

RÉPUBLIQUE ALGÉRIENNE DÉMOCRATIQUE ET POPULAIRE
MINISTÈRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPÉRIEUR
ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE

UNIVERSITE ABDERRAHMANE MIRA BEJAIA
FACULTÉ DE TECHNOLOGIE
DÉPARTEMENT DE GÉNIE MÉCANIQUE

MEMOIRE

PRÉSENTÉ POUR L'OBTENTION DU DIPLÔME DE
MASTER

FILIÈRE : GÉNIE MÉCANIQUE

SPÉCIALITÉ : CONSTRUCTION MÉCANIQUE

PAR :

MADENE KOUSSEILA

&

HOUACINE SALAH

Thème

**Influence du traitement thermique sur le comportement mécanique
des aciers inoxydables**

Soutenu le 20-06-2022 devant le jury composé de:

Mr.	Bradai .A	Président
Mr.	YOUNES .R	Rapporteur
Mr.	Idir .A	Examineur

ANNÉE UNIVERSITAIRE 2021-2022

Remerciements

Remerciements

Nous tenons tout d'abord à remercier Dieu qui nous a donné la santé, la volonté et le courage d'accomplir ce travail.

Nos vifs remerciements sont destinés à Mr R. YOUNES, notre promoteur, pour son aide, ces critiques constructives, ses explications et suggestions pertinentes et pour la qualité de ses orientations tout au long de ce travail et pour avoir apporté tant de soins à la réalisation de ce mémoire.

Nous ne pouvons pas oublier de présenter notre gratitude à nos parents pour les efforts inlassables qu'ils ne cessent de déployer pour nous.

Nous remercions également les membres de jury qui nous fait honneur en acceptant d'examiner et de juger notre travail.

Sans oublier l'équipe du hall de technologie de l'université de Bejaia,

Que tous ceux qui ont contribué à notre formation trouvent ici l'expression de nos sincères gratitude.

Enfin, un merci particulier à tous ceux qui nous ont apporté leur soutien.

Dédicaces

Dédicace

Je dédie ce mémoire aux personnes qui nous sont les plus chers :

À mon père

*La plus belle marque de reconnaissance et d'encouragement qu'on puisse leur offrir
est notre réussite.*

À ma chère maman

*Tu as été toujours là pour moi, ton affection me couvre, ta bienveillance me guide
et ta présence a été toujours ma source de force pour affronter les différents
obstacles.*

Mon Cher frère : Lakhdar

Ma chère sœur : Sissa

Ma fiancée : Yasmine

Mes grands-parents.

À mon collègue Kousseïla

À tous les membres de nos familles.

À la famille BVL (Bejaïa Vélo et Loisirs)

HOUACINE Salah.

Dédicace

Je dédie ce mémoire aux personnes qui nous sont les plus chers :

À mon père

La plus belle marque de reconnaissance et d'encouragement qu'on puisse leurs offrir est notre réussite.

À ma chère maman

Tu as été toujours là pour moi, ton affection me couvre, ta bienveillance me guide et ta présence a été toujours ma source de force pour affronter les différents obstacles.

À toute ma famille et à tous ce qui m'a aidé pour la réalisation de ce mémoire je vous présente mon sincère respect et toute ma gratitude

Mes chers frères : Amine ET Zidane

Ma chère sœur : Kenza

À nos grands-parents.

À mon collègue : Salah

À tous les membres de nos familles.

MADENE Kousseila.

Sommaire

I	Introduction générale	01
Chapitre I : Recherche bibliographique		
I.1	Introduction	02
I.1.1	Principe générale projection thermique	02
I.1.2	Différents types de procédés de projection thermique	03
I.1.2.1	Projection à l'arc électrique	03
I.1.2.2	Projection flamme	04
I.1.3	Les procédés flamme poudre et flamme fil	05
I.1.3.1	La torche à gaz	05
I.1.3.2	Le procédé flamme poudre	05
I.1.3.3	Le procédé flamme fil	06
I.1.4	La projection flamme fil	07
I.1.5	Projection HVOF et HVOF	08
I.1.6	Construction du dépôt	10
I.1.6.1	Phénomènes d'oxydation	11
I.1.6.2	Oxydation des gouttelettes en vol	11
I.1.6.3	Oxydation lors de la formation du dépôt	11
I.2	Traitement de surface	11
I.2.1	Post –traitements des dépôts projetés	12
I.2.1.1	Le colmatage	12
I.2.2	Technique d'indentation	12
I.2.2.1	Dureté des aciers inoxydables	12
I.3	Procédés de formation des alliages inoxydables	13
I.3.1	Elaboration et mise en forme	13
I.3.2	Les alliages ferritiques	14
I.3.3	Les alliages austénitiques	15
I.3.4	L'alliage martensitique	16
I.3.5	Influence des éléments d'alliage sur la structure	17
I.3.6	Diagramme d'équilibre des aciers inoxydables	18

II Chapitre II : Matériaux et techniques expérimentales

II.1	Introduction	22
II.1.2	Matériaux utilisés	22
II.1.2.1	Élaboration des échantillons	22
II.1.2.2	Élaboration des dépôts	22
II.1.2.2.1	Préparation des surfaces à revêtir	23
II.1.2.2.2	Dépôts réalisés	23
II.1.3	Le procédé utilisé	24
II.1.3.1	Paramètre de projection utilisé	24
II.1.4	Traitements thermiques	25
II.1.5	Caractérisation micro structurale	27
II.1.5.1	Le polissage mécanique	27
II.1.5.2	Attaque chimique	28
II.1.6	Méthodes d'observation	28
II.1.6.1	Diffraction des rayons X	28
II.1.6.2	Microscopie optique	28
II.1.6.3	Métallographique	28
II.1.7	La dureté	30
II.1.7.1	Essai Rockwell	31
II.1.8	Oxydation	31
II.1.8.1	Procédure d'oxydation	31
II.1.8.2	Méthode d'oxydation	32

III Chapitre III : Résultats Et Interprétations

III.1	Introduction	34
III.1.1	Métallographie des dépôts	34
III.1.1.1	Microstructure des dépôts issus de l'acier inoxydable X7Cr25	34
III.1.1.2	Microstructure des dépôts issus de l'acier inoxydable X 30Cr13	36
III.1.2	Diffraction des rayons X (DRX)	37
III.1.3	Caractérisation mécanique	37
III.1.3.1	Profil de dureté HRC des différents dépôts	38
III.1.4	Les résultats de corrosion	44

Liste des figures

Liste des figures

Chapitre I

Figure I.1	Schéma simplifié du principe de projection thermique	05
Figure I.2	Principe de la projection par arc électrique	06
Figure I.3	Principe de la projection flamme	07
Figure I.4	Le pistolet flamme poudre.	09
Figure I.5	Le pistolet flamme fil.	10
Figure I.6	Le pistolet flamme fil	11
Figure I.7	Projection HVOF	13
Figure I.8	Projection HAVF	14
Figure I.9	Illustration schématique du mécanisme de formation d'un dépôt réalisé par projection thermique	14
Figure I.10	alliages ferritiques	18
Figure I.11	alliages austénitique	24
Figure I.12	alliages martensitique	
Figure I.13	Diagramme d'équilibre de phases du système fer-chrome	25
Figure I.14	Coupe du diagramme de phase ternaire Fe-Cr-Ni montrant l'évolution du domaine austénitique γ en fonction de la teneur en nickel	
Figure I.15	diagramme de phase ternaire FeCrB	

Chapitre II

Figure II.1	Echantillon utilisé pour la projection	28
Figure II.2	Pistolet flamme fil	32
Figure II.3	Mode opératoire d'un traitement thermique	33
Figure II.4	Recuit après le traitement thermique	33
Figure II.5	Différentes types de polisseuses	34

Liste des figures

Figure II.6	Microscope optique	35
Figure II.7	Micro duromètre	36
Figure II.8	Essai Rockwell	37
Figure II.9	Balance analytique	41
Figure II.10	Schéma de principe de corrosion	

Chapitre III

Figure III.1	Microstructure du dépôt X7Cr25 : a- non traité ; b- traité
Figure III.2	Microstructure du dépôt X30Cr13 : a- non traité ; b- traité
Figure III.3	Diffraction des rayons x
Figure III.4	Dureté Rockwell des différents échantillons
Figure III.5	Montre le profil de dureté HRC de dépôt X7Cr25 non traité thermiquement
Figure III.6	Montre le profil de dureté HRC de dépôt X7Cr25 traité thermiquement
Figure III.7	Comparative de la microdureté pour le dépôt X7Cr25 après et avant le traitement
Figure III.8	Montre le profil de dureté HRC de dépôt X30Cr13 non traité thermiquement
Figure III.9	Montre le profil de dureté HRC de dépôt X30Cr13 traité thermiquement
Figure III.10	Etude comparative de la microdureté pour le dépôt X30Cr13 après et avant le traitement
Figure III.11	Courbe corrosion X7Cr25 non traité
Figure III.12	Courbe corrosion X7Cr25 traité.
Figure III.13	Courbe corrosion X7Cr 25 traité et non traité
Figure III.14	Courbe corrosion X30Cr13 non traité
Figure III.15	Courbe corrosion X30Cr13 traité

Liste des figures

- Figure III.16** Courbe corrosion X30Cr13 traité et non traité
- Figure III.17** Courbe corrosion X30Cr13 et X7Cr 25 traité
- Figure III.18** Courbe corrosion X30Cr13 et X7Cr 25 non traité

Liste des tableaux

Liste des tableaux

Chapitre II

- Tableau II.1** Analyse du substrat par la fluorescence des rayons X.
- Tableau II.2** Composition chimique (en% massique) de l'acier inoxydable X30Cr13 et X7Cr25
- Tableau II.3** Paramètres de projection à flamme fil

Chapitre III

- Tableau III.1** Mesure de la dureté HRC X7Cr25
- Tableau III.2** Mesure de la dureté HRC X30Cr13
- Tableau. III.3** Résultats de corrosion de X7Cr25 et X30Cr13 traité et non traité

Introduction générale

Introduction générale

Les mécaniciens doivent aujourd'hui faire face à la concurrence car les objectifs techniques et économiques des industriels de tous les secteurs ont pour buts : la maximisation du rendement, minimisation des coûts et l'amélioration des performances pour assurer une productivité de qualité.

La projection thermique consiste à faire fondre un matériau d'apport ajusté sous forme de fil au cordon dans une source de chaleur puis, propulsée les gouttelettes, fondues sur un substrat.

Ce traitement de surface est généralement réalisé dans le but d'améliorer les caractéristiques superficielles d'un matériau (dureté, module d'élasticité, résistance à l'usure ou à l'oxydation, modification de la conductivité thermique ou électrique, aspect visuel), tout en préservant son intégrité dans son volume.

- Dans le 1er chapitre, nous présentons : les définitions des projections thermiques, différents types de procédés de projection thermique et construction du dépôt, par la suite on a présenté des généralités sur la corrosion.
- Dans le 2ème chapitre, nous présentons les matériaux et les techniques expérimentales dont on va présenter des généralités sur les aciers inoxydables, l'élaboration des échantillons et dépôts (X30Cr13) et (X7Cr25), les traitements thermique et polissages effectués, en fin nous allons parler de dureté Rockwell.
- Enfin, nous découvrons les résultats expérimentaux des analyses réalisées qui sont regroupés dans le troisième chapitre en fin nous présentons une conclusion générale retraçant l'ensemble des résultats importants obtenus.

Chapitre I :

Recherche bibliographique :

I.1. Introduction :

L'apparition des revêtements par projection thermique date de 1909 avec l'invention de Dr. Schoop portant sur la projection de plomb fondu à l'aide d'un vaporisateur, puis de plomb en poudre à travers une flamme. Les premières applications industrielles sont apparues en 1914 dans le domaine militaire (projection d'étain sur la face arrière d'obus), dans celui de l'anticorrosion (dépôts d'aluminium), ou encore en décoration (dépôts de bronze). Dès 1914 également des essais de projection par arc électrique furent réalisés.

C'est après la Seconde Guerre mondiale que le domaine d'application de la projection thermique s'est élargi à l'industrie mécanique (apport de revêtement d'acier dans le cadre de rénovation de pièces usagées), puis à l'industrie aéronautique.

La recherche de propriétés de surface spécifiques sur les pièces en service, dont les conditions d'emploi sont de plus en plus sévères, a permis le développement de nouveaux procédés (plasma, canon à détonation, HVOF et de nouveaux matériaux associés céramiques, carbures, composites, superalliage).

Aujourd'hui les objectifs techniques et économiques des industriels de tous les secteurs vont dans le sens de la réduction des coûts et de l'amélioration des performances. Les pièces constitutives de machines ou équipements, de dimensions de plus en plus réduites, doivent résister à des sollicitations nombreuses :

- Sollicitations internes : contraintes mécaniques, fatigue.
- Sollicitations externes : frottement, abrasion, température, érosion.
- Sollicitations environnementales : corrosion, oxydation, attaque chimique, chaleur.

La projection thermique va permettre de conférer à chaque zone la propriété de surface nécessaire à son fonctionnement, tout en autorisant des choix de matériaux de base compatibles avec les propriétés à cœur recherchées.

I.2 Principe générale projection thermique :

La projection thermique consiste à faire fondre un matériaux d'apport ajuster sous forme de fil ou cordon dans une source de chaleur puis, propulsée les gouttelettes fondues sur un substrat probablement préparer, l'écrasement des particules sur la surface de substrat forme ainsi le

CHAPITRE I : Recherche Bibliographique

dépôt qui est généralement sous forme lamellaire avec la présence des particules mal fondues, des fissures et des porosités. [1]

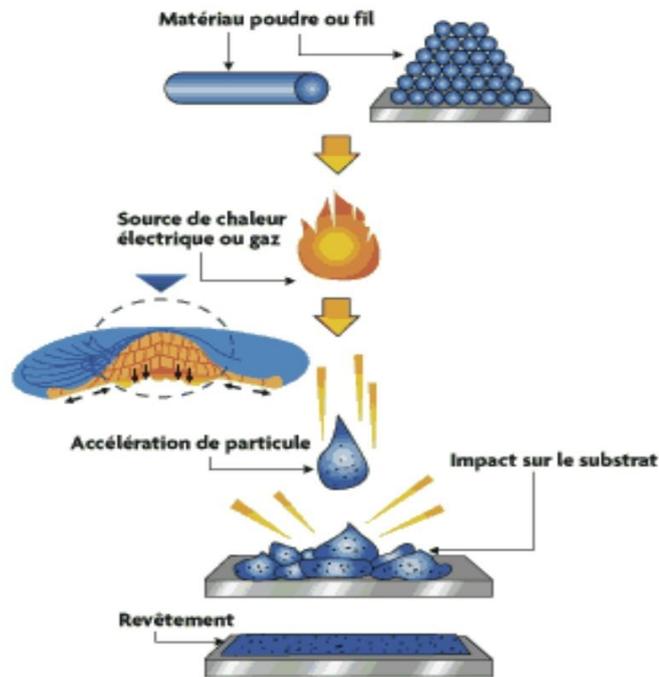


Figure I.1: Schéma simplifié du principe de projection thermique [2]

I.1.2 Différents types de procédés de projection thermique :

I.1.2.1 Projection à l'arc électrique :

Le principe de ce procédé consiste à créer un arc électrique entre deux fils de matériau d'apport afin de le fondre. Il sera ensuite projeté grâce à un flux d'air sur le substrat (Figure I.2). Dans ce cas, la température de fusion peut atteindre 6 000°C. L'épaisseur du dépôt est alors comprise entre 0,2 et 3 mm avec une porosité de 5 à 10 %. [2]

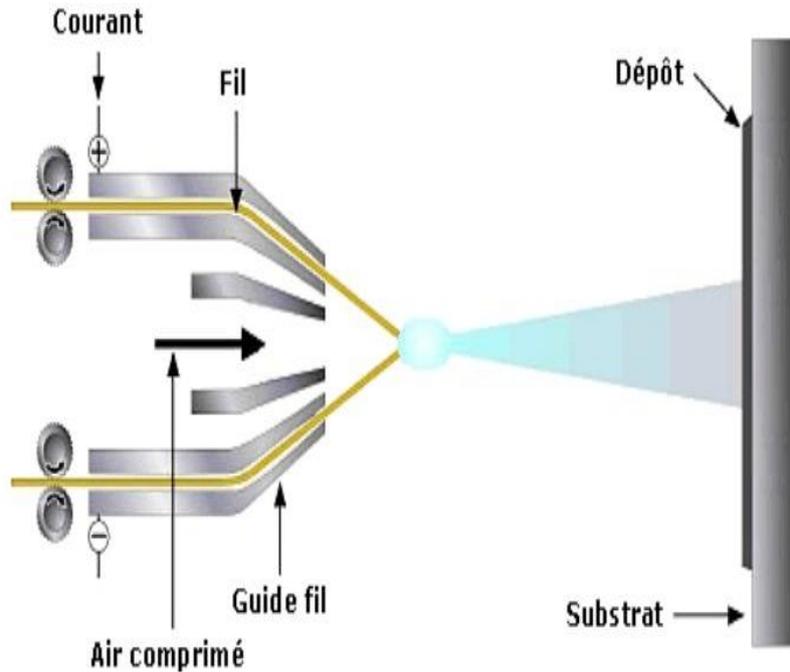


Figure I.2: Principe de la projection par arc électrique [3]

Les matériaux d'apport doivent être conducteurs. Il s'agit du zinc, de l'aluminium, du cuivre, du molybdène et des aciers. Au cours de ces dernières années, de nouveaux matériaux apparaissent sur le marché : les fils fourrés qui sont en réalité des alliages de type NiCrAl, NiMoAl, FeCrCMn, des fils à base de carbures de chrome ou de tungstène, des composites AlSi chargés en graphite. Ce procédé est principalement utilisé dans les secteurs de l'automobile et de l'aéronautique. [3]

I.1.2.2 Projection flamme :

Il s'agit du procédé le plus ancien, à l'origine de la projection thermique. Elle est communément appelée « métallisation ». Elle est particulièrement adaptée aux matériaux à bas point de fusion. Elle fait appel à une flamme oxyacétylénique comme source de chaleur. La température à l'intérieur de la flamme peut atteindre 3 000°C. Le matériau d'apport est véhiculé par l'énergie cinétique transmise par les gaz vecteurs (Figure I.3).

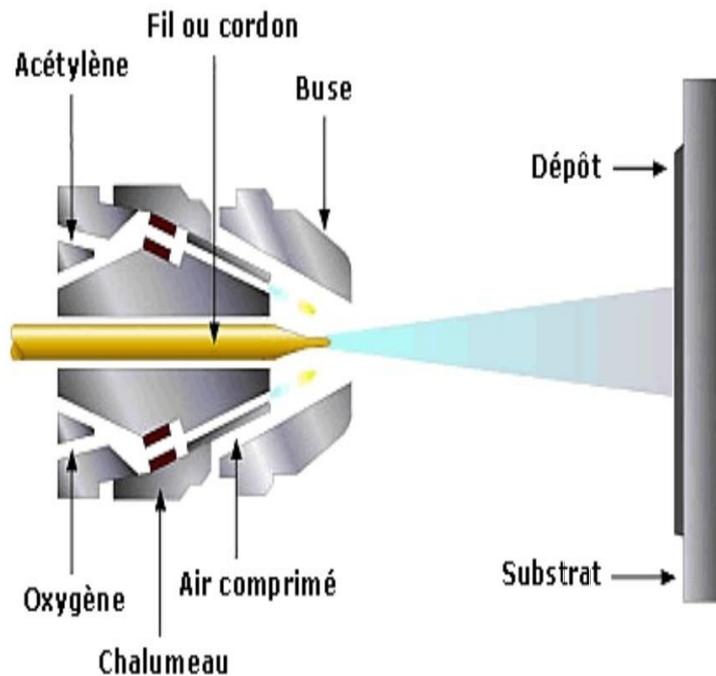


Figure I.3: Principe de la projection flamme [3]

I.1.3 Les procédés flamme poudre et flamme fil :

Les procédés étant caractérisés par des sources d'énergie, des environnements et des choix de paramètres conséquents, un revêtement issu d'un matériau ciblé peut ainsi avoir des propriétés différentes ce qui va jouer sur ses performances en fonctionnement. [3]

I.1.3.1 La torche à gaz :

Le moins cher et le plus facile d'emploi est la torche à gaz. La poudre tombe puis elle est entraînée par les gaz vecteur vers la flamme qui fait fondre la poudre et chauffe le substrat. La torche à gaz est utilisée pour la récupération de la côte nominale des pièces de machine, pour les problèmes d'abrasion et de corrosion. Les poudres utilisées sont des alliages auto fusibles c'est à dire à base de Ni ou de Co avec du chrome, du bore ou du silicium et parfois des carbures.

I.1.3.2 Le procédé flamme poudre :

Dans la projection flamme-poudre, le matériau d'apport se présente sous forme de poudre. La température des particules atteint 2 000°C au sein de la flamme. La vitesse des particules est faible et la distance entre la buse et le support ne doit être que de quelques centimètres. Les

CHAPITRE I : Recherche Bibliographique

matériaux d'apport les plus fréquemment utilisés sont les alliages auto fusibles à base de nickel et de cobalt. Ce procédé est très répandu dans la plupart des industries pour résoudre des problèmes d'abrasion, de corrosion, d'usure, d'isolation thermique ou électrique. [4]

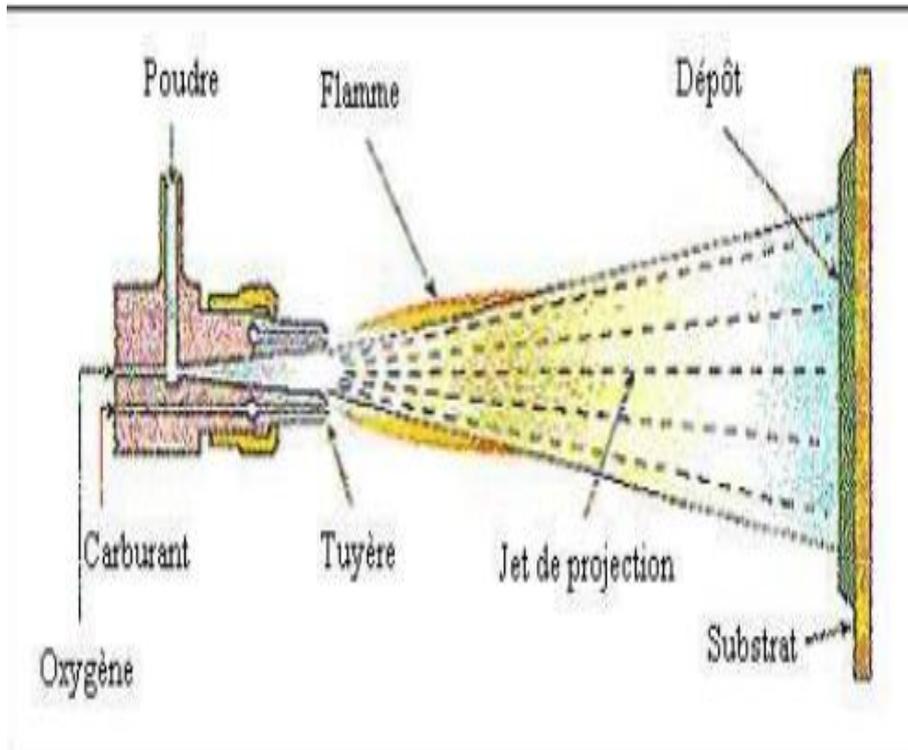


Figure I.4: Le pistolet flamme poudre

I.1.3.3 Le procédé flamme fil :

Pour le procédé flamme fil, le fil, cordon ou baguette est fondu par la flamme puis est projeté sur le substrat par un courant d'air comprimé. Cette technique permet de réaliser des dépôts de métaux, d'alliages de base zinc, cuivre, nickel ou étain et de céramiques sous forme de baguettes.

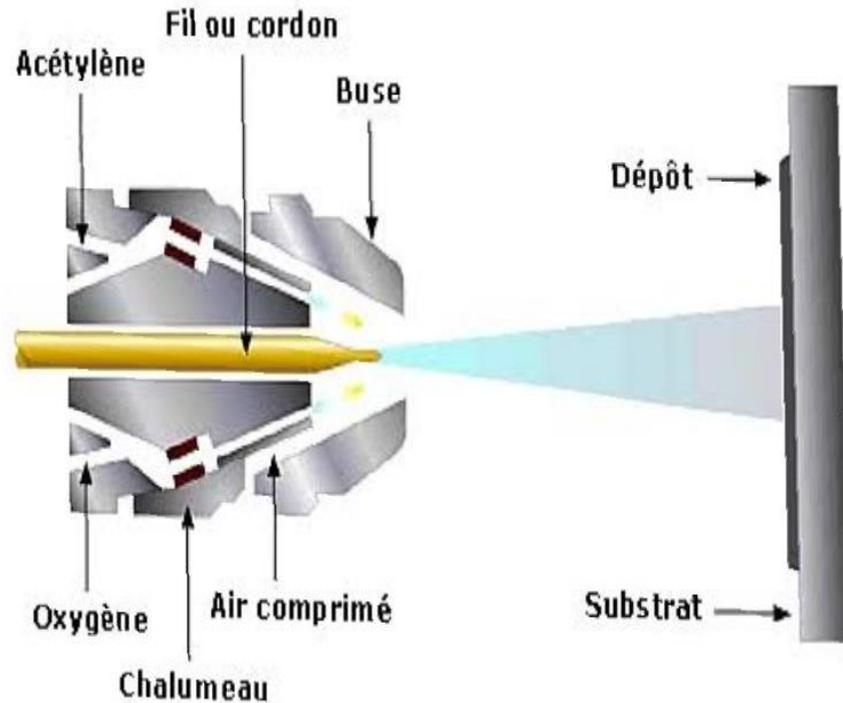


Figure I.5: Le pistolet flamme fil

I.1.4 La projection flamme fil :

Dans la projection flamme-fil, le matériau d'apport se présente sous forme de fil, de cordon, de baguette ou de fil fourré. La flamme ne sert, dans ce cas, qu'à la fonte du matériau. Les particules obtenues seront véhiculées par un flux d'air comprimé. Les matériaux d'apport les plus fréquemment utilisés sont les métaux (Zn, Al, Cu, Sn, Pb, Ni, Mo), les aciers inoxydables ou non, les alliages à base de zinc, de cuivre, de nickel ou d'étain, les céramiques (NiAl, NiCrBSi, Al_2O_3 , $Al_2O_3-TiO_2$, Cr_2O_3 , ZrO_2-CaO). Ces dernières se présentent sous forme de cordon ou de baguettes exclusivement. Ce procédé peut être mis en œuvre dans tous les domaines – aéronautique, automobile, papeterie, aciérie, sidérurgie, construction d'infrastructures – pour résoudre des problèmes d'abrasion, de corrosion, d'usure, d'isolation thermique ou électrique.[5]

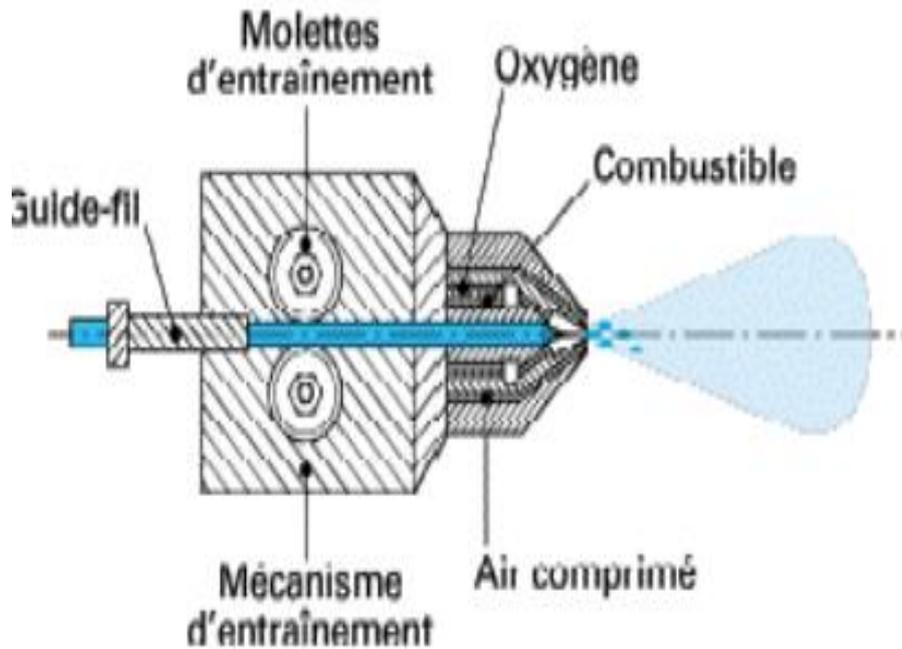


Figure I.6: Le pistolet flamme fil.

I.1.5 Projection HVOF et HVOF :

Le procédé HVOF développé par James Browning dès 1982. Utilise une flamme comme source énergétique. Un carburant sous forme gazeux ou liquide (hydrogène, propylène, propane, kérosène, éthanol) est brûlé en présence d'oxygène à haute pression dans une chambre de combustion générant une flamme qui atteint une vitesse supersonique du fait de la géométrie de la buse de la torche. La poudre est introduite dans le jet supersonique de façon radiale ou axiale. Pour les procédés de projection thermique HVOF, des vitesses supérieures à 500 m/s sont atteintes par les particules. Ces grandes vitesses donnent une énergie cinétique plus élevée permettant d'obtenir un revêtement très dense. Les faibles températures par rapport au procédé plasma garantissent une faible porosité et oxydation dans les revêtements métalliques.

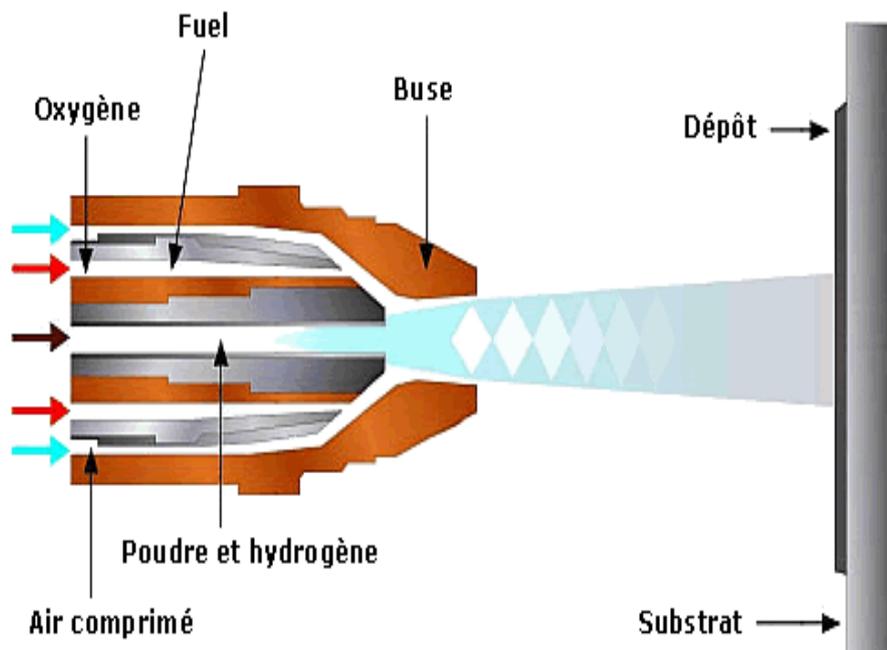


Figure I.7: Le pistolet HVOF

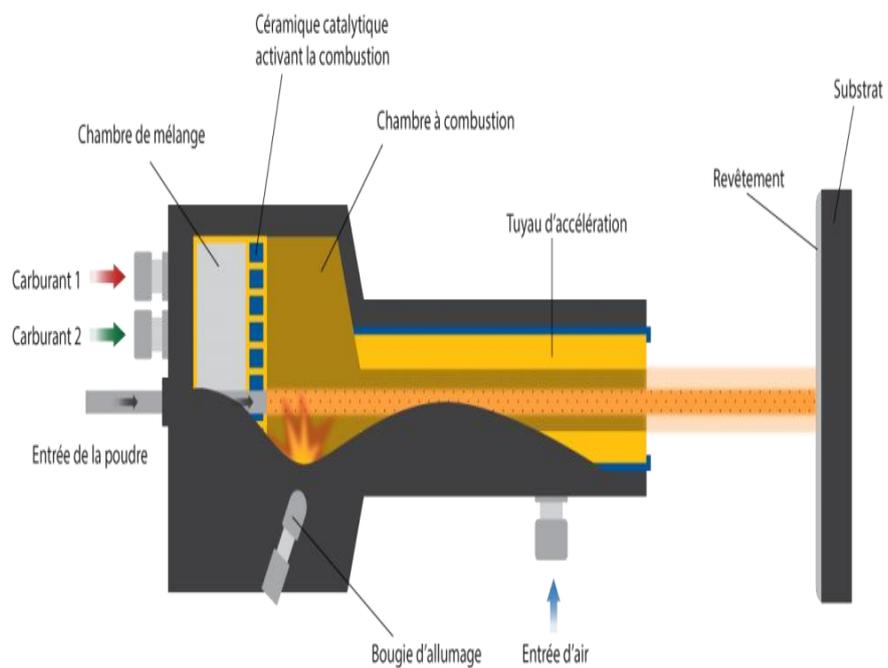


Figure I.8: Le pistolet HAVF [6]

I.1.6 Construction du dépôt :

La formation du revêtement est obtenue par l'impact, la déformation et la solidification rapide des particules sur le substrat. Le revêtement présente une structure lamellaire comportant éventuellement des oxydes, des micro-porosités, des fissurations inter et intra lamellaires, des zones de contact entre lamelles et avec le substrat plus ou moins parfaites [7] (figure I.9). La manière dont les gouttelettes s'étalent et se solidifient influe sur les caractéristiques du dépôt et notamment sur sa porosité. Par ailleurs, la formation des lamelles peut s'accompagner d'un phénomène d'éclaboussure à l'impact et /ou à la fin de la phase d'étalement. Les mécanismes d'étalement et de solidification des particules sont relativement complexes, car ils dépendent de l'énergie cinétique et thermique des gouttelettes, de leur viscosité et de leur mouillabilité vis à vis du matériau substrat, de la nature et de l'état de surface du substrat ainsi que de sa température.[8]

Le phénomène d'éclaboussure peut être réduit en diminuant la taille des gouttelettes et/ou leur vitesse d'impact en jouant sur le débit du gaz d'atomisation ou sur la géométrie des buses.[9]

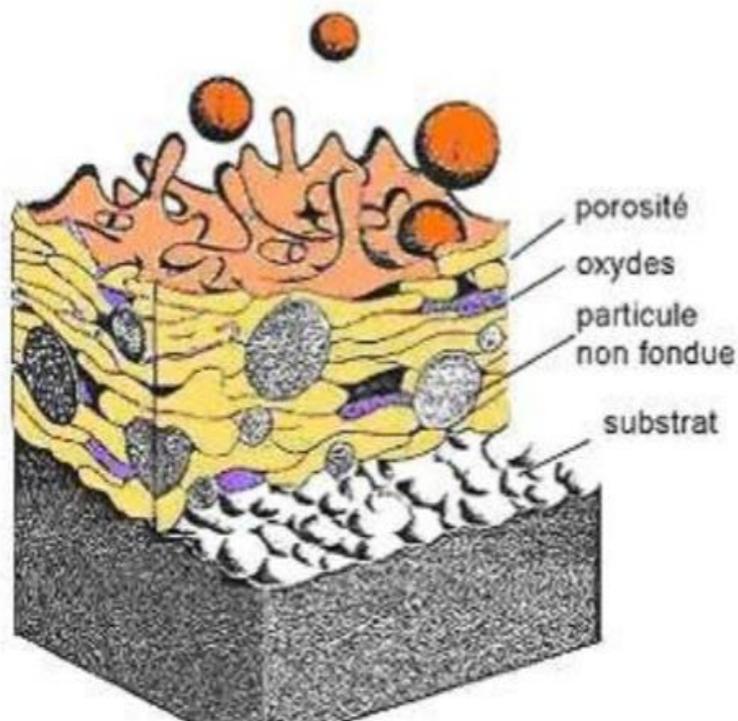


Figure I.9: Illustration schématique du mécanisme de formation d'un dépôt réalisé par projection thermique.

Outre la porosité, une caractéristique des dépôts arc-fil est leur forte teneur en oxyde comparée à celles des dépôts réalisés par d'autres techniques de projection thermique. [10]

I.1.6.1 Phénomènes d'oxydation :

L'inclusion d'oxydes dans les dépôts tend généralement à dégrader leurs propriétés, ils présentent des lamelles moins fortement liées, une composition chimique hétérogène et des contraintes internes résultant de la différence de coefficient de dilatation thermique entre oxydes et métaux. [11]

I.1.6.2. Oxydation des gouttelettes en vol :

L'importance de l'oxydation des gouttelettes en vol dépend :

- de la nature du matériau projeté.
- de la température des gouttelettes.
- du temps de séjour des particules en vol, donc de leur vitesse et de la distance de tir,
- de la quantité d'oxygène présente au voisinage des gouttelettes.
- de la cinétique des réactions d'oxydation.
- des mécanismes de diffusion de l'oxygène vers le cœur des particules. [12]

I.1.6.3 Oxydation lors de la formation du dépôt :

Il est possible de distinguer 2 types d'oxydations :

- L'oxydation des lamelles : elle est généralement peu importante car les lamelles ne sont soumises à l'air ambiant que pendant quelques microsecondes, avant qu'elles ne soient recouvertes par d'autres lamelles.
- L'oxydation entre deux passes successives : elle peut être non négligeable puisqu'il peut s'écouler quelques secondes à quelques heures entre deux passes successives suivant la taille de la pièce et la vitesse pistolet-substrat. L'étape limitant est la diffusion de l'oxygène à travers la couche d'oxyde en surface. Elle dépend en grande partie de la température du couple dépôt substrat pendant et après le tir. Cependant, ce type d'oxydation est limité en projection arc-fil car la température du substrat dépasse rarement les 200 °C.[13]

I.2 Traitement de surface :

I.2.1 Post –traitements des dépôts projetés :

I.2.1.1 Le colmatage :

Colmatage physique (ou particulaire) L'exploitation d'un aquifère composé de matériau détritique non consolidé se traduit potentiellement par une mobilisation et la mise en suspension de particules minérales fines. Ryan and Elimelech, 1996 ont identifié que les particules mobiles ayant un potentiel de colmatage du milieu poreux naturel sont de diamètre compris entre 0.11 et 100 μm . Ces particules sont généralement de diamètre inférieur au seuil de filtration des filtres installés sur la boucle géothermale (en général entre 150 et 200 μm).

I.2.2 Technique d'indentation :

La majorité des pièces de fonderie ne sont étanches ni aux gaz ni aux liquides. L'origine de ces défauts se situe dans le mode de coulée des métaux. C'est à ce stade que se forment criques, retassures, porosités, etc. Ces anomalies de fabrication sont rarement détectables à l'œil nu. L'imprégnation est le seul procédé permettant de résoudre définitivement les problèmes d'étanchéité de ces pièces. Des pièces de plus en plus complexes, des exigences qualité élevées et des contraintes de coûts ont imposé l'imprégnation comme une réponse incontournable aux problèmes de fonderie. L'imprégnation permet d'obtenir une étanchéité pouvant aller jusqu'à 10-6 bars à l'hélium et de résister à de très fortes pressions (800 bars). Dans de nombreux cas, l'imprégnation est inscrite en gamme.

I.2.2.1 Dureté des aciers inoxydable :

Austénitique : il a une teneur en nickel de plus de 7%, entre 16 et 28% de chrome, et une très faible teneur en carbone, ce qui les rend très résistants à la corrosion, ils ont une bonne malléabilité et soudabilité et excellentes propriétés mécaniques.

Ferritique : ces aciers sont essentiellement des alliages de chrome dans une fourchette de 10,5% à 30%, mais à très faible teneur en carbone (0,08% par rapport aux martensitiques), ce qui les rend économiques et avec des propriétés de résistance à la corrosion et de dureté raisonnablement bonnes. De plus, contrairement aux austénitiques, ils sont magnétiques. Certains degrés peuvent contenir du molybdène, du silicium, de l'aluminium, du titane et du niobium qui leur confèrent des caractéristiques différentes.

Martensitique : il a une teneur en carbone élevée ou faible (jusqu'à 1,2%), 12% de chrome et est construit autour du fer type 410. Sa microstructure de martensite tétragonale centrée sur le

corps, le rend durcissable par traitement thermique (par refroidissement), apporte dureté et résistance. Il est principalement utilisé pour les outils médicaux (scalpels, rasoirs et pinces internes). La martensite non trempée est de faible dureté et donc cassant.[14]

I.3. Procèdes de formation des alliages inoxydable :

I.3.1 Elaboration et mise en forme :

.1 Problèmes particuliers du travail à chaud :

Par rapport à d'autres matériaux métalliques, les aciers inoxydables possèdent certaines propriétés particulières dont il faut tenir compte lors de la mise en forme :

- ils réagissent énormément aux températures assez hautes ;
- leur résistance mécanique est élevée, surtout dans le cas des austénitiques (à froid ce sont au contraire les martensitiques les plus résistants) ;
- le grain tend à grossir à chaud et ne peut être régénéré que par corroyage ;
- le travail doit être suivi d'un recuit et d'un décapage permettant de changer la résistance à la corrosion. Les pièces massives doivent donc être chauffées lentement jusqu'à environ 800 °C avant d'être portées plus rapidement à la température de travail, qui se situe aux alentours de 1000 °C. Il faut éviter avant tout la décarburation des aciers martensitiques, le maintien prolongé à haute température des aciers ferritiques et des aciers austénitiques, dont le grain grossit facilement et se révèle difficile ou parfois même impossible à régénérer. Le refroidissement rapide à l'eau, après travail, est souvent préconisé.

2 Traitements thermiques :

C'est le plus souvent sous forme de tôles ou de tubes que l'on utilise les aciers inoxydables, et dans ce cas on est souvent obligé d'appliquer un recuit d'adoucissement après des opérations telles que l'emboutissage, pour éviter le maintien de contraintes résiduelles trop élevées. Le dégraissage avant traitement doit être particulièrement soigné, les atmosphères oxydantes sont les plus indiquées et les atmosphères carburantes doivent être proscrites. Les aciers martensitiques trouvent leur principale utilisation en construction mécanique, sous forme de pièces massives. Pour obtenir la résistance voulue, ils sont généralement trempés puis revenus. L'adoucissement s'impose généralement après l'écrouissage résultant du travail à froid. Le revenu abaissant la résistance à la corrosion, il vaut mieux utiliser une nuance moins riche en

carbone qui diminue l'intensité de la trempe et permet d'éviter un revenu à trop haute température. Les aciers ferritiques ne prennent pas la trempe mais il faut souvent les recuire, par exemple entre deux passes d'emboutissage et, dans des cas bien particuliers et après avis du producteur de l'acier, après soudure. Un trop long maintien à température élevée engendre une certaine fragilité par suite du grossissement du grain. Les aciers austénitiques et austéno-ferritiques sont adoucis par un traitement à haute température, de 900 °C jusqu'à 1150 °C, suivi d'un refroidissement aussi rapide que possible. La résistance à la corrosion, particulièrement à sa forme inter granulaire, nécessite de pratiquer autant que possible un traitement d'hypertrempe.

La détente des tensions internes peut se faire à température relativement basse, environ 400 °C ou 450 °C. Les aciers inoxydables à durcissement structural nécessitent des traitements particuliers selon les nuances

I.3.2 Les alliages ferritiques :

Ils ne prennent pas la trempe. On trouve dans cette catégorie des aciers réfractaires à haute teneur en chrome (jusqu'à 27 %), particulièrement intéressants en présence de soufre. Les aciers ferritiques sont parfois utilisés comme barrière de résistance à la corrosion (tôles plaquées, tôles revêtues, protégées) des parois d'équipements sous pression en acier utilisés dans les industries pétrochimique et chimique. Ces aciers sont souvent utilisés en lieu et place des aciers ferritiques pour la réalisation d'ustensiles de cuisine. Certains aciers ferritiques intégrant du titane dans leur composition, développent une résistance à la corrosion semblable aux aciers austénitiques.

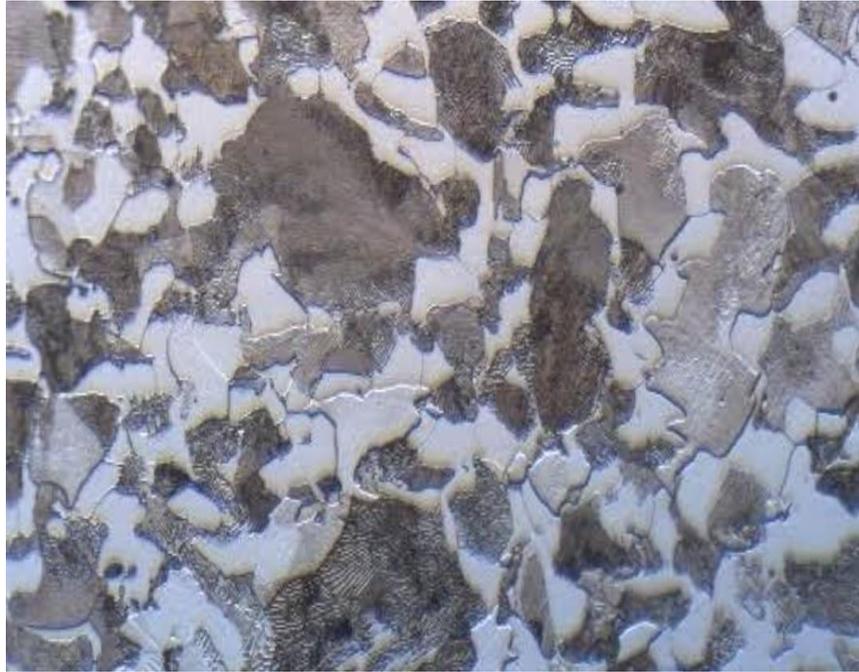


Figure I.10: Alliages ferritiques [15]

I 3.3 Les alliages austénitiques :

Ce sont de loin les plus nombreux, en raison de leur résistance chimique très élevée, de leur ductilité comparable à celle du cuivre, et leurs caractéristiques mécaniques élevées. Les teneurs en éléments d'addition sont d'environ 18 % de chrome et 10 % de nickel.

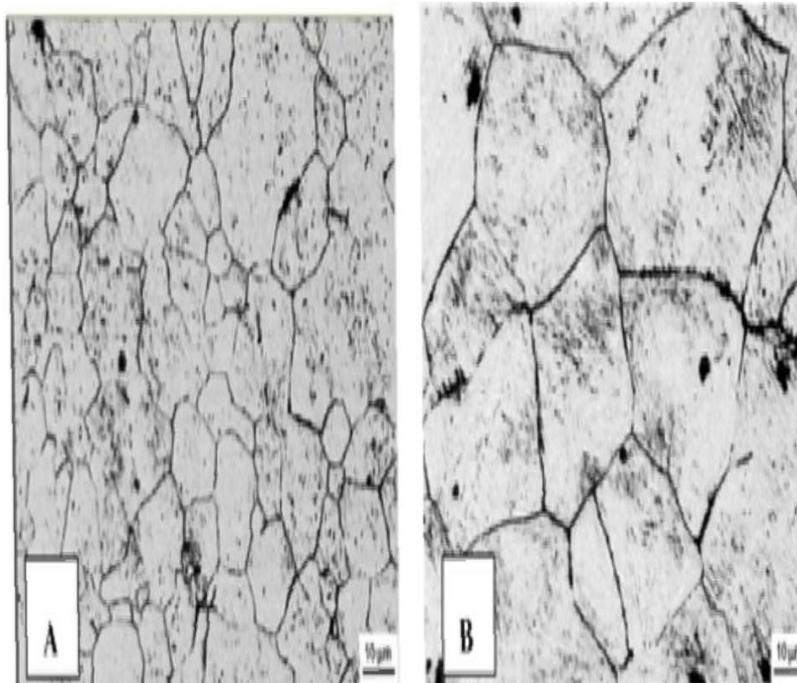


Figure I.11: Alliages austénitiques

I.3.4 Les alliages martensitique :

Ils sont utilisés lorsque les caractéristiques de résistance mécanique sont importantes. Les plus courants titrent 13 % de chrome avec au moins 0,08 % de carbone. D'autres nuances sont plus chargées en additions, avec éventuellement un faible pourcentage de nickel.

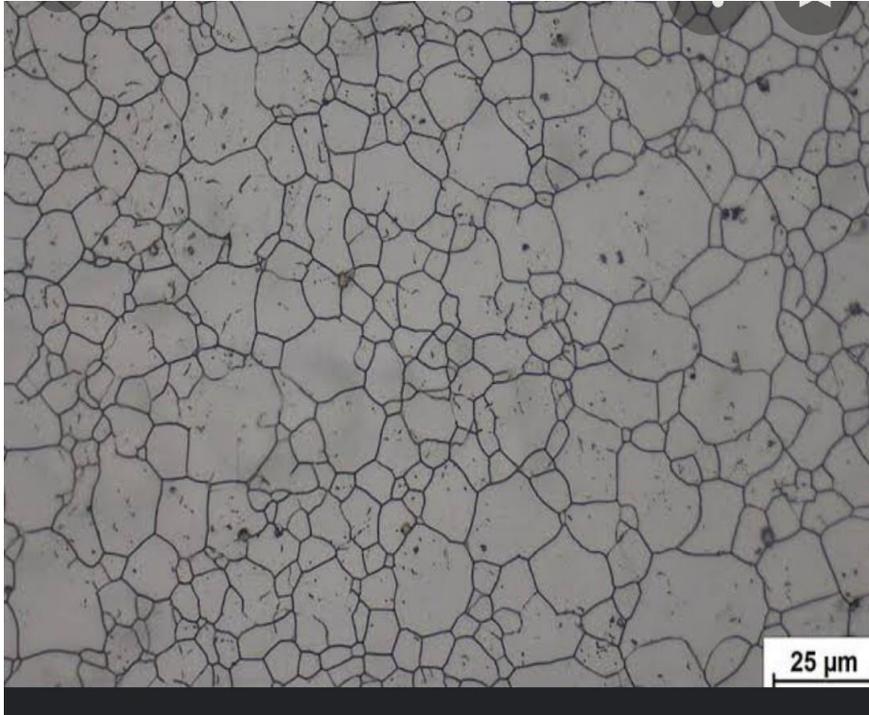


Figure I.12: Alliages martensitique [16]

I.3.5. Influence des éléments d'alliage sur la structure:

- CARBONE (C) :

Le carbone est l'élément le plus important car il influe considérablement les propriétés mécaniques de l'acier. Lorsqu'il est utilisé dans des fixations, le pourcentage varie, mais avec un maximum de 0,5%. Lorsque la teneur en carbone augmente, la résistance à la traction augmente également, mais la formabilité à froid est réduite. L'acier peut être traité thermiquement à partir d'une teneur en carbone de $\pm 0,3\%$.

-NICKEL (Ni)

Le nickel améliore l'acier grâce au durcissement, à la ténacité aux basses températures et aux propriétés non magnétiques. La combinaison d'au moins 8% de Ni avec environ 18% de Cr donne un acier inoxydable austénitique de type A2.

CHAPITRE I : Recherche Bibliographique

-CHROME (Cr)

Le chrome augmente également la trempabilité et la résistance à la traction. Selon la norme EN 10020, l'acier est uniquement qualifié d'inox lorsqu'il contient au moins 10,5% de Cr.

-MOLYBDÈNE (Mo)

Le molybdène stimule la trempabilité et réduit la fragilité due contraintes thermique à la température, ce qui rend l'acier plus résistant aux températures élevées. La résistance de l'acier à la corrosion agressive est considérablement améliorée lorsque 2-3% de Mo sont ajoutés à un alliage contenant $\pm 18\%$ de Cr et $\pm 12\%$ de Ni. Ce type d'acier inoxydable austénitique.

-MANGANESE (Mn)

Le manganèse, comme le silicium (Si), le phosphore (P) et le soufre (S), n'est normalement présent que dans l'acier sous forme d'oligo-éléments et d'impuretés. Si Mn est ajouté intentionnellement, la trempabilité et la résistance à la traction augmentent, mais l'acier est plus sensible à la surchauffe et à la fragilité.

-TITANE (Ti)

Le titane est utilisé comme élément stabilisant contre la corrosion inter cristalline dans l'acier inoxydable et d'autres métaux ; le niobium et le tantale ont le même effet.

-BORE (B)

De très petites quantités de bore, de l'ordre de 0,002% à 0,003%, améliorent considérablement la qualité de durcissement de l'acier. Avec la présence de bore, la teneur en carbone peut être limitée, améliorant ainsi la formabilité à froid. Par conséquent, l'utilisation de l'acier au bore est devenue de plus en plus populaire pour la frappe à froid.

I.3.6 Diagramme d'équilibre des aciers inoxydables :

- Système fer-chrome Fe – Cr :

Le diagramme binaire complet à l'équilibre fer-chrome (Figure I.13) montre que l'existence de la phase γ est limitée à l'intérieur d'un domaine appelé « boucle γ » ; cette situation étant due au chrome qui, compte tenu de sa structure cristallographique (cubique centrée), favorise le développement du domaine α .

CHAPITRE I : Recherche Bibliographique

- martensitique, après trempe (c'est-à-dire chauffage et maintien au-dessus de 950 °C suivi d'un refroidissement rapide) d'un alliage se situant à l'intérieur de la boucle γ . L'alliage à 13 % de chrome et 0,3 % de carbone (X30Cr13) est représentatif de cette famille,
- semi-ferritique, après chauffage puis refroidissement d'un alliage se situant dans la zone biphasée ($\alpha+\gamma$). L'alliage à 17 % de chrome et 0,06 % de carbone (X6Cr17) est le plus représentatif de cette famille,
- ferritique, après traitement thermique d'un alliage se situant à droite de la boucle γ . Il s'agit d'un alliage à teneurs élevées en chrome et en molybdène du type X3CrTiMo17 stabilisé par une addition de titane afin de prévenir le risque de précipitation de carbures de chrome. [17]

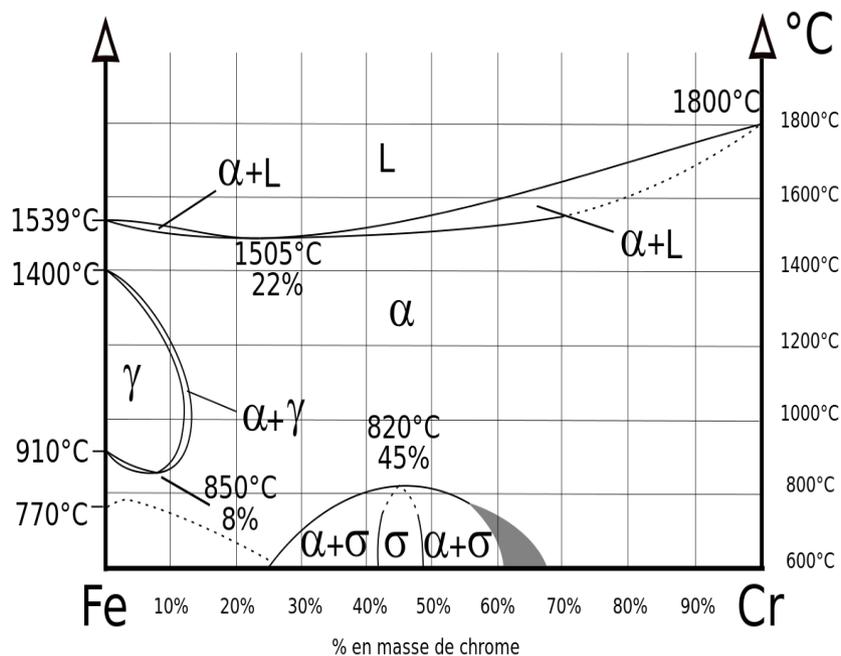


Figure I.13: Diagramme d'équilibre de phases du système fer-chrome [17]

- Système FeCrNi :

Le nickel est à l'opposé du chrome un élément dit gammagène. Il ouvre le domaine austénitique. Concrètement, l'addition de nickel augmente la taille de la boucle gamma.

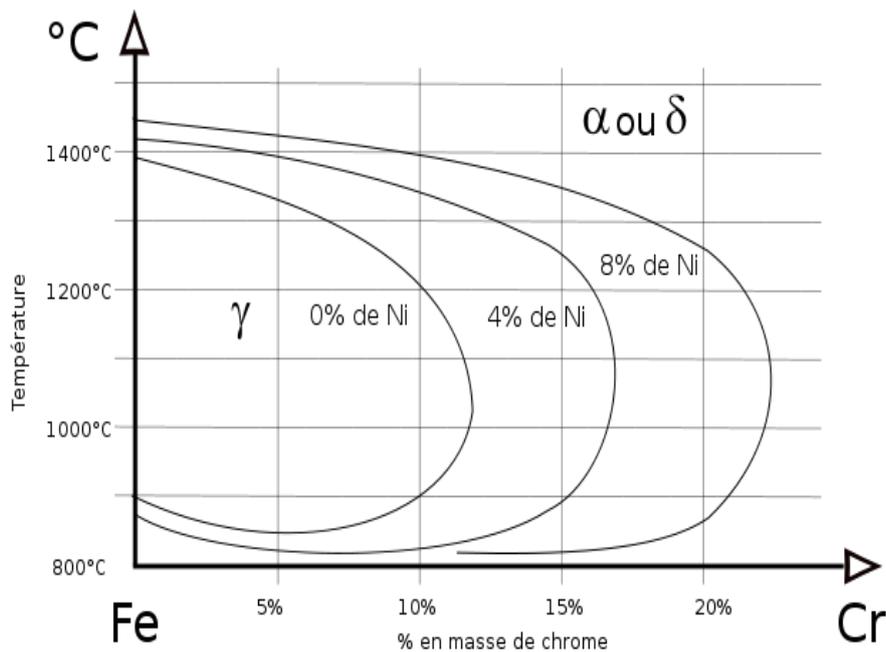


Figure I.14: Coupe du diagramme de phase ternaire Fe-Cr-Ni montrant l'évolution du domaine austénitique γ en fonction de la teneur en nickel [18]

- Système F_eC_rB :

Diagramme de phase (fecn) sous une atmosphère C_e ce diagramme est limité par le fer pur d'une part de chrome et bore. Les phases principales sont :

- Le fer α : ferrite, acier ferritique
- Le fer γ : austénite, acier austénitique
- Le chrome et bore de fer : cémentite, $FeCrB$.

On note la présence d'un eutectique et d'un eutectoïde ; ces produits cristallisent en fait sous la forme de lamelles de phases pures (fer et cémentite) empilées pour l'eutectoïde, ou sous la forme de fer pur contenant des "globules" de cémentite pour l'eutectique. Malgré la nature hétérogène de la cristallisation, l'eutectique se comporte comme s'il s'agissait d'une phase homogène. Entre 0 et 2 % massiques de chrome et bore, on parle d'acier. Entre 1,7 % et 6,67 %, on parle de fonte.

CHAPITRE I : Recherche Bibliographique

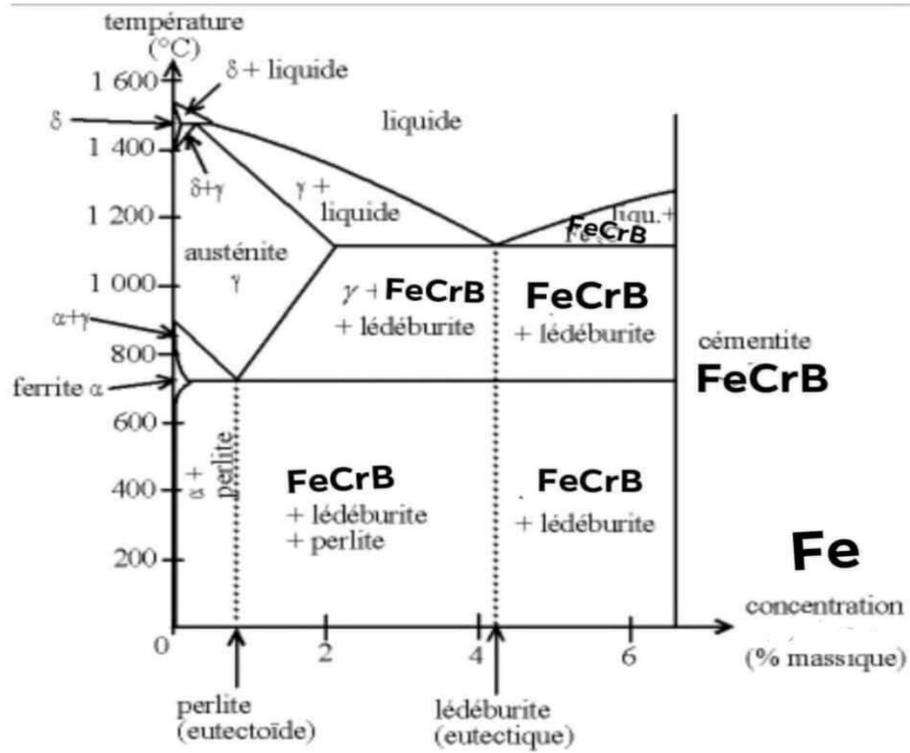


Figure I.15: Diagramme de phase ternaire FeCrB

Chapitre II :

Matériaux et techniques expérimentales

II.1 Introduction :

On présentera dans ce chapitre le procédé de projection utilisé pour l'élaboration du revêtement qui est la projection à flamme-fil. Dans la deuxième partie, on présentera les différentes techniques de caractérisation : l'analyse structurale et la caractérisation mécanique basée sur les tests de duretés.

II.2 Matériaux utilisés :

II.2.1 Élaboration des échantillons :

Des substrats en forme de rectangle ont été usinés à travers des barres en acier de type X30Cr13 et X7Cr25 ou dans le hall technologique de notre université comme indiqué dans la figure II.1



Figure II.1: Echantillon utilisé pour la projection

La composition chimique des substrats utilisés ont été déterminés à l'aide de l'analyse par fluorescence X et est présentée dans le tableau II.1.

II.2.2 Élaboration des dépôts :

Afin de bien mener l'opération de projection, il est impératif de respecter certaines étapes telles que la bonne usinabilité des échantillons, qui se représentent sous une forme bien déterminée (voir représentations des échantillons élaborés), et une préparation de la surface à savoir le sablage ainsi que quelques paramètres de projection.

II.2.2.1 Préparation des surfaces à revêtir :

Après avoir élaboré les échantillons, on a effectué les différentes opérations de préparation de surface comme suit:

➤ **Dégraissage :**

Ce traitement est d'importance capitale, dont le but est d'éliminer de la surface, toutes traces de substances organiques, huiles, produit gras, pates qui sont dues aux différentes manipulations que le matériau a subi au par avant, ces derniers sont dégraissés est nettoyés avec de l'éthanol.

Tableau II.1 : Analyse du substrat parla fluorescence des rayons X

	Fe	Ni	C	Mn	Cu	Si
A60	Bal	<0,03	0,1	0,231	0,119	0,044

II.2.2.2 Dépôts réalisés :

Dans notre travail, nous avons déposé un seul type de dépôt d'épaisseurs allant de 0,8 à 1mm:

- Un acier inoxydable de type (X30Cr13: 0,3% du carbone et 13%de chrome)
- Un acier inoxydable de type (X7Cr25: 0 ,07% du carbone et 25%de chrome et 3% bore)

Le dépôt a été réalisé avec le pistolet flamme-fil, cette nuance martensitique est utilisée pour procéder à nos essais de traitement superficiel parle procédé flamme fil Sa composition :

Tableau II.2: Composition chimique (en% massique) des aciers inoxydables X30Cr13 et X7Cr25

Elements	Fe	Cr	C	Si	Ni	Mn	B
Percentage massique de X30Cr13 (%)	Balance	12,62	0,30	0,63	0,11	0,41	0,011
Percentage Massique X7Cr25 (%)	Balance	25	0,07	0,3	0,11	0,41	3

II.3 Le procédé utilisé :

Le pistolet de projection utilisé est le pistolet flamme –fil ou le matériau d’apport se présente sous forme de fil comme le montre la figure ci-dessous, La flamme ne sert dans ce cas, qu’à fondre le matériau. Les particules obtenues sont véhiculées par un flux d’air comprimé.

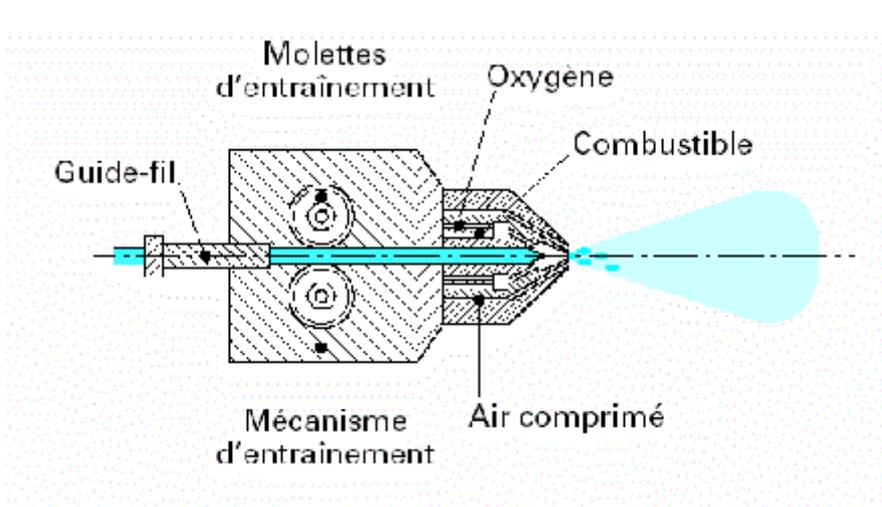


Figure II.2: Pistolet flamme fil

II.3.1 Paramètre de projection utilisé :

Les différents dépôts ont été obtenus selon les paramètres et les conditions de projections, ils sont illustrés dans le tableau suivant :

Tableau II.3: paramètres de projection à flamme fil :

Tableau II.1- Principales caractéristiques des différents procédés de projection thermique	
Caractéristique	Projection flamme – fil
Source de chaleur	Flamme oxyacétylénique
Température de flamme	3000
Transport des particules	Air comprimé
Vitesse des particules (m/s)	150
Forme de produit d'apport	Fil- cordon
Taux horaire de dépôt (kg/h)	1 à 20
Rendement moyen (1)	70
Force d'adhérence (MPa)	20 à 40
Taux de porosité (mm)	10 à 20
Épaisseur déposée (mm)	0,1 à 0,5
Exemples des matériaux d'apport	<ul style="list-style-type: none"> - Métaux - Céramique - Carbures dans matrice métallique

II.4 Traitements thermiques :

Le but des traitements thermiques appliqués aux aciers inoxydables est d'améliorer leurs caractéristiques mécaniques ou leur résistance à la corrosion. Si la qualité première des aciers inoxydables est leur tenue à la corrosion, il convient de rappeler qu'ils peuvent par traitement thermique approprié acquérir des caractéristiques mécaniques supérieures dont une grande dureté, ce qui permet des économies de matière et un allègement des structures.

La structure totalement martensitique confère aux aciers inoxydables une limite d'élasticité, une résistance mécanique et une dureté élevées. Leur ductilité est par contre moindre que celle des aciers inoxydables ferritiques ou austénitiques. Pour améliorer les propriétés mécaniques des aciers inox, un traitement de revenu est généralement favorisé. Sa formation de structures ferrito-martensitique et améliore grandissement la caractérisation mécanique mis à vis les contraintes de service.

Les traitements thermiques que nous avons effectués sur les échantillons avec des différentes températures nous avons inséré les échantillons dans le four, puis nous avons réglé la température à 1100 et les laissés pendant deux heures, puis avons baissé la température à 950 l'avons maintenue pendant une heure puis baissé pour la deuxième fois la température de 450 pour un temps de maintien d'une heure et puis on a tout de suite éteint le four.

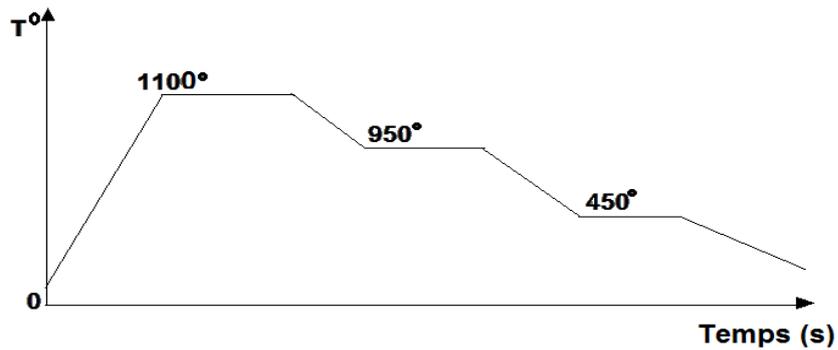


Figure II.3: mode opératoire d'un traitement thermique



Figure II.4: Recuit, après le traitement thermique

II.5 Caractérisation microstructurale :

Dans cette partie l'analyse de la microstructure des revêtements obtenus ont été effectuée à l'aide d'un microscope optique de type X30Cr13 et X7Cr25 de l'Université de Bejaia .

II.5.1 Le polissage mécanique :

Après les traitements thermiques, différentes polisseuses ont été mise à notre disposition pour élaborer le polissage avec le papier abrasif de plus en plus faible de 120 jusqu'on arrive 2000 montrée sur la figure ci-dessous



Figure II.5: Différents types de polisseuses

II.5.2 Attaque chimique :

L'observation de la microstructure des phases de l'acier inoxydable peut nécessiter la révélation des joints de grains par une attaque chimique, en particulier si le matériau est bien homogène en composition. Le réactif utilisé est l'eau régale.

II.6 Méthodes caractérisation de microstructure par DRX :

II.6.1 Microscopie optique :

La microscopie optique permet l'observation micrographique sur les surfaces des échantillons subissent un polissage mécanique classique, puis sont attaquées au réactif de l'eau régale temps d'attaque 1min. L'observation micrographique est effectuée à l'aide d'un microscope optique. Le principal intérêt de cette méthode simple et efficace est la mise en évidence de la microstructure du matériau, la dimension et la forme des grains et les différentes phases en présence mais sa résolution est limitée à 0,2 μm .

II.6.3 Métallographique :

L'observation de l'acier a été réalisée à l'aide d'un microscope optique de marque « CARL ZEISS », avec des grossissements allant de 100 à 400. Avant d'être vu au repris au microscope optique, l'échantillon a subi les opérations suivantes:

Un polissage en utilisant du papier abrasif de granulométrie allant 120 à 2000 Une finition qui est réalisée avec un feutre imbibé de lubrifiant et de pâte diamantée (3 μ m). Une attaque chimique qui s'effectue par immersion de l'échantillon fraîchement poli et sec dans une solution de Netal 4% (4% col. HNO₃ et 96% vol. Éthanol). L'attaque est arrêtée après quelques secondes (30 secondes).

L'échantillon est rincé par la suite avec l'eau. Le but de l'attaque chimique est de créer un contraste révélant la microstructure de l'acier étudié. Le but de l'attaque métallographique est de créer un contraste révélant la microstructure de l'acier étudié.



Figure II.6: Microscope optique

II.6.2 Diffraction des rayons X :

Les rayons X sont des radiations électromagnétiques de nature ondulatoire. Ils résultent du choc d'électrons rapides contre une cible métallique appelée anticathode mais seulement 1% de l'énergie est transformée en énergie de radiation X, le reste donne naissance à une grande

quantité de chaleur. Lorsqu'un faisceau de rayons X tombe sur la matière, une partie de l'énergie est absorbée et l'autre transmise ou diffusée.

La matière va émettre un rayonnement de même longueur d'onde que le rayonnement incident mais dans des directions différentes de celle du fais ce au initial. Chaque atome va être la source d'un rayonnement diffusé et l'onde observée dans une direction donnée sera la résultante de la super position de son des provenant de chaque atome. L'intensité de son des Elémentaires émises par chaque atome est très faible. Pour qu'elle soit suffisante, il faut que les ondes diffusées par les atomes d'un même cristal soient en concordance de phase.

II.7 La dureté :

Les essais de dureté représentent un outil utile pour l'évaluation des matériaux, le contrôle qualité des processus de fabrication et pour la recherche et le développement.

Ils donnent une indication sur les propriétés d'un matériau, telles que sa robustesse, sa ductilité et sa résistance à l'usure. Dans cette application, nous allons considérer la dureté par empreinte que l'on peut définir comme une mesure de la résistance d'un matériau a la déformation plastique.

Le résultat obtenu lors de l'essai va dépendre de la méthode d'essai utilisée, c'est-à-dire l'essai va dépendre de la charge et de la durée, du type de pénétrateur (géométrie/matériau) et de l'application de la méthode d'essai. L'essai de dureté utilisé dépend du type de matériau, de la dimension de la pièce et de son état. Donc, la méthode utilisée devrait toujours être indiquée avec le résultat obtenu. Il existe différents standards disponibles qui, si correctement suivis, peuvent assurer un résultat fiable. Toutes déviations des valeurs standards, par exemple la durée de l'essai, devront être notées dans le rapport de dureté. Lors des essais de dureté, il est important de garder sous contrôle les paramètres influençant l'essai a fin de garantir la précision et la répétabilité.



Figure II.7: micro d'uroromètre

II.7.1 Essai Rockwell :

Principe de l'essai : le pénétrateur peut être une bielle en acier trempé, ou un cône en diamant, et la charge d'essai peut prendre plusieurs valeurs. La dureté définie à partir de la différence de profondeur de pénétration après application de la charge. Le pénétrateur est appliqué sur la surface de la pièce avec une pré charge F_0 . Il descend alors à un niveau qui sert d'origine aux mesures de profondeur ultérieures.

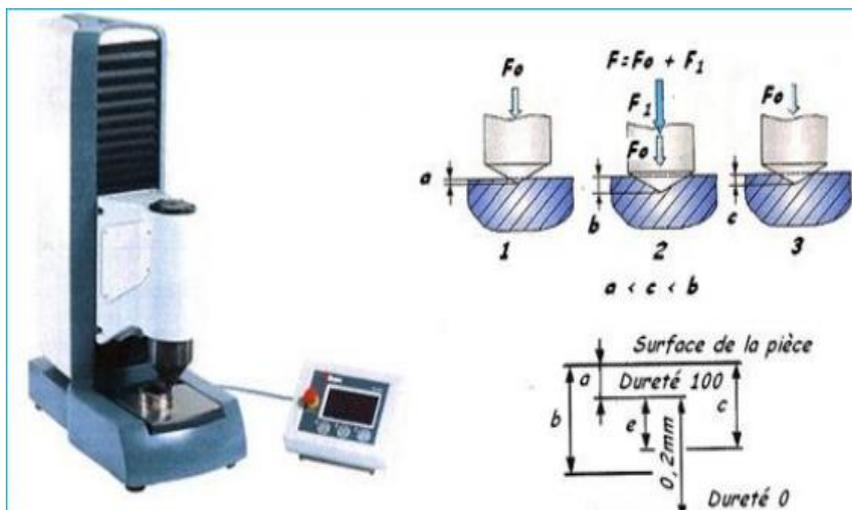


Figure II.8: Essai Rockwell

- Une surcharge F1 est appliquée, pour atteindre la valeur de la charge totale F.
- La surcharge est retirée, entraînant une remontée du pénétrateur (retour élastique).
- On mesure alors à l'aide d'un comparateur l'accroissement h de la profondeur de pénétration, entre le début et la fin de l'essai sous pré charge F0.

La dureté Rockwell, noter HRC dans la figure II.7, est un nombre sans dimension compris entre 0 et 100 (ou 130), défini comme le complément de h à une profondeur de référence de 0.2mm (respectivement 0.26mm) Partagée en cent (respectivement 130) graduation identiques.

II.8 Oxydation :

II.8.1 Procédure d'oxydation :

Les échantillons ont été pesés sur une balance de type KERN ayant une précision de 10^{-5} , mg avant L'immersion dans la solution salée, après une nouvelle pesée permet de noter une variation de masse en fonction du temps d'eau phénomène d'oxydation.



Figure II.9 : Balance analytique

Cette opération répétée plusieurs fois nous a permis d'enregistrer la variation relative de masse cours du temps.

II.8.2 Méthode d'oxydation :

Les deux aciers (X7Cr25, X30Cr13) ont subi une oxydation avec l'eau de mer d'ici pendant 21 jours et observer par microscope optique chaque 3 jours.

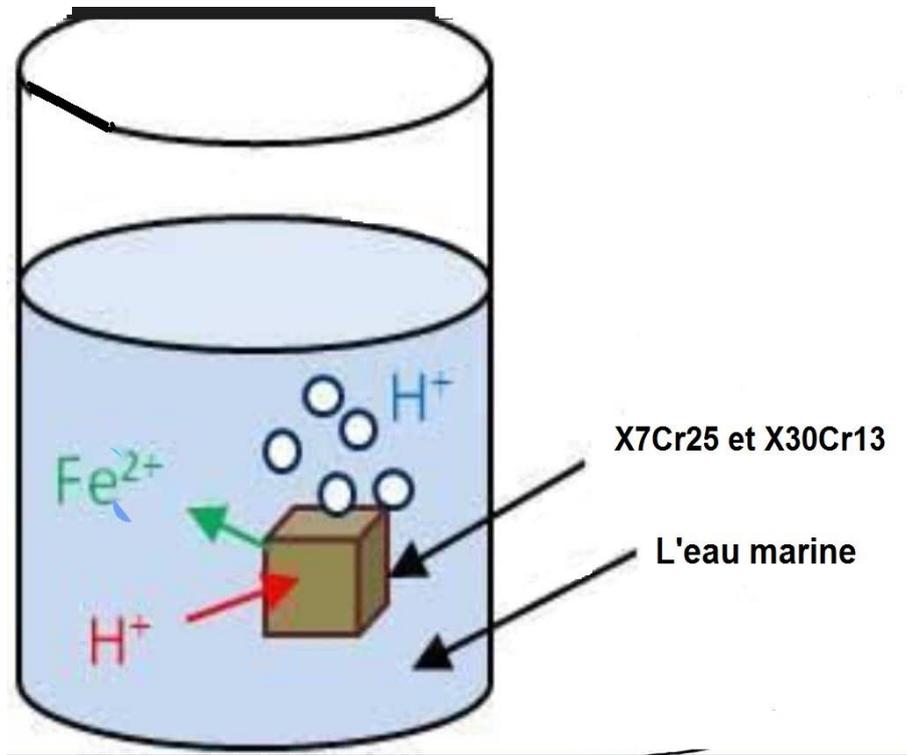


Figure II.10: Schéma de principe de corrosion

Chapitre III :

Résultats et interprétations

III.1 Introduction :

Dans ce chapitre, nous présentons en premier lieu la caractérisation microstructurale des dépôts non traités et traités moyennant microscope optique. Ces revêtements déposés sont élaborés par le procédé de projection thermique à flamme-fil, en second lieu nous présentons les résultats de dureté en suite, nous décrivons les résultats obtenus de l'observation métallographique sur les dépôts, ainsi ceux que nous avons obtenus après le test de la corrosion.

III.1.1Métallographiedesdépôts :

Les différentes morphologies sur les surfaces transversales observées par un microscope optique au niveau des dépôts illustrés par les figures ci-après:

III.1.1.1Microstructuredesdépôtsissusdel'acier inoxydable X7Cr25 :

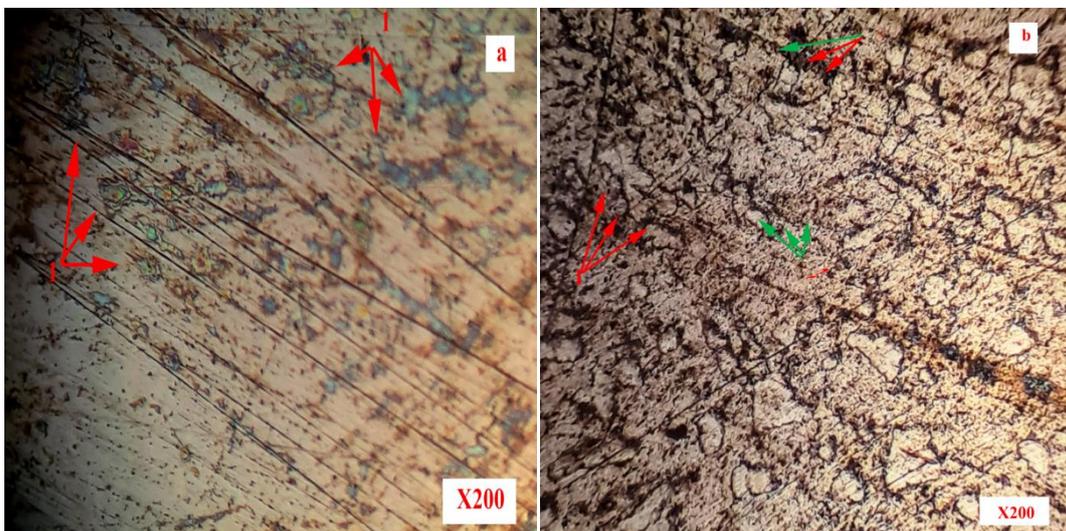


Figure III.1 : Microstructure du dépôt X₇Cr₂₅ : a- non traité ; b- traité.

Les observations métallographiques effectuées au niveau des dépôts issus de l'acier inoxydable X₇Cr₂₅ traités et non traités, nous montre des porosités qu'on peut dire que leurs origines est due à l'air piégé entre les différentes couches déposées, alors que pour les dépôts traité on observe une diminution de celle-ci, ceci est probablement dû au traitement thermique qui a favorise le colmatage de la porosité.

Pour le dépôt non traite on observe une phase claire qui correspond surement a la phase matriciel austénitique de notre dépôt, avec beaucoup de joint de grain en région limitrophe, après traitement thermique on remarque clairement qu'il subsiste une deuxième phase sombre en plus de la claire, on remarque aussi que les joint de grain sont moins dense, ce qui nous renseignent sur le phénomène de la croissance des grains.

III.1.1.2 Microstructure des dépôts issus de l'acier inoxydable X₃₀Cr₁₃:

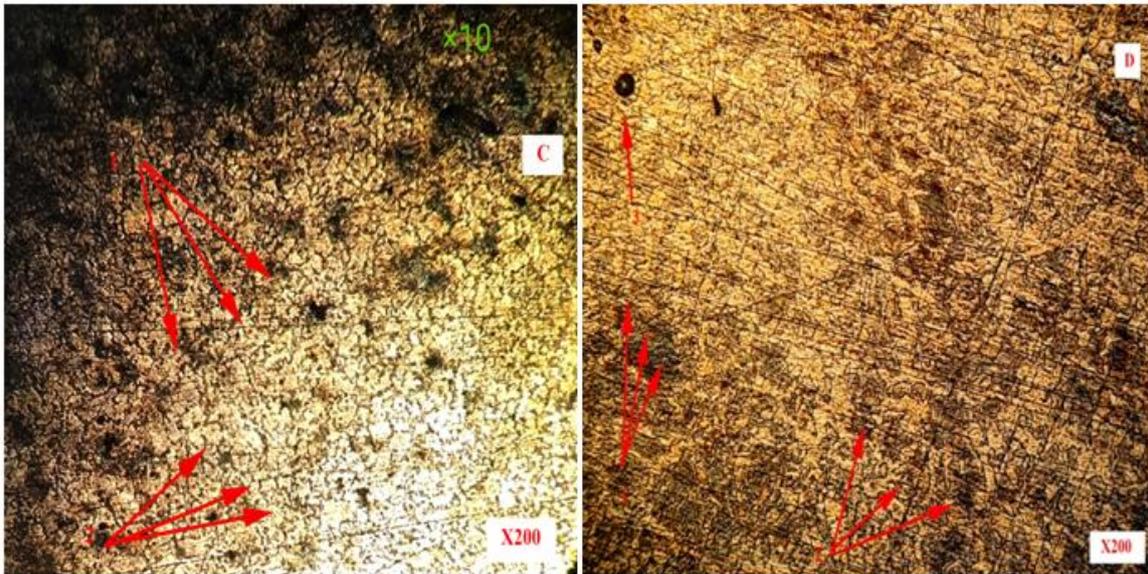


Figure III.2 : Microstructure du dépôt X₃₀Cr₁₃ : a- non traité ; b- trait

Les observations métallographiques effectuées au niveau des dépôts issus de l'acier inoxydable X₃₀Cr₁₃ traités et non traités, nous montre des porosités qu'on peut dire que leurs origines sont dues à l'air piégé entre les différentes couches déposées, alors que pour les dépôts traités on observe une diminution de celle-ci, ceci est probablement dû au traitement thermique qui a favorise le colmatage.

Pour le dépôt non traite on observe une phase claire qui correspond surement à la phase matricielle austénitique de notre dépôt, avec beaucoup de joint de grain en région limitrophe, après traitement thermique on remarque clairement qu'il subsiste une deuxième phase sombre en plus de la claire, on remarque aussi que les joint de grain sont moins dense, ce qui nous renseignent sur le phénomène de la croissance des grains.

III.1.2 Diffraction des rayons X (DRX) :

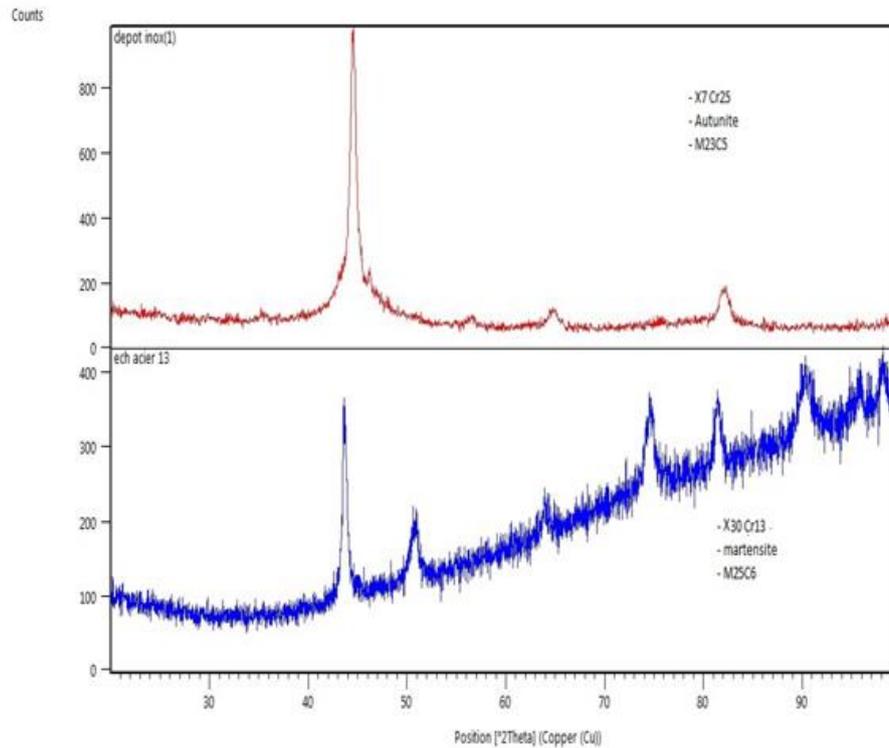


Figure III.3: Diffraction des rayons x

D'après le spectre DRX du dépôt réalisé par projection thermique, on distingue la présence de plusieurs phases.

Dépôt X7Cr 25:

- Le spectre DRX nous montre une phase principale qui est de l'austénite Cubique a face Centrée (CC) avec un paramètre de maille 3.586 angstrœm
- Le spectre DRX nous montre aussi l'apparition de carbure composé de structure hexagonal, ces carbures sont de type $M_{23}C_5$, d'après la forme de ce compose on peut dire que la maille est déformée.
- On peut aussi dire qu'il pourra subsister des oxydes de chrome, ceci est dû à la température de la particule en fusion est très supérieure à 1200°C pendant le processus de pulvérisation à arc. Cependant, de grandes quantités de Fer réagissent avec l'oxygène pendant le processus de revêtement et forment des oxydes.

Dépôt X30Cr13:

- Le spectre DRX du dépôt X30Cr13, nous montre une phase principale qui est de la martensite avec une proportion présente de ferrite Cubique Centrée (CC) avec un paramètre de maille 2.84 angstrœm
- Le spectre DRX nous montre aussi l'apparition de carbure composé de structure orthonombique, ces carbures de plusieurs type $M_{23}C_6$, Fe_7C_3 , $(Cr, Fe) C$, d après les paramètres de maille de ces carbures on peut se prononce que ces des carbures de grande taille.
- On peut aussi dire qu'il pourra subsister des oxydes de chrome, ceci est dû à la température de la particule en fusion est très supérieure à 1200°C pendant le processus de pulvérisation à arc. Cependant, de grandes quantités de Fer réagissent avec l'oxygène pendant le processus de revêtement et forment des oxydes.

III.1.3Caractérisation mécanique:

Les essais de dureté Rockwell. Sous une charge de 981N, sur les dépôts projetés par le procédé flamme fil.

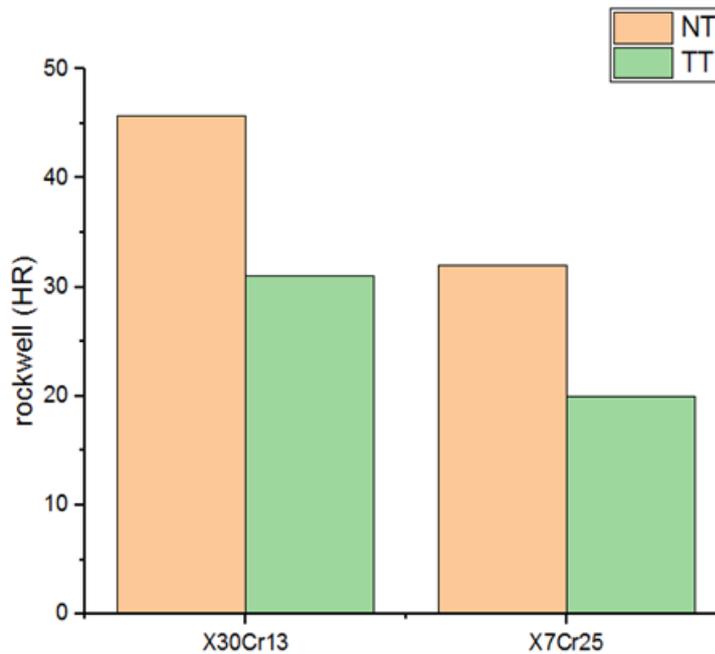


Figure III.4: Dureté Rockwell des différents échantillons

La figure III.4 nous montre l'étude de dureté HRC des différents échantillons :

- On remarque une diminution de dureté X7Cr25 traité 32HRC par rapport à X30Cr13 non traité 20 HRC.
- On remarque une diminution de dureté X13Cr13 traité 31HRC par rapport à X30Cr13 non traité 46,67 HRC.
- On remarque que X30Cr13 traité a une dureté 31 HRC plus grand de celle de X7Cr25 traité qui est de 20HRC.

L'histogramme nous montre que les résultats obtenus de dureté en fonction des échantillons traite et non traite, en remarque avec le traitement thermique les échantillons traite leur dureté diminue par rapport au non traite. Ceci est probablement de l'augmentation de taille des grains et aussi la décomposition de liaison du carbure de type $M_{23}C_3$.

III.1.3.1 Profil de dureté HRC des différents dépôts :

Ont été effectuées sur des surfaces polies, les valeurs représentent la moyenne de trois essais, les résultats obtenus lors des essais de dureté sur l'échantillon (X7Cr25, X30Cr13) sont donnés par tableau ci-dessous:

1- Pour : X7Cr25

Longueur (cm)	1	1.5	2	Dureté Moyenne
Dureté HRC avant traitement	31	32	33	32
Dureté HRC après traitement	19	18	23	20

Tableaux III.1: Mesure de la dureté HRC X7Cr 25

On remarque que la dureté de l'acier reste relativement homogène entre les différentes zones analysées, ceci est peut-être dû aux effets d'homogénéisation du traitement thermique.

- **Avant traitement thermique pour le dépôt X7Cr25:**

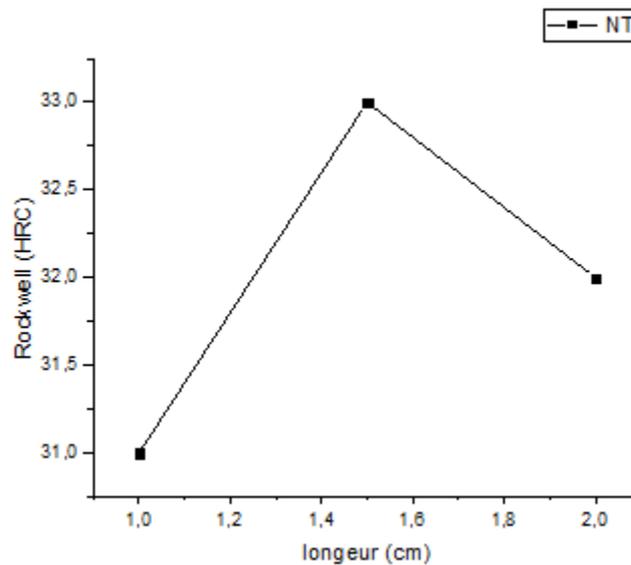


Figure III.5 : Profil de dureté HRC de dépôt X7Cr25 non traité thermiquement

La figure III.5 nous montre la variation des mesures de dureté HRC des dépôts X7Cr25 non traité thermiquement : En remarque une augmentation de dureté de 31HRC à 33HRC qui donne une moyenne de 32 HRC.

Que l'acier a une dureté relativement homogène (pas de variation importante entre les différentes zones balayées) car sa structure est ferrito-perlitique homogène.

- **Après traitement thermique pour le dépôt X7Cr25 :**

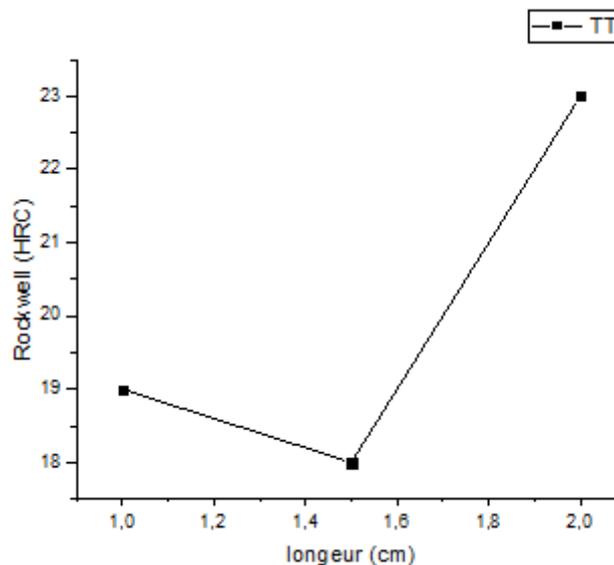


Figure III.6 : montre-le profil de dureté HRC de dépôt X7Cr25 traité thermiquement

La figure III.6 nous montre la variation des mesures de dureté HRC des dépôts X7Cr25 traité thermiquement, de ces résultats on peut dire :

On remarque une légère diminution de dureté de 19 HRC jusqu'à 18 HRC après il y a une petite augmentation jusqu'à 22 HRC et qui donne une moyenne de 20 HRC.

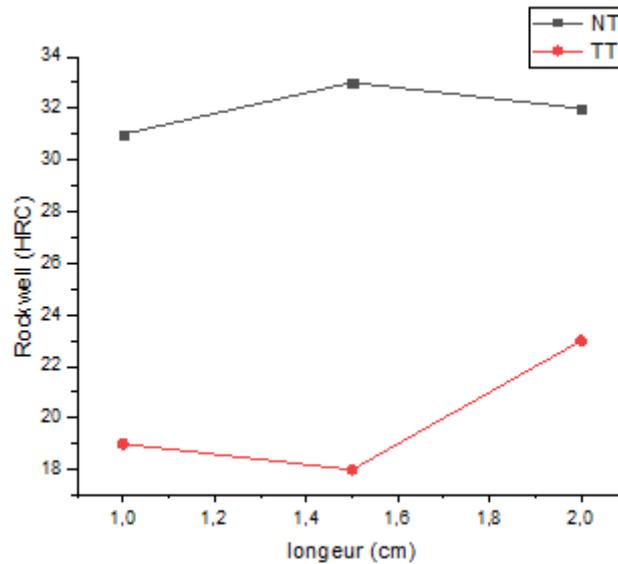


Figure III.7: étude comparative de la dureté pour le dépôt X7Cr25 après et avant le traitement

La figure III.7 nous montre l'étude comparative de dureté HRC des dépôts X7Cr25 traité thermiquement et ceux non traité, de ces résultats on peut dire :

Que la dureté diminue par rapport au non traite. Ceci est probablement de l'augmentation de taille des grains et aussi la décomposition de liaison du carbure de type M_7C_3 .

2- Pour : X30Cr13

Longueur (cm)	1	1,5	2	Dureté Moyenne
Dureté HRC avant traitement	46	50	41	45.67
Dureté HRC après traitement	32	31	30	31

Tableau III.2 : Mesure de la dureté HRC X30Cr13

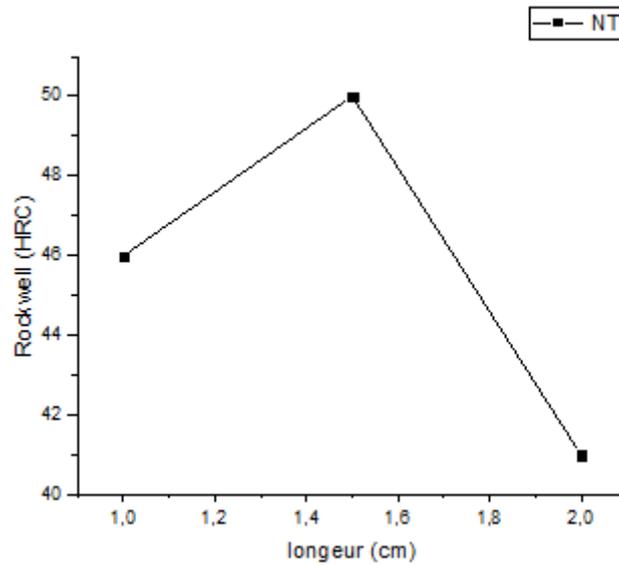


Figure III.8: Profil de dureté HRC de dépôt X30Cr13 non traité thermiquement

La figure III.8 montre la variation des mesures de dureté HRC des dépôts X30Cr13 non traité thermiquement :

En remarque une augmentation de dureté de 46HRC à 50HRC et petite diminution jusqu'à 41 HRC et qui donne une moyenne de 46,67 HRC.

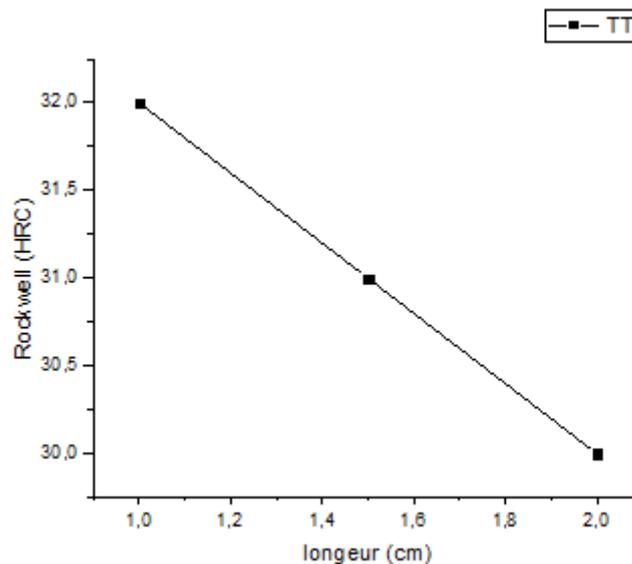


Figure III.9 : Profil de dureté HRC de dépôt X30Cr13 traité thermiquement

La figure III.9 montre la variation des mesures de dureté HRC des dépôts X30Cr13 traité thermiquement :

En remarque diminution de 32 jusqu'à 30 HRC et qui donne une moyenne de 31 HRC.

Que la dureté diminue par rapport à l'état brut, par contre nous remarquons une petite variation de la dureté, cela est due à sa structure qui contient des plages ferritiques et perlitiques de proportion différentes.

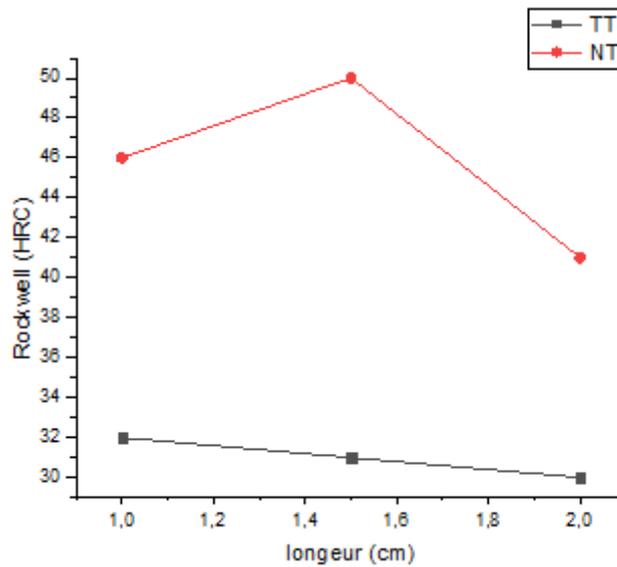


Figure III.10 : étude comparative de la dureté pour le dépôt $X_{13}Cr_{30}$ après et avant le traitement

La figure III.10 nous montre l'étude comparative des duretés HRC des dépôts $X_{13}Cr_{30}$ traité thermiquement et ceux non traité, de ces résultats on peut dire :

Que la dureté diminue par rapport au non traité. Ceci est probablement de l'augmentation de taille des grains et aussi la décomposition de liaison du carbure de type M_7C_3 .

III.1. 4 Les résultats de corrosion :

Temps (Jours)	3	6	9	12	15	18	21
Dm (g) X7Cr25 N.T	0,0139	0,0101	0,0251	0,0228	0,0203	0,0056	0,0652
Dm (g) X7Cr25 T.T	0,0084	0,0143	0,0804	0,0773	0,0177	0,0364	0,0468
Dm (g) X30Cr13 N.T	0,010	0,0113	0,0661	0,1271	0,1225	0,0938	0,0830
Dm (g) X30Cr13 T.T	0,0106	0,0104	0,133	0,1447	0,1460	0,0480	0,0436

Tableau III.3 : résultats de corrosion de X7Cr25 et X30Cr13 traité et non traité

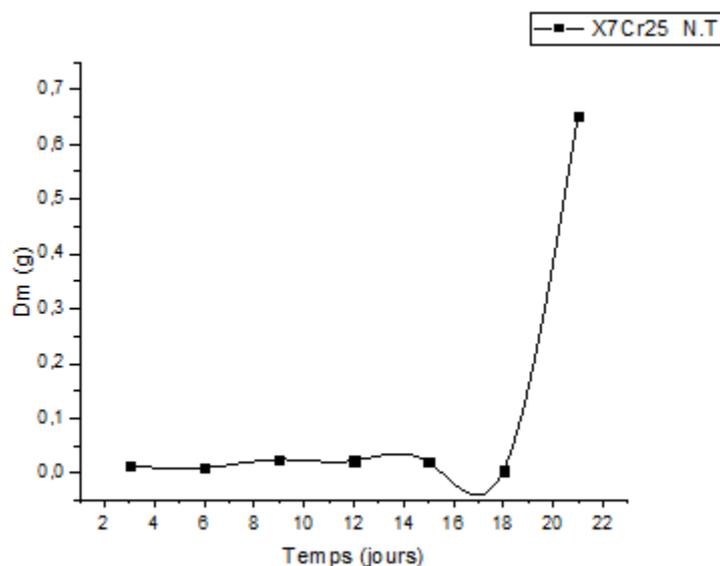


Figure III.11 : Courbe corrosion X7Cr25 non traité

On remarque 3 jours à 6 jours une légère diminution Dm 0,0139g jusqu'à 0,0101g et du à la corrosion par perte de densité, de 6 jours a 9 jours une petite augmentation Dm 0,0101g jusqu'à 0,0251g et du à la corrosion par piqûre, 9 jours à 15 jours on remarque une stabilité et du à la corrosion uniforme, de 15 jours à 18 jours une petite diminution Dm 0,0251g jusqu'à 0,0203g

dû à la corrosion perte de densité, et de 18 jours 21 jours augmentation Dm 0,0056g jusqu'à 0,0652 g et dû à la corrosion par piqûre.

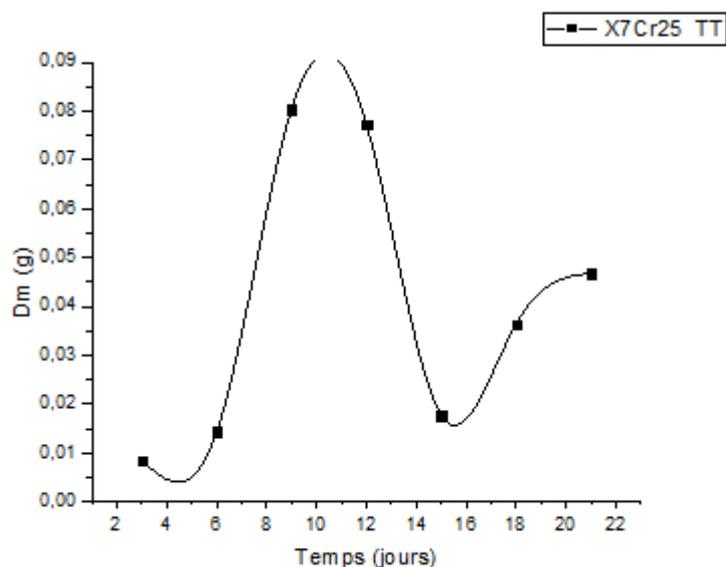


Figure III.12 : Courbe corrosion X7Cr25 traité

En remarque dans la Figure III.12 que 3 jours à 5 jours une léger diminution Dm 0,0084g jusqu'à 0,0143g il est dû à la corrosion par perte de densité, de 5 jours à 10 jours une petite augmentation Dm 0,0143g jusqu'à 0,0804g et dû à la corrosion par piqûre, 10 jours à 16 jours, on remarque une petite diminution Dm 0,0804g jusqu'à 0,0177g dû à la corrosion perte de densité, et de 18 jours 21 jours augmentation Dm 0,0364 g jusqu'à 0,0468g et dû à la corrosion par piqûre.

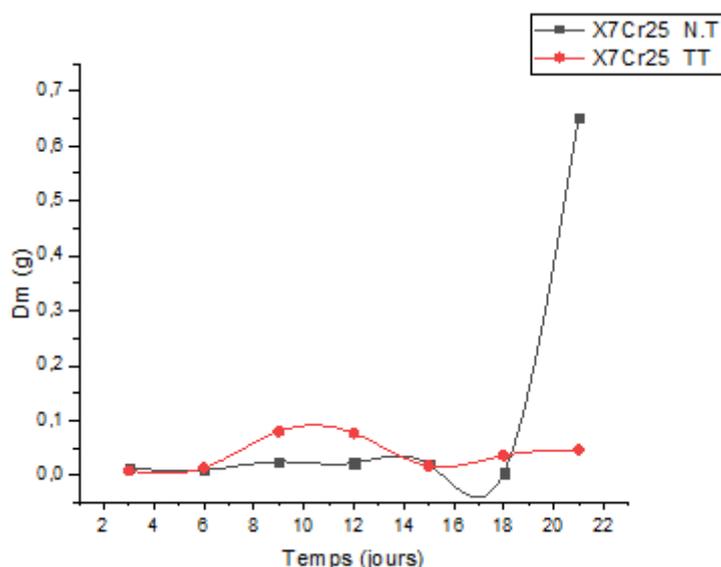


Figure III.13 : étude comparative de corrosion X7Cr25 traité et non traité

La figure III.13 nous montre l'étude comparative de duretés corrosion dépôts X7Cr25 traité thermiquement et ceux non traité, de ces résultats on peut dire :

- 3 jours à 5 jours on remarque la diminution Dm pour les deux dépôts traité et non traité.
- 5 jours à 15 jours une stabilité pour le dépôt non traité, et en remarque une augmentation suivie d'une diminution de Dm pour le dépôt traité.
- 15 jours à 21 jours on remarque une augmentation Dm pour les deux dépôts traité et non traité.

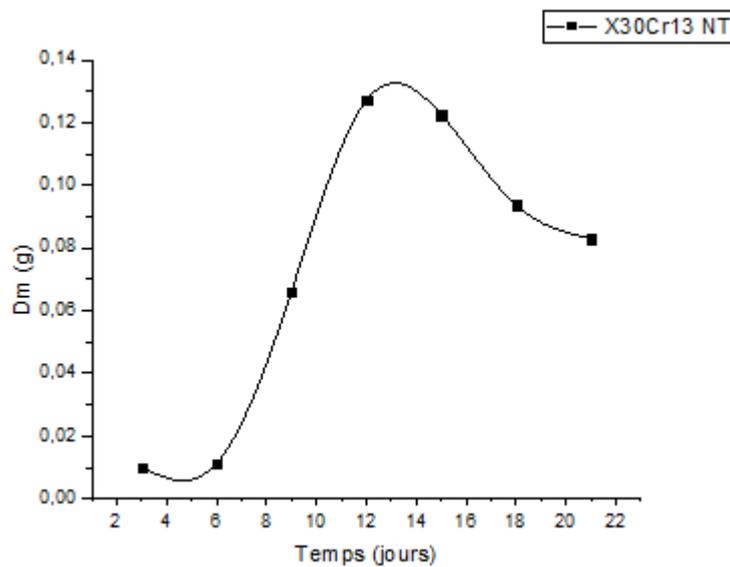


Figure III.14 : Courbe corrosion X30Cr13 non traité

On remarque dans la (Figure III.14) 3 jours à 12 jours une augmentation Dm 0,01g jusqu'à 0,1271g il est dû à la corrosion par piqûre, 12 jours à 21 jours en remarque une diminution Dm 0,13g jusqu'à 0,0830g et dû à la perte de densité.

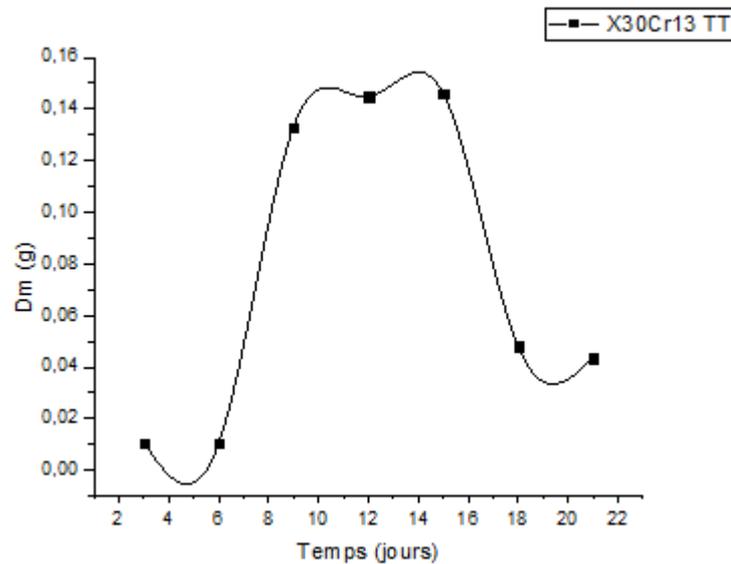


Figure III.15: Courbe corrosion X30Cr13 traité

En remarque dans la (Figure III.15) 3 jours à 5 jours une léger diminution Dm de 0,0106 g jusqu'à 0,0104 g et dû à la corrosion par perte de densité, de 5 jours a 10jours une augmentation Dm de 0,0104 g jusqu'à 0,1447 g et dû à la corrosion par piqûre, 10 jours à 15jours en remarquant une stabilité et dû à la corrosion uniforme, de 15 jours à 21jours une diminution Dm 0,1460 g jusqu'à 0,0480 g dû à la corrosion perte de densité.

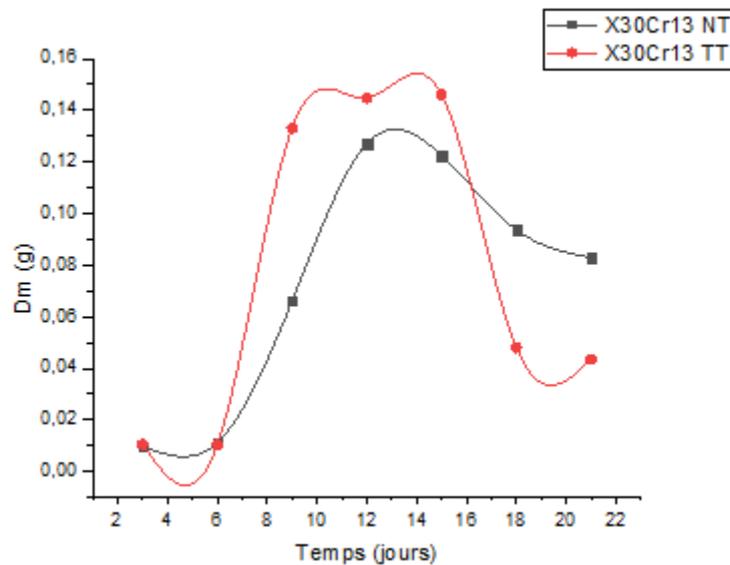


Figure III.16: Courbe corrosion X30Cr13 traité et non traité

La figure III.16 nous montre l'étude comparative de corrosion dépôts X30Cr13traité thermiquement et ceux non traité :

- 3 jours à 6 jours en remarque la diminution D_m pour les deux dépôts traité et non traité, un peu plus pour le dépôt traité.
- 6 jours à 15 jours en remarque une augmentation de D_m pour les deux dépôts traité et non traité, et en remarque dépôt traité augmente plus que celle non traité, suivie d'une stabilité pour le dépôt traité.
- 15 jours à 21 jours en remarque diminution D_m pour les deux dépôts traité et non traité, un peu plus pour le dépôt traité.

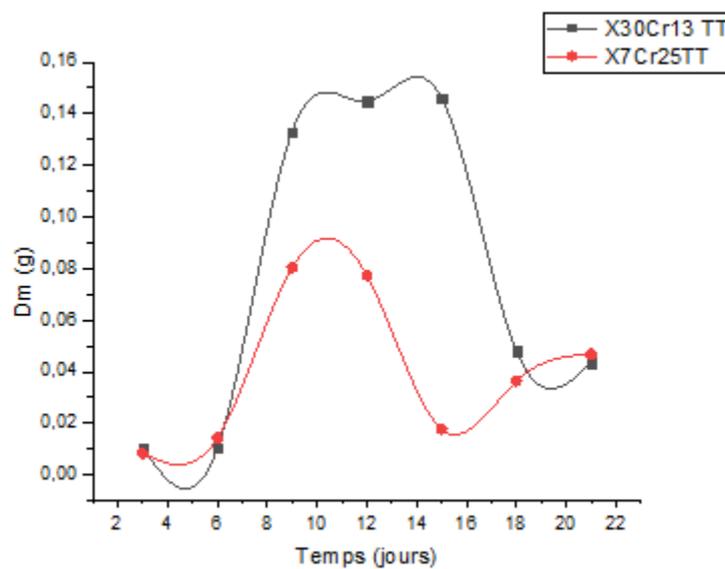


Figure III.17: Courbe corrosion X30Cr13 et X7Cr25 traité

La figure III.17 nous montre l'étude comparative de corrosion dépôts X7Cr25 et X30Cr13 traité thermiquement :

- 3 jours à 6 jours on remarque la diminution D_m pour les deux dépôts, un peu plus pour le dépôt X30Cr13.
- 6 jours à 10 jours on remarque une augmentation de D_m pour les deux dépôts encore plus pour le dépôt X30Cr13 traité.
- 10 jours à 16 jours on remarque une diminution D_m pour le dépôt X7Cr25 traité et une stabilité pour le dépôt X30Cr13 traité.

- 16 jours à 21 jours on remarque diminution Dm pour le dépôt X30Cr13 traité et augmentation Dm pour le dépôt X7Cr25 traité.

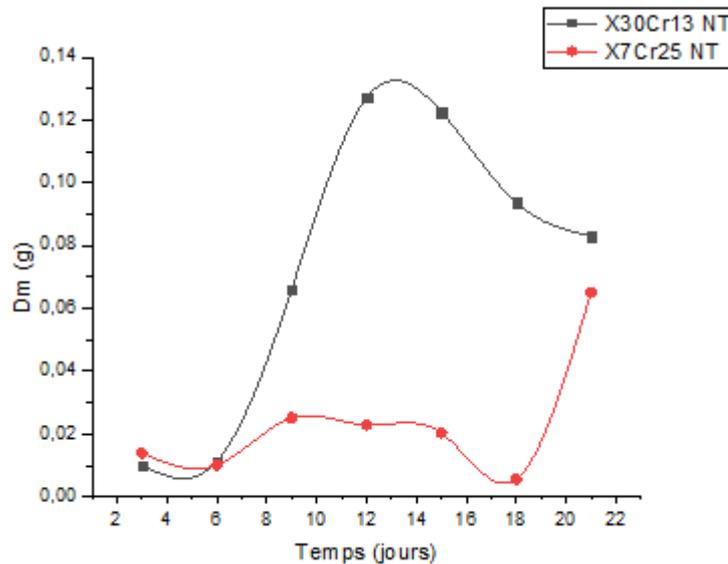


Figure III.18: Courbe corrosion X30Cr13 et X7Cr25 non traité

La figure III.17 nous montre l'étude comparative de corrosion dépôts X7Cr25 et X30Cr13 non traité thermiquement :

- 3 jours à 6 jours on remarque la diminution Dm pour les deux dépôts, un peu plus pour le dépôt X30Cr13.
- 6 jours à 15 jours on remarque une augmentation de Dm pour les deux dépôts encore plus pour le dépôt X30Cr13 non traité, et suivi par une stabilité pour le dépôt X7Cr25.
- 15 jours à 18 jours on remarque une diminution Dm pour les deux dépôts.
- 18 jours à 21 jours on remarque diminution Dm pour le dépôt X30Cr13 non traité et augmentation Dm pour le dépôt X7Cr25 non traité.

Conclusion générale

Conclusion générale

La technique de projection thermique occupe aujourd'hui une place de plus en plus importante parmi les familles de traitements de surface qui joue un rôle incontournable dans de nombreux domaines industriels particulièrement dans la mécanique. Dans ce travail, nous avons montré l'influence des traitements thermiques sur les propriétés mécaniques et microstructurales des dépôts qui sont réalisés par projection thermique, de deux dépôts X7Cr25, X30Cr13. Les principaux résultats obtenus nous donnent les conclusions suivantes :

- Les caractérisations par microscope optique, a mis en évidence une nouvelle morphologie microstructurale obtenue après traitement thermique. les microstructures nous montrent une densification des grains.
- Les résultats de la diffraction au rayon x, nous a montrer que la phase principale est l'austénite pour l'acier inoxydable X7Cr25, alors que la phase principale du X30Cr13 est la martensite. On remarque aussi la présence de carbure dans les deux dépôts mais avec des arrangements cristallins différents.
- La dureté des aciers traités diminue par rapport au non traité il est dû à l'augmentation la taille des grains.
- L'acier X7Cr25 et X30Cr13 traité thermiquement à une corrosion plus que le non traité, X7Cr25 a une corrosion plus que X30Cr13 et ce dernier est plus onduler.

Conclusion générale

Références bibliographiques

Références bibliographiques

- [1] **A. PRONER**, Revêtements par projection Thermique, (éd) Techniques de l'ingénieur, M 1645, 1999.
- [2] **A. PRONER**, M 1645 - Revêtements par projection thermique. Paris: Techniques de l'ingénieur, 1999.
- [3] Wear Management, projection thermique, Switzerland, 7 Septembre 2015.
- [4] **E. LEGROS**, contribution à la modélisation tridimensionnelle procède de projection par plasma et Application a un dispositif a deux torches, thèse de doctorat, université de Limoges, France 2003.
- [5] **R. YOUNES**, Etude du comportement mécanique et microstructural des revêtements en céramiques Obtenus par projection thermique, Thèse de doctorat, Université de Bejaia, Algérie 2016.
- [6] **H. KREYE**, "Characteristics of coatings produced by high velocity flame spraying" Paper n° 24.1-24.9, 12th International Thermal Spraying Conference, London, 4-9 June, 1989.
- [7] **N. A. HUSSARY, J. HEBERLEIN**, Investigation of arc Behavior and Particle Formation in the Wire Arc Spray Process Using High Speed Photography: Surface Engineering via Applied Research, (Pub.) ASM International, Materials Park, Ohio, USA, (2000), pp737-742 .
- [8] **A. A. SYED, P. DENOIRJEAN, A. DENOIRJEAN, J. C. LABBE, P. FAUCHAIS**, Influence of Substrate surface Oxidation Stage on the Morphology and Flattening of Splats, Proceedings of the 7 th European Conference of Thermal Plasma Processes, July 2002, Strasbourg, France, Begel house
- [9] **X. WANG, J. HEBERLEIN, E. PFENDER, W. GERBERICH**, Effect of Shrouded CO₂ Atomization on Coating Properties in Wire Arc Spraying: Thermal Spray Science & Technology, (Ed.) C.C. Berndt and S. Sampath, (Pub.) ASM International, Materials Park, Ohio, USA, (1995), pp31-37 .
- [10] **C. VERDY**, "Structures multicouche missen forme par projection thermique : élaboration, caractérisation et application ", Thèse de doctorat, Institut polytechnique de Sévenans, 1998.
- [11] **A. P. NEWBERY, P. S. GRANT**, Droplet Splashing During Arc Spraying of Steel and the Effect on Deposit Microstructure, Thermal Spray Technology, Vol. 9 (No.2), 2000, pp250- 258.
- [12] **G. ESPIE, P. FAUCHAIS**, Study of the in-Flight Oxidation of Iron Particles during the APSEffect of Dissolved Oxygen on the Wetting onto Ceramic Substrates, Advanced Materials and Processes, Ed. 99, 1999, pp423-429.

Références bibliographiques

[13] **A. VARDELLE, P. FAUCHAIS, N.J. THEMELIS**, Oxidation of Metal Droplets in Plasma Sprays: Thermal Spray Science & Technology, (Ed.) C. Coddet and S. Sampath, (Pub.) ASM International, Materials Park, Ohio, USA, (1995), pp175-180.

[14] **C.MOREAU, P. IELO** La montagne M., "flattening and solidification of thermally sprayed particles", Journal of thermal Spray Technology, Vol. 1, No. 4, 1992,

[15] **J.JUREWICZ, R.KACZMARK M.I.BOULOS**, "Radio Frequency Induction Plasma deposition of metals and alloys under reduced pressure", ISPC 7, Eindhoven, 1985.

Résumé

Dans ce travail, des revêtements issus des aciers inoxydables de nuance X30Cr13 et X7Cr25. Ces échantillons ont subi des post-traitements à différentes températures 1100°C avec un temps de maintien de deux heures et 450 °C pour une heure aussi et un refroidissement à l'air.

Les microstructures et l'identification des phases des différents dépôts traités et avec traitement obtenus en utilisant le microscope optique. L'étude de dureté de ces échantillons a été effectuée par essai de dureté Rockwell. Les résultats de l'essai de corrosion montrent que les zones les plus sensibles à la corrosion en suite déduire la déférence de masse D_m en fonction du temps.

Mot clé : projection thermique, acier inoxydable, corrosion.

Abstract

In this work, coating from stainless steels of grade X30Cr13 and X7Cr25. These samples were post-treated at different temperatures 1100°C with a holding time of two hours then 450°C for one hour also and air-cooling.

The microstructures and the identification of the phases of the different treated deposits and with treatment obtained using the optical microscope. The hardness study of these samples is carried out by Rockwell hardness test. The results of the corrosion test show that the zones most sensitive to corrosion then deduce the mass difference D_m as a function of time .

Key words: Thermal spray, stainless steel, corrosion

خلاصة

في هذا العمل أحرز الطلاء الناتج من الفولاذ الغير قابل للصدأ ل X30Cr13 و X7Cr25 تعرضت هذه العينات إلى آخر العلاجات في درجات حرارية مختلفة 1100C⁰ درجة لمدة ساعتين ثم 950C⁰ لمدة ساعة واحدة و 450C⁰ لمدة ساعة واحدة أيضاً و بعدها قمنا بتبريد على الهواء .

وقد تم الحصول على هوية المجهرية و مرحلة من مختلف الفواتير ودائع معالج باستخدام المجهر الضوئي. تم إجراء دراسة الصلابة لهذه العينات عن طريق اختبار صلابة روكواي حيث أظهرت نتائج اختبار التآكل لمناطق لأكثر حساسية لتآكل ثم استنتاج فرق الكتلة وهذا بدلالة الوقت.