

الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية
REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

2/96

وزارة التربية الوطنية
MINISTERE DE L'EDUCATION NATIONALE

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

المكتبة الوطنية المتعددة اللغات
BIBLIOTHEQUE - المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

DEPARTEMENT

METALLURGIE

PROJET DE FIN D'ETUDES

SUJET

**ETUDE DU COMPORTEMENT
ELECTROCHIMIQUE DES ALLIAGES
D'ALUMINIUM DE FONDERIE
A-S 13 ET A-S 10G**

Proposé par :

M^r E. Salhi

Etudié par :

M^r R. Bouras

Dirigé par :

M^r E. Salhi

PROMOTION

Juin 1996

DEDICACES

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

Je Dédie ce modeste travail à :

Ma chère mère

Mon chère père

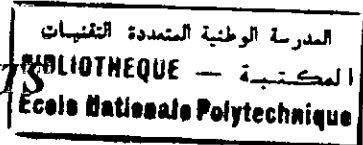
Mes chère frères et soeurs

Toute la famille.

Tous ceux qui, aujourd'hui, sont dans le plus profond de ma personne, devenus l'âme de ma pensée à Samid, à celui qui c'est senti responsable du bonheur de tous, jusqu'à rejoindre l'endroit où nous serons enfin tous frères.

Riad

REMERCIEMENTS



Je tiens à exprimer, en premier lieu, mes remerciements à mon encadreur M.A.SALHI pour l'aide et les conseils qu'il m'a donné et grâce aux quels j'ai pu mener à bien ce travail.

Je remercie également:

- *M. M. Bounoughaz chef de services corrosion - CRD (Boumerdes) et M. Lainaoui qui nous ont guidés de faire l'étude électrochimique.*
- *M. Tourabe chef de laboratoire de fonderie Aluminium SNVI pour l'analyse métallographique.*

Je profite de cette occasion très formelle pour exprimer ma gratitude à tous les membres du jury qui ont bien voulu accepter de participer à l'évolution de ce modeste travail.

En dernier lieu, je tiens à exprimer une pensée particulière à l'égard DJAMA, REZK et LARIBI (l'équipe de laboratoire de fonderie Aluminium SNVI), et à tous ceux qui mon ont apporté leur aide et leur soutien dans l'élaboration de ce travail.

RESUME

Les courbes de polarisation dynamique et cyclique ont été utilisés dans ce travail pour étudier le comportement électrochimique de deux types d'alliage d'Aluminium utilisés dans l'industrie de fonderie.

Ces alliages ont préalablement été soumis à des traitements thermiques et à une étude métallographique.

Le milieu utilisé c'est une solution désaérée de 3.5% de NaCl.

TABLE DES MATIERES

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
المكتبة — BIBLIOTHEQUE
Ecole Nationale Polytechnique

TABLE DES MATIERES

LISTE DES SYMBOLES

INTRODUCTION GENERALE _____ 1

CHAPITRE I GENERALITES BIBLIOGRAPHIQUES

I-1- Propriétés de l'aluminium	2
<i>I-1-1- Propriétés physiques :</i>	<i>2</i>
<i>I-1-2- Propriétés mécaniques :</i>	<i>2</i>
<i>I-1-3- Propriétés chimiques :</i>	<i>3</i>
I-2- Les alliages d'aluminium de fonderie	3
<i>I-2-1- Alliages d'aluminium sans traitement thermiques :</i>	<i>4</i>
<i>I-2-2- Diagramme d'équilibre Al-Si :</i>	<i>5</i>
<i>I-2-2- Alliages avec traitement thermiques (Alliages Al-Si-Mg):</i>	<i>5</i>
I-3- Traitement thermique des alliages d'aluminium :	7
<i>I-3-1- Les traitement d'homogénéisation :</i>	<i>7</i>
<i>I-3-2- Les traitement d'adoucissement par recuit de restauration :</i>	<i>7</i>
<i>I-3-3- Les traitement de trempé structurale :</i>	<i>7</i>
I-4- Définition de la corrosion	8
<i>I-4-1- Corrosion électrochimique:</i>	<i>8</i>
<i>I-4-2- Les formes de corrosion de l'aluminium et ses alliages :</i>	<i>8</i>
I-5- Méthodes potentiocinétiques d'étude de la corrosion	10
<i>I-5-1- Courbes de polarisation :</i>	<i>10</i>
<i>I-5-2- Droite de Tafel :</i>	<i>13</i>
I-6- Théorie de la passivité^[6]	15
<i>I-6-1- Effets de la passivité^[5] :</i>	<i>16</i>

CHAPITRE II TECHNIQUES EXPERIMENTALES

II-1- Introduction	18
II-2- Matériaux étudiés	18
II-3- Brut de coulée	18
II-4- Prélèvement des échantillons	18
II-5- Composition chimique	19
II-6- Influence des éléments d'addition ^[7, 8]	19
II-7- Caractéristiques mécaniques	21
II-8- Caractéristiques physiques	21
II-9- Moulage	22
II-9-1- Alliage A-S10G :	22
II-9-2- Alliage A-S13	22
II-10- Traitements thermiques	23
II-10-1- Traitements thermiques de l'alliage A-S10G :	23
II-10-2- Traitements thermiques de l'alliage A-S13 :	25
II-11- Observations micrographiques	25
II-12- Etude potentiocinétique	25
II-12-1- Electrode de travail	25
II-12-2- Electrolyte :	27
II-12-3- Appareillage utilisé :	27
II-12-4- Etude expérimentale :	29
II-13- Etude des facteurs de reproductibilité	29
II-13-1- Mesure de temps de stabilisation du potentiel de corrosion :	29
II-13-2- Vitesse de balayage :	30
II-13-3- Ajustement de pH :	30

CHAPITRE III RESULTATS ET INTERPRETATIONS

I. Introduction :	31
II. Résultats des essais de dureté :	31
III. Résultats de l'étude Métallographique :	34

TABLE DES MATIERES

<i>III.1 Alliage A-S13</i>	34
<i>III.2 Alliage A-S10G</i>	35
<i>III.3 Influence des traitements thermiques sur la structure</i>	35
IV. Résultats de l'étude électrochimique	40
<i>IV.1 Courbe de polarisation potentiel - intensité</i>	40
<i>IV.2 Influence des traitements thermiques sur le comportement électrochimique</i>	47
<i>IV.3 Influence des éléments d'addition sur le comportement électrochimique</i>	49
<i>IV.4 Courbe cylindrique potentiel - intensité</i>	53
<i>IV.5 Variation du potentiel de dissolution en fonction du temps</i>	60
CONCLUSION GENERALE	63
BIBLIOGRAPHIE	65

LISTE DES SYMBOLES UTILISES

i	:	<i>densité de courant.</i>
i_a	:	<i>densité de courant anodique.</i>
i_k	:	<i>densité de courant cathodique.</i>
i_{corr}	:	<i>densité de courant de corrosion.</i>
α, β	:	<i>coefficients d'échange à travers la double couche.</i>
F	:	<i>coefficients de Faraday.</i>
n	:	<i>valence du métal.</i>
R	:	<i>constante des gaz parfaits.</i>
T	:	<i>température absolue.</i>
b_a, b_k	:	<i>constantes de Tafel.</i>
I_p	:	<i>courant de passivation.</i>
η	:	<i>surtension.</i>
E_{corr}	:	<i>potentiel de corrosion.</i>
E_p	:	<i>potentiel de piqûration.</i>
E_{pp}	:	<i>potentiel de protection (repassivation).</i>
E^*	:	<i>l'écart du potentiel entre E_p et E_{pp}.</i>

المدرسة الوطنية المتعددة الفنون
المكتبة — BIBLIOTHEQUE
Ecole Nationale Polytechnique

INTRODUCTION GENERALE

L'emploi des alliages d'aluminium de fonderie constitue souvent une solution heureuse dans la lutte contre la corrosion car ils présentent une bonne résistance à la corrosion dans les différents milieux.

Ces alliages ont montré par leur utilisation dans différents domaines, leurs intérêt grandissant par leur résistance aux différents agents de corrosion, en plus de leurs propriétés de légèreté, de coulabilité, de conductibilité thermique et électrique.

Les nuances utilisés à la *SNVI-CVI* répondent aux exigences du marché nationale dans très nombreux domaines industriels.

Notre étude porte sur le comportement électrochimique de deux alliages d'aluminium de fonderie utilisés à la *SNVI-CVI A-S13* et *A-S10G*, dans un milieu chloruré (*salinité pétrolière*) et la mise en évidence de l'influence des traitements thermiques sur ceux-ci.

Cette étude sera présentée par quelques généralités bibliographiques qui sera suivi par la présentation de la partie expérimentale puis d'un chapitre qui comprendra les résultats et les interprétations. Le dernier chapitre sera consacré aux conclusions et aux recommandations.

GENERALITES BIBLIOGRAPHIQUES

I-1- Propriétés de l'aluminium

L'aluminium est un métal léger, ses propriétés physiques et chimiques le rendent très utilisé dans des nombreuses applications industrielles, l'aluminium n'a aucune propriété magnétique.

I-1-1- Propriétés physiques :

Nous donnons les principales valeurs caractérisant l'aluminium^[1] :

<i>Poids atomique</i>	26,98
<i>Densité à 20°C</i>	2,70
<i>Point de fusion (99,99 de pureté)</i>	660,4°C
<i>Point d'ébullition</i>	2500°C
<i>Chaleur spécifique à 20°C</i>	0,225 cal/g
<i>Conductibilité thermique à 300°C</i> ...	0,52 cal .cm.s. °C
<i>Résistivité</i>	2,6548 uM cm
<i>Coefficient de dilatation linéaire</i>	24,1 10-6 K-1
<i>Facteur total d'émission</i>	0,06
<i>Système cristallin à 20°C</i>	C FC

I-1-2- Propriétés mécaniques :

Ces caractéristiques dépendent des impuretés du métal. Pour améliorer ces caractéristiques souvent on ajoute d'autres éléments.

<i>Résistance à la traction (R)</i>	7Kg/mm ²
<i>Limite élastique (E)</i>	2Kg/mm ²
<i>Allongement (A)</i>	5 %
<i>Dureté</i>	16HB
<i>Module d'élasticité</i>	7000Kg/mm ²
<i>Striction</i>	80%

I-1-3- Propriétés chimiques :

L'aluminium est un métal passivable caractérisé par sa grande affinité pour l'oxygène, il résiste très fortement à la corrosion atmosphérique, car il se recouvre rapidement d'une pellicule protectrice d'alumine Al_2O_3 , qui se compose de deux couches :

- La couche de contact de Al_2O_3 avec le métal, est le résultat direct de la réaction instantanée de l'aluminium avec l'oxygène.

- La couche extérieure d'alumine, se forme par réaction de la couche de contact avec le milieu environnant^[2].

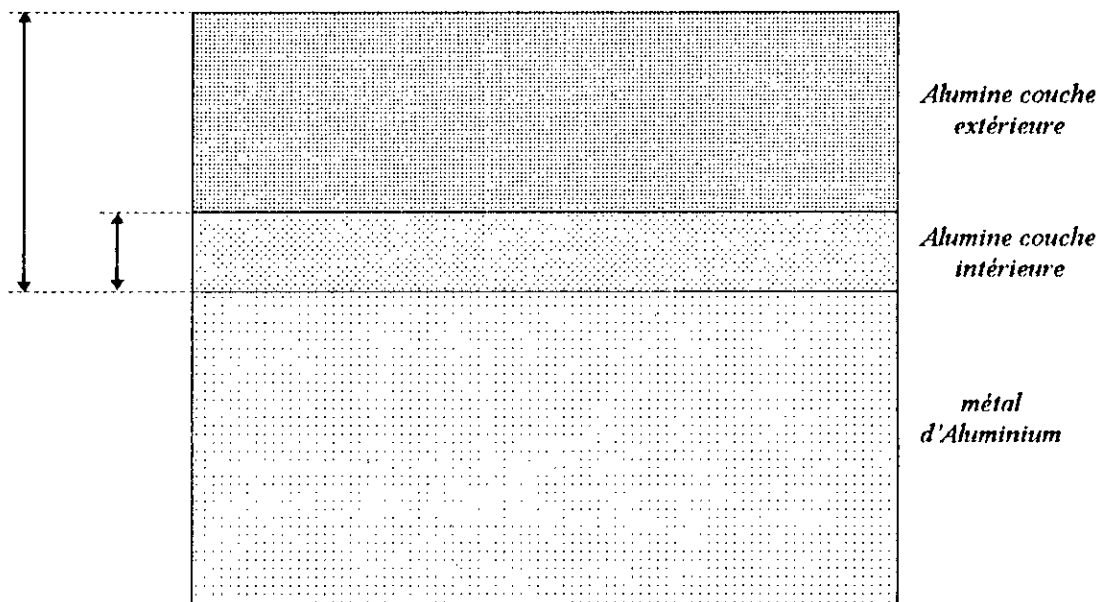


fig1-1 : Couche d'oxyde naturel sur l'aluminium^[2]

I-2- Les alliages d'aluminium de fonderie

Les alliages de fonderie sont nombreux, à multiples applications dans l'industrie. On s'intéresse uniquement aux deux familles d'alliages:

- *Aluminium-Silicium* (alliages sans traitements thermiques)

- *Aluminium-Silicium-Magnésium* (alliages avec traitements thermiques)

Et plus particulièrement aux alliages dénommés:

A-S13 dit aussi *Alpax*

A-S10G dit aussi *Alpax II*

I-2-1- Alliages d'aluminium sans traitement thermiques :

Après le fer, le silicium est l'impureté principale de l'aluminium, il améliore graduellement la coulabilité et la résistance mécanique en même temps. Parmi ces alliages on a :

- Alliages dont la teneur de silicium est *11,7%*

exp: A-S9KG, A-S10G, A-S13 ... etc.

- Alliages dont la teneur de silicium est inférieur à *11,7%* , ces alliages appelés *alliages hypoeutectiques*.

exp: A-S2U, A-S4G, ... etc.

- Alliages dont la teneur de silicium est supérieur à *11,7%* , ces alliages appelés *alliages hypereutectiques*.

exp: A-S20U, A-S22, ... etc.

I-2-2- Diagramme d'équilibre Al-Si :

Le diagramme d'équilibre *Al-Si* est simple dans son ensemble, le liquidus est formé par deux branches de courbes donnant un point eutectique (*liquide* \Leftrightarrow *a + b*) défini par une température de 577°C et une teneur en silicium d'environ $11,7\%$.

Le solidus est principalement formé par le palier de l'eutectique sauf aux extrémités en raison de l'existence de deux solutions solides $\alpha(\text{Al}) + \beta(\text{Si})$, la première riche en aluminium et la seconde riche en silicium.

Les alliages hypoeutectiques sont constitués de solutions solides $\alpha(\text{Al})$ (*proeutectique*) et de $(\alpha + \beta)$ (*eutectique*), par contre les alliages hypereutectique ou hypersilicite sont constitués de solutions (β) (*proeutectique*) et de $(\alpha + \beta)$ (*eutectique*).

I-2-2- Alliages avec traitement thermiques (Alliages Al-Si-Mg):

L'alliage aluminium-silicium-magnésium constitue la base de deux familles extrêmement importante d'alliages dont le durcissement est dû à la phase transitoire Mg_2Si .

Ces alliages se caractérisent par les propriétés générales suivantes:

- Caractéristiques mécaniques moyennes plus élevées suivant le composant.
- Très bonne aptitude à la transformation à chaud par laminage, filage et emboutissage. Pour cette famille nous allons étudier l'*AS10G*.

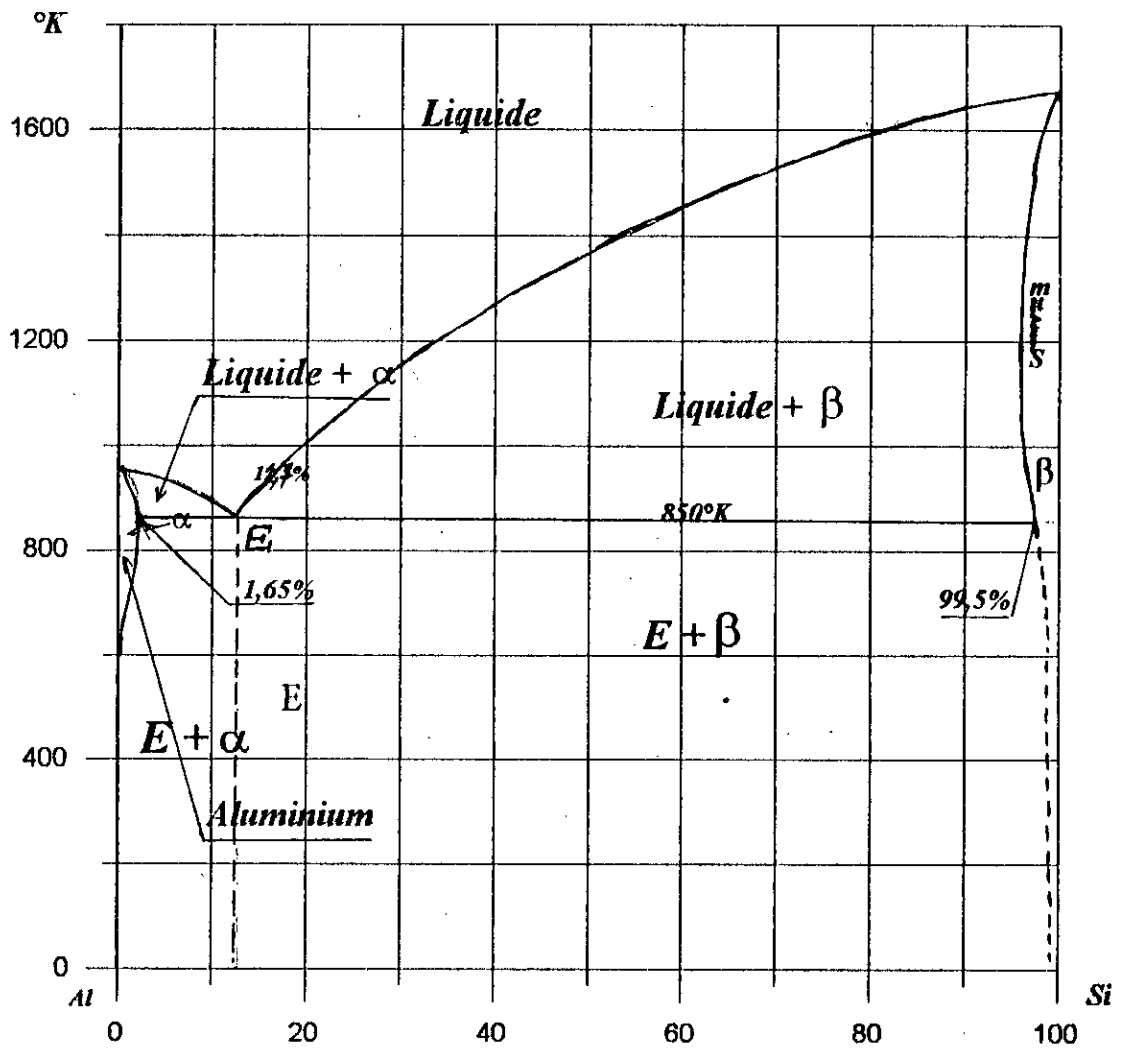


fig1-2 : Diagramme d'équilibre (Al-Si)³¹

I-3- Traitement thermique des alliages d'aluminium :

Les traitements thermiques appliqués aux alliages d'aluminium peuvent être classés en trois grands types.

I-3-1- Les traitement d'homogénéisation :

Généralement, ces traitements sont pratiqués sur les produits coulés, consiste à maintenir à une température assez élevée ($450\div 60$) et pendant des temps prolongés ($6h$ à $48h$).

I-3-2- Les traitement d'adoucissement par recuit de restauration :

Généralement appliqués au cours ou en fin de transformation.

I-3-3- Les traitement de trempe structurale :

Comprennent:

- une mise en solution;
- une trempe;
- une maturation ou/et un revenu produisant le durcissement.

A partir des traitement de trempe structurale on peut classer les alliages d'aluminium en deux grandes parties:

I- les alliages susceptibles au durcissement structurale.

exp: alliages *Al-Si-Mg*.

2- les alliages non susceptibles au durcissement structurale.

exp : aluminium non allié-alliages (*Al-Mn*)

I-4- Définition de la corrosion

La corrosion est la détérioration lente, progressive ou rapide des propriétés de l'aluminium et ses alliages dans lequel ils ont placés (*atmosphère, eau, eau de mer, solution diverses*).

I-4-1- Corrosion électrochimique:

Elle se produit lorsqu'il existe une hétérogénéité que ce soit dans le métal ou dans le réactif. L'existence de ces hétérogénéité détermine la formation d'une pile. Un courant électrique circule entre anodes et cathodes, et les zones qui constituent les anodes sont attaquées.

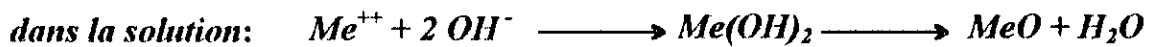
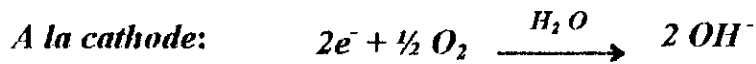
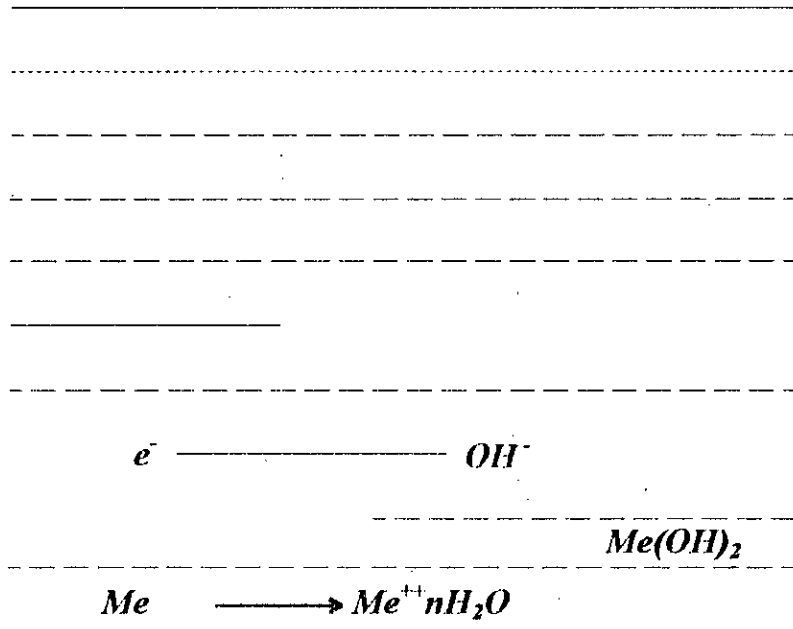
I-4-2- Les formes de corrosion de l'aluminium et ses alliages :

I-4-2-1- Corrosion uniforme :

Ce type de corrosion se traduit par une diminution d'épaisseur uniforme et régulière sur toute la surface du métal. Pour l'aluminium et ses alliages cette corrosion se rencontre surtout dans les milieux très acides ou très alcalins.

I-4-2-2- Corrosion par piqûre :

C'est une forme de corrosion très localisée qui se traduit par la formation de trous dans le métal. L'aluminium et ses alliages sont sensibles à la corrosion par piqûres dans les milieux où le *pH* est proche de la neutralité (*eau douce, de mer, ... etc.*).



figI-3 : Corrosion électrochimique des métaux¹⁴¹

1-4-2-3- Corrosion intergranulaire (intercristalline) :

Elle se manifeste aux joints intergranulaires, elle est due en général à la précipitation d'une phase ou à la formation préférentielle d'un produit de corrosion aux joints de grains.

1-4-2-4- Corrosion galvanique :

Quand un assemblage de deux métaux différents est mouillé par un électrolyte (*humidité atmosphérique, eau de mer, ... etc.*) l'expérience montre que dans certain cas, il peut se produire une corrosion. Cette corrosion est plus forte dans la zone de contact.

1-4-2-5- Corrosion sous contrainte :

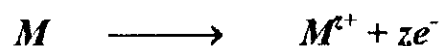
Cette forme de corrosion résulte de l'action combinée d'une contrainte mécanique (*flexion, traction, ...*) et d'un milieu corrosif.

1-5- Méthodes potentiocinétiques d'étude de la corrosion

1-5-1- Courbes de polarisation :

Lorsque un métal est en contact avec un milieu aqueux deux types de réaction électrochimique se produisent:

Une réaction anodique de dissolution :



Une réaction cathodique du type :



Ox^+ représente un métal oxydé dont Red est la forme réduite.

Suivant ces deux réactions on constate un échange d'électrons entre le métal et le milieu dans lequel il se trouve. Cet échange d'électrons engendre un courant (i_a) positif et un courant cathodique (i_k) négatif, les réactions anodiques et cathodiques peuvent être représentées par des courbes *courant-tension* $E=f(i)$ où E est le potentiel métal-solution rapporté à une électrode de référence. La courbe globale sera la somme de la courbe anodique et de la courbe cathodique, l'intersection de cette courbe avec l'axe des tensions correspond au courant nul:

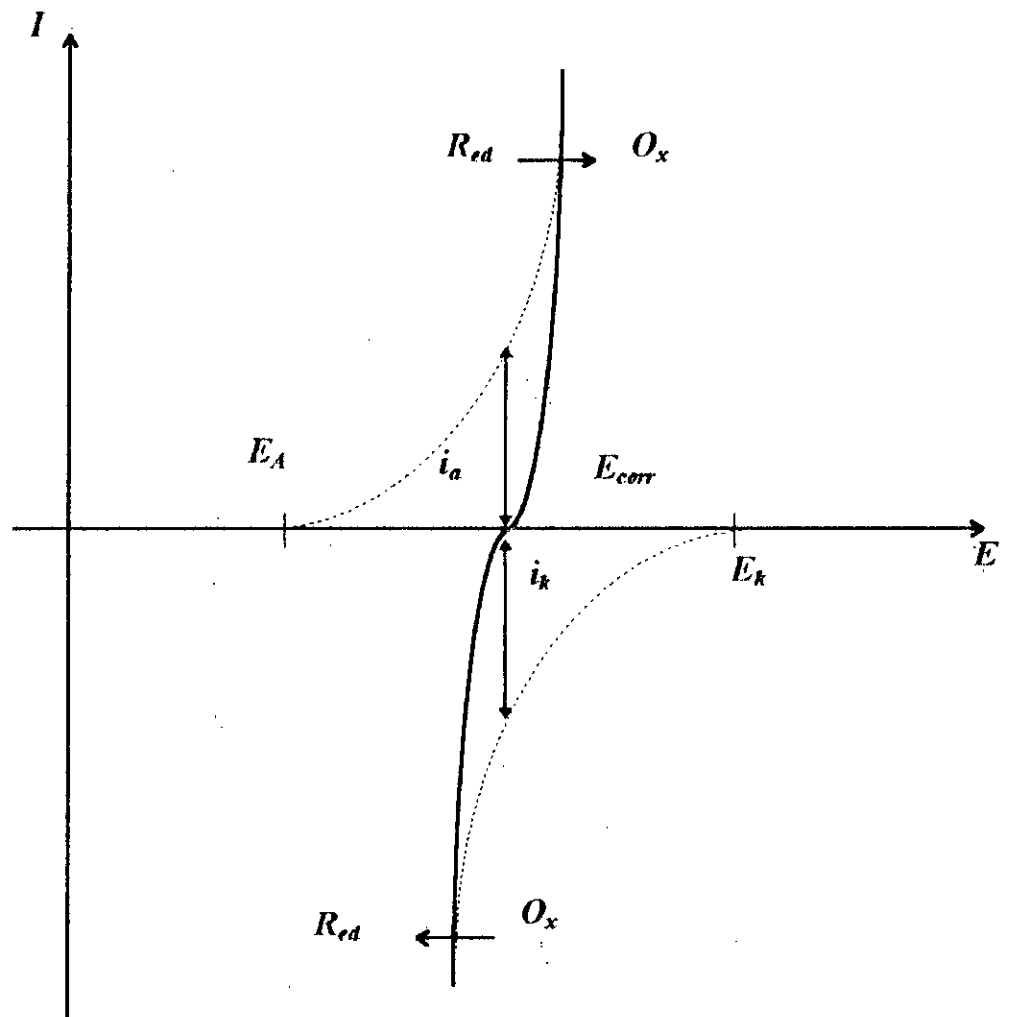
$$i_a + i_k = 0 \quad \text{avec} \quad (i_a) = (i_k) = i_{corr}$$

où:

i_{corr} : le courant de corrosion de métal dans l'électrode considéré^[5]

La courbe globale est obtenue en faisant varier le potentiel de l'électrode de façon continue depuis le domaine cathodique jusqu'au domaine anodique.

La figure (fig1-4) montre la courbe du polarisation pour un métal corrodable.



figl-4 : Courbe globale intensité-potentiel pour un métal corrodable^[6]

I-5-2- Droite de Tafel :

Lorsqu'un métal est prolongé dans un électrolyte, un gradient de potentiel se produit à l'interface *électrode-électrolyte*, ce potentiel est le potentiel de corrosion.

Si l'électrode est sollicité à l'extérieur par un potentiel, la vitesse d'échange des électrons change, donc la vitesse de corrosion change *Butler* et *Volmer*¹⁷ ont présenté les résultats sous forme:

$$i = i_{corr} [\exp (\alpha n F \eta / R T) - \exp (-\beta n F \eta / R T)] \quad (1)$$

Pour des valeurs de la surtension positive plus élevées on peut négliger le terme cathodique de l'équation (1), on trouve:

$$i = i_{corr} \exp (\alpha n F \eta / R T)$$

soit en terme logarithmique:

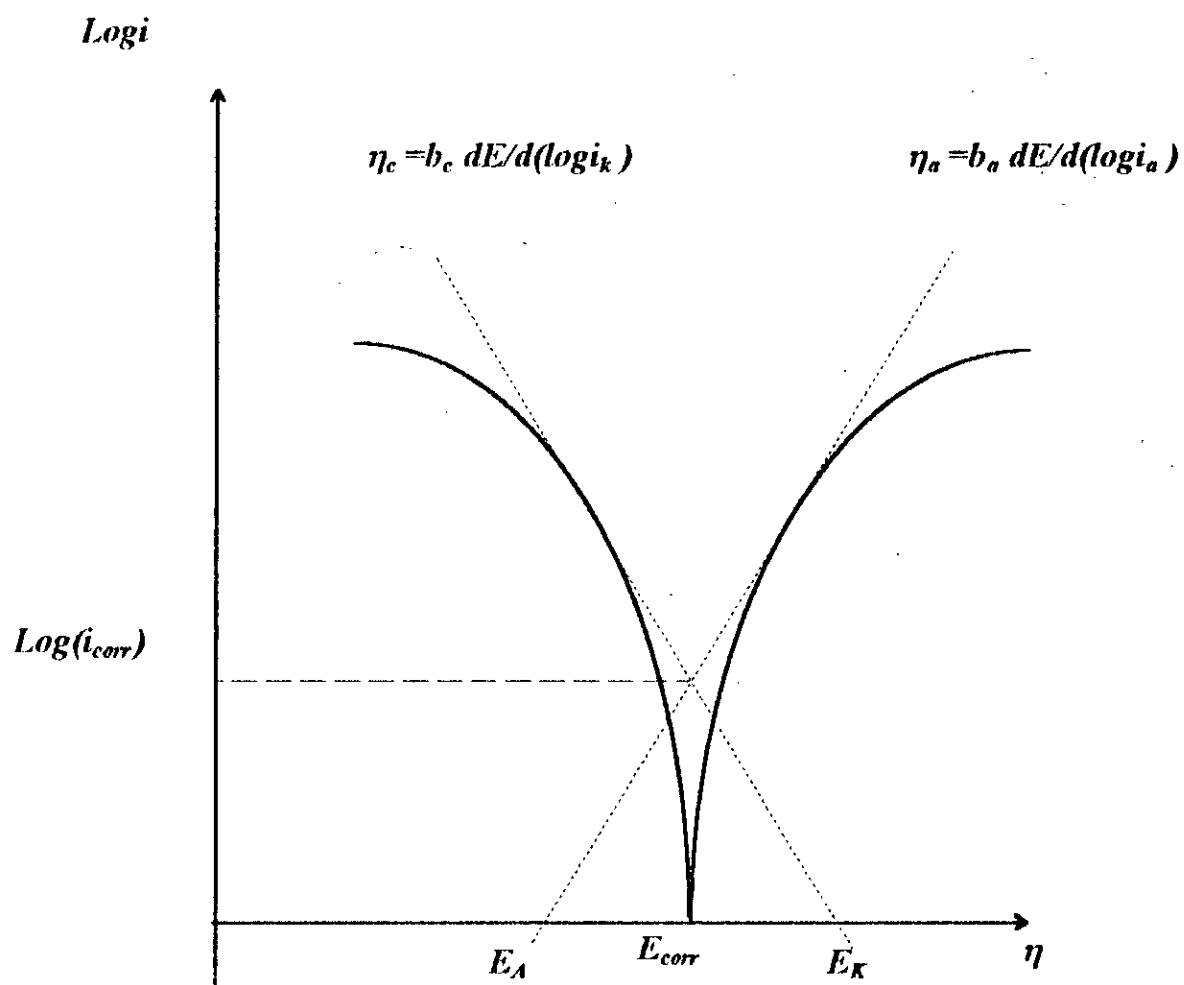
$$\log i = \log i_{corr} + (\alpha n F \eta / R T) \log i$$

ou: $\eta = a + b_a \log i$

Pour les valeurs de surtension négative plus élevées on peut négliger le terme anodique, avec les même calculs on aboutira à une équation de même type que la précédente :

$$\eta = b + b_k \log i$$

Le tracé des courbes logarithmiques pour des surtensions assez élevées, nous permet de calculer le courant de corrosion, comme le montre la figure (figI-5).



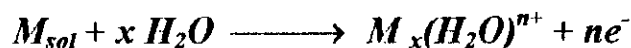
figl-5 : Courbe de Tafel⁽⁶⁾

I-6- Théorie de la passivité^[6]

La théorie des films passifs n'est pas encore parfaitement expliquée. Deux théories principales ont été établies.

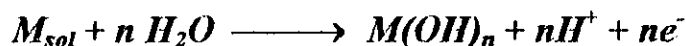
La première fait intervenir l'existence d'une couche monomoléculaire adsorbée-oxydant ou autre substance provenant de l'interaction du métal et de l'oxydant de la solution.

La seconde théorie suppose l'existence d'un film solide, c'est celle qui compte le plus de partisans. Le premier stade de la passivité serait la formation d'un cation solvaté:



ensuite sous l'effet d'une évolution du potentiel, on pourrait obtenir:

soit un *hydroxyde* :



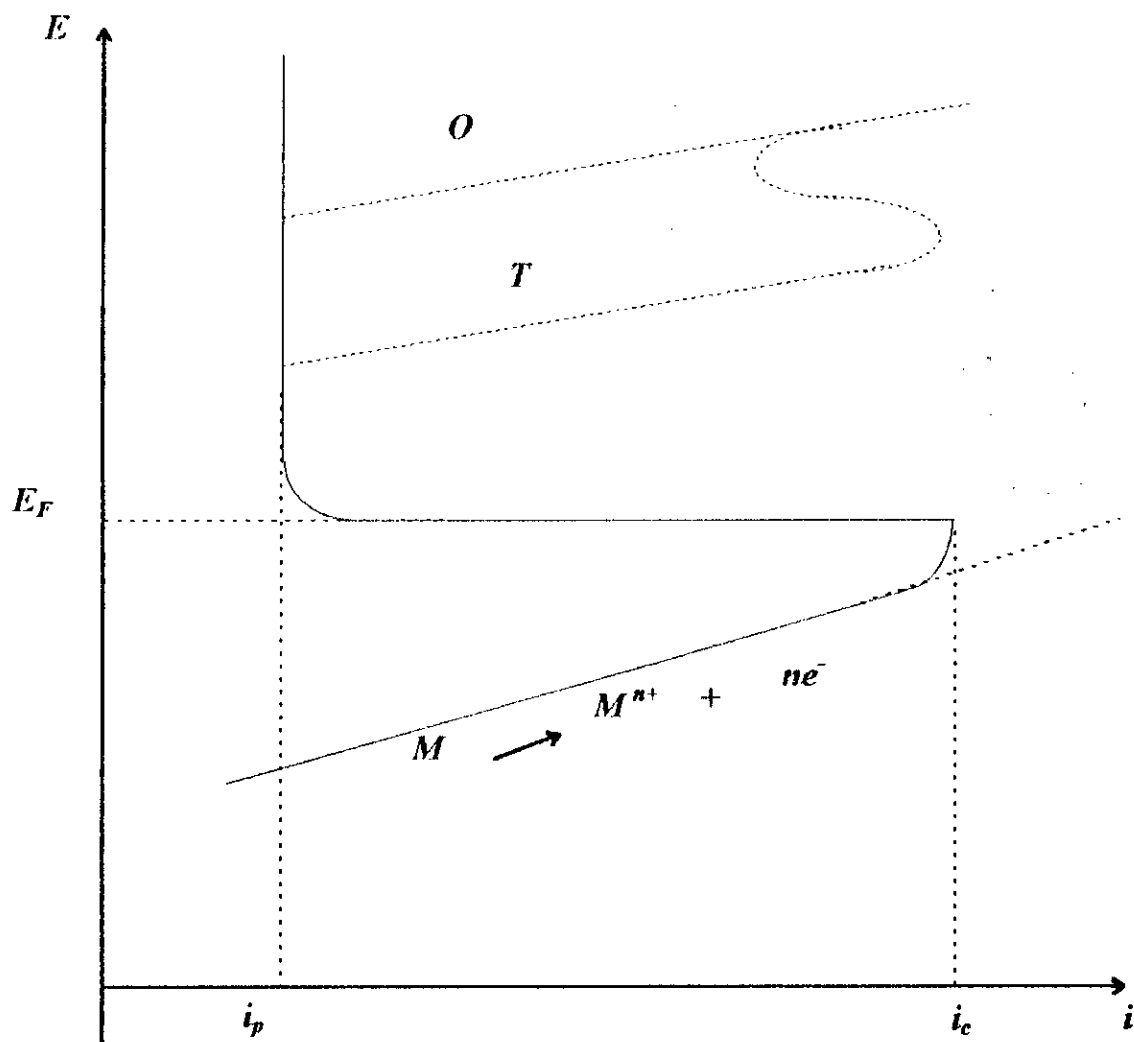
soit un *oxyde* :



En réalité l'analyse détaillée des travaux effectués sur ce sujet semble conduire au modèle suivant: l'acte initial de la passivité est une adsorption d'ions provenant de la solution. Cette adsorption conduit à un composé d'adsorption contenant des ions métalliques qui y ont migré.

1-6-1- Effets de la passivité^[5] :

L'apparition de la passivité se traduit sur la courbe de polarisation anodique du métal ou de l'alliage par un retour en arrière de l'intensité du courant. Le courant anodique augmente avec le potentiel jusqu'à une valeur critique (i_c) puis chute brutalement et prend la valeur i_p (i_p : étant l'intensité du courant de passivité), le courant reste constant dans un domaine de potentiel plus ou moins large qui correspond au domaine de passivation, puis il croît à nouveau, cette croissance correspond au domaine de transpassivation.



O : dégagement d'oxygène

T : transpassivation

E_F : potentiel de passivation

(potentiel de flade)

fig1-6 : Courbe de polarisation anodique d'un métal passivable^[5]

TECHNIQUES EXPERIMENTALES

II-1- Introduction

Ce chapitre est consacré à la présentation des méthodes expérimentales utilisées. Nous avons utilisé principalement deux techniques :

- *La métallographie pour identifier les structures.*
- *L'étude potentiocinétique par les tracés des courbes de polarisation intensité-potentiel et les courbes potentiel-temps.*

II-2- Matériaux étudiés

Les deux alliages d'aluminium de fonderie qui font l'objet de notre étude sont de type *A-S10G* et *A-S13*.

II-3- Brut de coulée

La fusion du métal se fait dans un four électrique, la masse liquide subit un traitement de dégazage dans le four. Le métal est coulé dans une poche où on procède à l'opération de l'affinage. On introduit dans la poche remplie de métal fondu environ 0,5% d'un mélange de sel de sodium sous forme d'une poudre d'affinage.

Les éprouvettes ont été coulées dans des moules en sable, ainsi le métal solidifié est dit *brut de coulée*.

II-4- Prélèvement des échantillons

Les échantillons d'alliages d'aluminium sont prélevés à partir des éprouvettes coulées de type cylindrique.

II-5- Composition chimique

Les tableaux *tableau II-1* et *tableau II-2* présentent la composition chimique des alliages *A-S13* et *A-S10G* selon la norme *NF A57-702* et selon l'analyse effectuée à la *SNVI* sur l'alliage coulé en sable.

Elément chimique	Fe	Si	Cu	Zn	Mg	Mn	Ni	Pb	Sn	Ti	Co
% selon NF A57-702	≤ 0,70	11-13,5	≤ 0,10	≤ 0,15	≤ 0,10	≤ 0,30	≤ 0,05	≤ 0,10	≤ 0,05	≤ 0,15	≤ 0,20
% selon SNVI	0,64	12	Trace	—	0,08	0,31	—	—	—	—	—

tableau II-1 : Alliage A-S13^[7, 1]

Elément chimique	Fe	Si	Cu	Zn	Mg	Mn	Ni	Pb	Sn	Ti	Co
% selon NF A57-702	≤ 0,55	9-10,5	≤ 0,10	≤ 0,10	0,17-0,4	≤ 0,50	≤ 0,05	≤ 0,05	≤ 0,02	≤ 0,2	—
% selon SNVI	0,33	9,60	Trace	—	0,25	0,38	—	—	—	—	—

tableau II-2 : Alliage A-S10G^[8]

II-6- Influence des éléments d'addition^[7, 8]

* Silicium

Jusqu'aux limites de tolérances entre 9 à 10,5% , les variations du silicium ont peu d'influence sur les caractéristiques mécaniques. Si la teneur en silicium

augmente on risque davantage de voir apparaître dans les moulages, les retassures internes.

** Magnésium*

Pour une teneur en magnésium supérieur à $0,40\%$, la dureté après traitement thermique croît rapidement, les allongements diminuent et l'alliage devient fragile.

** Manganèse*

Il atténue l'influence défavorable du fer, et rend l'alliage moins fragile. Pour les teneurs en fer considérées ($Fe \leq 0,55\%$) son effet correctif est optimal pour $0,10 \leq Mn \leq 0,20$.

** Fer*

La teneur en fer doit être inférieure à $0,55\%$, si la teneur est supérieure le fer forme des cristaux lamellaires qui diminuent les caractéristiques malgré la présence du manganèse en teneurs prescrites.

** Titane*

Si la teneur en titane est voisine de $0,10\%$, il provoque un affinage du grain de l'alliage, d'où une légère amélioration des allongements et une atténuation des effets néfastes provoqués par un gazage normale du métal.

La teneur de titane ne doit pas dépasser $0,20\%$ car on risque d'avoir des points durs dans les pièces d'où un usinage plus difficile.

** Influence des autres éléments*

- Le *Cuivre* diminue la résistance chimique.

- Le zinc, le plomb, le nickel et l'étain diminuent les caractéristiques mécaniques de l'alliage s'ils sont employés au dessus des tolérances indiquées dans la norme.

- Le cobalt comme le Manganèse combat l'action néfaste du fer.

II-7- Caractéristiques mécaniques

Suivant la norme *NF A57-702* les caractéristiques mécaniques des éprouvettes coulées en sable pour l'alliage *A-S13* et l'alliage *A-S10G* sont représentés dans le tableaux suivant:

<i>Etat</i>	<i>R</i> (Kgf/mm ²)	<i>R_e</i> (Kgf/mm ²)	<i>A</i> %	<i>HB</i>
<i>A-S13 brut de coulée</i>	16,5	8	4	50
<i>A-S10G brut de coulée</i>	16	9,5	3,5	55
<i>A-S13 avec traitement thermique</i>	23	18	1,5	75

tableau II-3 : Caractéristiques mécaniques des alliages^(7,8).

II-8- Caractéristiques physiques

Suivant la norme *NF A57-702* les caractéristiques physiques des alliages *A-S13* et *A-S10G* sont représentés dans le tableaux suivant:

<i>Caractéristiques</i>	<i>A-S10G</i>	<i>A-S13</i>
<i>Masse spécifique G/cm³</i>	<i>2,65</i>	<i>2,63</i>
<i>Module d'élasticité h . bar</i>	<i>745</i>	<i>743</i>
<i>Intervalle de solidification °C</i>	<i>590-570</i>	<i>575-570</i>
<i>Chaleur spécifique à 100°C uth/g °C</i>	<i>0,24</i>	<i>0,24</i>
<i>Conductibilité thermique à 20°C uth cm/cm²S °C</i>	<i>0,36</i>	<i>0,40</i>
<i>Résistivité à 20°C N cm²/cm</i>	<i>4,5</i>	<i>4,5</i>
<i>Coefficient de dilatation entre 20°C et 100°C</i>	<i>20,5 . 10⁻⁶</i>	<i>21 . 10⁻⁶</i>

tableauII-4 : Caractéristiques physiques des alliages^{17, 8 1}.

II-9- Moulage

II-9-1- Alliage A-S10G :

L'alliage *A-S10G* a une bonne aptitude au moulage en sable et en coquille, il permet la réalisation des pièces de grandes dimensions et de forme très compliquées, l'alliage *A-S10G* ne crique pas, pour éviter les piqûres et les microretassures dans les parties épaisses on utilise des refroidisseur.

II-9-2- Alliage A-S13

L'alliage *A-S13* se moule en sable, en coquille et sous pression, dans notre étude on a élaboré l'alliage par moulage en sable, les propriétés de fonderie de l'alliage *A-S13* sont excellentes, il a une très bonne aptitude au moulage, ne crique pas et donne rarement des retassures externes.

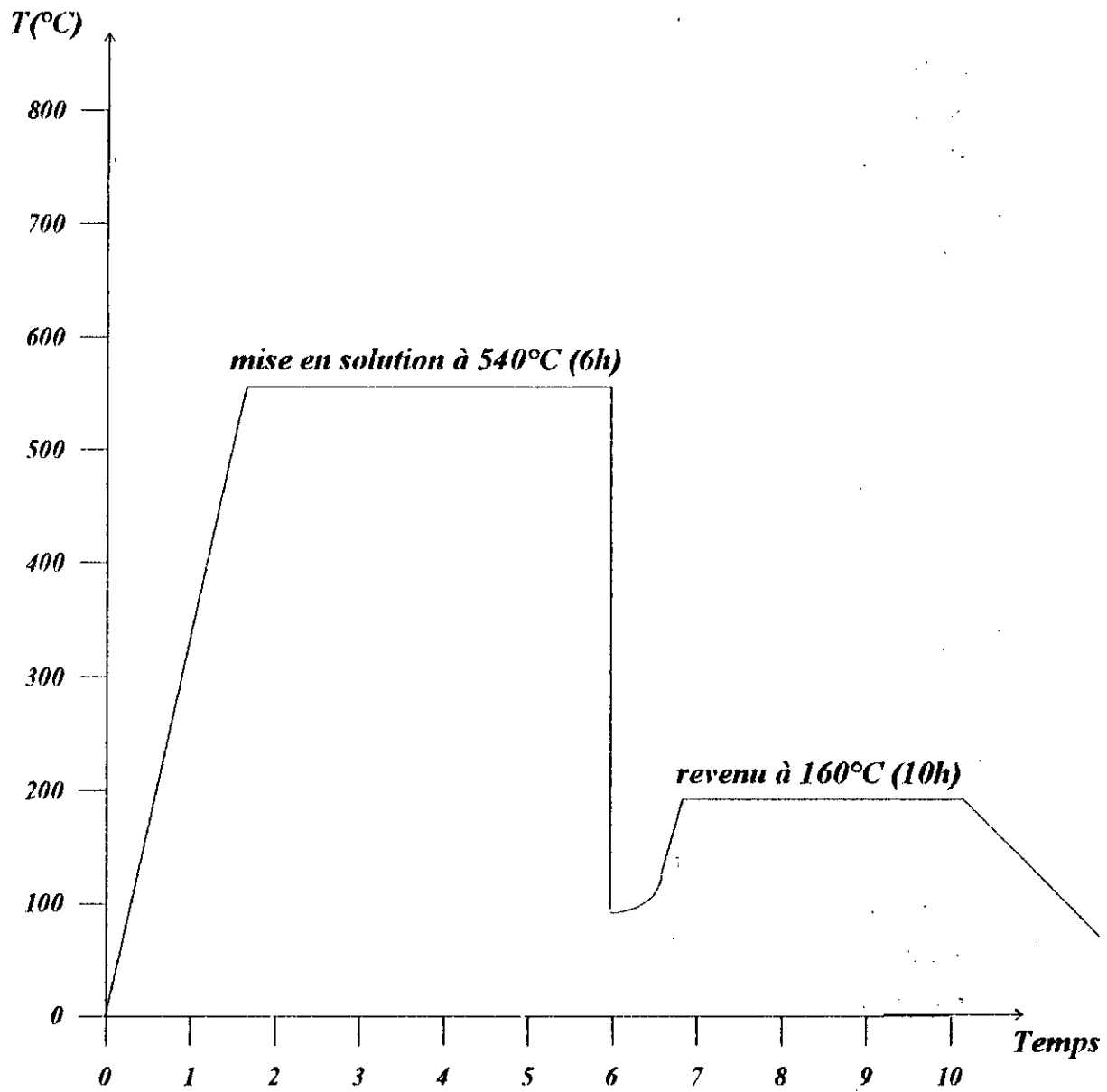
EA-S13 convient particulièrement aux pièces minces et d'épaisseur régulière. Il est préférable d'éviter les parties massives dans lesquelles des retassures internes peuvent se manifester.

II-10- Traitements thermiques

II-10-1- Traitements thermiques de l'alliage A-S10G :

Comme il est représenté sur la figure (fig III-1) l'alliage A-S10G peut subir un traitement thermique pour obtenir les meilleurs caractéristiques mécaniques.

Ce traitement consiste en un chauffage de 6 à 10 heures selon la masse à une température de $540 \pm 50^{\circ}\text{C}$ qui est suivi d'une trempe à l'eau ambiante à 20°C et un revenu pendant 10 heures à la température de $160 \pm 10^{\circ}\text{C}$ et à la fin un refroidissement à l'air.



figII-1 : Cycle de traitement thermique pour l'alliage A-S10G

II-10-2- Traitements thermiques de l'alliage A-S13 :

l'alliage *A-S13* est toujours utilisé sans traitement thermique , les pièces coulées en *A-S13* possèdent la meilleur stabilité dimensionnelle. Pour les cas difficiles on améliore encore cette stabilité par recuit à 240°C pendant 8 h ou à 350°C pendant 2h . Ce revenu est suivi habituellement d'un refroidissement long dans le four. l'*A-S13* est utilisé comme brut de coulée dans les pièces industrielles.

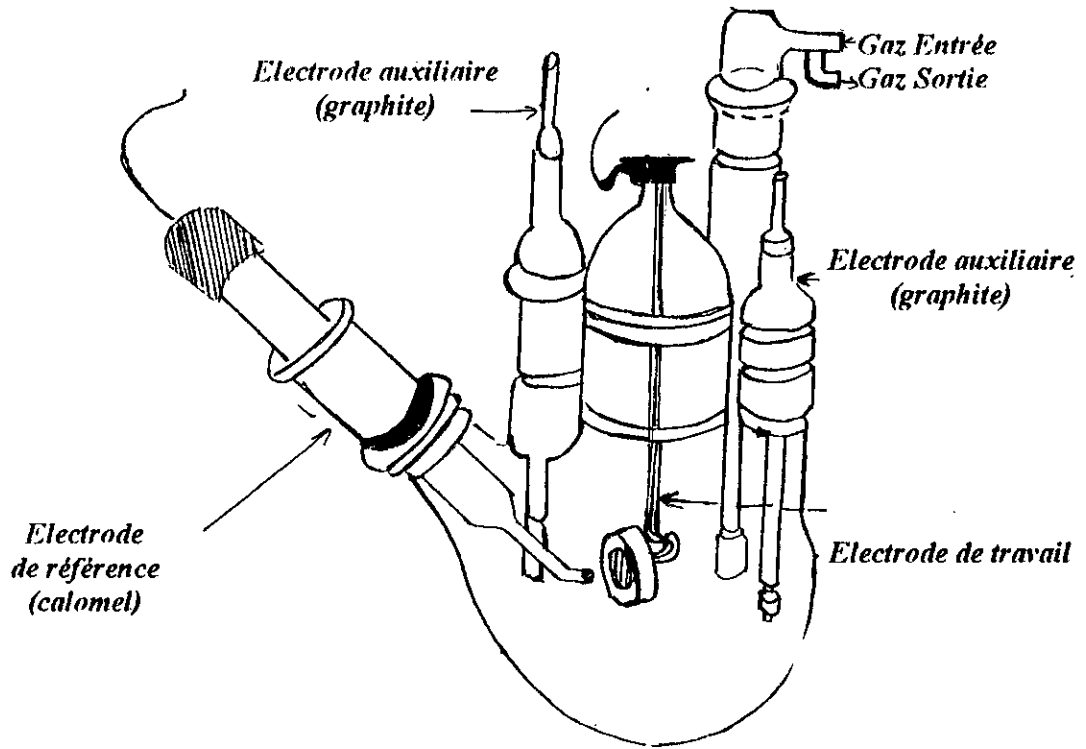
II-11- Observations micrographiques

Les échantillons qui ont été enrobés à chaud ont subit un polissage avec des papiers abrasifs de granulométrie croissante. L'attaque à été faite par l'acide sulfurique (H_2SO_4) 20%, chauffé à 75°C pendant 2 min .

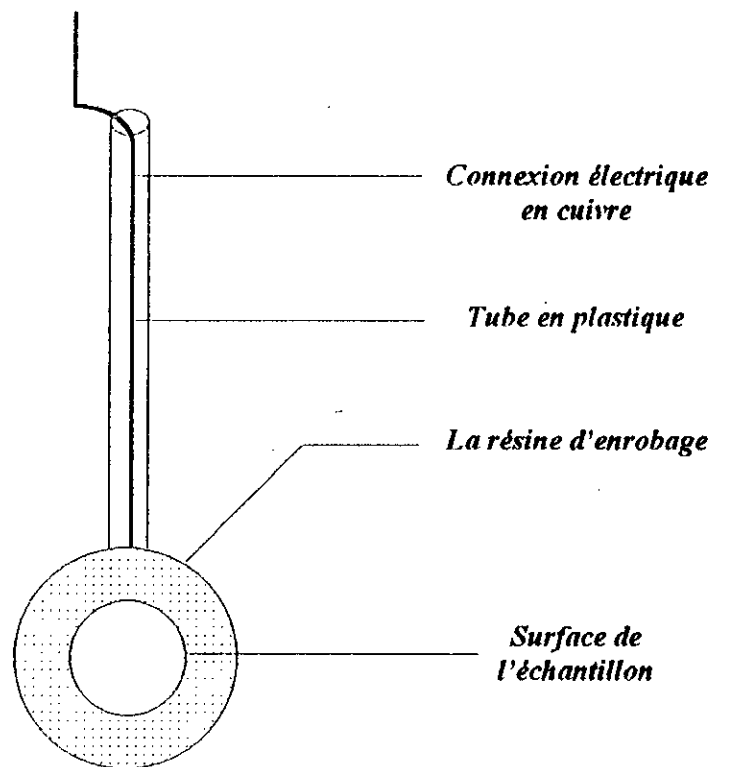
II-12- Etude potentiocinétique

II-12-1- Electrode de travail

Les électrodes de travail se présentent sous forme cylindrique de 1cm de diamètre, une des deux surfaces ne sera pas en contact avec la solution et possède une extension sous forme d'une tige que l'on a entouré avec un fil électrique en cuivre pour qu'en assure la connexion, on a fixé cet assemblage avec la pâte à mouler, le tout est piégé avec une résine qui est composée de $4/5$ de l'aradilte et $1/5$ de durcisseur. L'enrobage à froid est réalisé dans des moules en plastique. L'autre surface de l'électrode subit un polissage au papier abrasif 1200 puis un dégraissage à l'acétone et un rinçage à l'eau distillée, ensuite elle est introduite immédiatement dans la cellule électrochimique.



figII-2 : Illustration schématique de la cellule électrochimique



figII-3 : Illustration schématique de l'électrode de travail

II-12-2- Electrolyte :

Dans le but de faciliter l'interprétation des résultats obtenus on a choisit d'étudier le comportement des ces alliages dans une solution aqueuse de *NaCl*, l'électrolyse utilisé a une concentration de *35g/l* de *NaCl*. L'électrolyse retenu pour l'étude est désaéré par barbotage d'azote pendant *1h 30min* pendant toute la durée des expériences.

II-12-3- Appareillage utilisé :

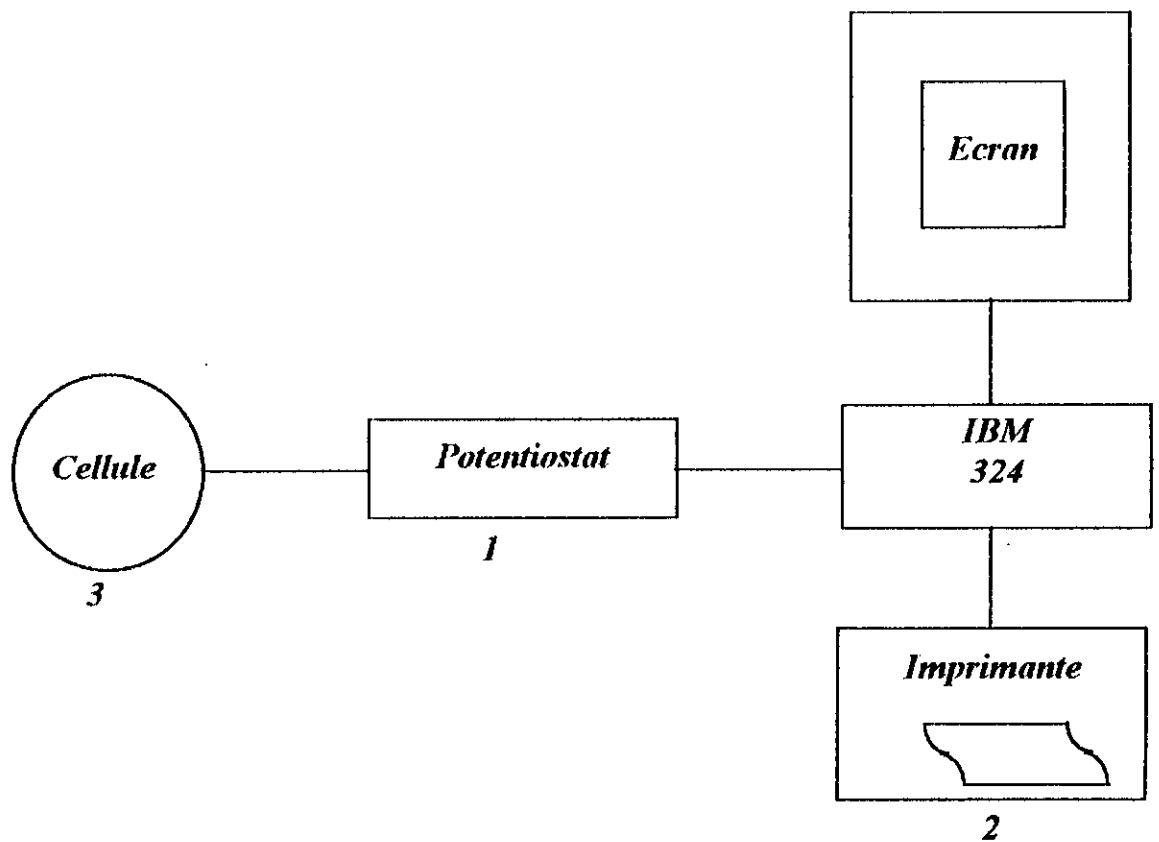
L'étude électrochimique est réalisée à l'aide d'une chaîne électrochimique qui nous permet de tracer les courbes de polarisation, elle comprend:

1°) Un potentiostat/galvanostat de type *EGG parc model 273*.

2°) Une unité de traitement informatique équipé d'un logiciel *M 342 CI* permettent de calculer les paramètres électrochimiques et d'évaluer le taux de corrosion.

3°) Une cellule électrochimique de type *EGG parc model K47* de concentration *700 ml* de forme spécifique munie de cinq orifices supportant : (*figII-3*)

- Une électrode de référence en calomel saturé (*ECS*);
- Deux contre électrodes en graphite de *0,5 cm* de diamètre chacune;
- Une électrode de travail avec l'alliage à étudier (*figII-3*).
- Deux systèmes d'alimentation, l'un pour injecter le gaz et l'autre pour l'évacuer.



figII-4 : Chaîne électrochimique

II-12-4- Etude expérimentale :

La méthode d'étude expérimentale consiste à tracer les courbes de potentiel-courant, dites courbes de polarisation, par la méthode potentiocinétique. Le principal avantage est l'obtention des mesures rapides avec des changements sur des surfaces réduites.

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 dans un milieu agressif. Le métal se corrode et acquiert un potentiel mesuré en circuit ouvert demeurant en état stationnaire. L'application d'un potentiel extérieur entraîne la perturbation de l'électrode métallique, et la vitesse de corrosion devient différente.

II-13- Etude des facteurs de reproductibilité

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. Les conditions expérimentales sont définies ci-dessous.

II-13-1- 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 effectués des tests. Le temps de stabilisation de potentiel de corrosion retenu de *15 mn*.

II-13-2- Vitesse de balayage :

Le balayage de l'intervalle de tension se fait avec une vitesse de $0,2 \text{ mv/s}$. Nous estimons que cette vitesse est lente et correspond à un état proche du régime permanent (*stable*) métal-solution. La vitesse étant assez rapide pour que la durée des expériences ne soit pas très longue.

II-13-3- Ajustement de pH :

Notre étude se faisant dans un milieu où le *pH* est ajusté à $7,8$ dans toutes les expériences de polarisation.

RESULTATS ET INTERPRETATIONS

I. Introduction :

Ce chapitre présentera dans une première étape les résultats des essais de dureté et les résultats de l'étude métallographique, celle-ci a pour but de déterminer les microstructures.

Dans une deuxième étape nous avons étudié le comportement électrochimique des alliages dans une solution de chlorure de sodium.

II. Résultats des essais de dureté :

Vu l'importance de ces deux nuances d'un point de vue utilisation industrielle, nous essaierons de mettre en relief l'apport de l'un et de l'autre de par des essais de dureté.

Les tableaux (II-1) et (II-2) mettent en évidence les duretés de l'alliage *A-S10G* à état brut et après les traitements thermiques (*figII-1*). On remarque une augmentation de la dureté due à une trempe utilisée pendant le cycle. Cette dernière permet de figer la solution à partir de la température 540°C .

Les tableaux (II-3) et (II-4) montrent les duretés pour l'alliage *A-S13* brut et après recuit qui a diminué la dureté.

Résultats des essais de dureté A-S10G brut de coulée

<i>Essais</i>	<i>D (mm)</i>	<i>Charge P (KN)</i>	<i>Dureté (HB)</i>
<i>1</i>	<i>4,21</i>	<i>1000</i>	<i>68,8</i>
<i>2</i>	<i>4,28</i>	<i>1000</i>	<i>66,2</i>
<i>3</i>	<i>4,26</i>	<i>1000</i>	<i>66,8</i>
<i>4</i>	<i>4,22</i>	<i>1000</i>	<i>69,4</i>
<i>5</i>	<i>4,26</i>	<i>1000</i>	<i>66,8</i>

*Tableau (II-1)**Résultats des essais de dureté A-S10G
après traitements thermiques*

<i>Essais</i>	<i>D (mm)</i>	<i>Charge P (KN)</i>	<i>Dureté (HB)</i>
<i>1</i>	<i>3,56</i>	<i>1000</i>	<i>97,2</i>
<i>2</i>	<i>3,54</i>	<i>1000</i>	<i>96,5</i>
<i>3</i>	<i>3,52</i>	<i>1000</i>	<i>99,5</i>
<i>4</i>	<i>3,61</i>	<i>1000</i>	<i>95,0</i>
<i>5</i>	<i>3,63</i>	<i>1000</i>	<i>92,8</i>

Tableau (II-2)

Résultats des essais de dureté A-S13 brut de coulée

<i>Essais</i>	<i>D (mm)</i>	<i>Charge P (KN)</i>	<i>Dureté (HB)</i>
<i>1</i>	<i>4,65</i>	<i>1000</i>	<i>55,5</i>
<i>2</i>	<i>4,58</i>	<i>1000</i>	<i>57,3</i>
<i>3</i>	<i>4,54</i>	<i>1000</i>	<i>58,4</i>
<i>4</i>	<i>4,60</i>	<i>1000</i>	<i>56,4</i>
<i>5</i>	<i>4,54</i>	<i>1000</i>	<i>58,4</i>

*Tableau (II-3)**Résultats des essais de dureté A-S13 après recuit
(chauffage à 350°C pendant 2h)*

<i>Essais</i>	<i>D (mm)</i>	<i>Charge P (KN)</i>	<i>Dureté (HB)</i>
<i>1</i>	<i>5,20</i>	<i>1000</i>	<i>43,7</i>
<i>2</i>	<i>5,60</i>	<i>1000</i>	<i>38,8</i>
<i>3</i>	<i>5,40</i>	<i>1000</i>	<i>40,2</i>
<i>4</i>	<i>5,00</i>	<i>1000</i>	<i>47,5</i>
<i>5</i>	<i>5,20</i>	<i>1000</i>	<i>43,7</i>

Tableau (II-4)

III. Résultats de l'étude Métallographique :

Eutectique

C'est surtout le cas des alliages *Al-Si* contiennent toujours une proportion d'eutectique importante:

- a) Soit des dendrites primaires d'aluminium dans le cas de l'alliage *A-S10G* hypoeutectique ($\% Si < 11,7$).
- b) soit des cristaux polyédriques de *Si* dans le cas de l'alliage *A-S13* hypereutectique ($\% Si > 11,7$) orientées suivant des plans cristallographiques sous forme des lamelles.

III.1 Alliance *A-S13*

La figure (*figIII-1*) présente la micrographie de l'alliage *A-S13* à l'état brut, on observe sur cette structure de grandes plages claires d'aluminium (α) proeutectique qui sont formées en premier, on remarque l'eutectique *Al+Si(B)* aciculaire avec des grains de silicium primaire c'est la structure dite également granulaire.

La dernière remarque est réservée exclusivement aux problèmes rencontrés durant les essais mécaniques sur la micrographie de l'état brut de l'*A-S13* on remarque dans l'eutectique, l'existence d'un grand nombre d'aiguilles très fines correspondant à une phase de type *Fe-Si-Al* ($Fe_2 Si_2 Al_9$)^[8].

Ce dernier provient essentiellement de creuset en acier utilisé et du taux de fer existant dans l'alliage.

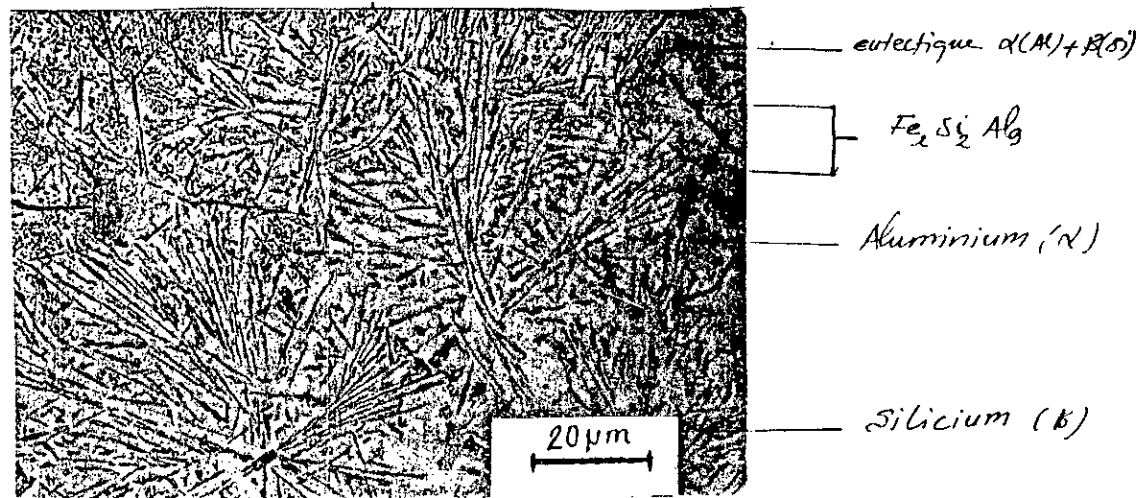
III.2 Alliage A-S10G

La figure (figIII-2) représente la micrographie de l'alliage à l'état brut.

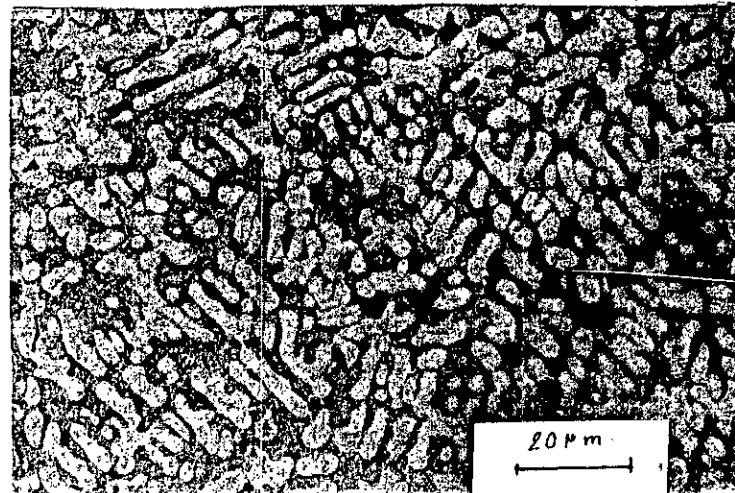
En général les structures comportant des ramifications dendritiques de la solution solide d'aluminium orientées suivant des plans cristallographiques sous forme des lamelles.

III.3 Influence des traitements thermiques sur la structure

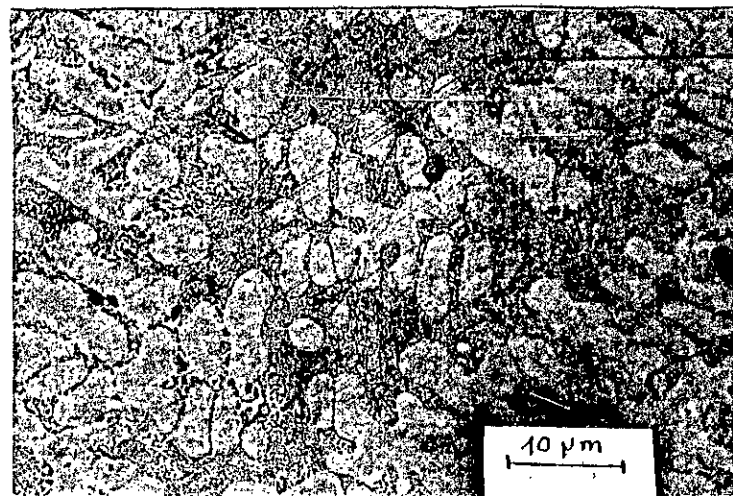
- Le traitement de recuit effectué pour l'alliage A-S13 consiste à maintenir l'alliage à une température de 350°C pendant deux heures, puis refroidi lentement dans le four permet à la structure d'avoir une structure plus fine et homogène. On remarque que les aiguilles de type *Fe-Si-Al* sont presque éliminées après le recuit (figIII-3).
- pour l'alliage A-S10G le traitement thermique (*chauffage + maintien de 6 heures à 540°C + trempé + revenu à 160°C + refroidissement à l'air*) conduit à une structure très eutectique et fine, les dimensions des dendrites d'aluminium sont plus réduites et bien orientées conférant à l'alliage une structure plus homogène (figIII-4).



figIII-1 : A-S13 obtenue par brut de coulée, attaqué pendant 30 s avec H_2SO_4 à 20 %, chauffé à $T = 75^\circ\text{C}$

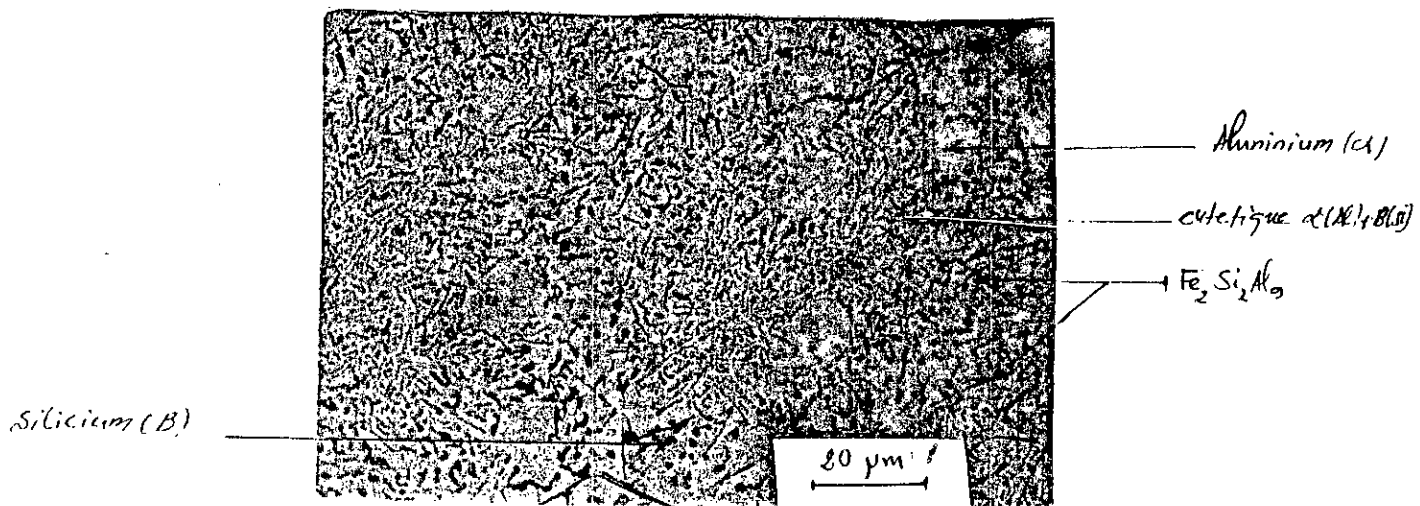


(a)

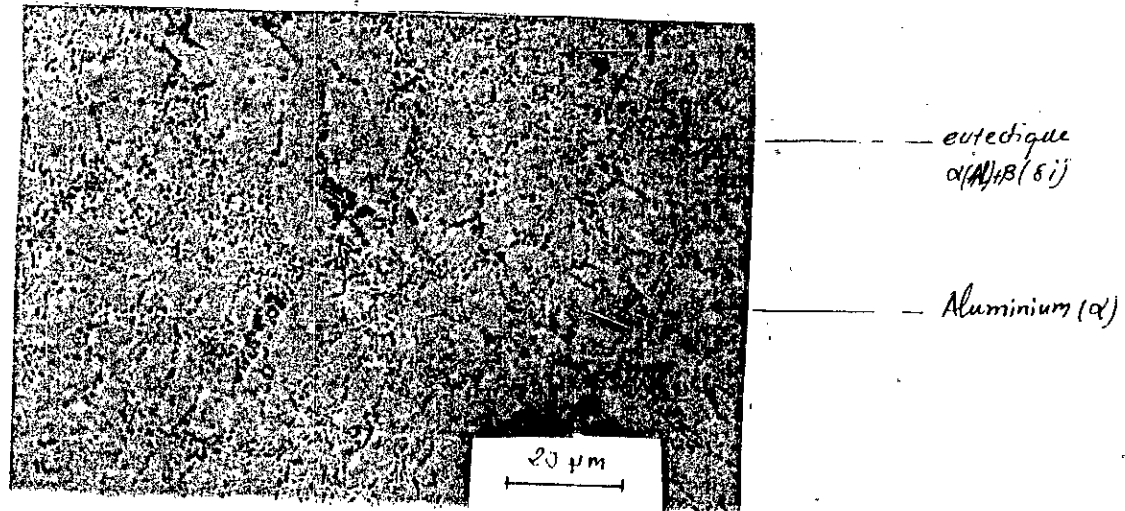


(b)

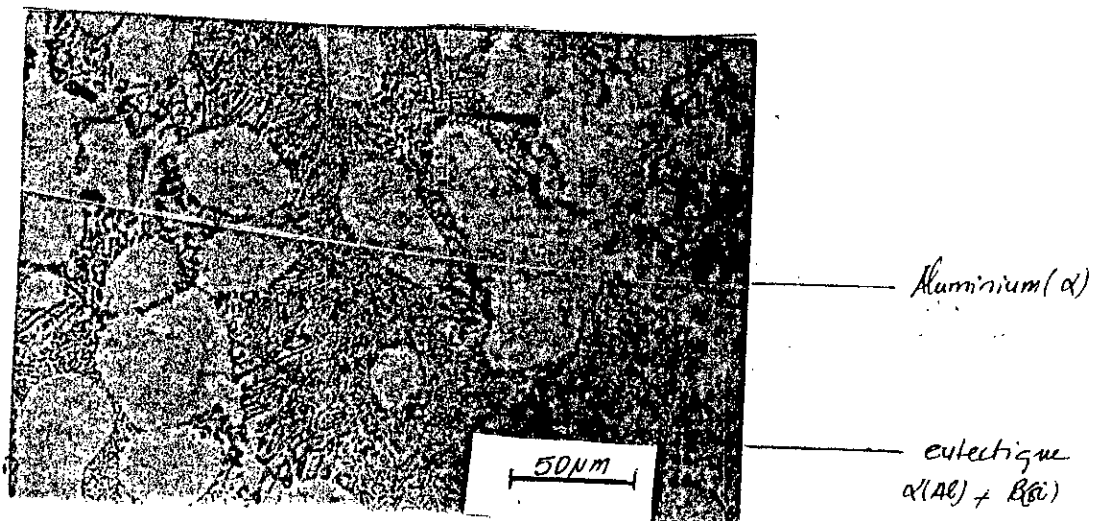
figIII-2: A-Si03 obtenue par brut de coulée attaque pendant 30 s avec H_2SO_4 à 20 %, chauffé à $T = 75^\circ C$.



figIII-3 : A-S13 recuit à 350°C pendant 2 heures attaqué pendant 30 s avec H_2SO_4 à 20%, chauffé à $T = 75^\circ\text{C}$



(a)



(b)

figIII-4 : A-S10G avec traitement thermique attaqué pendant 30 s avec H_2SO_4 à 20%, chauffé à $T = 75^\circ C$

IV. Résultats de l'étude électrochimique

IV.1 Courbe de polarisation potentiel - intensité

Les figures (figIV-1) et (figIV-2) représentent les courbes de polarisation des deux alliages *A-S10G* et *A-S13* respectivement placés dans une solution désaérée de 3,5 % de *NaCl*.

IV.1.1 L'alliage *A-S10G*

On constate que la courbe de la figure (figIV-1) présente deux branches une cathodique et l'autre anodique.

IV.1.1.1 La branche cathodique :

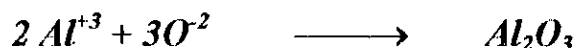
Généralement l'allure de la branche cathodique montre une diminution du courant de polarisation et une augmentation du potentiel, s'explique par branche un dégagement d'hydrogène suivant la réaction de réduction :



IV.1.1.2 La branche anodique :

La courbe de polarisation anodique (figIV-1) traduit la passivation du métal juste après le potentiel de corrosion E_{corr} . On remarque sur cette courbe qu'il existe trois régions distinctes, la première comprise entre $-1137,5 \text{ mv}$ et $-925,5 \text{ mv}$ (figIV-1) correspondant à une zone de dissolution active de l'Aluminium qui passe en solution sous forme d'ions Al^{+3} . La valeur de la densité de courant, continue à augmenter jusqu'à atteindre une valeur stationnaire d'environ $45 \mu A/cm^2$ (figIV-1) correspondant à la densité du courant de passivation, ce

courant est appelé i_p correspondant à l'arrêt de la dissolution du métal et au début de la réaction de l'oxygène avec le métal :



Au delà de $- 575 \text{ mV}$ (*figIV-1*) on remarque une zone où la densité de courant croît rapidement, cette région est généralement connue sous le nom de *transpassivation*. On constate dans cette zone un dégagement d'oxygène qui provoque la destruction de la couche d'alumine.

On peut dire aussi que le point E_{tr} (*potentiel de transpassivation*) favorise les piqures.

IV.1.2 L'alliage A-S13

De même pour l'A-S13, on constate qu'il existe deux branches comme le montre la figure (*figIV-2*)

IV.1.2.1 La branche cathodique :

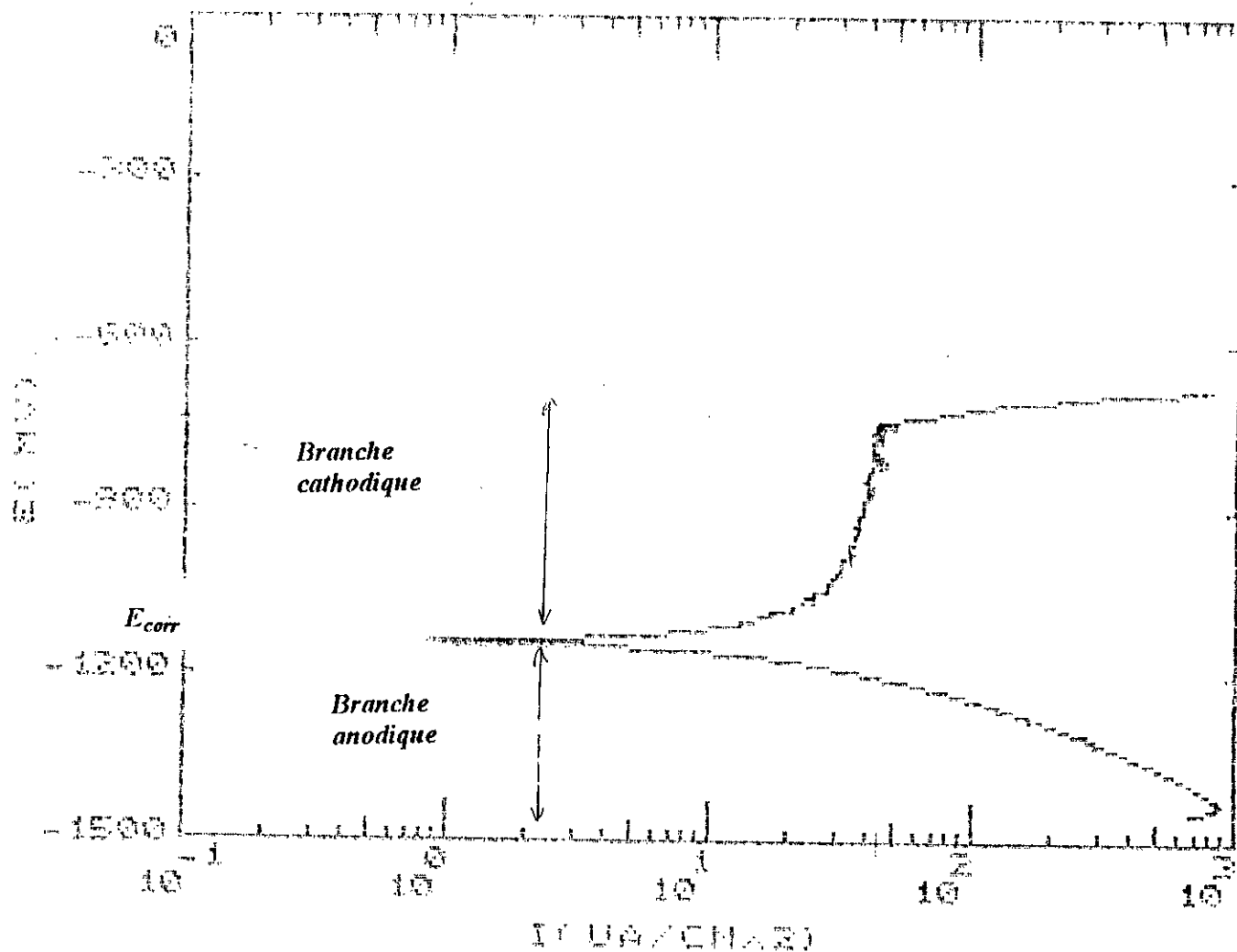
Comme c'était le cas pour l'alliage A-S10G cette branche s'explique également par une diminution du courant de polarisation et une augmentation du potentiel, et par un dégagement d'hydrogène suivant la réaction :



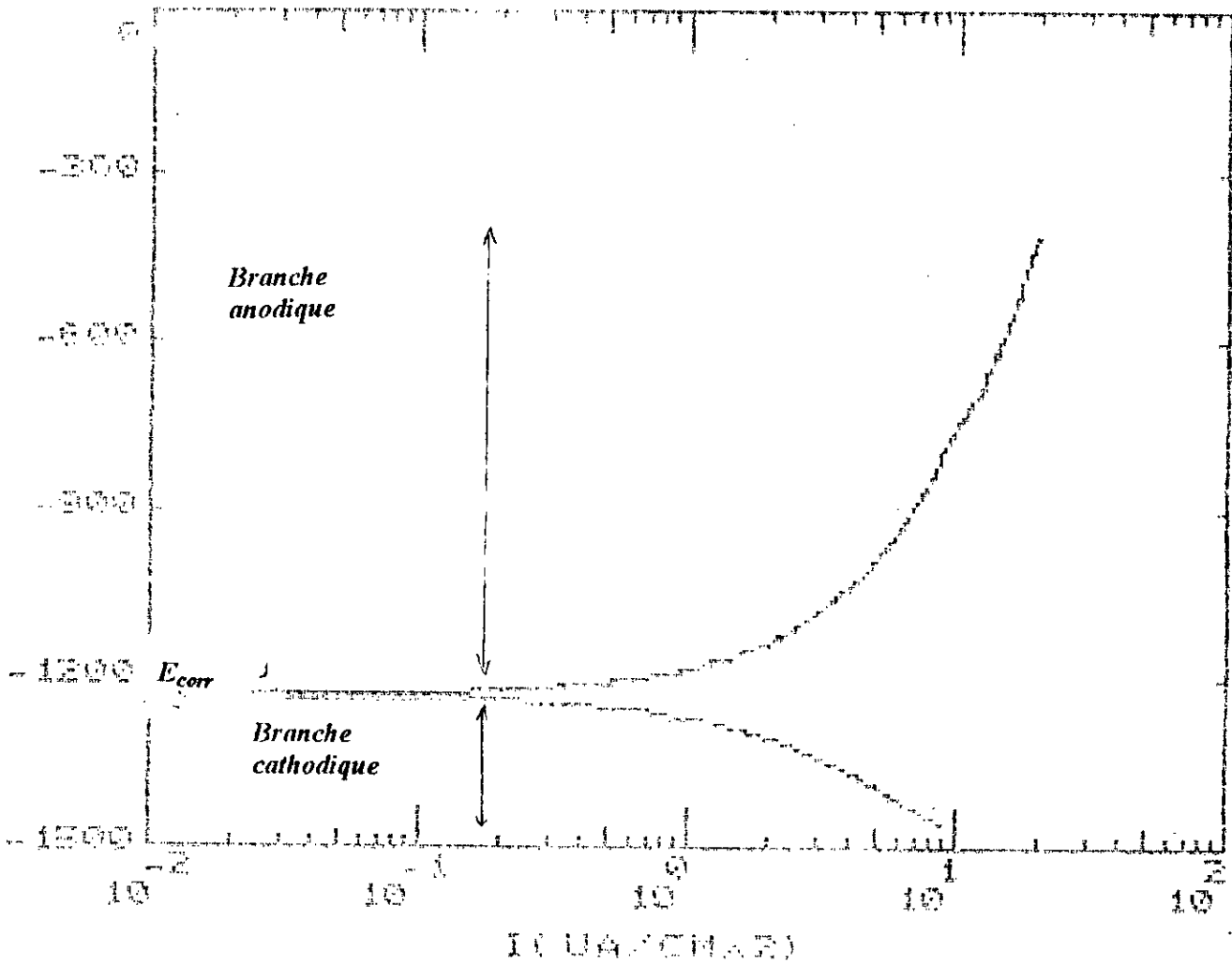
IV.1.2.2 La branche anodique :

L'alliage A-S13 présente une courbe anodique complètement différente de celle notée dans le cas de l'alliage A-S10G.

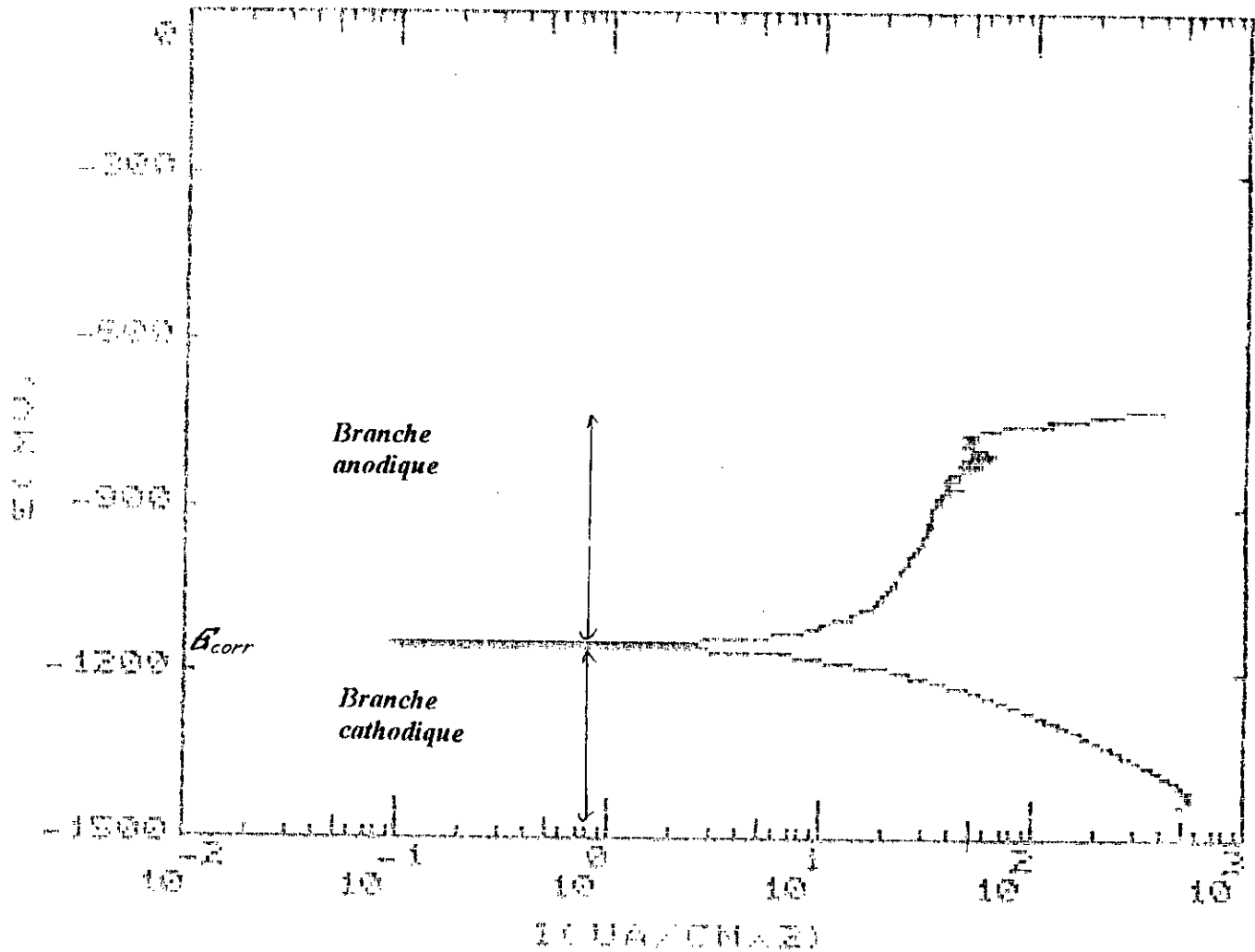
On remarque une augmentation brusque du courant de polarisation attestant une dissolution importante de l'alliage en présence des ions Cl^- ayant contribué à la disparition de l'état passif dans l'intervalle du potentiel déterminé.



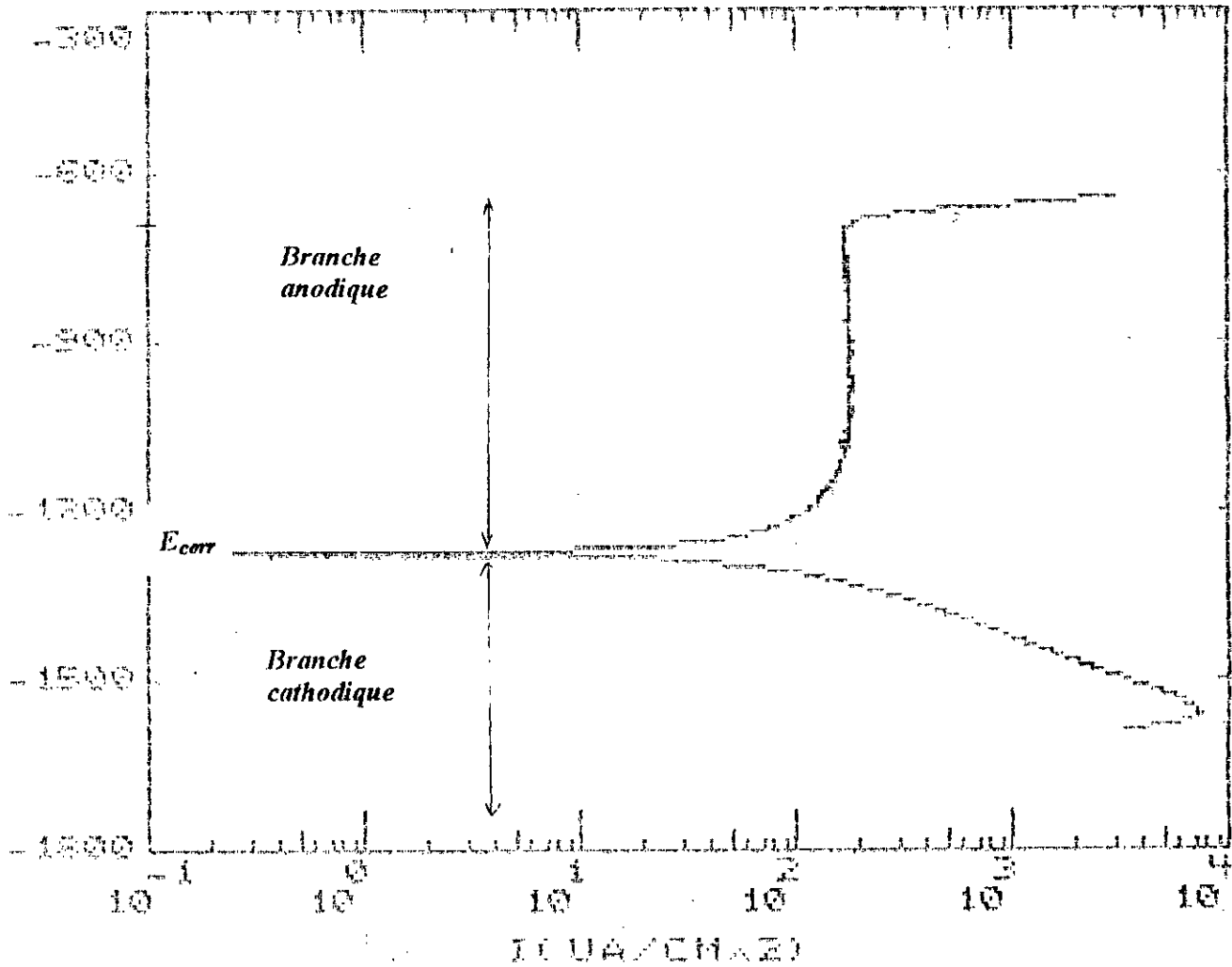
figIV-1 : Courbe de polarisation de l'alliage A-S10G (sans traitements thermiques)
dans une solution désaérée de 3,5 % NaCl



figIV-2: Courbe de polarisation de l'alliage A-S13 (brut de coulée) dans une solution désaérée de 3,5 % NaCl



figIV-3 : Courbe de polarisation de l'alliage A-S10G (avec traitements thermiques) dans une solution désaérée de 3,5 % NaCl



figIV-4 : Courbe de polarisation de l'alliage A-S13 (avec Recuit)
dans une solution désaérée de 3,5 % NaCl

IV.2 Influence des traitements thermiques sur le comportement électrochimique

le tableau (IV-1) rassemble les paramètres électrochimiques relatifs aux alliages *A-S10G* et *A-S13* dans une solution désaérée de 3,5% *NaCl* et de $pH=7,8$

Ces paramètres ont été déterminé à partir des deux courbes de comparaison pour les deux alliages (figIV-5) et (figIV-6).

Echantillon	E_{corr} mv/Ecs	i_{corr} $\mu A/cm^2$	i_{pass} $\mu A/cm^2$	E_p mv/Ecs	$E (I=0)$ potentiel d'équilibre
<i>A-S10G brut</i>	- 1191	20,39	45	- 983,30	- 1139,58
<i>A-S10G avec traitement thermique</i>	- 1201	31,28	50	- 1116,60	- 1147,50
<i>A-S13 brut</i>	- 1337	82,24	-	-	- 1225,81
<i>A-S13 avec recuit</i>	- 1203	2,10	190	- 375	- 1269,1

tableauIV-1 : Paramètres électrochimiques des alliages *A-S13* et *A-S10G*

Compte tenu des résultats obtenus nous pouvons faire certaines remarques relatives à l'influence des traitements thermiques sur la résistance à la corrosion des alliages utilisés.

- *Alliages A-S13* :

Le potentiel pris par l'alliage *A-S13* avec et sans traitement de recuit dans la solution de 3,5% *NaCl* peut nous indiquer déjà la noblesse des deux alliages, l'un par rapport à l'autre. En effet, plus le potentiel de corrosion est positif plus l'alliage devient noble. On peut donc constater que l'alliage *A-S13* avec recuit est plus noble que l'alliage *A-S13* (*brut*).

Par ailleurs, la comparaison des valeurs des densités de courant de corrosion i_{corr} , montre que l'alliage *A-S13* avec recuit présente une faible vitesse de corrosion par rapport à l'*A-S13* brut, c'est à dire on peut considérer que l'alliage *A-S13* avec recuit est plus résistant à la corrosion que l'alliage *A-S13* brut.

Pour les densités de courant de passivation, on remarque que l'alliage *A-S13* brut ne contient pas une densité de courant de passivation (*absence de palier de passivant sur la courbe*), c'est à dire qu'il y a dissolution continue de l'alliage.

Par contre l'alliage *A-S13* avec recuit contient une densité du courant de corrosion de l'ordre de $190 \mu A/cm^2$.

- *Alliage A-S10G :*

D'après les résultats du tableau (IV-1) le potentiel de corrosion devient plus négatif après les traitements thermiques de l'alliage *A-S10G*, c'est à dire que l'alliage devient moins noble donc moins résistant à la corrosion.

Par ailleurs, la comparaison des densités de courant de corrosion montre que l'alliage *A-S10G* après traitements thermiques présente une grande vitesse de corrosion, on peut donc considéré que l'alliage *A-S10G* avec traitement thermique possède une faible résistance à la corrosion que l'alliage *A-S10G* brut.

D'après les valeurs de densité de passivation, on peut conclure que plus le courant de passivation est petit, plus le film protecteur formé sur la surface est plus épais. Donc on peut supposer que le film formé sur l'alliage *A-S10G* brut est plus épais que le film formé sur l'alliage *A-S10G* avec traitement thermique.

IV.3 Influence des éléments d'addition sur le comportement électrochimique

Les courbes de polarisation (figIV-1) et (figIV-2) nous ont permis de déterminer le potentiel de corrosion E_{corr} , la densité de courant i_{corr} , la densité de courant de passivation i_{pass} ainsi que le potentiel de transpassivation E_{tr} .

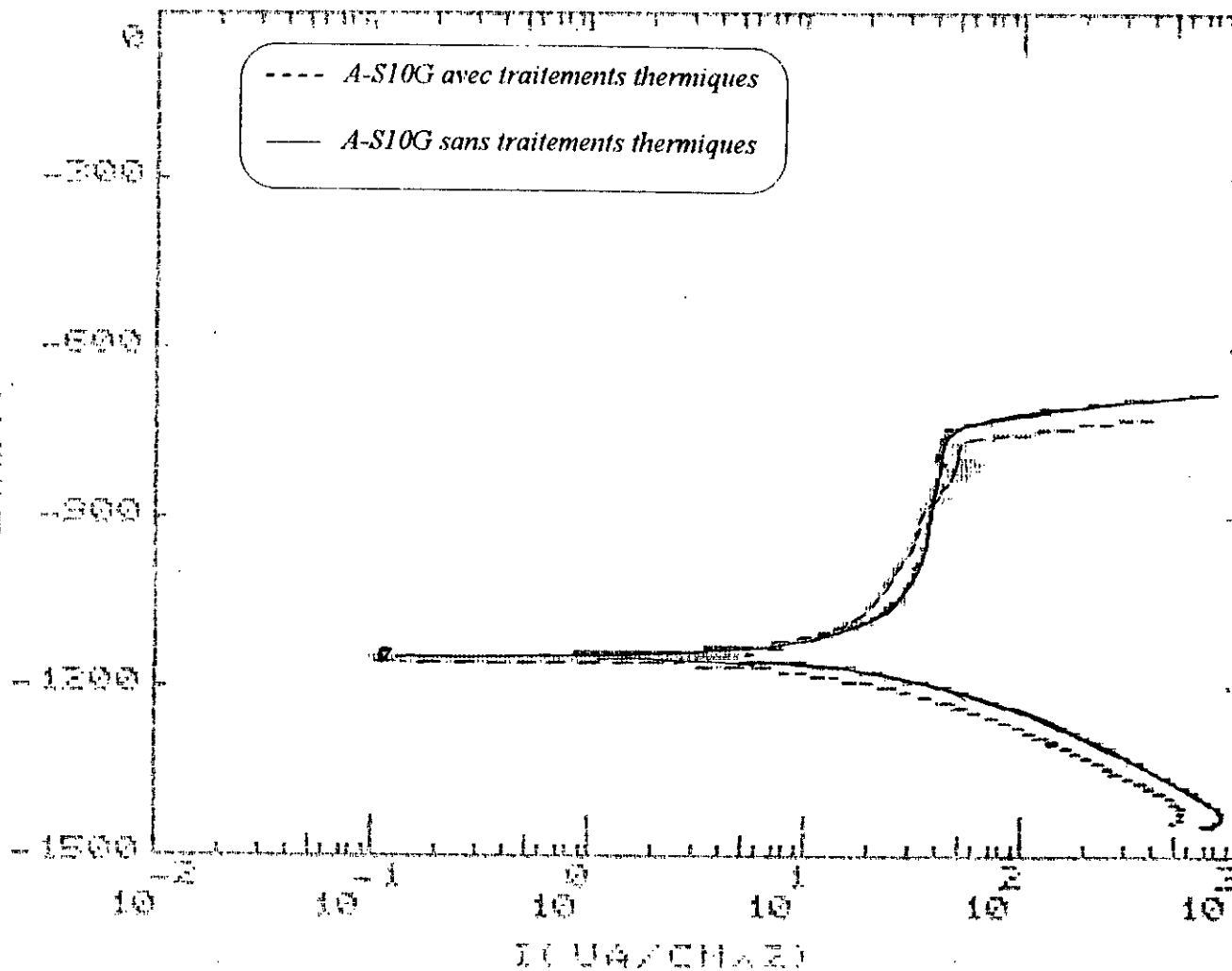
Echantillon	E_{corr} mv/Ecs	i_{corr} $\mu A/cm^2$	i_{pass} $\mu A/cm^2$	E_{tr} mv/Ecs
A-S10G brut	- 1201	20,39	45	- 983,30
A-S13 brut	- 1203	82,24	-	-

tableauIV-2 : Paramètres électrochimiques des alliages A-S13 et A-S10G

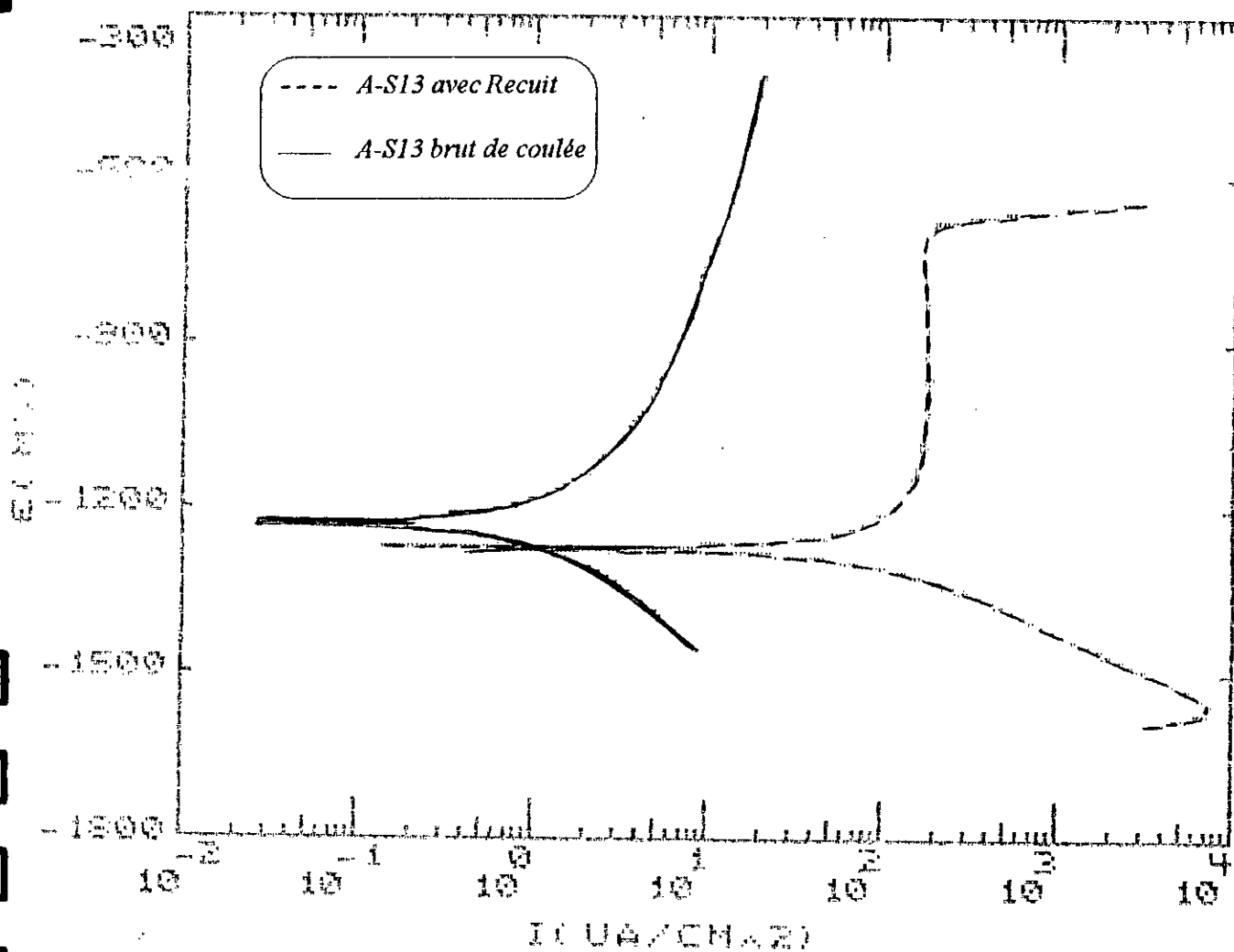
- Suivant les valeurs présentés sur le tableau ci-dessus, on peut constater que le potentiel de corrosion pris par les deux alliages dans la solution désaérée de 3,5% NaCl, peut nous informer que plus le potentiel de corrosion est positif, plus l'échantillon est noble. Donc, on peut conclure que l'alliage A-S10G est plus résistant que l'alliage A-S13.
- Par ailleurs la comparaison des densités de courant de corrosion montre que l'alliage A-S10G présente une faible densité de corrosion par rapport à l'alliage A-S13. Cette différence ne peut provenir que de la composition chimique des deux alliages. L'alliage A-S13 contient 13% de silicium par contre l'alliage A-S10G contient 10% de silicium. Le silicium a une influence peu remarquable sur la résistance à la corrosion.
- La présence du fer défavorise la résistance à la corrosion : 0,65% de fer pour l'A-S13 et 0,33% de fer pour l'A-S10G¹⁹!

- Par contre la présence du magnésium favorise la résistance à la corrosion: 0,08% de magnésium pour l'*A-S13* et 0,25% de magnésium pour l'*A-S10G*. Il renforce la couche protectrice de l'aluminium^[9].

En fin on peut dire que l'alliage *A-S10G* brut est plus résistant que l'alliage *A-S13* brut.



figIV-5 : Courbe de polarisation de l'alliage A-S10G dans un milieu désaérée de 3,5 % NaCl



figIV-6 : Courbe de polarisation de l'alliage A-S13 dans une solution désaérée de 3,5 % NaCl

IV.4 Courbe cyclique potentiel - intensité

La figure (figIV-7) montre l'allure générale des courbes de polarisation cyclique obtenu en milieu désaérée de 3.5 % NaCl.

D'après leur forme ces courbes appartiennent toutes à un système caractéristique d'un métal passivable. On observe que l'accroissement du potentiel vers des valeurs plus positives entraîne pour un potentiel dit potentiel de piqûres E_p , une brusque augmentation de l'intensité du courant, qui traduit l'apparition de piqûres à la surface du métal.

Si on diminue progressivement la valeur du potentiel appliquée à l'échantillon, la courbe suit un trajet qui rencontre la courbe « aller » par un hystérésis négatif pour un potentiel E_{pp} , appelé potentiel de protection (potentiel de repassivation). Entre E_p et E_{pp} , les piqûres amorcées pour $E > E_p$ peuvent continuer à se développer mais aucune autre ne se forme ¹⁶.

Cependant, pour mettre le métal à l'abri des piqûres, son potentiel ne devra pas atteindre E_p . Cette condition se trouve d'autant mieux réalisée lorsque la différence entre les potentiels E_p et E_{pp} est plus élevée.

- Pour la courbe de la figure (figIV-8), on a pas la même courbe que la figure (figIV-7) à cause de l'absence de palier de passivation.

Donc l'inexistence des points d'intersection entre la courbe « aller » et la courbe « retour » c'est le cas d'un alliage non passivable.

IV.4.1 Influence des traitements thermiques

Les courbes de polarisation cyclique (IV-11) et (IV-12) nous ont permis de déterminer le potentiel de piqûration E_p , potentiel de transpassivation (protection) E_{pp} et l'écart E^* entre le potentiel E_p et E_{pp} , placés dans le tableau ci-dessous.

Echantillon	E_p mv/Ecs	E_{pp} mv/ECS	E^*
A-S10G brut	- 983,80	- 1033,3	- 50,03
A-S10G avec traitement thermique	- 1116,60	- 1316,60	- 200,06
A-S13 brut	-	-	-
A-S13 avec recuit	- 737,50	- 800	62,50

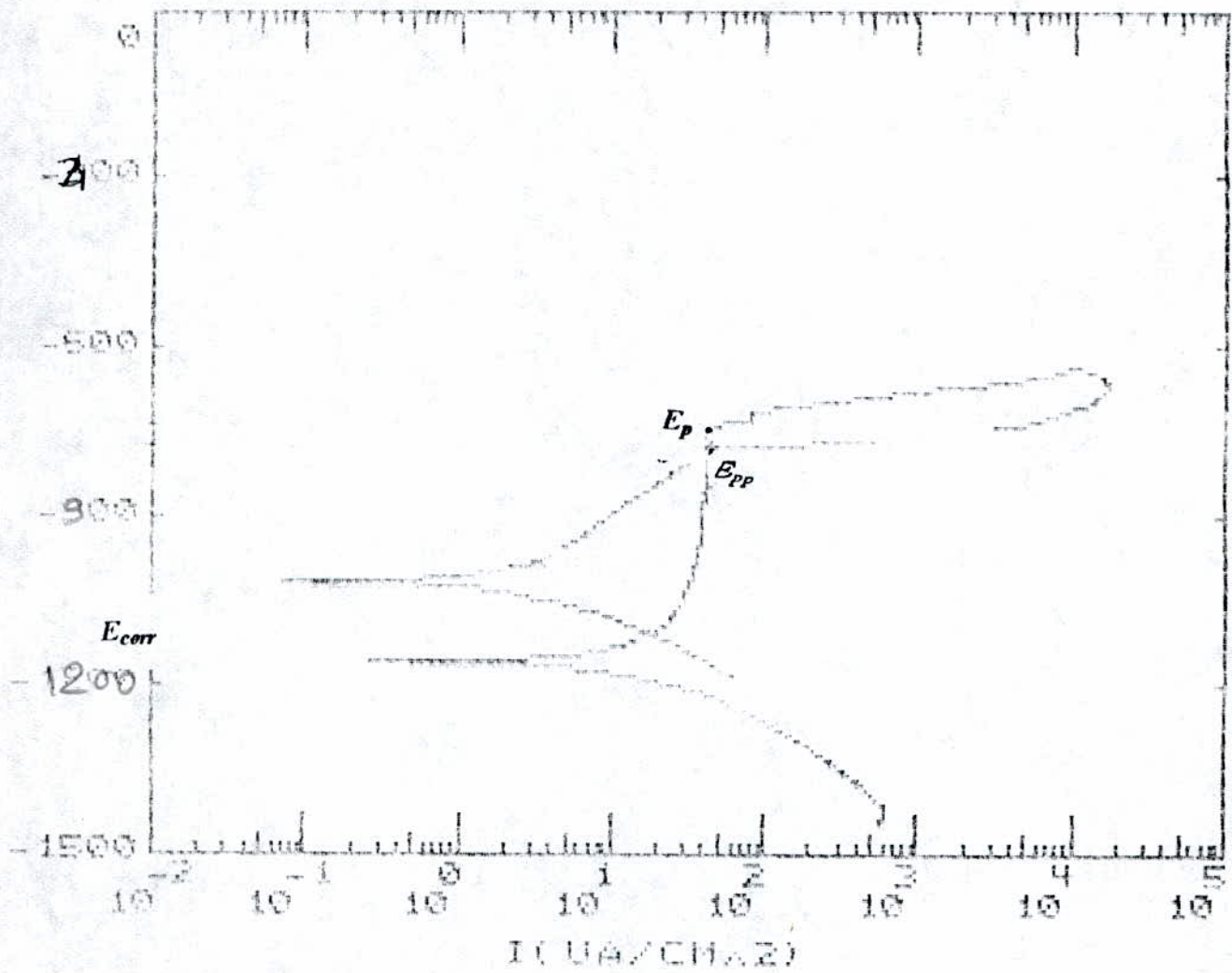
Tableau IV-3 : Variation des potentiels de piqûres et de répassivation en fonction des traitements thermiques;

Le tableau (IV-3) révèle que le potentiel de piqûre E_p et le potentiel de répassivation E_{pp} pour l'alliage A-S10G se déplacent vers des valeurs moins nobles (plus négative) avec les traitements thermiques. Pour l'alliage A-S13, on ne peut pas comparer.

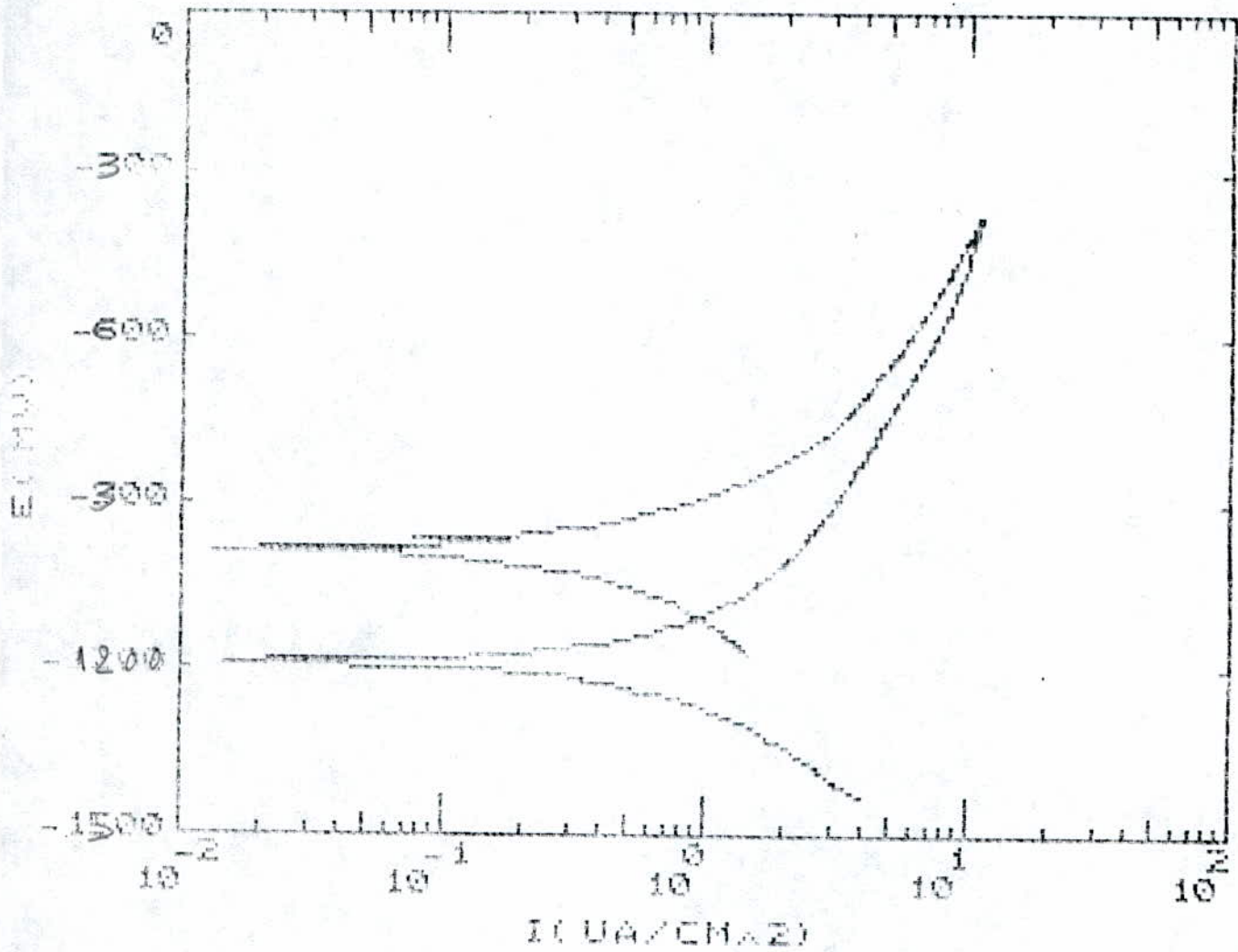
On observe aussi que l'écart E^* qui caractérise la différence entre les potentiels E_p et E_{pp} croît avec les traitements thermiques (pour l'A-S10G).

L'examen de la courbe (fig IV-11) montre que les traitements thermiques ont pour effet de déplacer le potentiel de piqûre E_p vers les valeurs plus négatives en s'approchant du potentiel libre de l'alliage. Ceci nous amène à conclure que les traitements thermiques ont pour effet d'augmenter la vitesse de piqûration.

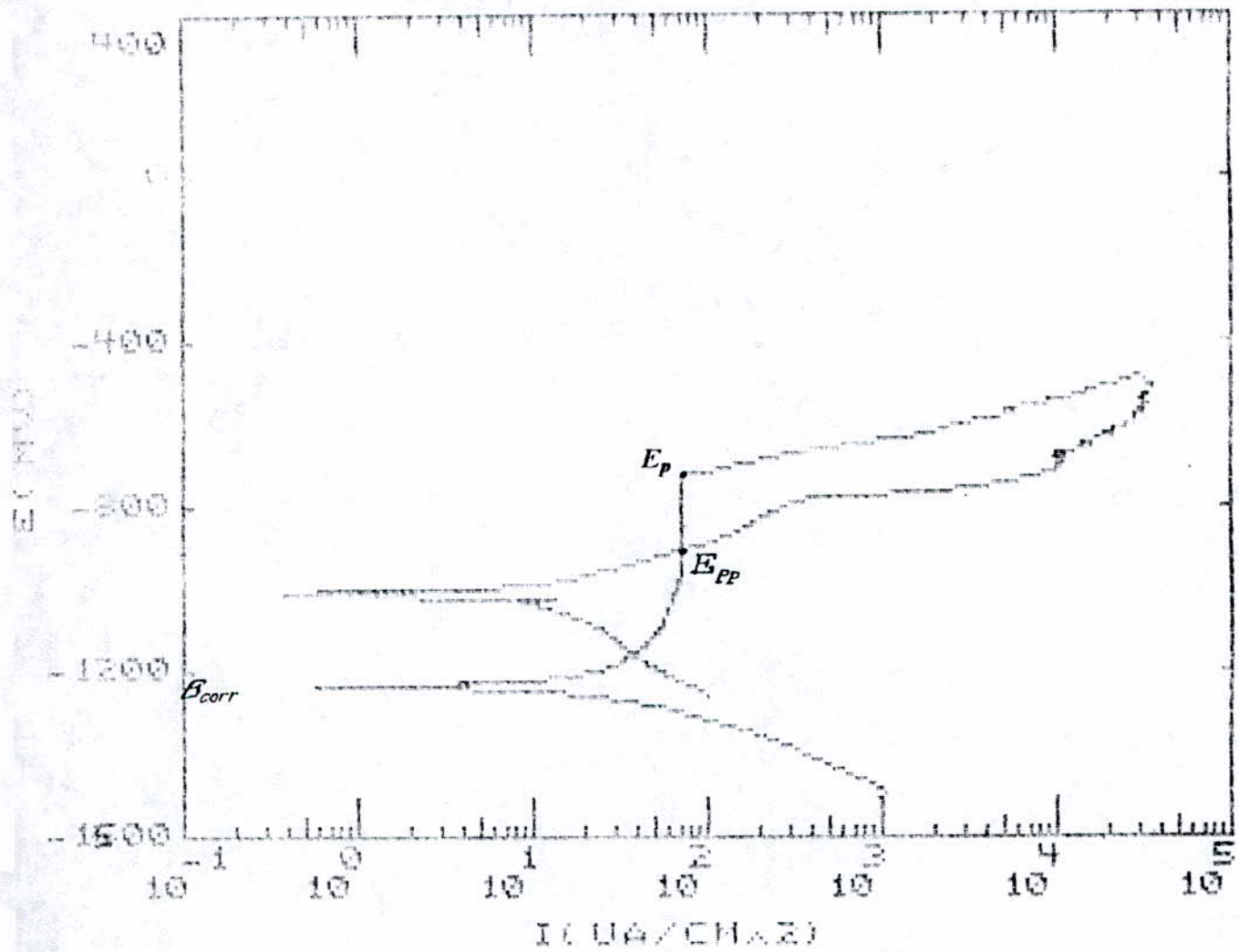
Dans le cas de l'alliage A-S13, l'absence de palier de passivation indique que les piqûres s'initient très tôt et ne donnent pas de temps à un film passif de se former. Alors qu'après un recuit on a la présence de palier de passivation donc moins de risque d'avoir des piqûres.



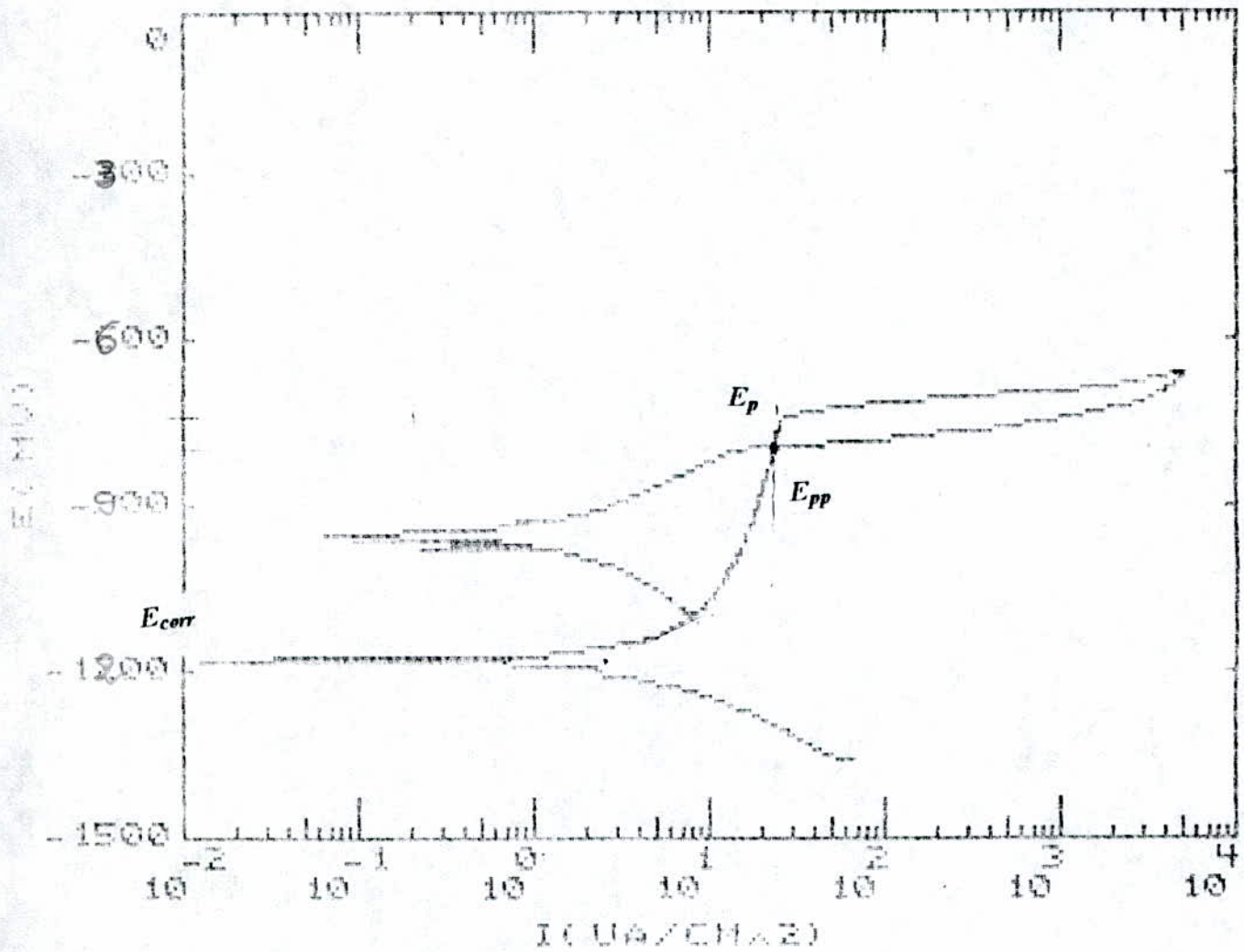
figIV-7 : Courbe de polarisation cyclique de l'alliage A-S10G (sans traitement thermique) dans une solution désaérée de 3,5 % NaCl



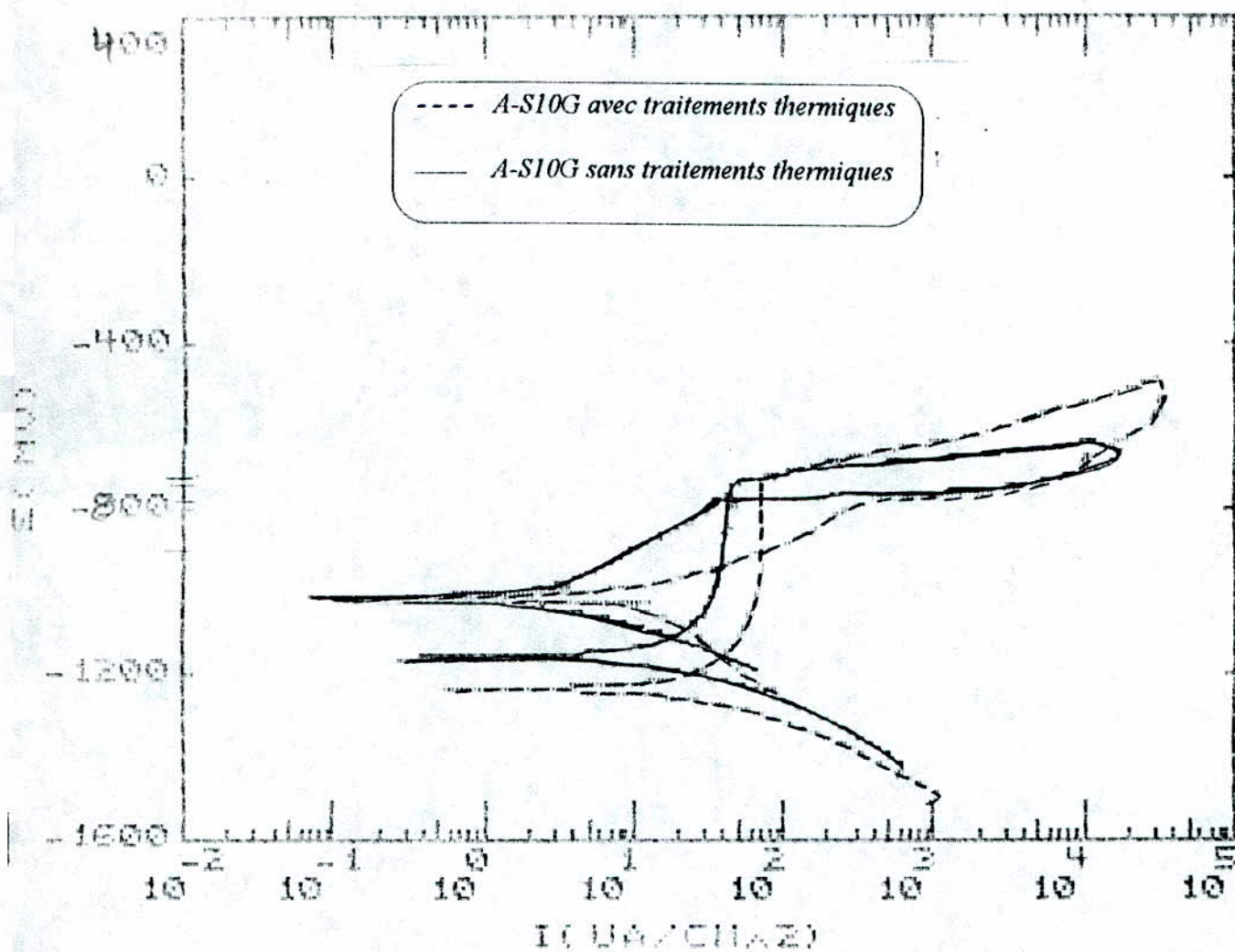
figIV-8 : Courbe de polarisation cyclique de l'alliage A-S13 (brut de coulée)
dans une solution désaérée de 3,5% NaCl



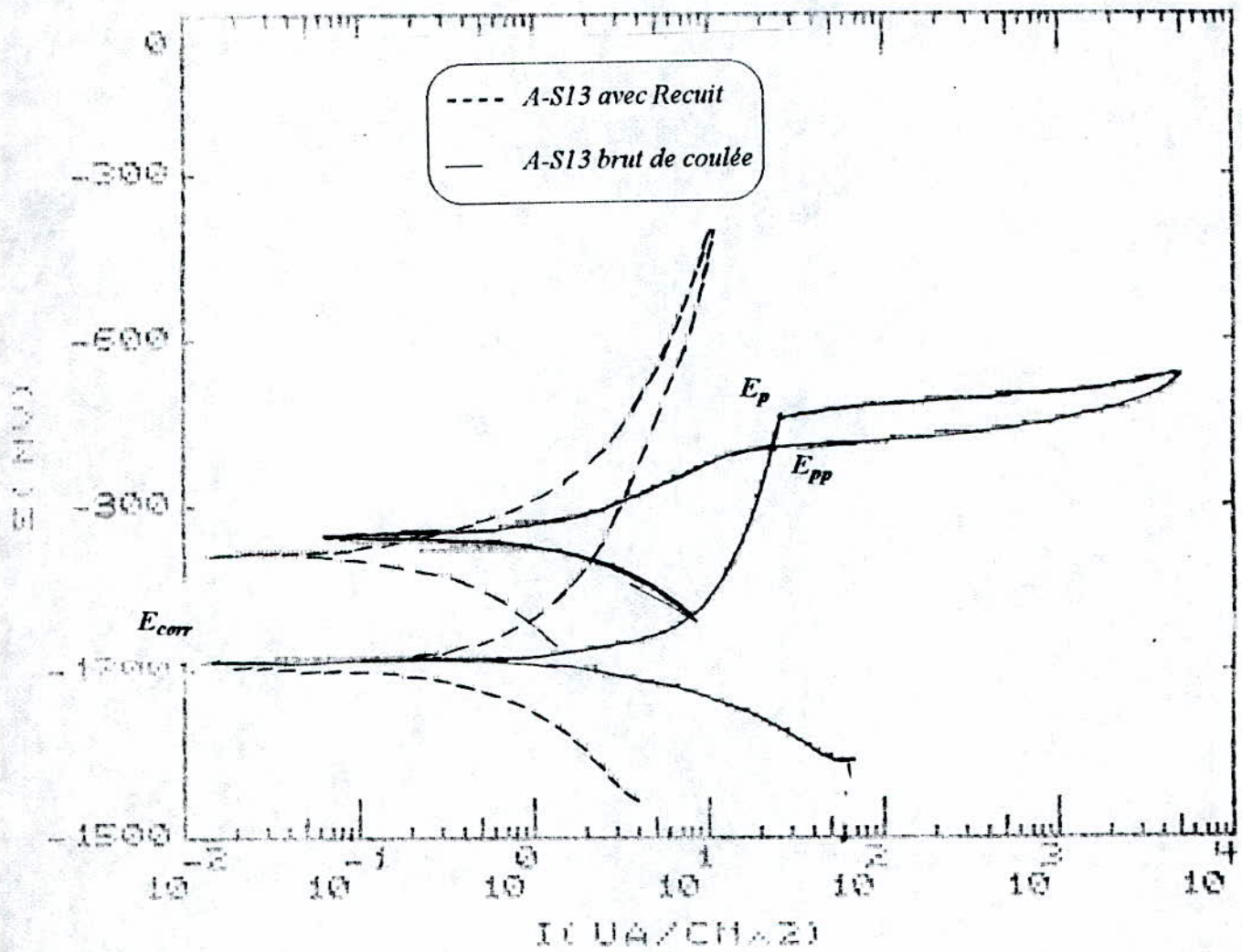
figIV-9 : Courbe de polarisation cyclique de l'alliage A-S10G (avec traitement thermique) dans une solution désaérée de 3,5 % NaCl



figIV-10 : Courbe de polarisation cyclique de l'alliage A-S13 (avec recuit)
dans une solution désaérée de 3,5 % NaCl



figIV-11 : Courbe de polarisation cyclique de l'alliage A-S10G dans une solution désaérée de 3,5 % NaCl



figIV-12 : Courbe de polarisation cyclique de l'alliage A-S13 dans une solution désaérée de 3,5 % NaCl

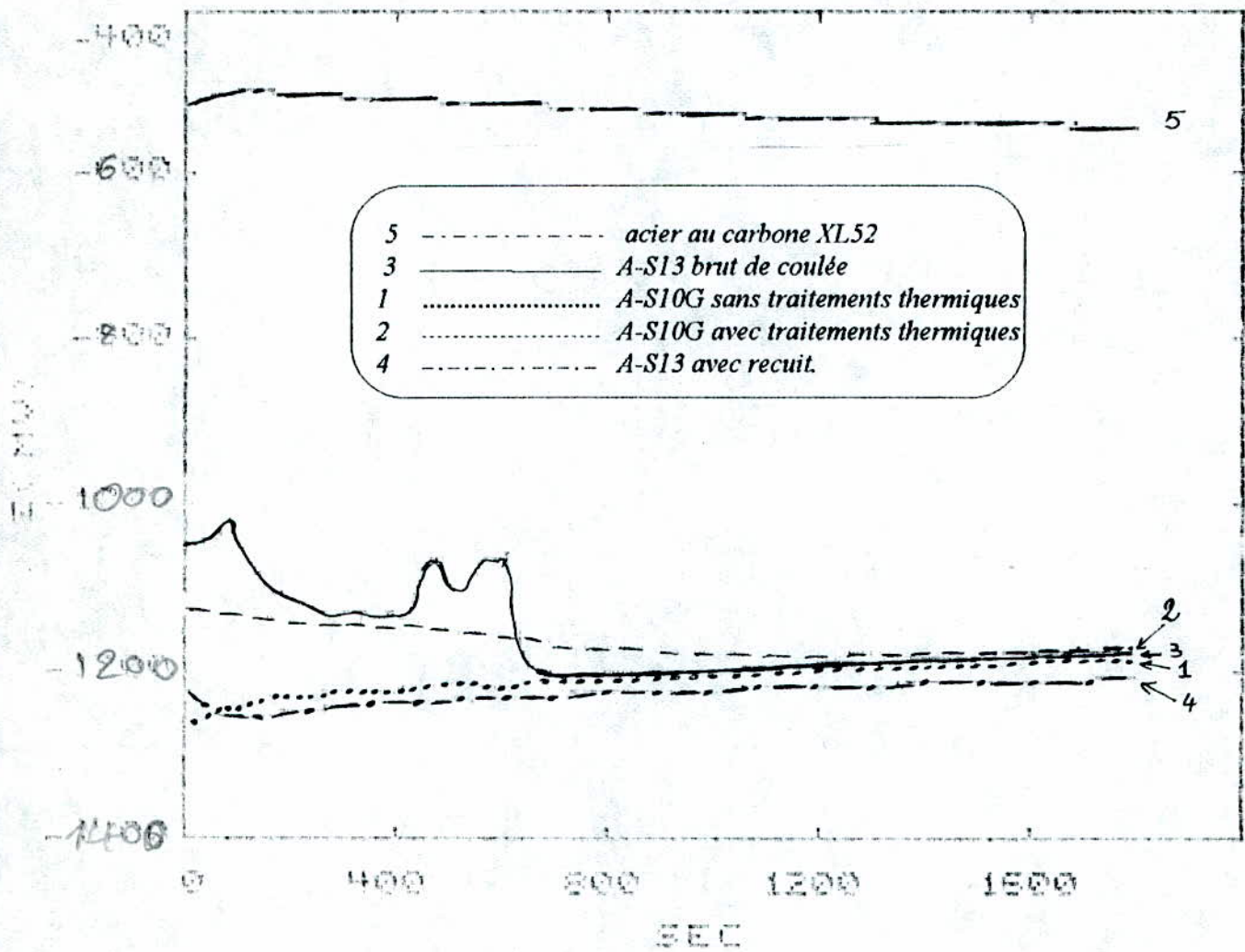
IV.5 Variation du potentiel de dissolution en fonction du temps

Lorsque l'on mesure le potentiel de dissolution d'un métal, on observe qu'il n'atteint pas, en général, immédiatement une valeur stationnaire. En effet, au moment où le métal est plongé dans la solution celle-ci ne contient pas d'ions du métal si bien qu'un potentiel stationnaire est un peu long à atteindre.

D'autre part, l'interface métal / solution peut être modifiée par la formation d'un produit de corrosion insoluble.

La courbe potentiel - temps a l'aspect présenté à la figure (fig IV-13).

- Le potentiel devient plus en plus noble, il y a passivation du métal par la formation, à sa surface, d'un produit de corrosion insoluble protecteur, c'est le cas de l'alliage *A-S10G* sans traitement thermique (*brut décaulé*).
- Le potentiel devient de moins en moins noble ou plus négatif, il y a attaque continue du métal. C'est le cas de *A-S10G* avec traitement thermique.
- Même cas que la courbe (IV-2), mais avec une dissolution rapide du métal, les perturbations sont dues à l'agitation qui était arrêtée puis amorcée. C'est le cas de *A-S13* (*brut de coulée*).
- Le potentiel devient d'abord négatif puis tend vers des valeurs positives, il y a attaque suivie de passivation. C'est le cas de l'*A-S13* (*avec recuit*).
- Le potentiel devient peu noble puis se déplace vers des valeurs négatives, c'est au moment de son immersion que le métal est recouvert d'une couche protectrice qui est développée pendant un temps plus ou moins long, puis il est détruit. C'est le cas de l'acier *X152*.



figIV-13 : Courbe potentiel - temps dans une solution désaérée de 3,5 % NaCl

CONCLUSION GENERALE

Les deux alliages d'aluminium étudiés *A-S10G* et *A-S13* possèdent des propriétés communes telles que :

- La légèreté, actuellement très recherchée en construction mécanique.
- La bonne coulabilité qui résulte de l'addition en forte proportion de silicium (*A-S10* à 10%Si, *A-S13* à 13%Si)
- Absence de crique due à la bonne aptitude au moulage.

L'objectif principal de notre étude a été d'étudier le comportement électrochimique de deux alliages *A-S10G* et *A-S13* dans une solution désaérée de 3,5% NaCl. Nous avons étudié l'influence des traitements thermiques et les éléments d'addition sur la résistance à la corrosion cette étude a été précédée par une étude métallographique qui avait pour objectif l'influence des traitements thermiques sur la micro structure, Les résultats obtenus sont:

- La vitesse de corrosion augmente avec la gamme des traitements thermiques utilisés (fig II-1) qui consiste à tremper l'alliage *A-S10G* à partir d'une température de 540°C suivi d'un revenu de 160°C.
- La vitesse de corrosion diminue après le recuit pour l'alliage *A-S13*.
- La courbe de polarisation dans une solution de 3,5% de NaCl montre l'inexistence de palier de passivation pour l'*A-S13 brut*.
- Le silicium n'a pas un effet important sur la résistance à la corrosion mais augmente la coulabilité dans le cas de moulage.

- Le magnésium augmente la résistance à la corrosion et renforce les couches passivantes.

Dans la perspective d'une étude ultérieure, nous proposons d'étudier l'influence des autres paramètres, la solution aérée (*effet de l'oxygène*), effet de la concentration de *NaCl*, la présence d'inhibiteur.

BIBLIOGRAPHIE

- [1] R. Develay, ``Aluminium non allié``, *Technique de l'ingénieur*. M-443.
- [2] C. Vargel, *Le comportement de l'aluminium et ses alliages*. Dunod technique, 1979.
- [3] Herenguel, *Métallurgie spécial (l'aluminium et ses alliages)*. Tome I.
- [4] Mekhnach, *Polarisation de l'aluminium dans un milieu basique*. PFE département Métallurgie, ENP, 1995.
- [5] J.M. Defranoua, ``Corrosion en milieu aqueux des métaux et alliages``, *Technique de l'ingénieur*. M-150.
- [6] Benard, A. Michel, J.Dhibert et J. Talbot, *Métallurgie générale*. Masson and Cie édition, Paris, 1965.
- [7] *Aluminium Fiches techniques d'alliages de fonderie à l'usage des constructeurs*, Laboratoire Fonderie SNVI-Rouiba. Alger.
- [8] *Aluminium Fiches techniques d'alliages de fonderie à l'usage des fondeurs*, Laboratoire Fonderie SNVI-Rouiba. Alger.
- [9] H. Uhlig, *Corrosion and corrosion control, an introduction to corrosion science and engeneering*. John Wiley et SONS. edition, 1985.
- [10] Baralis G. Maeder, *Précis de Métallurgie*. AFNOR edition NATHAN, Paris, 1990.
- [11] J. Besson, *Précis de thermodynamique et cinétique électrochimique*. Ellipses, 1984
- [12] G.V. Akimov, *Théorie et méthode d'essais de la corrosion des métaux*. Dunod, 1957.

[13] *U.R. Evans, An introduction to metallic corrosion. 3^{ème} édition, 1981.*

[14] *S. Jacob, ``Propriétés des alliages d'aluminium de fonderie``, *Technique de l'ingénieur. M-442.**