de se faire.

Le procédé de soudage par diffusion consiste à :

- mettre en contact les surfaces de deux pièces à assembler, correctement préparées (tant sur le plan de leur état physico-chimique, que sur celui de la microgéométrie et de l'ajustement des surfaces) que, si nécessaire, l'interposition d'autres métaux.
- appliquer une pression d'accostage, choisie en fonction des caractéristiques mécaniques des matériaux.
- faire un traitement thermique à une température choisie en fonction des caractéristiques physico-chimiques et mécaniques des pièces à réaliser.

II-4 Avantages et inconvénients du procédé

II-4-a Avantages

Les avantages que l'on recherche dans le soudage par diffusion sont d'ordre métallurgique(3) :

- absence de zone fondue et des défauts, homogénéité thermique, ce qui permet d'avoir une microstructure saine au joint et des propriétés d'emploi proches de celles des matériaux de base.
- le soudage par diffusion des matériaux à dispersoïdes permet de conserver la dispersion fine des oxydes.
- le soudage par diffusion permet d'assembler des matériaux différents fortement par leur nature.
- le niveau de déformation plastique est faible ($< 1 \%$) et contrôlable.

A côté des avantages métallurgiques, il y a les avantages technologiques comme la possibilité de réaliser plusieurs jonctions.

II-4-b Inconvénients

Les contraintes technologiques et économiques inhérentes au procédé, la durée du cycle opératoire, le coût des investissements et des mises au point limitent le développement du soudage-diffusion.

La périphérie du joint peut présenter des petits défauts entraînant des concentrations de contraintes en fonctionnement.

II-4-c Répercussions métallurgiques

Le soudage par diffusion à haute température modifie la microstructure des matériaux (grossissement du grain, recristallisation...) au voisinage du joint.(2)

A une distance du joint inférieure au millimètre, des phénomènes liés au soudage peuvent être observés (Fig 1)

* Sur une profondeur de quelques micromètres, le joint de soudage montre des déviations par rapport à la géométrie initiale avec des pénétrations localisées d'un matériau dans l'autre.

* A une distance de 10 μ m, une autre caractéristique est observée, c'est celle des profils de diffusion.

* Une autre caractéristique liée au grossissement exagéré des grains, qui prennent une forme allongée perpendiculairement à la jonction. Ce phénomène est thermiquement activé, causé par la diffusion intergranulaire, et a comme conséquence une modification de la composition des joints des grains et leur migration.

N.B : Une porosité d'origine diffusionnelle peut être citée ; elle est plus accentuée dans le cas de l'assemblage de matériaux différents.

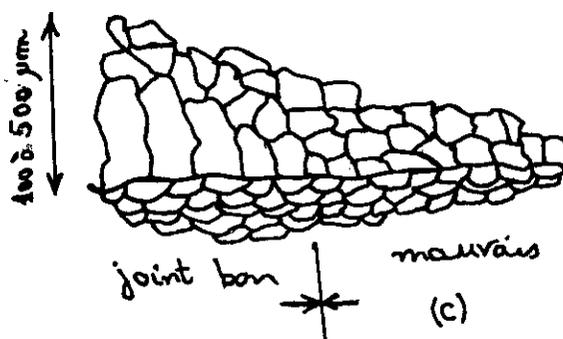
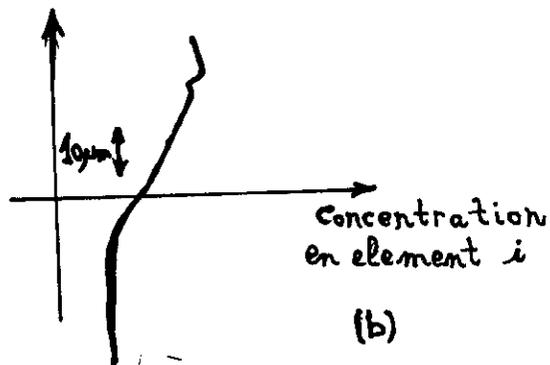
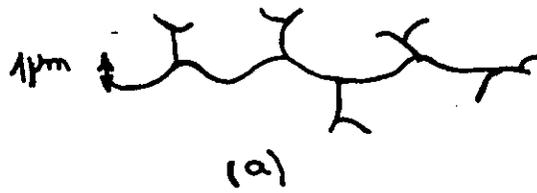


Fig 1 : Différentes répercussions métallurgiques qui peuvent être observées au niveau du joint (2)

- a) Pénétration
- b) Diffusion des éléments
- c) Grossissement exagéré du grain

CHAPITRE III

III PRÉSENTATION DES MÉCANISMES MIS EN JEU

III-a Introduction

Contrairement à sa nomination abrégée, le procédé de soudage par diffusion à l'état solide ne met pas en oeuvre uniquement le phénomène de diffusion. Ce dernier constitue sans doute, le phénomène essentiel, mais d'autres phénomènes jouent également un rôle important, notamment l'adhésion interatomique, la déformation plastique, le micro-fluage ainsi que la recristallisation.

En réalité, tous ces phénomènes se chevauchent, d'où la complexité du soudage par diffusion.

L'énergie de surface⁽²⁾ associée aux micro-cavités, résultant de la contribution de chaque mécanisme est minimisée. Aussi la taille des vides (micro-cavités) est réduite produisant ainsi une aire de contact plus importante.

Les mécanismes possibles sont⁽²⁾ :

- 1 - déformation plastique des aspérités de surface
- 2 - fluage des aspérités (fluage en loi puissance)
- 3 - diffusion en surface et en volume, modifiant la forme des micro-cavités
- 4 - diffusions intergranulaires et en volume depuis l'interface de soudure, réduisant la taille des microcavités.

Chaque mécanisme contribue au soudage seulement pendant certains stades de la diffusion.

Tous les mécanismes dépendent des variables du processus de soudage ainsi que de la géométrie du joint de soudage.

III-b Notion d'adhésion interatomique

Elle est définie comme un processus local de réunion des atomes appartenant à deux solides distincts lorsqu'ils sont suffisamment rapprochés pour subir une attraction mutuelle.

Ce processus est rigoureusement inverse du processus de décohésion qui intervient dans une rupture fragile. On admet que les joints sont créés par des liaisons métalliques.

Le métal est considéré par Frenkel(5) comme un ensemble de cations. Dans certaines conditions la même interaction peut exister entre les surfaces des deux métaux à souder. Si la distance est de l'ordre de la distance interatomique, alors les atomes peuvent établir des liaisons aussi fortes que celles des atomes en volume, l'énergie d'interaction entre les atomes sera minimale.

A la distance "r", le composé formé est stable, car toute variation de volume donne une augmentation de l'énergie d'interaction. Ce phénomène n'implique que les mouvements atomiques très réduits, et à la différence de la diffusion, il est instantané.

L'adhésion idéale suppose que deux surfaces rigoureusement complémentaires et parfaitement propres en contact dans un vide absolu, ne se rencontrent pas en réalité. Les surfaces de contact présentent des aspérités de hauteur 0,3 à 1 μm et l'attraction s'exerce à partir des distances de 10^{-4} à $5 \cdot 10^{-3} \mu\text{m}$ (6)

Le processus d'adhésion peut intervenir dès la température ambiante entre les micro-aspérités des deux surfaces métalliques en contact.

Le frottement et la déformation plastique intense et locale, permettent aux phénomènes de diffusion d'intervenir, alors que le métal reste à la température ambiante.

Dans le cas d'un assemblage à température plus élevée, il y a concentration d'énergie dans la zone de soudage qui rompt les couches surfaciques et permet au phénomène d'adhésion d'intervenir comme processus complémentaire.

III-c-3 Micro fluage (8)

La notion du fluage ne peut être négligée pour expliquer le micro fluage, il s'agit d'un phénomène de détérioration dans le temps d'un matériau solide sous l'effet de contraintes et de températures.

Le micro fluage, considéré comme un cas particulier du fluage, peut être défini comme un phénomène de détérioration entraînée par fluage dans des conditions telle que la vitesse de déformation du matériau reste très faible. Ces détériorations à l'échelle microscopique sont de plusieurs sortes. Parmi elles on cite :

- les dislocations (bandes de glissement)
- les micro-cavités
- les changements de structure (grossissement du grain)

La cinétique de ce processus est similaire à celle des processus de diffusion, mais les énergies d'activation sont différentes(5).

Les phénomènes de micro-fluage s'effectuent plus rapidement que le fluage de l'ensemble des pièces, ce qui permet d'effectuer des assemblages satisfaisants sans déformation résiduelle appréciable.

Lorsqu'il s'agit de l'assemblage de matériaux dissemblables; sans l'influence de la pression et de la température; l'arrivée simultanée des dislocations et de lacunes à la zone de contact se fait à des vitesses différentes des deux côtés. Le processus conduisant à l'activation des surfaces est plus long car le métal le plus dur tarde à se déformer.

La réalisation du contact physique entre les deux surfaces demande un certain temps, ce qui ralentit la vitesse de formation du joint, c'est la vitesse de fluage du matériau le plus ductile qui détermine la rapidité avec laquelle la soudure se formera (8).

CHAPITRE IV

- le troisième stade

Grâce à la diffusion en volume et aux joints des grains, les vides enfermés dans les grains disparaissent.

- Etat final

Les vides ont disparu, l'ancien plan de liaison n'est plus visible.

Remarque : Un travail mécanique effectué à froid favorise la diffusion et l'accroissement de la densité de dislocations, ce qui permet l'apparition des germes et la croissance des nouveaux germes.

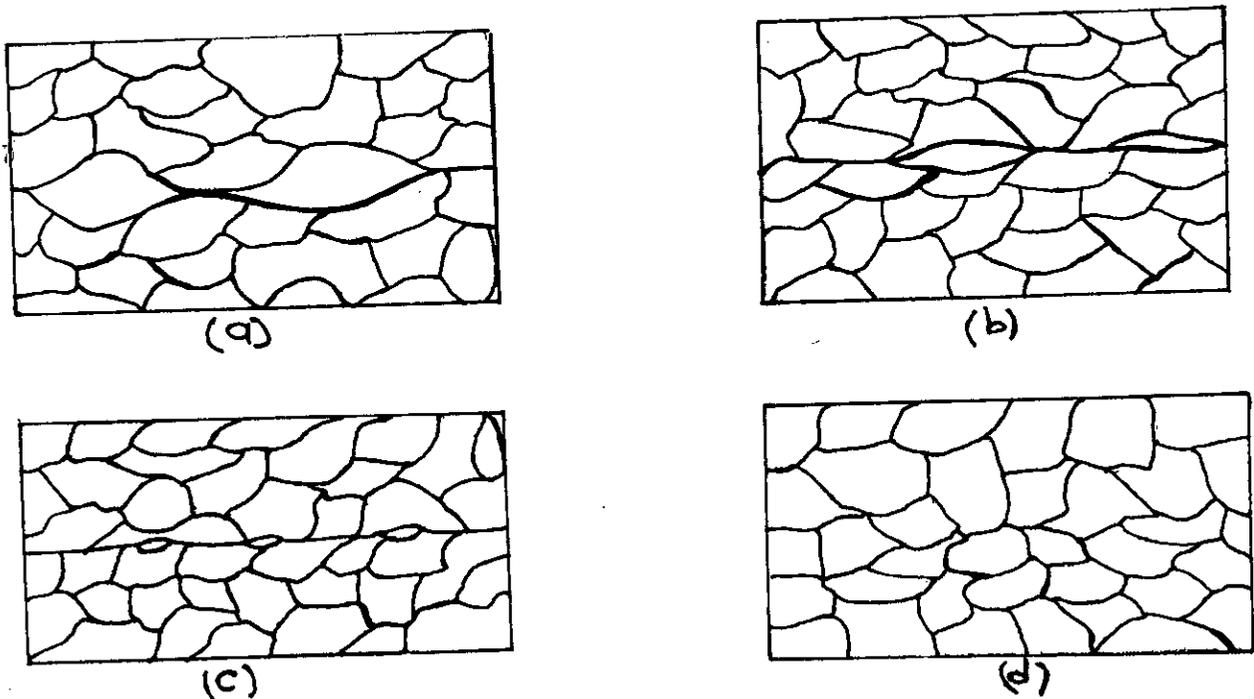


Figure (2) : les différents stades en soudage par diffusion (9)

- (a) stade I : Déformation plastique instantanée des aspérités en contact
- (b) stade II : Contraction des micro-cavités ellipsoïdales
- (c) stade III : contraction des micro-cavités sphériques
- (d) stade final : micro-structure finale

CHAPITRE V

V - PRINCIPAUX PARAMÈTRES DU SOUDAGE

Les paramètres intervenant dans une opération de soudage par diffusion sont (10) :

- L'état de surface
- La température
- La durée du cycle thermique
- Le niveau de contrainte de compression sur toute la surface
- Type d'environnement.

L'optimisation de ces paramètres joue un rôle important pour l'obtention d'un bon soudage(11).

V-1 Influence des différents paramètres

V-1-a La Température

Le paramètre le plus évident de l'opération, l'effet de la température sur la diffusion est exprimé par le coefficient de diffusion suivant la relation :

$$D = D^{\circ} \exp - \frac{\Delta H}{RT} \quad (12)$$

D° : constante de diffusion reliée à la fréquence de saut (cm^2/s)

T : Température en degré KELVIN

R : 8,314 J/k.mole

ΔH : Energie d'activation en J/mole.

Une élévation de la température entraîne une augmentation rapide du processus de diffusion. La température est une variable importante du procédé de soudage par diffusion pour un grand nombre de raisons :

- Dans tout procédé activé thermiquement, un changement de température incrémental cause un changement plus important dans la cinétique du procédé comparé à la plupart des autres variables.
- Tous les mécanismes du soudage sont sensibles à la température.
- Les propriétés mécaniques et physiques à des températures élevées, changent avec les transformations de phase.(9)

Cette température doit être différente des températures de transformations (fusion; transformation allotropique; recristallisation). Elle est définie par le diagramme de phases des matériaux à souder. Donc, la température est nécessaire pour augmenter le taux de soudage.

V-1-b Le Temps

Le temps est étroitement lié à la température. L'existence de plusieurs processus superposés se déroulant suivant des cinétiques différentes, ne permet pas d'établir une équivalence satisfaisante entre la profondeur de diffusion et la distance moyenne parcourue par un atome. Devant le processus de diffusion, la pénétration peut s'exprimer par :

$$x = c\sqrt{D.t} \quad (3)$$

x : profondeur de diffusion (pénétration)
 D : coefficient de diffusion à température donnée
 t : temps
 c : constante

Cette relation est valable pour une structure monophasée et pour diffusion unidirectionnelle.

Les mécanismes de la diffusion dépendent beaucoup du temps. Un temps minimum doit être alloué pour permettre la résorption des micro-cavités par un transport de matière d'une part, d'autre part la durée ne doit pas être trop longue pour éviter le grossissement des grains.

L'expérience a montré que le fait d'augmenter à la fois, le temps, la température et la pression permet d'augmenter la résistance du joint sur le plan pratique, le temps peut varier sur une gamme extrêmement étendue, de la seconde à l'heure pour des raisons économiques, le temps nécessaire au sondage doit être minimum pour un taux de production meilleure.

N.B : Lorsque la température augmente, le temps de soudage diminue.

N.B : La prolongation du temps de soudage, se traduit par le développement de composés métalliques qui peuvent fragiliser la structure(4).

V-1-c La Pression appliquée

La pression est une variable difficile à quantifier, elle affecte différents aspects du procédé, et permet de réaliser le contact intime des matériaux par déformation et par disparition des micro-aspérités.

L'augmentation de la contrainte accroît la vitesse de l'opération, cependant cet accroissement reste limité.

En effet, des contraintes élevées peuvent conduire à une déformation inacceptable par fluage même à des températures modestes, sans toutefois éliminer les irrégularités de surface trop importantes(4).

Le dispositif de soudage et la géométrie des surfaces de contact conditionnent la grandeur de la pression les contraintes utilisées dans le soudage par diffusion se situent pour de nombreux métaux et alliages dans un domaine compris entre 2 MPa et 20 MPa(8) dans certains cas, elles peuvent atteindre 70 MPa(8) pour les matériaux très résistants tels que le molybdène et le tungstène. La pression nécessaire pour réaliser la soudure varie avec la température selon une loi hyperbolique (Fig3)

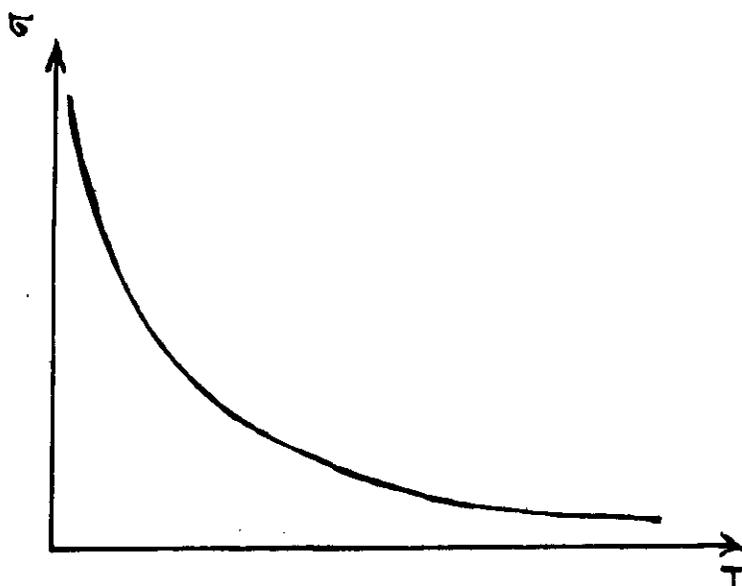


Fig 3 : variation de la pression de serrage en fonction de la température pour des matériaux très résistants (ex : w) (6)

V-1-d Atmosphère

En soudage par diffusion et pour assurer une liaison intime métal/métal, et par conséquent créer une fonction adhésive, il est nécessaire de minimiser le rôle que peuvent jouer les constituants de l'air ambiant.

A priori, un vide élevé favorise l'élimination des gaz absorbés, des films d'oxydes par réduction, sublimation ou dissociation.

Suivant la nature des matériaux à souder, on utilise des pressions de 1 à 10 mbar.(9)

V-1-e Etat de surface

Sur le plan pratique, c'est le paramètre le plus important au point qu'on puisse le considérer comme le paramètre clé d'où dépend le succès ou l'échec de l'opération.

les surfaces des métaux ont plusieurs caractéristiques généralement :

- 1) Rugosité
- 2) Couches d'oxydes adhérentes ayant chimiquement réagi
- 3) Autres produits solides ou liquides distribués au hasard telle que la graisse
- 4) Gaz absorbé ou humidité

Pour assurer un contact uniforme pendant le soudage, il est nécessaire d'avoir un certain degré de planéité des surfaces préalablement polies.

Les préparations géométriques devront être extrêmement soignées (ajustement rigoureux), parmi elles; l'usinage conventionnel du métal, le meulage et le polissage poussé de telle façon à avoir des stries uniformes et parallèles, plus d'autres opérations répétées de nettoyage et de décapage permettant d'éliminer les dernières traces de contamination (graisse, particules d'oxydes).

En pratique, les conditions de soudage sont fort éloignées des conditions idéales. En effet malgré toutes les précautions, il est impossible d'obtenir une surface parfaitement lisse et propre, quelque soit le mode de préparation, une surface est toujours rugueuse à l'échelle microscopique et le contact réel a lieu seulement sur une partie de la surface apparente.(7)

Résistance à la traction

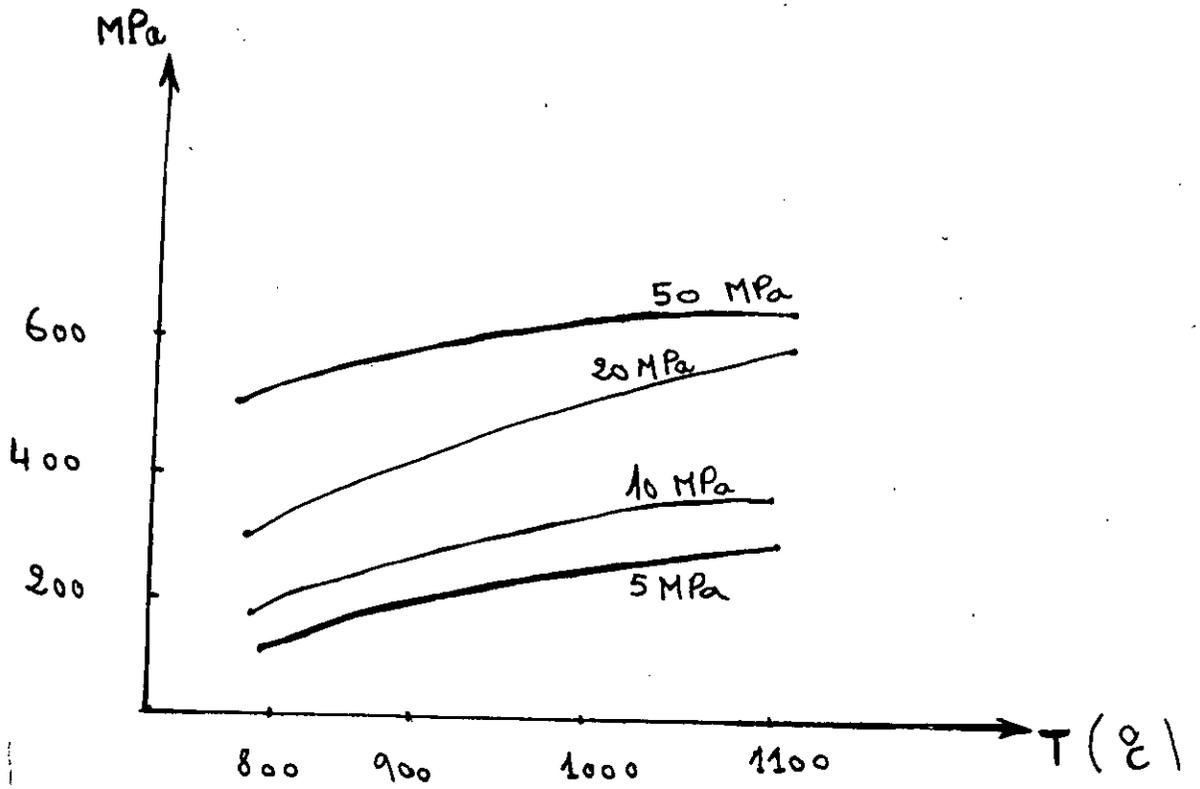


Fig 4 : Influence de la température à différentes contraintes pour un acier mi-dur.(7) " Soudage de deux aciers mi-durs "

Resistance à la traction

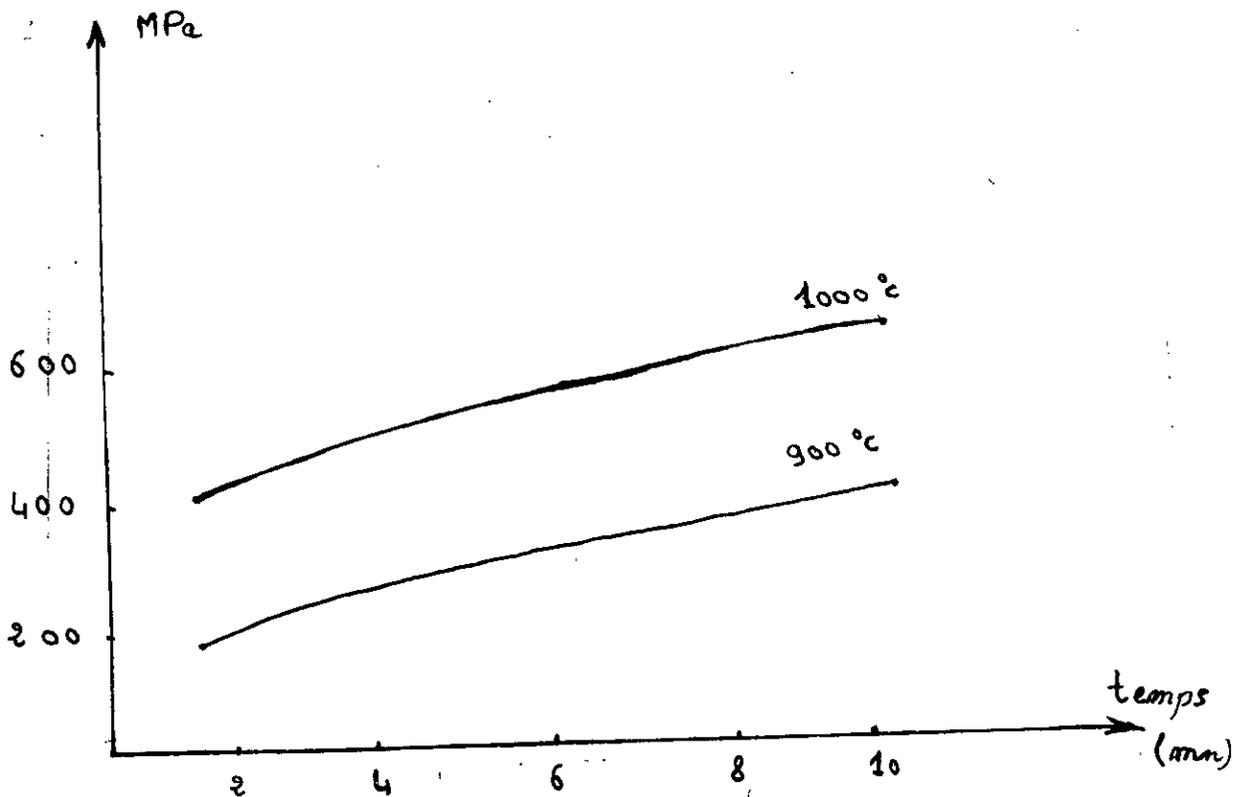


Fig 5 : Influence du temps à différentes températures pour un acier mi-dur.(7) " Soudage de deux aciers mi-durs "

Toutefois, le contact se fait au départ par quelques aspérités, il s'étend ensuite par application de la charge uniaxiale.

La hauteur et la périodicité d'ondulation des surfaces (définissant leur degré de rugosité) conditionnent l'extension de la surface de contact.

En plus de la nécessité de l'évacuation des oxydes et des corps contaminants, la rugosité des surfaces à joindre, contrôle l'étendu de l'aire de contact et affecte le taux de soudage.

L'un des paramètres qui caractérisent l'état de surface est l'écart arithmétique moyen (R_a) donné par l'expression :

L : longueur d'évaluation d'un profil

Y : écart entre tout point du profil et une ligne moyenne (ligne séparant en deux parties égales les crêtes et les vallées du relief)

Ainsi, à l'interface, la surface réelle de contact A_r , inférieure à la surface nominale A_0 (aire apparente), représente la somme des micro-surfaces de contact des aspérités

C'est cette surface réelle qui subit tout le transfert de charge. Et c'est cette surface qui subira en première, tout effort de traction ou de déformation.

V-2 Relation d'équivalence entre les différents paramètres

Les paramètres cités, sont étroitement liés entre eux, et des relations d'équivalence $t - T$ et $\sigma - T$ existent.

Ainsi Maynier et Al (2) donnent une expression du paramètre d'équivalence temps-Température $1/T - 1/T_0 = A \ln t/t_0$ ($A = R/Q$)

Où (t, T) et (t_0, T_0) produisent des effets identiques quant à la diffusion.

De même, Bienvenu et Al (2), ont relevé la relation empirique sur l'équivalence contrainte-Température;

$$\frac{\sigma - \sigma_0}{T - T_0} = -A \quad (A : \text{constante positive dépendant du matériau})$$

On note que les paramètres du couple (σ, T) sont inversement proportionnels entre eux et par conséquent, on pourra travailler à haute (basse) température tout en abaissant (augmentant) la contrainte.

N.B : La même remarque est faite pour le couple (t, T)

CHAPITRE VI

VI MODÉLISATION

VI-1 Introduction

Plusieurs auteurs ont proposé des modèles permettant de simuler le processus de soudage.

Garmong, Paton et Argon(2) ont proposé un modèle dont les proposités se résorbent suivant les mécanismes :

- aplatissements des aspérités par écoulement plastique
- résorption des cavités par écoulement plastiques et diffusion des lacunes

N.B : 1) La durée de soudage est déterminée par traitement analytique
2) Les rugosités ont une forme initiale supposée triangulaire.

Chen et Argon(2) ont proposé un modèle dont le fluage est le mécanisme primordial pour la résorption des cavités.

Les cavités sont cylindriques, et le transfert de matière vers les cavités se fait essentiellement par les joints de grains.

VI-2 Modèle de Derby et Wallach

Derby et Wallach(4) ont proposé un modèle théorique qui permet d'identifier les mécanismes responsables de la formation du joint par examen de la morphologie des vides à l'interface.

En effet, pour les surfaces rugueuses, le fluage et la déformation plastique sont prédominants, par contre pour les surfaces lisses ce sont les mécanismes diffusionnels qui dominent.

Une certaine rugosité des surfaces de contact est nécessaire pour faciliter la rupture des films d'oxydes, mais elle peut favoriser la formation des vides nuisibles à la qualité du joint, par conséquent la rugosité doit être optimisée.

Les mécanismes en jeu ont déjà été présentés dans le paragraphe III, nous les rappelons ici :

- 1 - déformation plastique des aspérités de surface
- 2 - fluage des aspérités
- 3 - diffusion en surface et en volume, modifiant la forme des micro-cavités
- 4 - diffusions intergranulaires et en volume depuis l'interface de soudure, réduisant la taille des micro-cavités.

Il convient de décrire que le soudage a lieu en deux principaux stades :

Au premier stade il y a concentration de contraintes sur les surfaces de contact des aspérités.

La contrainte locale est supérieure à la contrainte normale appliquée, alors que la concentration globale sur l'ensemble de la surface rugueuse détermine la force à appliquer.

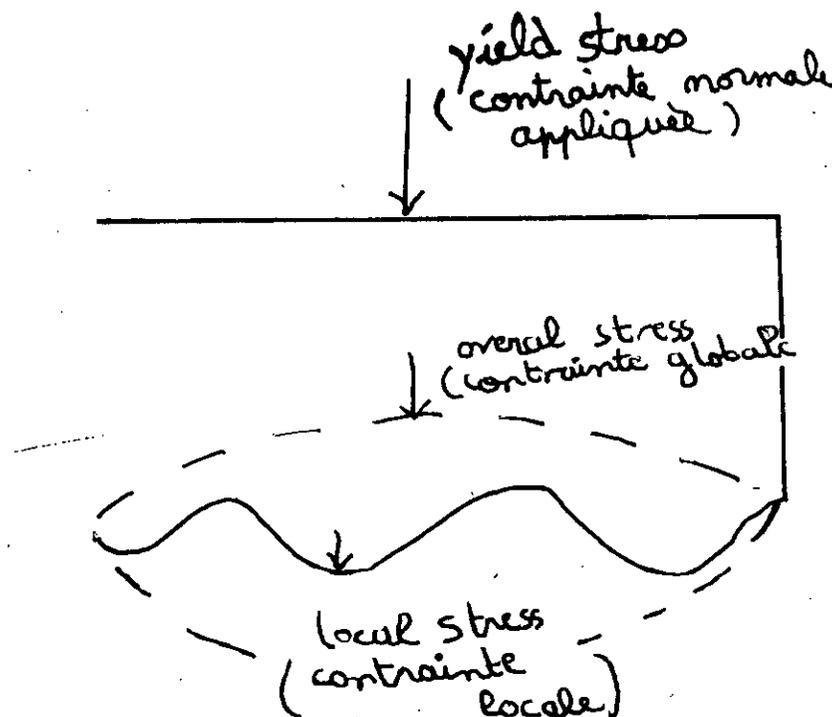


Fig 6 : Schéma montrant la contrainte normale appliquée et les différentes contraintes dégénérées de cette dernière. (11)

Instantanément, les aspérités se déforment plastiquement, l'aire de contact augmente jusqu'à ce que la contrainte locale devienne inférieure à la contrainte appliquée.

Le premier stade se poursuit, et les formes irrégulières des micro-cavités se rétrécissent et deviennent plus sphérique ou cylindriques, alors que le processus de soudage se fait par les mécanismes(2) à (4)

Lorsque la géométrie sphérique ou cylindrique des micro-cavités est atteinte (début du second stade), le mécanisme (3) n'est pas activé, et le soudage se poursuit par les mécanismes (2) et (4) uniquement. (voir tableau (1))

Effet des différents mécanismes (2)

MECANISME	EFFETS
Déformation plastique	- Déformation instantanée des aspérités et écoulement des micro cavités
Fluage	- Déformation des aspérités et resorption des micro cavités
Diffusion en surface	- Transfert de matière depuis la surface des cavités vers les cous croissants - La surface de contact augmente - Le volume des pores n'est pas affecté
Diffusion intergranulaire	- Transfert de matière depuis la masse de l'éprouvette vers le cou croissant - La surface de contact augmente - Le volume des pores diminue
Diffusion en volume	- Combinaison des diffusions en surface et intergranulaires

Tableau -1-

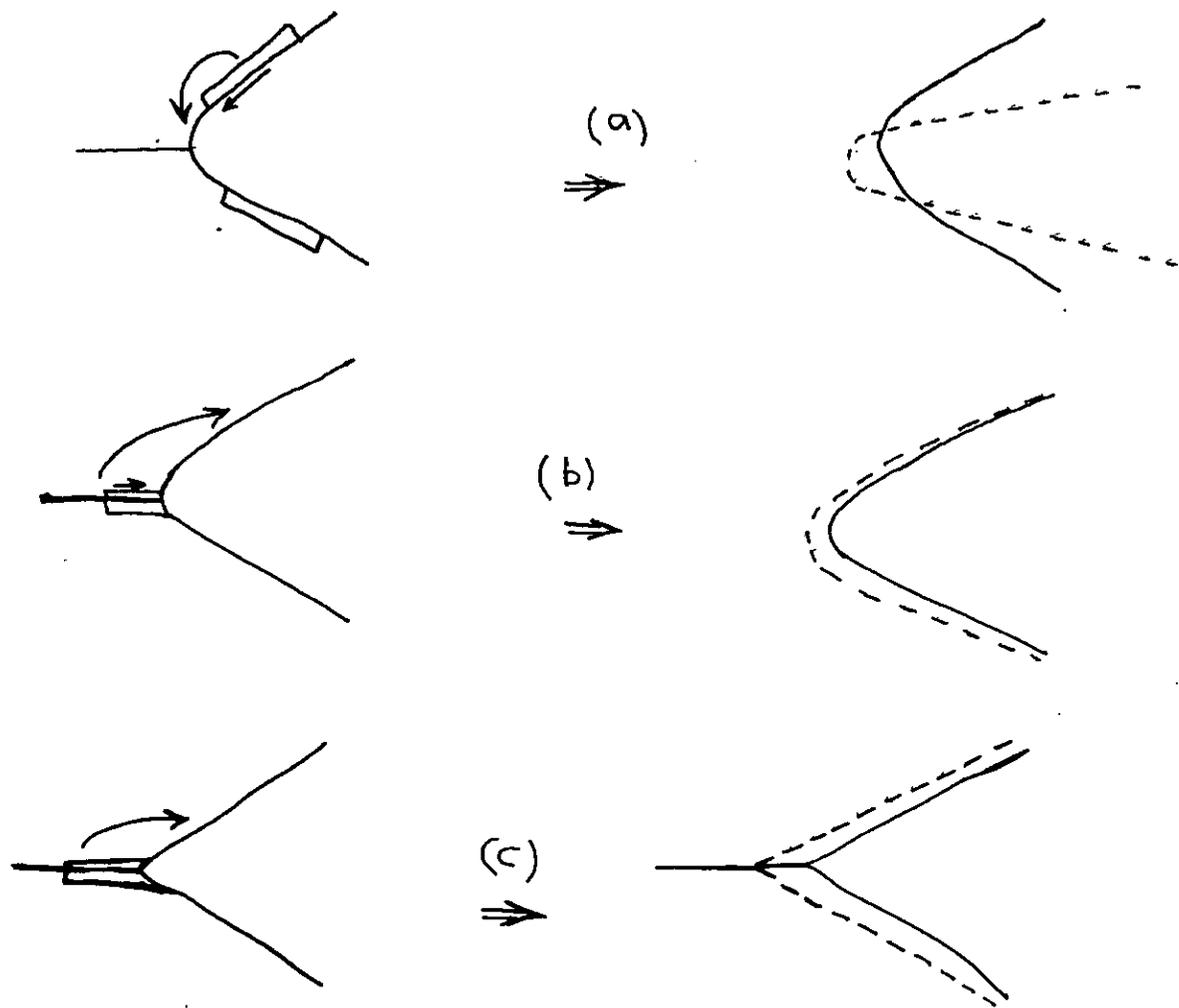


Fig 7 : Effet des mécanismes de soudage sur la forme des cavités(2)

- a) Transfert de matière (diffusion surfacique et volumique) depuis la surface de pore vers le cou.
- b) Transfert de matière (diffusion le long du joint et en masse) depuis l'interface vers le cou.
- c) Déformation grossière par plasticité ou fluage.

CHAPITRE VII

VII ETUDE NUMERIQUE

VII-1 Introduction

Dans ce chapitre, nous essayons d'approcher numériquement les différents mécanismes mis en jeu et dont les principaux sont la déformation, le fluage et la diffusion, en mettant en oeuvre des équations qui rendent compte des différents phénomènes qui interviennent en soudage par diffusion.

VII -2 Choix d'hypothèses

VII -2- a : Sur la diffusion.

- Les interfaces des deux matériaux sont débarrassés des oxydes et l'adjonction d'un intermédiaire permet d'éviter la formation de composés intermétalliques, comme il peut dissoudre les éléments ségrévés ou absorbés.
- La structure de la fonte est homogène car celle-ci est portée à une certaine température qui permet la solubilité complète des métaux de base
- La vitesse de transport des atomes est proportionnelle au gradient de concentration (effet de l'intercalage du feuillard métallique). La diffusion sera par conséquent unidirectionnelle.
- L'état de surface est lisse ; absence de micro-cavités..

VII-2-b Déformation plastique et fluage

Les hypothèses de travail se portent essentiellement sur l'état de surface.

Nous considérons trois états de surfaces

- 1) les surfaces sont constituées de micro-cavités de forme sphérique
- 2) les micro cavités sont cylindriques
- 3) les micro cavités ont une forme triangulaire

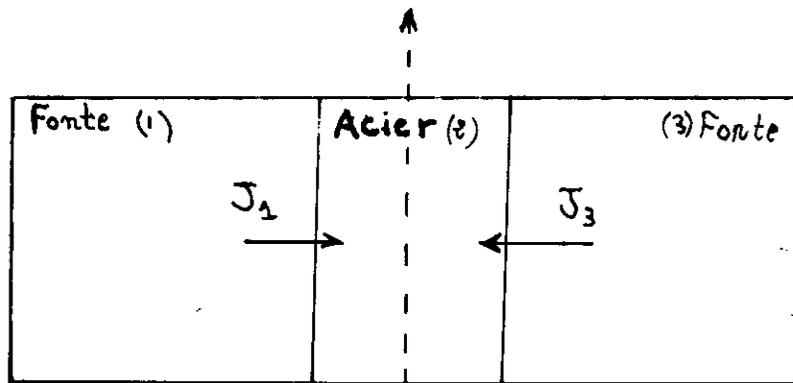
Ces considérations sont prises en tenant compte de la densité des aspérités, ainsi que de la régularité de ces dernières.

VII-3 Approche numérique

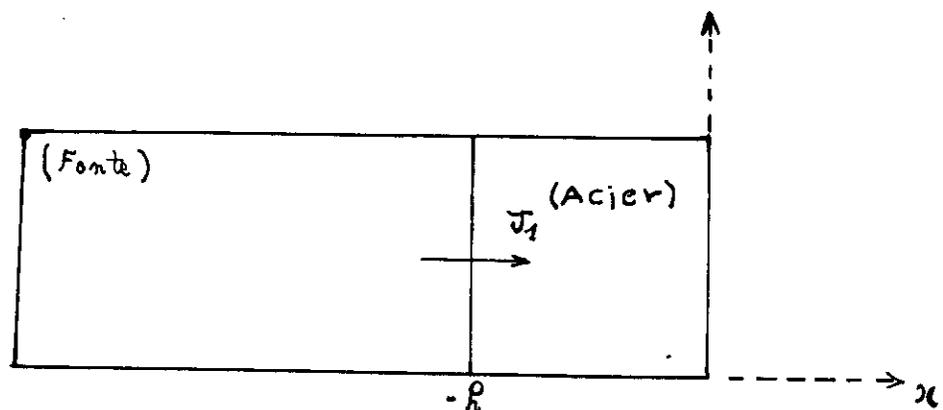
VII-3-a diffusion

Nous sommes en présence d'une distribution à partir de deux sources semi-infinies (fonte), vers un milieu fini (acier), l'élément chimique principal en jeu étant le carbone.

Soit $2h$ l'épaisseur de l'insert, vers lequel arrivent deux flux de matière identiques :



Puisque le flux J_1 égale le flux J_3 (en valeur absolue), divisons le système en deux parties égales et considérons le système :



Soit C_1 : la concentration du carbone dans la fonte

Soit C_2 : la concentration du carbone dans l'insert

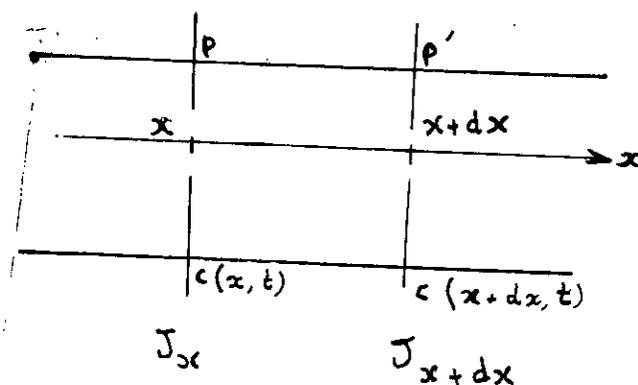
Conditions initiales :

$$t = 0 : \quad C(x,0) = \begin{array}{ll} C_1 & x < -h \\ C_2 & -h < x < 0 \end{array}$$

$$t > 0 : \quad C(x,t) = \begin{array}{ll} C_1 < C_1 & x < -h \\ C_2 > C_2 & -h < x < 0 \end{array}$$

- Etablissement de l'équation de diffusion :

en considérant la conservation de l'espèce au cours du temps (loi de continuité)



La quantité de matière accumulée dans le volume PP' (de surface transversale unitaire 'S') pendant le temps dt :

$$Q = (J_x - J_{x+dx}) \cdot S \cdot dt$$

$$Q = - \frac{\delta J}{\delta x} \cdot dx \cdot S \cdot dt \quad (1)$$

d'autre part : la quantité de matière accumulée pendant le temps dt :

$$Q = C(t+dt) \cdot S \cdot dx - C(t) \cdot S dx = [C(t+dt) - C(t)] \cdot S dx$$

$$Q = \frac{\delta C}{\delta t} \cdot dt \cdot S \cdot dx \quad (2)$$

En égalisant les équations (1) et (2) nous trouverons :

$$\frac{\delta C}{\delta t} = - \frac{\delta J}{\delta x} \cdot c$$

$$\text{or : } J = -D \frac{\delta C}{\delta x} \quad (\text{première loi de Fick})$$

où : D coefficient de diffusion de l'espèce diffusante

$$\frac{\delta C}{\delta t} = \frac{\delta}{\delta x} \left(+ D \frac{\delta C}{\delta t} \right) \quad (3)$$

Si le coefficient "D" est indépendant de la concentration : $\frac{\delta D}{\delta x} = 0$

La résolution de cette deuxième equation de Fick; dans notre cas est :

$$\frac{C(x,t) - C_2}{C_1 - C_2} = \frac{1}{2} \left[1 - \theta \left(\frac{x+h}{2\sqrt{Dt}} \right) \right] \quad (4) \quad \theta: \text{Fonction erreur}$$

$$\theta \left(\frac{x+h}{2\sqrt{Dt}} \right) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \left[\frac{x+h}{2\sqrt{Dt}} - \frac{\left(\frac{x+h}{2\sqrt{Dt}} \right)^3}{3} + \frac{\left(\frac{x+h}{2\sqrt{Dt}} \right)^5}{10} - \dots \right]$$

Ce développement est valable pour $\left(\frac{x+h}{2\sqrt{Dt}}\right)$ petit . Il serait suffisant de se contenter des deux premiers termes (les autres étant négligeables devant eux)

$$C(x,t) = (C_1 - C_2) \left[\frac{1}{2} - \frac{1}{\sqrt{\pi}} \cdot \frac{x+h}{2\sqrt{Dt}} + \frac{1}{3\sqrt{\pi}} \left(\frac{x+h}{2\sqrt{Dt}} \right)^3 \right] + C_2 \quad (5)$$

Le tracé de la courbe correspondant à cette équation , est donné sur la figure suivante :

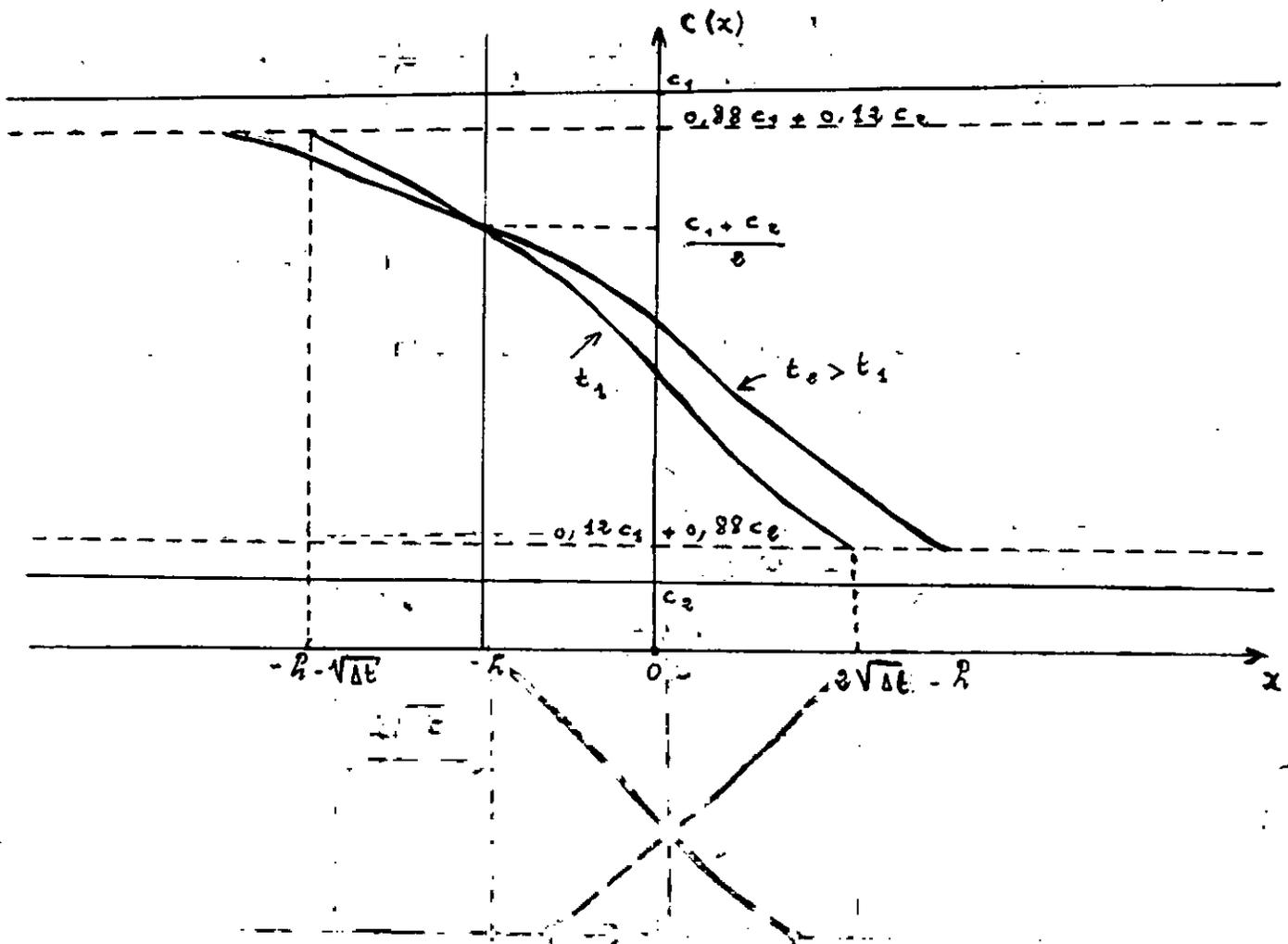


Fig 8 : courbe élémentaire concentration - distance pour une diffusion en milieu fini

$$* C(x,t) = (C_1 - C_2) \left[\frac{1}{2} - \frac{1}{\sqrt{\pi}} \cdot \frac{x+h}{2\sqrt{D.t}} + \frac{1}{3\sqrt{\pi}} \left(\frac{x+h}{2\sqrt{D.t}} \right)^3 \right] + C_2 \quad (7)$$

avec : $-h - 2\sqrt{D.t} < x < -2\sqrt{D.t} + h$

$$* C(x,t) = (C_1 - C_2) \left[\frac{1}{2} - \frac{1}{\sqrt{\pi}} \cdot \frac{h-x}{2\sqrt{D.t}} + \frac{1}{3\sqrt{\pi}} \left(\frac{h-x}{2\sqrt{D.t}} \right)^3 \right] + C_2 \quad (8)$$

avec : $-h + 2\sqrt{D.t} < x < 2\sqrt{D.t} + h$

$$* C(x,t) = (C_1 - C_2) \left[1 - \frac{h}{\sqrt{\pi D.t}} + \frac{1}{3\sqrt{\pi}} \left(\frac{x+h}{2\sqrt{D.t}} \right)^3 + \frac{1}{3\sqrt{\pi}} \left(\frac{h-x}{2\sqrt{D.t}} \right)^3 \right] + 2C_2$$

(9)

avec : $h - 2\sqrt{D.t} < x < 2\sqrt{D.t} - h$

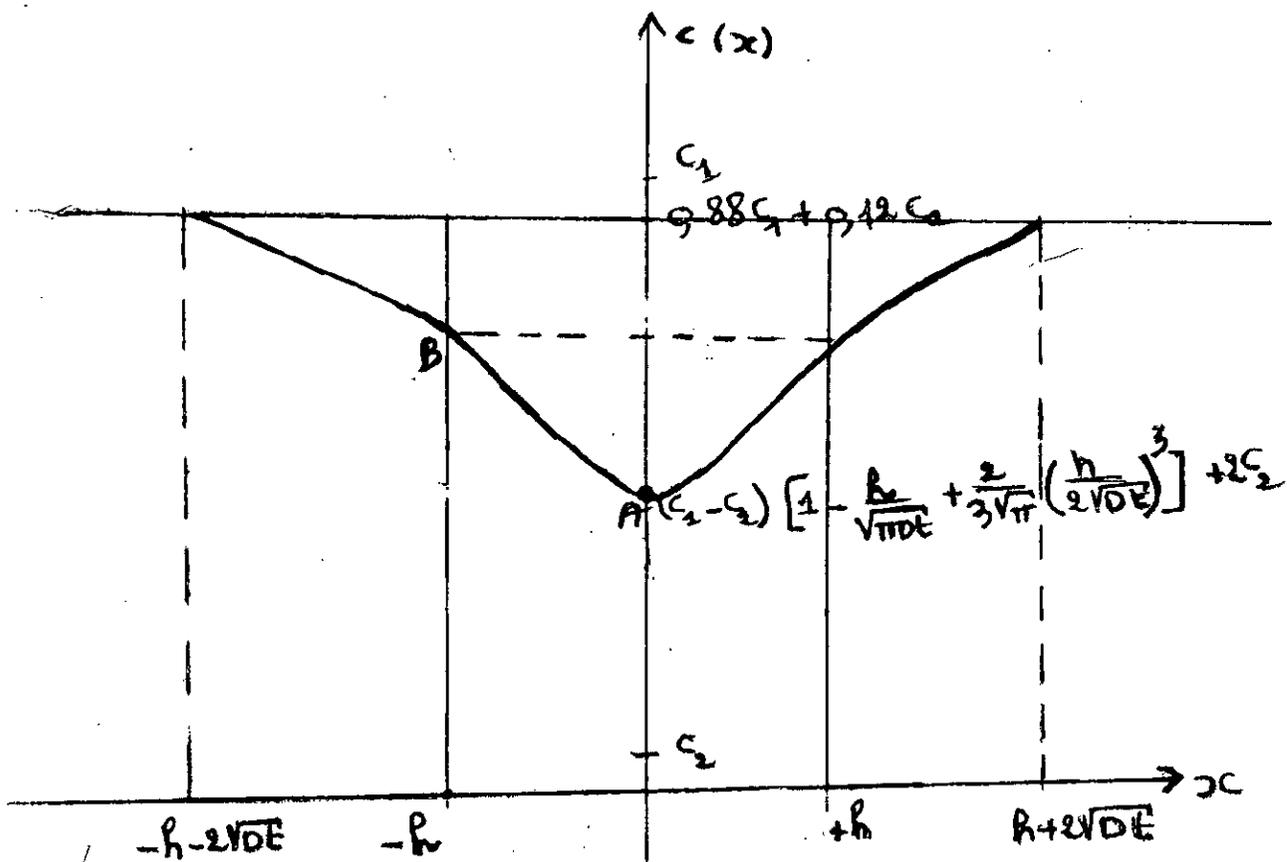


Fig 10 : Courbe globale concentration -distance pour une diffusion à partir de deux sources semi-infinies vers un milieu fini.

Remarque : Lorsque "t" tend vers des valeurs infinies le point A tendra vers la valeur C_A :

$$C_A = C_1 + C_2$$

La concentration au point B est donnée par :

$$C(-h,t) = (C_1 - C_2) \left[1 - \frac{h}{\sqrt{\pi D t}} + \frac{8}{3\sqrt{\pi}} \left(\frac{h}{2\sqrt{D t}} \right)^3 \right] + 2 C_2 \quad (10)$$

Nous remarquons que : $C(-h,t) > C(0,t)$

Remarque : Lorsque "t" tend vers des valeurs infinies le point B tendra vers la valeur C_B :

$$C_B = C_1 + C_2$$

La courbe aura l'allure suivante :

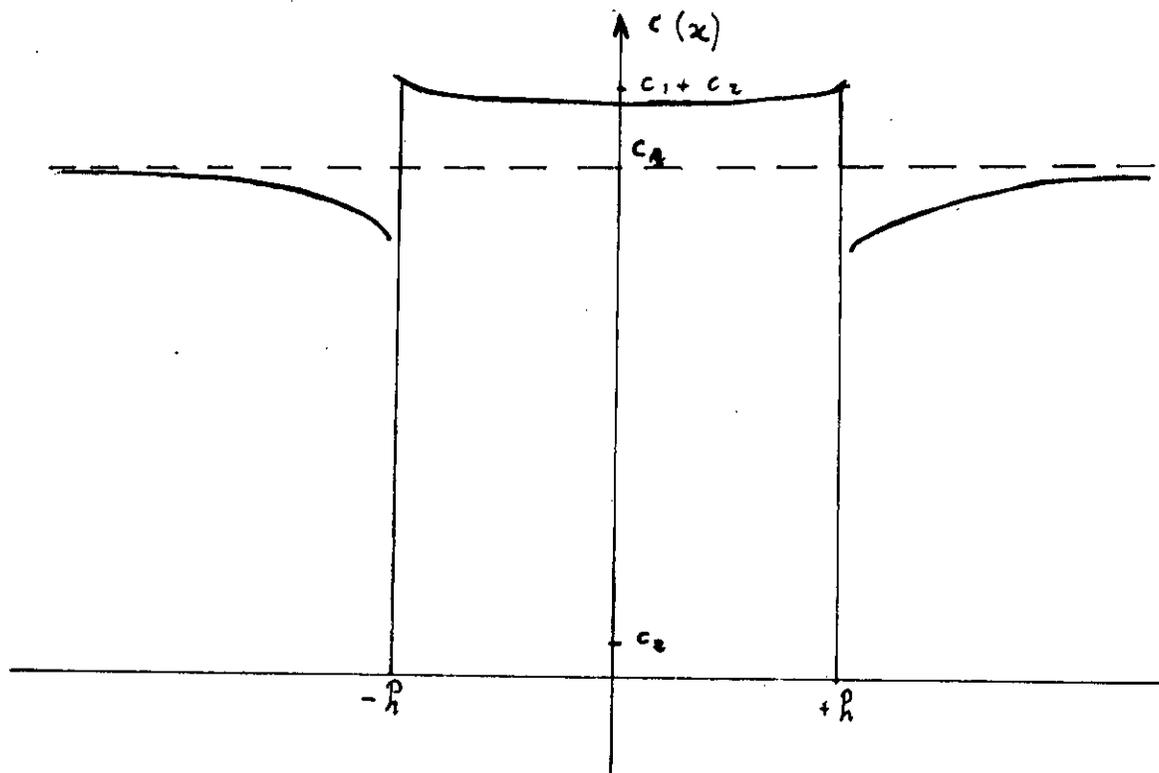


Fig 11 : Allure du profil de concentration pour une valeur du temps infinie

VII -3- b : Deformation plastique

1°/ Cas des micro aspérités sphériques

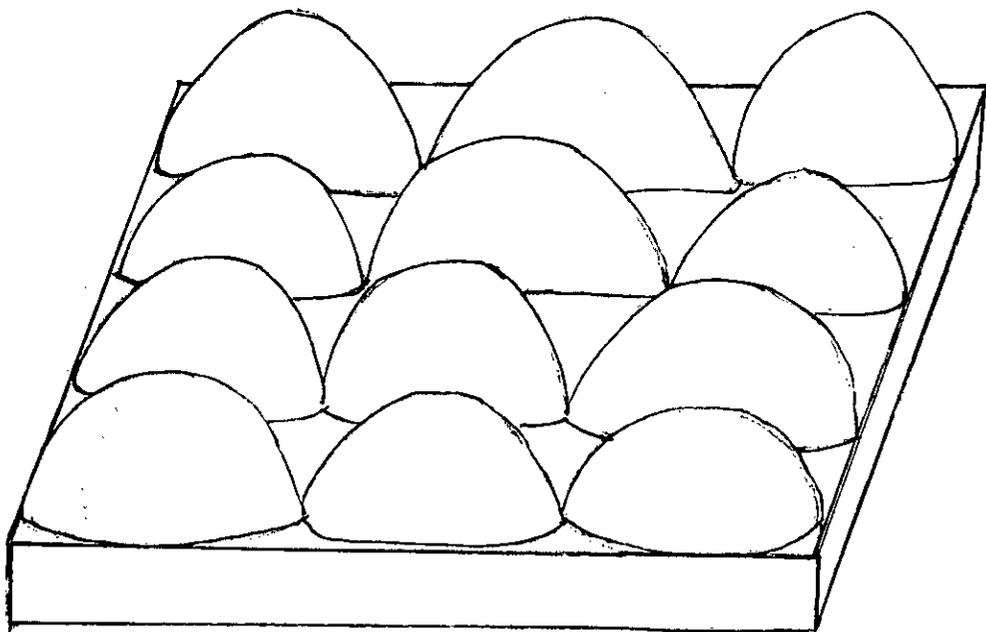
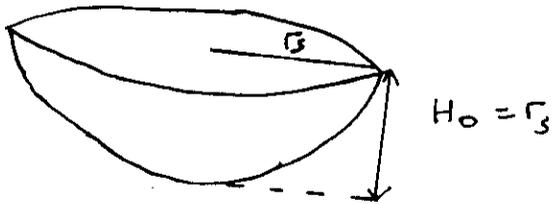
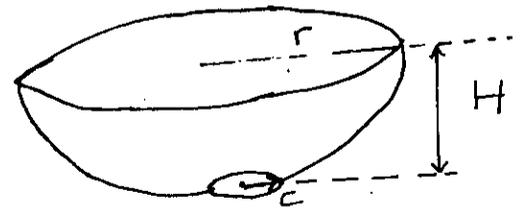


Fig 12 : Schéma d'une surface dont les aspérités sont semi sphériques

En assimilant les aspérités à des demi-sphères



-Etat initial-



-Etat intermédiaire-

- r_s : rayon initial de la sphère
- r : rayon supérieur de la sphère tronquée
- r_c : rayon inférieur (rayon de la surface de contact)

La déformation rationnelle est donnée par la formule :

$$\epsilon = \ln \frac{H_0}{H}$$

$$\epsilon = \ln \frac{r_s}{H} \quad (1)$$

En utilisant la conservation du volume

- Volume d'une sphère tronquée

$$V = \frac{\pi r^2 + \pi r_c^2}{2} \cdot H \quad (2)$$

-Volume d'une aspérité semi sphérique

$$V = \frac{2}{3} \pi r_s^3 \quad (3)$$

En égalisant (2) et (3) on aboutit à :

$$\frac{r_s}{H} = \frac{3}{4} \left[\frac{r^2}{r_s^2} + \frac{r_c^2}{r_s^2} \right] \quad (4)$$

En introduisant le coefficient de poisson donné par la relation :

$$\nu = - \frac{\Delta r/r}{\Delta H/H} = \frac{\text{Déformation radiale}}{\text{Déformation longitudinale}}$$

$$\frac{r^2}{r_s^2} = \nu^2 \left[\frac{H}{r_s} - \frac{\nu + 1}{\nu} \right]^2 \quad (5)$$

Substituons (5) dans (4) et en résolvant l'équation obtenue on aura :

$$\frac{r_s}{H} = \frac{3 (25 r_s^2 + 16 r_c^2)}{64 r_s^2}$$

Substituons cette valeur dans (1) on trouve

$$\epsilon = \ln \frac{3 (25 r_s^2 + 16 r_c^2)}{64 r_s^2} \quad (6)$$

La déformation plastique due à l'application de la contrainte uniaxiale, obéit à la loi de Ludwick - Hollomon selon la relation

$$\sigma = K \varepsilon^n \quad (7)$$

n : coefficient d'écrouissage

K : constante dépendant du matériau
de (7) :

$$\varepsilon = \left(\frac{\sigma}{K} \right)^{1/n} \quad (8)$$

En égalisant (6) et (8)

$$r_c^2 = \frac{r_s^2}{16} \left[\frac{64}{3} e^{\left(\frac{\sigma}{K} \right)^{1/n}} - 25 \right]$$

Soient $s_c = \pi r_c^2$ La surface de contact pour une aspérité

S_c : Surface de contact pour n_1 aspérités

$d_{\text{surf}} = \frac{n_1}{S}$: densité surfacique (S : surface idéale)

Le taux de soudage donné par le rapport $\tau = \frac{S_c}{S}$ sera

$$\tau = \frac{\pi}{16} d_{\text{surf}} r_s^2 \left[\frac{64}{3} e^{\left(\frac{\sigma}{K} \right)^{1/n}} - 25 \right]$$

or $R_a = 0,38 r_s$ (voir annexe 6)

$$\tau = 1,35 d_{\text{surf}} R_A^2 \left[\frac{64}{3} e^{\left(\frac{\sigma}{K} \right)^{1/n}} - 25 \right]$$

2°/ Cas des micro aspérités cylindriques

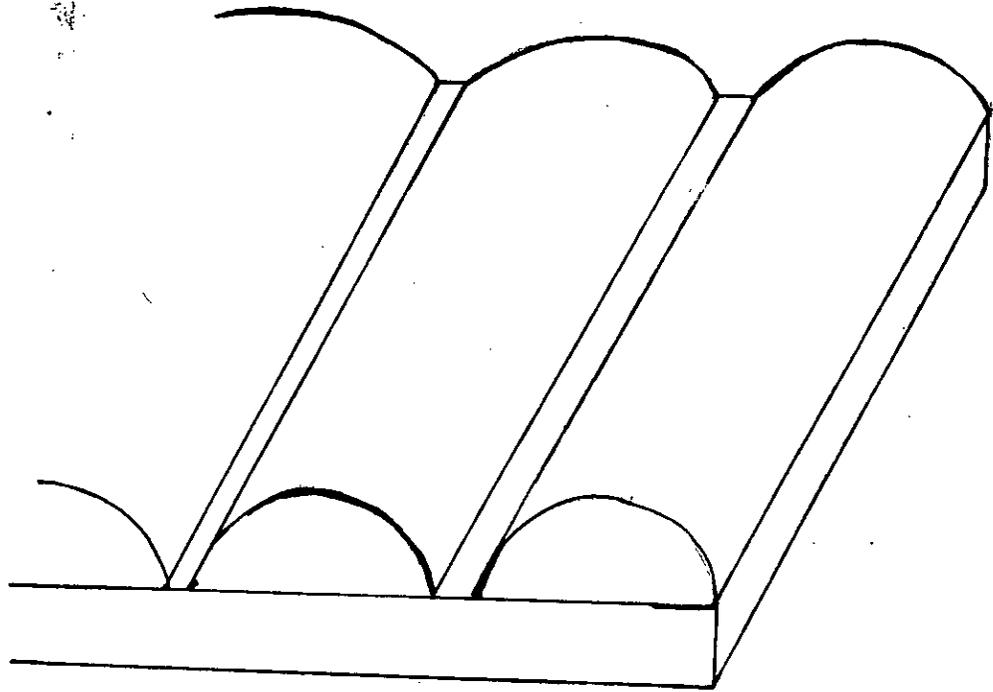
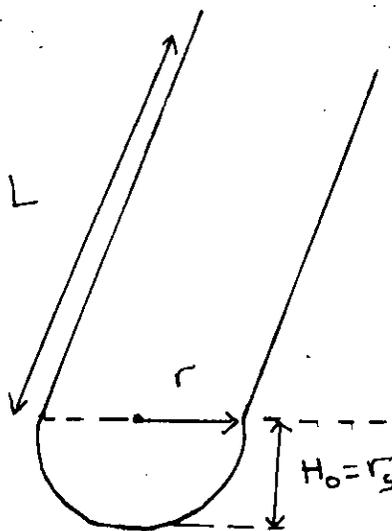
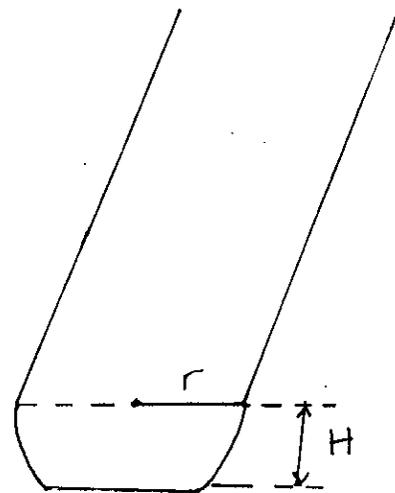


Fig 13 : Shéma d'une surface dont les aspérités sont semi cylindriques

En assimilant les aspérités à des demi-cylindres



-Etat initial-



-Etat intermédiaire-

La déformation rationnelle $\epsilon = \ln \frac{r_s}{H}$ (10)

En utilisant la conservation du volume

- Volume d'un demi-cylindre

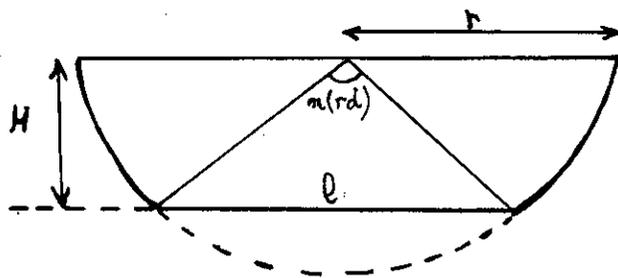
$$V = \frac{\pi r_s^2}{2} \cdot L \quad (11) \quad r_s : \text{Rayon du cylindre}$$

L : Longueur du cylindre

- Volume d'un demi-cylindre tronqué

$$V = \left[\frac{\pi r^2}{2} - (\text{secteur} - \text{triangle}) \right] \cdot L$$

$$V = \left[\frac{\pi r^2}{2} - \left(\frac{r^2 \cdot n}{2} - \frac{l \cdot H}{2} \right) \right] \cdot L$$



Etat intermédiaire d'une aspérité demi-cylindrique

l : largeur de la surface de contact

$$\text{nous avons : } \sin \frac{n}{2} = \frac{l}{2r}$$

$$\text{Les aspérités sont petites : } \sin \frac{n}{2} = \frac{n}{2}$$

$$V = \left(\frac{\pi r^2 - rl + lH}{2} \right) \cdot L \quad (12)$$

En égalisant (11) et (12) on aura

$$\pi (r^2 - r_s^2) = l (r-H) \quad (13)$$

En introduisant le coefficient de poisson ν

$$r = r_s + \nu (r_s - H)$$

$$r^2 - r_s^2 = \nu^2 (r_s - H)^2 + 2\nu r_s (r_s - H)$$

Introduisant cette valeur dans le premier terme de (13), et la valeur de r dans le deuxième terme de (13) on aboutit à :

$$\frac{r_s}{H} = \frac{\pi \nu^2 r_s}{\pi \nu^2 r_s - l(1+\nu) + 2\nu r_s}$$

introduisons cette valeur dans l'expression (10)

$$\mathcal{E} = \ln \frac{\pi \nu^2 r_s}{\pi \nu^2 r_s - l(1+\nu) + 2\nu r_s} \quad (14)$$

En égalisant l'expression de Ludwick-Hollomon donnée par (8) avec (14) on aboutit à :

$$l = \pi v r_s \left[v + 2 - \frac{v}{e^{(\sigma/K)^{1/n}}} \right]$$

La surface de contact pour n_1 aspérités :

$$S_c = n_1 L \pi v r_s \left[v + 2 - \frac{v}{e^{(\sigma/K)^{1/n}}} \right]$$

Pour une densité linéaire d'aspérités donnée :

$$d_{lin} = \frac{n_1}{b} \quad \begin{array}{l} n_1 : \text{nombre d'aspérités} \\ b : \text{largeur de la surface de la pièce} \end{array}$$

Le taux de contact est donné par le rapport

$$\tau = \frac{S_c}{S} \quad S : \text{surface idéale} = b.L$$

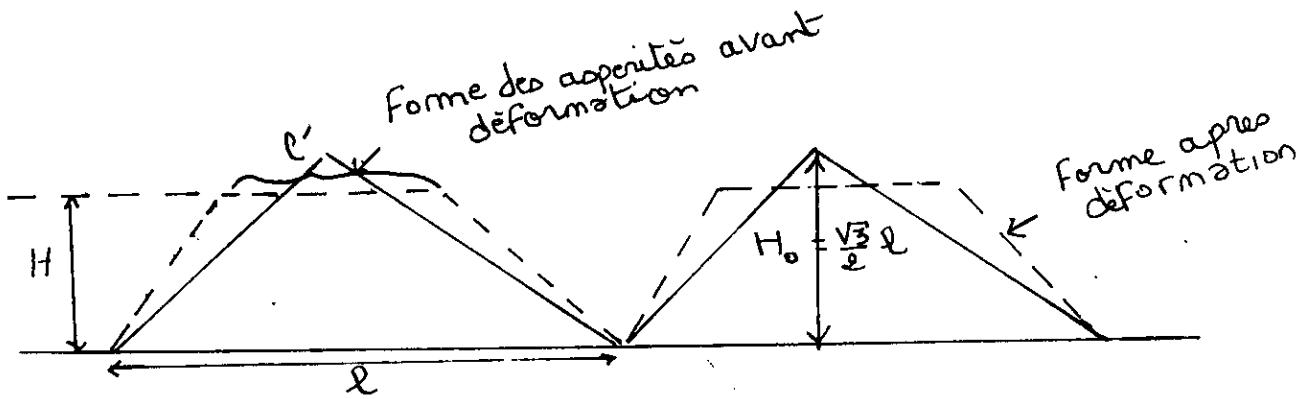
$$\tau = d_{lin} \pi v r_s \left[v + 2 - \frac{v}{e^{(\sigma/K)^{1/n}}} \right]$$

Or $R_a = 0,38 r_s$ (Même calcul que pour la forme sphérique)

$$\tau = 2,06 d_{lin} R_a \left[\frac{9}{4} - \frac{1}{4e^{(\frac{\sigma}{K})^{1/n}}} \right] \quad (16)$$

3°/ Cas des micro aspérités triangulaires

En assimilant les micro aspérités à des triangles



On suppose que les triangles sont équilatéraux de côté "l"

La déformation rationnelle :

$$\epsilon = \ln \frac{H_0}{H} \quad (17)$$

En utilisant la conservation du volume

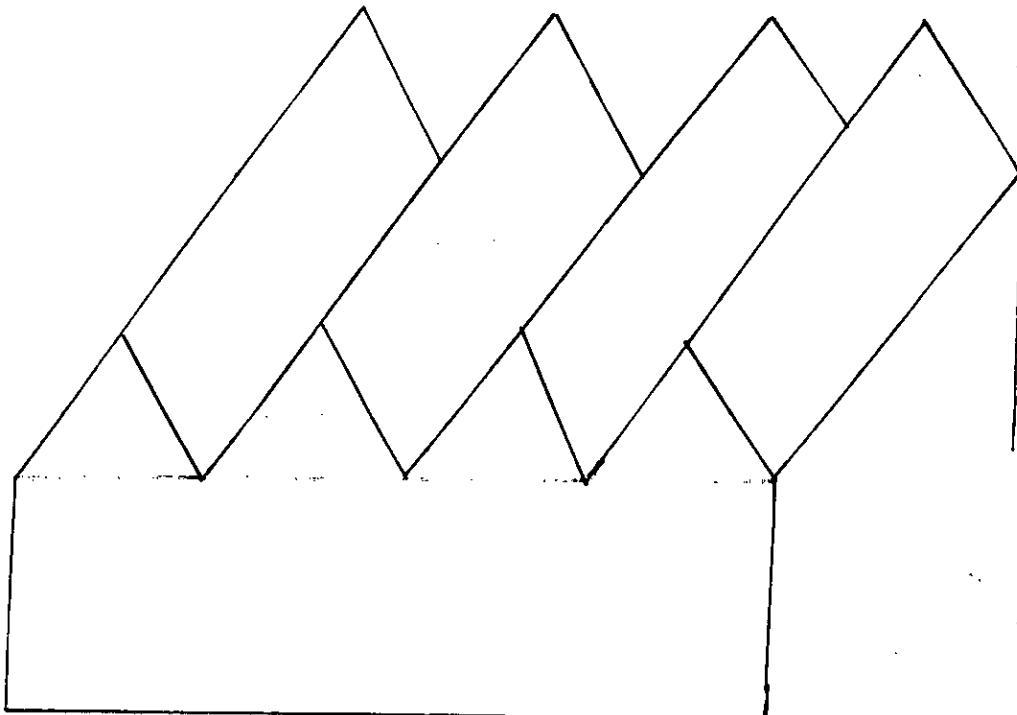


Fig 14 : Schéma d'une surface dont les aspérités sont triangulaires

- Le volume de l'aspérité triangulaire (avant déformation)

$$V = \frac{\sqrt{3}}{4} l^2 \cdot L \quad (18)$$

- Le volume de l'aspérité au cours de la déformation

$$V = \frac{H.L}{2} (1+l') \quad (19)$$

En égalisant (18) et (19) on aura :

$$\epsilon = \ln \frac{H_0}{H} = \ln \left(1 + \frac{l'}{l} \right)$$

En égalisant cette dernière avec (8) on aboutit à :

$$l' = l \left[e^{\left(\frac{\sigma}{K} \right)^{1/n}} - 1 \right]$$

La surface de contact pour n_1 aspérités : $s_C = n_1 \cdot l' \cdot L$

$$s_C = n_1 \cdot l \cdot L \left[e^{\left(\frac{\sigma}{K} \right)^{1/n}} - 1 \right]$$

pour une densité linéaire d'aspérités données

$d_{\text{linéaire}} = \frac{n_1}{b}$ b : largeur de la surface de la pièce

Le taux de contact $\tau = \frac{s_C}{L \cdot b}$

$$\tau = d_{\text{linéaire}} \cdot l \left[e^{\left(\frac{\sigma}{K} \right)^{1/n}} - 1 \right]$$

$$\text{Or} : R_a = \frac{\sqrt{3}}{4} \cdot 1 \quad (\text{voir Annexe 6})$$

$$\tau = \frac{4}{\sqrt{3}} \cdot d_{\text{lin}} \cdot R_a \cdot \left[e^{\left(\frac{\sigma}{K} \right)^{1/m}} - 1 \right] \quad (20)$$

VII -3- c : Fluage

A haute température, la diffusion atomique joue un rôle notable dans la déformation. Pour les températures supérieures à $0,5 T_F$ (T_F : température de fusion) en tenant compte de la mobilité des défauts ponctuels et des dislocations la vitesse de déformation est donnée par la formule de Weertman (14)

$$\dot{\epsilon}' = \epsilon'_0 \left(\frac{\sigma}{\mu} \right)^{n'} \exp \left(\frac{-E_A}{KT} \right) \quad (21)$$

n' : exposant compris entre 4 et 5 (généralement $n = 4,5$)

σ : contrainte appliquée

μ : module de cisaillement

E_A : énergie d'activation

K : constante de Boltzmann

T : température de l'essai

ϵ'_0 : constante fixée par la nature du matériau

$$\dot{\epsilon}' = \frac{d\epsilon}{dt} \quad \text{en intégrant l'équation}$$

$$\epsilon(t) = \epsilon'_0 \left(\frac{\sigma}{\mu} \right)^{n'} \exp \left(\frac{-E_A}{KT} \right) \cdot t$$

L'expression numérique correspondant au phénomène du fluage est obtenue en substituant la déformation plastique à basse température ($\epsilon = \left(\frac{\sigma}{K} \right)^{\frac{1}{n}}$) par celle à haute température.

Les expressions (9), (16) et (20) correspondant respectivement aux formes semi-sphériques, semi-cylindriques et triangulaires deviennent respectivement :

$$\tau = 0,048 \left[\frac{64}{3} e^{139,21 \cdot t} e^{-\frac{16125,15}{T}} - 25 \right] \quad (\text{S.S})^* \quad (21)$$

$$\tau = 0,39 \left[\frac{9}{4} - \frac{1}{4 \cdot e^{139,21 \cdot t} \exp\left(-\frac{16125,15}{T}\right)} \right] \quad (\text{S.C}) \quad (22)$$

$$\tau = e^{139,21 \cdot t} \exp\left(-\frac{16125,15}{T}\right) - 1 \quad (\text{T}) \quad (23)$$

* **N.B** : S.S : Semi sphérique
 S.C : Semi cylindrique
 T : Triangulaire

- pour les différents calculs voir Annexe 4

CHAPITRE VIII

VIII RESULTATS DE L'ETUDE

VIII -1 : Diffusion

- L'insert utilisé est un acier XC10 (C₂ = 0,1%)
- La fonte utilisée est une fonte hypoeutectique dont la teneur en carbone est (C₁ = 2,3%)
- En prenant 2h = 100 μm
- On prendra les températures 850°C, 900°C et 950°C. Ainsi que des temps 25', 30' et 60'.

Le coefficient de diffusion est donné par l'expression.

$$D \text{ (cm}^2\text{/s)} = D_0 \text{ (cm}^2\text{/s)} \exp \left(-\frac{\Delta H}{KT} \right)$$

D_C^{Fe} (Coefficient de diffusion du carbone dans le Fer)

$$D_0 = 0,66 \text{ (cm}^2\text{/s)}$$

$$\Delta H = 36 \frac{\text{Kcal}}{\text{mole}}$$

$$K = 8,31 \frac{\text{J}}{\text{K.mole}}$$

$$D = 0,66 \exp \left(-\frac{18110,7}{T} \right) \text{ (}^{(11)}\text{ cm}^2\text{/s)}$$

VIII -1 -a : Evolution de la distance d'appauvrissement

La distance d'appauvrissement est donnée par :

$$x = 2\sqrt{D.t} \quad (\text{voir tableau 1})$$

T(°C)	850			900			950		
D ^{cm²/s}	6,54 .10 ⁻⁸			13,01 .10 ⁻⁸			24,45 .10 ⁻⁸		
t (Mn)	25	30	60	25	30	60	25	30	60
x(μm)	198	216	306	279	305	432	383	419	593

Tableau -1-

VIII -1 -b : Evolution de la teneur en carbone

- Variation de la concentration en carbone au milieu de l'insert (x =0)
(Cf. tableau 2)

$$C(0,t) = (C_1 - C_2) \left[1 - \frac{h}{\sqrt{\pi Dt}} + \frac{2}{3\sqrt{\pi}} \left(\frac{h}{2\sqrt{Dt}} \right)^3 \right] + 2C_2$$

T(°C)	850			900			950		
t (Mn)	25	30	60	25	30	60	25	30	60
Concentration (%)	2,09	2,11	2,20	2,28	2,20	2,24	2,22	2,24	2,25

Tableau -2-

Remarque : La limite de solubilité du carbone dans l'acier varie avec la température.

Température (°c)	Limite de solubilité (%)
850	1,20
900	1,30
950	1,45

Tableau -3-

Nous constatons que les concentrations au milieu de l'insert pour les temps alloués de 25', 30' et 60' dépassent la limite de solubilité de carbone dans l'acier, et par conséquent il y aura précipitation d'une phase perlitique au refroidissement.

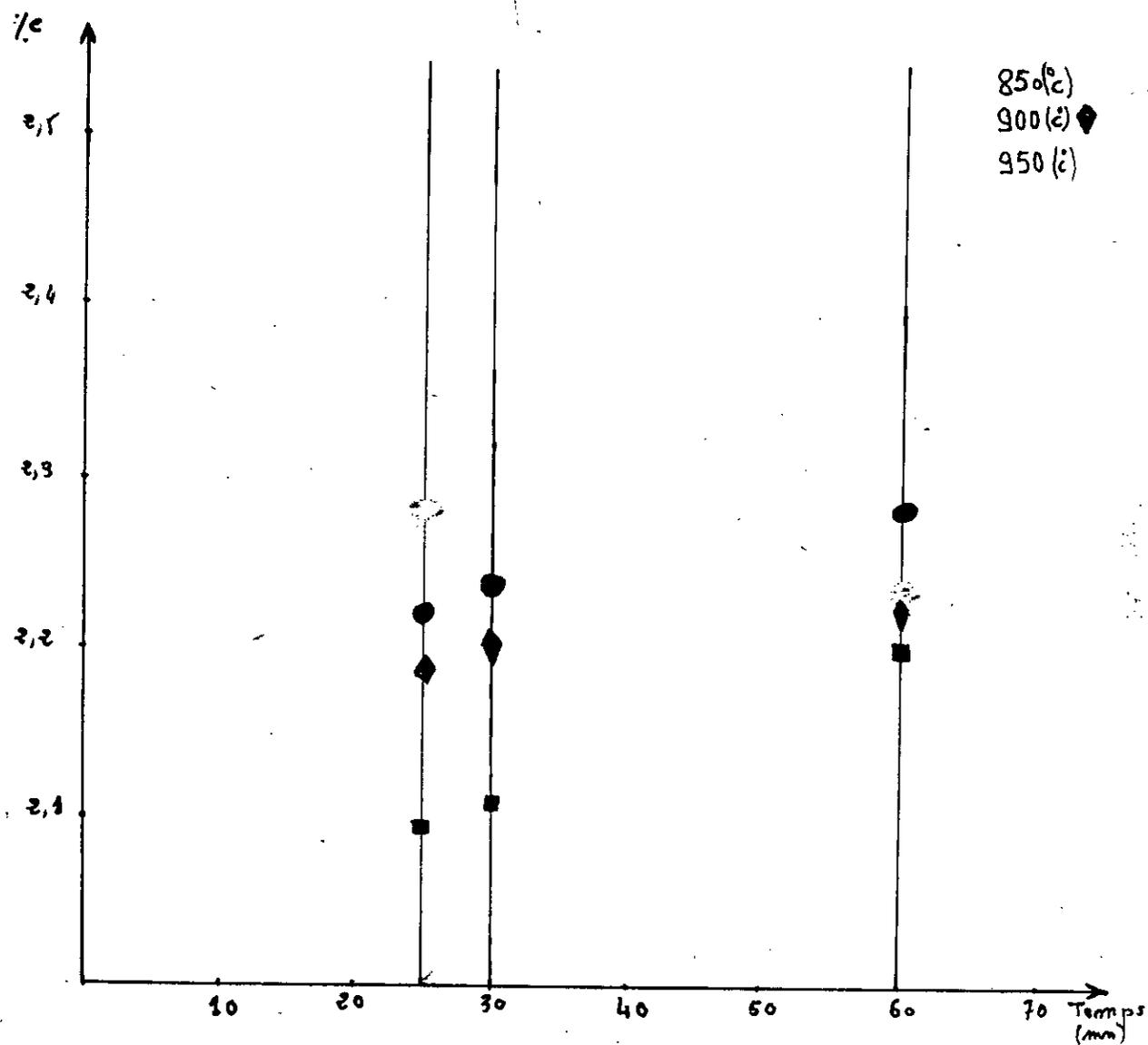


Fig 15 : Courbe montrant la variation de la teneur en carbone au milieu de l'insert en fonction du temps à différentes températures.

x : distance d'appauvrissement
(μm)

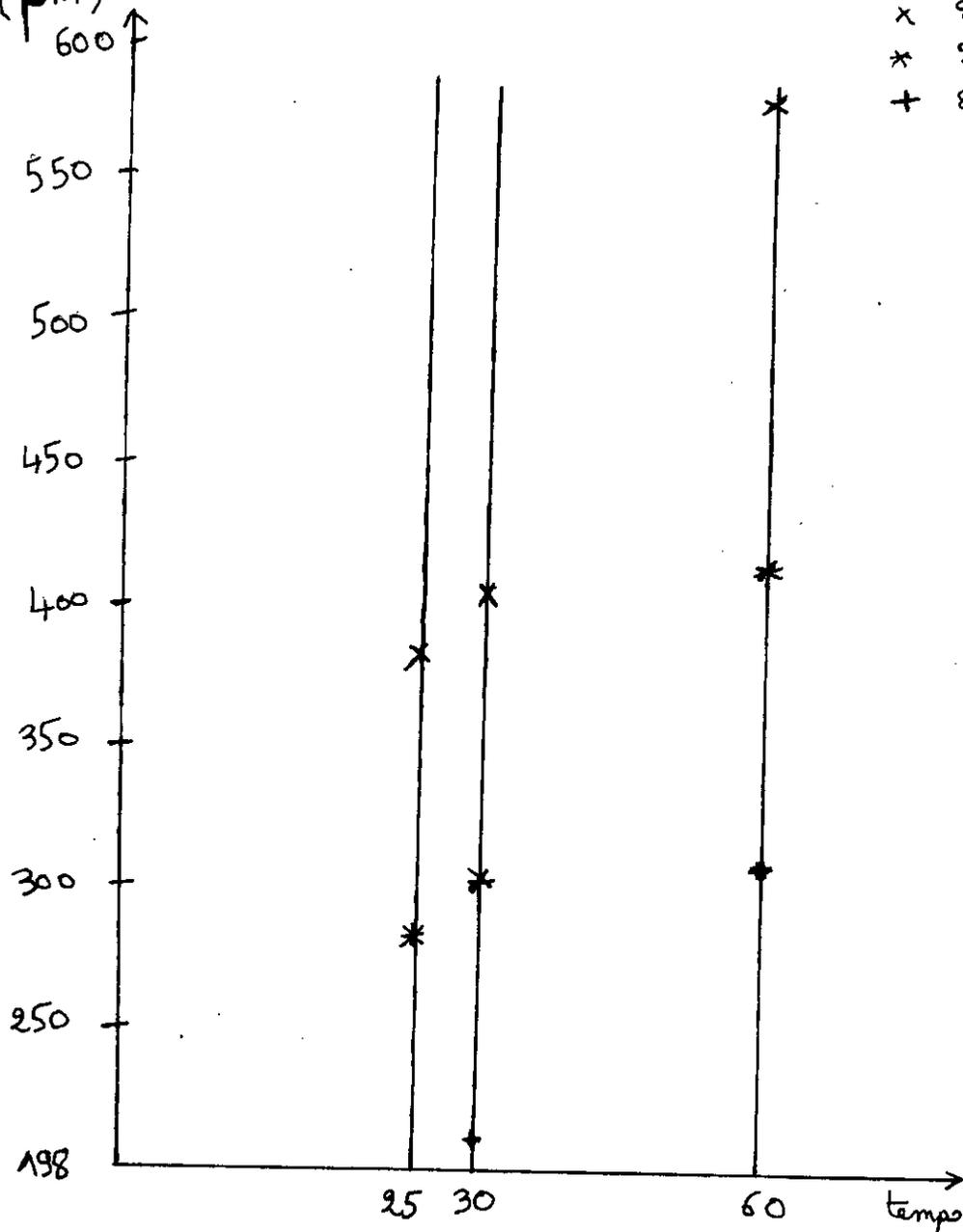


Fig 16 : Variation de la distance d'appauvrissement en fonction du temps à différentes températures.

VIII -2 : Déformation plastique et fluage

VIII -2 -a : Taux de contact dû à la déformation plastique

1°/ Aspérité semi-sphérique

$$d_{\text{surf}} \cdot R_a^2 = 0,0036 \quad (\text{voir Annexe 3})$$

d'ou selon (9)

$$\tau = 5\%$$

N.B : Pour les differentes constantes, voir Annexe 4.

2°/ Aspérité semi-cylindrique

$$d_{\text{lin}} \cdot R_a = 0,19 \quad (\text{voir Annexe 4})$$

d'ou selon (16)

$$\tau = 79\%$$

3°/ Aspérité triangulaire

$$d_{\text{lin}} \cdot R_a = 0,43 \quad (\text{voir Annexe 3})$$

d'ou selon (20)

$$\tau = 22\%$$

VIII -2 -b : Taux de contact dû au fluage

Le tableau donne le taux de contact obtenu par fluage, en utilisant les formules (24), (21) et (23), ainsi que le taux de contact global. (fluage et déformation plastique à froid).

**Tableau des resultats des taux de soudage
dûs à la déformation plastique et au fluage**

T (°C)	850			900			950			
	t (Mn)	25	30	60	25	30	60	25	30	60
Taux de contact par fluage forme "triangulaire"		12,30	15,66	29,12	25,11	26,83	53,54	39,00	47,52	94,12
Taux de contact global "triangulaire"		34,30	37,66	51,12	47,11	48,83	75,54	61,00	69,52	116,12 (absurde)
Taux de contact par fluage forme "sphérique"		-5,32	-1,58	17,56	8,06	13,62	55,36	31,32	43,72	123,05 (absurde)
Taux de contact global "sphérique"		-0,32	3,42	22,56	13,06	18,62	60,36	36,32	48,72	136,99 (absurde)
Taux de contact par fluage forme "cylindrique"		79,54	79,32	81,12	80,15	80,30	82,06	81,81	81,66	83,13
Taux de contact global "cylindrique"		156,54 (absurde)	156,32 (absurde)	161,12 (absurde)	169,15 (absurde)	159,30 (absurde)	161,06 (absurde)	160,81 (absurde)	161,66 (absurde)	163,13 (absurde)

Tableau 4

Remarques :

- Sur le tableau 4, nous remarquons que les taux de soudage dans le cas des formes semi-cylindriques sont aberrants (dépassant les 100%), et par conséquent les equations correspondant ne s'adaptent pas à la réalité. Nous ne les mentionnerons pas dans les figures (17) et (18).

- Nous notons que les equations correspondant au cas ou les aspérités sont triangulaires se rapprochent de la réalité .

CHAPITRE IX

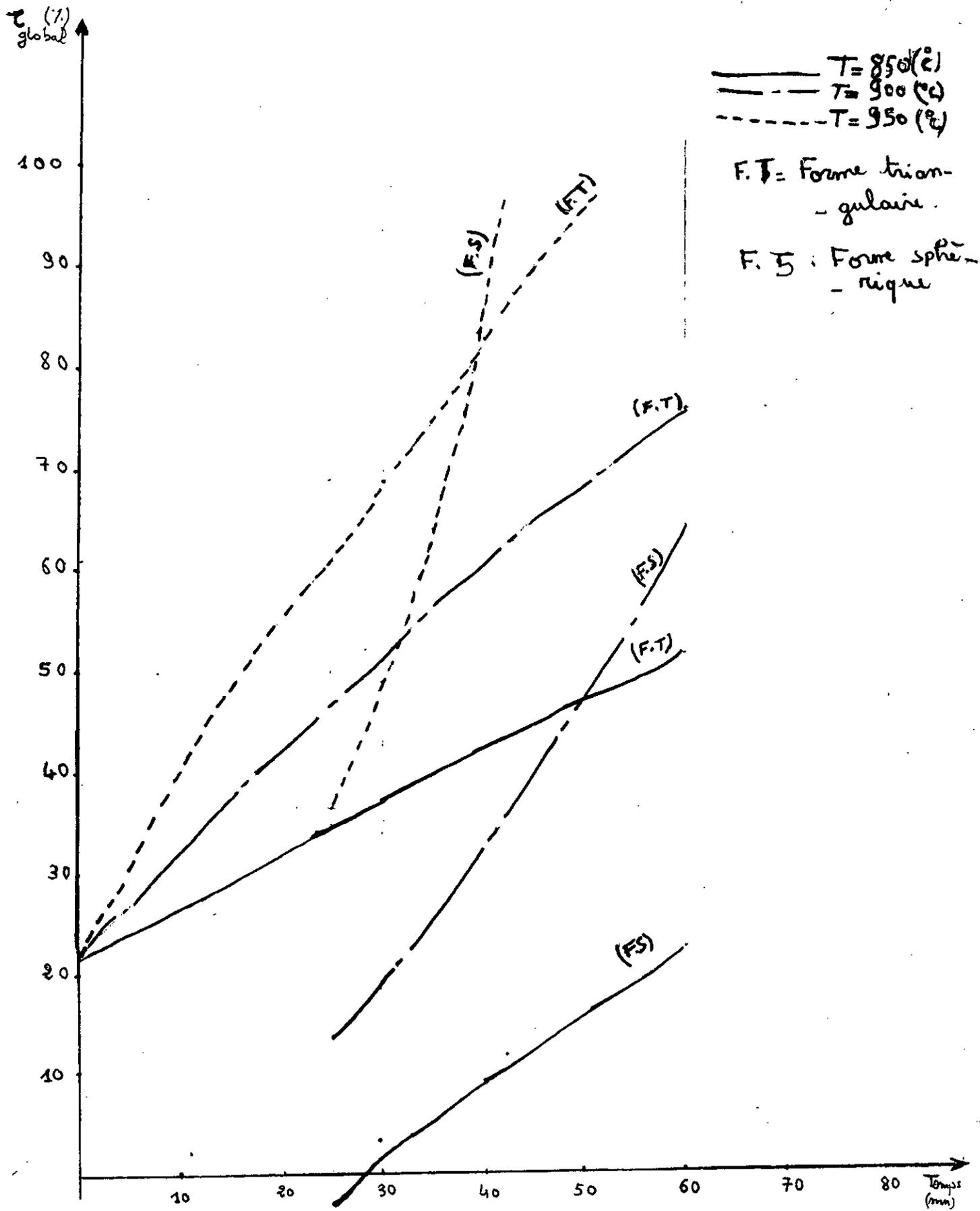


Fig 17 : Variation du taux de soudage global en fonction du temps pour différentes températures.

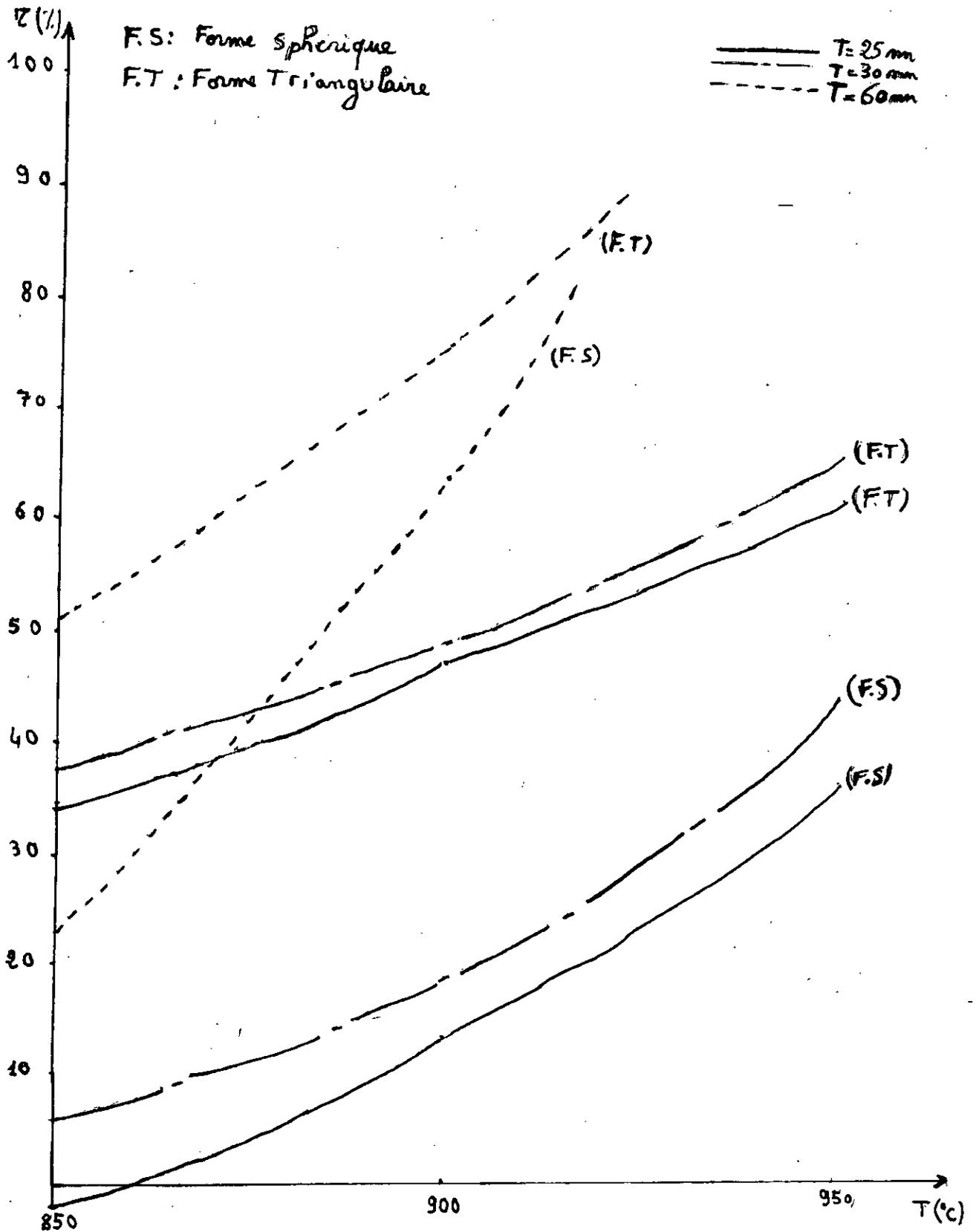


Fig 18 : Variation du taux de soudage global en fonction de la température pour différents temps.

IX ANALYSE DES RÉSULTATS NUMÉRIQUES

IX-1 Influence de la température

La figure (16) montre l'évolution de la distance d'appauvrissement en fonction de la température, celle-ci est d'autant plus importante que la température est élevée, car la diffusion est un phénomène thermiquement activé.

L'élévation de la température a également une influence sur la déformation plastique et par conséquent sur le taux de contact (Fig 18).

D'autre part, la figure (15) montre l'élévation de la concentration en carbone au milieu de l'insert avec l'élévation de la température, cette concentration une fois dépassant la limite de solubilité du carbone dans l'acier, précipite au cours du refroidissement, en formant une phase perlitique, modifiant ainsi la structure initiale de l'insert et sa dureté.

IX-2 Influence du temps

Les figures (15), (16) et (17) montrent respectivement l'accroissement de la teneur en carbone, de la distance d'appauvrissement et du taux de soudage en fonction du temps.

Le choix de ce procédé est régi par les autres paramètres (température et contrainte) car ils sont interdépendants, d'où l'intérêt de l'équivalence température-temps, qui révèle qu'un travail à haute température pour un temps court correspond à un travail à basse température pour un temps long.

IX-3 Influence de la contrainte

L'application d'une contrainte uniaxiale crée une différence de concentration en défauts qui deviennent mobiles sous l'effet de la température entraînant par la suite un mouvement des atomes dans le sens opposé, une déformation plastique est conséquente, le taux de contact est alors élevé, il l'est d'autant plus que la contrainte est élevée.

IX-4 Influence de l'épaisseur de l'insert

L'épaisseur de l'acier a une influence sur la concentration du carbone dans l'insert, celle-ci est d'autant plus importante que l'épaisseur est faible.

IX-5 Influence de l'état de surface

Les équations (9), (16), (20) ainsi que (24), (22) et (23) prises en considération (chapitre VII) montrent que d'une façon générale, l'écart arithmétique moyen 'Ra' n'a pas d'influence sur le taux de surface soudée.

IX-6 Influence de l'environnement

L'effet de l'environnement, n'est pas quantifié dans les différentes expressions numériques.

Toutefois nous pourrions introduire dans les équations l'effet mécanique, chimique, structurel de la couche d'oxyde, en tant que troisième corps intervenant à l'interface fonte acier (avec ses caractéristiques physiques).

CHAPITRE X

X COMPARAISON AVEC L'EXPÉRIENCE

X-I Diffusion

Les résultats obtenus pour les distances d'appauvrissement sont comparables à ceux obtenus expérimentalement (voir tableau ci-dessous)

Tableau comparatif des distances d'appauvrissement

T (°C)	850			900			950		
t (Mn)	25	30	60	25	30	60	25	30	60
Distance d'appauvrissement (µm)									
Valeur expérimentale	200	250	281		323	260			310
Valeur calculée	198	216	306	279	305	432	383	419	593
Différence estimée en %	1	15	8		6	39			47

Tableau -5-

Remarque : On notera que ce tableau comporte des valeurs aberrantes pour les couples (température, temps) de (900° c, 60') et (950° c, 60')

Néanmoins, on pourrait attribuer la différence des résultats à :

1 - L'hétérogénéité du métal, du point de vue chimique ainsi que du point de vue structural

2 - L'influence du silicium sur l'activité thermodynamique du carbone qui augmente lorsque la teneur en silicium devient importante (le carbone et silicium se repoussent). Cet effet se traduit par la variation du coefficient de diffusion du carbone(?)

3 - La mauvaise qualité du vide, qui peut favoriser la formation d'oxydes à l'interface et par conséquent gêner la diffusion.

X-2 Déformation plastique et fluage

Le taux de contact n'ayant pas été mesuré expérimentalement, et par conséquent, la comparaison n'est pas établie.

Toutefois, la diminution de la valeur de la contrainte de compression utilisée est inévitable par suite au :

- désaxage des deux matériaux à souder
- dilatation des éprouvette une fois à l'intérieur du four (la contrainte étant appliquée) ainsi que la contraction des éprouvettes due aux transformations de phase au chauffage (de la phase ferritique à la phase austéritique)
- une couche d'oxyde formée à chaud peut influencer les résultats expérimentaux.

XI CONCLUSION

Pour l'évaluation des mécanismes mécaniques (déformation plastique, fluage) et diffusion, qui fait l'objet de cette étude , nous pouvons dire que :

nels

La diffusion est sensible aux conditions thermiques , elle s'accélère pour un long maintien en phase austénitique .

L'environnement et l'état de surface ont également une influence considérable sur ce mécanisme (diffusion).

Par ailleurs, en condition mécanique les mécanismes (essentiellement la déformation plastique et le fluage) interviennent au niveau du mode d'adhésion des surfaces.

Les équations que nous avons prises, tiennent compte des conditions de travail (à noter que des équivalences ont été relevées entre contrainte appliquée, température et durée de traitement).

Les résultats obtenus sont les suivants :

T(°C)	850			900			950			
	t (Mn)	25	30	60	25	30	60	25	30	60
x (µm)		198	216	306	279	305	432	383	419	
C (%)		2,09	2,11	2,20	2,18	2,20	2,24	2,22	2,24	2,25
Taux de contact global "triangulaire"		34,30	37,66	51,12	47,11	48,83	75,54	61,00	69,52	

Tableau -6-

Ces résultats pour un certain nombre de conditions, s'approchent de l'expérimentation.

A noter que l'expérience elle même, pourrait donner de meilleurs résultats si les conditions de travail sont améliorées (vide, application d'une contrainte régulée).

Nous signalons que des choix d'hypothèses jouent un rôle en ce qui concerne les résultats obtenus, dont certains sont à signaler aberrants.

Ce présent travail doit être complété par des essais de fatigue thermique , afin de juger de la tenue de ces soudures pendant un travail à chaud , où les soudures seront sollicitées à des contraintes thermiques cycliques.

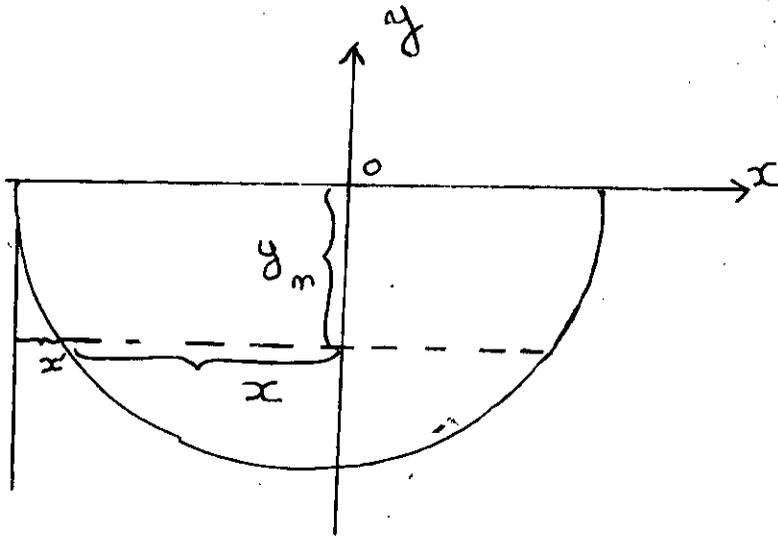
BIBLIOGRAPHIE

- (1) K. BRAHAMI : Contribution à la réparation des culasses de Moteurs Diesel de locomotive par le procédé de soudage par diffusion; thèse ingénieur, ENP 1992
- (2) 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
- (3) Y. BIENVENU : Soudage, diffusion et brasage
M. JEUDIN
T. MASSART
Ann. chim Fr. 1987
- (4) B. DERBY : Solid-state joining : techniques and applications
E.R. WALLACH
the metallurgist and material technologist 16, n° 2
1984
- (5) Y. ADDA : La diffusion dans les solides
J. PHILIBERT
Ed. INSTN et PUF 1966
- (6) M. NEGACHE : Caractérisation de la jonction Al-Cu soudés par
R. BELKADA
diffusion thèse ingénieur; USTHB 1991
- (7) F. DURAND : Diffusion et solidification ENS d'électrometallurgie
1978
- (8) M.N B. BLANCHET : Soudage par diffusion
J.J BOULANGER
Soudage et techniques
connexes -Mars - Avril 1975
- (9) M. HOURCADE : Le soudage diffusion à l'état solide
S.E.T.C -Mai - Juin 1989
- (10) T. LATOUCHE : Effet de certains paramètres opératoires sur le
C. CAILLER S.K
soudage par diffusion

- (11) Y. JOUFFREY : Soudage par diffusion au four sous-vide
Soudage et techniques connexes
Janvier - Février 1989
- (12) C.CHAUSSIN : Alliages métalliques
G. HILLY Tome 1 édition Dunod 1976
- (13) J. PHILIBERT : Diffusion et transport de matière dans les solides
Les éditions de la physique 1985
- (14) J.M DORLOT : Des matériaux
J.P BAILON Editions de l'école polytechnique de Montréal
J. MASOUNAVE Montréal 1986
- (15) YVES QUÉRÉ : Physique des matériaux
Edition ellipses 1988

ANNEXES

Determination des distances de part et d'autre de l'intersection de la ligne moyenne et la périphérie de la sphère.



L'équation du cercle

$$y^2 + x^2 = r_s^2 \quad (r_s : \text{rayon du cercle})$$

$$y_m^2 + x^2 = r_s^2$$

$$\left(\frac{\pi}{4} r_s\right)^2 + x^2 = r_s^2$$

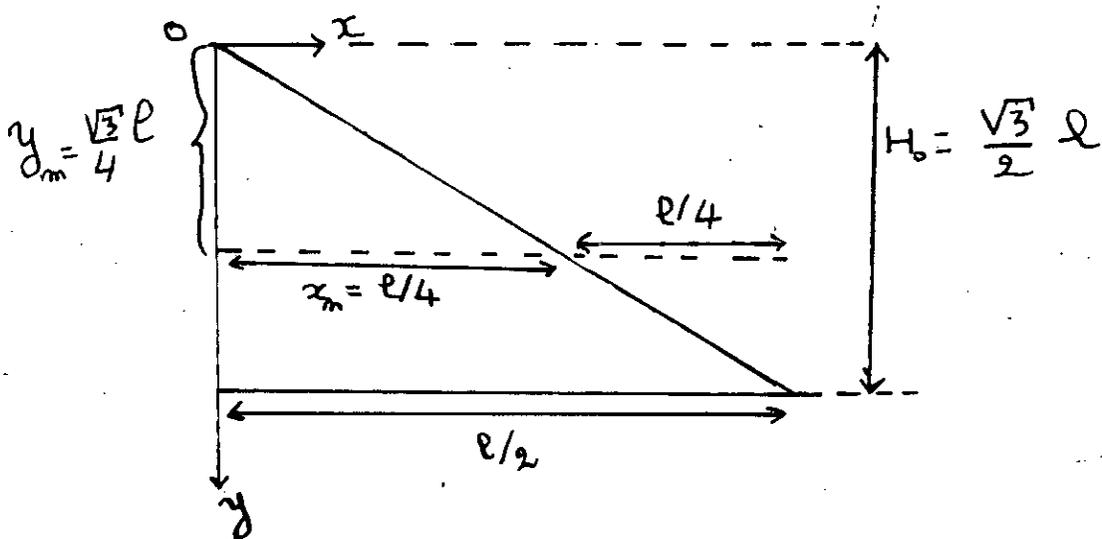
$$x = r_s/4 \sqrt{16 - \pi^2}$$

$$x' = r_s - x$$

$$x' = r_s \left(1 - \frac{\sqrt{16 - \pi^2}}{4} \right)$$

Determination des distances de part et d'autre de l'intersection de la ligne moyenne et la ligne du triangle.

Nous avons la figure:



L'équation de la droite (ligne du triangle) est de la forme

$$y = a x + b$$

Puisqu'elle passe par l'origine $(y , x) = (0 , 0)$

donc l'équation devient $y = a x$

pour $y = H_0 = \frac{\sqrt{3}}{2} l$ $x = l/2$

remplaçons dans (1) : $\frac{\sqrt{3}}{2} l = a \cdot l/2$ d'où $a = \sqrt{3}$

L'équation devient $y = \sqrt{3} x$

A la ligne moyenne

$$y = y_m = \frac{\sqrt{3}}{4} l \quad \text{d'où} \quad x_m = l/4$$

A N N E X E 3

La densité surfacique (pour aspérités sphériques)

$$d_{\text{surf}} = n_1 / s \quad n_1 : \text{nombre d'aspérités}$$

$$s : \text{Surface idéale}$$

$$d_{\text{lin}} = \sqrt{d_{\text{surf}}} \quad (\text{pour une surface carrée})$$

$$d_{\text{lin}} = \sqrt{n_1} / a \quad (a : \text{côté du carré})$$

puisque $a = 2 r_s \sqrt{n_1}$

alors : $d_{\text{surf}} r_s^2 = 1 / 4$

or : $R_a = 0,38 \cdot r_s$

d'où $d_{\text{surf}} \cdot R_a^2 = 0,036$

La densité linéaire (pour aspérité cylindrique)

$$d_{\text{lin}} = 1/2 r_s$$

or $R_a = 0,38 r_s$

donc : $d_{\text{lin}} R_a = 0,19$

La densité linéaire (aspérité triangulaire)

$$d_{\text{lin}} = n_1 / a \quad (a = n_1 l)$$

$$d_{\text{lin}} l = 1$$

or : $R_a = \sqrt{3}/4 l$

donc : $d_{\text{lin}} \cdot R_a = 0,43$

Constantes utilisées

- K: constante de Hollomon ($\sigma = K \cdot \epsilon^n$)
 $K = E/400$ (E: module d'young)
 $K = 8 \cdot 10^8 / 400$ (N/m²) = $2 \cdot 10^6$ N/m²
- Coefficient d'écrouissage " n "
 $n = 0,43$
- ν : Coefficient de Poisson $\nu = 0,29$
- Module de Cisaillement (μ)
 $\mu = 0,12 \cdot 10^6$ N/m²
- E_A : Energie d'activation de l'espèce (carbone)
 $E_A = 134$ KJ/mole
- $\dot{\epsilon}_0$: Constante dependant du materiau
 $\dot{\epsilon}_0 = 10^{-2}$ s⁻¹
- k : Constante de boltzmann
 $k = 8,31$ J/K.mole
- n' : Exposant compris entre 3 et 5
 $n' = 4,5$
- σ : Pression appliquée $\sigma = 10^6$ Pa

ANNEXE 5

Etude de la fonction:

$$C(x,t) = (C_1 - C_2) \left[\frac{1}{2} - \frac{1}{\sqrt{\pi}} \cdot \frac{x+h}{2\sqrt{Dt}} + \frac{1}{3\sqrt{\pi}} \left(\frac{x+h}{2\sqrt{Dt}} \right)^3 \right] + C_2$$

$$\frac{\partial C(x,t)}{\partial x} = (C_1 - C_2) \left[-\frac{1}{\sqrt{\pi}} \cdot \frac{1}{2\sqrt{Dt}} + \frac{1}{\sqrt{\pi}} \cdot \frac{1}{2\sqrt{Dt}} \left(\frac{x+h}{2\sqrt{Dt}} \right)^2 \right]$$

$$\frac{\partial C(x,t)}{\partial x} = \frac{C_1 - C_2}{2\sqrt{\pi Dt}} \left[-1 + \left(\frac{x+h}{2\sqrt{Dt}} \right)^2 \right]$$

$$\frac{\partial C(x,t)}{\partial x} = 0 \quad \Rightarrow \quad \left(\frac{x+h}{2\sqrt{Dt}} \right)^2 = 1$$

$$x = 2\sqrt{Dt} - h$$

$$x = -2\sqrt{Dt} - h$$

$$\frac{\partial C(x,t)}{\partial x} < 0 \quad \text{pour} \quad -2\sqrt{Dt} - h < x < 2\sqrt{Dt} - h$$

$$* \quad x = -h \quad ; \quad C(x,t) = \frac{C_1 + C_2}{2} \quad (\text{Point invariant})$$

$$* \quad x = 2\sqrt{Dt} - h \quad ; \quad C(x,t) = 0,12 C_1 + 0,88 C_2$$

$$* \quad x = -2\sqrt{Dt} - h \quad ; \quad C(x,t) = 0,88 C_1 + 0,12 C_2$$

ANNEXE 6

NOTION DE RUGOSITÉ

L'écart arithmétique moyen R_a , représenté sur une longueur L d'évaluation d'un profil, la somme des écarts entre tout point du profil et une ligne moyenne. Cette ligne moyenne sépare les crêtes et les vallées du relief en deux parties égales.

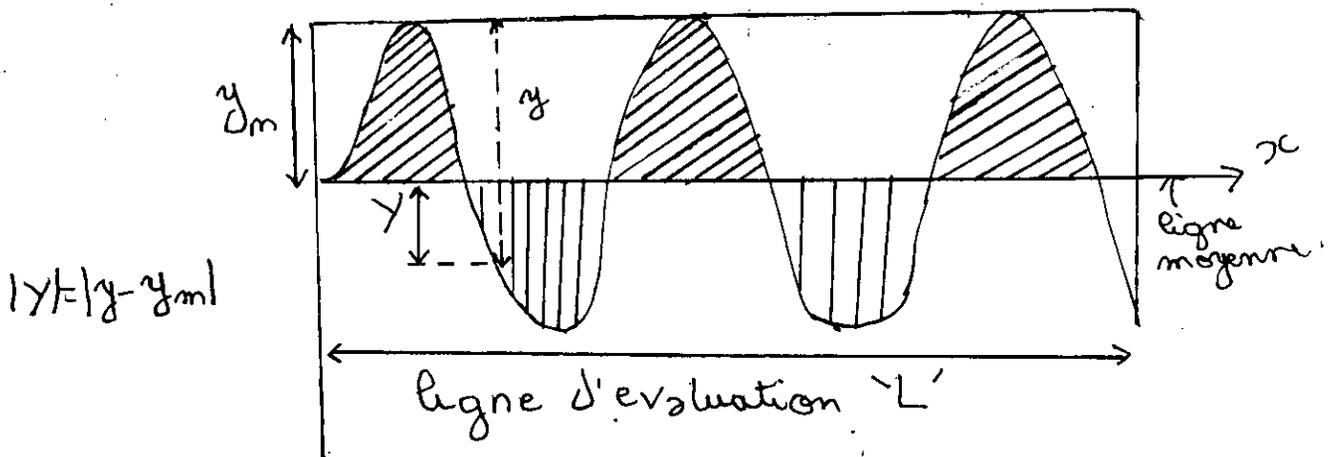
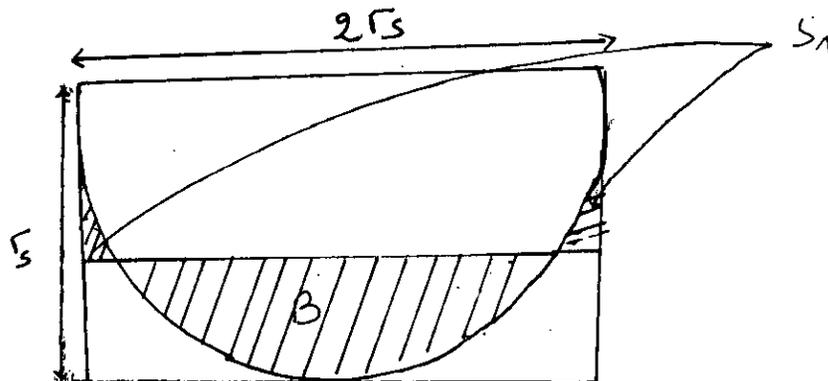


fig 7 : Critère statique d'un état de surface

écart arithmétique moyen

$$R_a = \frac{1}{L} \int_0^L |y| dx$$

- Dans le cas d'aspérités sphériques :



- Détermination de la ligne moyenne

soit S_1 la surface des vallées

soit B la surface des crêtes

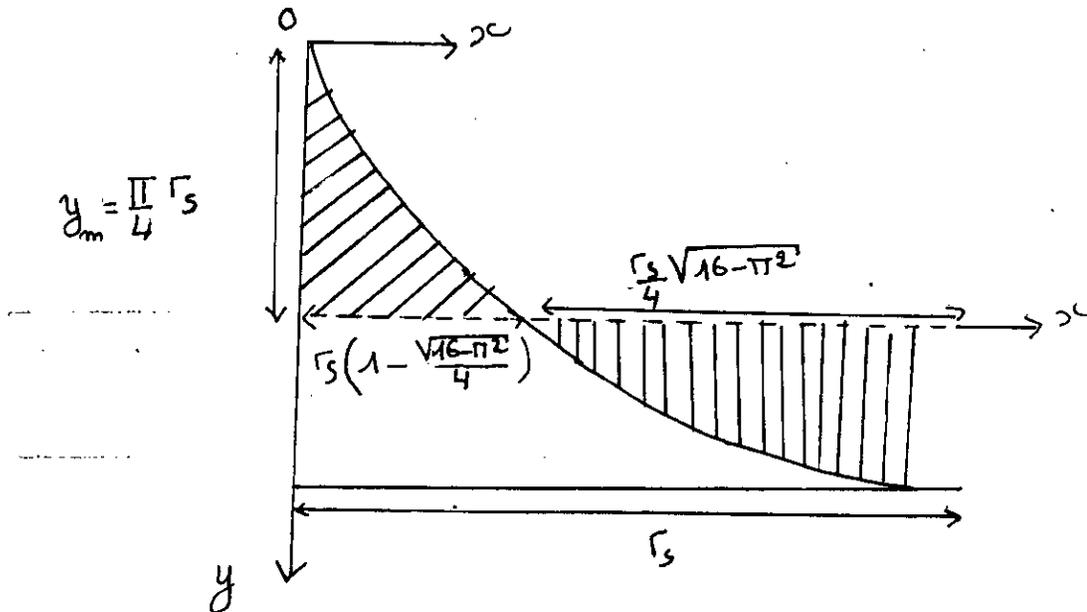
La surface des vallées

$$S_1 = 2r_s^2 - \frac{1}{2} \pi r_s^2 + B - 2r_s(r_s - y_m)$$

or $S_1 = B$ (aire des vallées est égale à l'aire de la crête)

$$\text{on aboutit à } y_m = \frac{\pi}{4} \cdot r_s$$

En raison de la symétrie de la sphère, on considère le quart de cercle pour la mesure de la rugosité (car c'est une mesure par unité de longueur)



$$Ra = \frac{1}{L} \int_0^L |y - y_m| dx$$

$$\int y dx = \frac{2}{\sqrt{3}} \arcsin \frac{x-\sqrt{3}}{2} + \frac{2}{x-\sqrt{3}} \sqrt{2x\sqrt{3}-x^2}$$

de la forme : $\int \sqrt{a^2-x^2} dx = \frac{a^2}{2} \arcsin \frac{x}{a} + \frac{x}{2} \sqrt{a^2-x^2}$

$$\int y dx = \int \sqrt{2x\sqrt{3}-x^2} dx = \int \sqrt{\frac{3}{2}(x-\sqrt{3})^2} dx$$

Remarque :

$$R_a = \frac{\frac{4}{\sqrt{3}} \sqrt{16-\pi^2}}{1} \int_{\sqrt{3}}^{\sqrt{3}(1-\frac{\sqrt{16-\pi^2}}{4})} y dx - \int_{\sqrt{3}(1-\frac{\sqrt{16-\pi^2}}{4})}^0 y dx$$

après simplification :

selon la figure est : $y = \sqrt{2x\sqrt{3}-x^2}$

car l'équation du cercle en prenant le repère

avec $y_m = \frac{4}{\sqrt{3}}$, $y = \sqrt{2x\sqrt{3}-x^2}$

$$R_a = \frac{\sqrt{3}(1-\frac{\sqrt{16-\pi^2}}{4})}{1} \int_{\sqrt{3}(1-\frac{\sqrt{16-\pi^2}}{4})}^0 (y_m - y) dx + \int_{\sqrt{3}}^{\sqrt{3}(1-\frac{\sqrt{16-\pi^2}}{4})} y dx$$

$$r_3 \left(1 - \frac{\sqrt{16 - \pi^2}}{4}\right)$$

$$* \int_0^{\sqrt{3} \left(1 - \frac{\sqrt{16 - \pi^2}}{4}\right)} y dx = -\frac{r_3^2}{2} \left[\arcsin \frac{\sqrt{16 - \pi^2}}{4} + \frac{\sqrt{16 - \pi^2}}{16} \cdot \pi - \frac{\pi}{2} \right]$$

$$* \int_{\sqrt{3} \left(1 - \frac{\sqrt{16 - \pi^2}}{4}\right)}^{\sqrt{3}} y dx = \frac{r_3^2}{2} \left[\arcsin \frac{\sqrt{16 - \pi^2}}{4} + \pi \cdot \frac{\sqrt{16 - \pi^2}}{16} \right]$$

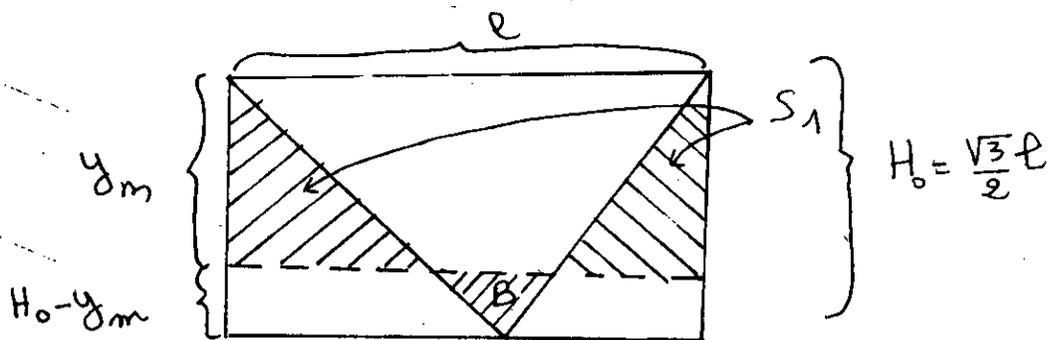
substituons ces valeurs dans (1), on aboutit à :

$$R_a = 2 r_3 \left[\frac{1}{\sqrt{16 - \pi^2}} \arcsin \frac{\sqrt{16 - \pi^2}}{4} + \frac{\pi}{16} + \right.$$

$$\left. + \frac{1}{4 - \sqrt{16 - \pi^2}} \arcsin \frac{\sqrt{16 - \pi^2}}{4} + \frac{\pi}{16} \cdot \frac{\sqrt{16 - \pi^2}}{4 - \sqrt{16 - \pi^2}} - \frac{\pi}{2(4 - \sqrt{16 - \pi^2})} \right]$$

$$R_a = 0,38 r_3$$

Determination de la rugosité triangulaire



* Determination de la ligne moyenne

soit 'S₁' la surface des vallées

soit 'B' la surface de la crête

La surface des vallées

$$S_1 = l \cdot H_0 - \frac{1}{2} \cdot l \cdot H_0 + B - l \cdot (H_0 - y_m)$$

or: $S_1 = B$ (aire des vallées est égale à l'aire

de la crête). On devra que $y_m = \frac{\sqrt{3}}{4} l$

En raison de la symétrie la mesure de la rugosité se réduit à la longueur $l/4$ d'évaluation

du profil

$$R_a = \frac{1}{l/4} \int_0^{l/4} (y_m - y) dx + \frac{1}{l/4} \int_{l/4}^{l/2} (y - y_m) dx$$

$$R_a = \frac{4}{l} \int_{l/4}^{l/2} y dx - \frac{4}{l} \int_0^{l/4} y dx \quad (y = \sqrt{3} \cdot x)$$

$$\text{d'où} \quad R_a = \frac{\sqrt{3}}{4} \cdot l$$