

MINISTRE AUX UNIVERSITES
ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

THESE DE MAGISTER EN METALLURGIE

ETUDE DU COMPORTEMENT D'UN ASSEMBLAGE SOUDE
VIS A VIS DE LA CORROSION EN MILIEU CHLORURE
EN ABSENCE ET EN PRESENCE D'INHIBITEUR

PRESENTEE PAR

NABILA CHERMAT

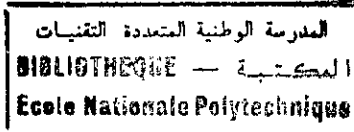
INGENIEUR DIPLOMEE DE L'EN.P.

SOUTENUE LE 06 JUIN 1992 DEVANT LA COMMISSION D'EXAMEN

JURY :

Madame	F. KERMICHE	Présidente
Messieurs	M. KERKAR	
	M. OULLADJ	
	A. BELHAOUAS	
	F. HELLAL	

MINISTRE AUX UNIVERSITES
ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE



THESE DE MAGISTER EN METALLURGIE

ETUDE DU COMPORTEMENT D'UN ASSEMBLAGE SOUDE
VIS A VIS DE LA CORROSION EN MILIEU CHLORURE
EN ABSENCE ET EN PRESENCE D'INHIBITEUR

PRESENTEE PAR

NABILA CHERMAT

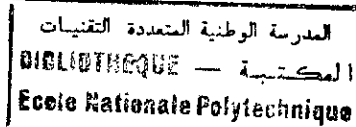
INGENIEUR DIPLOMEE DE L'EN.P.

SOUTENUE LE 06 JUIN 1992 DEVANT LA COMMISSION D'EXAMEN

JURY :

Madame	F. KERMICHE	Présidente
Messieurs	M. KERKAR	
	M. OULLADJ	
	A. BELHAOUAS	
	F. HELLAL	

REMERCIEMENTS



Le présent travail a été réalisé au centre de Recherche et Développement de SONATRACH (C.R.D), sous la direction de Monsieur Fateh HELLAL, chargé de cours à l'Ecole Nationale Polytechnique. Je tiens à lui exprimer ma gratitude pour les conseils éclairés et les encouragements précieux qu'il m'a prodigué tout au long de ce travail.

Je tiens à exprimer ma profonde reconnaissance à mes co-Directeurs, Messieurs les professeurs Edward GHALI de l'Université Laval et Dominique PIRON de l'Ecole Polytechnique de Montréal pour l'intérêt qu'ils ont témoigné à l'égard de ce travail, pour leurs précieux conseils et pour leur grande disponibilité tout au long de mon stage. Je garde de nos entretiens le souvenir d'une atmosphère de compréhension, d'enrichissement et de sympathie.

De sincères remerciements aux membres du jury pour l'honneur qu'ils m'ont fait en acceptant de juger ce travail.

Je remercie vivement Monsieur Abdelghani BELHOUAS, Directeur du Centre de Recherche et Développement de SONATRACH de s'être rendu disponible en faisant partie de mon jury de thèse et pour les encouragements qu'il m'a prodigué.

Je remercie également, Messieurs Abdenour LONGOU, Directeur du Laboratoire Traitement des Hydrocarbures, et Nafaa MESSAOUDENE, Chef de Département Assistance aux Unités Industrielles pour la confiance qu'ils ont accordé à mon travail et les moyens qu'ils ont mis à ma disposition pour concrétiser ce travail.

Je remercie particulièrement Monsieur Mohamed MEKKI, Chargé de cours à l'Institut Algérien du Pétrole pour les discussions fructueuses que nous avons eu et qui ont constitué un apport pour mon travail.

J'exprime ma profonde gratitude pour Monsieur Moussa BOUNOUGHAZ, Chef de Service corrosion, pour tout ce qu'il m'a apporté au cours de mon stage au Canada. Je le remercie pour sa disponibilité, pour ses idées qui m'ont été d'un grand soutien tout au long de ce travail.

J'adresse mes plus sincères remerciements à :

- L'équipe du laboratoire Centrale de la S.N.V.I de Rouiba pour l'aide technique qu'elle m'a apporté tout au long de ce travail.
- Madame Zineb CHERITI et à Madame Rabia BOURNANE pour le soin apporté à la mise en forme de ce travail.

- Mes collègues de travail pour leurs aides techniques et leur disponibilité.

Que les personnes qui m'ont aidé de près ou de loin pour la réalisation de ce travail, veuillez le considérer comme une partie de leur oeuvre.

Je ne pourrai oublier de remercier les épouses de mes co-Directeurs pour l'accueil qu'elles m'ont offert au cours de mon séjour au Canada et mes amis(es) pour leur soutien amical .

T A B L E D E S M A T I E R E S

	<u>PAGE</u>
REMERCIEMENTS.....	IV
TABLE DES MATIERES	V
RESUME.....	VI
LISTE DES ILLUSTRATIONS.....	VII
LISTE DES SYMBOLES	VIII
INTRODUCTION	1
CHAPITRE I: REVUE BIBLIOGRAPHIQUE.....	4
1.1. INTRODUCTION.....	5
1.2. PROCEDE DE SOUDAGE.....	5
1.3. SOUDAGE EN MULTIPASSES DES ACIERS AU CARBONE.....	5
1.4. INFLUENCE DE LA SOUDURE SUR LA CORROSION.....	6
1.5. INFLUENCE DES PARAMETRES STRUCTURAUX SUR LA CORROSION.....	7
1.5.1. Effet de la composition chimique.....	7
1.5.2. Effet de la microstructure.....	9
1.5.3. Effet de la taille de grains.....	10
1.5.4. Effet de la microdureté.....	10
1.6. INFLUENCE DE NaCl SUR LA CORROSION.....	10
1.7. INHIBITEURS DE CORROSION.....	13
1.7.1. Définition.....	13
1.7.2. Inhibiteurs de corrosion organiques commerciaux.....	14
1.7.3. Effet de NaCl sur l'inhibition.....	14
1.7.4. Efficacité d'inhibition.....	15

CHAPITRE II : METHODES EXPERIMENTALES.....	16
2.1. INTRODUCTION.....	17
2.2. CARACTERISATION DE LA SOUDURE.....	17
2.2.1. Présentation de la soudure.....	17
2.2.2. Prélèvement des éprouvettes.....	17
2.2.3. Analyses chimiques de la soudure.....	18
2.2.4. Examen micrographique.....	18
2.2.5. Mesure de la taille de grains.....	19
2.2.6. Mesures et filiations de la microdureté...	19
2.3. ETUDE POTENTIOCINETIQUE.....	20
2.3.1. Electrode de travail.....	20
2.3.2. Electrolyte.....	21
2.3.3. Inhibiteur de corrosion.....	21
2.3.4. Appareillage utilisé.....	22
2.3.5. Etude expérimentale.....	22
2.4. ETUDE DES FACTEURS DE REPRODUCTIBILITE.....	23
2.4.1. Mesure du temps de stabilisation du potentiel de corrosion.....	24
2.4.2. Vitesse de balayage.....	24
2.4.3. Vitesse de rotation de l'électrode de travail.....	24
2.4.4. Ajustement du pH.....	25
CHAPITRE III : RESULTATS EXPERIMENTAUX - DISCUSSION.....	26
3.1. INTRODUCTION.....	27
3.2. CARACTERISATION DE LA SOUDURE.....	27
3.2.1. Analyse chimique.....	27
3.2.2. Examen macrographique.....	29
3.2.3. Examen micrographique..	31
3.2.4. Evolution de la microdureté dans la soudure..	38
3.2.5. Evaluation sommaire de la soudure.....	42

3.3. COMPORTEMENT DE LA SOUDURE VIS A VIS DE LA CORROSION EN ABSENCE D'INHIBITEUR.....	44
3.3.1. Influence des paramètres structuraux sur la corrosion dans une solution de 100 mg/l NaCl..	44
3.3.1.1. Effet des microstructures.....	44
3.3.1.2. Effet du taux de carbone.....	46
3.3.1.3. Effet de la taille de grains.....	48
3.3.1.4. Effet de la microdureté.....	49
3.3.1.5. Discussion.....	50
3.3.2. Influence de NaCl sur la corrosion.....	52
3.4. COMPORTEMENT DE LA SOUDURE VIS A VIS DE L'EFFICACITE D'INHIBITION.....	54
3.4.1. Influence de la concentration de l'inhibiteur.....	54
3.4.2. Influence de la soudure.....	55
3.4.3. Influence de NaCl sur l'efficacité d'inhibition.....	57
CONCLUSIONS - RECOMMANDATIONS - PERSPECTIVES.....	59
REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES.....	64
ANNEXES.....	70

RESUME

Les ensembles soudés en cinq passes provenant des installations de surface du champs de gaz d'Alrar se corrodent préférentiellement dans la zone fondue en présence de protection.

Des investigations d'ordre chimique, métallographique et mécanique ont permis d'établir une évaluation sommaire du joint soudé. Les résultats obtenus ont révélé la présence des hétérogénéités de part les différences dans les taux de carbone, de la diversité des microstructures, des changements dans les tailles de grains et des écarts entre les valeurs de la microdureté. Ces différences dans les propriétés de la soudure ont constitué des facteurs de corrosion. Leur contribution est différente d'une zone à une autre de la soudure.

Les investigations potentiocinétiques ont permis de montrer la présence d'un couple galvanique entre la zone fondue et la zone affectée thermiquement. Cette dernière, ayant les taux de carbone, les tailles de grains et les microduretés les plus grandes, se dégrade plus rapidement que la zone fondue et le métal de base.

La présence de concentrations élevées en NaCl (3500 et 10000 mg/l) a conduit à des vitesses de corrosion plus grandes. Le taux d'augmentation est de 5 pour 1 pour la zone fondue et de 3 pour 1 pour la zone affectée thermiquement. Nous avons observé que cette dernière reste la zone la plus sensible à la corrosion.

Les microstructures de Widmanstätten (E3 et E5) obtenues dans la zone fondue, deviennent les plus susceptibles à la corrosion en présence de concentrations élevées en NaCl. Ceci nous laisse penser que l'initiation de la corrosion s'est produite dans la zone affectée thermiquement ensuite, elle s'est propagée plus rapidement dans la zone fondue grâce aux microstructures de Widmanstätten.

L'injection d'un inhibiteur organique à base d'amine dans les solutions testées, a permis de diminuer la vitesse de corrosion et d'assurer une bonne protection des zones soudées avec des doses de 30 ppm. Il est important de noter que le taux de l'efficacité de protection est fonction et de la concentration en inhibiteur et de la nature des microstructures.

Les microstructures ayant une grande sensibilité à la corrosion ne sont pas systématiquement les plus protégées.

LISTE DES ILLUSTRATIONS

INTRODUCTION

fig 1 : Profil isométrique d'une installation de surface du champs de gaz d'Alrar.

CHAPITRE I

fig.2 : Diagramme de polarisation d'EVANS pour les aciers riches en carbone et les aciers à bas carbone.

fig.3 : Resistance de corrosion des aciers au carbone dans H₂SO₄ 6N à 25°C. 1/- Perlite ; 2/- Sorbite; 3/- Martensite

fig.4 : Resistance de corrosion des aciers au carbone dans NaCl 3% à 25°C (solution neutre).

fig.5 : Effet de la concentration de NaCl du fer dans une solution aérée.

CHAPITRE II

fig.6 : Schéma de prélèvement des échantillons destinés à l'étude de caractérisation.

fig.7 : Techniques de filiations de la microdureté appliquées à un assemblage soudé en cinq passes.

fig.8 : Chaîne électrochimique.

fig.9 : Variation de la vitesse de corrosion avec la vitesse de rotation de l'électrode tournante.

fig.10: Variation de la vitesse de corrosion avec le pH.

CHAPITRE III

Tableau n° 1 : Composition chimique de l'assemblage soudé.

Fig.11 : Variation du taux de carbone dans la soudure.

fig.12 : Variation du taux de carbone dans ZF.

fig.13 : Macrographie de la soudure.

Planche n°1 : Micrographies caractéristiques de la zone fondue de la première passe vers la cinquième passe.

fig.14 : Micrographie présentant les trois zones traversant la zone de fusion vers le métal de base .

Planche n°2 : Micrographies caractéristiques du métal de base affecté et non affecté par la chaleur (ZAT).

fig.15 : Variation de la taille de grains dans la soudure.

fig.16 : Variation de la taille de grains dans ZF.

fig.17 : Filiation de microdureté dans ZF(méthode longitudinale)

fig.18 : Filiation de microdureté dans la zone de liaison (méthode de profil).

fig.19 : Filiation de microdureté dans la soudure (méthode tangentielle).

fig.20 : Variation de la microdureté dans la soudure.

fig.21 : Variation de la microdureté dans ZF.

fig.22 : Effet du taux de carbone et de la microdureté dans la soudure.

fig.23 : Effet du taux de carbone et de la microdureté dans ZF.

Fig.24 : Evolution de la taille de grains et de la microdureté dans la soudure.

fig.25 : Evolution de la taille de grains et de la microdureté dans ZF

fig.26 : Evolution de la taille de grains et de la microdureté avec le taux de carbone dans la soudure.

fig.27 : Evolution de la taille de grains et de la microdureté avec le taux de carbone dans ZF.

fig.28 : Inclusions de sulfures allongées et des particules d'oxydes (sans attaque).

fig.29 : Inclusions d'oxydes.

fig.30 : Evolution de la vitesse de corrosion dans la soudure.

- fig.31 : Evolution de la vitesse de corrosion dans ZF.
- fig.32 : Evolution de la vitesse de corrosion et le taux de carbone dans la soudure.
- fig.33 : Effet du taux de carbone sur la vitesse de corrosion dans la soudure.
- fig.34 : Evolution de la vitesse de corrosion et du taux de carbone dans ZF.
- fig.35 : Effet du taux de carbone sur la vitesse de corrosion dans ZF
- fig.36 : Evolution de la vitesse de corrosion et de la taille de grains dans la soudure.
- fig.37 : Evolution de la vitesse de corrosion et de la taille de grains dans ZF.
- fig.38 : Effet de la taille de grains sur la vitesse de corrosion dans la soudure.
- fig.39 : Effet de la taille de grains sur la vitesse de corrosion dans ZF.
- fig.40 : Evolution de la vitesse de corrosion et de la microdureté dans la soudure.
- fig.41 : Evolution de la vitesse de corrosion et de la microdureté dans ZF.
- fig.42 : Effet de la microdureté sur la vitesse de corrosion dans la soudure.
- fig.43 : Effet de la microdureté sur la vitesse de corrosion dans ZF.
- fig.44 : Variation de la vitesse de corrosion avec les microstructures.
- fig.45 : Variation de la vitesse de corrosion avec le taux de carbone.

- fig.46 : Variation de la vitesse de corrosion avec la taille de grains.
- fig.47 : Variation de la vitesse de corrosion avec la microdureté.
- fig.48 : Effet de NaCl sur la vitesse de corrosion dans la soudure.
- fig.49 : Effet de NaCl sur la vitesse de corrosion dans ZF.
- Fig.50 : Effet de la concentration d'inhibiteur et des microstructures sur l'efficacité d'inhibition dans la soudure.
- Fig.51 : Effet de la concentration d'inhibiteur et des microstructures sur l'efficacité d'inhibition dans ZF.
- fig.52 : Evolution de l'efficacité d'inhibition avec le taux de carbone dans la soudure.
- fig.53 : Evolution de l'efficacité d'inhibition avec la taille de grains dans la soudure.
- fig.54 : Evolution de l'efficacité d'inhibition avec la microdureté dans la soudure.
- fig.55 : Variation de la vitesse de corrosion avec les microstructures dans la soudure.
- fig.56 : Variation de l'efficacité d'inhibition avec les microstructures dans la soudure.
- fig.57 : Efficacité d'inhibition en fonction de NaCl et des microstructures (pour 20ppm).
- fig.58 : Efficacité d'inhibition en fonction de NaCl et des microstructures (pour 30ppm).
- fig.59 : Efficacité d'inhibition en fonction de NaCl et des microstructures (pour 100 ppm).
- fig.60 : Cycle thermique d'une soudure en trois passes.

LISTE DES SYMBOLES

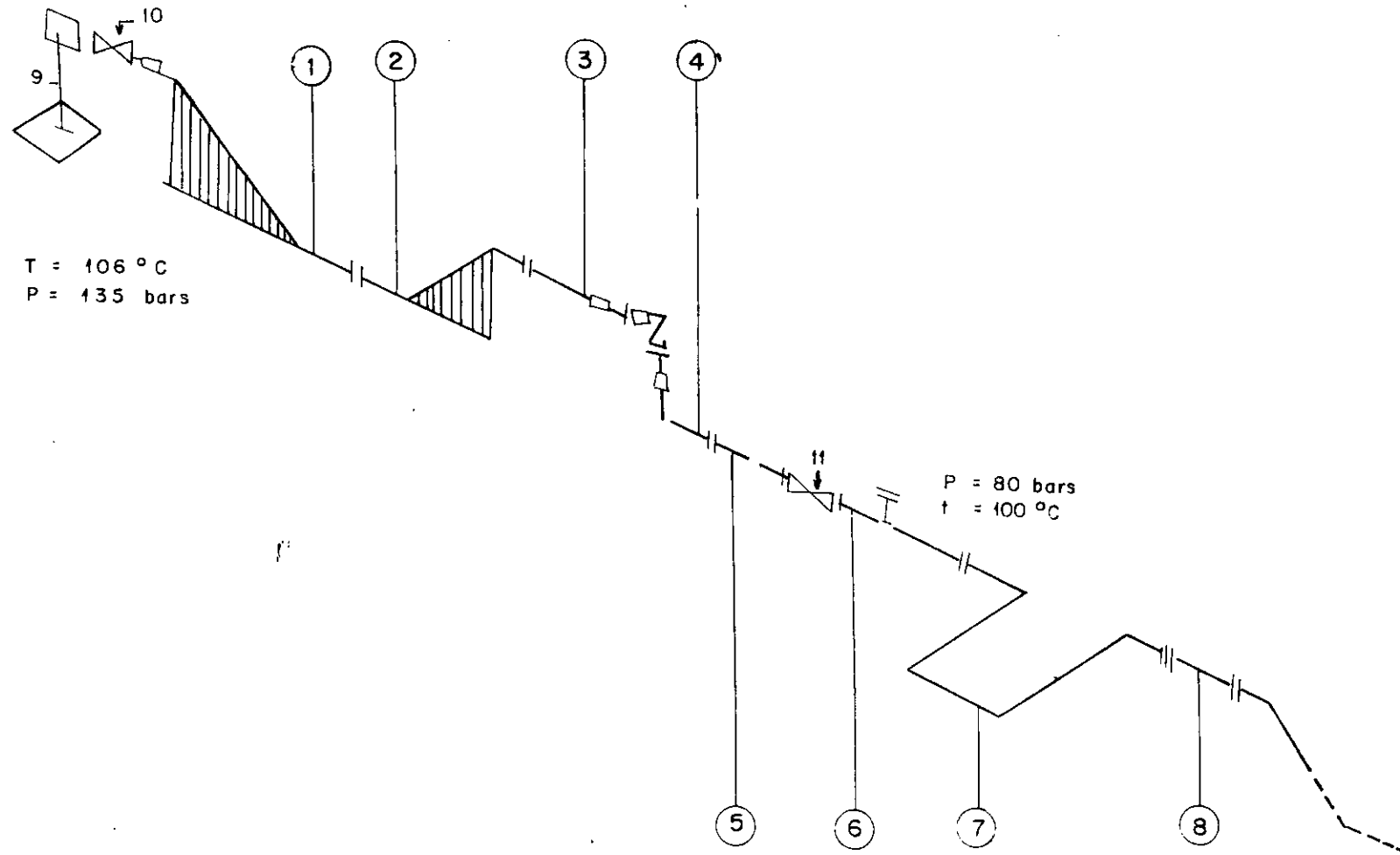
- E_{corr}** : Potentiel de corrosion
- V_{corr}** : Vitesse de corrosion exprimée en $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ ou en mm/an.
- E(%)** : Efficacité d'inhibition
- MB** : Métal de base
- ZAT** : Zone affectée thermiquement
- ZF** : Zone fondue
- ZL** : Zone de liaison
- C (%)** : Taux de carbone contenu dans les microstructures en (%)
- HV** : Microdureté.

المدسة الوطنية المتعددة التقنيات
المكتبة — BIBLIOTHEQUE
Ecole Nationale Polytechnique

INTRODUCTION

Fig. 1 PROFIL ISOMETRIQUE

D'UNE INSTALLATION DE SURFACE DU CHAMPS DE GAZ D'ALRAR



- 1,2,3,4,5,6,7et8 Manchettes composant l'installation de surface.

- 9 puits.

-10,11 réduction de 203 à 102 mm

Les aciers au carbone sont largement utilisés dans les différentes branches de l'industrie. On les trouve souvent assemblés par soudage, destinés à la production, au transport et au stockage des produits corrosifs.

La présence d'une soudure dans le matériau entraîne un certain désordre structural qui peut être sans conséquence sur les propriétés mécaniques mais néfaste pour les propriétés vis à vis de la corrosion.

Un tel phénomène est observé au Sud Algérien, dans le champs de gaz d'Alrar (à 120 km de In-Amenas), au niveau des installations de surface où les différentes sections de 22 mm d'épaisseur et de 203 mm de diamètre extérieur, composant cette installation de surface (voir fig.1.), sont changées régulièrement tous les 10 mois, sinon tous les 06 mois malgré la présence de protection.

L'examen des sections corrodées met en évidence l'attaque plus prononcée dans la zone fondue du joint soudé que dans le métal de base. Il a même été relevé, dans certains cas, la disparition du cordon de soudure, jugé de bonne qualité mécanique, et supposé protégé par un inhibiteur de corrosion.

Il est difficile de conclure par un simple contrôle visuel que la corrosion a débuté dans la zone fondue seulement, car le métal affecté par la chaleur a subi une dégradation moins prononcée que celle de la zone fondue : Comme il est aussi difficile de se prononcer par des méthodes d'étude directes, sur les propriétés vis à vis de la corrosion du joint soudé à cause d'un ensemble de facteurs de corrosion qui peuvent intervenir simultanément sur les installations de surface.

Ces facteurs dépendent d'une part de la nature du matériau, du procédé de soudage, des défauts de soudure et, d'autre part, de l'agressivité du milieu et des conditions d'exploitation.

L'analyse de ces facteurs de corrosion par rapport aux spécificités du champs de gaz d'Alrar peut nous permettre de supposer que la corrosion s'est produite et développée par la participation de différents processus de corrosion :

- corrosion électrochimique attribuée à la présence de 4,39% de CO₂, 2000 à 3000 mg/l de NaCl et 15 g d'eau /m³ de gaz contenu dans le gaz brut.
- corrosion galvanique pouvant être accordée aux hétérogénéités d'ordre physique et chimique présentes dans les différentes zones de la soudure (la zone fondue, le métal de base non affecté), conférant au joint soudé une tendance élevée à la formation de piles galvaniques.
- corrosion - érosion due aux particules solides telles que le sable provenant du puits, entraînées par le gaz avec une vitesse moyenne d'écoulement de 13 à 15 m/s.
- corrosion sous tension et corrosion par fatigue résultant des conditions d'exploitation sévères. Elles sont liées à la géométrie de l'installation, aux sollicitations cycliques de nature mécanique et thermique (pression radiale, conditions hydrodynamiques, température).

Cet ensemble de processus de corrosion et bien d'autres non cités sont susceptibles d'intervenir simultanément avec la même intensité ou à des degrés différents suivant les caractéristiques du matériau et du milieu agressif.

Vu la complexité du problème de corrosion du champs de gaz d'Alrar, certains aspects du phénomène ont été traités par des études portant sur le processus de corrosion électrochimique, sur la corrosion-érosion et sur la géométrie de ses installations de surface [1 à 4].

Il en ressort des propositions d'améliorations du comportement vis à vis de la corrosion du matériau qui seront attribuées, en général, à la sélection d'un inhibiteur filmant et neutralisant. Toutefois, le problème de dégradation des soudures n'a pas trouvé de solution adéquate.

La présente étude s'inscrit dans le cadre du projet d'amélioration du comportement des assemblages soudés. Le but recherché, au préalable, est d'évaluer la performance à la corrosion des soudures en multipasses pour mettre en évidence le rôle joué par les facteurs métallurgiques et leur impact sur la sensibilité à la corrosion du système par rapport aux facteurs de corrosion dépendant du milieu agressif.

Nous avons trouvé pertinent de retenir les principaux facteurs découlant des modifications physico-chimiques de la soudure, et de suivre son comportement vis à vis de la corrosion dans un milieu aqueux, neutre et chloruré, dans le souci de simplifier le système d'étude potentiocinétique.

L'approche expérimentale que nous avons choisi a tenu compte du temps imparti à cette recherche. Dans un premier temps, nous avons caractérisé l'assemblage soudé en multipasses par des investigations métallographiques et des microduretés pour définir les différents facteurs à retenir pour l'étude potentiocinétique. Ensuite, nous avons étudié le comportement de la soudure en milieu chloruré en présence et en absence de protection par l'inhibiteur qui a permis une protection satisfaisante du matériau non soudé sur site.

Les mesures des paramètres électrochimiques sont obtenues par la technique de Tafel et la technique de résistance de polarisation linéaire.

Enfin, notre étude est achevée par des corrélations entre les différents facteurs étudiés et la vitesse de corrosion de l'assemblage soudé.

CHAPITRE I
REVUE BIBLIOGRAPHIQUE

1.1. INTRODUCTION

Ce premier chapitre consacré à l'étude bibliographique comporte trois volets : le premier volet illustre des notions sur la soudure en multipasses des aciers au carbone et sur le procédé de soudage .Le second volet présente une synthèse sur les études antérieures portant sur l'influence de trois paramètres d'étude sur la corrosion: la soudure , les facteurs structuraux relatifs aux aciers au carbone (les microstructures ,la composition chimique ,les tailles de grains et la microdureté) et les chlorures comme facteur approprié à l'environnement . Le troisième volet est consacré à l'inhibiteur de corrosion utilisé comme moyen de lutte contre le phénomène de dégradation des matériaux. Une attention particulière est accordée aux inhibiteurs organiques commerciaux qui font l'objet de notre étude.

1.2. PROCÉDES DE SOUDAGE

Les connaissances cumulées dans le domaine de la soudure ont permis d'établir des procédés de soudage. Ce sont des modes opératoires détaillés des étapes nécessaires pour l'exécution de la soudure , en vue d'obtenir des soudures répondant aux conditions d'emploi et à des critères de qualités précises .

Le choix du procédé de soudage le plus opportun signifie que les quatre effets fondamentaux cités ci-après sont contrôlés par le biais du régime thermique imposé. Toutes défaillances dans l'application du procédé de soudage conduit à des hétérogénéités plus marquées sur l'assemblage soudé [5,6].

1.3. SOUDAGE EN MULTIPASSES DES ACIERS AU CARBONE

Le soudage à l'arc électrique en multipasses est une opération complexe[7,8,9]. Elle est produite par quatre effets fondamentaux :

- Des opérations de fonderie successives de par la fusion du métal d'apport et des bords des pièces à assembler et leur refroidissement dans le moule formé par ces mêmes pièces.

- Des élaborations métallurgiques successives au cours desquelles le même métal fondu est chimiquement constitué par le métal d'apport et le métal de base. Ces opérations sont contrôlées par les cycles de chauffage et de refroidissement imposés par le procédé de soudage.
- Des traitements thermiques générés par la succession des passes de soudage qui entraînent des modifications physico-chimiques dont l'impact est fonction de l'éloignement vis à vis de la zone fondue et du cycle fusion-solidification de cette zone.
- Des traitements mécaniques dus localement aux coefficients de dilatations différentielles des structures composant la zone fondue et la zone non fondue.

Vue la complexité de cette opération, la présence d'une soudure en multipasses dans un matériau peut être considérée comme une source d'innombrables problèmes.

Elle peut causer la formation de microstructures variables, des modifications et de la composition chimique et de la grosseur des grains, ainsi que la génération des contraintes résiduelles, des ségrégations et des inclusions. Ces problèmes altèrent les propriétés de la résistance à la corrosion des soudures et dégradent leurs performances.

1.4. INFLUENCE DE LA SOUDURE SUR LA CORROSION

Bien que la littérature soit abondante sur le soudage, peu d'études ont été accordées à la corrosion des soudures et encore moins des soudures en multipasses des aciers en carbone. Pourtant l'importance pratique de la soudure est bien établie.

Le soudage qui est largement répandu pour l'assemblage des pièces, est bien connu, dans un matériau, comme une source de nombreux problèmes de corrosion.

La complexité de l'opération de soudage a rendu les études délicates en raison du grand nombre de paramètres susceptibles d'influencer simultanément la résistance à la corrosion.

Toutefois, des auteurs [10 à 12] ont observé une corrosion préférentielle de la zone affectée thermiquement dans un milieu aqueux. Les raisons de ce phénomène n'ont pas été complètement définies. Néanmoins, il est admis que la présence des microstructures dures dans cette zone rend la corrosion sensible et parfois sévère.

Selon WHITE et KING [11], la présence de microstructures différentes dans la zone fondue conduit aussi à une corrosion préférentielle.

Les insuffisances relevées au cours de l'examen de la littérature nous laissent penser que l'on connaît mal le comportement des soudures vis-à-vis de la corrosion.

1.5. INFLUENCE DES PARAMETRES STRUCTURAUX SUR LA CORROSION

1.5.1. Effet de la composition chimique

De multiples analyses de corrélations effectuées sur des matériaux non soudés ont conduit les chercheurs à des résultats qui permettent de prédire la susceptibilité des aciers à la corrosion en fonction de leur teneur en éléments d'alliages.

Il a été observé [10], dans des solutions de H₂SO₄ 0,1N, à 30°C, que des teneurs en phosphore (0,007 à 0,016%), en manganèse (0,26 à 1,0%) et en carbone (0,02 à 1,03%) sont particulièrement nuisibles mais, vu le taux de carbone contenu dans les aciers, celui-ci exerce un effet majeur par rapport aux autres éléments.

Certains auteurs [10 à 14] ont admis que la vitesse de corrosion augmentait si le taux de carbone augmentait aussi. D'autres auteurs ont trouvé des résultats contradictoires [15]. Ils ont expliqué ceci par le fait que la corrosion n'est pas seulement gouvernée par le taux de carbone. Elle dépend fortement des carbures formés et de leur répartition dans le matériau.

Par ailleurs, KOMP et TROUT [16] ont observé que l'effet du carbone est mineur dans un acide à forte concentration en H₂SO₄ à 93%. Ils supposent que la sursaturation localisée de la solution, peut conduire à la formation de cristaux de sulfates ferreux. Cette forme de passivation obtenue peut faire en sorte que les courbes de polarisation anodiques deviennent peu affectées par le carbone.

D'autre part, ABDUL AZIM, ANWAR et SANAD [17] ont étudié l'effet du carbone en milieu alcalin (NaOH 1.4N à 30°C). Ils ont observé que dans un intervalle de carbone compris entre 0 à 0,6%, la vitesse de corrosion augmentait linéairement. Cet effet devient négligeable si un élément complexant est additionné.

Il apparait donc que l'influence du carbone contenu dans les aciers est différente suivant la nature du milieu agressif.

Le couplage de deux aciers de teneurs en carbone différentes a révélé la présence d'un effet galvanique. Il s'est avéré que l'acier à haute teneur en carbone formait une cathode. Il se corrode plus rapidement que l'acier à bas carbone. Cet effet a été expliqué par le diagramme d'EVANS [18] présenté par la figure 2.

Evans a remarqué qu'avant le couplage, les potentiels de corrosion de l'acier à haute teneur en carbone et de l'acier à basse teneur sont respectivement E₂ et E₁ correspondant à des vitesses de corrosion I₂ et I₁. Après couplage de ces deux aciers, les potentiels de corrosion changent de positions de E₁ à E_{1,c} et de E₂ vers E_{2,c} ; ainsi que les vitesses de corrosion de I₂ vers I_{2,c} et de I₁ vers I_{1,c}. Il ressort de ces changements que l'acier à haute teneur en carbone continue à se corroder plus rapidement que l'acier à bas carbone après couplage.

L'explication avancée par certains auteurs est que le carbone participe dans la formation des particules de la cémentite dans les aciers. Celles-ci forment des cathodes actives et efficaces pour l'évolution de l'hydrogène surtout dans les aciers riches en carbone.

Ils ont observé aussi que la différence dans la vitesse de corrosion avant couplage est faible par rapport à celle obtenue après couplage.

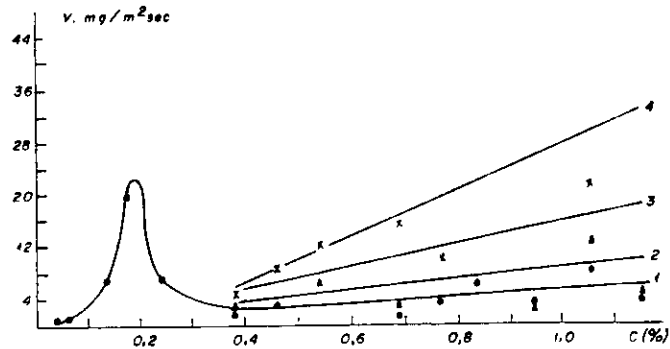


Fig. 3. Résistance de corrosion des aciers au carbone dans H_2SO_4 6N à 25°C. 1) Perlite ; 2) Sorbite ; 3) Troostite ; 4) Martensite. [14]

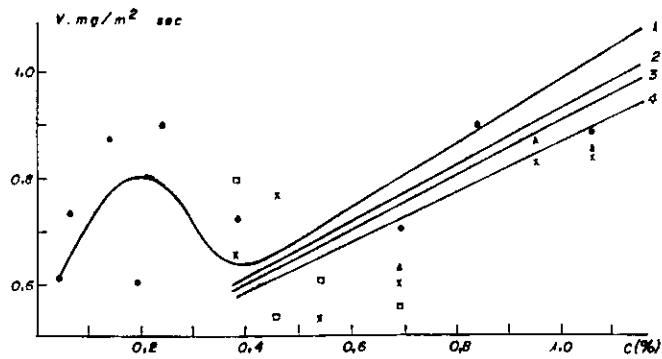


Fig. 4. Résistance de corrosion des aciers au carbone dans NaCl 3% à 25°C. (solution neutre) [14]

Le même phénomène a été observé en présence d'une solution neutre contenant 3% NaCl dans les mêmes conditions[18].

1.5.2. Effet de la microstructure

Il est connu que la durée de vie d'un matériau dépend de sa microstructure. Celle-ci est fonction et de la composition chimique et des traitements thermiques appliqués qui déterminent entre autres la taille de grains de la microstructure, les propriétés mécaniques et les propriétés de corrosion.

Dans l'état actuel des connaissances, il n'y a pas de relation directe permettant de se prononcer sur l'impact des microstructures sur la corrosion.

Certains auteurs [10 à 13] sont d'avis pour établir que la différence dans la microstructure des matériaux peut avoir un effet significatif sur la corrosion des aciers. Cet effet est attribué aux particules de cémentite. Celles-ci peuvent avoir une importance majeure de par leur morphologie et leur distribution dans le matériau.

HEYNE et BAUER [12] ont observé qu'en présence de la cémentite de revenu, l'action galvanique en milieu acide est maximale. Cette action diminue avec une cémentite coalescée par un traitement thermique. Ce phénomène a été expliqué par la largeur des particules qui résistent mieux à la dissolution complète dans l'acide.

De leur part, PETROV et OSADCHUK [14] ont montré que la microstructure ferrito-perlitique est plus stable que celle de la sorbite, la troostite et la martensite (fig.3.) en milieu acide. Elle devient la moins stable en présence d'une solution neutre de 3% NaCl (voir fig.4).

L'examen des figures citées permet de relever que la vitesse de corrosion des microstructures étudiées est plus marquée dans un milieu acide que dans un milieu neutre.

Ils ont conclu, par la suite, que la dépendance entre la vitesse de corrosion et le taux de carbone dans une solution neutre est similaire à celle obtenue en milieu acide.

1.5.3. Effet de la taille de grains

En dehors des études portant sur la corrosion intergranulaire causée par les précipitations aux joints de grains, on dispose de peu d'études sur l'effet de la taille de grains sur la corrosion dans les aciers au carbone.

Il est admis cependant, depuis longtemps, que dans les métaux purs, la taille des grains n'a que peu d'influence sur la corrosion [19].

Selon PARKINS [20], les métaux à gros grains sont plus sensibles à la corrosion que les métaux à grains fins. Ceci est expliqué par le fait que les gros grains possèdent une surface de joints plus petite que celle des grains fins. Ils sont donc plus facilement exposés à une dissolution localisée.

1.5.4. Effet de la microdureté

La dureté des soudures dépend de la contribution séparée de quatre facteurs: la taille de grains, la distribution des carbures, les transformations microstructurales et la densité de dislocations[21].

Il est apparent que l'augmentation de la dureté d'un matériau augmente la sensibilité à la corrosion. On ne peut cependant généraliser ou établir une loi à partir de la dureté.

1.6. INFLUENCE DE NaCl SUR LA CORROSION

Les ions chlorurés sont classés parmi les ions les plus agressifs et destructeurs des couches passivantes. Leur influence sur le comportement vis à vis de la corrosion de divers alliages a été largement étudiée [22 à 24].

UHILIG [25] a illustré, dans la figure 5, l'effet des chlorures sur la corrosion, dans un milieu aéré. A des teneurs inférieures à 3% NaCl, le taux de corrosion augmente. Au delà de 3% NaCl, celui-ci diminue.

Ce phénomène a été attribué à la conductibilité de la solution: Une faible conductibilité (NaCl<3%) augmente la solubilité de l'oxygène et forme des surfaces cathodiques plus importantes. La conductibilité élevée de la solution (NaCl>3%), conduit à une réduction dans la dissolution de l'oxygène et du taux de corrosion.

Des auteurs [25,26] sont d'avis que l'attaque des matériaux est faible dans des solutions salines contenant 100 à 1000 mg/l de NaCl quelles que soient les nuances d'aciers.

Pour expliquer la tendance des métaux à se corroder en présence des chlorures, des théories ont été avancées en se basant sur des concepts de semi-conduction et sur des considérations de chimie de coordinations reliées à la structure électronique [27].

Les réactions susceptibles de se produire à partir de ces thèmes sont données en fonction du système étudié :

- le matériau réagit avec les chlorures suivant la réaction :



- suivie par la dissolution partielle ou complète du Cl⁻ :



- Mⁿ⁺, dans la solution, forme un complexe



- le complexe formé est d'une stabilité faible donc il favorise la dissolution et la libération des Cl⁻ :



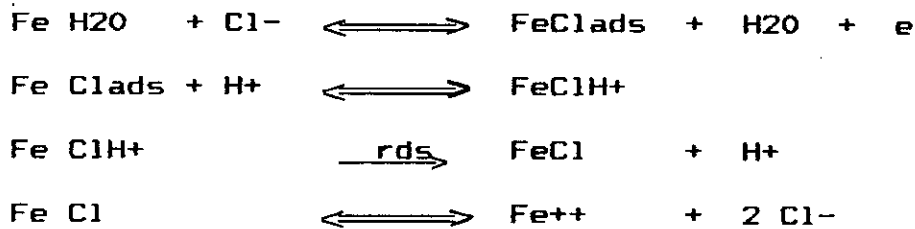
avec m : nombre de coordinance.

Les chlorures libérés participent de nouveau au cycle de dissolution du métal. Il a été noté que ces réactions se déroulent simultanément.

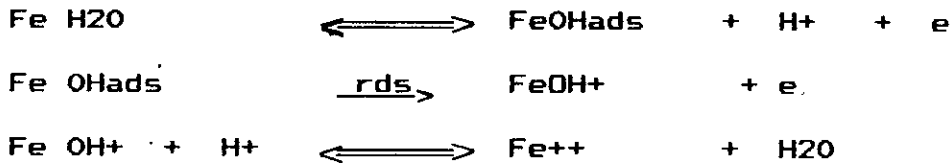
L'étude de la cinétique de l'électrodissolution du fer en milieu acide à des concentrations différentes a permis de déterminer les conditions sous lesquelles les processus électrochimiques se produisent [28].

Les réactions définissant chaque processus peuvent être résumées comme suit :

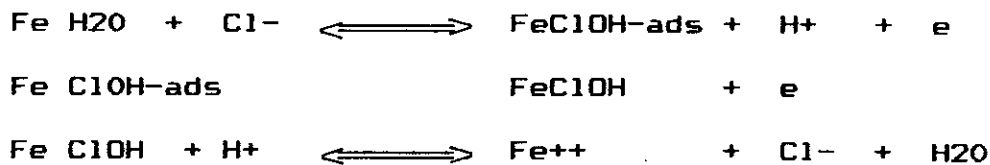
Processus de corrosion par H⁺ :



Processus de corrosion par OH⁻ :



Processus de corrosion par Cl⁻:



1.7. INHIBITEURS DE CORROSION

1.7.1. Définition

Un inhibiteur de corrosion est une substance qui, ajoutée en très petite quantité dans le milieu corrosif, permet de diminuer ou d'annuler son agressivité vis-à-vis du métal.

L'addition d'inhibiteur de corrosion en milieu agressif est une des méthodes de lutte contre la corrosion. Elle permet d'agir sur le milieu et présente une souplesse d'utilisation et un pouvoir d'action élevé.

Les inhibiteurs de corrosion réagissent en créant une barrière entre le métal et le milieu agressif. Les inhibiteurs de corrosion peuvent se classer de plusieurs façons [29 à 31]. Ils se fixent à la surface sous une forme qui dépend à la fois de leur caractère électrochimique (anodique, cathodique ou mixte) qui détermine leur mode d'action, et de la nature du matériau.

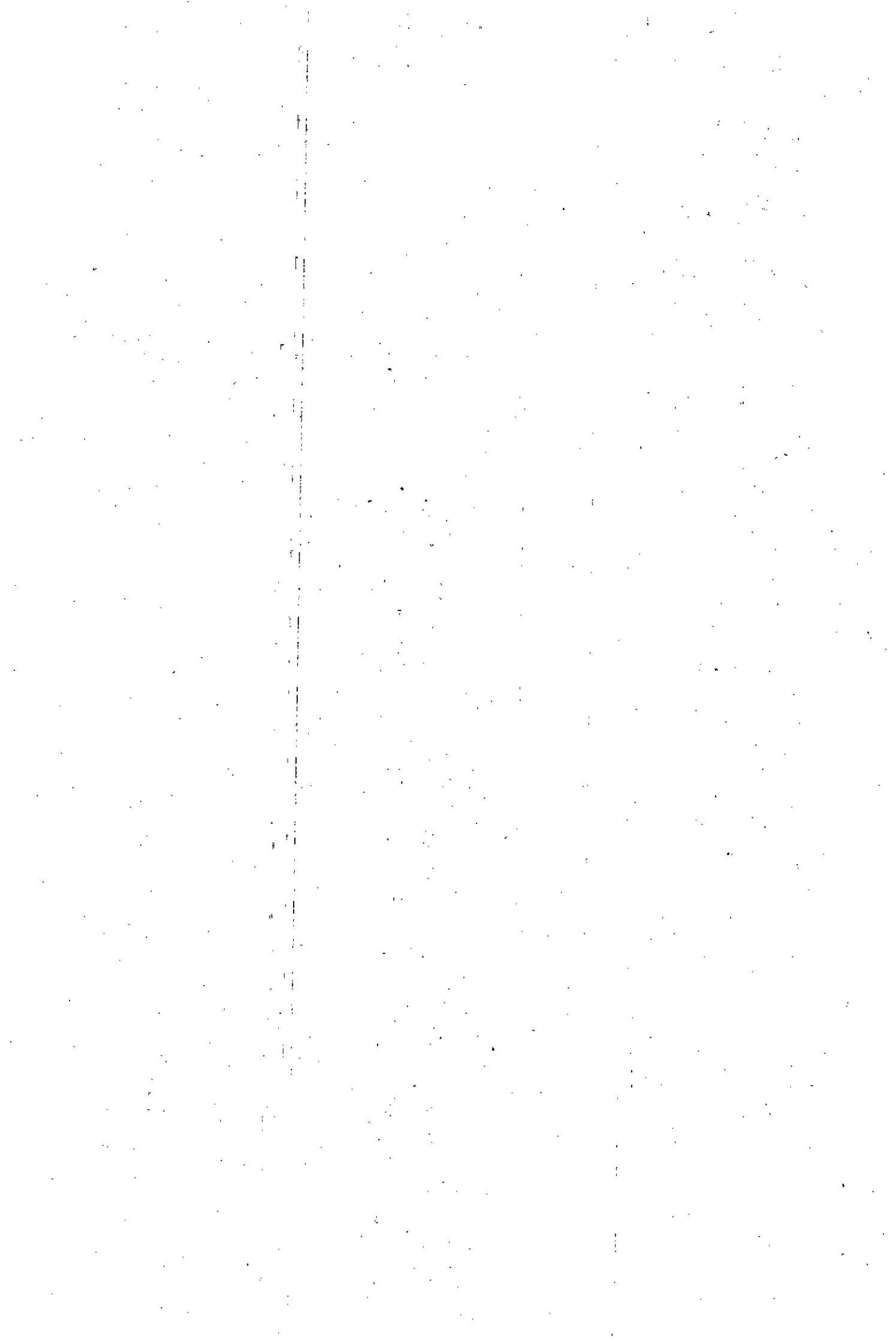
Parmi les principaux modes d'action des inhibiteurs[29] :

- blocage des sites de réactions suite à la formation d'un produit insoluble qui assure le ralentissement des réactions électrochimiques. Les inhibiteurs minéraux agissent essentiellement de cette façon.

- formation d'un film d'oxyde épais sur le métal dont l'épaisseur est de 30 à 120 fois plus grande que celle d'un film d'oxyde formé spontanément tel que les chromates, nitrites et molybdates.

- adsorption qui est distinguée par deux types de processus : une adsorption physique résultante de l'existence des forces de Van-der-Waals entre le métal et l'inhibiteur, et une chimisorption due à l'affinité entre les deux partenaires.

Ces modes d'action sont fonction de la nature chimique de l'inhibiteur et de la surface métallique. Les deux types d'adsorption peuvent intervenir simultanément (cas d'inhibiteurs organiques).



1.7.2. Inhibiteurs de corrosion organiques commerciaux

Les inhibiteurs organiques commerciaux sont des inhibiteurs composites, autrement dit, une solution contenant un inhibiteur organique de formulation générale $(CH_3)_nCH_2NH_2$ et différents additifs qui permettent à la solution d'avoir une action inhibitrice stable renforcée et des propriétés physico-chimiques adéquates avec les conditions d'exploitation.

Ces produits tendent à être de plus en plus employés car, étant généralement cathioniques, on les utilise à des doses assez faibles.

1.7.3. Effet de NaCl sur l'inhibition

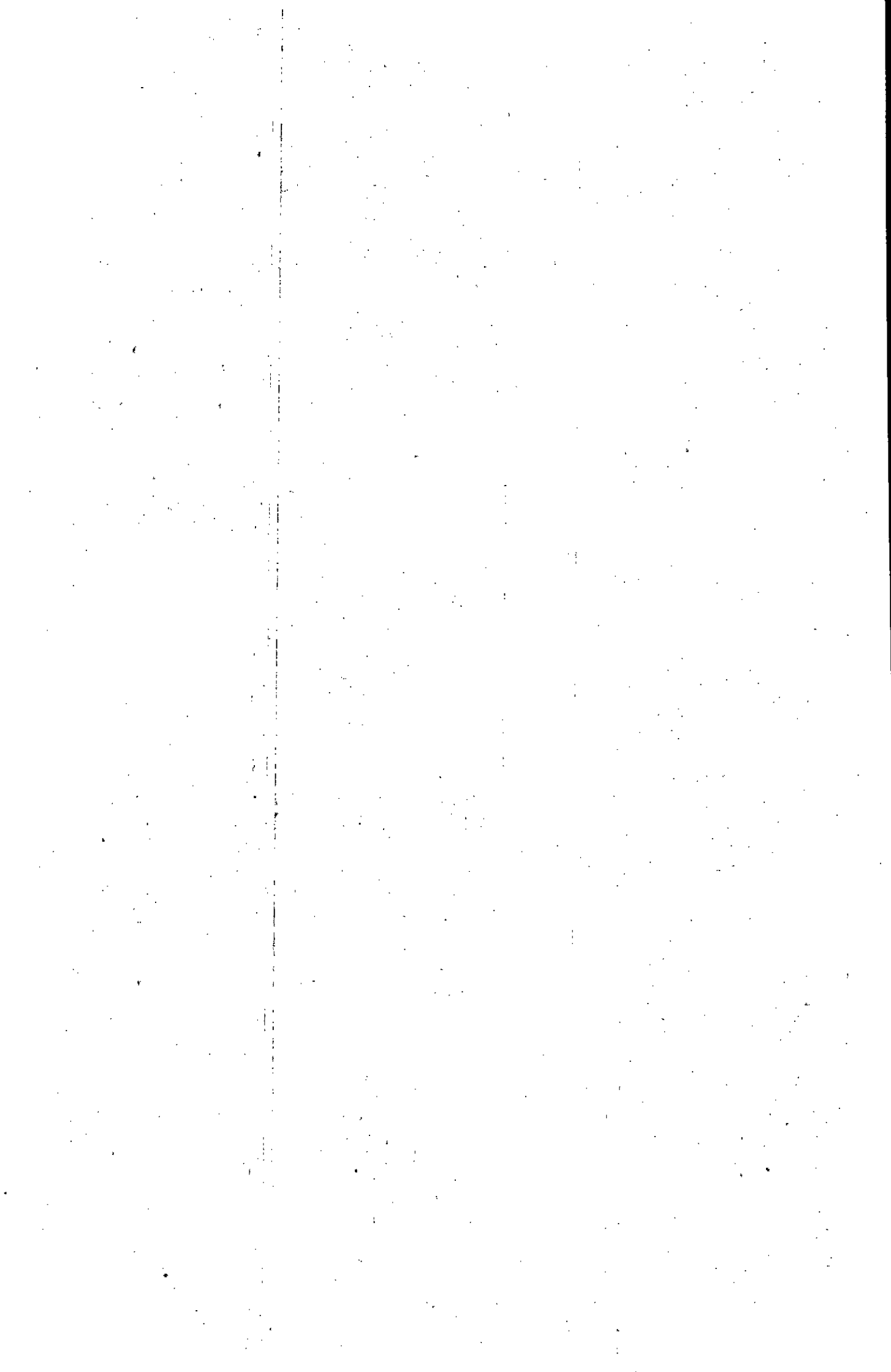
L'inhibition de la corrosion dépend des espèces présentes dans les milieux aqueux. Parmi les principales, nous citons la concentration des chlorures.

Ces ions s'adsorbent fortement sur les aciers et rendent la passivation difficile. Il est recommandé, pour de fortes concentration de Cl^- , des concentrations élevées en inhibiteurs passivants [29,30].

L'efficacité de l'inhibition par des amines organiques peut-être améliorée par les chlorures. Par exemple, le taux de corrosion des aciers par l'acide sulfurique et perchlorique diminue sensiblement.

Pour expliquer cet effet de synergie, deux hypothèses sont proposés :

- Selon MURAKAWA [28], les chlorures s'adsorbent sur l'acier et changent le potentiel de la surface dans la direction négative. Ce qui augmente le processus d'adsorption des cations d'amines.
- Pour Mac CAFFERTY's [28], le processus se déroule par deux voies différentes : une compétitivité entre l'inhibiteur et les chlorures peut avoir lieu pour couvrir la surface du métal et une adsorption à travers H^+ par l'effet électrostatique. Il relie l'efficacité d'inhibition à la contribution de ces deux processus.



1.7.4. Efficacité d'Inhibition

L'efficacité de la protection se caractérise par le pourcentage maximum d'inhibition. Elle peut être définie de la façon suivante:

$$E(\%) = \frac{V_{\text{corr}} - V'_{\text{corr}}}{V'_{\text{corr}}} \times 100$$

avec V_{corr} : Vitesse de corrosion du métal sans inhibiteur (mm/an).

V'_{corr} : Vitesse de corrosion du métal avec inhibiteur (mm/an)

$E(\%)$: Efficacité d'inhibition.

L'action inhibitrice (E) définie de cette façon montre le taux de réduction de la vitesse de corrosion en ajoutant l'inhibiteur. Elle est déterminée non seulement par l'efficacité d'inhibition mais aussi par la concentration critique de l'inhibiteur additionné.

Un produit est considéré comme inhibiteur de corrosion si son efficacité est supérieure à 50% pour des faibles concentrations.

CHAPITRE II
METHODES EXPERIMENTALES

2.1. INTRODUCTION

Dans cette partie de l'étude, nous présentons les méthodes expérimentales employées. Elles comportent des investigations d'ordre chimique, métallographique et mécanique, utilisées pour caractériser la soudure.

Les méthodes potentiocinétiques sont employées pour déterminer la vitesse de corrosion de la soudure avec et sans protection. Le principal but recherché est d'estimer la sensibilité de la soudure vis à vis de la corrosion en milieu chloruré avec et sans protection, en fonction de quatre paramètres à savoir les microstructures, le taux de carbone, la taille de grains et la microdureté.

Ces paramètres sont reliés au procédé de soudage appliqué.

2.2. CARACTERISATION DE LA SOUDURE

2.2.1. Présentation de la soudure

Le matériau retenu pour l'étude provient du Brésil. Il se présente sous forme de tubes de 22mm d'épaisseur et 203mm de diamètre extérieur, soudés à l'arc électrique manuel en cinq passes avec des électrodes basiques enrobées du type OK 48.00 de composition chimique [32] :

$C(\%) = 0.10$; $Mn(\%) = 0,50$; $Si(\%) = 0.90$.

Cette soudure est exécutée à ALRAR, par l'Entreprise des Grands Travaux Pétroliers (G.T.P), suivant les conditions de travail sur site. Ensuite, elle est contrôlée par radiographie.

2.2.2. Prélèvement des éprouvettes

Pour caractériser métallurgiquement la soudure, nous avons effectué des coupes transversales de 22 mm de largeur et 40 mm de longueur (fig.6).

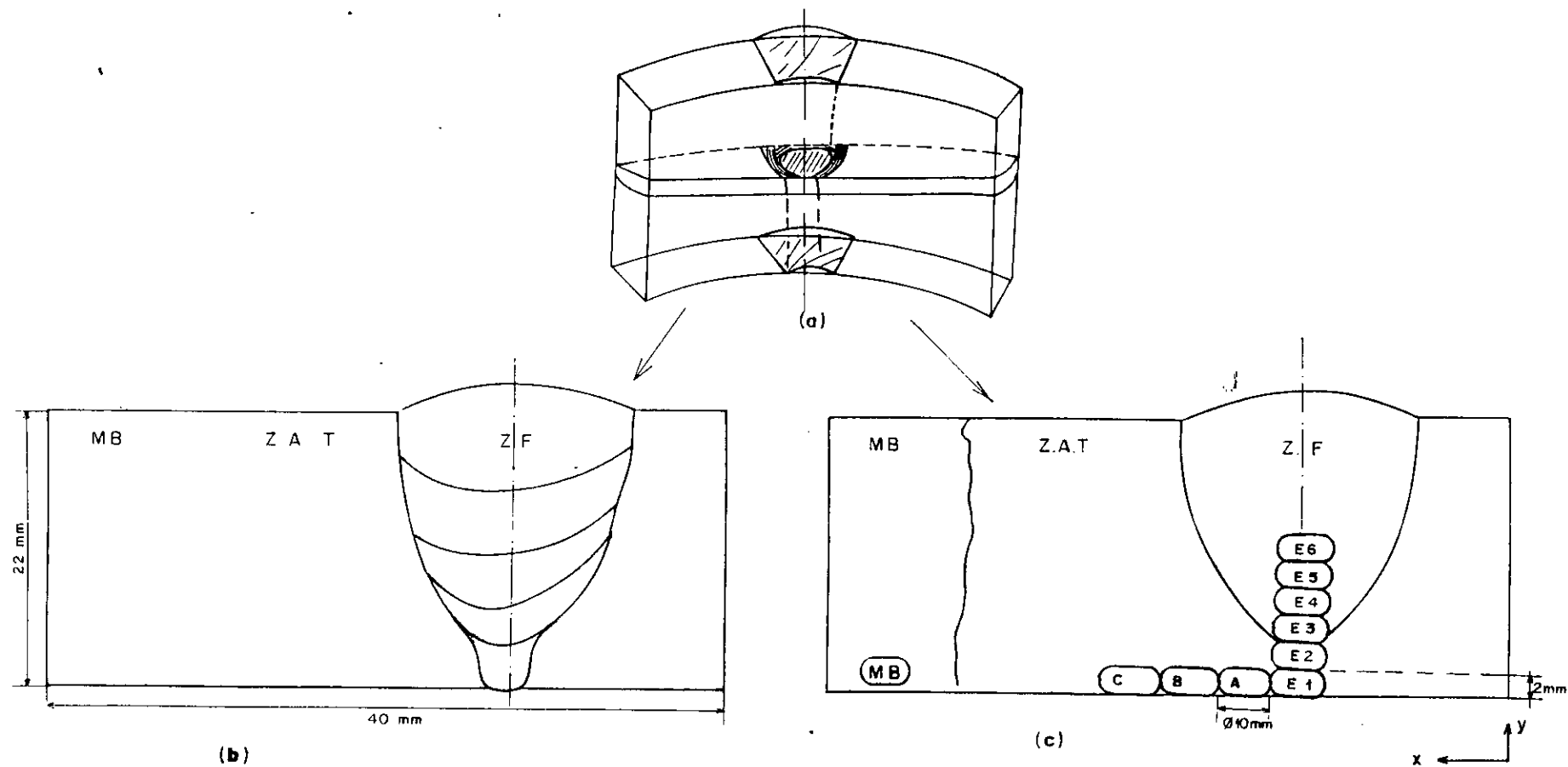


Fig. 6. Schéma de prélèvement des échantillons destinés à l'étude de caractérisation.

(a) - Tube soudé

(b) - Coupe transversale du tube soudé

(c) - Localisation des zones de prélèvement des électrodes de travail pour l'étude potentiocinétique.

Z. F (Zone fondue); Z.A.T : Zone affectée thermiquement; MB : Métal de base.

Par contre, pour l'étude potentiocinétique, nous avons prélevé des échantillons cylindriques de 10 mm de diamètre (0,78 cm² de surface) et 2 mm d'épaisseur des différentes zones de soudure, à savoir le métal de base (MB), la zone fondue (ZF) et la zone affectée thermiquement (ZAT).

Les échantillons cylindriques sont repérés conformément au schéma localisant les zones de prélèvement (fig.6).

Cette procédure de prélèvement des échantillons nous permet de déterminer l'évolution des paramètres d'étude dans la soudure suivant les axes X et Y. Le premier axe permet de balayer les microstructures composant la soudure (ZF, ZAT et MB). Ces microstructures sont en contact direct avec le milieu corrosif. Le second axe (Y) donne la possibilité de mettre en évidence les particularités de la ZF. Celle-ci a donné plus de souci que les autres zones de soudure.

2.2.3. Analyses chimiques de la soudure

Les analyses chimiques de la soudure sont réalisées en deux étapes :

- Une analyse chimique de la zone fondue et du métal de base effectuée sur une coupe transversale de l'assemblage soudé au moyen d'un analyseur spectrométrique à émission ARL 304000 avec une précision de 0.01%.

- Une analyse du taux de carbone contenu dans chaque échantillon destiné à l'étude potentiocinétique au moyen d'un analyseur de carbone du type "LECO, WR 12" avec une précision de 0.02%.

2.2.4. Examen micrographique

La caractérisation de l'assemblage soudé est effectuée au moyen d'un microscope optique - Métalux 3- Leitz.

Pour l'observation macrographique, nous avons attaqué des coupes transversales de la soudure avec un réactif chimique spécifique composé de 15 ml d'acide acétique, 85 ml d'eau et 5 ml de méthanol [33,34].

Une attaque au nital à 2% est retenue pour les observations micrographiques des coupes transversales et des échantillons destinés à l'étude potentiocinétique.

2.2.5. Mesure de la taille de grains

Les tailles de grains sont mesurées par la méthode d'interception linéaire. Elle consiste à dénombrer le nombre de grains interceptés par les lignes droites tracées sur des microphotographies. Compte-tenu de l'anisotropie des microstructures soudées, nous avons effectué 05 mesures sur 04 champs différents.

L'évaluation des résultats obtenus est effectuée en deux étapes [35]:

- détermination de la valeur moyenne du nombre d'interception

$$NL = \frac{\sum N}{L} \quad (\text{mm}^{-1})$$

avec N : valeur moyenne d'interception
 L : longueur de la ligne de mesure
 NL : nombre de grains dénombrés sur les lignes de mesures.

-détermination de la valeur moyenne du nombre d'interception

$$L = \frac{1}{NL}$$

2.2.6. Mesures et filiations de la microdureté

Les mesures et filiations de microduretés sont réalisées sur un microduromètre du type "Leitz" sous une charge de 100g. Elles permettent de suivre l'évolution de la microdureté dans la soudure.

Les mesures de microdureté moyennes sont déterminées à partir de 05 mesures prélevées sur chaque échantillon de l'assemblage soudé destiné, à l'étude potentiocinétique.

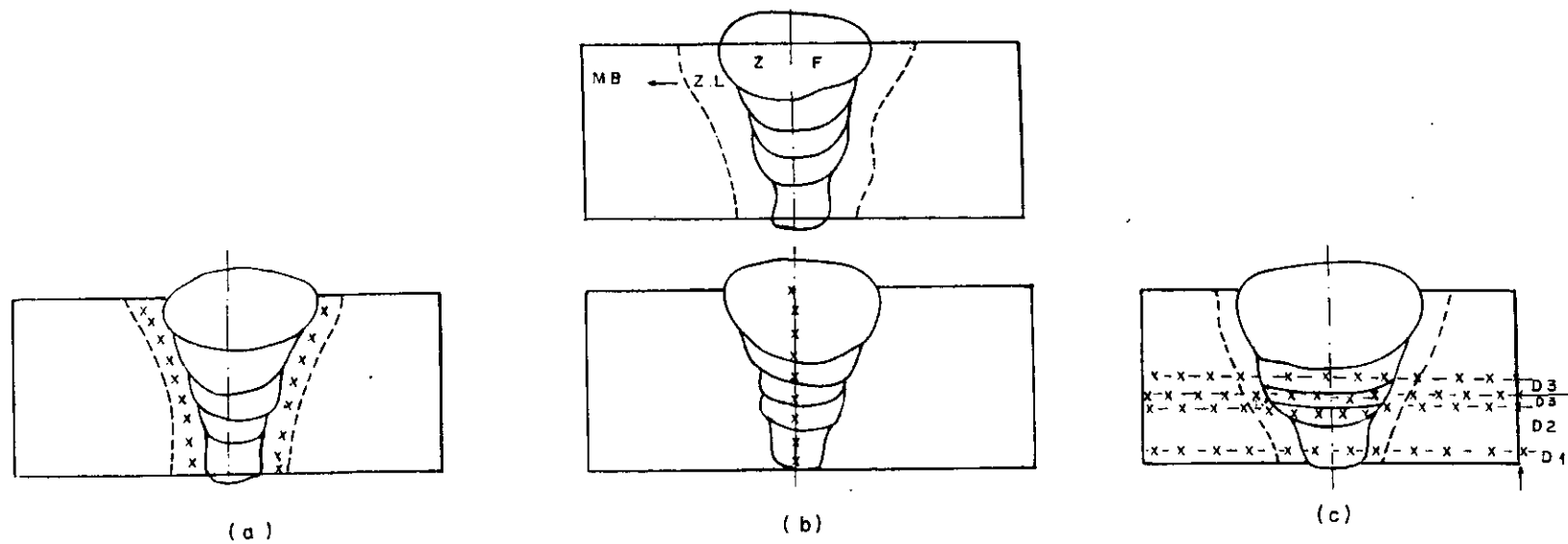


Fig.7_ Techniques de filiations de la microdureté appliquées à un assemblage soudé en cinq passes.

a: Méthode de profil

b: Méthode longitudinale

c: Méthode tangentielle

D 1 : 1mm (1^{er} passe de la soudure)

D 2 : 8mm (2^{er} passe de la soudure)

D 3 : 9mm (3^{er} passe de la soudure)

Z. F _ Zone fondue; Z. L : Zone de liaison; M.B : Métal de base

Par contre ,les filiations de la microdureté sont effectuées sur des coupes transversales par trois méthodes de détection [36] avec un pas de 0,5 mm (fig.7.):

a/ Méthode de profil qui consiste à mesurer les microduretés de la zone de liaison de l'assemblage soudé dans laquelle des durcissements importants sont susceptibles de se produire.

b/ Méthode longitudinale qui consiste à effectuer des filiations de microdureté dans la zone fondue .Elle permet de suivre l'évolution de la microdureté dans la zone fondue.

c/ Méthode tangentielle qui permet de mesurer les microduretés dans les zones de transformations.

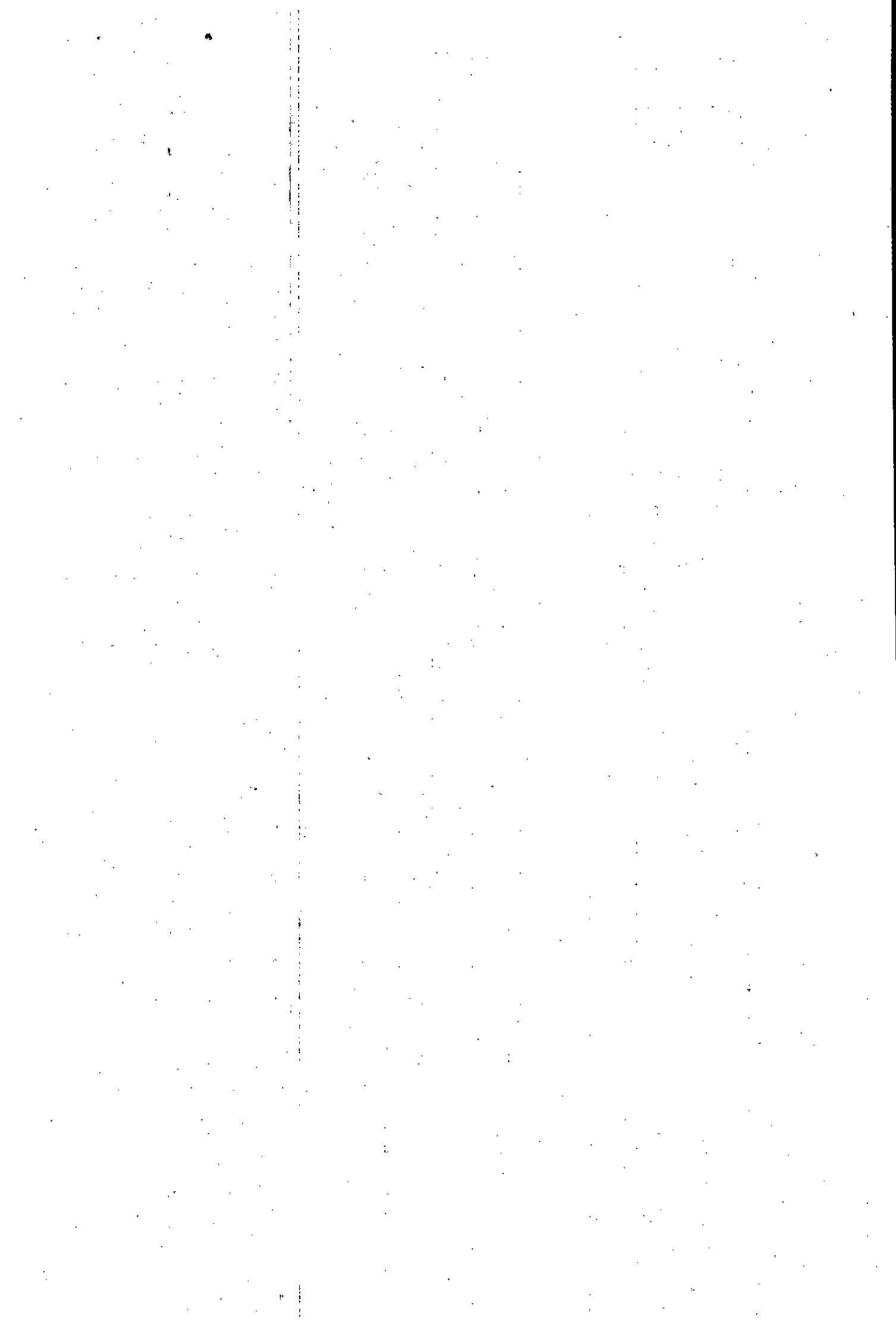
En présence d'une soudure en multipasses , nous avons jugé utile d'effectuer des séries de filiations tangentielles de microduretés à 1 mm , 8 mm , 9 mm, et 12 mm de l'épaisseur du tube soudé représentant respectivement les trois premières passes successives de l'assemblage soudé.

2.3. ETUDE POTENTIOCHIMIQUE

2.3.1. Electrode de travail

Les électrodes de travail se présentent sous une forme cylindrique. Elles sont vissées sur un axe de rotation. Ce qui constitue ainsi une électrode tournante.

La surface de l'électrode de travail est enrobée à froid, polie mécaniquement au papier abrasif 1200, dégraissée à l'acétone et rincée à l'eau distillée. Ensuite , elle est introduite immédiatement dans la cellule de mesure.



2.3.2. Electrolyte

Pour nos travaux sur la corrosion de la soudure, nous avons utilisé un seul électrolyte, soit une solution aqueuse de NaCl. Les valeurs de concentrations en NaCl à expérimenter sont:

- 100 mg/l représentant la concentration moyenne en NaCl admissible dans les puits de gaz.
- 3500 mg/l correspondant à la teneur moyenne rencontrée sur site.
- 10000 mg/l correspondant à la limite de salinité admissible dans les installations de traitement de gaz.

L'électrolyte retenu pour l'étude est désaéré par barbotage d'azote pendant une 1h 30 mn avant la première expérience et pendant toute la durée des expériences.

Les essais sont faits à la température ambiante et à un pH ajusté à 7.

2.3.3. Inhibiteur de corrosion

Le produit employé dans nos travaux est un inhibiteur organique commercial concentré composé d'un radical hydrocarboné et d'une fonction amine. Il est basé principalement sur des composants volatils.

En se référant aux tests industriels réalisés dans le champ de gaz d'Alrar, un traitement de choc est prévu par un dosage moyen de 100 ppm dans le but d'assurer la formation d'un film protecteur. Un traitement continu de 30 ppm permet d'entretenir le film formé. Ces deux données pratiques sont retenues pour nos travaux et nous proposons de les compléter par des essais à 20 ppm.

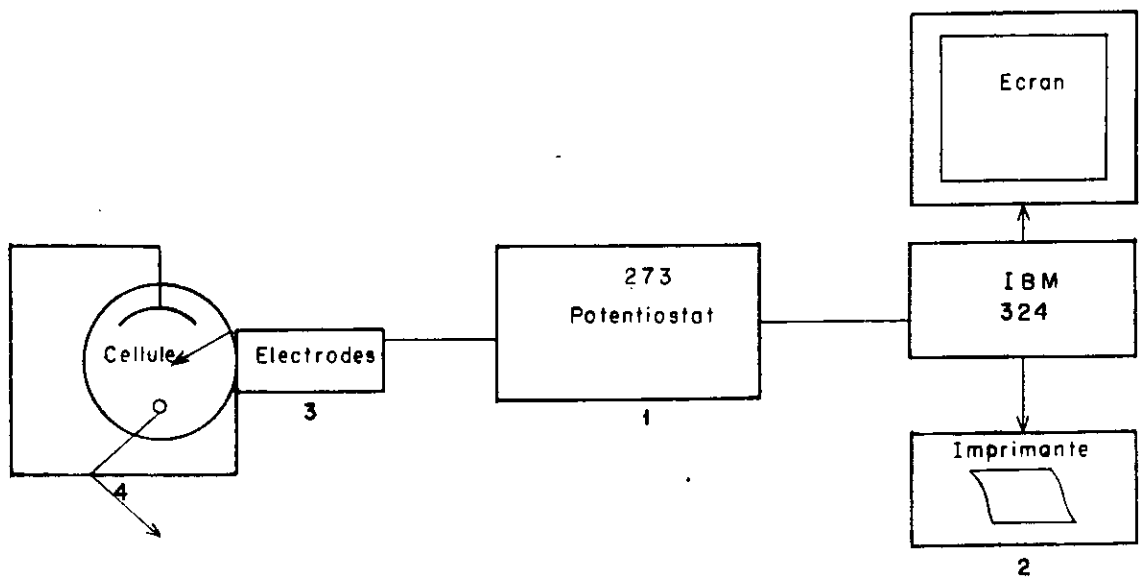


Fig.8 - Chaîne électrochimique

2.3.4. Appareillage utilisé

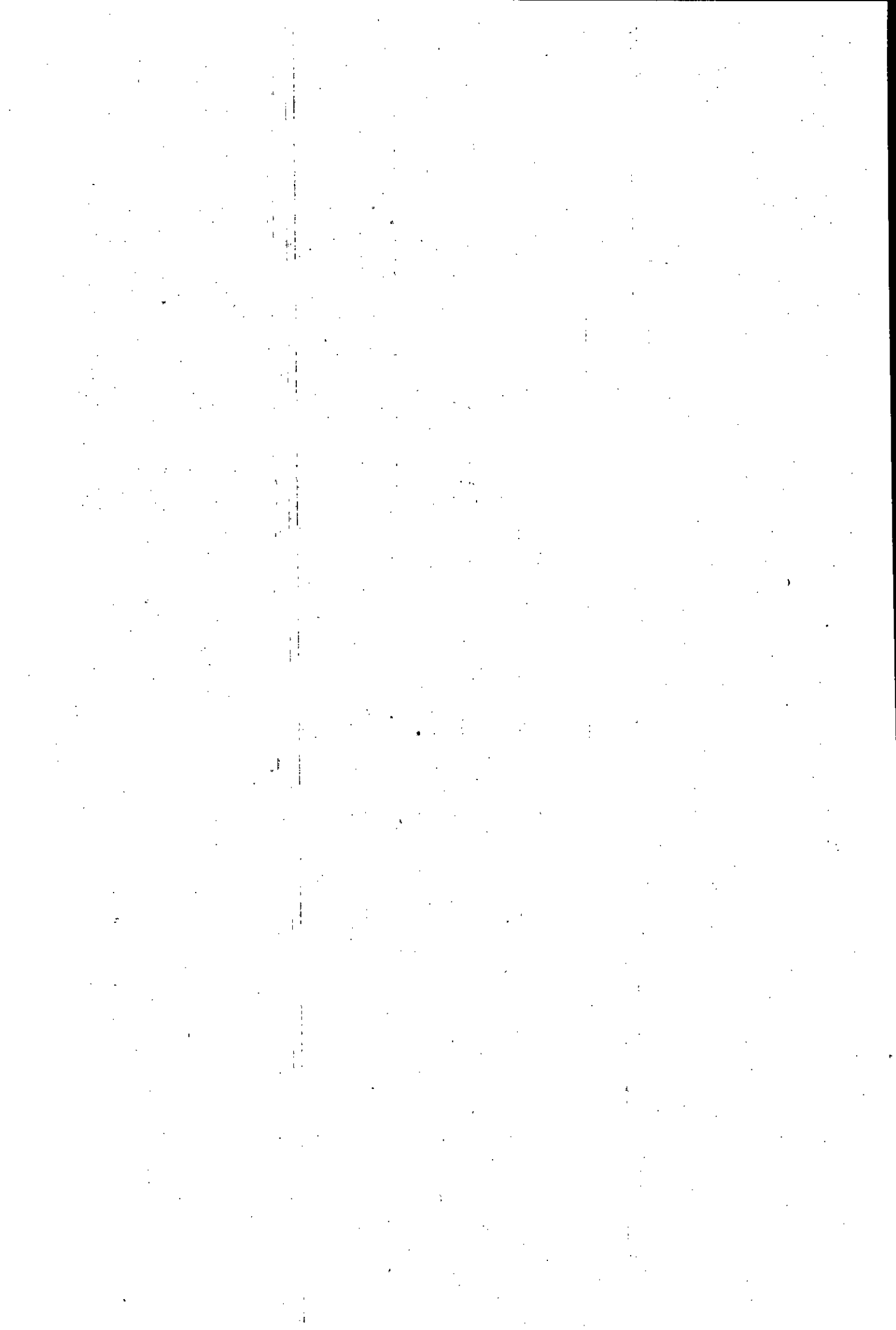
L'étude électrochimique est réalisée à l'aide d'une chaîne électrochimique qui nous permet de tracer des courbes de polarisation par les méthodes de Tafel et de la résistance de polarisation linéaire [37].

La chaîne électrochimique comprend (fig.8.) :

1. Un potentiostat / galvanostat du type E.G.G.- Parc modèle 273 .
2. Une unité de traitement informatique comprenant un micro-ordinateur IBM modèle 324 doté d'un logiciel permettant de calculer les paramètres électrochimiques et d'évaluer le taux de corrosion. Cette unité est reliée à une imprimante de type CITIZEN D 12.
3. Une électrode tournante du type E.G.G.- Parc modèle 616 permettant d'atteindre des vitesses de rotation de l'ordre de 9999 tours/mn.
4. Une cellule électrochimique avec trois électrodes du type E.G.G Parc, modèle K47 de contenance 700 ml, de forme sphérique munie de cinq entrées supportant:
 - Une électrode de référence au calomel saturé (ECS),
 - Deux contre-électrodes en graphite de 0,5cm de diamètre chacune,
 - Une électrode de travail,
 - Deux systèmes d'alimentation:l'un pour injecter le gaz et l'autre pour l'évacuer.

2.3.5. Etude expérimentale

La méthode d'étude expérimentale consiste à tracer des courbes de potentiel-courant, dites courbes de polarisation, par la méthode potentiocinétique. Elle permet de faire varier de façon



continue le potentiel appliqué grâce à un dispositif automatique de variation. Son avantage est de relever en continu les processus globaux [38].

L'étude potentiocinétique est conduite par la méthode de résistance de polarisation linéaire. Son principal avantage est l'obtention des mesures rapides avec des changements sur des surfaces réduites attribuées, par certains auteurs, au domaine de polarisation limité [38].

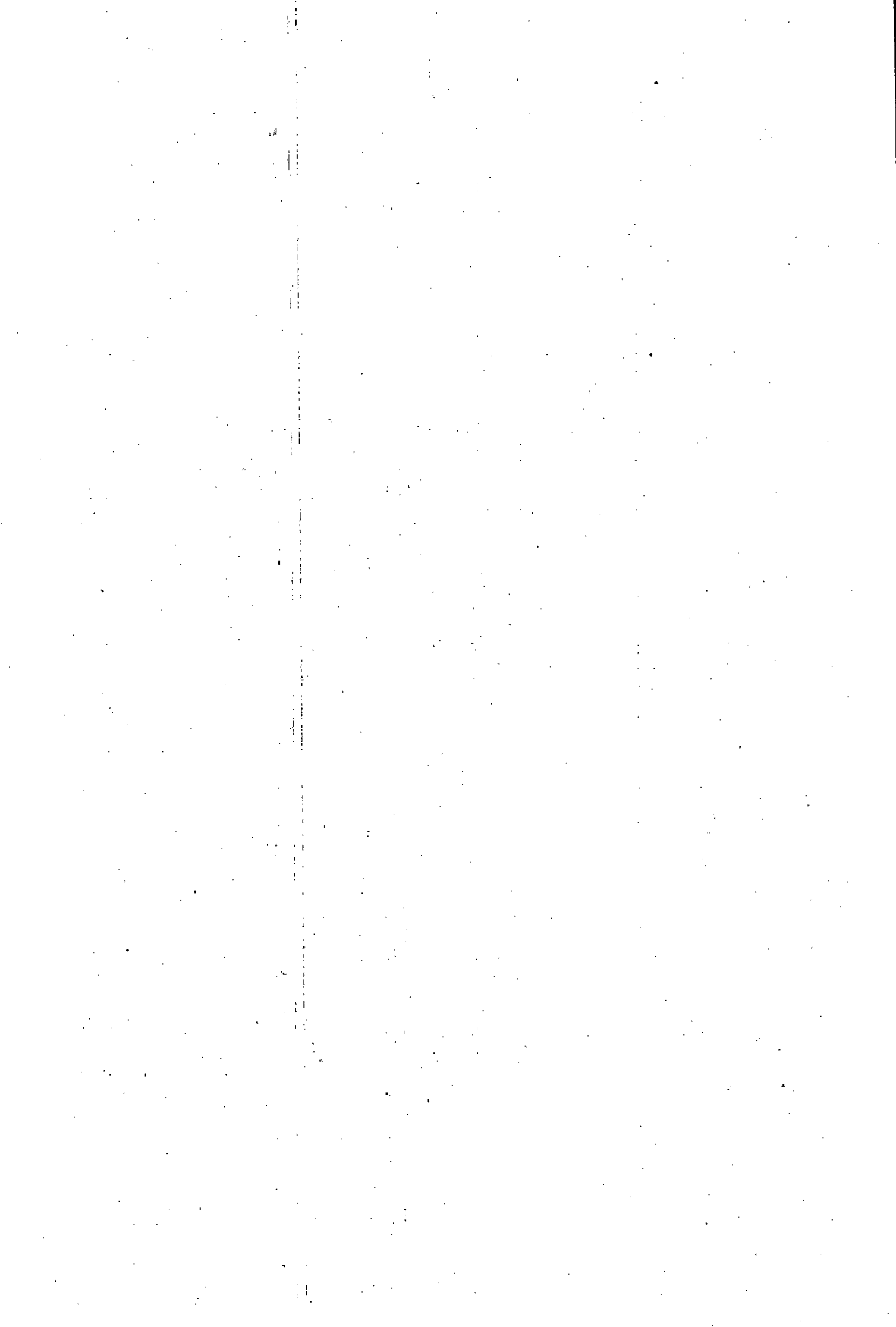
Toutefois, cette technique présente des limites d'application. Elle dépend des constantes de Tafel. Ce qui nous a amené à employer la méthode de Tafel pour déterminer les constantes et, par la suite, mesurer la vitesse de corrosion.

Pour calculer la vitesse de corrosion, nous avons plongé l'électrode du métal à étudier dans le milieu agressif à une distance fixe de l'électrode de référence au calomel saturé et de deux électrodes non polarisées en graphite. En contact, avec le milieu agressif, le métal se corrode et acquiert un potentiel mesuré en circuit ouvert pour lequel le métal est en état stationnaire. L'application d'un potentiel extérieur entraîne la perturbation de l'électrode métallique et la vitesse des réactions électrochimiques devient différente.

Ce résultat fait partie de la cinétique électrochimique. Il est présenté par l'équation de Butler-Volmer. Le développement mathématique de cette équation est donné dans l'annexe III.

2.4. ETUDE DES FACTEURS DE REPRODUCTIBILITE

Au début de notre étude, nous avons effectué des essais préliminaires pour choisir et fixer les conditions opératoires. Le but recherché est d'assurer une bonne reproductibilité des résultats et d'optimiser les conditions opératoires. Cette reproductibilité est spécifique à nos conditions expérimentales qui sont définies ci-dessous :



2.4.1. Mesure de temps de stabilisation du potentiel de corrosion

Pour connaître le potentiel de corrosion permettant de fixer le domaine de balayage et de déterminer le temps d'immersion des échantillons, nous avons effectué des tests à partir desquels un temps de stabilisation de potentiel de corrosion de 8mn est retenu pour l'étude.

2.4.2. Vitesse de balayage

La vitesse de balayage optimum retenue pour nos essais est de 0,4 mV/sec pour la méthode de Tafel et de 0,1 mV/sec pour la méthode de résistance de polarisation linéaire correspondant à des explorations systématiques d'un domaine fini de potentiel compris entre ± 250 mV pour la technique de Tafel et ± 30 mV pour la technique de la résistance de polarisation linéaire.

Nous estimons que ces vitesses de balayage sont lentes et correspondent à un état proche du régime permanent (stable) métal-solution. elles sont néanmoins assez rapides pour que la durée du parcours de l'intervalle de tension ne soit pas trop importante.

2.4.3. Vitesse de rotation de l'électrode de travail

Nous avons effectué une série d'essais avec des vitesses de rotation de l'électrode tournante qui varient de 1000 à 4000 t/mn. La courbe relative à ces essais est présentée sur la figure 9. On relève que la vitesse de corrosion devient indépendante de la vitesse de rotation dès que celle-ci dépasse 2000 t/mn.

Pour nos essais, nous avons retenu la vitesse optimum de l'électrode qui est de 2000 t/mn. Pour cette valeur, l'électrode tournante agite le milieu sans provoquer un changement de processus électrochimique au cours des essais.

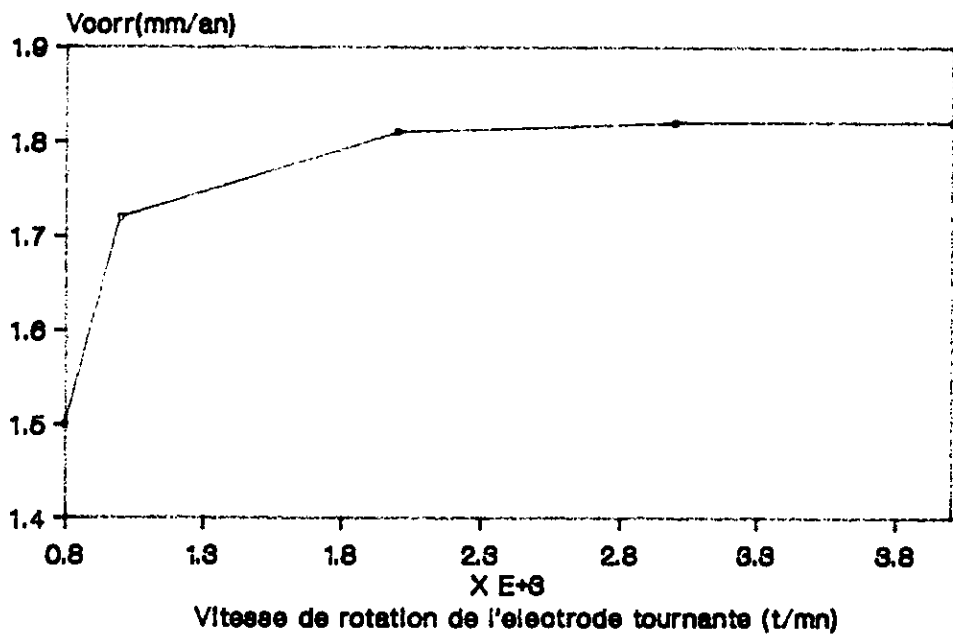


Fig.9. VARIATION DE LA VITESSE DE CORROSION AVEC LA VITESSE DE ROTATION DE L'ELECTRODE TOURNANTE

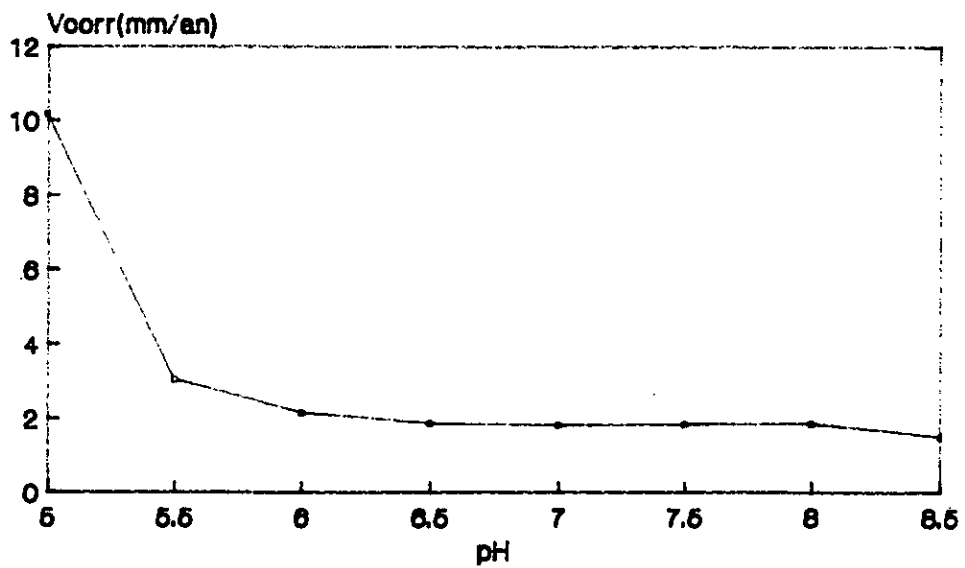


Fig.10. VARIATION DE LA VITESSE DE CORROSION AVEC LE pH

2.4.4. Ajustement du pH

A priori, le pH peut apparaître comme un facteur de grande sensibilité puisqu'il détermine l'agressivité du milieu. Toutefois, comme le montre la figure 10, cette action n'est pas importante pour des pH compris entre 6,5 et 8. En conséquence, dans cet intervalle, le système évolue indépendamment du pH.

CHAPITRE III
RESULTATS EXPERIMENTAUX ET
DISCUSSION

TABLEAU n°1

COMPOSITION CHIMIQUE DE L'ASSEMBLAGE SOUDE

	C (%)	S (%)	P (%)	Cu (%)	Si (%)	Mo (%)	Mn (%)	Al (%)	Ni (%)	Cr (%)	Ceq
Métal de base	0,21	0,014	0,035	0,017	0,26	0,013	0,915	0,031	0,024	0,023	0,37
Métal fondu	0,10	0,010	0,031	0,015	0,25	0,012	0,908	0,028	0,023	0,021	0,26

3.1. INTRODUCTION

Ce chapitre présentera dans une première étape la caractérisation de la soudure en multipasses et les relations entre les paramètres d'étude . Dans une seconde étape , nous étudierons le comportement de la soudure vis à vis de la corrosion en absence d'inhibiteur afin de déterminer l'influence des paramètres structuraux sur la vitesse de corrosion dans une solution de 100 mg/l NaCl. La troisième étape sera consacrée à l'influence du milieu sur la soudure avec et sans protection.

Les résultats expérimentaux seront présentés sous forme de graphiques illustrant les différences dans le comportement vis à vis de la corrosion , dans le but d'établir des corrélations entre les paramètres d'étude et la vitesse de corrosion. Les tableaux regroupant les données expérimentales seront donnés dans l'annexe n°1.

3.2. CARACTERISATION DE LA SOUDURE

3.2.1. Analyse chimique

Les résultats de la composition chimique obtenue par analyse spectrométrique du matériau de base et de la zone fondue sont fournis dans le tableau n°1.

L'analyse chimique obtenue correspond à celle des aciers C-Mn. Elle est proche de l'acier API 5L ,Grade X52 ,selon la spécification de l'Institut Américain du Pétrole.

Le carbone équivalent calculé par la formule empirique suivante[39] :

$$C_{eq} = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Cr}{5} + \frac{\%Ni}{15} + \frac{\%Cu}{13} + \frac{\%Mo}{4}$$

est inférieur à la limite critique du risque de fragilisation estimée à 0,38%, selon LEFEBVRE [40].

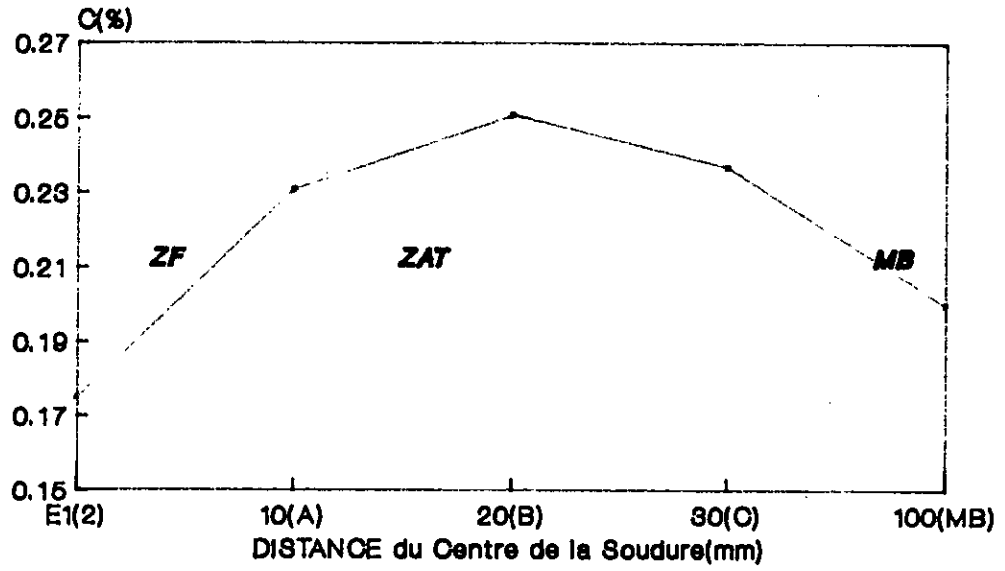


Fig. 11. VARIATION DU TAUX DE CARBONE DANS LA SOUDURE

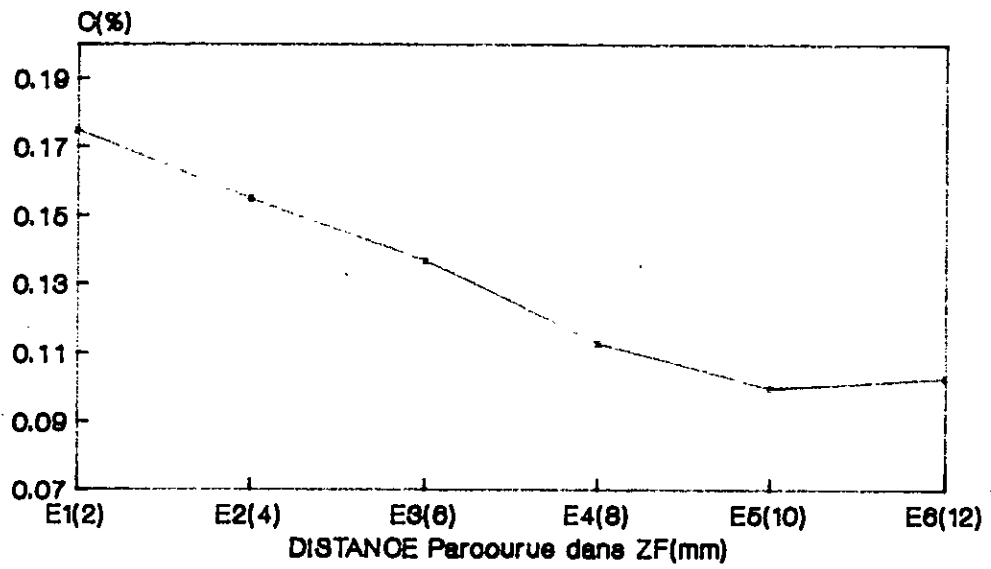


Fig. 12. VARIATION DU TAUX DE CARBONE DANS ZF

On remarque au tableau n°1 que la composition chimique de la zone fondue est proche de celle du métal de base, exception faite pour le carbone. Celui-ci est deux fois plus élevé dans le métal de base que dans la zone fondue.

Cette différence dans le taux de carbone contenu peut conduire à une action galvanique entre le métal de base et le métal fondu.

De ce fait, nous avons procédé à l'analyse du taux de carbone dans chaque échantillon destiné à l'étude potentiocinétique.

Les différences dans la répartition du carbone contenu dans les diverses zones de la soudure et à l'intérieur des microstructures constituant ces dernières sont présentées dans les figures 11 et 12.

Nous constatons sur la figure 11 que le taux de carbone change d'une façon significative entre la zone fondue (ZF), le métal de base (MB) et la zone affectée thermiquement (ZAT). L'écart relatif maximum est de 42% pour la ZF et 20% pour le MB par rapport à la ZAT.

Ceci peut être attribué, selon GANJON [41], au processus de diffusion du carbone, dû probablement au gradient de concentration produit par l'emploi des électrodes de soudage à bas carbone (0,1%) par rapport au MB (0,2%).

Au sein de la ZAT, la variation du taux de carbone est faible. Elle n'atteint pas des différences notables (3 à 8%).

En revanche, dans la ZF (fig.12.), le taux de carbone diminue en s'éloignant de l'intérieur vers l'extérieur du tube, suivant le chemin E1 vers E8. Les écarts relatifs relevés sur l'étendue de la ZF sont compris entre 3% et 42%.

Bien qu'ils soient peu significatifs, ces écarts font ressortir une courbe avec une allure spécifique. Cette dernière relate l'histoire de l'opération de soudage qui ne fait pas l'objet de notre étude.

Cependant ,le taux de carbone le plus élevé est obtenu dans la première passe de la soudure déposée . Ceci peut être expliqué par le phénomène de la dilution et par le processus de diffusion.

On constate qu'un taux de carbone de 0,175% obtenu dans la microstructure E1, correspondant à la première passe de la soudure déposée, rend-compte de la proportion dans laquelle le MB participe, par sa propre fusion, à l'élaboration de la première passe de la ZF qui est de 87,5%. Ce taux diminue dans les autres passes de la soudure. Par conséquent, nous déduisons que la ZF est constituée progressivement par le métal d'apport au dépend du MB .

Par ailleurs ,le transfert du carbone par diffusion peut se produire par le gradient de concentration dû à un apport faible en carbone par rapport au métal de base. Cette diffusion se poursuit sous l'effet des traitements thermiques postérieurs.

3.2.2. Examen macrographique

La macrographie de la soudure montre que celle-ci ne correspond pas à une unité microstructurale homogène.

La figure 13 met en évidence quatre zones distinctes:

- 1/ Zone fondue (A) qui résulte de la dilution du métal de base avec le métal d'apport avoisinant suivie d'une solidification.
- 2/ Zones réchauffées (B) obtenues suite à une superposition des cycles thermiques attribués à la succession des passes de soudage déposées.
- 3/ Zone de liaison (C) localisée de part et d'autre de la zone fondue . Nous relevons une continuité structurale entre la zone fondue et la zone de liaison.
- 4/ Zone affectée thermiquement (D) localisée juste après la zone de liaison. Comme son nom l'indique, ce n'est que le métal de base qui subit l'influence de la chaleur et se transforme par le processus d'austénisation au cours du cycle de soudage.

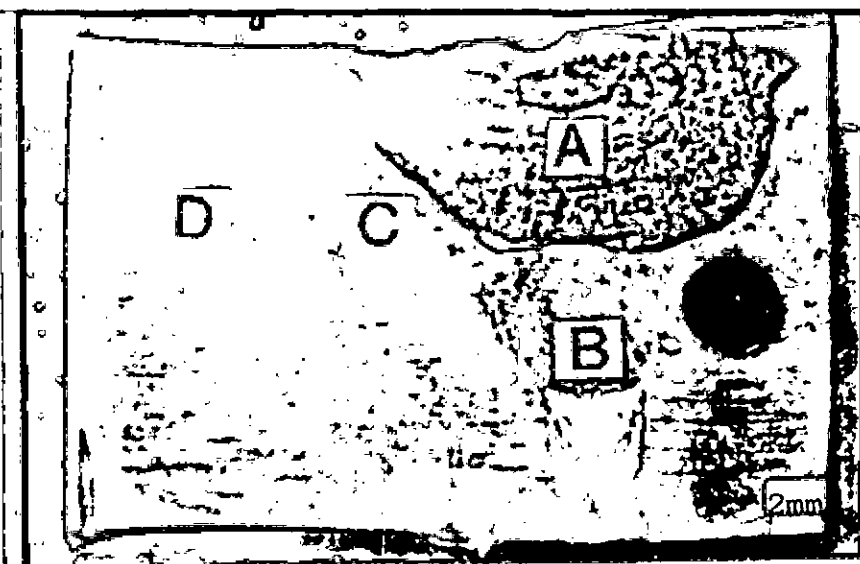


Fig.13. Macrographie de la soudure

- A: Zone fondue (ZF)
- B: Zones réchauffées (ZR)
- C: Zone de liaison (ZL)
- D: Zone thermiquement affectée (ZAT)

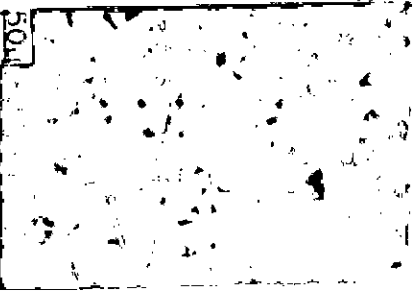
L'aspect macrographique hétérogène de la section transversale soudée n'est qu'une image de son hétérogénéité chimique et physique attribuée aux cycles thermiques imposés par les conditions de soudage appliquées sur site.

3.2.3. Examen micrographique

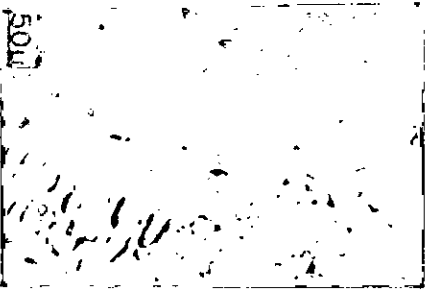
L'examen micrographique d'une section transversale de la soudure fait apparaître une évolution de microstructures que ce soit dans la zone fondue (voir planche n°1) ou dans la zone affectée thermiquement (fig.14. et planche n°2). Ces évolutions résultent du procédé de soudage appliqué.

La planche n°1 montre que la zone fondue est constituée de trois séries de microstructures :

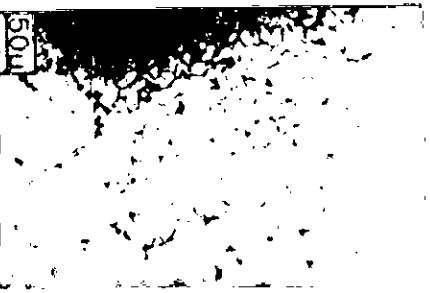
- 1/ Microstructures affinées (micrographies a, b, d, e, g et h). Ces microstructures sont obtenues par des réchauffages successifs dans le domaine de températures comprises entre 800 et 1000°C .
- 2/ Microstructures basaltiques (micrographies i et j). Elles sont obtenues par solidification rapide du métal fusionné à partir de 1500°C et contrôlées par une croissance épitaxiale, autrement dit, les atomes du métal fusionné sont rapidement déposés sur les sites pré-existants voisins du métal de base solide.
- 3/ Microstructures de Widmanstätten (micrographies c et f) résultant de la croissance des grains d'austénite par surchauffe dans le domaine élevé de températures (1100-1475°C), suivie d'un refroidissement rapide à travers l'intervalle de transformation.



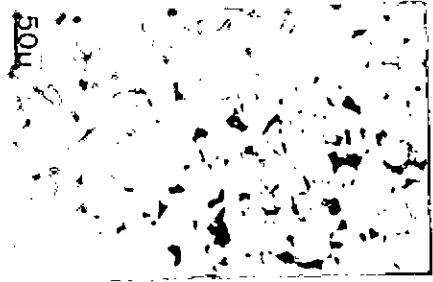
a (E1)



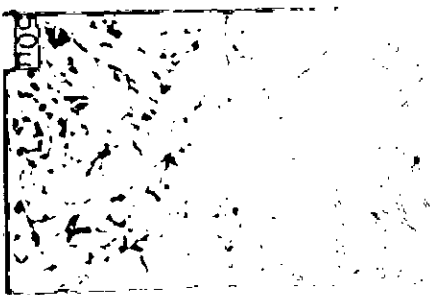
f (E5)



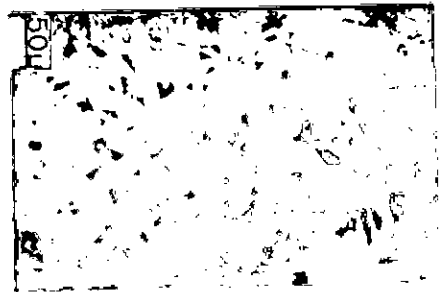
b (E2)



g



c (E3)



h (E6)



d (E4)



i



e



j

Planche n°1 : Micrographies caractéristiques de la ZF dans une soudure en multipasses
(de la 1ère passe vers la 5ème passe de la soudure)

Par ailleurs , la figure 14 montre que la zone affectée thermiquement du métal de base est constituée de trois zones distinctes :

- 1/ Zone de croissance de grains adjacente à la soudure obtenue à des températures supérieures à 910°C qui permet le grossissement des grains d'austénite.
- 2/ Zone affinée obtenue à partir des températures comprises entre 850°C et 1000°C.
- 3/ Zone de transformations partielles obtenue à partir d'une structure ferrito - perlitique qui subit une austénisation partielle de la perlite à une température légèrement supérieure à 720°C.

Quant à la planche n°2, elle montre qu'à 10 mm, 20 mm et 30 mm de la zone fondue (microstructures a,b,c et d), le métal de base est affecté thermiquement. On remarque que la grosseur de grains diminue en s'éloignant de la zone fondue vers le métal de base.

Ces transformations microstructurales obtenues sont produites par les processus de solidification et de transformations de phases. Elles sont contrôlées par les régimes thermiques imposés par le procédé de soudage.

Les différences relevées entre les microstructures affinées et de Widmanstätten peuvent être attribuées à la température d'austénisation et de réausténisation atteinte par les diverses microstructures pendant la déposition des passes de soudure successives .

Les microstructures de Widmanstätten (E3 et E5), situées à 6 et 10 mm de l'épaisseur du tube, ne peuvent probablement résulter que du dernier cycle thermique appliqué qui n'a affecté qu'une partie du métal fondu alors que, d'autres passes ont pu être réausténisées suite à la succession de passes déposées.



Fig.14. Micrographie présentant les trois zones; de fusion vers le métal de base

- 1) - Zone de croissance adjacente à la soudure
- 2) - Zone affinée
- 3) - Zone de transformation partielle



a) - Métal de base affecté par la chaleur, à 10 mm de la lère passe de ZF



b) - Métal de base affecté par la chaleur à 20 mm de la ZF



c) - Métal de base affecté par la chaleur à 30 mm de la ZF.



d) - Métal de base non affecté par la chaleur

Planche n°2 : Micrographies caractéristiques du métal de base affecté (ZAT) et non affectée par la chaleur.

Selon GANJON [41], ces passes de soudures ont été exécutées avec des énergies plus élevées que les précédentes.

La présence de ces deux microstructures E3 et E5 intercalées entre les microstructures affinées, fait ressortir un caractère plus ou moins périodique de la soudure.

Cet effet est considéré, par GANJON, comme une hétérogénéité produite par l'évolution de la composition chimique. Il est dû, d'une part, au métal d'apport qui est différent du métal de base. La dilution est plus ou moins réalisée, ce qui entraîne des conséquences sur l'homogénéité de la zone fondue. D'autre part, le procédé de soudage appliqué peut ne pas assurer un mode de transfert correct du métal de soudage, pendant le soudage.

Les microstructures de Widmanstätten et les microstructures affinées sont caractérisées par leur taille de grains. La figure 15 montre que la taille de grains change sur l'étendue de la soudure (ZF, ZAT et MB).

La taille de grains maximale est relevée dans la ZAT. Ceci signifie que la taille de grains austénitiques initiale est importante. Dans ce cas, le processus de croissance peut se dérouler sans obstacles.

Quant à la zone fondue (fig.16.), la variation de microstructures, prélevées à des distances définies de l'épaisseur de tube, met en évidence et confirme le caractère de périodicité de la soudure en multipasses (voir annexe n°2).

Les microstructures de Widmanstätten (E3 et E5) situées dans la ZF, ont les grains les plus gros. Alors que, la microstructure E4, localisée à 8 mm de l'épaisseur du tube de 22 mm, est la plus fine. L'affinage des grains est dû à la régénération de cette microstructure causée par les opérations successives de réausténisation.

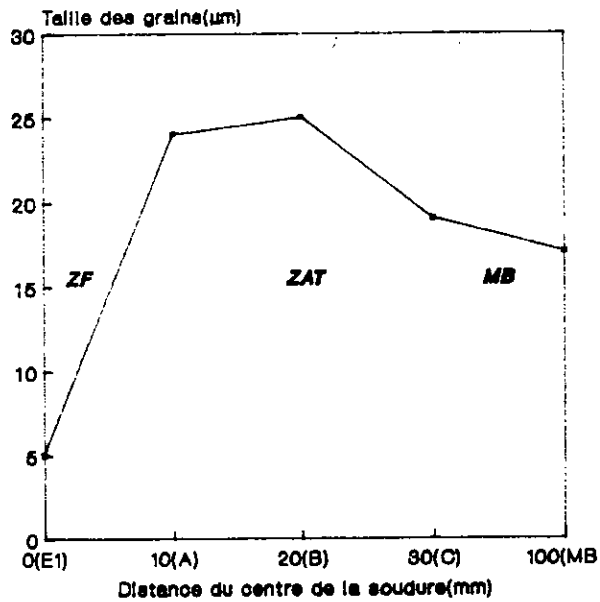


Fig.15. VARIATION DE LA TAILLE DE GRAINS DANS LA SOUDURE

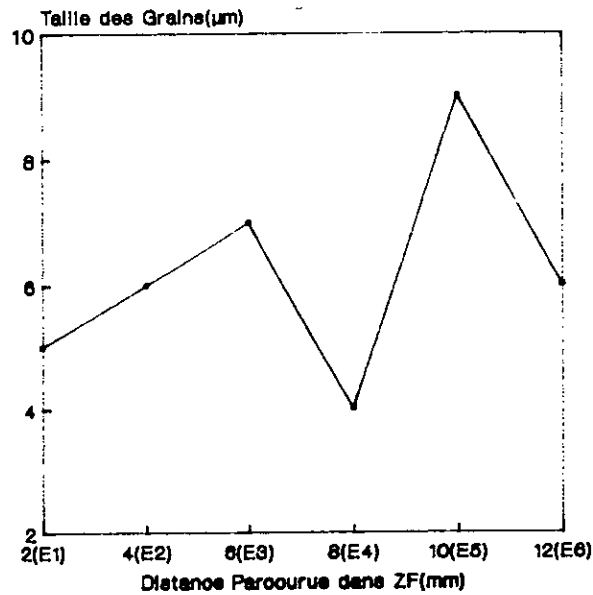
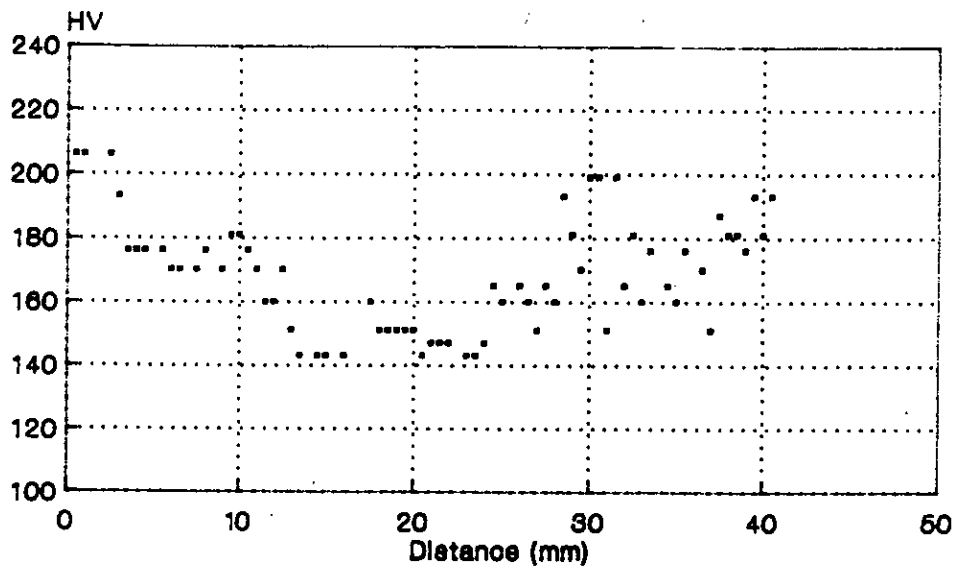
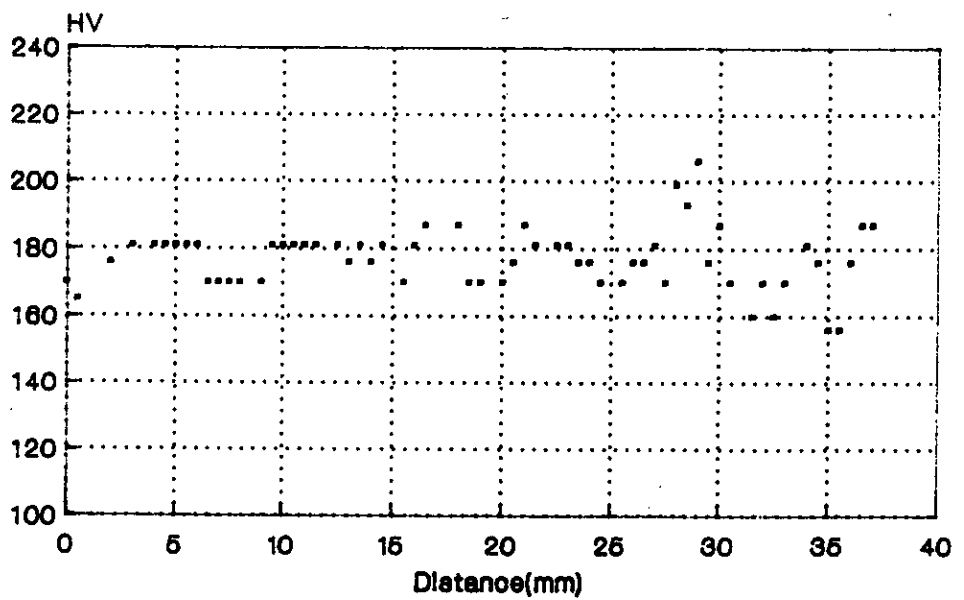


Fig.16. VARIATION DE LA TAILLE DE GRAINS DANS ZF



**Fig.17.FILIATION DE MICRODURETE DANS ZF
(Méthode longitudinale)**



**Fig.18.FILIATION DE MICRODURETE DANS LA ZONE DE LIAISON
(Méthode de profil)**

3.2.4. Evolution de la microdureté dans la soudure

Les résultats des filiations de la microdureté par les trois méthodes de détection (cf.2.2.6) sont présentés sur les figures 17 à 19.

La dispersion des résultats dans l'ensemble, ne permet pas de déterminer de manière claire l'évolution de la microdureté dont les valeurs sont comprises entre 161 et 254 HV.

Il est possible que la complexité du cycle thermique du soudage appliqué ait conduit au changement des propriétés mécaniques d'un point à un autre de la soudure.

Il est intéressant de noter que la valeur de la microdureté maximale est inférieure à 350 HV correspondant à une valeur critique souvent citée en littérature [40,41] comme une limite de microdureté imposée aux soudures afin de prévenir la présence de la martensite. Par conséquent, la soudure est exempte de martensite. Ce résultat est en accord avec les observations micrographiques(cf,3.2.3).

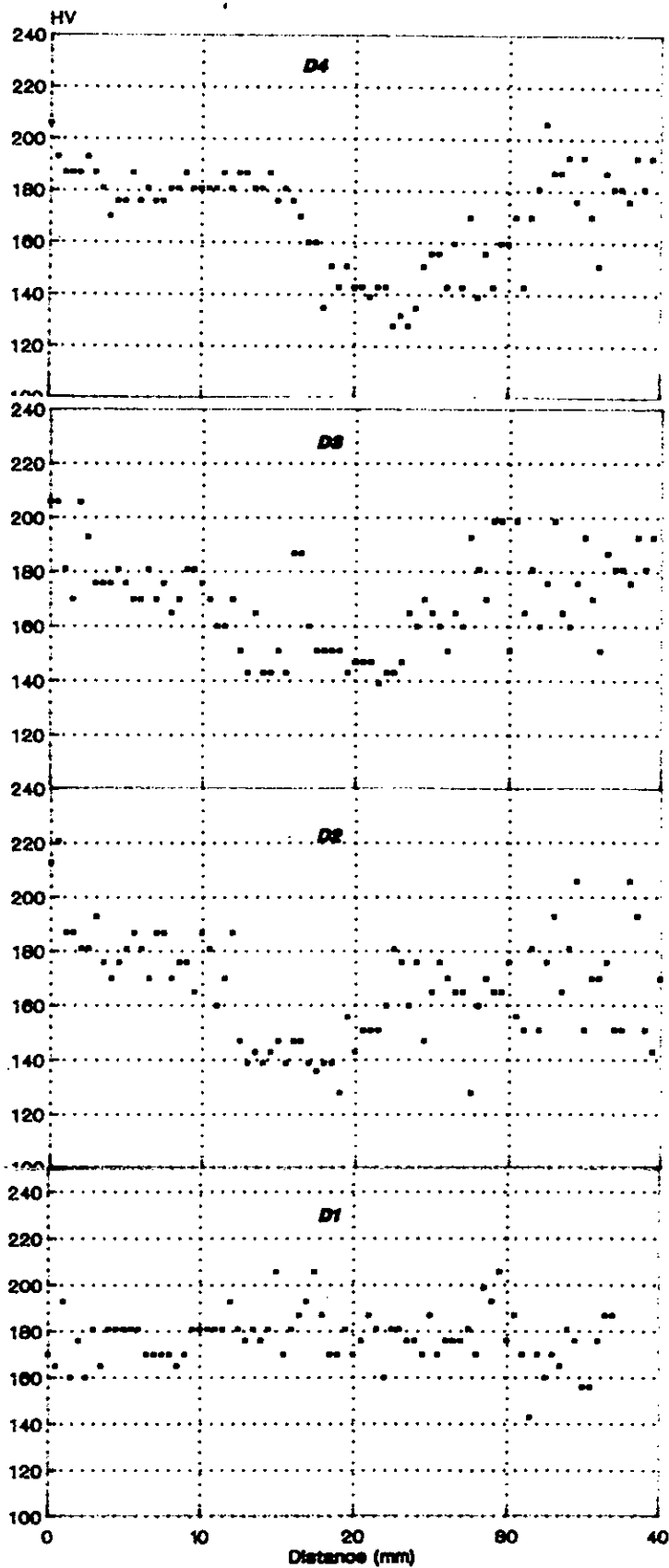
En ce qui concerne les échantillons soudés destinés à l'étude potentiocinétique, nous avons illustré la variation de la microdureté en fonction de la distance parcourue dans la soudure et dans la zone fondue respectivement par les figures 20 et 21.

Nous constatons que dans l'étendue de la soudure, la ZAT est la zone la plus dure. Nous constatons aussi que le changement de microstructures conduit à des différences dans les microduretés.

Il est bien connu que la microdureté est une conséquence du procédé de soudage. Son origine est attribuée à diverses contributions comme les microstructures, le taux de carbone et la taille de grains.

Pour déterminer la contribution de chaque facteur sur la microdureté, nous avons analysé les résultats de plusieurs façons différentes, afin d'établir les relations entre les paramètres étudiés. En tenant compte de l'organisation microstructurale de la soudure, nous avons présenté sur les figures 22 et 23 l'évolution de la microdureté et du taux de carbone avec la distance parcourue du centre de la soudure vers le métal de base et dans la zone fondue.

Sur les figures 24 et 25, nous avons tracé la variation de la microdureté et de la taille de grains en fonction des microstructures.



D1(1mm)D2(2mm)D8(2mm)D4(12mm)

Fig. 18. FILIATION DE MICRODURETE DANS LA SOUDURE
(Méthode tangentielle)

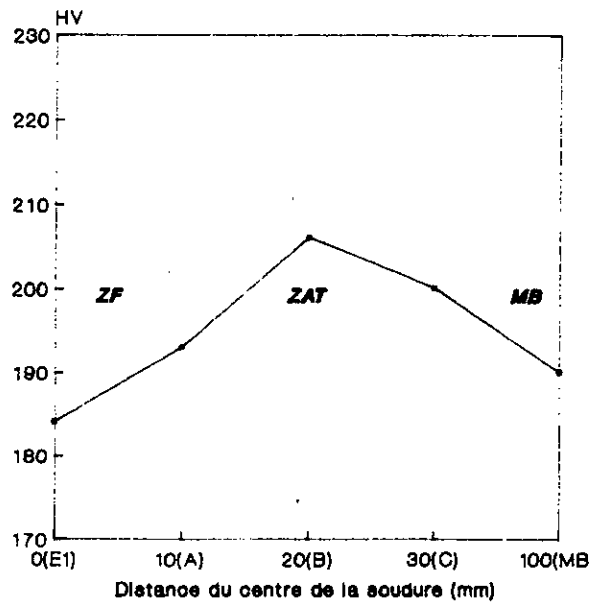


Fig.20. VARIATION DE LA MICRODURETE DANS LA SOUDURE

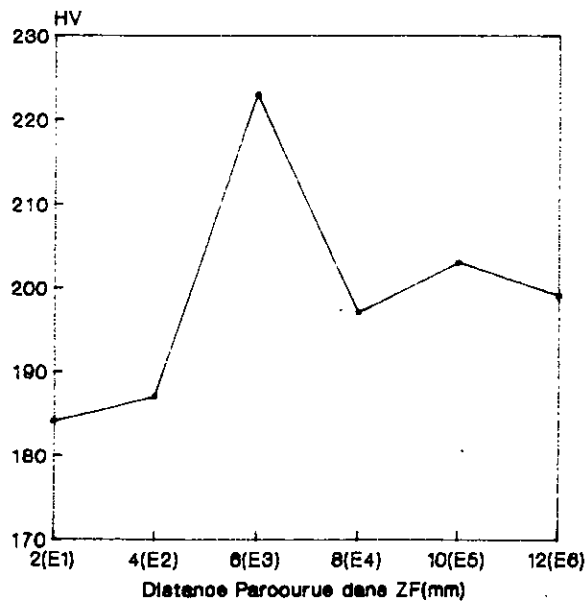


Fig.21. VARIATION DE LA MICRODURETE DANS ZF

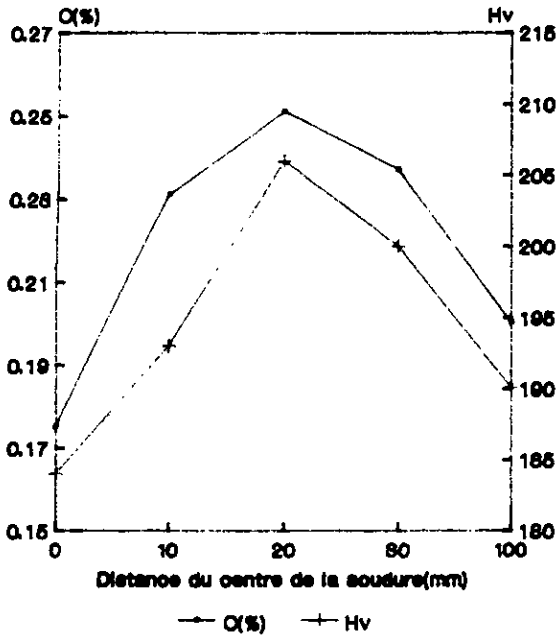


Fig. 32. EFFET DU TAUX DE CARBONE ET DE LA MICRODURETE DANS LA SOUDURE

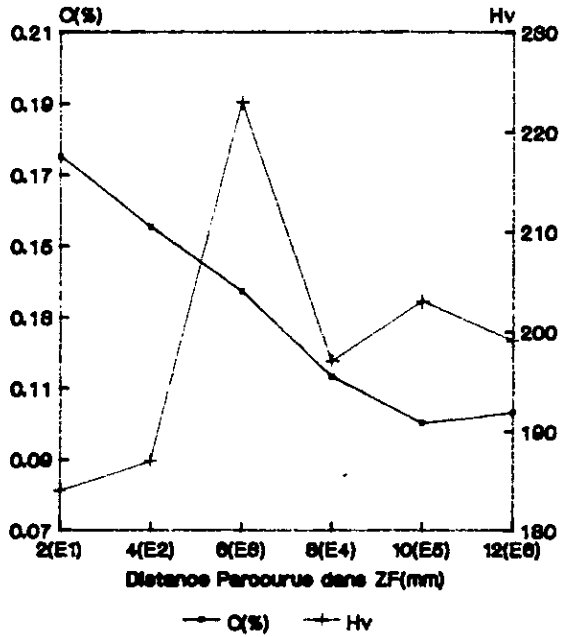


Fig. 33. EFFET DU TAUX DE CARBONE ET DE LA MICRODURETE DANS ZF

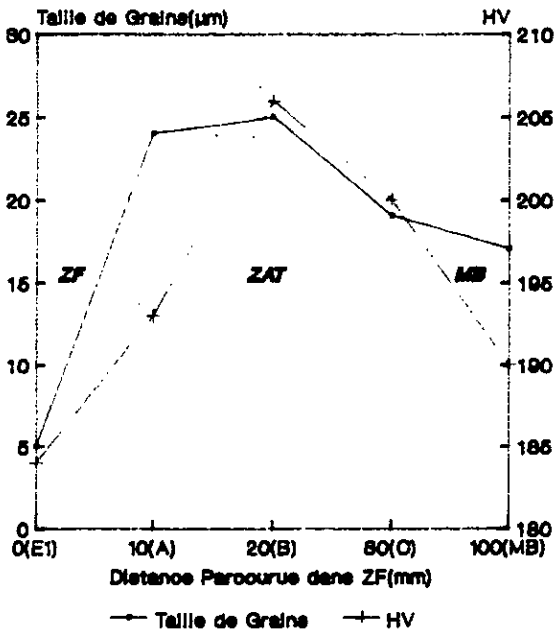


Fig. 34. EVOLUTION DE LA TAILLE DE GRAINS ET DE LA MICRODURETE DANS LA SOUDURE

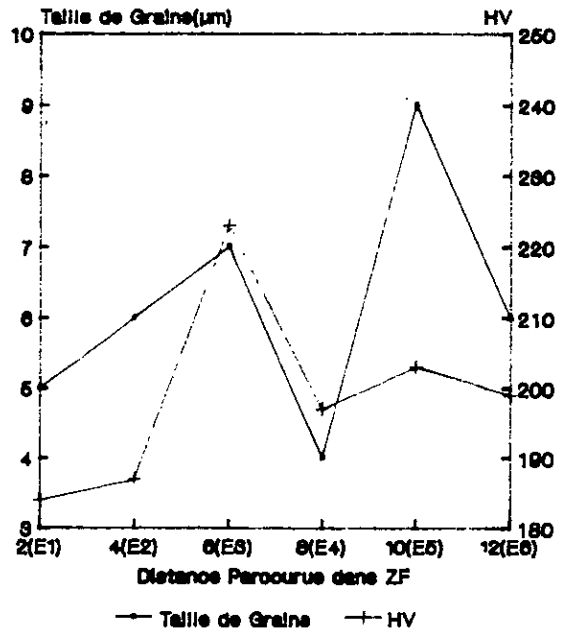


Fig. 35. EVOLUTION DE LA TAILLE DE GRAINS ET DE LA MICRODURETE DANS ZF

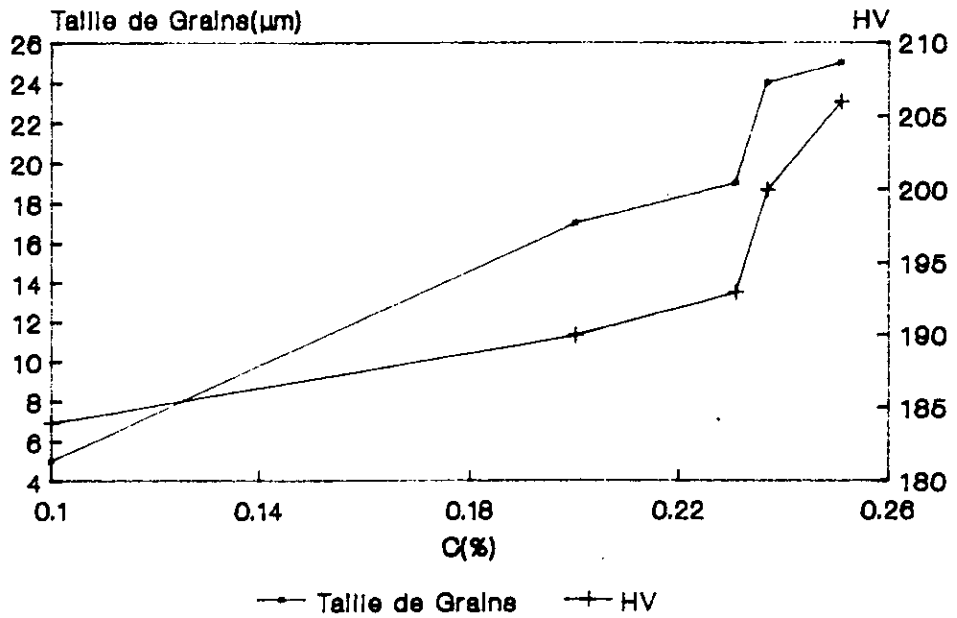


Fig.26.EVOLUTION DE LA TAILLE DE GRAINS ET DE LA MICRODURETE DANS LA SOUDURE

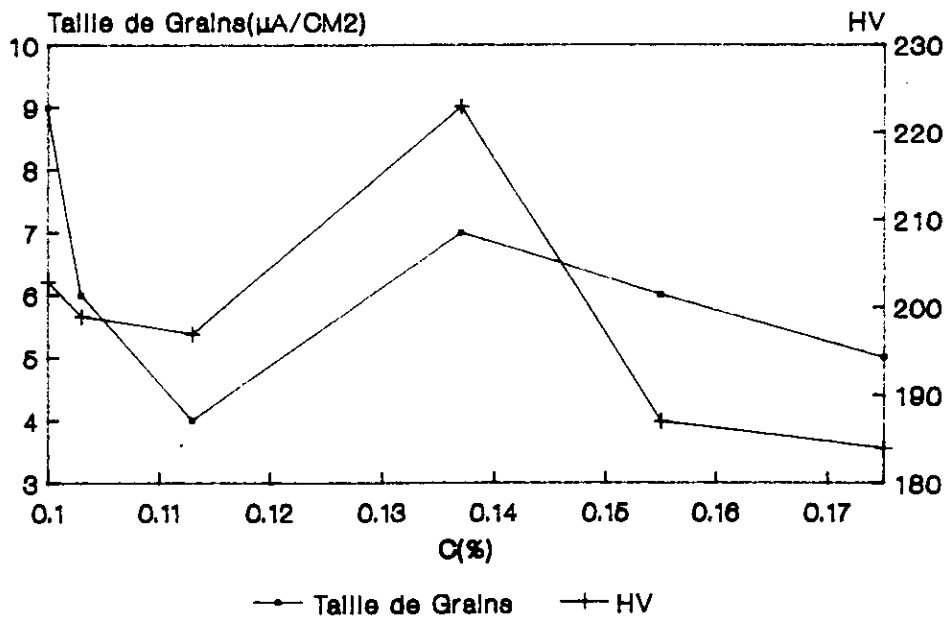


Fig.27.EVOLUTION DE LA TAILLE DE GRAINS ET DE LA MICRODURETE AVEC LE TAUX DE CARBONE DANS ZF

L'analyse de ces figures nous permet de relever que la ZAT contient les taux de carbone les plus élevés (fig.22.) ainsi que les tailles de grains les plus importantes(fig.24.) par rapport à ceux de la ZF et du MB. Il ressort de ces figures que ces trois paramètres apparaissent comme étant reliés aux propriétés microstructurales dans la ZAT.

Cependant, dans la ZF, la microdureté évolue indépendamment par rapport au taux de carbone (fig.23.) et en dépendance avec la taille des grains(fig.25.) mais l'effet du carbone semble mineur devant le changement de l'état structural (contraintes résiduelles, tailles et orientations des grains,...)

Par ailleurs, les figures 26 et 27 montrent l'évolution de la taille de grains et de la microdureté en fonction du taux de carbone respectivement dans la soudure et dans la ZF.

Nous observons une relation d'interdépendance entre le taux de carbone, la taille de grains et la microdureté dans la soudure (fig.26.). Par contre, dans la ZF, la relation d'interdépendance entre les paramètres d'étude se limite seulement à la taille de grains et la microdureté. L'absence de lien entre les deux paramètres structuraux et le taux de carbone permet d'avancer que l'impact de l'état structural est important par rapport à la composition chimique.

Pour déterminer l'ordre de grandeur des contraintes résiduelles produites par le procédé de soudage, nous avons effectué un traitement thermique à 910°C pendant 15 mn sur des coupes transversales de la soudure

La dureté obtenue par ce traitement est comprise entre 122 et 160 HV, autrement dit, nous avons obtenu une réduction de 30% de la dureté globale de la zone fondue.

Par conséquent, il est admis que le régime de soudage appliqué favorise la formation des contraintes résiduelles. Nous estimons qu'il a conduit au changement des propriétés mécaniques d'un point à l'autre dans l'assemblage soudé.

3.2.5. Evaluation sommaire de la soudure

L'étude de caractérisation de la soudure a permis de relever:

- des hétérogénéités dans la composition chimique: ZF est moins riche en carbone (0,1%) que MB (0,2%). Au sein de la ZAT et de ZF, la répartition du carbone est différente. L'écart oscille entre 3% et 42%.
- des hétérogénéités structurales dues à la présence des variétés de microstructures que ce soit dans ZF ou dans ZAT, ainsi que des différences dans la grosseur de grains.
- des hétérogénéités dans les propriétés mécaniques représentées par la microdureté. Celle-ci varie entre 161 et 254 HV.
- la présence des inclusions dans le joint soudé telles que les oxydes et les sulfures de manganèse a été révélée par un réactif d'attaque chimique spécifique (solution aqueuse d'acide acétique à 10%) (voir fig.28 et 29.). Ces inclusions sont nuisibles pour la corrosion. Elles augmentent non seulement la décohésion de l'assemblage soudé mais favorisent l'initiation des piqûres dans la matrice proche de l'inclusion MnS [42].

Ce facteur ne fait pas l'objet de notre étude mais il est bon de le signaler pour une éventuelle étude qui permettra de montrer son impact sur la corrosion.

La présente étude microstructurale a mis en évidence les différents types d'hétérogénéités produites par le procédé de soudage appliqué. Bien que les caractéristiques de la soudure (Ceq, absence de martensite et de défauts de soudure) font ressortir que le produit de soudage est non dangereux du point de vue des propriétés mécaniques, nous pourrions nous attendre, du fait des hétérogénéités citées ci-dessus, à une certaine sensibilité à la corrosion en présence d'un milieu agressif.

L'impact de ces paramètres d'étude (diversité des microstructures, taux de carbone, taille de grains et microdureté) sur le comportement de la soudure vis à vis de la corrosion sera déterminé dans les chapitres suivants.

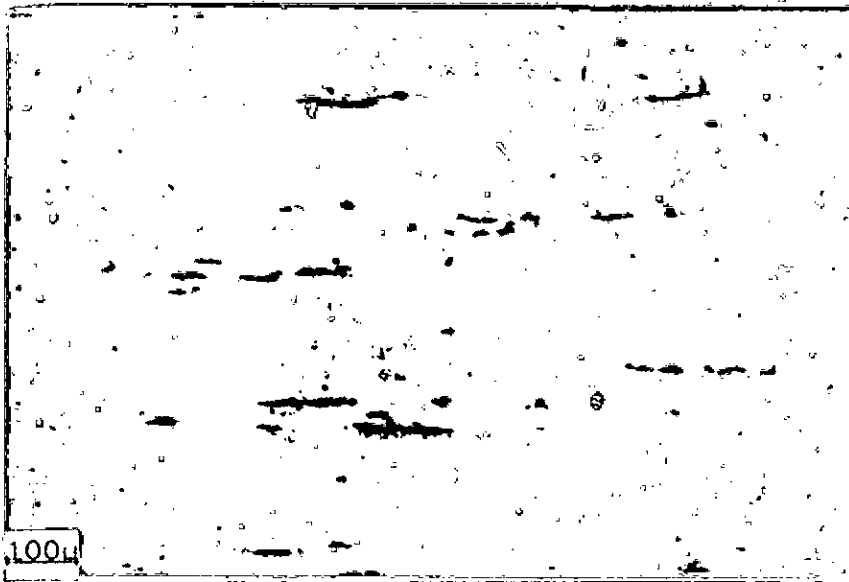


Fig.25. Inclusions de sulfures allongées et des particules d'oxydes (sans attaque)

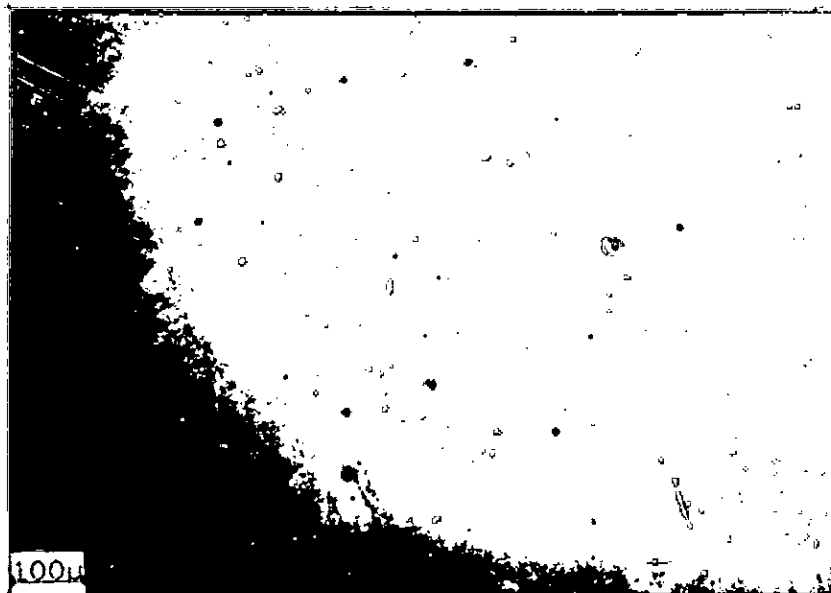


Fig.29. Inclusions d'oxydes

3.3. COMPORTEMENT DE LA SOUDURE VIS-A-VIS DE LA CORROSION EN ABSENCE D'INHIBITEUR

3.3.1 Influence des paramètres structuraux sur la corrosion dans une solution de 100 mg/l NaCl

Après avoir établi des relations entre les facteurs structuraux (microstructure, taux de carbone, taille de grains et microdureté), et avoir évalué sommairement la soudure en multipasses, nous allons tenter de corrélérer les paramètres d'étude à la vitesse de corrosion en l'absence d'inhibiteur de corrosion.

3.3.1.1. Effet des microstructures

Le changement des microstructures dans la soudure en multipasses a entraîné des sensibilités à la corrosion différentes.

La figure 30 montre que, pour des vitesses de corrosion comprises entre 13,50 et 31,12 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$, la ZAT est la plus susceptible à la corrosion. Elle conduit à une perte moyenne en métal de 0,3 mm/an. Cette valeur est de 50% plus importante que celles de ZF et MB qui sont estimées à 0,17 mm/an.

Par contre, la figure 31 met en évidence le lien existant entre les microstructures de la Z.F et la vitesse de corrosion dont les valeurs sont comprises entre 13,75 et 23,36 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$.

Nous constatons dans la ZF, que la périodicité microstructurale a conduit à une périodicité dans l'évolution de la vitesse de corrosion.

Les microstructures de Widmanstätten (E3 et E5) sont plus actives que les microstructures affinées (de 40%). Un écart moyen de 8 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ est relevé entre les vitesses de corrosion de ces deux types de microstructures. En revanche, les microstructures affinées E1 et E6 sont les moins actives.

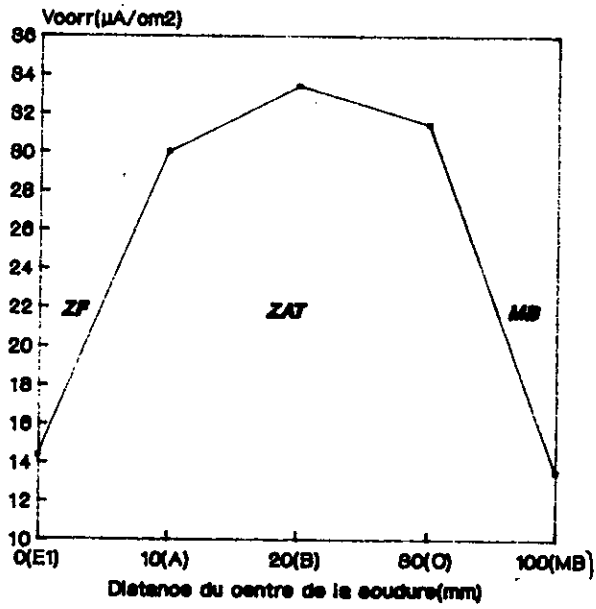


Fig. 80. EVOLUTION DE LA VITESSE DE CORROSION DANS LA SOUDURE

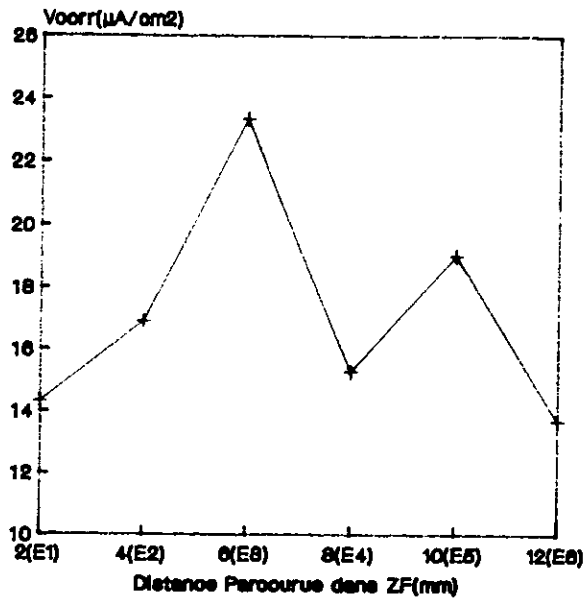


Fig. 81. EVOLUTION DE LA VITESSE DE CORROSION DANS ZF

A la lumière de l'étude de caractérisation, les microstructures étudiées sont des alliages hétérogènes. Elles sont constituées de deux phases : la ferrite et la cémentite. La distribution et la morphologie de ces deux phases sont différentes d'une microstructure à une autre. Par conséquent les caractéristiques de la polarisation deviennent différentes aussi, et ces différences se traduisent par des vitesses de corrosion variables.

Il est possible de relier ces différences dans les caractéristiques de polarisations aux processus d'élaboration et de traitements thermiques auxquels les microstructures ont été soumises. Par conséquent, des réponses distinctes sont enregistrées de ces microstructures vis à vis de la corrosion.

Bien que la ZF a subi plus de perturbation que la ZAT, les valeurs de ses vitesses de corrosion sont faibles devant celles de la ZAT. De ce fait, il est admis de suspecter l'intervention de d'autres facteurs plus déterminants sur le processus de corrosion dans la ZAT.

Cependant, nous pouvons résumer nos observations en quatre principaux points :

- la vitesse de corrosion peut-être corrélée aux microstructures,
- la microstructure du MB est la plus stable,
- la ZAT se corrode plus rapidement que la ZF,
- les microstructures de Widmanstätten (E3 et E5) sont plus sensibles à la corrosion que les microstructures affinées (E1, E2, E4 et E6).

3.3.1.2. Effet du taux de carbone

Les figures 32 et 33 montrent que la vitesse de corrosion est reliée au taux de carbone. En s'éloignant du centre de la soudure jusqu'à une distance de 20 mm, nous atteignons des valeurs maximales et de la vitesse de corrosion ($33,41 \mu A/cm^2$) et du taux de carbone (0,251%). Ensuite, elles tendent à s'abaisser au delà de cette valeur.

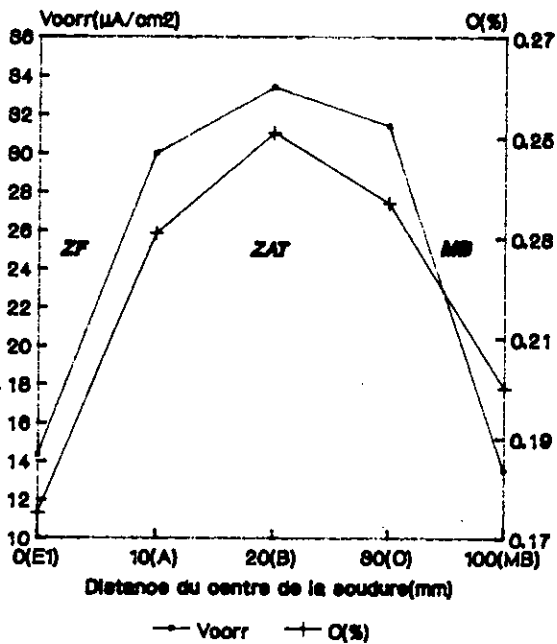


Fig. 3. EVOLUTION DE LA VITESSE DE CORROSION ET LE TAUX DE CARBONE DANS LA SOUDURE

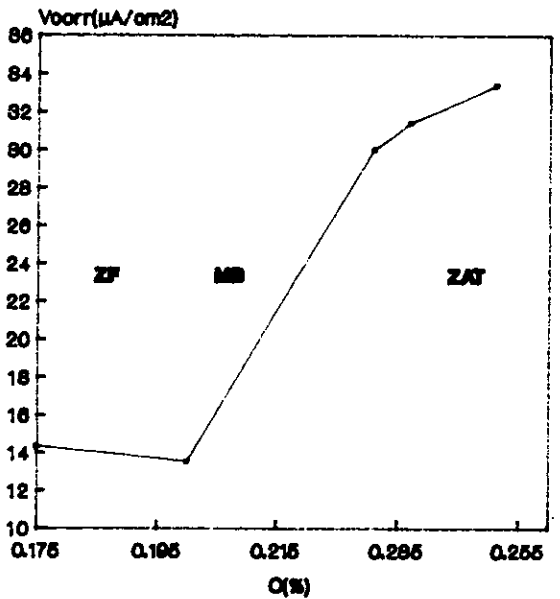


Fig. 4. EFFET DU TAUX DE CARBONE SUR LA VITESSE DE CORROSION DANS LA SOUDURE

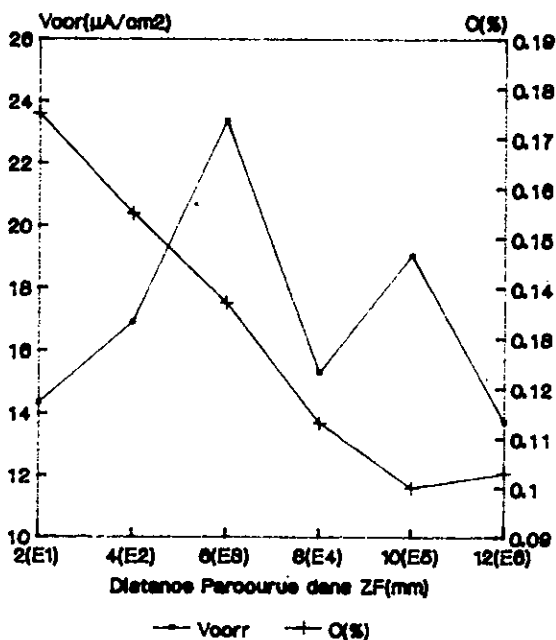


Fig. 5. EVOLUTION DE LA VITESSE DE CORROSION ET LE TAUX DE CARBONE DANS ZF

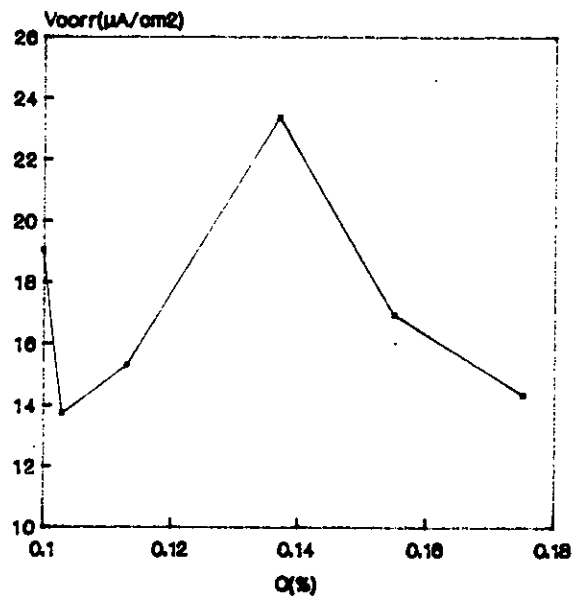


Fig. 6. EFFET DU TAUX DE CARBONE SUR LA VITESSE DE CORROSION DANS ZF

Nous observons clairement que la ZAT est plus riche en carbone que ZF et MB et se corrode davantage. La figure 33 confirme notre observation. Elle indique qu'à partir de 0,2% C, la vitesse de corrosion est croissante.

Ce résultat est conforme avec ceux obtenus par plusieurs auteurs (10,11,12 et 14) dans d'autres conditions opératoires.

Ils ont attribué une telle évolution du taux de carbone avec la vitesse de corrosion, aux carbures formés et leur répartition dans les matériaux étudiés.

En ce qui concerne les différences dans la répartition du taux de carbone sur l'étendue de la soudure, nous relevons que les microstructures de la ZAT (A,B et C) présentent des écarts de 0,2% en carbone et de $3,4 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ en vitesse de corrosion. Ces écarts peuvent être considérés peu importants. Par compte, dans ZF, nous décelons des différences significatives entre les microstructures (E1 à E6). Ils atteignent 0,07% en carbone et $9,63 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ en vitesse de corrosion.

Pour la Z.F, il est plus difficile de corréliser la vitesse de corrosion avec le taux de carbone. La figure 34 montre que la diminution du taux de carbone ne conduit pas systématiquement à des vitesses de corrosion faibles. Cette diminution semble ne pas varier avec le taux de carbone. En effet, les microstructures de Widmanstätten (E3 et E5) ont les plus grandes vitesses de corrosion avec des taux de carbone qui ont tendance à diminuer. Cependant la microstructure E1 possède une vitesse de corrosion faible pour un taux de carbone le plus élevé.

Les résultats obtenus dans ZF paraissent contradictoires. Ce qui nous a amené à considérer la variation du taux de carbone avec la vitesse de corrosion en omettant l'organisation microstructurale de la ZAT et de la ZF. La figure 35 rend compte de l'effet du taux de carbone sur la vitesse de corrosion. Celle-ci est croissante pour des taux de carbone compris entre 0,103 et 0,137 %.

Ces illustrations confirment l'observation relevée ci-dessus. Elle démontre clairement l'existence d'une corrélation entre le taux de carbone et la vitesse de corrosion dans la ZAT (fig.32) et son inexistence dans ZF (fig.34).

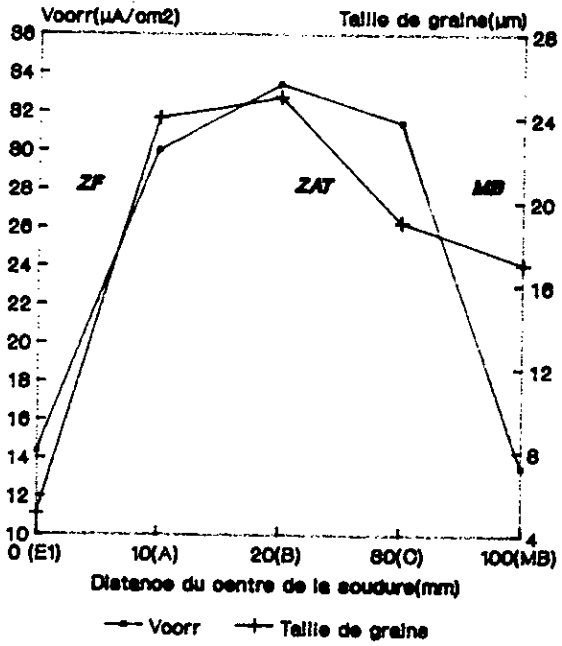


Fig.86. EVOLUTION DE LA VITESSE DE CORROSION ET LA TAILLE DE GRAINS DANS LA SOUDURE

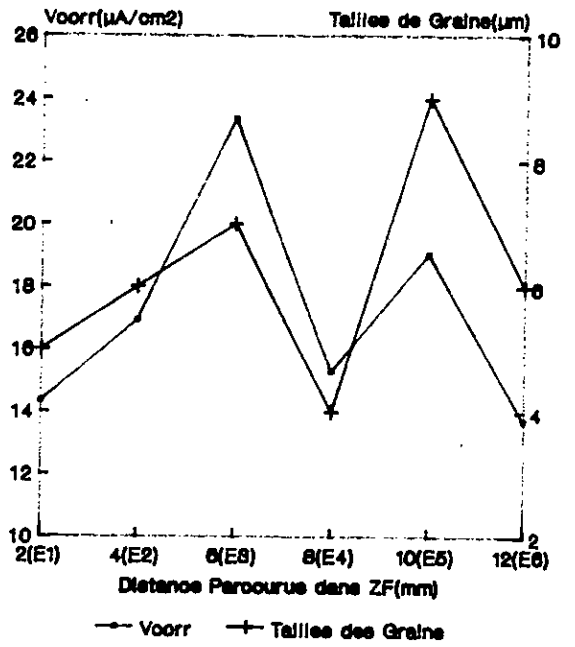


Fig.87. EVOLUTION DE LA VITESSE DE CORROSION ET LA TAILLE DE GRAINS DANS ZF

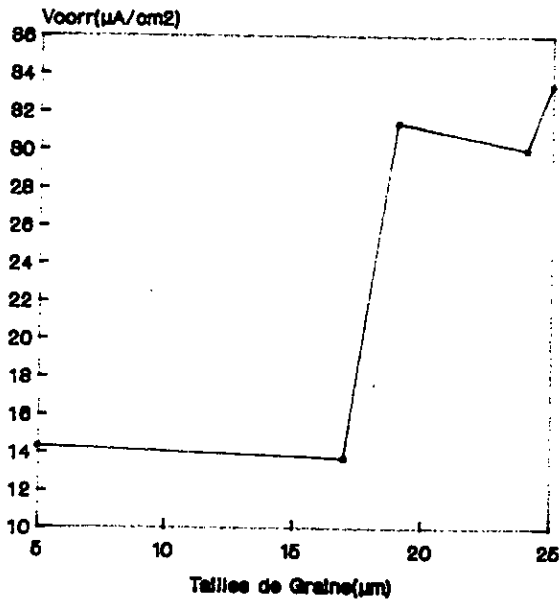


Fig.88. EFFET DE LA TAILLE DE GRAINS SUR LA VITESSE DE CORROSION DANS LA SOUDURE

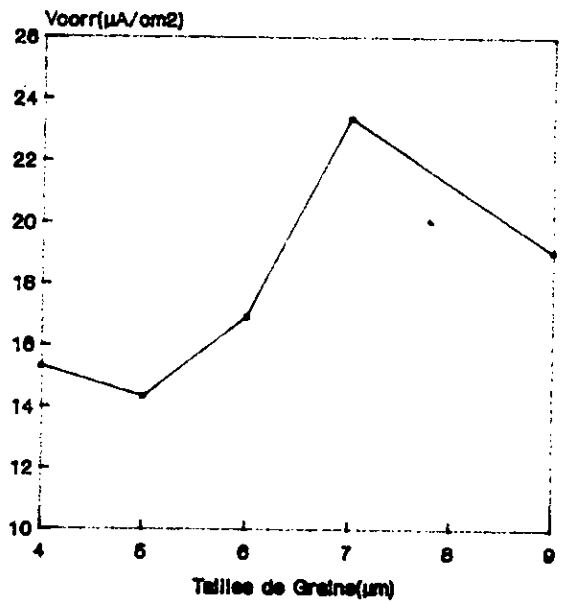


Fig.89. EFFET DE LA TAILLE DE GRAINS SUR LA VITESSE DE CORROSION DANS ZF

Ce résultat est inattendu. Il n'a pas été rencontré dans la littérature. Toutefois, nous pouvons avancer, à partir de nos résultats expérimentaux, que cet effet est associé à la procédure de soudage appliquée. Cette dernière a produit des perturbations notables dans la soudure. Elles sont plus complexes dans ZF que dans la ZAT. C'est pourquoi, le comportement de ces deux zones de l'assemblage soudé est différent.

L'analyse des résultats obtenus nous permet d'admettre, dans notre cas, que le carbone a affecté le comportement de la soudure vis à vis de la corrosion. Il constitue un facteur majeur dans la ZAT mais son effet est considéré mineur dans ZF.

3.3.1.3 Effet de la taille des grains

La figure 36 illustre l'évolution de la vitesse de corrosion et de la taille de grains dans la soudure. Nous observons que la vitesse de corrosion augmente avec la taille de grains. La valeur maximale est atteinte dans la ZAT à 20 mm du centre de la soudure avec une vitesse de corrosion de $33,4 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ et une taille de grains de $25 \mu\text{m}$.

La figure 37 montre que l'évolution des deux courbes de taille de grains et de vitesse de corrosion est semblable dans ZF. Il en ressort que la résistance à la corrosion dans ZF dépend de la microstructure et la taille de grains correspondante.

Nous relevons aussi que les microstructures à gros grains que ce soit dans la soudure ou dans la ZF se corrodent plus rapidement. Ce comportement peut être relié aux joints de grains qui constituent des surfaces anodiques.

En effet, les microstructures à grains gros (cas de la ZAT) ou à grains de formes allongées (cas de E3 et E5) possèdent des surfaces de joint de grains petites (la surface anodique est inférieure à la surface cathodique). Par conséquent, ces microstructures résistent moins au processus de dissolution, ainsi les surfaces anodiques sont exposées à une corrosion localisée et intense.

Les différences relevées entre les vitesses de corrosion et les tailles de grains par rapport aux microstructures peuvent être expliquées par le rapport entre surfaces anodiques et cathodiques qui détermine probablement la susceptibilité à la corrosion.

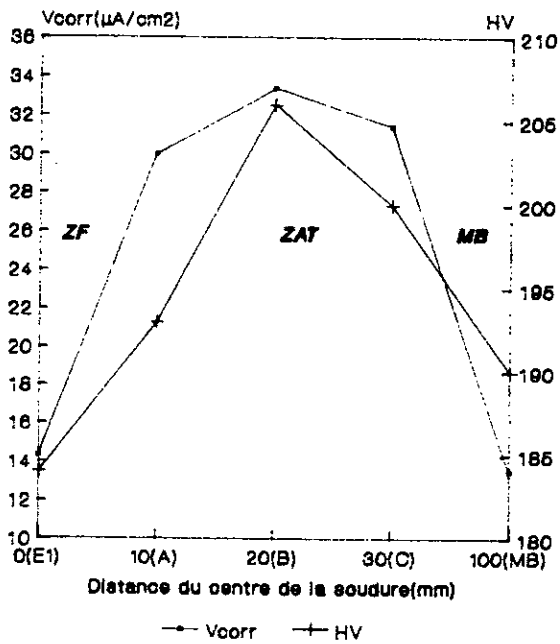


Fig.40.EVOLUTION DE LA VITESSE DE CORROSION ET DE LA MICRODURETE DANS LA SOUDURE

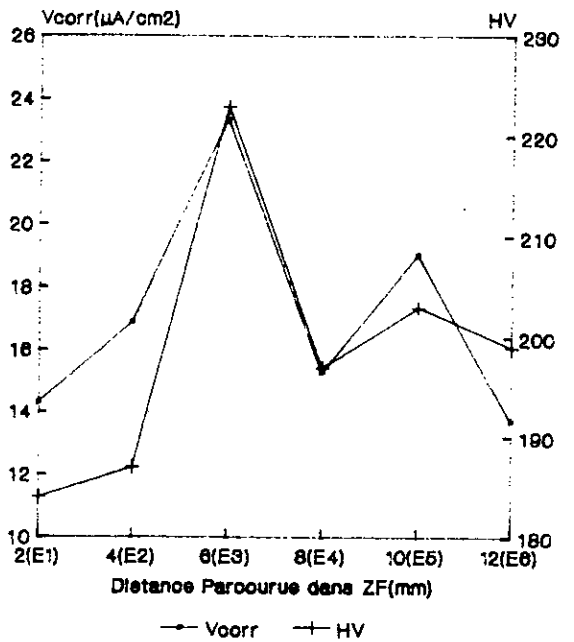


Fig.41.EVOLUTION DE LA VITESSE DE CORROSION ET DE LA MICRODURETE DANS ZF

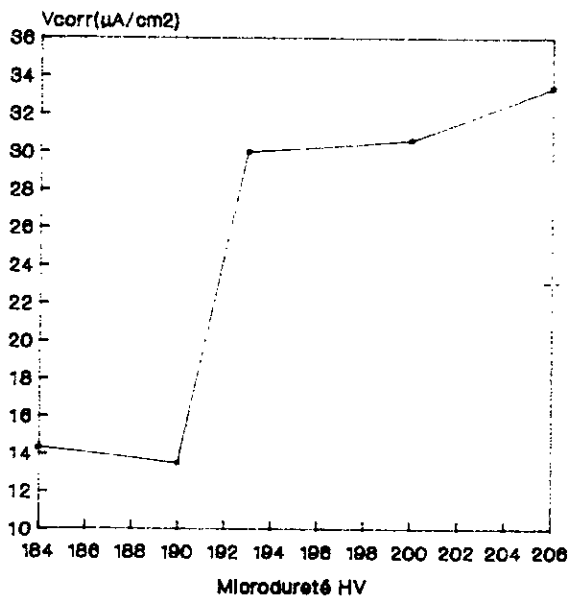


Fig.42.EFFET DE LA MICRODURETE SUR LA VITESSE DE CORROSION DANS LA SOUDURE

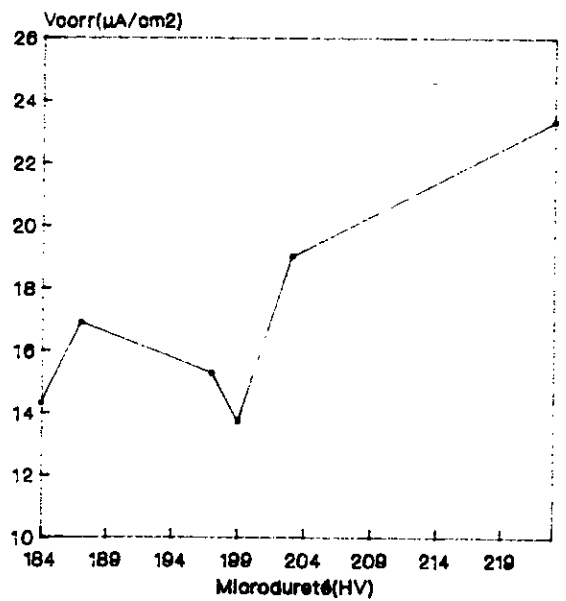


Fig.43.EFFET DE LA MICRODURETE SUR LA VITESSE DE CORROSION DANS ZF

Cependant, la microstructure affinée E4 de la ZF se comporte de manière contraire. Bien qu'elle soit la plus fine microstructure, elle présente une vitesse de corrosion assez élevée (15,30 % $\mu\text{A}/\text{cm}^2$).

Pour cerner le mieux possible l'effet de la taille de grains sur la vitesse de corrosion, nous avons présenté les résultats sur les figures 38 et 39. Nous constatons l'absence d'une relation entre la vitesse de corrosion et la taille de grains dans la soudure et dans la ZF. Les valeurs maximales de la vitesse de corrosion ne correspondent pas systématiquement à des tailles de grain maximales.

A partir de ces résultats, il nous est possible de déduire qu'en tenant compte des particularités des microstructures, la taille de grains contribue à l'augmentation de la vitesse de corrosion mais son influence a peu d'impact, en général, pour certaines microstructures telles que C et E4.

C'est pourquoi, ce paramètre d'étude ne peut expliquer seul le comportement de l'assemblage soudé vis-à-vis la corrosion; d'autres paramètres peuvent intervenir aussi.

3.3.1.4 Effet de la microdureté

Les figures 40 et 41 montrent que les microstructures variées composant la soudure et la ZF ont des microduretés différentes. Ces dernières sont corrélables aux vitesses de corrosion.

La figure 42 met en évidence la relation entre les vitesses de corrosion et la microdureté. Nous constatons que la ZAT est la zone la plus dure et la plus active vis-à-vis de la corrosion par rapport au MB et à la ZF représentée par la microstructure E1.

En comparant la ZF avec le MB, nous relevons que ZF possède la plus petite dureté et vitesse de corrosion. Ceci nous a amené à considérer l'effet de la microdureté dans ZF sur la vitesse de corrosion.

Nous constatons, sur la figure 43, l'absence d'une relation entre ces deux paramètres. Il est admis de penser que l'impact de la

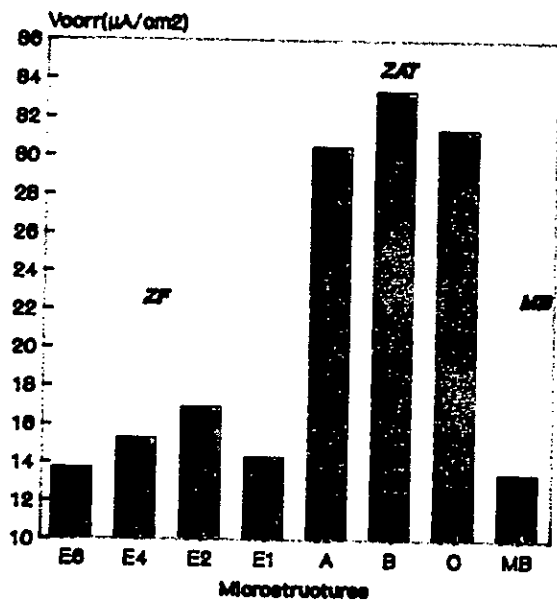


Fig.44. VARIATION DE LA VITESSE DE CORROSION AVEC LES MICROSTRUCTURES

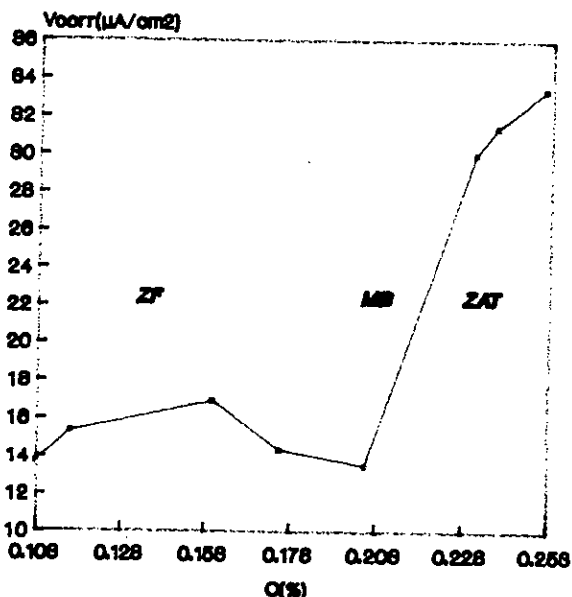


Fig.45. VARIATION DE LA VITESSE DE CORROSION AVEC LE Taux DE CARBONE

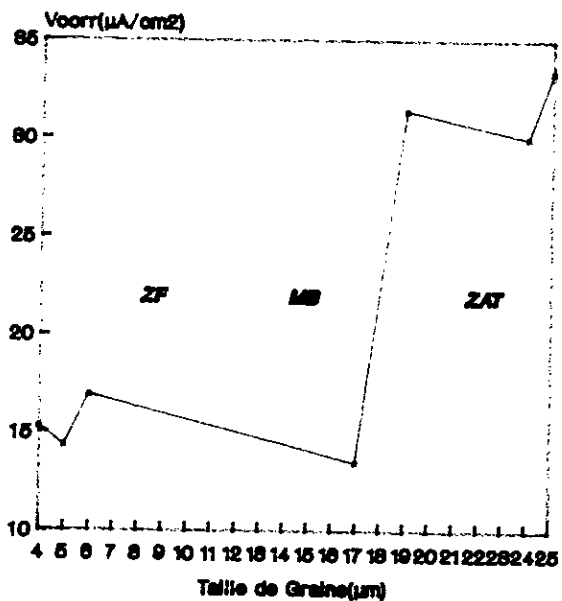


Fig.46. VARIATION DE LA VITESSE DE CORROSION AVEC LA TAILLE DE GRAINS

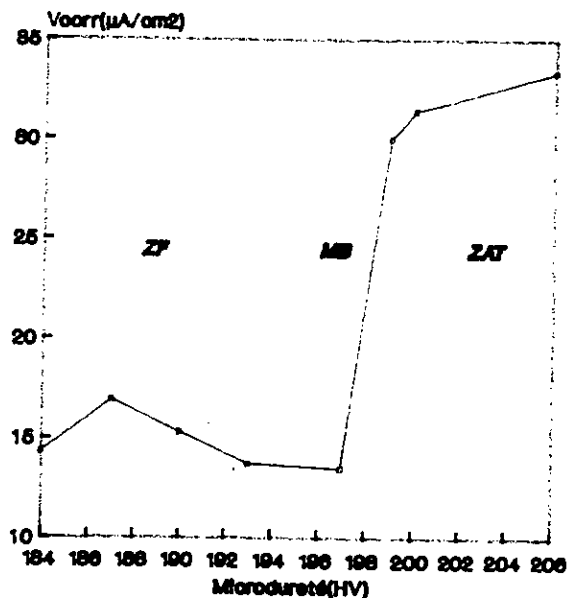


Fig.47. VARIATION DE LA VITESSE DE CORROSION AVEC LA MICRODURETE

microdureté sur la vitesse de corrosion est négligeable dans la ZF par rapport au MB et à la ZAT mais nous n'écartons pas la possibilité que l'origine de la microdureté est en dépendance avec d'autres paramètres ayant des relations avec les particularités des structures de la ZF.

Par ailleurs, si nous comparons la figure 42 à la figure 33(cf.3.3.1.2) relatant respectivement l'effet de la microdureté et du taux de carbone sur la vitesse de corrosion, nous relevons que l'évolution de ces courbes est semblable. Il est possible d'admettre dans ce cas, que le taux de carbone oriente la vitesse de corrosion.

Ce résultat est prévisible vu que nous avons déjà établi une relation d'interdépendance entre les paramètres structuraux (cf. 3.2.1), en particulier dans la ZAT .

3.3.1.5 Discussion

Il est utile de rappeler que l'étude de l'influence des paramètres structuraux relatifs à l'assemblage soudé en multipasses sur la corrosion, touche un grand nombre de phénomènes produits lors du soudage et des essais électrochimiques. De ce fait, les résultats obtenus ne sont pas toujours comparables à ceux de la littérature en raison des travaux de recherche effectués dans des conditions opératoires différentes et sur des matériaux non soudés, exempts des perturbations physico-chimiques causées par le soudage.

Cependant, pour le besoin de la discussion, nous avons considéré les microstructures de la ZAT (A,B et C), du métal de base (MB) et de la ZF (E1, E2, E4, E6) comme des microstructures comparables. Ensuite, nous avons illustré la vitesse de corrosion en fonction des facteurs structuraux correspondant à ces microstructures et nous les avons regroupées sur les figures 44 à 47.

Ainsi, nous avons mis en évidence d'une part, les principales corrélations relevées entre les facteurs structuraux de la soudure et les vitesses de corrosion et ceci est en accord avec la littérature et, d'autre part, présenté un état récapitulatif des relations résultantes. Elles se résument en quatre points :

- La diversité des microstructures dans les zones soudées a conduit à des différences dans le comportement vis-à-vis de la corrosion (fig.44).

- Le taux de carbone contenu dans les microstructures affecte la sensibilité à la corrosion de la soudure. La ZAT à haute teneur en carbone se corrode plus rapidement que la ZF et le MB. Cependant, cette relation n'est pas vérifiée pour les microstructures de la ZF (fig.45).

- La taille des grains n'exerce pas d'effet déterminant sur la corrosion (fig.46) dans la soudure.

- La microdureté est corrélable à la vitesse de corrosion, exception faite pour la ZF (fig.47).

La comparaison entre les figures citées ci-dessus fait ressortir que :

- la corrosion se produit préférentiellement dans la ZAT. Les raisons de ce comportement sont attribuées au taux de carbone et à la microdureté. Par ailleurs, la figure 21 a montré que la microdureté dépend de la contribution du taux de carbone donc l'effet de la microdureté est écarté devant celui du carbone. Ainsi, nous admettons que le carbone est un facteur déterminant vis à vis de la corrosion. Il participe dans la formation de la cémentite. Cette dernière présente une faible surtension d'hydrogène et constitue une cathode active et accélère le processus de dissolution surtout en présence des microstructures riches en carbone.

- le métal de base est la microstructure la moins active. Il est possible que les caractéristiques de polarisation de ses constituants lui confèrent cette attitude envers la corrosion.

- la zone fondue a donné des résultats inattendus et particuliers non corrélables. Néanmoins, nous relevons que l'évolution de la microdureté et celle des microstructures affinées sont voisines. Par conséquent, nous admettons l'existence d'une dépendance entre la microdureté et les microstructures, ainsi qu'une contribution des transformations microstructurales à l'augmentation de la vitesse de corrosion. Mais, nous nous gardons d'exclure l'influence d'autres paramètres non étudiés tels que les inclusions.

3.3.2 Influence de NaCl sur la corrosion

Dans cette partie de l'étude, nous avons fait intervenir dans notre système d'étude électrochimique, la concentration en NaCl en tant que paramètre relatif au milieu.

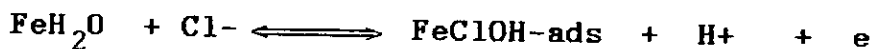
Les figures 48 et 49 montrent l'effet de NaCl sur la vitesse de corrosion en fonction et des zones de soudure et des microstructures correspondantes. Pour des concentrations élevées en NaCl, nous avons des vitesses de corrosion élevées .

Ce résultat rejoint celui déjà formulé par UHLIG (25) pour des solutions aérées. Pourtant, notre système d'étude électrochimique est constitué d'une solution neutre, désaérée, contenant des ions de chlorure en tant qu'ions agressifs.

Par conséquent, le processus de dissolution se produit sous contrôle des ions Cl⁻.

De ce fait, l'explication avancée par UHLIG ne peut répondre à notre condition . Par contre, SHORK et RAWAI (27,28) ont expliqué le processus de dissolution du fer sous l'effet de Cl⁻ uniquement. Ils l'ont attribué à un ensemble de réactions qui peuvent se dérouler simultanément entre la surface du matériau et le milieu corrosif :

Le matériau réagit avec les Cl⁻ suivant la réaction

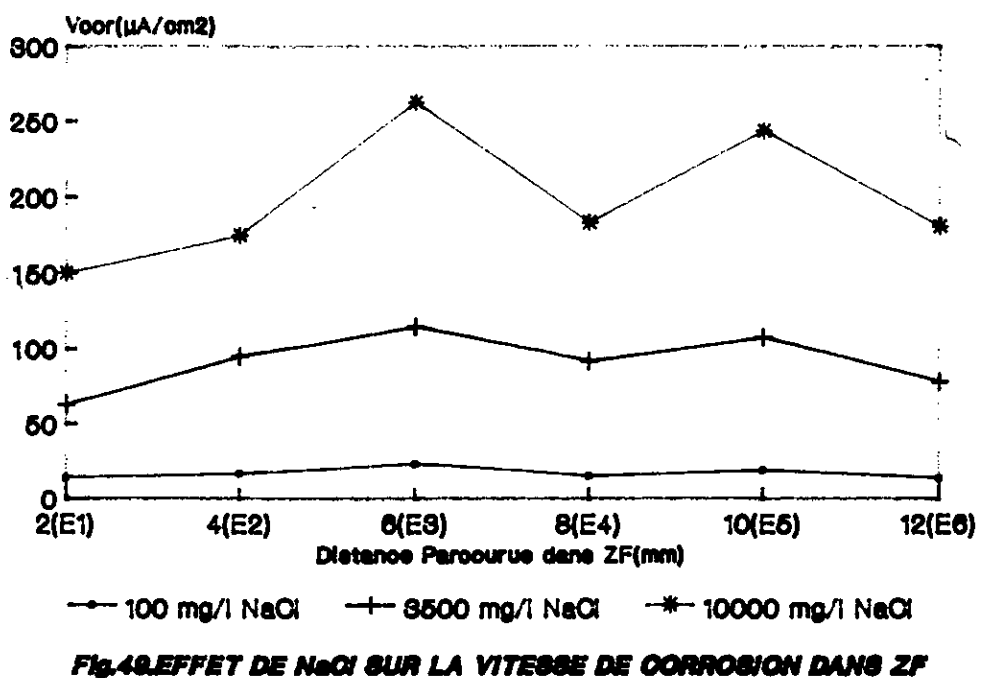
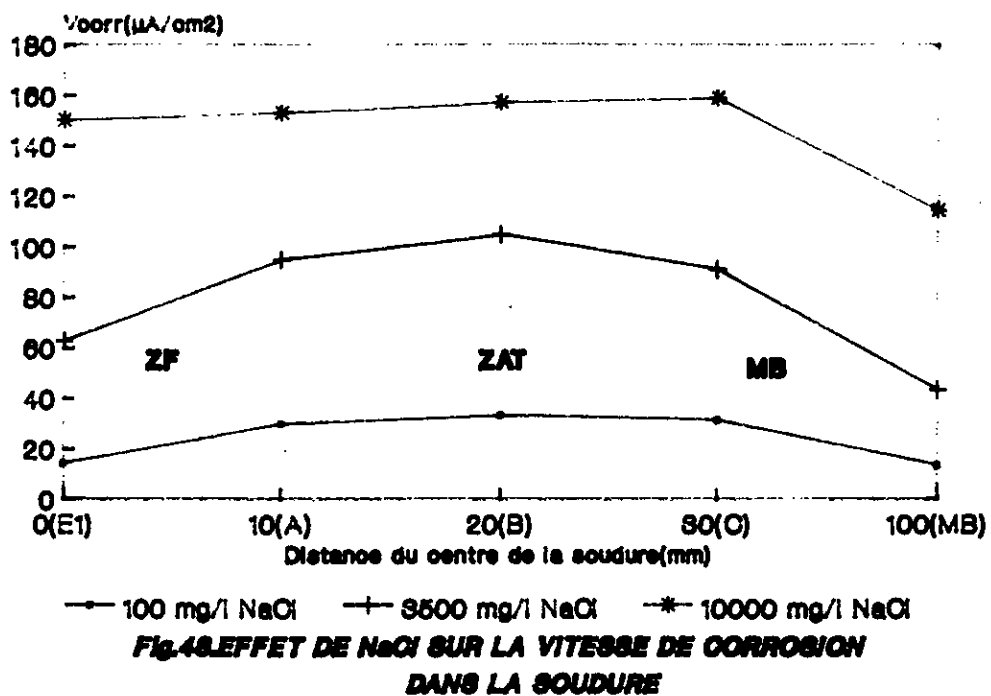


Le produit de cette réaction est d'une instabilité faible. Il a tendance à perdre sa charge négative.



Le composant formé réagit avec H⁺ et libère les Cl⁻





Ainsi le processus de dissolution se poursuit avec la participation des Cl^- libérés.

Le changement des microstructures sur l'étendue de la soudure a conduit à des comportements différents envers la corrosion (fig.48.). Il en ressort que les microstructures possèdent des propriétés intrinsèques distinctes déterminantes pour le phénomène de corrosion. En effet, la ZAT avec ses microstructures, reste la zone la plus active bien que la concentration en NaCl ait augmenté. Le même constat peut s'établir pour la Z.F.

Toutefois, nous relevons une particularité propre aux microstructures de la ZF. Celles-ci deviennent plus sensibles à la corrosion que celles de la ZAT, en particulier au niveau des microstructures de Widmanstätten (E3 et E5) et, ceci aux concentrations élevées en NaCl .

Dans ce cas, nous admettons que les microstructures de la ZF ont des propriétés intrinsèques plus favorables au processus de dissolution que celles de la ZAT.

Par ailleurs, il est important de rappeler de nouveau que dans une solution de 100 mg/l NaCl , nous avons relevé, à partir de nos résultats expérimentaux, des pertes moyennes en métal de 0,2 mm/an pour ZF, 0,35 mm/an pour ZAT et 0,17 mm/an pour MB. Nous avons considéré aussi que l'attaque des microstructures par les ions Cl^- est négligeable. Elle est régie principalement par les paramètres structuraux relatifs au matériau.

Cependant, le passage d'une teneur de 100 mg/l à 3500 mg/l en NaCl dans les solutions testées a permis d'enregistrer des augmentations de la vitesse de corrosion appréciables. Elles correspondent à des rapports de 3 pour 1 pour la soudure et 5 pour 1 pour ZF. Par contre, lors du passage d'une concentration de 3500 à 10.000 mg/l de NaCl , le ratio du taux d'augmentation de la vitesse de corrosion est de 2 pour 1 pour l'ensemble soudure.

En ce référant à ces résultats, il nous est possible de déduire que les ions Cl^- agissent sur les vitesses de corrosion mais en dépendance des facteurs structuraux propres de chaque microstructure étudiée.

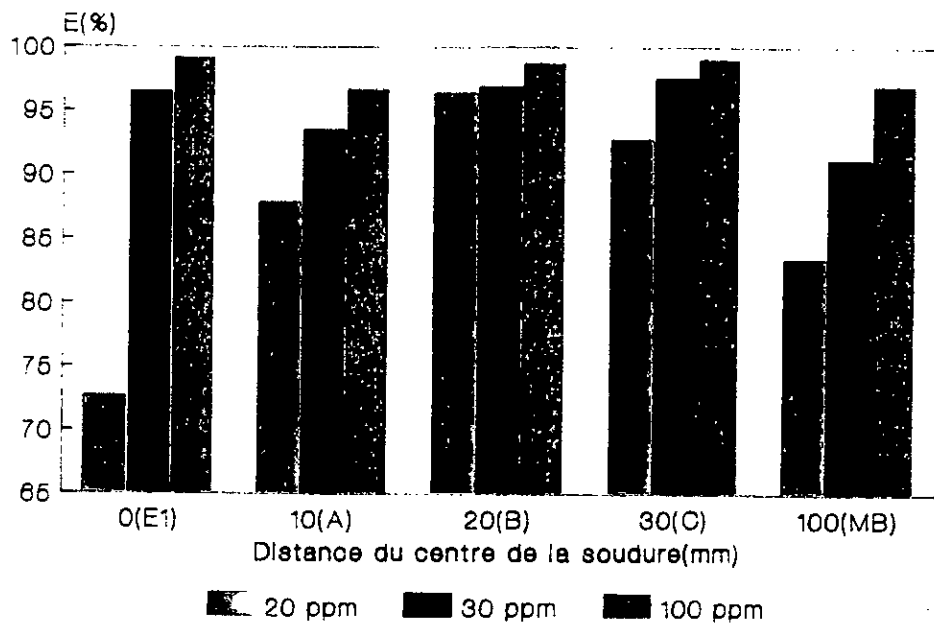


Fig.50.EFFET DE LA CONCENTRATION D'INHIBITEUR SUR L'EFFICACITE D'INHIBITION DANS LA SOUDURE

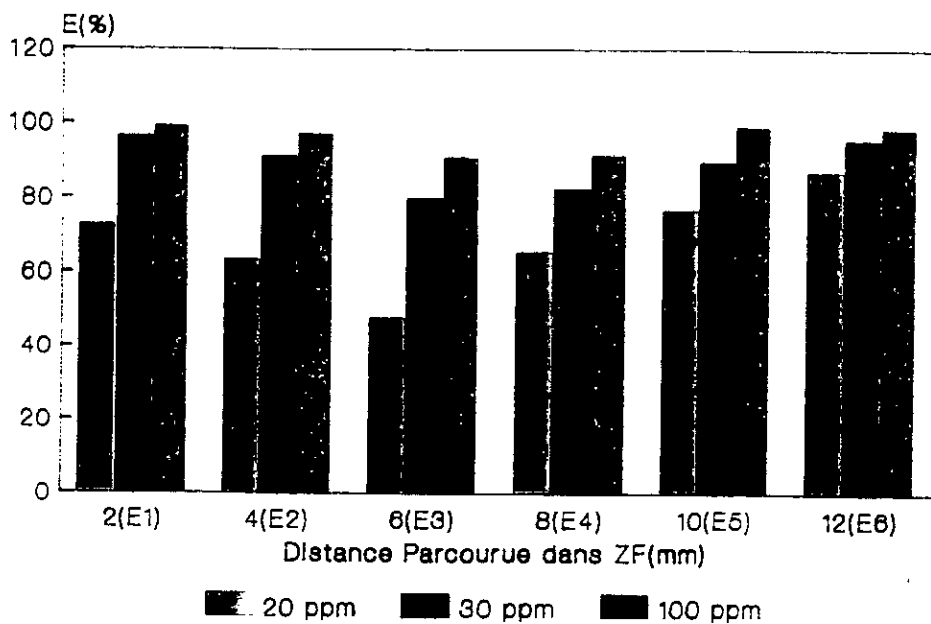


Fig.51EFFET DE LA COCENTRATION EN INHIBITEUR ET DES MICROSTRUCTURES SUR L'EFFICACITE D'INHIBITION DANS ZF

Le comportement des microstructures de la ZF et de la ZAT montre que leur histoire est déterminante pour les solutions de 100 et 3500 mg/l de NaCl.

Pour une solution de 10000 mg/l NaCl, nous pouvons dire que les propriétés du milieu l'emportent sur les propriétés de la soudure. En effet, le ratio de 2 pour 1 traduit que les microstructures exercent un effet mineur devant l'activité propre des ions de Cl⁻.

3.4 ETUDE DU COMPORTEMENT DE LA SOUDURE VIS A VIS DE L'EFFICACITE D'INHIBITION

3.4.1 Effet de la concentration de l'inhibiteur:

Les figures 50 et 51 montrent la variation de l'efficacité d'inhibition en fonction de la concentration en inhibiteur et du changement des microstructures respectives sur l'étendue de la soudure et dans ZF.

Nous observons que la protection par inhibiteur est davantage efficace au fur et à mesure que la concentration en inhibiteur est importante. Nous constatons que le changement des microstructures n'intervient pas sur l'effet de l'inhibiteur.

Une concentration de 20 ppm en inhibiteur assure une bonne protection pour l'ensemble des microstructures. Elle est comprise entre 87 et 96% sur l'étendue de la soudure (fig.50) et de 63 à 87% pour ZF à l'exception de la microstructure E3 qui présente une efficacité de protection de 47%. Nous déduisons que la ZF est relativement moins protégée que la ZAT et le MB pour une concentration de 20 ppm.

En suivant la variation de la concentration de l'inhibiteur, nous constatons que pour 100 ppm en inhibiteur, l'efficacité de protection est maximale. Elle atteint 99%.

A partir de ces résultats, nous pouvons conclure que :

- l'inhibiteur de corrosion utilisé est efficace pour des concentrations de 20 ppm à 30 ppm.

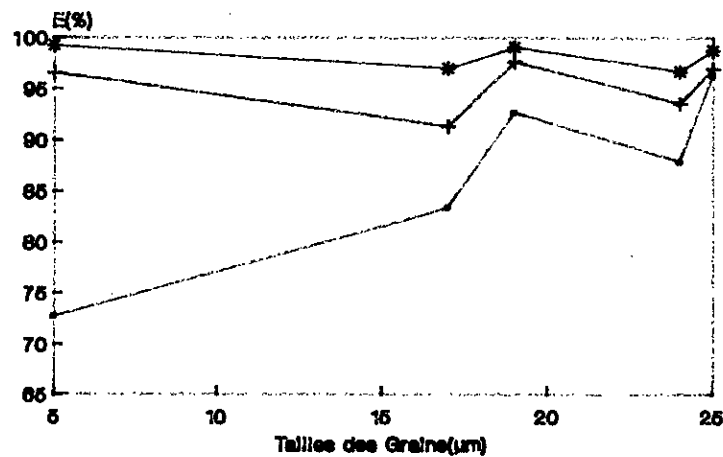


Fig. 5 3 . EVOLUTION DE L'EFFICACITE D'INHIBITION AVEC LA TAILLE DES GRAINS DANS LA SOUDURE

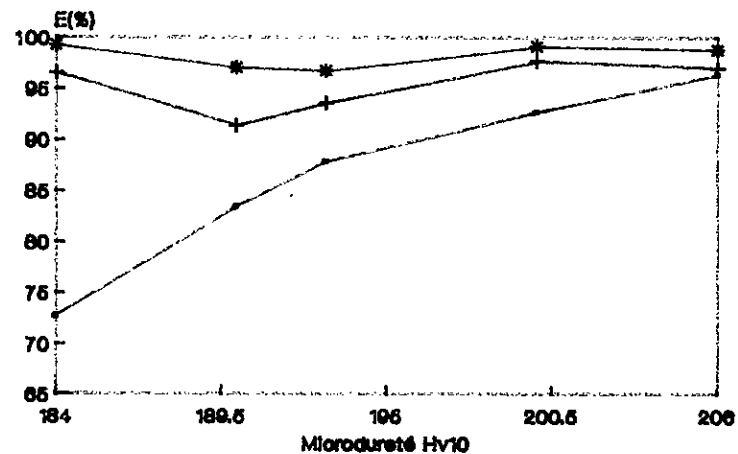


Fig. 5 4 . EVOLUTION DE L'EFFICACITE D'INHIBITION AVEC LA MIORODURETE DANS LA SOUDURE

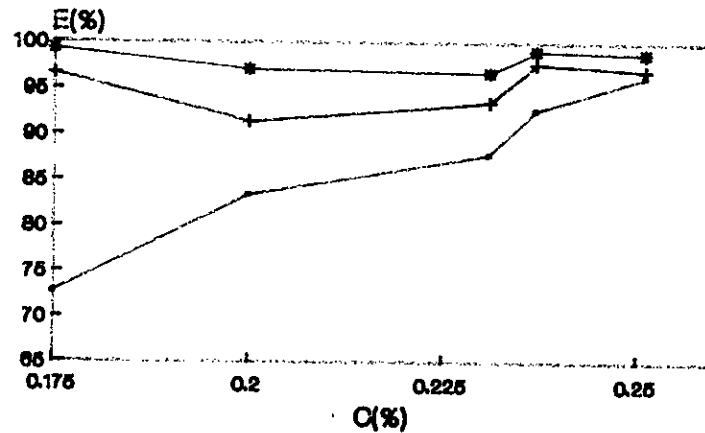


Fig. 5 2 . EVOLUTION DE L'EFFICACITE D'INHIBITION AVEC LE TAUX DE CARBONE DANS LA SOUDURE

- les microstructures de la ZF restent relativement moins protégées que celles de la ZAT et du MB.
- la microstructure de Widmanstätten (E3) de la ZF nécessite, pour sa protection, des doses supérieures à 30 ppm en inhibiteur.

3.4.2 Influence de la soudure

Pour déterminer le comportement de la soudure envers l'inhibiteur de corrosion dans une solution de 10000 mg/l NaCl, nous avons présenté des séries de courbes illustrant l'évolution de l'efficacité d'inhibition pour différentes concentrations en inhibiteur en fonction du taux de carbone (fig.52), de la taille des grains (fig.53.) et de la microdureté (fig.54).

Nous observons principalement que la ZAT est la mieux protégée. Elle correspond aux taux de carbone, aux tailles des grains et aux microduretés les plus élevées par rapport aux ZF et MB. Pour 100 ppm en inhibiteur, le taux de corrosion chute de 1,88 mm/an à 0,032 mm/an.

Ce comportement de la soudure envers l'inhibition peut-il résulter des effets combinés des facteurs structuraux ?

Pour répondre à cette question, nous avons analysé les courbes obtenues (fig.52 à 54). Nous relevons aisément l'existence d'une relation entre les facteurs structuraux et l'efficacité d'inhibition pour une concentration en inhibiteur de 20 ppm : l'efficacité d'inhibition est croissante pour des taux de carbone et des duretés croissants correspondant à des structures ferrito-perlitiques ayant des tailles de grains inférieures à 19 μ m et de 25 μ m.

En comparant les courbes obtenues à 20 ppm avec celles correspondantes à 30 et 100 ppm, nous observons que ces dernières présentent des allures identiques mais distinctes de celles obtenues à 20 ppm. l'apparence de ces courbes semble ne pas permettre de relever une relation claire et générale entre ces facteurs de structures et l'efficacité d'inhibition.

Devant cette difficulté, nous allons tenté d'établir des corrélations par une approche différente. Elle consiste à comparer les vitesses de corrosion avec l'efficacité d'inhibition en fonction des microstructures.

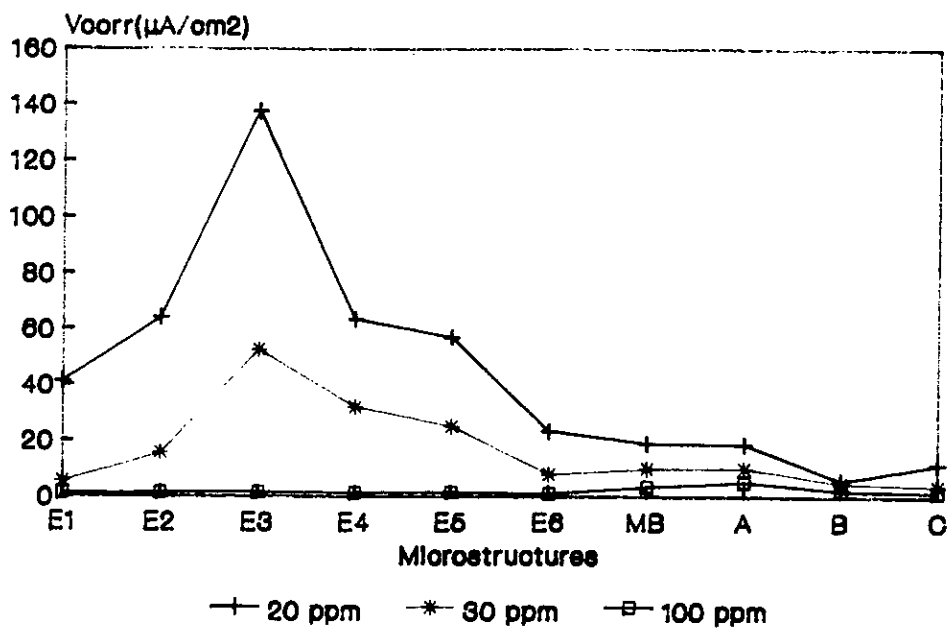


Fig.86. VARIATION DE LA VITESSE DE CORROSION AVEC LES MICROSTRUCTURES DANS LA SOUDURE

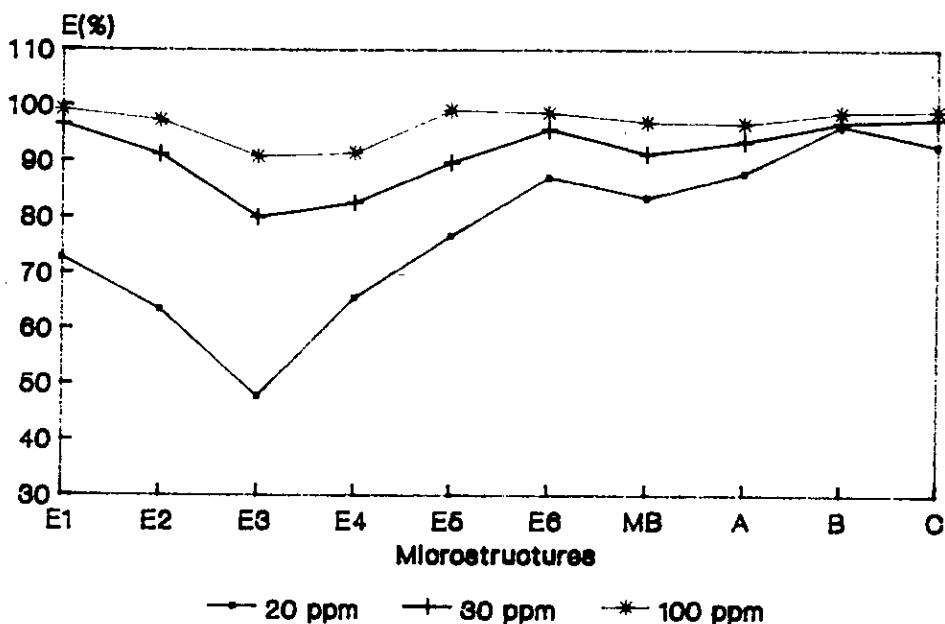


Fig.88. VARIATION DE L'EFFICACITE D'INHIBITION AVEC LES MICROSTRUCTURES DANS LA SOUDURE

figure 55 montre que l'addition de l'inhibiteur réduit les vitesses de corrosion mais ne modifie que faiblement l'allure des courbes. Ce comportement nous rend compte de l'influence des microstructures sur l'efficacité d'inhibition.

Nous remarquons que les microstructures qui possèdent des vitesses de corrosion élevées ne sont pas systématiquement les mieux protégées. En effet, les microstructures de Widmanstätten (E3 et E5) sont les plus sensibles à la corrosion ; le rajout d'inhibiteur a abaissé la vitesse de corrosion mais E3 demeure la plus sensible malgré la protection (47%) alors que E5 a une meilleure protection (76%). Par contre, la microstructure du métal de base présente la plus faible valeur de la vitesse de corrosion, et pourtant, elle n'est pas la mieux protégée (fig.56).

En dépit de ces constatations, nous retiendrons que le processus d'inhibition est accompli à de faibles concentrations allant de 20 à 30 ppm et qu'il réduit la corrosion à des taux de 99%. Ce résultat est en accord avec celui de PETROV et OSADCHUK [14] qui ont établi que les structures ferrito-perlitiques sont caractérisées par une grande efficacité d'inhibition.

La diversité des microstructures ferrito-perlitiques de la soudure n'a pas conduit à un comportement électrochimique hétérogène, tout se passe comme si la soudure (MB, ZF et ZAT) dans la partie interne du pipe se comportait comme un matériau homogène en présence de l'inhibiteur. Ceci ne nous permet pas de conclure définitivement sur les effets des différents paramètres d'études - le taux de carbone, la taille de grains, la microdureté et la concentration en NaCl et en inhibiteur - vis-à-vis de l'efficacité d'inhibition pour une microstructure donnée.

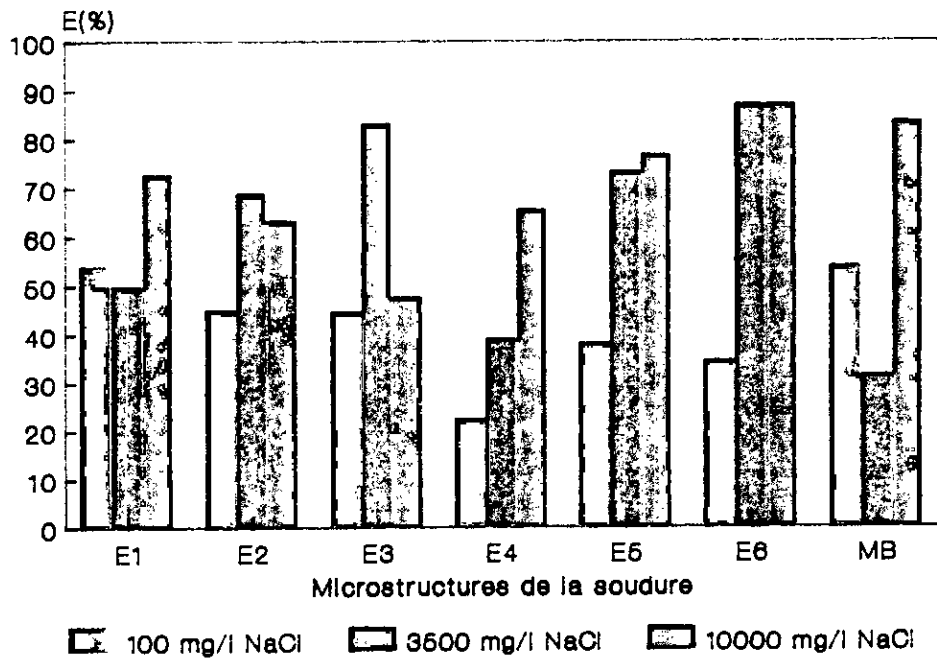


Fig.67.EFFICACITE D'INHIBITION EN FONCTION DE NaCl ET DES MICROSTRUCTURES DANS ZF ET MB (20 ppm)

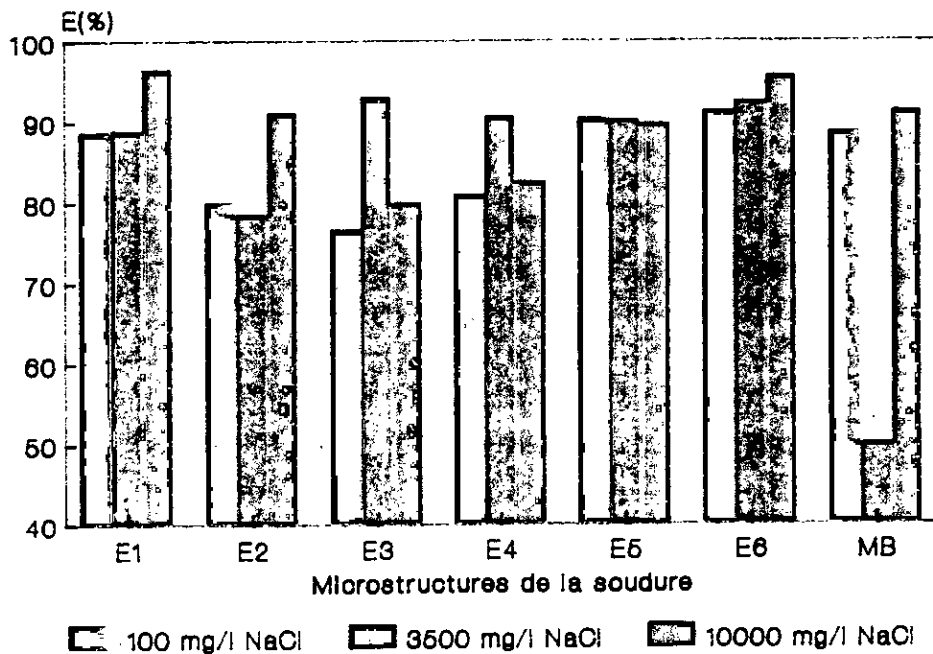


Fig.68.EFFICACITE D'INHIBITION EN FONCTION DE NaCl ET DES MICROSTRUCTURES DANS ZF ET MB (30 ppm)

3.4.3. Influence de NaCl sur l'efficacité d'inhibition

Le processus de protection des inhibiteurs organiques est régi par le phénomène d'adsorption. Il dépend de trois principaux facteurs. Le premier facteur se rapporte aux propriétés chimiques de l'inhibiteur qui n'est pas l'objet de notre étude. Les deux autres facteurs portent respectivement sur la composition chimique du milieu et sur la nature de la surface métallique.

Pour déterminer l'effet du milieu (représenté par les ions Cl-) sur le processus d'inhibition, nous avons représenté des histogrammes d'efficacité d'inhibition en fonction de la concentration en NaCl et des microstructures de la zone fondue (fig.57 à 59) vu que cette dernière se dégrade d'une façon plus prononcée sur site.

Nous constatons que l'efficacité d'inhibition change en fonction de NaCl, de la concentration en inhibiteur et de la nature des microstructures. Ce changement nous renseigne sur l'activité d'inhibition qui se produit à l'interface entre matériau, inhibiteur et NaCl.

Pour une faible concentration en inhibiteur (20ppm), nous relevons deux types d'activités susceptibles de se produire à l'interface, sur la figure 57. Elles peuvent résulter de :

- l'augmentation de la concentration en NaCl qui améliore l'efficacité d'inhibition (cas de E4, E5 et E6). Cette amélioration peut être expliquée par l'hypothèse de MURAKAWA [28]. Il suggère que les amines s'adsorbent sur la surface du métal à travers les ions Cl- par l'effet de l'attraction électrostatique tout comme cette adsorption peut se faire le long du métal avec les ions de Cl-.
- Une concentration de 3500 mg/l de NaCl présente deux effets distincts en fonction des propriétés intrinsèques des microstructures. Le premier effet se traduit par une activité plus favorable à l'adsorption de l'inhibiteur par rapport à une concentration de 10000 mg/l NaCl (cas de E2 et E3). Le second effet a réduit au minimum l'efficacité d'inhibition (cas de E1 et MB). Ce comportement peut être dû soit à une faible résistance à la désorption soit à une compétitivité entre Cl- et les molécules de l'inhibiteur.

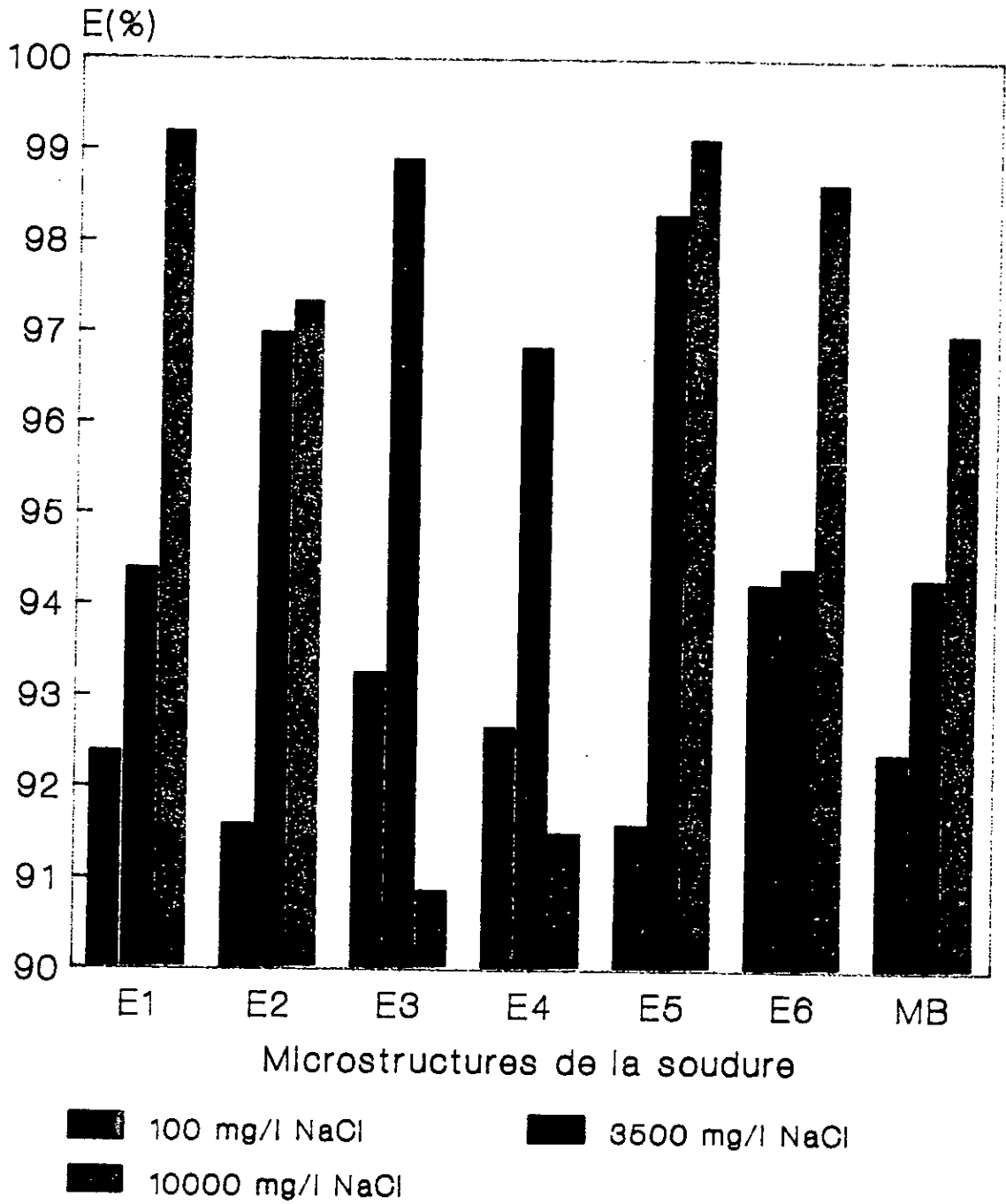


Fig.59.EFFICACITE D'INHIBITION EN FONCTION DE NaCl ET DES MICROSTRUCTURES DANS ZF ET MB (100 ppm)

Suite au rajout de 30 ppm en inhibiteur, nous enregistrons des changements dans le comportement des microstructures vis à vis de l'inhibition. La modification de la composition chimique du milieu a conduit à des améliorations dans les taux d'efficacité d'inhibition (fig.58). Il est possible d'expliquer cela par les modifications dans la répartition des charges sur la surface métallique. Celle-ci sont produites par le contact entre le milieu d'étude et le matériau.

La répartition de la charge électronique sur la surface métallique dans les différentes microstructures favorise le processus d'adsorption et des chlorures et des cations d'amines (cas E6, E5 et E1) ou rend la compétitivité intense. Le processus d'adsorption peut être rendu difficile (cas MB).

Par ailleurs, pour une concentration élevée en inhibiteur (100 ppm) l'efficacité d'inhibition augmente aussi. Elle atteint des valeurs maximales avec une forte concentration en NaCl de 10000 mg/l (fig.59). Ce constat peut se généraliser pour l'ensemble des microstructures, exception faite pour E3 et E4.

Ce résultat rejoint celui de la littérature [27,28] dans laquelle on recommande pour des fortes concentrations en NaCl, des teneurs élevées en inhibiteur. Néanmoins, nous tenons à signaler que cette recommandation n'est pas valable, pour la microstructure E6. Celle-ci atteint un taux d'efficacité d'inhibition de 87% en présence de 20 ppm en inhibiteur dans une solution de 10000 mg/l NaCl.

L'analyse des figures citées ci-dessus met en relief la bonne protection de nos microstructures avec une concentration de 30 ppm. Cette concentration nous met à l'abri de l'effet négatif de NaCl sur l'inhibition.

Cependant la structure du MB exige pour sa protection une dose de 100 ppm en inhibiteur s'il est exposé à une solution de 3500 mg/l NaCl, alors que la microstructure E6 est bien protégée avec une dose de 20 ppm quelle que soit la concentration en NaCl.

**CONCLUSION ET
RECOMMANDATIONS PERSPECTIVES**

Ce travail de recherche est une contribution à l'étude du comportement de l'assemblage soudé en multipasses vis à vis de la corrosion en milieu chloruré en absence et en présence d'inhibiteur.

Des efforts sont déployés dans ce domaine mais ceux orientés vers les structures soudées sont peu nombreux, vu que l'étude des soudures n'est pas une chose aisée. Nous nous retrouvons confrontés d'une part, à représenter un cas industriel complexe par des essais en laboratoire et, d'autre part, au nombre important de paramètres qui influent sur la sensibilité à la corrosion des aciers soudés.

Cette influence est plus significative dans le joint soudé que dans le métal de base, la variation de microstructures ne facilite pas l'interprétation des résultats.

En dépit de ces difficultés, nous avons pu établir des relations d'interdépendance entre les paramètres structuraux retenus pour l'étude. Par la suite, nous avons évalué sommairement le joint soudé et analysé le rôle de ces paramètres sur la résistance à la corrosion en considérant consécutivement:

- l'effet de la structure (microstructure et taille de grains),
- l'effet de la teneur en carbone,
- l'effet de la microdureté.

Bien que les investigations soient limitées, les résultats obtenus ont permis de montrer:

a/ L'effet de la structure

Les structures de ferrite à grains irréguliers sont plus sensibles à la corrosion (cas de E3 et E5). Leur présence est nuisible dans la soudure.

Les structures affinées avec des grains ferritiques plus ou moins réguliers donnent de meilleures résistances à la corrosion (cas de E1, E2, E4 et E6).

Les structures ferrito-perlitiques à gros grains se dégradent plus rapidement (cas de A, B et C).

Finalement les microstructures affinées assurent un bon comportement vis à vis de la corrosion mais nous avons montré que cette condition est nécessaire mais pas suffisante. L'effet d'autres facteurs doit être pris en compte.

b/ Effet du taux de carbone

Bien que nous ayons considéré seulement l'effet du taux moyen de carbone, nous signalons que dans le cas industriel, souvent l'effet le plus important est dû aux ségrégations

L'analyse des résultats obtenus a mis en évidence que le taux de carbone doit être limité à la valeur la plus basse compatible avec les propriétés mécaniques.

Cette diminution du taux de carbone a un aspect positif, par l'intermédiaire de son effet associé à un cycle thermique spécifique; la formation d'une structure homogène peut être assurée.

La présence d'un effet galvanique entre la ZAT et la ZF a été suspectée, lors de l'évaluation sommaire du joint soudé et confirmé par les résultats de mesure de la vitesse de corrosion. La ZAT, riche en carbone, se corrode préférentiellement au MB et à la ZF.

c/ Effet de la microdureté

L'analyse des résultats expérimentaux a révélé que la microdureté limitée à 350 HV n'a pas été atteinte. Elle a montré également que la résistance à la corrosion est faible pour des duretés élevées.

la présence de microstructures différentes dans le joint soudé a fait apparaître que l'effet moyen constaté de la microdureté n'est que la résultante de l'effet conjugué du taux de carbone et de la microstructure qui en découle.

d/ Effet de la composition du milieu

L'étude de l'influence de NaCl sur le joint soudé a bien montré le rôle joué par la composition du milieu sur la corrosion.

Il a été montré que les microstructures de la ZF sont plus actives en présence de concentrations élevées en NaCl par rapport à la ZAT. Les propriétés intrinsèques des microstructures de la ZF en milieu agressif favorisent le processus de corrosion.

Cependant, pour une concentration de 10000 mg/l NaCl, la composition du milieu l'emporte sur des considérations métallurgiques.

Par ailleurs, en présence de l'inhibiteur, le joint soudé est bien protégé avec des doses de 20 à 30 ppm. Pourtant, de faibles variations de l'efficacité d'inhibition sont constatées entre les microstructures.

Il semble que la ZF est moins protégée que la ZAT avec de faibles doses en inhibiteur.

En ce qui concerne les relations entre les facteurs structuraux et la vitesse de corrosion, elles sont aisément établies pour la ZAT. Ce qui n'est pas le cas pour la ZF. Il semble que le paramètre structure intervient à toutes les étapes de l'étude et affirme que les facteurs relatifs à la réalisation de la ZF prennent le pas sur les paramètres structuraux liés au MB.

A partir de cette reconstitution brève des principaux résultats, nous pouvons avancer que :

- Seules les structures affinées à bas carbone sont acceptables pour assurer une bonne résistance à la corrosion.
- De part la diversité des microstructures dans le joint soudé et devant les difficultés de corréliser les paramètres d'études dans ZF, il est impératif de tenir compte des facteurs de réalisation de la soudure en particulier le cycle thermique du soudage, la température entre les passes et le métal d'apport.
- Les propriétés intrinsèques des structures déterminent en grande partie l'activité vis-à-vis du milieu agressif et son aptitude à adsorber l'inhibiteur pour assurer une bonne protection.

L'ensemble de ces principaux points qui se dégagent de l'étude, permettent de définir ainsi, des recommandations quand au choix des aciers dont la teneur en carbone doit être faible mais en accord avec les propriétés mécaniques exigées sans omettre l'importance d'autres éléments comme le soufre, le manganèse et le phosphore. Par ailleurs, le carbone équivalent calculé ne nous met pas à l'abri du risque de fragilisation d'où la nécessité de revoir si l'emploi de ces aciers est adapté à notre type d'utilisation dans les conditions du site.

Quant à la mise en oeuvre de l'opération de soudage, une attention particulière doit être accordée à la réalisation des soudures. La révision du procédé de soudage appliquée sur site est nécessaire, surtout du point de vue cycle thermique et le choix du métal d'apport

Dans le but d'aboutir à des compromis entre structures, milieu, inhibiteur et matériau, nous proposons le développement de cette étude qui doit concerner principalement :

- l'approfondissement des connaissances des propriétés intrinsèques de la soudure par des investigations plus fines portant sur d'autres facteurs non traités telles que les ségrégations, les contraintes thermiques et la répartition des charges électriques à la surface du matériau qui pourra expliquer le processus d'adsorption des molécules d'inhibiteurs
- la détermination de l'influence des propriétés inclusionnaires sur la corrosion. Il est bien établi que seuls les matériaux de très hauts niveaux de propreté, assurés par des très basses teneurs en soufre et oxygène, permettent d'obtenir une bonne résistance dans les cas industriels les plus sévères.
- l'amélioration des conditions de soudage en oeuvrant pour des duretés les plus basses possibles, et une diversité microstructurale la plus homogène possible en éliminant la présence des microstructures de Widmanstätten (E3 et E5).

REFERENCES BIBLIOGRAPHIES

CHAPITRE I

1. O.LEMOUDA
Corrosion des aciers non alliés ferrito-perlitiques dans les conditions d'exploitation simulée du champs de gaz d'ALRAR.
Mémoire de fin d'études -I.A.P,1986.
2. M.MEZIANE
Comportement électrochimique des aciers au carbone en milieu aqueux saturé en CO2 -Influence des inhibiteurs de corrosion.
Thèse de Magister en chimie-U.S.T.H.B, Octobre,1989.
3. M .BADAOUI
Corrosion des installations de surface sur le champs d'ALRAR.
Rapport interne,D.P./SONATRACH,FeV1988.
4.
Synthèse sur la corrosion à ALRAR.
Rapport interne -SONATRACH, Juin,1987.
5. H.GRANJON
Bases métallurgiques des modes opératoires de soudage des aciers -Evaluation récentes.
Soudage et techniques connexes,Septembre-Octobre,1984,pp 350 à 364
6. C.S.CHAI and
T.W. EAGAR
The effect of saw parametres on weld metal chemistry.
Research development, March 1980,pp. 93-s to 98-s.
7. M.DADIAN
Contribution du soudage à la connaissance des phénomènes métallurgiques.
Soudage et techniques connexes,Septembre Octobre,1985, pp 323 à 346.
8. S.S. STRUNCK
and R.D.STOUT
Heat treatment effect in multipass Weldments of a hight strength steel.
Welding-research-supplement,1980,pp 508-s to 520-s.
9. N.J.SMITH,J.I.Mc
and GRATH and
J.A.GIANITTO
Microstructure,mechanical property relation ships of submerged arc welds in HSLA 80 steel.
Research-development,March,1989,pp112-s to 120-s.

10. H.J CLEARY and N.D GREENE
Corrosion properties of iron and steel.
Corrosion science, 1967,vol.7,pp.821 to 831.
11. W.E WHITE and R.J. KING
Pitting corrosion of carbon steel Weldments in permafrost.
Microstructural science,1983,Vol.11, pp.821 to 831.
12. E.HEYNE and O.BAUER
Effet of heat treatment
J.iron steel inst.,79,109,1909[37].
13. A.SAARINEW and K.ONNELLA
A Method for testing the corrodibility of heat - affected zones in steel.
Corrosion science 1970, Vol.10, pp.809-815.
14. L.N.PETROV and O.I.P.OSADEHUK
Effect of carbon conten and temper structures on the electrochemical and corrosion properties of carbon steels.
Protection of metals, July-August 1982, Vol.18, N°4, pp. 425 to 428.
15. A.A.ABDULAZIM and SH.SANAD.
Corrosion and corrosion inhibition of C-Steel and cast Fe in acid solution.
Corrosion science, 1972, Vol.12, pp 337 to 347.
16. M.E KOMP and H.E. TROUT
Effect of microstructure on anodic polarization of carbone steel in sulfuric acid.
Corrosion, January 1968, pp.11 to 16.
17. A.A. ABDULAZIM M.M.ANWAR and S.H.SANAD
Potentiokinetic study of the effect of C on corrosion of some steels in alkaline solution.
Corrosion science,1969, Vol.9, pp.405 to 412.
18. G. WRANGLLEN and INAMKHAR
On the relation between corrosion potentiel and galvanic corrosion of C-steel in acid solutions.
Corrosion science,1969,vol.9,pp 439 to 441.
19. G.V.AKIMOV
Théorie et méthodes d'essais de la corrosion des métaux ,1957,p 243,ed.Dunod
20. R.N.PARKINS
Mechanism of stress corrosion cracking.
Corrosion,1976,vol.1,L.L.Shreir Newnes -Bulter worths.

31. N.KADOUM Comportement d'un acier au carbone en milieu piqûrant, influence d'un inhibiteur minéral.
Thèse de magister-U.S.T.H.B, Octobre, 1989, pp15 à 16.

CHAPITRE II

32. Catalogue des produits de soudage, S.N.S.
33. A.O.BENSCOTER Metallography and microstructure.
Metals hand book, ed.9, 1986, Vol.9, pp 602 to 603.
34. G.S.HUPPI, B.K. Weldments.
DAMKROGER and Metals hand book, ed.9-1986, vol.9, p.577.
C.B.DALLAM.
35. J.G.RUSS Pratical stereology.
36. Mesure de la dureté en zone affectée thermiquement (ZAT) des soudures d'aciers.
Soudage et technique connexes
Juillet-Aout, 1983, pp. 317 à 322.
37. N.CHERMAT Rapports partiels de recherche N°1,2 et3.
38. W.J.LORENZ Détermination of corrosion rates by electrochemical DC and A.C methods.
Corrosion science, 1981, vol. 21, n°29, pp.617 à 672.

CHAPITRE III

39. D.A.JONES Principles and prevention of corrosion
August 1991, pp 313 - 314, ed: Maxwell.
40. N.LEFEBVRE La corrosion des équipements de production et de traitement sur les champs pétrolier.
Institut Français du Pétrole, Janvier 1986.
41. H.GRANJON Bases métallurgiques du soudage.
Publication de la soudure autogène 1989.
42. D.SEFERIAN Métallurgie de la soudure.
Ed. Dunod 1965.

43. H.GRANJON
and M.DADIAN

Particularités de la solidification des
soudures par fusion, conséquences du
point de vue de la soudabilité.
Conférence prononcée devant la société
des ingénieurs soudeurs.

44. G.WRANGLEN

Pitting inclusions de sulfide in steel.
Corrosion science ,1974,vol.14,p 331.

A N N E X E S

A N N E X E I

TABLEAU N°1

Caractéristiques des échantillons de la ZAT et du MB

	Microstructures			
	Z A T			MB
	A	B	C	
Taux de carbone (%)	0,231	0,251	0,237	0,200
Taille des grains (μ m)	24	25	19	17
Microdureté (HV)	193	206	200	190

TABLEAU N° 2

Caractéristiques des échantillons de la ZF

	Microstructures					
	E1	E2	E3	E4	E5	E6
Taux de carbone (%)	0,173	0,155	0,137	0,113	0,100	0,103
Taille des grains (μ m)	5	6	7	4	9	6
Microdureté (HV)	184	187	223	197	203	199

TABLEAU N°3
Vitesses de corrosion dans la ZAT
et le MB (100mg/l NaCl)

	Microstructures			
	Z A T			MB
	A	B	C	
Vcorr($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	30,00	33,40	31,41	13,50
Vcorr (mm/an)	0,35	0,39	0,37	0,17

TABLEAU N°4
Vitesses de corrosion dans
ZF (100 mg/l NaCl)

	Microstructures					
	E1	E2	E3	E4	E5	E6
Vcorr($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	14,33	16,91	23,36	13,50	19,05	13,73
Vcorr(mm/an)	0,17	0,20	0,27	0,18	0,19	0,15

TABLEAU N°5

Vitesses de corrosion
dans la ZAT et MB (3500 mg/l NaCl)

	Microstructures			
	Z A T			MB
	A	B	C	
Vcorr ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	95,00	104,81	91,00	45,56
Vcorr (mm/an)	1,12	1,24	1,07	0,54

TABLEAU N°6

Vitesses de corrosion
dans la ZF (3500 mg/l NaCl)

	Microstructures					
	E1	E2	E3	E4	E5	E6
Vcorr($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	62,81	95,00	114,91	91,88	107,87	78,35
Vcorr(mm/an)	0,74	1,12	1,36	1,10	1,30	0,93

TABLEAU N°7

Vitesses de corrosion
dans la ZAT et MB (10000 mg/l NaCl)

	Microstructures			
	Z A T			MB
	A	B	C	
Vcorr ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	153,25	157,25	158,93	114,56
Vcorr (mm/an)	1,81	1,85	1,87	1,35

TABLEAU N°8

Vitesses de corrosion
dans la ZF (10000 mg/l NaCl)

	Microstructures					
	E1	E2	E3	E4	E5	E6
Vcorr ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	150,22	175,14	262,81	183,52	243,73	180,85
Vcorr (mm/an)	1,77	2,06	3,10	2,16	2,87	2,13

TABLEAU N°9

Vitesses de corrosion et efficacité
d'inhibition dans la soudure (10000 mg/l NaCl)

	ZF	ZA T			MB	Inhibiteur (ppm)
	E1	A	B	C		
V _{corr} ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	150,22	153,25	157,25	158,95	114,30	0
	41,01	18,59	5,63	11,54	18,93	20
	5,22	9,96	4,80	3,78	9,95	30
	1,19	5,06	1,90	1,44	3,42	100
E (%)	72,70	87,86	96,41	92,73	83,43	20
	96,52	93,50	96,94	97,62	91,29	30
	99,20	96,69	98,78	99,09	97,00	100

TABLEAU N°10

Vitesses de corrosion et efficacité
d'inhibition dans ZF (10000 ng/l NaCl)

	Microstructures						Inhibi- biteur (ppm)
	E1	E2	E3	E4	E5	E6	
V _{corr} ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	150,22	175,14	262,81	183,52	243,73	180,85	0
	41,01	64,09	137,54	63,36	56,94	23,36	20
	5,22	15,48	52,60	31,99	25,03	7,88	30
	1,19	4,66	23,99	15,59	2,10	2,44	100
E (%)	72,70	63,40	47,66	65,47	76,65	87,08	20
	96,56	91,16	79,98	82,56	89,73	95,64	30
	99,20	97,34	90,87	91,50	99,13	98,65	100

TABLEAU N°11

Vitesses de corrosion et efficacité
d'inhibition dans ZF (3500 mg/l NaCl)

	Microstructures						Inhibi- teur (ppm)
	E1	E2	E3	E4	E5	E6	
V _{corr} ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	62,81	95,00	114,91	91,88	107,87	78,35	0
	31,45	29,65	19,37	15,69	28,99	10,20	20
	6,96	20,39	8,00	8,66	10,58	5,91	30
	3,52	2,86	1,26	2,91	1,83	4,38	100
E (%)	31,44	68,86	83,14	82,92	73,12	86,98	20
	88,99	78,58	93,04	90,57	90,19	92,45	30
	94,39	96,99	98,90	96,83	98,30	94,41	100

TABLEAU N° 12

Vitesses de corrosion et efficacité
d'inhibition dans la ZF (100 mg/l NaCl)

	Microstructures						Inhibi- teur (ppm)
	E1	E2	E3	E4	E5	E6	
V _{corr} ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	14,33	16,91	23,36	15,30	19,05	13,73	0
	6,60	9,30	12,97	11,82	11,79	9,00	20
	1,62	3,37	5,46	2,92	1,84	1,21	30
	1,09	1,42	1,57	1,12	1,60	0,79	100
E (%)	54	45	44	22	38	34	20
	88	80	76	81	90	91	30
	92	91	91	92	91	94	100

A N N E X E II

CYCLE THERMIQUE DE SOUDAGE EN MULTIPASSES

INTRODUCTION

La connaissance du cycle thermique du soudage, au sens le plus général de ce terme, est à la base de la métallurgie du soudage. Ce cycle sert à prévoir et à maîtriser les transformations de l'acier [1,2,3,4] au cours du soudage. Cependant, on ne peut passer sous silence, les travaux de PORTEVIN et de SEFERIAN [5] qui sont les premiers à présenter les caractéristiques thermiques d'un procédé de soudage.

Par la suite, les études développées sur les cycles thermiques de soudage ont donné accès à de plus amples possibilités concernant en particulier, le pilotage de l'opération de soudage, la simulation [5], l'aspect thermo-mécanique [6] (contraintes et déformations) permettant non seulement la solution des problèmes de fissuration et de corrosion mais aussi les développements dans les domaines des techniques expérimentales, de l'automatisation, de la robotisation et des approches mathématiques appliquées aux cycles thermiques de soudage.

Dans notre contexte, l'intérêt de la connaissance du cycle de soudage est de permettre d'interpréter les phénomènes métallurgiques que le soudage a engendré et ; par suite, d'apporter des améliorations au procédé de soudage et à son mode opératoire.

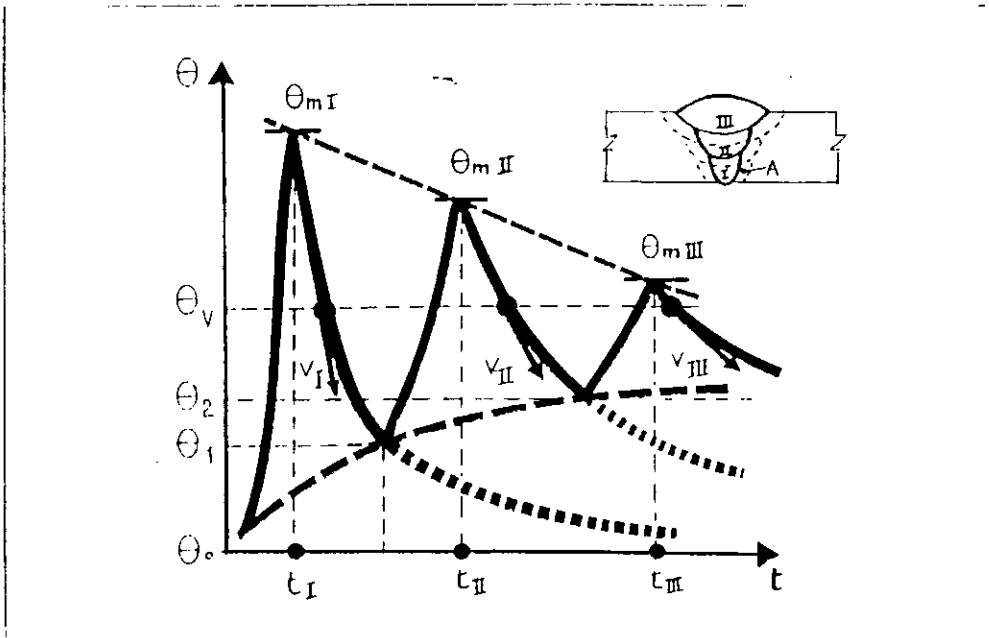


Fig.60. Cycle thermique d'une soudure en trois passes (7)

DESCRIPTION DU CYCLE THERMIQUE DU SOUDAGE EN MULTIPASSES

Le procédé de soudage à l'arc électrique avec électrode enrobée met en oeuvre une énergie calorifique de quelques milliers à quelques dizaines de milliers de J/cm [7].

Les principaux paramètres qui influent sur le cycle et la répartition thermique, lors du soudage sont :

- la nature du métal de base qui intervient par ses caractéristiques de conductibilité thermique.
- la masse et la géométrie des pièces à assembler qui conditionnent le mode de transfert de chaleur.
- la température initiale du métal de base qui influe sur le gradient de température et détermine la vitesse de refroidissement.

L'étude du cycle thermique relatif à une passe de soudure est liée à la variation de la température en fonction du temps. Cette fonction dépend de la température maximale, du temps de maintien et de la vitesse de refroidissement. Par contre, le suivi de l'évolution de la température au cours des passes antérieures fait intervenir d'autres facteurs supplémentaires. Nous citons le nombre, la disposition des passes et leurs conditions d'exécution par rapport à un point de la soudure dont on veut suivre la variation de la température.

Ces facteurs présentent, selon GANJON [7], une variété de possibilités pour décrire les effets thermiques de soudage multipasses sur bords chanfreinés en V.

A titre indicatif, un cycle thermique de soudage en trois passes met en évidence la complexité de ces phénomènes (fig.61.) et permet de relever que :

- l'exécution de la première passe conduit à une augmentation de la température jusqu'à la valeur maximale θ_{mI} suivi d'un refroidissement caractérisé par une vitesse VI.

- la seconde passe caractérisée par une température maximale θ_{mII} et une vitesse de refroidissement VII intervient avant que la température au point A n'ait rejoint la température θ_0 ($\theta_1 > \theta_0$).

Le cycle thermique de la seconde passe est différent du premier: θ_{mII} est inférieure à θ_{mI} parce que la distance du point de mesure A par rapport à la seconde passe est plus grande et la vitesse de refroidissement VII est inférieure à VI, pour la même raison et aussi, surtout parce que le cycle thermique de la seconde passe débute de θ_1 . A cause de cet effet qui peut être assimilé, analogue à celui du préchauffage, la seconde passe subit un cycle thermique inférieur à celui de la première passe.

Ainsi en est-il de la troisième passe pour les raisons décrites. La température maximale et la vitesse de refroidissement VIII sont respectivement inférieures au cycle thermique de la seconde passe caractérisé par θ_0 II et V II.

Ce cycle dépend de la cadence des passes, c.à.d, de l'intervalle de temps qui les sépare durant lequel la température s'abaisse le long des courbes.

Les observations qui découlent du cycle thermique appliqué à une soudure en trois passes sont :

- la première passe subit les cycles thermiques les plus sévères qui sont dus à la température maximale atteinte et à la rapidité du refroidissement. Les passes suivantes provoquent des cycles de plus en plus atténués, en raison de l'élévation progressive de la température initiale qui, augmente après chaque passe.
- suivant la disposition des passes, le point A3 peut être atteint et dépassé plusieurs fois au cours de la déposition des passes successives. La structure observée est le produit des cycles thermiques appliqués.
- la dernière passe du soudage résulte du dernier cycle thermique dont la vitesse de refroidissement est moins importante que celle de la première passe.
- la température entre les passes de soudage garantit la séquence du cycle thermique en tout moment.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

1. **M.DADIAN** Contribution du soudage à la connaissance des phénomènes métallurgiques. Soudage et Techniques Connexes -Septembre - Octobre 1985, pp. 323 à 346.
2. **S.S.STRUWCK** Heat Treatment Effects in Multipass Weldments of a high- Strength Steel. Welding Research Supplement - October 1972, pp. 508-s to 520-s.
3. **R.V.SALKIN** Apport de la métallurgie du soudage dans l'évolution des matériaux. Soudage et Techniques Connexes -Juillet Aout 1984, pp. 267 à 275.
4. **H.GRANJON et M. DADIAN** Particularités de la solidification des soudures par fusion ; conséquences du point de vue de la soudabilité. Conférence prononcée devant la Société des Ingénieurs Soudeurs, Septembre, 1971, pp. 191 à 193.
5. **H.GRANJON** Bases métallurgiques des modes opératoires de soudage (acier)- Evolution récente. Soudage et Techniques Connexes Septembre-Octobre 1984, pp. 350 à 364.
6. **L.DEVILLERS, D.KAPLAN J.P.JANSEN** Simulation thermique des zones affectées par la chaleur en soudage multipasse des aciers de construction. Soudage et Techniques Connexes, Mars-Avril 1987 pp. 125 à 138.
7. **H.GRANJON** Bases métallurgiques du soudage, ed.Eyrolles, 1989, pp. 24 à 37.

A N N E X E III

COMPLEMENTS SUR L'ETUDE POTENTIOCINETIQUE

INTRODUCTION

L'étude potentiocinétique est conduite par les méthodes de résistance de polarisation linéaire, et des droites de Tafel. Ce sont les méthodes les plus courantes [1].

La méthode de résistance de polarisation linéaire est rapide. Elle donne des mesures en 10 mn et de bonnes corrélations avec le taux de corrosion obtenu par la mesure de perte de poids.

Néanmoins, pour comprendre les processus régissant la corrosion, la méthode de résistance de polarisation nécessite l'appel à d'autres méthodes électrochimiques [2] car l'interprétation de ces résultats de mesure est très souvent délicate, notamment au niveau de la considération de B donné par l'expression:

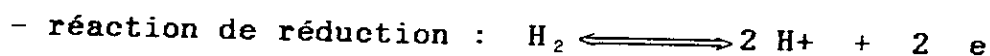
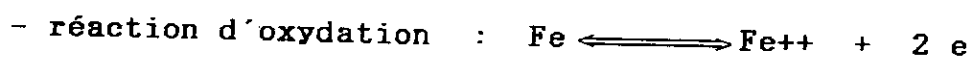
$$B = \frac{b_a \cdot b_c}{2,3 (b_a + b_c)}$$

B dépend des pentes anodique et cathodique de Tafel (b_a et b_c) et donc de la nature électrochimique et ne peut pas toujours être considéré constant. Par conséquent, il est important de déterminer tout d'abord les constantes de Tafel et par la suite procéder à la mesure de la résistance de polarisation.

Bien que des résultats satisfaisants aient pu être obtenus avec cette méthode, il convient de signaler que des écarts importants sont apparus avec les résultats de la perte de poids.

THEORIE DE LA CORROSION ELECTROCHIMIQUE

Selon la théorie du potentiel mixte, les réactions électrochimiques peuvent être divisées, en réactions d'oxydation et de réduction qui constituent des réactions de base qui produisent la corrosion métallique. Elles sont illustrées, pour le fer, par ces deux réactions [3] :



Lorsque le métal est en contact avec la solution, il acquiert un potentiel connu comme potentiel de corrosion (E_{corr}) qui dépend du métal et de la nature de la solution.

Si un potentiel externe est appliqué pour favoriser une réaction par rapport à une autre, ceci conduit à un changement dans les vitesses de corrosion.

Ce résultat est présenté par l'équation de BUTLER-VOLMER-[4,5]:

$$i = i_{\text{corr}} \exp\left(\frac{\alpha n F \eta}{RT}\right) - \exp\left(\frac{-\beta n F \eta}{RT}\right) \quad (1)$$

avec :

i : densité de courant

F : constante de Farraday

R : constante universelle du gaz

T : température absolue

η : surtension

n et n' : les valences des ions qui s'oxydent et se

réduisent respectivement.

α et B : coefficients relatif au potentiel à travers la couche double électrochimique.

Les simplifications possibles de cette équation sont classiques et au nombre de deux :

- la première simplification consiste à une linéarisation pour des valeurs élevées de la surtension

pour $\eta \gg RT/Bn'F$ ou $-\eta \gg RT/\alpha nF$.

les équations correspondantes obtenues sont :

$$i = i_{\text{corr}} \left[\exp \left(\frac{\alpha nF \eta}{RT} \right) \right]$$

ou

$$i = i_{\text{corr}} \left[\exp \left(\frac{-B n'F \eta}{RT} \right) \right]$$

Ces équations correspondent à des fonctions linéaires cathodiques et anodiques (lignes de Tafel) avec des pentes

$$b_a = 2,3 RT/\alpha nF \quad \text{et} \quad b_c = 2,3 RT/B n'F$$

dérivées à partir de l'équation du type :

$$n = a + b \log i.$$

- la seconde simplification est le produit d'une observation expérimentale [3]. Il a été constaté que les courbes de polarisations sont linéaires aux alentours du potentiel de corrosion et que les pentes de ces courbes sont inversement proportionnelles aux taux de corrosion.

Par la suite, STERN et GEARY ont montré que pour de faibles polarisation (< 10 mV) l'équation (1) peut être écrite comme suit :

$$i = i_{\text{corr}} \left(\frac{\alpha nF}{RT} + \frac{B n'F}{RT} \right)$$

la forme usuelle est :

$$i_{\text{corr}} = \frac{ba.bc}{2,3(ba+bc)} \times \frac{E}{i} = \frac{B}{R_p}$$

connue comme étant l'équation de STERN - GEARY.

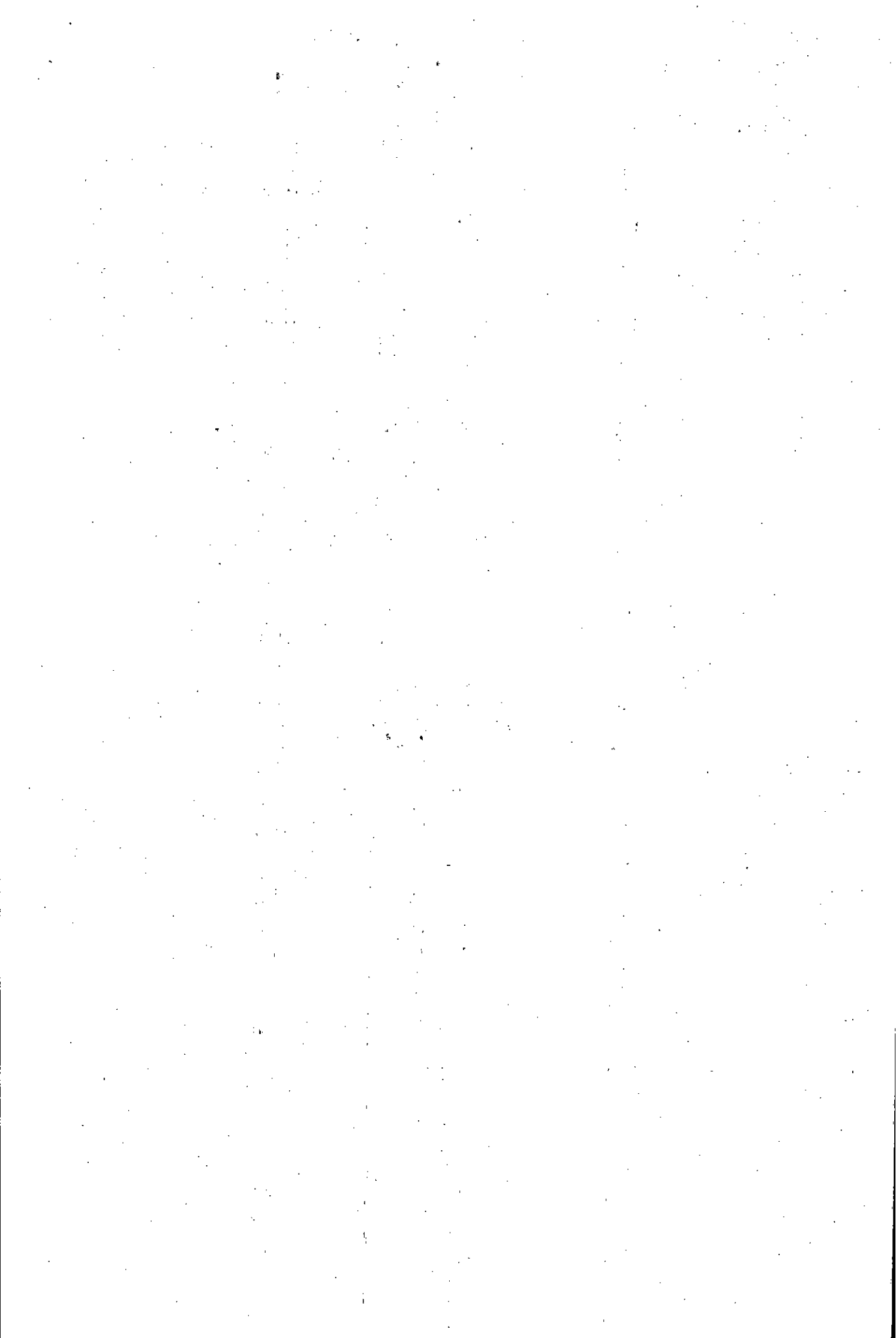
La méthode de Tafel est performante sur les échantillons polarisés à partir de ± 300 mV à partir du potentiel de corrosion alors que, la résistance de polarisation linéaire recommande pour son application des faibles polarisations ($>+10$ mV).

Il est ainsi connu que l'application d'une polarisation élevée modifie la surface métallique et accélère la dissolution du métal.

Pour certains cas, il est imprudent d'utiliser la méthode d'extrapolation de Tafel. Par conséquent, l'application de la méthode de résistance de polarisation peut se faire avec un choix arbitraire de B à partir d'un système similaire.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

1. W.J.LOREZ Détermination of corrosion rates by
electrochemical DC and AC methods
Corrosion science, 1980, Vol.21, n°09, pp.647.
2. Y.DERBALI Etude électrochimiques stationnaires et
et F.DABOSI transitoires de la corrosion d'un acier au
carbone en milieu salin et de son inhibition
par une série de monoalkyl-phosphonate
disodiques.
Journal de la société chimique de
Tunisie, 1987, vol.II, n°5, pp 23 à 29.
3. R.F. STEI Electrochemistry of corrosion.
GERWALD Corrosion, 1968, January, pp. 2 à 10.
4. J.de New contributions to corrosion rate calculation
DAMBORENEA from polarization curves.
J.RUIZ, British - Journal, 1987, Vol.22, n°4, pp. 251 à
SJ.VASQUEZ 253.
5. Basics of corrosion measurements
Application corr 1.
E.G.G. Princeton Applied Research.



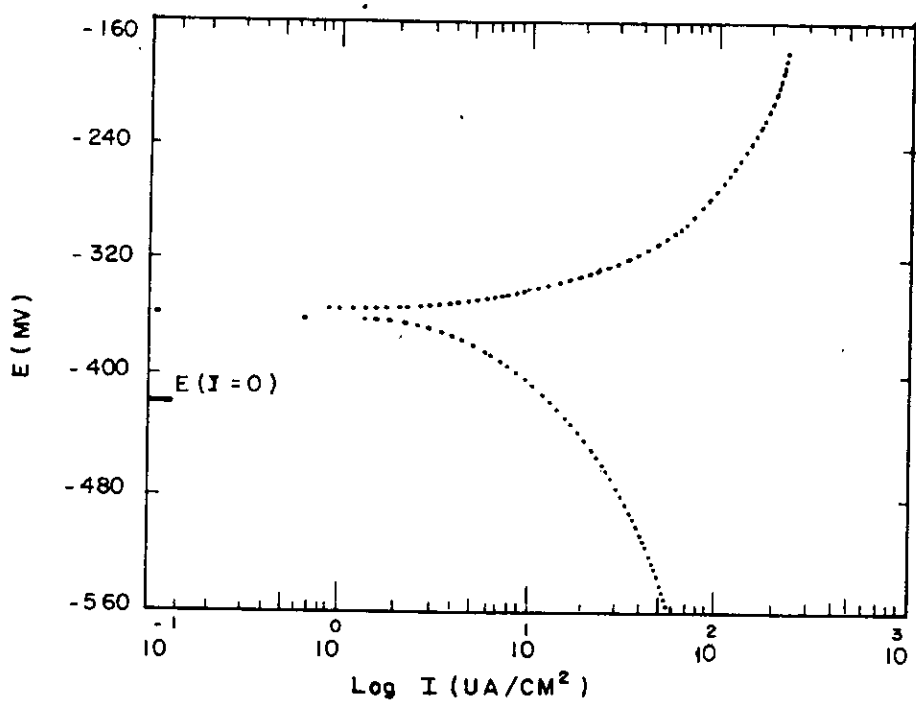


Fig.1 : Courbe de polarisation de l'échantillon E1 dans une solution de 100 mg/l de NaCl (technique des lignes de Tafel).

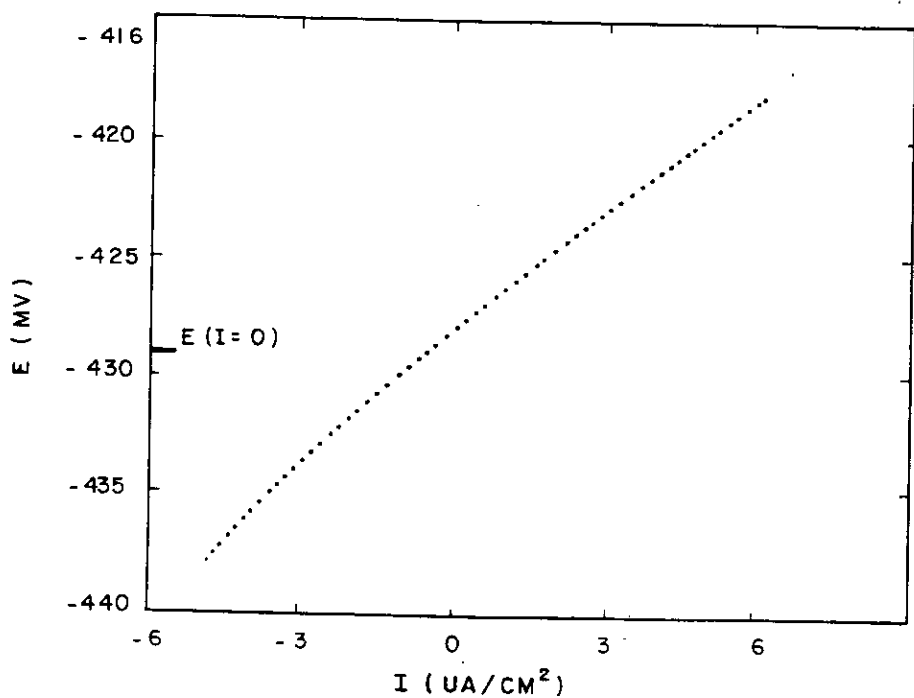


Fig.2 : Courbe de polarisation de l'échantillon E1 dans une solution de 100 mg/l de NaCl (technique de resistance de polarisation linéaire).

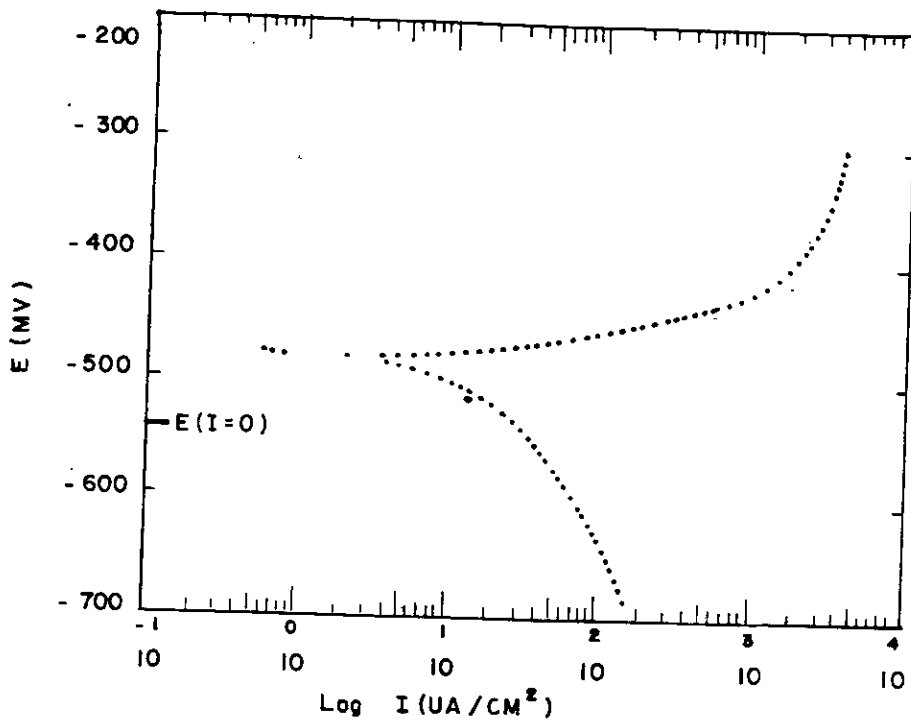


Fig.3 : Courbe polarisation de l'échantillon E1 dans une solution de 3500 mg/l de NaCl (technique des lignes de Tafel).

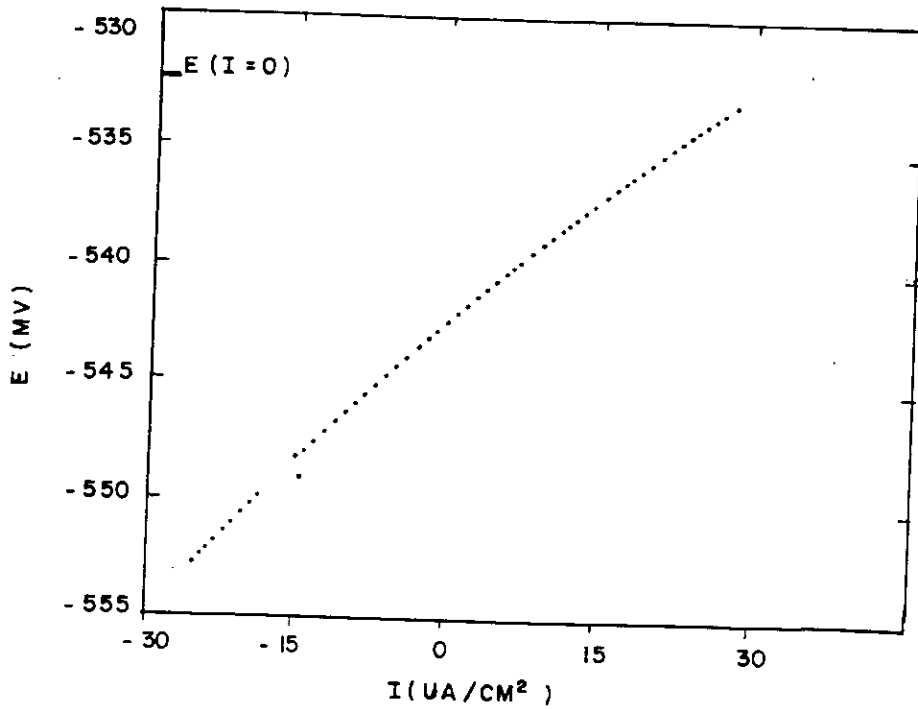
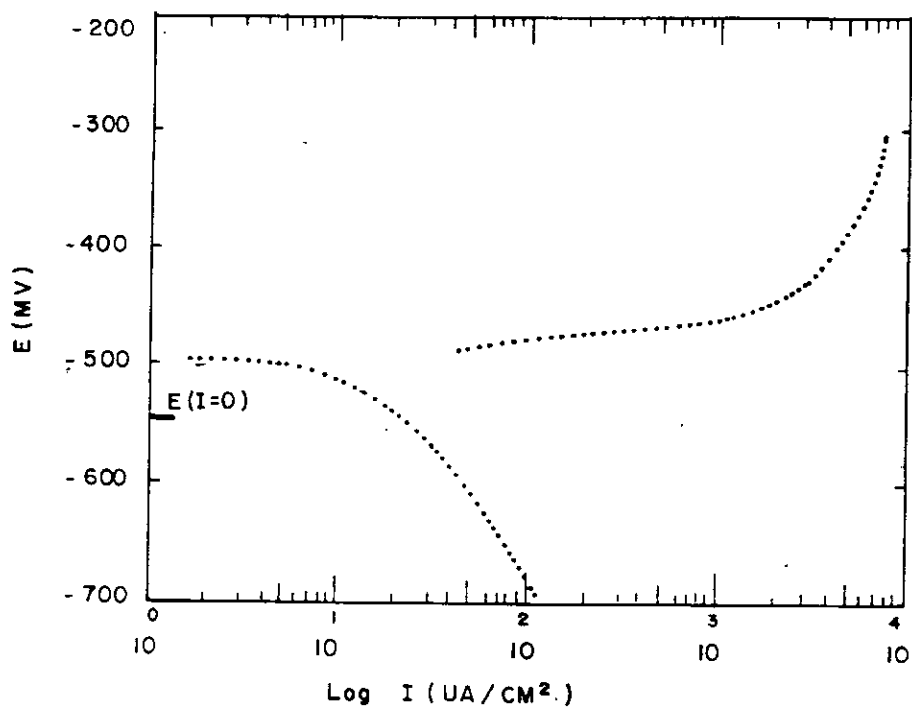


Fig.4 : Courbe de polarisation de l'échantillon E1 dans une solution de 3500 mg/l de NaCl (technique de résistance de polarisation linéaire)



Fig/5 : Courbe de polarisation de l'échantillon E1 dans une solution de 10000 mg/l de NaCl (technique des lignes de Tafel).

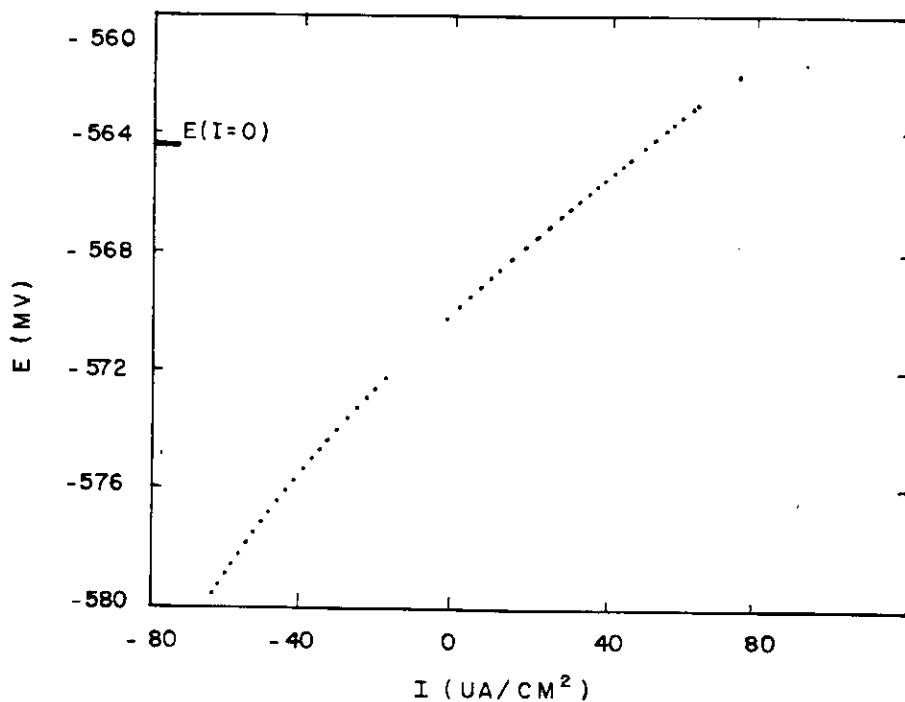


Fig.6 : Courbes de polarisation de l'échantillon E1 dans une solution de 10000 mg/l de NaCl (technique de polarisation linéaire).

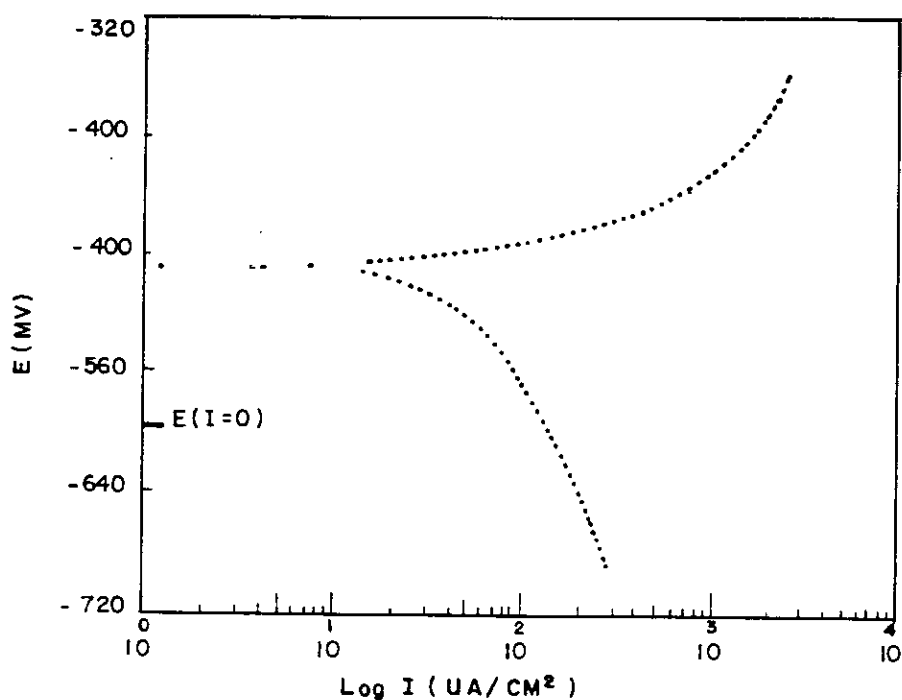


Fig.7 : Courbe de polarisation de l'échantillon E1 dans une solution de 10000 mg/l de NaCl avec 100 ppm en inhibiteur (technique des lignes de Tafel).

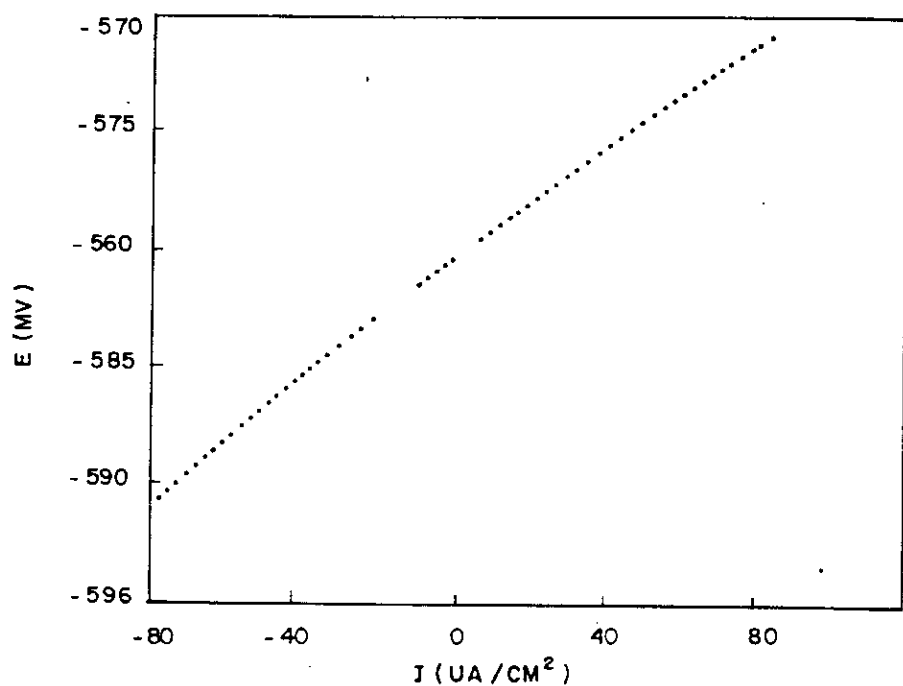


Fig.8 : Courbe de polarisation de l'échantillon E1 dans une solution de 10000 mg/l de NaCl avec 100 ppm en inhibiteur (technique de résistance de polarisation linéaire).

FF

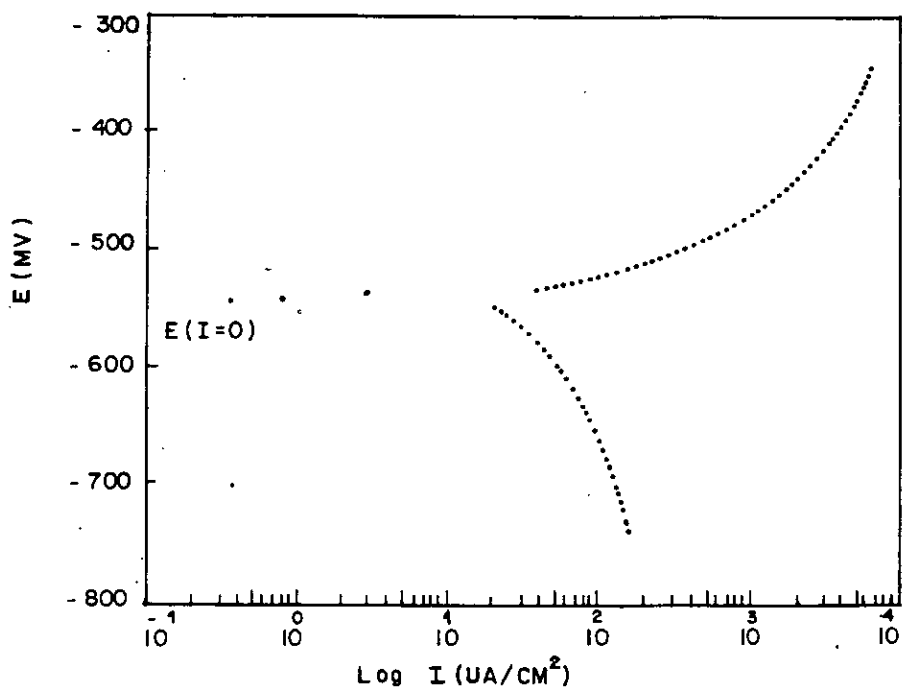


Fig.9 : Courbe de polarisation de l'échantillon E1 dans une solution de 10000 mg/NaCl avec 20 ppm en inhibiteur (technique des lignes de Tafel).

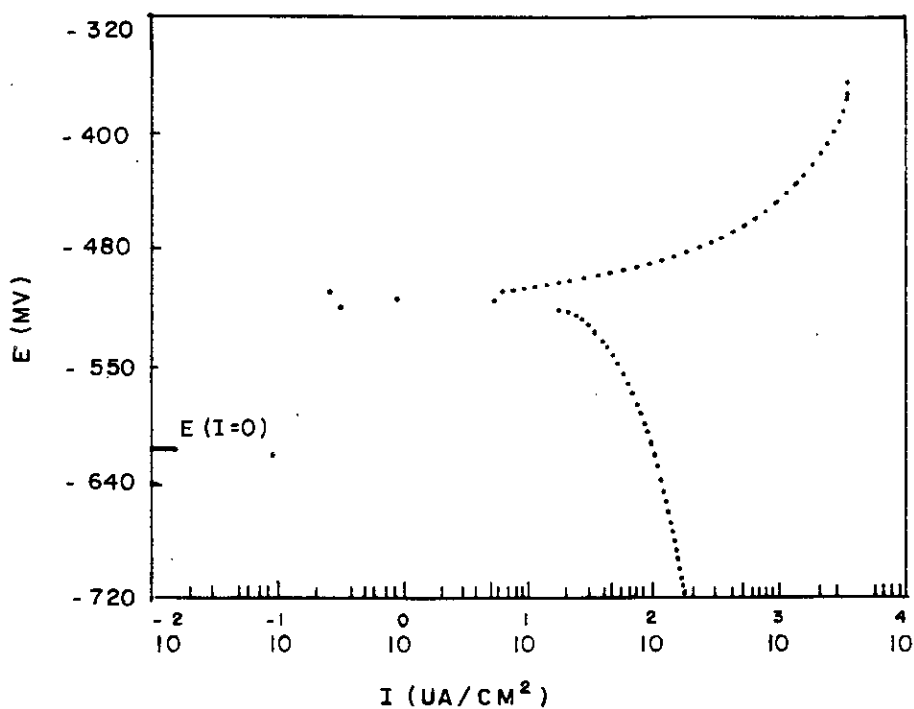


Fig.10 : Courbe de polarisation de l'échantillon E1 dans une solution de 10000 mg/l NaCl avec 30 ppm en inhibiteur (technique des lignes Tafel).

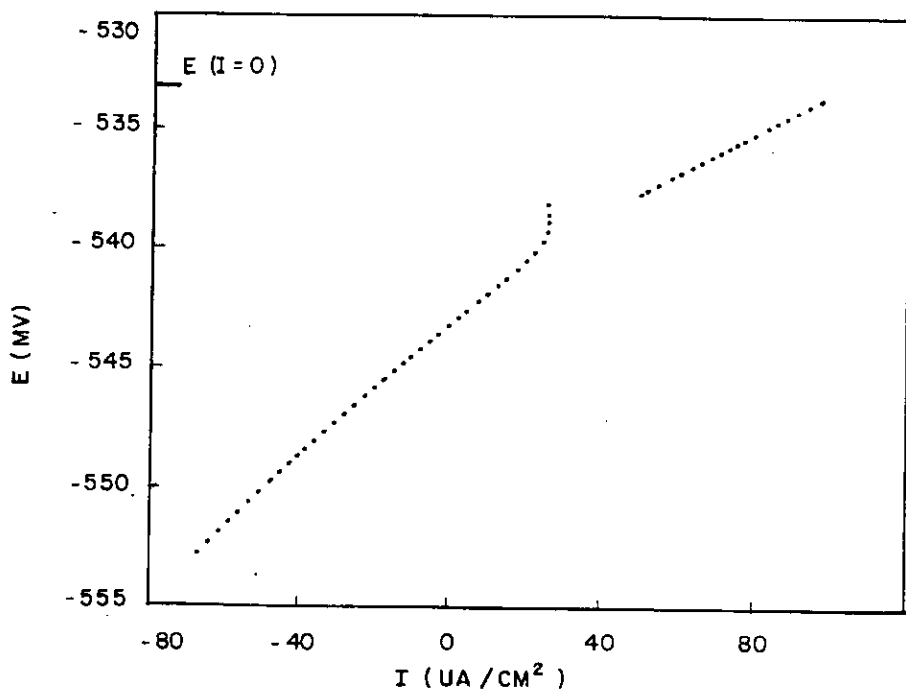


Fig.11 : Courbe depolarisation de l'échantillon E1 dans une solution de 10000 mg/l de NaCl avec 30 ppm en inhibiteur (technique de resistance de polarisation linéaire).

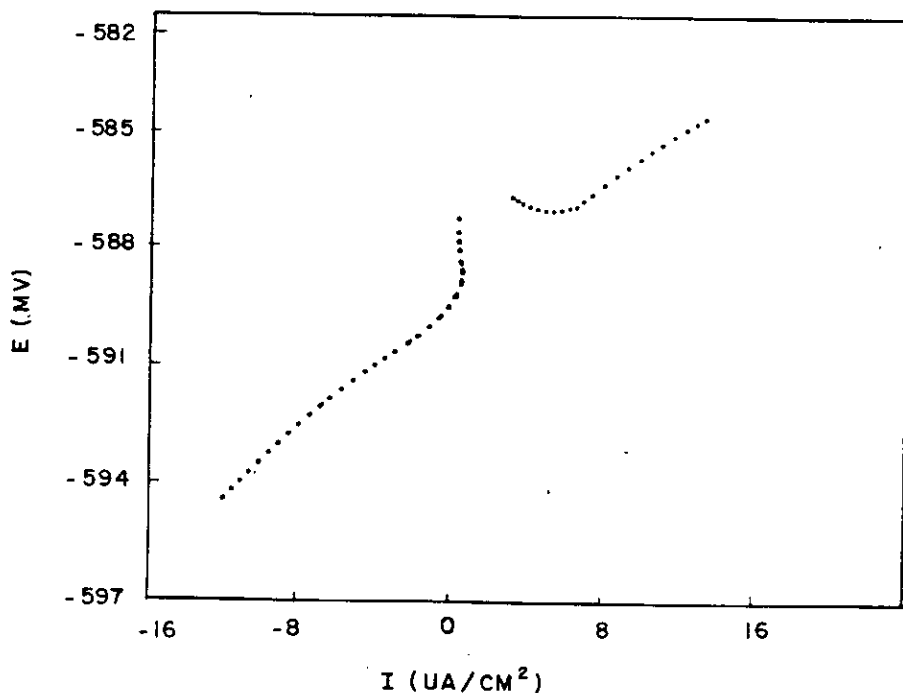
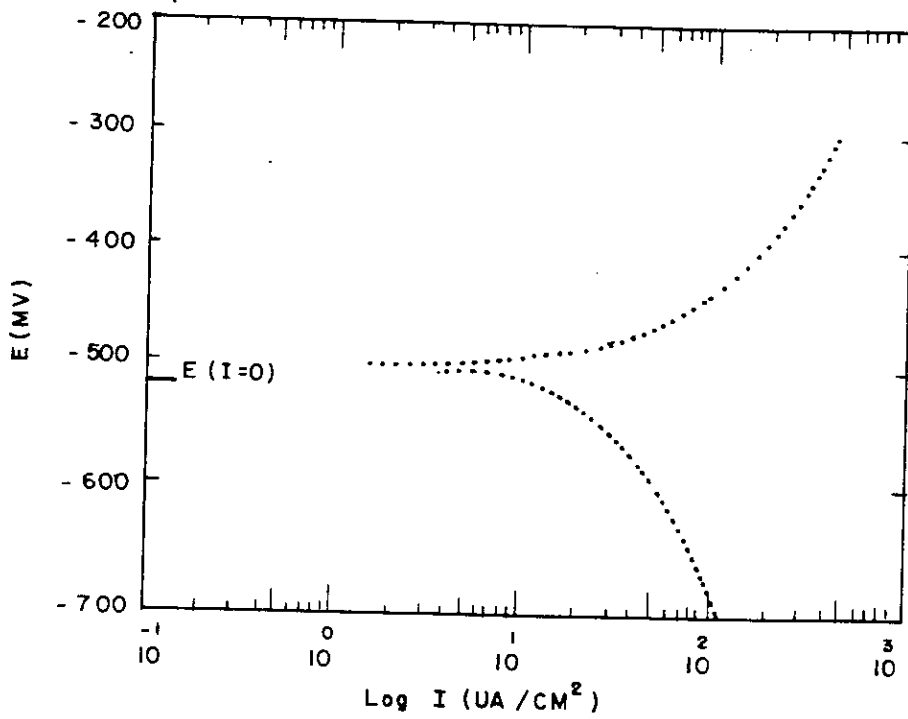


Fig.12 : Courbe de polarisation de l'échantillon E1 dans une solution de 10000 mg/l de NaCl avec 20 ppm en inhibiteur (technique de polarisation linéaire).



-Fig.13 : courbe de polarisation de l'échantillon B dans une solution de 100 mg/l NaCl (technique des lignes de Tafel).

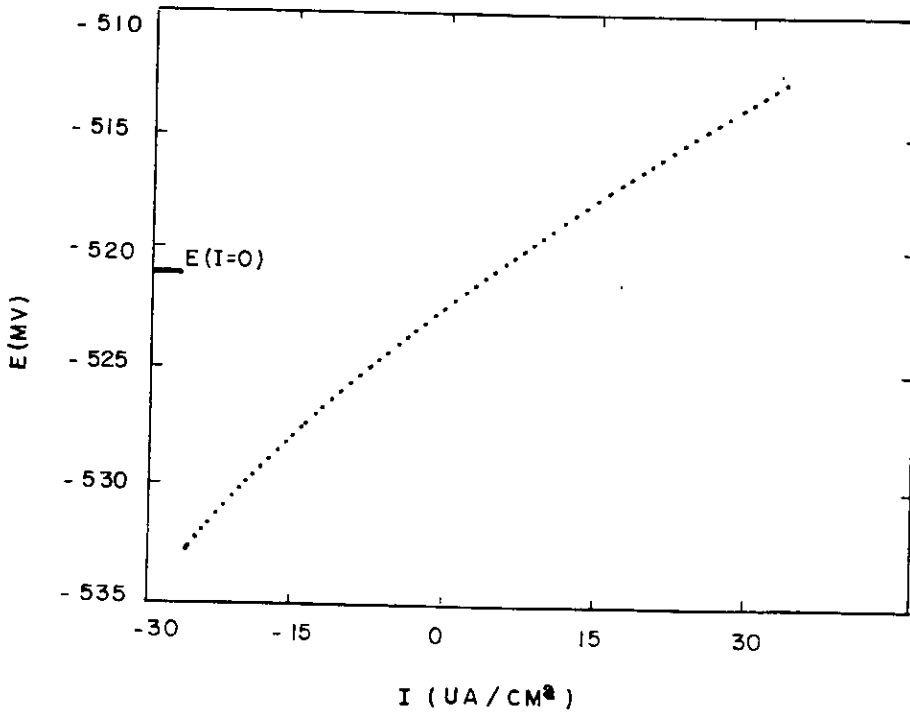


Fig.14 : Courbe de polarisation de l'échantillon B dans une solution de 100 mg/l de NaCl (technique de résistance de polarisation linéaire)

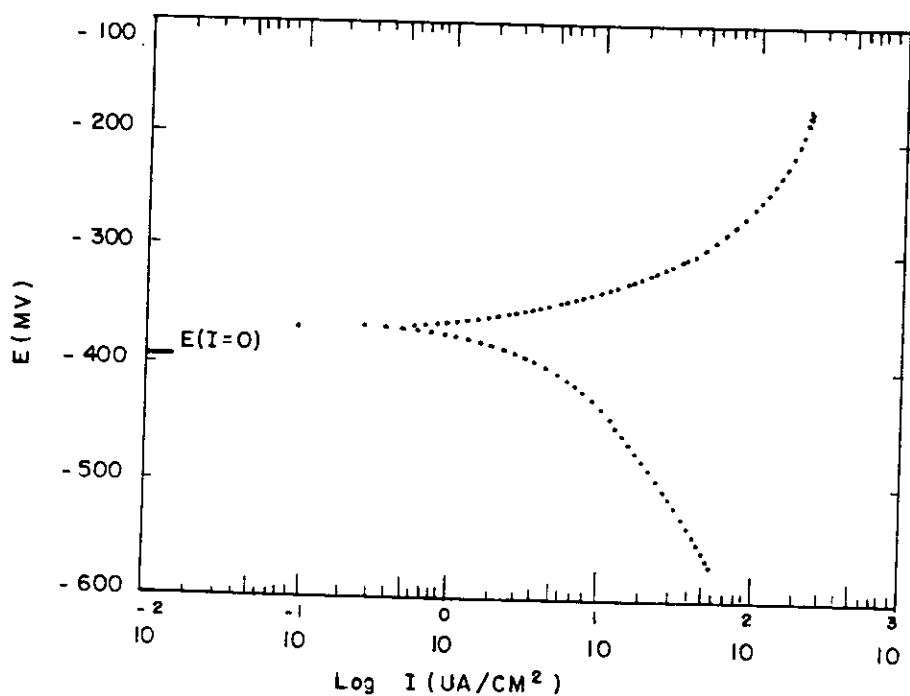


Fig.15 : Courbe de polarisation de l'échantillon du métal de base dans une solution de 100 mg/l de NaCl (technique des lignes de Tafel).

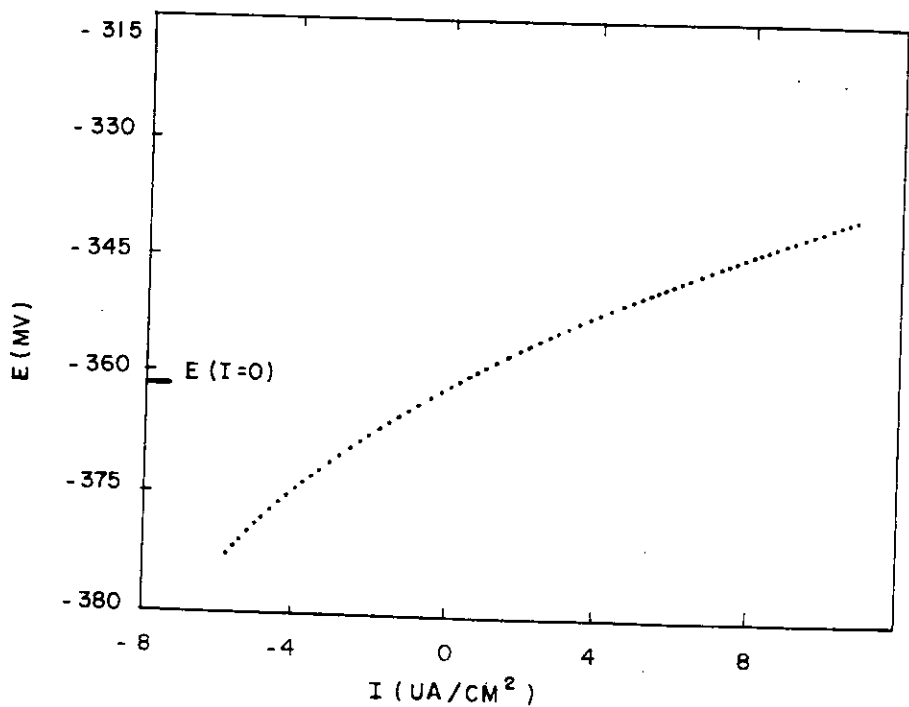


Fig.16 : Courbe de polarisation de l'échantillon du métal de base dans une solution de 100 mg/l NaCl (technique de resistance de polarisation linéaire).