

ANNÉE 2019

Thèse N° 2019 -TOU3-3048

THÈSE

POUR LE DIPLÔME D'ÉTAT DE DOCTEUR EN CHIRURGIE DENTAIRE

Présentée et soutenue publiquement

par

Constance BATUT

le 2 octobre 2019

**PHÉNOMÈNE D'ÉLECTROGALVANISME EN IMPLANTOLOGIE ORALE :
REVUE DE LA LITTÉRATURE**

Directeur de thèse : Dr Mathieu LEMAÎTRE

JURY

Président :	Professeur Serge ARMAND
1 ^{er} assesseur :	Professeur Philippe KEMOUN
2 ^{ème} assesseur :	Docteur Paul MONSARRAT
3 ^{ème} assesseur :	Docteur Mathieu LEMAÎTRE



Faculté de Chirurgie Dentaire

➔ DIRECTION

DOYEN

Mr Philippe POMAR

ASSESEUR DU DOYEN

Mme Sabine JONJOT

CHARGÉS DE MISSION

Mr Karim NASR (*Innovation Pédagogique*)

Mr Olivier HAMEL (*Maillage Territorial*)

Mr Franck DIEMER (*Formation Continue*)

Mr Philippe KEMOUN (*Stratégie Immobilière*)

Mr Paul MONSARRAT (*Intelligence Artificielle*)

PRÉSIDENTE DU COMITÉ SCIENTIFIQUE

Mme Cathy NABET

RESPONSABLE ADMINISTRATIF

Mme Muriel VERDAGUER

➔ HONORARIAT

DOYENS HONORAIRES

Mr Jean LAGARRIGUE +

Mr Jean-Philippe LODTER +

Mr Gérard PALOUDIER

Mr Michel SIXOU

Mr Henri SOULET

➔ ÉMÉRITAT

Mr Damien DURAN

Mme Geneviève GRÉGOIRE

Mr Gérard PALOUDIER

➔ PERSONNEL ENSEIGNANT

Section CNU 56 : Développement, Croissance et Prévention

56.01 ODONTOLOGIE PEDIATRIQUE et ORTHOPEDIE DENTO-FACIALE (Mme BAILLEUL- FORESTIER)

ODONTOLOGIE PEDIATRIQUE

Professeurs d'Université : Mme BAILLEUL-FORESTIER, Mr. VAYSSE

Maîtres de Conférences : Mme NOIRRI-ESCLASSAN, Mme VALERA, Mr. MARTY

Assistants : Mme BROUTIN, Mme GUY-VERGER

Adjoint d'Enseignement : Mr. DOMINE, Mme BROUTIN, Mr. BENETAH

ORTHOPEDIE DENTO-FACIALE

Maîtres de Conférences : Mr BARON, Mme LODTER, Mme MARCHAL, Mr. ROTENBERG,

Assistants : Mme ARAGON, Mme DIVOL,

56.02 PRÉVENTION, ÉPIDÉMIOLOGIE, ÉCONOMIE DE LA SANTÉ, ODONTOLOGIE LÉGALE (Mr. HAMEL)

Professeurs d'Université : Mr. SIXOU, Mme NABET, Mr. HAMEL

Maître de Conférences : Mr. VERGNES,

Assistant : Mr. ROSENZWEIG,

Adjoints d'Enseignement : Mr. DURAND, Mlle. BARON, Mr LAGARD, Mme FOURNIER

Section CNU 57 : Chirurgie Orale, Parodontologie, Biologie Orale

57.01 CHIRURGIE ORALE, PARODONTOLOGIE, BIOLOGIE ORALE (Mr. COURTOIS)

PARODONTOLOGIE

Maîtres de Conférences : Mr. BARTHET, Mme DALICIEUX-LAURENCIN, Mme VINEL

Assistants : Mr. RIMBERT, Mme. THOMAS

Adjoints d'Enseignement : Mr. CALVO, Mr. LAFFORGUE, Mr. SANCIER, Mr. BARRE, Mme KADDECH

CHIRURGIE ORALE

Maîtres de Conférences : Mr. CAMPAN, Mr. COURTOIS, Mme COUSTY,
Assistants : Mme COSTA-MENDES, Mr. BENAT,
Adjoints d'Enseignement : Mr. FAUXPOINT, Mr. L'HOMME, Mme LABADIE, Mr. RAYNALDI, Mr. SALEFRANQUE

BIOLOGIE ORALE

Professeur d'Université : Mr. KEMOUN
Maîtres de Conférences : Mr. POULET, Mr. BLASCO-BAQUE
Assistants : Mr. LEMAITRE, Mr. TRIGALOU, Mme. TIMOFEEVA, Mr. MINTY
Adjoints d'Enseignement : Mr. PUISSOCHET, Mr. FRANC, Mr. BARRAGUE

Section CNU 58 : Réhabilitation Orale

58.01 DENTISTERIE RESTAURATRICE, ENDODONTIE, PROTHESES, FONCTIONS-DYSFONCTIONS, IMAGERIE, BIOMATERIAUX (Mr ARMAND)

DENTISTERIE RESTAURATRICE, ENDODONTIE

Professeur d'Université : Mr. DIEMER
Maîtres de Conférences : Mr. GUIGNES, Mme GURGEL-GEORGELIN, Mme MARET-COMTESSE
Assistants : Mme. RAPP, Mme PECQUEUR, Mr. DUCASSE, Mr FISSE Mr. GAILLAC,
Assistant Associé : Mme BEN REJEB,
Adjoints d'Enseignement : Mr. BALGUERIE, Mr. MALLET, Mr. HAMDAN

PROTHÈSES

Professeurs d'Université : Mr. ARMAND, Mr. POMAR
Maîtres de Conférences : Mr. CHAMPION, Mr. ESCLASSAN, Mme VIGARIOS, Mr. DESTRUHAUT
Assistants : Mr. EMONET-DENAND, Mr. LEMAGNER, Mr. HENNEQUIN, Mr. CHAMPION, Mme. DE BATAILLE
Adjoints d'Enseignement : Mr. FLORENTIN, Mr. GALIBOURG, Mr. GHRENASSIA, Mme. LACOSTE-FERRE,
Mr. GINESTE, Mr. LE GAC, Mr. GAYRARD, Mr. COMBADAZOU, Mr. ARCAUTE, Mr. SOLYOM,
Mr. KNAFO, Mr. HEGO DEVEZA

FONCTIONS-DYSFONCTIONS, IMAGERIE, BIOMATERIAUX

Maîtres de Conférences : Mme JONJOT, Mr. NASR, Mr. MONSARRAT
Assistants : Mr. CANCEILL, Mr. OSTROWSKI, Mr. DELRIEU,
Adjoints d'Enseignement : Mr. AHMED, Mme MAGNE, Mr. VERGÉ, Mme BOUSQUET

Mise à jour pour le 14 Mai 2019

Remerciements

Je tiens à dédier mon travail à toutes les personnes qui m'ont aidé sur mon chemin de vie,

A Jérôme, l'amour de ma vie, merci d'embellir toutes mes journées, merci d'être mon roc, merci pour ton soutien indéfectible. Tu es ma plus belle rencontre. Je t'aime

A Joseph, mon fils, merci de m'avoir donné le plus beau rôle de ma vie. Tu as été ma plus grande force pour terminer ce travail. Tu me combles chaque jour de bonheur.

A mes parents, merci d'avoir été si présents et si aimants depuis mon enfance.

Maman, que dire de plus que tu ne sais déjà. Maman, je t'aime, merci de m'avoir transmis ta joie et ta force de vie. Papa, merci d'avoir toujours veillé sur moi. Le lien déjà si fort que tu as noué avec Joseph me touche beaucoup.

A ma petite sœur, Capu, merci pour ta douceur et ta délicatesse. Je suis très fière de toi. J'espère que nous passerons nos vies l'une à côté de l'autre.

A mon grand frère, Clément, merci pour ton sens de l'humour. Nous avons été élevés comme des jumeaux. Tu es mon complice et mon soutien de la première heure. Je crois en tes projets.

A mes grands-parents, Jean, Danièle et Michèle, merci d'avoir créé certains de mes plus beaux souvenirs d'enfance. Merci Papi de m'avoir transmis la soif d'apprendre.

A mon grand-père, Charles, emporté trop tôt par la maladie, merci de m'avoir transmis de solides racines.

A ma belle famille, merci de l'accueil que vous m'avez réservé au sein de votre famille. J'ai une pensée émue pour Serge qui nous a quitté trop tôt.

A mes plus proches camarades de fac, merci pour tous les bons moments qui ont jalonné nos études.

A Virginie et Capucine, merci de m'avoir si bien accueillie lors de ma première année de vie étudiante. Merci pour votre joie de vivre et votre amitié.

A mes belles rencontres toulousaines, Jean-Seb, Roch, Benoît, Audrey, Camille, Loïc, merci pour les beaux moments d'amitié partagés ensemble.

A notre président de jury de thèse,

Monsieur le Professeur Serge ARMAND

- Professeur des Universités, Praticien Hospitalier d'Odontologie,
- Docteur en Chirurgie Dentaire,
- Docteur en Sciences Odontologiques,
- Docteur d'Etat en Odontologie,
- Responsable du Diplôme d'Université d'Implantologie,
- Lauréat de l'Université Paul Sabatier.

Vous me faites un grand honneur en acceptant de présider mon jury de thèse.

Je vous remercie pour vos enseignements passionnants et la transmission de votre savoir en implantologie.

Veillez trouver dans ce travail l'expression de mes remerciements les plus sincères.

A notre jury,

Monsieur le Professeur Philippe KEMOUN

- Professeur des Universités, Praticien Hospitalier d'Odontologie,
- Docteur en Chirurgie Dentaire,
- Docteur de l'Université Paul Sabatier,
- Habilitation à diriger les recherches (HDR),
- Lauréat de l'Université Paul Sabatier.

Je suis très reconnaissante que vous ayez accepté de juger mon travail.

J'ai pu apprécier au travers de vos cours magistraux la grande qualité de votre enseignement et votre rigueur scientifique.

Je vous prie de trouver dans cet ouvrage le témoignage de mon respect et de ma considération.

A notre jury,

Monsieur le Docteur Paul MONSARRAT

- Maître de Conférences des Universités - Praticien Hospitalier en Odontologie,
- Master 1 Recherche : Biosanté et Méthodes d'Analyse et de Gestion en Santé Publique,
- Master 2 Recherche : mention : Biologie, santé; spécialité : Physiopathologie,
- Lauréat de la faculté de Médecine Rangueil et de Chirurgie Dentaire de l'Université Paul Sabatier,
- Docteur de l'Université Paul Sabatier - Spécialité Physiopathologie,
- Diplôme Universitaire d'Imagerie 3D maxillo-faciale,
- CES Biomatériaux en Odontologie,
- Diplôme universitaire de Recherche Clinique en Odontologie.

Je suis très reconnaissante que vous ayez accepté de siéger à mon jury de thèse.

J'espère que vous serez intéressé par ce travail qui s'inscrit dans votre domaine de compétence.

Soyez assuré de mon profond respect.

A notre directeur de thèse,

Monsieur le Docteur Mathieu Lemaître

- Assistant hospitalo-universitaire d'Odontologie,
- Docteur en Chirurgie Dentaire,
- Master 2 Recherche, Mention : Bio Santé

Je vous remercie sincèrement d'avoir accepté de diriger ce travail. Vos conseils et votre confiance m'ont été précieux pour mener ce travail à terme. Je vous remercie de votre disponibilité, de votre clarté scientifique et de l'énergie que vous y avez consacré. Soyez assuré de ma profonde gratitude.

TABLE DES MATIÈRES

Introduction.....	12
1. Rappels et généralités	13
1.1. Comportement électrochimique des biomatériaux implantaires et prothétiques	13
1.1.1. Le titane et ses alliages.....	13
1.1.1.1. Les classes d'alliage de titane (1) (2)	13
1.1.1.2. Propriétés électrochimiques (6)	15
1.1.2. Les alliages précieux et semi-précieux	16
1.1.3. Les alliages non précieux.....	17
1.1.3.1. L'alliage cobalt-chrome.....	17
1.1.3.2. L'alliage nickel-chrome	19
1.2. Mécanismes de la corrosion endo-buccale	19
1.2.1. Différents types de corrosion.....	19
1.2.1.1. Corrosion généralisée	20
1.2.1.2. Corrosion localisée.....	20
1.2.1.2.1. La corrosion galvanique (18–20)	21
1.2.1.2.2. Le couplage entre le titane implantaire et les suprastructures prothétiques (22–25) .	23
1.2.2. Méthodes d'analyse électrochimique de la corrosion (26,27)	23
1.2.2.1. Les mesures de potentiels en circuit ouvert.....	24
1.2.2.2. Les courbes de polarisation (courbes potentiodynamiques).....	24
1.2.2.3. Ampéremètre à zéro résistance (ZRA) (31)	26
1.2.3. Facteurs influençant les phénomènes de corrosion	27
1.3. La réponse de l'hôte.....	27
1.3.1. Composition biochimique du tissu osseux (39).....	29
1.3.2. Différents types de tissus osseux	30
1.3.3. Biologie du remodelage osseux (40–42)	30
1.3.4. Mécanismes physiopathologiques (48).....	35
1.3.4.1. Ostéolyse induite par les débris de corrosion	35
1.3.4.2. Ostéolyse induite par les courants électriques générés par la corrosion.....	37
1.4. Contexte et problématique de l'étude	38
1.4.1. Contexte	38
1.4.2. Problématique : la perte implantaire	38
1.5. Objectif de l'étude	40
2. Matériels et méthodes	41
2.1. Stratégie de recherche	41
2.1.1. Définition des mots-clés.....	41
2.1.2. Equation de recherche	41
2.2. Critères de sélection	42
2.2.1. Critères d'inclusion.....	42
2.2.2. Critères d'exclusion	43
2.3. Extraction des données et qualité des études	43
2.4. Définition des critères de jugement	43
2.4.1. Critère de jugement principal	43
2.4.2. Critères de jugement secondaires.....	44
2.4.2.1. Concentration d'ions métalliques libérés.....	44
2.4.2.2. État de surface d'oxydation	44

3. Résultats	44
3.1. Nombre d'études incluses (diagramme de flux)	44
3.2. La densité de courant de corrosion I_{corr}	46
3.3. Critères de jugement secondaires	48
3.3.1. Evaluation de la libération d'ions métalliques	48
3.3.2. Evaluation de la surface d'oxydation sur le titane	49
3.4. Tableaux de résultats	51
4. Discussion	54
4.1. Hétérogénéité des résultats	55
4.2. Hétérogénéité des conditions expérimentales	57
4.2.1. Composition chimique de l'électrolyte	57
4.2.2. Teneur en oxygène de l'électrolyte.....	57
4.2.3. Paramètre physico-chimique de l'électrolyte : le pH.....	58
4.2.4. Durée des tests électrochimiques.....	58
4.2.5. Hétérogénéité de la composition des alliages implantaires et prothétiques testés ..	59
4.3. Limites de la revue	59
4.4. Evaluation de la cytotoxicité du couple galvanique	61
Conclusion	63
Bibliographie	64
Table des figures	71
Table des tableaux	72
Table des abréviations	73

Introduction

L'implantologie orale s'est imposée comme une solution thérapeutique incontournable. Cette discipline fait partie intégrante de l'arsenal thérapeutique du chirurgien-dentiste. Pour assurer le succès et la pérennité des traitements implantaires, savoir anticiper et gérer les complications s'avère être un prérequis indispensable. Les différentes causes d'échec du traitement implantaire mises en évidence dans la littérature scientifique sont la fibrointégration de l'implant, l'inflammation des tissus péri-implantaires, la surcharge occlusale ainsi que l'usure du biomatériau implantaire.

L'électrogalvanisme semble jouer un rôle crucial dans l'initiation de ces échecs. La particularité du milieu buccal est d'être un milieu aqueux, le système implantaire est donc soumis majoritairement à une corrosion galvanique. Dans cette approche préventive, il est essentiel d'anticiper les mécanismes d'électrogalvanisme qui pourraient se produire au sein du couple implant-prothèse. En effet, bien choisir l'alliage de la suprastructure prothétique est un facteur clé dans la réussite du traitement implantaire. Les alliages des suprastructures prothétiques peuvent être des alliages précieux à base d'or ou de platine, des alliages semi-précieux à base de palladium ou encore des alliages non précieux nickel-chrome ou cobalt-chrome. Quant aux implants et à leurs connectiques, les alliages de titane restent le gold standard. Ces titanes peuvent être commercialement purs ou alliés avec d'autres éléments métalliques de type aluminium/vanadium (TA6V4) ou de type zirconium (TiZr). Il existe des différences de potentiels électriques entre les différents constituants (implant-pilier-prothèse) engendrant des phénomènes physico-chimiques d'électrogalvanisme. Ces derniers semblent avoir une action sur leur ostéointégration. Ces phénomènes pourraient expliquer certains échecs en implantologie.

En réalisant une revue systématique de la littérature, nous tenterons de répondre à l'hypothèse suivante : le polymétallisme entre l'implant et la suprastructure prothétique peut amener aux conditions favorables à la corrosion galvanique et ainsi influencer l'ostéointégration.

1. Rappels et généralités

1.1. Comportement électrochimique des biomatériaux implantaires et prothétiques

L'implant permet l'ancrage du système implanto-prothétique au niveau osseux. Il peut être composé des matériaux suivants :

- titane commercialement pur (de grade 1, 2, 3 ou 4)
- alliages de titane de type TA6V4 (titane enrichie en vanadium et en aluminium) ou TiZr (alliage de titane et de zircon)
- tantale
- PEEK (Polyétheréthercétone)
- céramique polycristalline de type zircon

Les structures prothétiques supra-implantaires étudiées dans notre revue sont les infrastructures des couronnes prothétiques. Elles peuvent se rencontrer sous la forme d'alliages métalliques divers.

1.1.1. Le titane et ses alliages

Peu de métaux se trouvent à l'état natif dans la nature à l'exception de l'or ou du platine. La plupart des métaux se rencontrent sous forme de minerais (oxydes, sulfates, sulfures, carbonates ou chlorures). C'est le cas du titane. A l'état métallique, il est thermodynamiquement réactif car il tend à revenir à sa forme native qui est la forme oxydée (thermodynamiquement stable).

1.1.1.1. Les classes d'alliage de titane (1,2)

Le titane « commercialement pur » (Ti cp) est un alliage de titane avec de l'oxygène dont la teneur définit quatre niveaux de pureté. Cet alliage est pur à 99,5% en masse.

	Composition chimique (en % en poids)				
	O max.	O min.	C max.	H max.	Ti
grade 1	0,12	0,05	0,06	0,013	reste
grade 2	0,18	0,05	0,06	0,013	reste
grade 3	0,25	0,05	0,06	0,013	reste
grade 4	0,35	0,05	0,06	0,013	reste

Tableau 1 : Compositions chimiques des quatre grades de titane « commercialement pur » (1)

Le titane commercialement pur referme aussi d'autres impuretés en insertion tels que l'hydrogène, l'azote, le fer et le carbone. La teneur en impuretés a une influence sur les propriétés mécaniques du titane. L'insertion d'oxygène améliore la résistance de l'alliage, à l'inverse de l'hydrogène qui le fragilise. On considère donc le titane « commercialement pur » de grade 4 comme l'alliage le plus qualitatif en raison de sa forte concentration en oxygène. Ce dernier a une résistance à la traction qui peut aller jusqu'à 500 MPa alors que celle du titane de grade 1 est de l'ordre de 240 MPa. En effet, plus la concentration en oxygène est importante, plus la limite élastique et la contrainte à la rupture sont élevées. A l'inverse, l'allongement et donc la ductilité de l'alliage métallique diminue avec la teneur en oxygène. C'est d'ailleurs, le titane de grade 4 qui est utilisé majoritairement pour les implants dentaires. (3) L'inconvénient des titanes commercialement purs et de l'alliage TA6V4 est leur module d'élasticité supérieur à celui de l'os. En effet, le module d'élasticité du titane est de 114 GPa alors que celui de l'os cortical est compris entre 0,5 et 20 GPa. Mais les modules d'élasticité des alliages de titane restent cependant bien plus faibles que ceux d'autres biomatériaux métalliques. (4)

Les implants en titane commercialement pur présentent une excellente biocompatibilité mais une faible résistance mécanique alors que les alliages de titane possèdent des propriétés mécaniques élevées mais contiennent des composants potentiellement allergisants voir toxiques. Il existe trois grands familles d'alliages de titane selon la nature des éléments d'addition :

- **Les alliages α** (100% α à température ambiante): l'ajout d'aluminium et d'oxygène augmente la résistance mécanique de l'alliage. Le plus important de ces alliages est le TA5E2 (5% Al et 2% Sn) mais il est peu utilisé en odontologie. Ils sont sensibles à la corrosion.

- **Les alliages β** (100% β à température ambiante): le principal alliage β est le TV13C11A3 (13% de vanadium, 11% de chrome et 3% d'aluminium). Ils sont essentiellement utilisés dans l'aéronautique.
- **Les alliages $\alpha + \beta$** : il s'agit d'un alliage de compromis. L'alliage biphasé le plus employé en implantologie orale est le TA6V4 (6% d'aluminium comme stabilisant alphasène, 4% de vanadium comme stabilisant bêtagène et un peu d'oxygène). L'aluminium stabilise la phase α et accroît les propriétés mécaniques de l'alliage tandis que le vanadium stabilise la phase β et améliore la résistance à la corrosion.

Les alliages TiZr, connus sous le nom commercial Roxolib (Straumann, Suisse), sont des alliages de titane avec 13-15% de zirconium. Ils représentent une alternative intéressante. Ces alliages possèdent des propriétés mécaniques supérieures à celles des alliages en titane. (5)

1.1.1.2. Propriétés électrochimiques (6)

La forte affinité du titane avec l'oxygène, concrétisée par la formation d'une couche d'oxydes chimiquement inerte et adhérente à la surface de l'alliage de titane, confère à cet alliage une forte résistance à la corrosion. Cette couche d'oxyde est aussi appelée couche de passivation. On la retrouve sous deux formes : amorphe ou cristalline. Une formation lente de cette couche d'oxydes favorise la forme cristalline qui peut être l'anatase ou le rutile, plus stable thermodynamiquement. Le brookite est une forme cristalline du TiO_2 moins fréquente. Cette couche est constituée d'un mélange d'oxydes TiO_2 , TiO , Ti_2O_3 . Sa composition varie en fonction de l'environnement. L'oxyde le plus stable est le TiO_2 . Cependant, si ce film protecteur est dégradé, lors de modification importante du pH (attaque acide) ou lors de création d'un courant électrochimique important, des phénomènes de corrosion endobuccale se produisent. La résistance à la corrosion du titane ne provient pas intrinsèquement du titane. En effet, il possède un potentiel oxydo-réducteur de -1,63V qui est proche de celui de l'aluminium.

C'est donc grâce à la capacité du titane de former, spontanément à l'air ou dans un milieu aqueux, une couche stable d'oxydes d'une épaisseur de 4 à 6 microns, que le titane possède une excellente résistance à la corrosion et que la libération des ions titane est ralentie. Grâce à ses propriétés chimiques et structurales, cette couche de passivation peut absorber des protéines présentes dans les fluides biologiques. Ce processus est suivi par l'attachement de cellules à la surface du biomatériau. La composition chimique de la couche de passivation varie en fonction de l'environnement.

L'incorporation d'ions calcium et phosphate dans la couche d'oxyde provoque la formation naturelle d'une couche de phosphate de calcium semblable à de l'apatite et permet ainsi d'initier l'ostéointégration de l'implant.

1.1.2. Les alliages précieux et semi-précieux

La norme NF EN ISO 22674 (avril 2016) est la dernière en vigueur et spécifie les exigences qui sont applicables aux alliages métalliques utilisés en odontologie. Cette nouvelle norme impose qu'on donne la composition des alliages avec une précision de 0,1% si les constituants représentent plus de 1% (concentration). Tous les éléments présents à une concentration de plus de 0,1% doivent être cités. Pour les constituants reconnus comme dangereux tels que le nickel, sa présence doit apparaître sur la documentation, l'emballage, l'étiquette ou la notice. On distingue les alliages de :

- Type 1 : précieux. Ils possèdent 85% d'or et 12% de platine. Les éléments péjoratifs comme l'argent ou le cuivre sont à éviter car ils diminuent la résistance à la corrosion.
- Type 2 : semi-précieux. Ce sont les alliages avec un taux d'or supérieur à 65%.
- Type 3 : semi-précieux avec de l'argent

Les composants majeurs des alliages précieux sont :

- L'or (Au) qui augmente la résistance à la corrosion
- Le platine (Pt) qui additionné à l'or augmente encore la résistance à la corrosion
- Le palladium (Pd) qui permet aussi de conférer à l'alliage une haute résistance à la corrosion
- L'argent (Ag) qui se corrode en présence de soufre
- Le cuivre (Cu) qui affaiblit la résistance à la corrosion

On peut retrouver des traces dans la composition des alliages à base d'or de :

- Rhuténium (Rh)
- Iridium (Ir)
- Gallium (Ga)
- Indium (In)
- Etain (Sn)
- Zinc (Zn)

Reuling et al. (7) démontrent dans leur étude les remarquables qualités de biocompatibilité des alliages précieux. Les alliages à haute teneur en or possèdent une excellente résistance à la corrosion grâce à la stabilité thermodynamique élevée de l'or. (8,9) L'addition de palladium améliore très fortement la résistance à la corrosion des alliages à base d'argent.

1.1.3. Les alliages non précieux

1.1.3.1. L'alliage cobalt-chrome

Les alliages cobalt-chrome constituent une des deux grandes familles des alliages non précieux. En raison de leur excellente rigidité obtenue sous faible épaisseur et un faible coût, ils ont très vite trouvé une application en prothèse fixée métallique ou céramo-métallique, remplaçant les alliages nickel-chrome (plus à risque toxique et allergène du fait de la présence de nickel) et les alliages précieux.

Le cobalt est l'élément majoritaire (environ 65 à 70%). En fonction du nombre d'adjuvants, on distingue les alliages :

- **Binaire** : Cobalt-Chrome
- **Ternaire** : Cobalt-Chrome-Molybdène (Co-Cr-Mo) et Cobalt-Chrome-Tungstène soit 50 à 70 % de Cobalt et 20 à 30 % de Chrome
- **Quatenaire** : Chrome-Cobalt-Nickel-Molybdène

Il est important de vérifier les fiches techniques transmises aux laboratoires de prothèse car les compositions pondérales des différents alliages non précieux varient selon les fabricants. Il s'agit d'alliages non précieux comprenant un taux strictement inférieur à 25% (en poids) de métaux nobles. L'ajout du chrome apporte à l'alliage non précieux une forte résistance au ternissement et à la corrosion : en particulier pour les alliages coulés de type Co-Cr-Mo. Manaranche et al. (10) démontrent dans leur étude expérimentale que c'est la quantité de chrome dans la composition de l'alliage qui affecte la résistance à la corrosion. A partir d'une teneur suffisante en chrome (18%), on obtient une couche de passivation complète, constituée par une fine pellicule d'oxyde de chrome, à la surface de l'alliage. Cela permet de conférer à ce dernier cette forte résistance à la corrosion. Par exemple, un alliage à base de cobalt-chrome avec une faible résistance à la corrosion est l'Ugirex II qui ne contient que 13% de chrome. Les résultats de l'étude de Manaranche montrent que la corrosion de cet alliage est à l'origine d'une forte quantité d'ions nickel libérés (712 g/ cm²/ semaine).

Quant au cobalt, il confère à l'alliage résistance, rigidité et dureté. Le molybdène qui est un durcisseur comme le tungstène permet de diminuer le coefficient d'expansion thermique. Ce dernier élément améliore la passivation dans les solutions d'acides (chlorhydrique et sulfurique) ou dans des solutions salines (chlorures de sodium) ou salivaires artificielles.

Hanawa et al. (11) décrivent la composition de la couche de passivation des alliages de Co-Cr-Mo. Après dissolution dans une salive artificielle (solution de Hank), la couche d'oxydes est composée majoritairement d'oxydes de chrome (Cr³⁺) et de petites quantités d'oxydes de molybdène (Mo⁴⁺, Mo⁵⁺, Mo⁶⁺). Le cobalt est quant à lui complètement dissous. Virtanen et al. (12) mettent en valeur l'importance du procédé de fabrication sur les propriétés électrochimiques des alliages. En effet, selon que les alliages soient obtenus par coulée ou par usinage leurs microstructures et donc leurs propriétés intrinsèques ne seront pas les mêmes. Virtanen affirme que l'alliage à base de Co-Cr-Mo usiné possède une meilleure résistance à la corrosion que l'alliage à base de Co-Cr-Mo coulé.

1.1.3.2. L'alliage nickel-chrome

Les alliages Ni-Cr-Mo possèdent une résistance à la corrosion galvanique élevée. Pour garantir cette bonne résistance, un minimum de 16% à 22% de chrome et 5% à 14% de molybdène (Cr_2O_3 et MoO_3) est nécessaire (13) .

1.2. Mécanismes de la corrosion endo-buccale

La norme NF EN ISO 8044 (novembre 2015) éditée par l'AFNOR (association française de normalisation) (14) définit la corrosion comme l'interaction physico-chimique entre un métal et son milieu environnant entraînant des modifications dans les propriétés du métal et souvent une dégradation fonctionnelle du métal lui-même, de son environnement ou du système technique constitué par les deux facteurs. Cette définition souligne que la corrodabilité n'est pas une propriété intrinsèque d'un matériau ni la corrosivité une propriété intrinsèque d'un environnement. Les réactions de corrosion sont des réactions d'oxydo-réduction irréversibles entre le titane et un agent oxydant de l'environnement. En milieu aqueux, il s'agit d'une réaction électrochimique car elle provoque l'oxydation du métal avec un transfert d'électrons cédés par le titane (réaction anodique) et captés par l'agent oxydant (réaction cathodique).

1.2.1. Différents types de corrosion

Les alliages de titane en implantologie subissent différentes formes de corrosion en fonction du milieu auquel ils sont exposés. On distingue la corrosion généralisée et la corrosion localisée. Cohen et al. (1998) (15) ont démontré qu'une vitesse maximale de corrosion de $2,4 \cdot 10^{-4} \text{mm/an}$ reste tolérable. On distingue les différents types de corrosion par l'aspect de l'attaque qui en résulte (corrosion par piqûre), par la localisation (corrosion intergranulaire) ou par le mécanisme associé (corrosion sous contrainte, corrosion-érosion).

1.2.1.1. Corrosion généralisée

C'est le phénomène de corrosion qui se produit lorsque l'environnement est homogène (sans gradient de température, de pression ou de concentration le long de la surface implantaire) et que l'alliage de titane présente lui-même une homogénéité de comportement vis-à-vis de cet environnement. Cette homogénéité de comportement du titane est due à la non sélectivité du milieu vis-à-vis des défauts structuraux des alliages de titane. Cette corrosion généralisée des implants en alliage de titane correspond à la corrosion atmosphérique. Par exemple, dans la procédure de fabrication d'implant en titane commercialement pur développée par Adell et al. (1981) (16), la seule exposition à l'air atmosphérique de titane commercialement pur conduit à la formation extrêmement rapide d'oxydes. En moins d'une milliseconde une couche de passivation de plus de 10 Å se forme, et en une minute l'épaisseur de la couche d'oxydes est de l'ordre de 50 à 100 Å.

Il s'agit de la corrosion inévitable à laquelle tous les métaux immergés dans des solutions électrolytiques sont condamnés. Dans un milieu corrosif bien défini, c'est la forme de corrosion la plus simple à mesurer où la vitesse de corrosion est approximativement la même sur la totalité de la surface implant.

1.2.1.2. Corrosion localisée

Contrairement à la corrosion généralisée, ce phénomène survient lorsque le biomatériau est implanté dans un environnement présentant vis-à-vis de lui un comportement sélectif. Cette sélectivité peut être d'origine diverse, soit au niveau du biomatériau (présence d'inclusions, couche de passivation localement défectueuse...), soit au niveau du milieu (variation locale de composition, de pH ou de température).

La spécificité de l'implantologie orale, par rapport à la chirurgie orthopédique, est que le biomatériau implantaire est en contact permanent avec le milieu extérieur constitué par la salive. C'est un électrolyte dont la composition chimique est modifiée à chaque instant et dont les conditions physiques (pH, température, saturation en oxygène) varient constamment.

1.2.1.2.1. La corrosion galvanique (18–20)

On peut définir la corrosion galvanique comme une corrosion accélérée d'un métal produite par un contact électrique avec un métal plus noble, dans un électrolyte corrosif. (21)
Un courant galvanique est un courant électrique continu résultant de la formation d'un couple galvanique entre deux métaux ou alliages ayant des potentiels de corrosion naturelle (ou potentiels d'abandon) différents.

Pour comprendre la création d'un courant galvanique dans une cavité buccale prothétiquement réhabilitée, il est essentiel d'aborder les notions de macropile et de micropile. Il y a formation d'une macropile lorsque deux matériaux métalliques de nature différente coexistent au sein de la cavité buccale. Par exemple, en implantologie, la vis implantaire en titane (fortement anodique) et la prothèse supra-implantaire en or (fortement cathodique). La micropile existe quand il y a plusieurs phases au sein du même alliage métallique. Par exemple, pour les alliages de titane biphasé TA6V4 ou entre le titane commercialement pur de grade 4 et sa couche d'oxydes de passivation.

Nous savons qu'une pile est le siège d'une réaction d'oxydo-réduction entre deux couples rédox. Elle se comporte comme un générateur électrochimique car elle convertit de l'énergie chimique en énergie électrique. Il y a un transfert indirect d'électrons.

On observe alors des réactions aux électrodes :

- Des électrons sont libérés à l'électrode associée au pôle négatif de la pile : cette électrode est le siège d'une oxydation et est appelée anode.
- Des électrons sont captés à l'électrode associée au pôle positif : cette électrode est le siège d'une réduction et est appelée cathode.

Selon Tuna et al.(21), en fonction du potentiel des métaux dans le milieu électrolytique, l'un se comportera comme l'anode et l'autre comme la cathode. Le métal le plus noble est la cathode et le plus actif est l'anode, formant ainsi une cellule « galvanique » de corrosion.

Le taux de corrosion de certains métaux est considérablement bas en raison de la formation d'une couche de passivation. Il s'agit de la protection cathodique qui consiste à porter le système à un potentiel suffisamment cathodique pour que la réaction de la dissolution ne puisse avoir lieu.

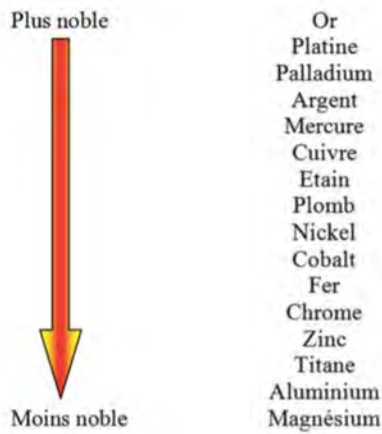


Figure 1 : Échelle galvanique du plus noble au moins noble des métaux (Gregoire et al. 2009) (1)

L'électro-galvanisme oral a lieu quand il y a une différence au niveaux des potentiels électriques entre des restaurations métalliques différentes. Avec les métaux et les alliages, la corrosion est toujours accompagnée de libération d'ions et de la création d'un courant. En se basant simplement sur la composition des alliages présents dans la cavité buccale, on peut prédire l'importance du risque de corrosion. La présence de pourcentages élevés d'éléments métalliques non nobles accroît le risque de corrosion.

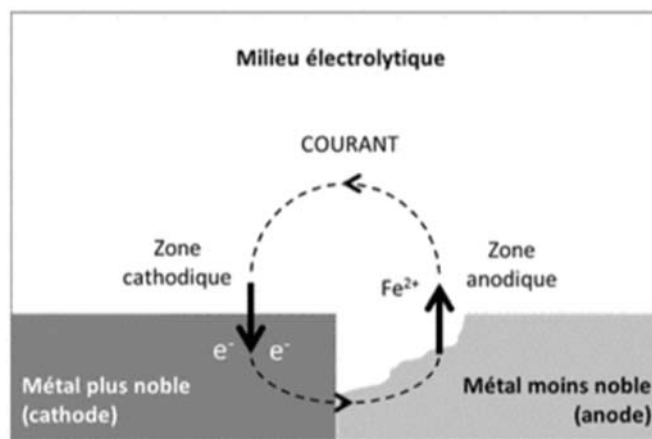


Figure 2 : Mécanisme de la corrosion galvanique à l'interface implantaire (www.accoast.fr)

1.2.1.2.2. Le couplage entre le titane implantaire et les suprastructures prothétiques (22–25)

Il y a création d'un couplage galvanique lorsqu'il y a une différence de potentiel entre deux métaux. Pour connaître la valeur du potentiel de corrosion naturelle de l'alliage seul, on se réfère à l'échelle d'électropositivité. L'échelle d'électropositivité des métaux détermine lequel se corrodera et lequel sera protégé en cas de contact au sein d'une solution corrosive. Mais il faut faire attention que ces considérations purement thermodynamiques ne suffisent pas pour prédire l'évolution d'une corrosion « galvanique ». Il faut ajouter une analyse cinétique de la corrosion « galvanique » qui s'ajuste aux caractéristiques du milieu. Il est donc nécessaire de définir les caractéristiques intensité/potentiel pour chaque élément du couple dans un électrolyte donné. On obtient des courbes de polarisation qui permettent de prévoir le potentiel de couplage et le courant de couplage.

1.2.2. Méthodes d'analyse électrochimique de la corrosion (26,27)

On évalue le processus de corrosion intra-buccale par l'appréciation clinique des différentes données qualitatives telles que :

- la symptomatologie subjective ressentie par la patient de type brûlure ou goût métallique,
- le ternissement des restaurations prothétiques,
- la modification des teintes tissulaires gingivales (érythème de la gencive kératinisée),
- les ulcérations. (28,29)

Il existe également des méthodes quantitatives pour comprendre ces phénomènes et pouvoir les analyser soit en analysant les alliages soumis à un courant alternatif (méthodes électrochimiques), soit par mesures directes des éléments libérés (spectroscopie d'absorption atomique, spectroscopie d'émission atomique).

En particulier, on a recours à des méthodes d'analyse électrochimique car le phénomène de corrosion fait intervenir des transferts de charges électroniques. Les systèmes électrochimiques sont caractérisés par leur potentiel standard apparent (grandeur thermodynamique) et par leur constante de vitesse de transfert d'électrons (grandeur

cinétique mise en évidence par la mesure du courant). On analyse donc les relations courant/potentiel pour étudier ces systèmes. Le courant traversant la cellule électrochimique est déterminé non seulement par la résistance de la cellule mais aussi par le potentiel nécessaire pour que les réactions de transfert de charges aux interfaces puissent avoir lieu. Si les réactions électrochimiques ne peuvent avoir lieu, le courant ne pourra circuler. Le courant électrique observé est une fonction non-linéaire du potentiel de l'électrode.

1.2.2.1. Les mesures de potentiels en circuit ouvert

La potentiométrie est une méthode analytique qui permet la détermination du potentiel d'une électrode de travail (indicatrice) par rapport à une électrode de référence, parcourue par un courant i connu. Le potentiel électrique à l'interface entre le métal et l'électrolyte est étroitement dépendant des conditions expérimentales (composition de l'électrolyte, température, pH, état de surface du métal...). Les réactions électrochimiques à l'interface entre le métal et l'électrolyte varient avec le temps (28). L'augmentation du potentiel en fonction du temps est synonyme de la passivation du métal.

1.2.2.2. Les courbes de polarisation (courbes potentiodynamiques)

Établir les courbes potentiodynamiques (le logarithme de la densité de courant en fonction du potentiel) est le moyen d'évaluation le plus fiable pour prédire le comportement électrochimique des alliages. Ces courbes de polarisation permettent de déterminer quatre domaines potentiels :

- le domaine cathodique, où la diminution des valeurs de la densité de courant est causée par la réaction de réduction de l'eau et de l'oxygène partiellement dissous ;
- le domaine de transition du courant cathodique au courant anodique correspondant à la valeur de la densité de courant de corrosion i_{corr} obtenue à au potentiel de corrosion E_{corr} ;
- le domaine de passivité correspondant à l'intervalle de valeurs de potentiels pour lequel la densité de courant reste stable. Cette stabilité de la densité de courant est due à la formation de la couche de passivation à la surface de l'alliage ;
- le domaine transpassif caractérisé par une augmentation du courant causée par la dissolution du film d'oxyde protecteur et par une réaction d'oxydation des molécules d'eau.

On quantifie l'effet galvanique par la théorie du potentiel mixte. L'application de cette théorie nous permet de tracer les droites de Tafel pour chaque alliage et de résumer les mesures de l'anode et de la cathode du couple. De cette manière, on obtient deux nouvelles droites de Tafel et leur intersection indique les valeurs de potentiel du couple (E_{couple}) et de la densité de courant du couple (i_{couple}). (28) Cependant, cette approche présente quelques limites. En effet, Al-Ali et al. (30) ont simulé le couple galvanique en soudant différents matériaux et ils ont observé que les valeurs de la densité de potentiel et de courant du couple soudé ne correspondaient pas aux valeurs obtenues par la simple combinaison des courbes potentiodynamiques des matériaux testés individuellement. Ces valeurs ne concordent pas avec celles obtenues expérimentalement car la corrosion caverneuse n'est pas prise en compte dans la théorie mixte simplifiée.

Habituellement, on utilise une configuration à trois électrodes pour mesurer les potentiels respectifs de l'anode et de la cathode. On recrée ainsi un système électrochimique avec le montage suivant :

- une électrode de référence dont le potentiel est connu et stable (par exemple : l'électrode standard d'hydrogène ENH avec $E_0 = 0.000$ ou l'électrode au calomel saturé (ECS) avec $E = +0.2677$ V/ENH ou encore l'électrode au chlorure d'argent avec $E = +0,222$ V/ENH)
- une électrode de travail (indicatrice) constituée d'un poussoir assurant le contact électrique avec l'échantillon et d'un disque de l'alliage à étudier
- une contre-électrode (auxiliaire) (en platine dans le cas d'une cellule électrolytique standard selon ASTM (American Society for Testing and Materials)).

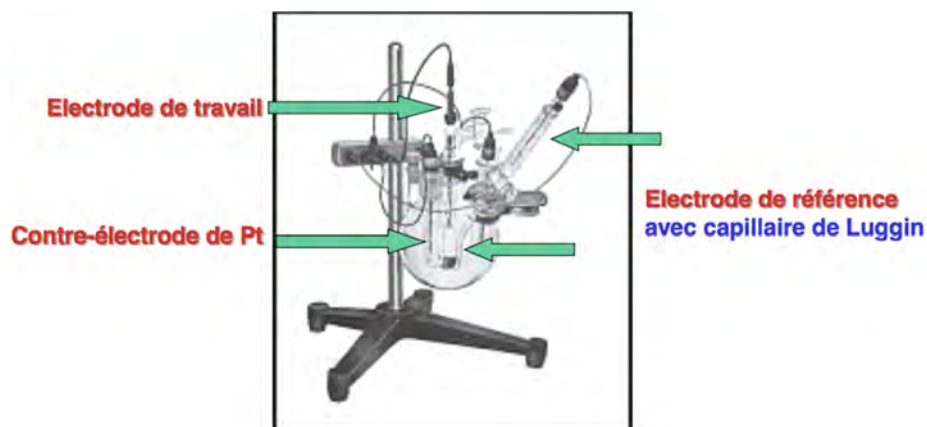


Figure 3 : Cellule électrolytique standard selon l'organisme international de normalisation ASTM (modèle AMEL, Milan, Italie)

On utilise un potentiostat/galvanostat (montage à trois électrodes) qui impose un courant entre l'électrode de travail et l'auxiliaire, le potentiel de l'électrode de travail est mesuré par rapport à la référence. La référence n'est plus polarisée comme dans un montage à deux électrodes, son potentiel est donc constant.

1.2.2.3. Ampéremètre à zéro résistance (ZRA) (31)

Mellado-Valero et al. (32) ont utilisé la méthode d'ampéremètre à zéro résistance (ZRA) pour analyser l'effet galvanique de cinq alliages dentaires (deux alliages cobalt-chrome, un alliage nickel-chrome-titane, un alliage or-palladium et un alliage titane (Ti6A4V)) quand ils sont couplés avec des implants en titane de grade 2. Il s'agit d'une méthode de mesure du courant de couplage en fonction du temps. On utilise un ampéremètre à résistance interne nulle de manière à mesurer le courant sans perturber le potentiel électrochimique de chaque électrode par un effet de chute ohmique.

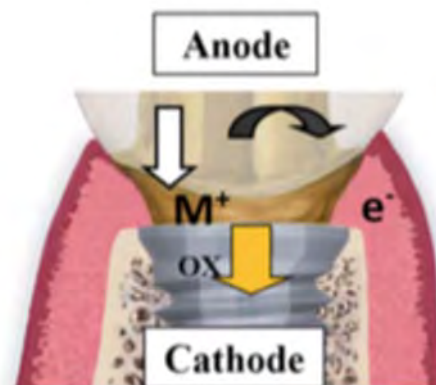


Figure 4 : Couple galvanique formé au sein du système implantaire : le métal le plus actif (le moins noble) joue le rôle d'anode et libère des ions dans le milieu, alors que le métal le plus noble joue le rôle de cathode (21)

L'alliage dans le couple qui se corrode correspond à l'alliage le moins noble, qui est aussi le plus actif. Le couplage entraîne un environnement local électropositif le long de l'interface implantaire.

1.2.3. Facteurs influençant les phénomènes de corrosion

On distingue différents facteurs influençant la corrosion d'un alliage :

- La composition de l'alliage
- La phase structurale de l'alliage
- L'état de surface (dureté, présence d'oxydes)
- Les crevasses
- Les traitements thermiques
- La combinaison d'alliages
- Le temps d'utilisation
- La présence d'ions fluorures modifiant le pH
- La différence de concentration en oxygène
- La plaque dentaire avec les micro-organismes
- Les contraintes mécaniques

1.3. La réponse de l'hôte

Brånemark (33) définit l'ostéointégration en 1976 comme « une connexion structurelle et fonctionnelle directe entre la structure osseuse ordonnée de l'os vivant et la surface d'un implant en charge au niveau de résolution du microscope optique ». Les prérequis pour garantir le succès de l'ostéointégration sont d'une part, la stabilité primaire ou mécanique de l'implant et d'autre part, l'architecture de l'os alvéolaire.

La réaction du tissu osseux aux biomatériaux sert d'indicateur de leur biocompatibilité.

On distingue trois catégories de biomatériaux :

- biotolérés
- bioinertes
- bioactifs

Heimke et al. (34), en 1990, donnent les définitions suivantes de ces notions. La biotolérance signifie que les ions ou les monomères constitutifs des biomatériaux s'infiltrent dans les tissus environnants. Cela provoque une réponse tissulaire de la part de l'hôte. Il en résulte une différenciation des cellules précurseurs en ostéoblastes, ce qui correspond à l'ostéogenèse à distance, et la formation d'une couche intermédiaire riche en collagène. A l'inverse, les biomatériaux bioinertes n'ont aucune influence biochimique sur la différenciation et la prolifération cellulaire dans les tissus péri-implantaires. La libération d'ions et de particules dans les tissus environnants sont considérés comme sans effets sur les cellules et sans effets systémiques. Une ostéogenèse de contact peut se produire du fait de l'absence de réaction de corps étranger. Les biomatériaux dits bioactifs, quant à eux, provoquent un dépôt d'hydroxyapatite de l'os péri-implantaire sur la surface de l'implant. Il s'agit d'une ostéogenèse de liaison.

Donath et al. (35), en 1992, ont remis en doute la notion de bioinertie du titane . Ils ont démontré que le titane est capable d'engendrer une réponse immunitaire de l'hôte. Les résultats de leur étude expérimentale démontrent la présence systématique de cellules géantes multinuclées lors des trois réactions tissulaires possibles aux corps étrangers (formation de tissu conjonctif, contact osseux direct ou liaison osseuse). La classification de la biocompatibilité des implants osseux décrite par Heimke (34) est remise en question car elle ne prends par en compte la multiplicité des facteurs influençant l'ostéointégration. Donath et al. (35) réduisent donc la définition de l'ostéointégration à une réaction des tissus à un corps étranger. Les tissus enchâssent le titane dans l'os en tant que mode de protection des tissus péri-implantaires.

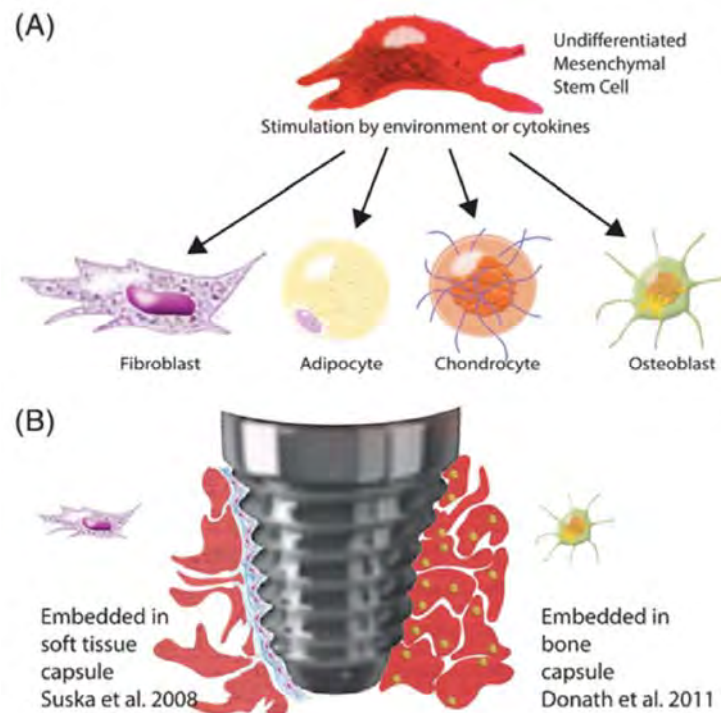


Figure 5: (A) Différenciation des cellules souches mésenchymateuses

(B) Fibrointégration versus ostéointégration (36)

Albrektsson et al. (2019) (37)

Linder et al. (38) ont montré que l'ostéointégration ne doit pas être comprise comme une réaction exclusive à un biomatériau spécifique mais comme l'expression d'une réponse curative non spécifique et fondamentale de l'os. Pour comprendre les mécanismes de l'ostéointégration, il est fondamental d'étudier les séries d'évènements cellulaires et moléculaires qui ont lieu au sein de la structure osseuse native des tissus hôtes intégrant le biomatériau.

1.3.1. Composition biochimique du tissu osseux (39)

Le tissu osseux est un tissu conjonctif spécialisé constitué de cellules spécialisées qui sont dispersées dans une matrice extracellulaire. Cette dernière est constituée de deux phases : une phase organique et une phase minérale. La phase organique protéique composée à 95% de fibres de collagène et à 5% de protéoglycanes (protéines non collagéniques) confère à l'os sa flexibilité. La phase minérale composée essentiellement d'hydroxyapatite $\text{Ca}_{10}(\text{PO}_4)_6(\text{OH})_2$ confère à l'os sa rigidité.

1.3.2. Différents types de tissus osseux

On distingue deux types de tissu osseux :

- l'os réticulaire (immature) qui correspond au tissu osseux embryonnaire et au tissu de consolidation des fractures,
- l'os lamellaire (mature) qui peut être soit compact (cortical) avec 10% de porosité, soit trabéculaire (spongieux) avec 75 à 95 % de porosité.

L'os cortical forme une couche fine et dense de tissu calcifié alors que le tissu spongieux, appelé aussi os trabéculaire, est formé principalement par le tissu hématopoiétique. En effet, la matrice osseuse ne représente que 15 à 25% de l'os spongieux. Cette matrice est organisée en travées qui forment un réseau tridimensionnel.

En raison de leurs différences de composition, les deux types de tissus osseux ne remplissent pas les mêmes fonctions. L'os cortical joue un rôle mécanique de protection avec une grande résistance à la torsion et une stabilité initiale élevée tandis que l'os spongieux, qui est riche en canaux vasculaires, permet d'alimenter les cellules mésenchymateuses progénitrices et joue un rôle fondamental dans les échanges métaboliques nécessaires au maintien l'équilibre phosphocalcique.

1.3.3. Biologie du remodelage osseux (40–42)

On dénombre plusieurs contingents cellulaires au sein des cellules osseuses :

- les ostéoblastes,
- les ostéocytes,
- les cellules bordantes,
- les ostéoclastes.

Seules les ostéoclastes dérivent des cellules souches hématopoiétiques (lignée monocyttaire), toutes les autres proviennent des cellules souches mésenchymateuses. (43)

Les ostéocytes sont d'anciens ostéoblastes qui sont restés emmurés dans la matrice osseuse minéralisée. Ils participent au maintien de la matrice extra-cellulaire et à la régulation de la calcémie. Les ostéocytes représentent le principal contingent cellulaire au sein de la matrice osseuse, plus de 95% de l'ensemble des cellules. (44)

On observe une morphologie cellulaire caractéristique. Les ostéocytes présentent un corps cellulaire fusiforme et de nombreuses extensions cytoplasmiques dendritiques formant un réseau de canalicules. C'est grâce à ce réseau de canalicules que les ostéocytes sont en contact permanent avec les cellules présentes à la surface de l'os (les ostéoclastes et les ostéoblastes).

Les ostéocytes sont les cellules pivots dans la régulation de la masse osseuse et de la structure avec les ostéoblastes (cellules qui forment la matrice osseuse) et les ostéoclastes (cellules qui résorbent l'os). Longtemps ignoré, leur rôle biologique est fondamental dans le bon déroulement du remodelage osseux. En effet, du fait de leur contact permanent avec les ostéoblastes et les ostéoclastes, les ostéocytes peuvent activer ces dernières pour démarrer un cycle de remodelage s'ils sont soumis à différents stimuli tels que des dommages causés à la matrice ou des contraintes mécaniques.

Les ostéoblastes et les ostéoclastes sont issus des cellules souches :

- issues de la lignée hématopoïétique (lignée monocyte-macrophage) pour les ostéoclastes
- issues de la lignée mésenchymateuse pour les ostéoblastes

Les ostéoblastes sont des cellules ostéoformatrices situées à la surface du tissu osseux en croissance. Ils élaborent les constituants organiques de la matrice extra-cellulaire.

Les cellules souches d'origine mésenchymateuses présentes dans la moelle osseuse donnent naissance aussi aux fibroblastes, aux adipocytes, aux chondroblastes et aux myoblastes. Il est important de connaître les différents facteurs de transcription spécifique des ostéoblastes qui sont nécessaires à activer pour initier la voie de différenciation ostéoblastique.

Les préostéoclastes se différencient en ostéoclastes sous l'action de multiples cytokines et facteurs environnementaux tels que le rank ligand qui est sécrété par les ostéoblastes (système RANK/RANKL/OPG).

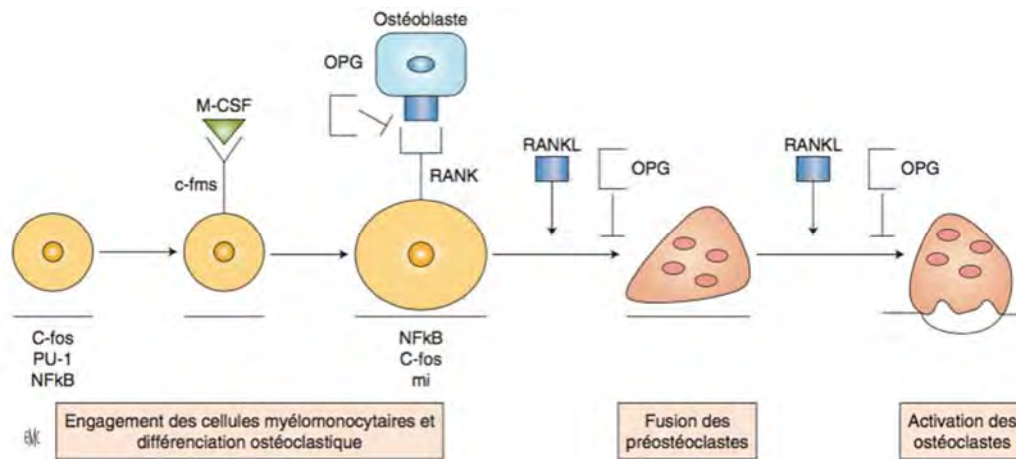


Figure 6 : Différenciation des cellules de la lignée ostéoclastique (41)

Les ostéoclastes sont des cellules multinuclées avec la propriété de se fixer au niveau de la matrice osseuse, d'isoler la matrice osseuse du milieu extérieur, de sécréter des protons et des métalloprotéases qui vont résorber la matrice minérale et organique du tissu osseux créant ainsi une lacune de résorption. Elles sont aussi une source de cytokine qui joue un rôle important dans l'homéostasie osseuse.

Les cellules bordantes sont des ostéoblastes au repos qui sont susceptibles de devenir des ostéoblastes actifs s'ils sont sollicités.

Quelque soit le type de tissu osseux, compact ou spongieux, l'os est en constant renouvellement. On distingue le remodelage osseux physiologique, processus indispensable au maintien de l'intégrité du tissu osseux et de l'homéostasie phosphocalcique, du remodelage dit pathologique (ostéoporose et maladie du tissu osseux).

Le remodelage osseux physiologique résulte de l'alternance d'une phase de formation et d'une phase de résorption osseuse grâce à l'activité synchronisée de plusieurs types de cellules spécialisées. Les ostéoblastes sont chargés de la formation et de la minéralisation osseuse. Les ostéoclastes sont en charge de la résorption et les ostéocytes sont responsables de l'initiation et du contrôle cellulaire du remodelage osseux. Ces cellules forment des unités fonctionnelles de remodelage. On dénombre des millions de ces unités fonctionnelles au sein de l'ensemble du tissu osseux du corps humain. Ces unités sont mobiles et progressent dans le tissu osseux. Les ostéoclastes sont à l'avant et les ostéoblastes, à l'arrière. Il existe une synchronisation temporelle et spatiale au niveau des activités métaboliques de ces deux populations cellulaires.

Un cycle de remodelage osseux dure environ quatre mois chez l'adulte. La phase de formation est la plus longue avec une durée de trois mois alors que celle de résorption dure un mois. Ce processus est basé sur l'intervention d'unités fonctionnelles de remodelage (appelées BMU « basic multicellular unit » décrites par Frost (45)) composées d'un ensemble multicellulaire associant les ostéoclastes, les ostéoblastes et les ostéocytes. Owen et al. (46) le démontrent dans leur étude in vitro portant sur le développement progressif du phénotype ostéoblastique chez le rat.

Les différentes phases du cycle sont les suivantes :

- **Phase d'activation** : La surface osseuse est normalement recouverte de cellules bordantes qui empêchent l'accès des ostéoclastes à la matrice extra-cellulaire. Sous l'effet de facteurs ostéorésorbants tels que la prostaglandine E2 (PGE2) ou la vitamine D3, on observe une rétractation des cellules bordantes qui libèrent ainsi l'accès aux ostéoclastes. Ces derniers peuvent donc adhérer à la matrice osseuse. Différentes molécules dont la M-CSF induisent la prolifération de précurseurs médullaires des ostéoclastes. Ceci favorise l'afflux des ostéoclastes. Il s'agit de facteurs ostéorésorbants.
- **Phase de résorption du tissu osseux** : phase qui dure environ douze jours où chaque ostéoclaste, devenu actif, se fixe à la matrice extra-cellulaire. On distingue deux étapes successives. Dans un premier temps, a lieu la dissolution de la matrice minérale par acidification du compartiment de résorption. Puis, dans un second temps, la matrice organique se dégrade sous l'action d'enzymes protéolytiques lysosomales. Il y a création d'une lacune osseuse dite de Howship.
- **Phase d'inversion** : une fois, la lacune osseuse formée, les ostéoclastes meurent par apoptose et sont remplacés par des cellules mononuclées sûrement de nature macrophagique qui lissent le fond de la lacune.
- **Phase de formation du tissu osseux** : les ostéoblastes jouent un rôle capital au cours de cette phase au niveau de la production de la matrice extra-cellulaire et de la minéralisation. En effet, quand la résorption est terminée, les macrophages à la

surface de la matrice érodée, au fond de la lacune osseuse, sont rapidement remplacés par des précurseurs ostéoblastiques qui se divisent et se différencient en ostéoblastes. Ces ostéoblastes synthétisent une nouvelle matrice extra-cellulaire qui n'est pas encore minéralisée. Il s'agit d'une substance pré-osseuse, appelée tissu ostéoïde, qui comble la lacune. Ensuite c'est la phase de minéralisation qui a lieu à la jonction entre tissu ostéoïde et tissu minéralisé.

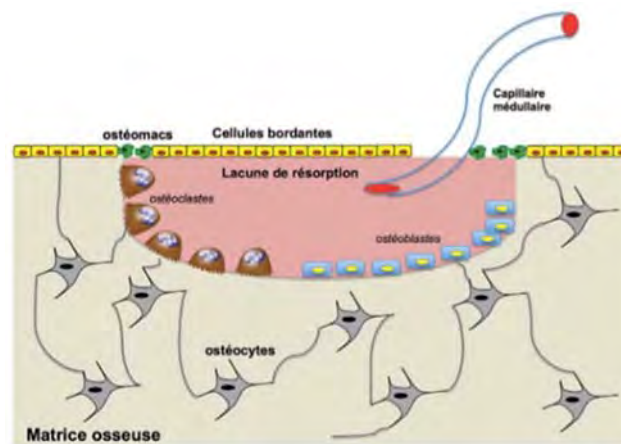


Figure 7 : Cycle du remodelage osseux physiologique (39)

La différenciation des ostéoblastes est un processus déterminé par une série d'évènements moléculaires et cellulaires en cascade. La prolifération des ostéoblastes initialement puis la maturation matricielle et la minéralisation de la matrice extracellulaire osseuse sont les résultats de l'expression génique. La formation osseuse est principalement dépendante du nombre d'ostéoblastes différenciés et la différenciation ostéoblastique est sous le contrôle de :

- facteurs de transcription,
- facteurs d'interactions cellulaires et matricielles,
- facteurs systémique et locaux.

La revue systématique de la littérature réalisée par Insua et al. (47) a mis en évidence l'existence d'autres facteurs, autres que les facteurs métaboliques, affectant le remodelage osseux lors du processus d'ostéointégration d'implants dentaires. Il s'agit de facteurs environnementaux, en particulier la concentration ionique d'ions métalliques libérés dans les

tissus péri-implantaires. En effet, la corrosion de la surface implantaire entraîne une dégradation de la couche de dioxyde de titane. Ces particules de titane libérées sont reconnues comme des substances étrangères à l'organisme. Elles engendrent donc une réaction inflammatoire au niveau des tissus péri-implantaires. Ces particules sont phagocytées par les macrophages et en cascade, les cellules de l'immunité M1 produisent des cytokines inflammatoires qui favorisent l'ostéoclastogenèse et l'ostéolyse de l'os péri-implantaire.

La littérature montre que l'ostéointégration implantaire est un équilibre à long terme entre les cellules immunitaires de l'hôte et les biomatériaux implantaires.

1.3.4. Mécanismes physiopathologiques (48)

Zarb et Alberktsson (49) définissent la péri-implantite comme le processus inflammatoire affectant l'ensemble des tissus autour des implants en fonction et aboutissant à une destruction osseuse. L'ostéolyse péri-implantaire est considérée comme une réaction à un corps étranger due à la libération d'ions et de particules métalliques dans les tissus environnants (50).

1.3.4.1. Ostéolyse induite par les débris de corrosion

Olmedo et al. (2009) (51) ont observé que la libération ionique induite par la corrosion pouvait être responsable de péri-implantite. Les particules dissoutes à la suite du processus de corrosion sont phagocytées par les macrophages (réponse de l'hôte) et libèrent des médiateurs de l'inflammation sous forme de cytokines pro-inflammatoires (défense de l'hôte) qui inhibent la production d'ostéoblastes et favorisent l'activité ostéolytique. Ils ont observé des macrophages chargés de particules métalliques qui deviennent des indicateurs du processus de corrosion dans le tissu gingival péri-implantaire des implants défailants.

Une cascade de réactions biologiques est ainsi déclenchée avec la libération de l'activateur du récepteur NF-kappaB (RANK) qui se lie à l'activateur du récepteur NF-kappaB ligant (RANKL). Il entraîne l'activation de l'ostéoclastogenèse, de l'ostéolyse et inhibe ainsi l'ostéogenèse.

De plus, les ions métalliques libérés tels que le nickel, le chrome ou le cobalt ont des conséquences moléculaires et cellulaires. Leur concentration élevée dans les tissus voisins de l'implant provoque une augmentation des molécules d'adhésion intercellulaire telles que l'ICAM-1, une production élevée de TNF- α et d'IL-1 au niveau des monocytes. La libération d'ions métalliques provoque un infiltrat lymphocytaire péri-implantaire. Cet infiltrat inflammatoire favorise la nécrose et l'apoptose des cellules osseuses. Ces phénomènes conduisent à une ostéolyse des tissus péri-implantaires.

L'ostéointégration doit être perçue comme un processus inflammatoire immuno-modulé dans lequel le système immunitaire est localement régulé à la hausse ou à la baisse, influençant largement le processus de cicatrisation tout entier (52). La conférence de consensus de la société européenne de biomatériaux de 1986 (53) de Chester est fondamentale car elle clarifie pour la première fois les interactions des biomatériaux avec les tissus vivants et elle affirme que l'inertie d'un biomatériaux n'est pas synonyme de biocompatibilité. Trindade et al. (2016) (52) définissent le concept d'équilibre de corps étranger appliqué à l'ostéointégration des implants dentaires en titane.

Santin et al. (2012) (54) définissent la réaction au corps étranger implantaire comme une réponse de l'hôte inévitable. La surface du biomatériau incorpore des protéines dès que le biomatériau entre en contact avec les tissus vivants, ce qui modifie la conformation de ces molécules. Elles agiront alors comme des antigènes déclenchant ainsi une réponse immunitaire et inflammatoire se terminant sous la forme d'une réaction à un corps étranger.

Tamaki et al. (2008) (55) ont synthétisé les données actuelles obtenues in vivo suggérant que l'os péri-implantaire est directement résorbé par les monocytes et les macrophages indépendamment des ostéoclastes. De plus, ils ont conclu que les ostéoclastes pourraient également provenir des macrophages en fusion. Ce processus est dépendant de l'activation des récepteurs du ligand du facteur nucléaire kappa-B (RANKL) et de la colonie de macrophages facteur stimulant (M-CSF).

Vermes et al. (56) ont étudié la réponse des ostéoblastes aux particules de débris d'usure. Les résultats de l'étude ont montré que le processus de phagocytose des particules

de débris de la part des ostéoblastes induit la production d'interleukine-6 et supprime la synthèse de collagène de type I. D'une part, cette production d'interleukine-6 induit une différenciation et / ou une activation d'ostéoclastes mais d'autre part, la diminution de la fonction ostéoblastique (synthèse réduite de collagène de type I) limite le remplacement de l'os résorbé par un nouveau tissu osseux.

1.3.4.2. Ostéolyse induite par les courants électriques générés par la corrosion

La manière dont les signaux électriques associés à la corrosion peuvent affecter l'ostéointégration est mal connue (Gittens et al. 2011) (57). L'étude de Zhao et al. (2006) (58) souligne l'importance des potentiels électriques endogènes dans la signalisation cellulaire et l'expression génique.

Les travaux de Fukada et Yasuda en 1957 (59) ont démontré la nature piezoélectrique du tissu osseux. Ils ont découvert qu'une stimulation électrique exogène pouvait améliorer la formation osseuse. Guzelsu et al. (60) en 1979 sont à l'origine des découvertes d'autres propriétés électriques endogènes de l'os qui pourraient jouer un rôle dans le mécanisme de rétroaction du remodelage et du développement de l'os .

Bassett, Pawluck et al. (1964) (61) ont démontré que la croissance osseuse était optimale pour des courants dont l'intensité était comprise entre 5 et 20 uA. En dessous du seuil de 5 uA, la formation osseuse n'est pas améliorée et au dessus du seuil de 20 uA, le tissu osseux se nécrose. Ferrier et al. (1986) (62) ont observés que les ostéoblastes sont attirés par les charges électro négatives alors que les ostéoclastes sont attirés par les charges électro positives. Ainsi, la croissance osseuse pourrait également être attribuée à la polarité négative et la résorption osseuse à la polarité positive, suggérant que les signaux électriques agissent comme un mécanisme de rétroaction pour le remodelage osseux (Becker et al. 1977 (63)).

Denaro et al. (2008) (64) ont démontré qu'un champ électromagnétique continu de faible intensité comparable à celui qui se crée autour des implants métalliques avec le

courant de corrosion inhibe le schéma de différenciation des ostéoblastes. Cela a pour conséquence une diminution de la formation osseuse péri-implantaire.

En effet, les cellules ostéoblastiques soumises à ce champ électromagnétique ont présenté une augmentation progressive de l'activité phosphatase alcaline. De plus, l'analyse moléculaire a démontré que les ARNm de Runx2 et de collagène de type I étaient régulés négativement après l'application de courant continu de faible intensité.

1.4. Contexte et problématique de l'étude

1.4.1. Contexte

La problématique du couplage galvanique en implantologie a été étudiée depuis la fin des années 1980. A l'exception de Foti (65) qui a réalisé une étude in vivo chez les primates en 1999, toutes les études retrouvées dans la littérature ont été réalisées in vitro.

Il n'existe qu'une seule revue traitant de l'influence du polymétallisme sur le couplage galvanique dans la littérature. Il s'agit de la revue menée par Mellado Valero et al. (32) qui a été publiée en Janvier 2018. Les études sélectionnées dans cette revue ne traitaient pas exclusivement des couplages galvaniques en implantologie. Cette revue incorporait des études sur le couplage entre des amalgames et d'autres alliages métalliques. De plus, ils n'ont pas extrait de données quantitatives de leur revue.

1.4.2. Problématique : la perte implantaire

Adell et al. (1981) (16) ont mené une des premières études longitudinales de 5 à 10 ans sur le taux de survie implantaire. Dans les cas de réhabilitations prothétiques fixes, le taux de survie était de 81% au maxillaire et de 91% à la mandibule. En 1986, Albrektsson, Zarb, Worthington, et Ericksson (66) ont établi un consensus sur la définition des critères de succès implantaire. Ils concluent que le taux de succès à 5 ans doit être égal à 85% et 80% à 10 ans pour pouvoir estimer que le traitement est une réussite.

En 2019, dans une nouvelle étude, Adler et al. (67) ont fait le constat que malgré le nombre important d'études réalisées chaque année sur le taux de survie implantaire, peu

d'études avaient une période de suivi supérieure à 10 ans et décrivaient toutes les complications survenues (biologiques et mécaniques). Le taux de survie à long terme des implants était de 55,5% en ne prenant en compte seulement les péri-implantites et les complications techniques moyennes et majeures. Tandis que le taux de réussite était de 20,6%.

Pour permettre les conditions de succès des traitements implantaire, il faut connaître tous les types d'échecs. La revue systématique de la littérature de Pjertusson et al. (2012) (68) étudie le taux de survie implantaire et le taux de complications chez des patients porteurs de restaurations fixes implanto-portées. Les études incluses dans la revue vont de 1966 à Août 2011 et elles ont une période de suivi de 5 ans. Cette revue détaille tous les types de complications implantaire et permet de déterminer trois niveaux de sévérité des complications techniques (majeure, moyenne et mineure). On retrouve ces complications dans la figure ci-dessous.

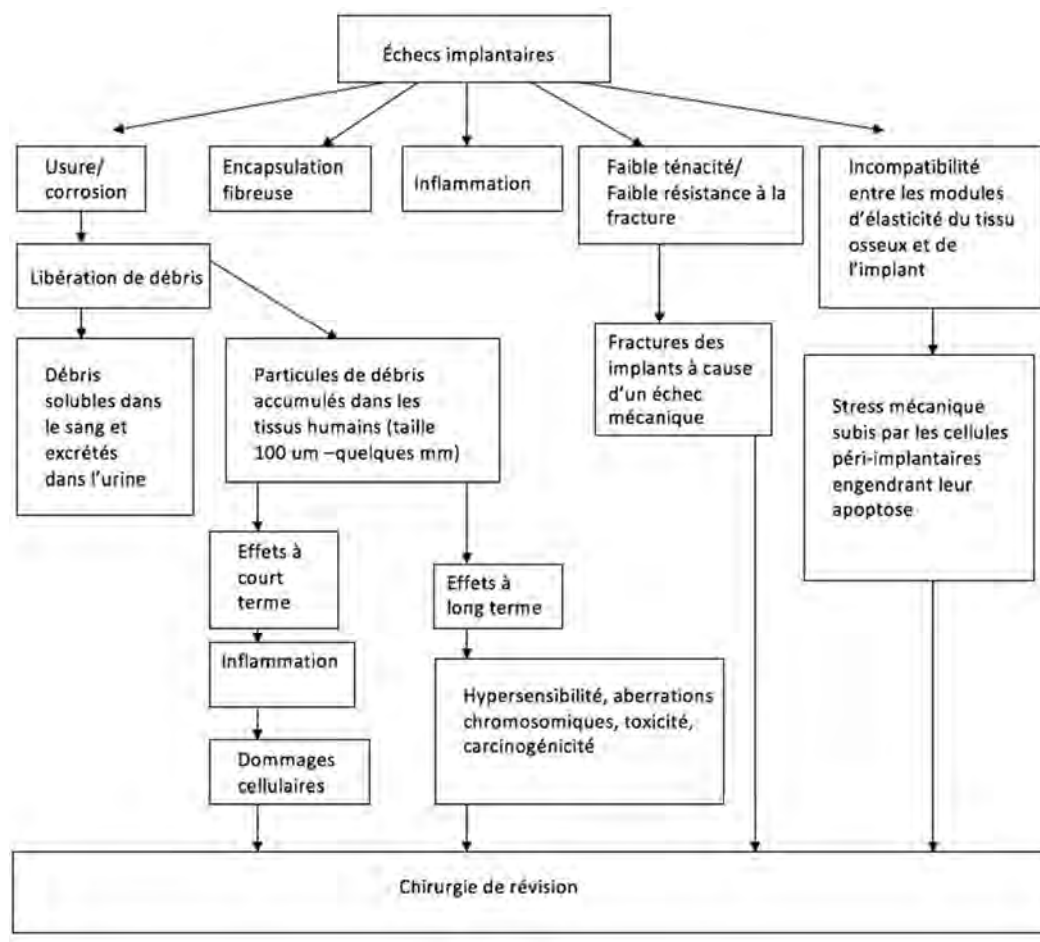


Figure 8 : Différentes causes des échecs implantaire (schéma adapté de Geetha et al. 2009) (69)

La première propriété requise pour le choix d'un biomatériau est sa biocompatibilité. Les implants dentaires ne doivent engendrer aucun effet indésirable (allergie, réaction inflammatoire ou toxicité) et ceci dès la pose chirurgicale de l'implant. La stabilité à long terme des implants en titane dépend de l'établissement d'un contact direct entre l'os et l'implant, connu sous l'acronyme BIC (Bone-Implant-Contact), sans interposition de tissu conjonctif fibreux. Il est primordial d'étudier les phénomènes de corrosion à l'interface implantaire. En effet, ils peuvent être responsables à deux niveaux de nombreux échecs implantaires. D'une part, par la libération d'ions métalliques de type Ti^{4+} dans les tissus biologiques environnants, ils peuvent engendrer une réaction inflammatoire du tissu péri-implantaire et à terme une résorption osseuse en diminuant l'activité phosphatase alcaline des ostéoblastes. D'autre part, le processus de corrosion peut limiter la résistance du métal à la fatigue, ce qui peut éventuellement causer la fracture de l'implant. Olmedo et al. (70) ont trouvé des particules de métal incluses dans le tissu osseux ostéointégré des implants qui ont échoué en raison de la fatigue du métal, apportant la preuve de la corrosion de la structure métallique.

1.5. Objectif de l'étude

L'objectif principal de cette étude est de déterminer par une revue de la littérature quels sont les alliages prothétiques les moins à risque de corrosion galvanique lors de leurs couplages avec des alliages implantaires de titane. Ce travail a également pour objectifs secondaires d'appréhender les conséquences locales de la corrosion électrochimique en implantologie orale.

2. Matériels et méthodes

2.1. Stratégie de recherche

2.1.1. Définition des mots-clés

Deux relecteurs indépendants (C.B et M.L) ont mené une revue systématique de la littérature scientifique odontologique d'articles publiés entre Avril 1980 et Janvier 2018. Nous avons utilisé les bases de données suivantes :

- MEDLINE (Medical Literature Analysis and Retrieval System Online) (via PubMed)
- EBSCO via DOSS (Dentistry and Oral Sciences Source)
- Scopus

Les combinaisons des mots clés « keywords » et équivalents « MeSH terms » utilisées pour les recherches bibliographiques ont été les suivantes :

- Phénomène d'électrogalvanisme: « galvanic corrosion » OR « electrochemical behavior » OR « electrochemical studies »
- Biomatériaux: « dental implant » OR « oral implantology » OR « biomedical alloy » OR « titanium » OR « tantalum » OR « zirconia » OR « tantalum » OR « PEEK » OR « metallic alloy »
- Effets indésirables: « cytotoxicity » OR « ion release »

2.1.2. Equation de recherche

A l'intérieur de chaque groupe, les mots clés ont été reliés entre eux par l'opérateur booléen « OR » et l'association entre chaque groupe a été obtenue en utilisant l'opérateur booléen « AND ». En raison d'un trop grand nombre de résultats obtenus sur Pubmed (1279 articles trouvés), il a été décidé de rajouter les mots clés : « nano-titanium » OR « cancer » OR « antibacterial ». Ces trois derniers mots clés ont été reliés au reste de l'équation de recherche par l'opérateur booléen « NOT ».

L'équation de recherche finale utilisée sur la base de données Pubmed a donc été la suivante: (galvanic corrosion OR electrochemical behavior OR corrosion behavior OR electrochemical studies) AND (dental implant OR oral implantology OR biomedical alloys OR titanium OR zirconia OR tantalum OR PEEK OR metallic alloy) AND (cytotoxicity OR ion release) NOT (nano-titanium OR cancer OR antibacterial). Une équation de recherche simplifiée a dû être utilisée sur DDOSS (EBSCO) : (galvanic corrosion) AND (dental implant) AND (ion release). Sur cette même base de données, on a appliqué la recherche avancée qui comprenait l'application des sujets équivalents et des mots connexes ainsi que la recherche des mots-clés dans l'ensemble du texte. Enfin sur la base de données Scopus, l'équation de recherche a dû être raccourcie aux termes suivants : (electrochemical behavior) AND (titanium) AND (dental implant).

2.2. Critères de sélection

2.2.1. Critères d'inclusion

La sélection des articles a été basée sur une lecture initiale des titres et des résumés et a été suivie par une lecture des textes en entier.

Les critères de sélection pour les études étaient :

- ✓ Articles en langues française ou anglaise
- ✓ Etudes cliniques comparatives prospectives in vitro et in vivo
- ✓ Revues de la littérature
- ✓ Implants dentaires
- ✓ Chez l'être humain et l'animal
- ✓ Etude d'alliages de prothèses unitaires ou plurales céramo-métalliques ou métalliques implanto-portées
- ✓ Comparaison d'au minimum deux alliages prothétiques
- ✓ Analyses électrochimiques type circuit ouvert ou courbes de polarisation
- ✓ Implantologie orale
- ✓ Résultats électrochimiques

- ✓ Prothèse implantaire fixe unitaire ou plurale et prothèse amovible complète à support implantaire
- ✓ Corrosion galvanique

2.2.2. Critères d'exclusion

Les articles comprenant les critères suivants ont été exclus de l'étude :

- ✓ Couple galvanique en orthodontie et en chirurgie orthopédique
- ✓ Etude du comportement électrochimique de l'alliage Nickel-Titane
- ✓ Case report
- ✓ Restaurations prothétiques à base d'amalgame
- ✓ Autres mécanismes de corrosion (par frottement, par piqûre, par effet de crevasse...)

2.3. Extraction des données et qualité des études

Les données extraites ont été recueillies par deux relecteurs indépendants en respectant les critères PRISMA de la Cochrane.

La qualité de l'étude a été évaluée pour chaque article ainsi que le niveau de preuve en suivant les recommandations 2011 de l'Oxford Center for Evidence-Based Medicine (Howick et al. 2011). Deux relecteurs indépendants ont échelonné les études selon leur qualité.

2.4. Définition des critères de jugement

2.4.1. Critère de jugement principal

Nous avons choisi la densité de courant de corrosion I_{corr} , exprimée en $\mu A/cm^2$, bon indicateur de la résistance à la corrosion galvanique, comme critère de jugement principal. Ce paramètre électrochimique est approprié car il répond aux critères importants suivants :

- reproductible
- représentatif et spécifique de la résistance à la corrosion
- facilement mesurable
- fiable
- validé par la communauté scientifique.

Cortada et al. (22) définissent la densité de courant de corrosion comme le courant divisé par la surface de l'électrode. Ce paramètre représente la taille du composant anodique qui circule au potentiel de corrosion E_{corr} . On note également que le potentiel de corrosion E_{corr} n'a pu être choisi comme critère de jugement principal car il est non reproductible. En effet, il est dépendant du potentiel mesuré à la cathode.

2.4.2. Critères de jugement secondaires

2.4.2.1. Concentration d'ions métalliques libérés

La technique ICP-MS (spectrométrie de masse à plasma induit) permet de quantifier le plus précisément possible les éléments chimiques dans des solutions très diluées. C'est une technique d'identification très sensible.

On peut également mesurer la masse de substance perdue (exprimée en g/cm³/jour) grâce à une modélisation mathématique basée sur des mesures de densité de courant en circuit court des couples galvaniques.

2.4.2.2. État de surface d'oxydation

L'analyse précise des états de surface des zones soumises à l'oxydation est possible grâce à l'utilisation du microscope électronique à balayage. On réalise les observations avant et après les tests électrochimiques. La spectrométrie d'Auger est également utilisée pour préciser les observations microscopiques. Cette technique d'analyse élémentaire est très sensible aux petites surfaces.

3. Résultats

3.1. Nombre d'études incluses (diagramme de flux)

La recherche bibliographique a permis de trouver 233 résultats sur la base de données Pubmed, 47 résultats sur la base spécialisée DDOSS (EBSCO) et 16 résultats sur la base Scopus.

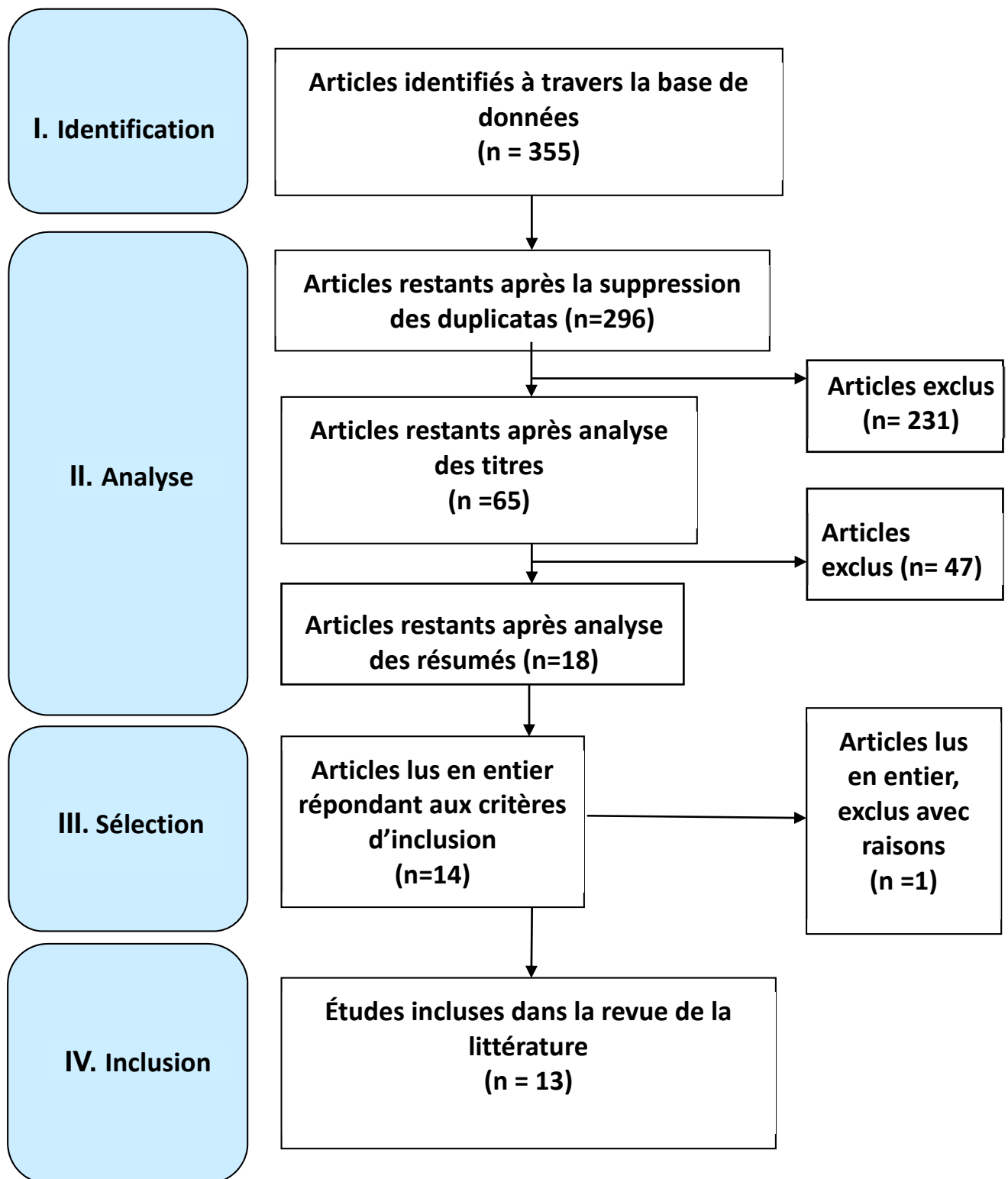


Figure 9 : Arbre de sélection des études de la revue (diagramme de flux PRISMA)

3.2. La densité de courant de corrosion I_{corr}

Études	Observations sur les variations de I_{corr}
Ravnholt et al. (1988) (24)	Pas de courant de corrosion enregistré pour les couples {Ticp/Au} et {Ticp/CoCr}
Geis-Gerstorfer et al. (1989) (71)	$I_{corr} \{Ticp/NiCrMo\} \ll I_{corr} \{Ticp/NiCrBe\}$
Ravnholt et al. (1991) (72)	$I_{corr} \{Ticp/AgPd\} < I_{corr} \{Ticp/C-PMMA\}$
Reclaru et al. (1994) (20)	$I_{corr} \{Ticp/Au\} < I_{corr} \{Ticp/Ag\} < I_{corr} \{Ticp/NiCrMo\} < I_{corr} \{Ticp/NiCrBe\} < I_{corr} \{Ticp/FeCr\}$
Venugopalan et al. (1998) (73)	$I_{corr} \{Ticp/CoCrMo\} < I_{corr} \{Ticp/NiCrMo\} < I_{corr} \{Ticp/AgPd\} < I_{corr} \{Ticp/FeCr\} < I_{corr} \{Ticp/Au\} < I_{corr} \{Ticp/NiCr\} < I_{corr} \{Ticp/NiCrBe\} < I_{corr} \{Ticp/Ag\}$
Grosgeat et al. (1999) (26)	<p><u>Salive type Fusayama-Meyer</u> : $I_{corr} \{Ticp/Au\} < I_{corr} \{Ticp/Pd\} < I_{corr} \{Ticp/Ag\} < I_{corr} \{Ticp/CoCr\}$</p> <p><u>Salive type Fusayama-Meyer</u> : $I_{corr} \{TA6V4/Au\} < I_{corr} \{TA6V4/Pd\} < I_{corr} \{TA6V4/CoCr\} < I_{corr} \{TA6V4/Ag\}$</p> <p><u>Salive type AFNOR</u>: $I_{corr} \{Ticp/Ag\} < I_{corr} \{Ticp/Au\} < I_{corr} \{Ticp/CoCr\} < I_{corr} \{Ticp/Pd\}$</p> <p><u>Salive type AFNOR</u> : $I_{corr} \{TA6V4/CoCr\} < I_{corr} \{TA6V4/Ag\} < I_{corr} \{TA6V4/Au\} < I_{corr} \{TA6V4/Pd\}$</p>
Cortada et al. (2000) (22)	$I_{corr} \{Ticp1/Ticp2 \text{ usiné}\} < I_{corr} \{Ticp1/Ticp2 \text{ coulé}\} < I_{corr} \{Ticp1/Au\} < I_{corr} \{Ticp1/Pd\} < I_{corr} \{Ticp1/CrNi\}$
Taher et al. (2003) (23)	$I_{corr} \{Ticp/AgPd\} < I_{corr} \{Ticp/Au\} < I_{corr} \{Ticp/CoCr\} < I_{corr} \{Ticp/NiCrMo\} < I_{corr} \{Ticp/CoCr\} < I_{corr} \{Ticp/TiCuAg\} < I_{corr} \{Ticp/Ticp\} < I_{corr} \{Ticp/Amg\}$
Oh et al. (2004) (74)	$I_{corr} \{Ticp3/Au\} < I_{corr} \{Ticp3/Ticp3\} < I_{corr} \{Ticp3/NiCr\} < I_{corr} \{Ticp3/AgPd\} < I_{corr} \{Ticp3/CoCr\}$

Al-Ali et al. (2005) (30)	Icorr {Ticp2/Au} < Icorr {Ticp2/AgAuPd} < Icorr {Ticp2/AuAgPt} pour le mode de jonction adhésif Icorr {Ticp2/AgAuPd} < Icorr {Ticp2/AuAgPt} < Icorr {Ticp2/Au} pour la soudure au laser
Tuna et al. (2009) (21)	Icorr {Ticp4/CoNi} < Icorr {Ticp4/Au} < Icorr {Ticp4/Pd} < Icorr {Ticp4/CoCr}
Comaneanu et al. (2016) (75)	Icorr {TA6V4/CoCr} < Icorr {TA6V4/NiCr}
Mellado-Valero et al. (2018) (32)	Icorr {Ticp2/TA6V4} < Icorr {Ticp2 /Au} < Icorr {Ticp2/CoCr} < Icorr {Ticp2/NiCrTi}

Tableau 2 : Synthèse des résultats de l'évaluation du paramètre Icorr des couples galvaniques (Ticp : titane commercialement pur de grade 1 ou 2, CoCr: cobalt-chrome, NiCrMo : nickel-chrome-molybdène, NiCrBe : nickel-chrome-béryllium, C-PMMA : composite polyméthylméthacrylate aux fibres de carbone, Au : or, Ag : argent, FeCr : fer-chrome, TiCuAg : titane expérimental TerTi, Amg : amalgame).

Neuf études (Ravnholt et al. (1988) (24); Reclaru et al. (1994) (20); Venugopalan et al. (1998) (73); Cortada et al. (2000) (22); Taher et al. (2003) (23) ; Oh (2004) (74) et Tuna et al. (2009) (21) ; Mellado-Valero et al. (2018) (32)) ont comparé le comportement électrochimique des alliages précieux et non précieux lors de leur couplage galvanique avec des implants en titane commercialement pur.

Deux études (Geis-Gerstrofer et al. (1989) (71) et Comaneanu et al.(2016) (75)) s'intéressent uniquement à la comparaison d'alliages non précieux entre eux.

Al-Ali et al. (2005) (30) est le seul à établir un classement des valeurs de densité de courant des alliages précieux couplés à des échantillons de titane commercialement pur de grade 2.

Cortada (22) et Oh (74) étudient l'incidence de la technique de réalisation des alliages sur leur résistance à la corrosion tandis qu'Al-Ali (32) étudie l'influence du mode de jonction du couple galvanique.

Enfin, tous les auteurs des études sélectionnées ont choisi le titane commercialement pur comme métal implantaire à l'exception de Comaneanu (75). L'alliage TA6V4 en tant qu'alliage implantaire a été étudié dans deux études (Comaneanu (75) et Grosogeat (28)).

3.3. Critères de jugement secondaires

3.3.1. Evaluation de la libération d'ions métalliques

L'évaluation de la libération ionique dans l'environnement voisin de l'implant peut être réalisée par plusieurs méthodes. Geis-Gertof et al. (71) mesurent la masse de substance perdue (exprimée en g/cm³/jour) grâce à une modélisation mathématique basée sur des mesures de densité de courant en circuit court des couples galvaniques Ti/Ni-Cr-Mo et Ti/Ni-Cr-Be complétée par une spectrométrie d'absorption atomique (AAS).

Cortada et al. (22) utilisent la technique ICP-MS (spectrométrie de masse à plasma induit) afin de quantifier le plus précisément possible les éléments chimiques dans des solutions très diluées. C'est une technique d'identification très sensible. On obtient les résultats suivants :

- Pour les alliages précieux et semi-précieux :

Cortada (22) observe que la libération ionique augmente plus doucement dans la partie de l'alliage précieux qui est en contact directement avec le titane. Le couplage entre le titane et l'alliage à base d'or a donc un effet protecteur vis-à-vis de la corrosion. La libération d'ions du titane Ti⁴⁺ est similaire en termes de concentration (de l'ordre de 20 ng/ml au bout de 100 heures) et de débit à la libération des ions issus de l'or Au³⁺. De plus, on note une stabilisation de la libération ionique au bout d'environ 100 heures d'immersion. Cependant, on observe une libération relativement importante d'ions cuivre et argent (environ 120ng/ml) après 100 heures d'immersion.

L'alliage à base de palladium (alliage semi-précieux) couplé au titane implantaire libère très peu d'ions palladium, environ 20 ng/ml après 560 heures d'immersion mais on observe une concentration significative d'ions cuivre et gallium, spécialement après 100 heures, de l'ordre de 120 ng/ml.

Pour les deux classes d'alliages, on note une dissolution sélective des phases riches en cuivre.

- Pour les alliages non précieux et le titane :

Ces alliages dit passivables car capables de former une couche protectrice à leur surface, une libération ionique des métaux constituants importante est observée une fois que la couche de passivation est rompue.

Tuna et al. (21) ont estimé également la libération d'ions métalliques dans la salive artificielle à l'aide de la technique de spectrométrie de masse à plasma induit (ICP-MS). On note une concentration ionique totale significativement plus élevée de l'ordre de 2 ppm pour les alliages non précieux tandis que les alliages précieux présentent une concentration ionique bien plus faible, de l'ordre de 0,2 ppm. La concentration ionique de titane libéré dans la solution expérimentale à partir de tous les couples Ti/suprastructure était presque la même, approximativement de 0,18 ppm.

3.3.2. Evaluation de la surface d'oxydation sur le titane

Reclaru et al. (20) ont observé plusieurs surfaces corrodées ou non au microscope électronique à balayage. L'analyse de l'état de surface avant et après les essais de corrosion galvanique montrent qu'un certain nombre d'alliages subissent une dégradation de surface, malgré les faibles quantités de courant générés par les couplages galvaniques. En particulier, les alliages non précieux nickel-chrome (avec adjonction de l'élément molybdène) subissent une modification importante de leur état de surface. De plus, ils ont observé une attaque de la surface de l'échantillon de titane commercialement pur, révélant sa structure dentritique.

Grosgeat et al. (26) ont évalué la structure de surface des alliages soumis à la corrosion galvanique grâce à deux techniques différentes. D'une part, ils ont fait des observations au microscope électronique à balayage de surfaces corrodées ou non et d'autre part, ils ont utilisé la spectrométrie d'Auger pour analyser trois séries d'échantillons de titane (Ti cp et TA6V4) passivés et non passivés. L'observation microscopique des surfaces n'a révélé aucun dommage causé par la corrosion mais ils ont analysé la couche de passivation à la surface des implants en TA6V4.

Ils ont calculé l'épaisseur de la couche d'oxydes entre 1.15 et 1.25 nm. La vitesse approximative de formation de la couche de passivation est estimée à 2.3 nm/V. De plus, ils ont souligné que les profils de concentration en oxygène et en titane étaient inversement proportionnels. La libération d'ions métalliques de titane devenait stable quand la couche de passivation atteignait une épaisseur de 8 nm.

Oh et al. (2004) (74) ont analysé les surfaces des suprastructures et les interfaces entre les suprastructures et les connectiques implantaires au microscope électronique à balayage. Il en résulte que des points noirs ont été observés sur la surface des connectiques en titane dans tous les couplages galvaniques. Ce qui permet de considérer que la corrosion localisée avait lieu dans la salive artificielle. L'alliage à base de CoCr couplé au titane commercialement pur de grade 3 constitue le couple le plus à risque de corrosion galvanique tandis que les alliages précieux, semi-précieux et à base de NiCr (enrichi en molybdène) sont moins à risque de corrosion lors de couplage au Ti cp.

Enfin, Tuna (21) a utilisé aussi le microscope électronique à balayage. Une comparaison des images au microscopes avant et après les tests électrochimiques a montré que les surfaces des suprastructures des alliages non précieux étaient extrêmement sensibles à la corrosion. On observe des ségrégations à la surface des alliages. Cela indique que la corrosion a débuté à partir des joints de grains. Il n'y a pas de changement significatif observé sur les images du microscope pour les alliages précieux à base d'or et de palladium.

3.4. Tableaux de résultats

Etudes	Alliages étudiés Implants (ou connectiques implantaires) // Superstructures prothétiques	Techniques d'analyse électrochimique	Densité de courant I _{corr} (μA/cm ²)	
Ravnholt et al. (1988)	Ti cp // Au Ti cp // CoCr	potentiostat, PD	0 0	
Geis-Gerstorfer et al. (1989)	Ti cp // NiCrMo Ti cp // NiCrMoBe	potentiostat, PD	A t0: icorr= 1,5; A t(5h): icorr= 0,5 A t0: icorr= 40; A t(5h): icorr= 25	
Ravnholt et al. (1991)	Ti cp//PMMA Ti cp//Au,Ag, Pd, Cu, Zn+In Ti cp//Au, Pt, Pd, Ag Ti cp//Au, Ag, Pd, Cu+Zn+Sn+In	PS, PD	0 0 0 0,3	
Reclaru et al. (1994)	Ti c.p.(grade 4) // Au (5 alliages à haute et faible teneur en Au) Ti cp (grade 4) // Ag-Pd Ti cp (grade 4) // Pd Ti cp (grade 4) // FeNiCr (3 alliages) Ti cp (grade 4) // NiCrMo	PD, OCP, potentiostat théorie du potentiel mixte	[0,018 - 0,11] 0,21 0,24 [0,26 - 4,7] [0,51 - 0,96]	
Venugopalan et al. (1998)	Ti cp (grade 2) // Au Ti cp (grade 2) // AgPd Ti cp (grade 2) // Ag Ti cp (grade 2) // Fe Ti cp (grade 2) // CoCrMo Ti cp (grade 2) // NiCrMo Ti cp (grade 2) // NiCr Ti cp (grade 2) // NiCrBe	PD, OCP, potentiostat	0,11 0,043 0,198 0,067 0,002 0,037 0,113 0,127	
Grosgeat et al. (1999)	Ti cp // Au (2 alliages à haute et faible teneur en Au) Ti cp // Ag Ti cp // Pd Ti cp // CoCr Ti6Al4V //Au (2 alliages à haute et faible teneur en Au) Ti6Al4V//Ag Ti6Al4V// Pd Ti6Al4V// CoCr	PD, OCP, potentiostat (théorie du potentiel mixte et diagramme d'Evans)	[0,083- 0,303] 0,193 0,099 0,198 [0,081- 2,022] 0,922 0,113 0,279	Solution Fusayama (théorie du potentiel mixte) Solution AFNOR (diagramme d'Evans) [0,350 - 0,660] 0,250 0,530 0,430 [0,350- 1,890] 0,080 0,460 0,010
Cortada et al. (2000)	Ti cp (grade 1) // Au (50%) Ti cp (grade 1) // Pd (73,7%) Ti cp (grade 1) // NiCr (Ni = 76,5%, Cr = 14,63%) Ti cp (grade 1) // Ti cp (grade 2) coulé Ti cp (grade 1) // Ti cp (grade 2) usiné	PD, OCP, potentiostat	0,035 4,0. 10 ⁻³ 0,11 -8,0.10 ⁻³ -7,1. 10 ⁻³	

Tableau 3 : Caractéristiques principales des études incluses

Etudes	Alliages étudiés Implants (ou connectiques implantaires) // Superstructures prothétiques	Techniques d'analyse électrochimique	Densité de courant I _{corr} (µA/cm ²)	
Taher et al. (2003)	Ti cp grade 1 // Au	potentiostat	-86,2	
	Ti cp grade 1 // AgPd		34,4	
	Ti cp grade 1 // NiCr		-350	
	Ti cp grade 1 // CoCr (2 alliages)		-205,4 et -595,5	
	Ti cp grade 1 // Ter Ti (Ag)		-170	
	Ti cp grade 1 // SSTI (Ti cp grade 1)		-873,5	
Oh et al. (2004)	Ti cp (grade 3) // Au (76,5%)	OCP, PD, PS	1,6	
	Ti cp (grade 3) // AgPd (Ag = 69%, Pd = 26%)		0,1	
	Ti cp (grade 3) // NiCr (Ni = 66,5%, Cr = 22%)		1,9	
	Ti cp (grade 3) // CoCr (Co = 67%, Cr = 28,5%)		17	
	Ti cp (grade 3) // Ti cp (grade 3)		1,2	
Al-Ali et al. (2005)	Ti cp (grade 2) // Au	OCP, Rp, PD	LWC couple	AJC couple
	Ti cp (grade 2) // AuAgPt		2,029	9,218
	Ti cp (grade 2) // AgAuPd		3,206	7,833
		2,515	7,239	
Tuna et al. (2009)	Ti c.p.(grade 4) // NiCr	PD, OCP, Potentiostat	0,4341	
	Ti cp (grade 4) // CoCr		0,7502	
	Ti cp (grade 4) // Pd		0,7086	
	Ti cp (grade 4) // Al		0,5522	
Comaneanu et al. (2016)	Ti6Al4V // CoCr	courbes de polarisation linéaire, OCP	pH=5,2	pH=7
	Ti6Al4V // NiCrMo		3,735	1,132
			6,442	2,448
Mellado-Valero et al. (2018)	TiG2//CoCr	OCP, PD, ZRA	AS	ASF-pH3
	TiG2//CoCr-c		-0,04	34,34
	TiG2//Ti6Al4V		0	15,28
			-0,08	36,40

Tableau 3 (suite) : Caractéristiques principales des études incluses

Etudes	Milieu électrolytique (pH; °C)	Variables étudiées	Durée expérimentale	Electrode expérimentale	Ration aires de surface anode/cathode	conditions d'hypoxie
Ravnholt et al. (1988)	NaCl 1% (6,25+/-0,25; 37+/-1°C)	icorr (μ A/cm ²)	20 jours	pH electrode	NC	Sans hypoxie
Geis-Gerstorfer et al. (1989)	solution artificielle déshydratée (2,3; NC)	icorr (μ g/cm ² /jour)	24 heures	SCE	1	Hypoxie
Ravnholt et al. (1991)	NaCl 1% pour titane et NaClO ₄ 1% pour suprastructure (6, 37°C)	icorr (μ A/cm ²)	20 jours	pH electrode	NC	sans hypoxie
Reclaru et al. (1994)	salive artificielle (fusayama solution) (5; 37°C)	Ecorr (mV), icorr (A/cm ²), ZRA	24 heures	SCE	1	Hypoxie
Venugopalan et al. (1998)	salive artificielle déshydratée (fusayama solution) sans oxygène (NC; NC)	Eo.c (mV), Ecouplecorr (mV), icorr (μ A/cm ²), ZRA	6 heures	SCE	NC	Hypoxie
Groggeat et al. (1999)	Deux solutions artificielles (Fusayama et AFNOR)	Ecouple (mV vs. SCE), i couple (nA/cm ²), ZRA	24h (OCP); 15h (ZRA)	SCE	1	avec et sans hypoxie
Cortada et al. (2000)	salive artificielle sans O ₂ (6,7; 37°C)	E corr (mV), Eocp (mV), Ez (mV), icorr (μ A/cm ²), concentration (ng/ml) vs. T (h), ZRA	250 min	Saturated Ag/ AgCl	1	hypoxie
Taher et al. (2003)	salive artificielle Fusayama modifiée (7,2; NC)	Em (mV), icorr (μ A/cm ²)	24 heures	AgCl ₂	0,78	NC
Oh et al. (2004)	salive artificielle (NC; 37°C)	icorr (μ A/cm ²), E (mV), i (μ A/cm ²) vs. E (mV)	5000s	SCE	NC	NC
Al-Ali et al. (2005)	solution de Ringer (NC, room temperature)	Ecorr (mV), icorr (μ A/cm ²), E corr mixte, I corr mixte	10-22h	SCE	NC	NC
Tuna et al. (2009)	salive artificielle (AFNOR solution), (6,7; 37°C)	Ecorr (mV), Epitting (mV), icorr (μ A/cm ²)	14h	SCE	0,33	sans hypoxie
Comaneanu et al. (2016)	salive artificielle Fusayama Meyer (5,2 et 7; 37°C+/- 0,5)	Eo.c (mV), Ecorr (mV), icorr (A/cm ²), corrosion rate (RC) (μ m/an)	NC	NC	1	hypoxie
Mellado-Valero et al. (2018)	salive artificielle Fusayama avec ou sans ajout de fluorides (6,5 ou 3; 37°C)	μ A/cm ²	30 min (OCP); 4 heures (cp)	Ag/AgCl 3 M KCl	0,28 cm ² : Co/Cr et Ni/CrTi et 0,5 cm ² : Co/Cr, Ti6Al4V, Au/Pd	Hypoxie

Tableau 4 : Caractéristiques secondaires des études incluses

4. Discussion

Les différentes études incluses dans notre revue montrent une trop grande hétérogénéité dans leurs résultats. On ne peut pas en déduire de résultats significatifs. Cependant, des tendances émergent. En effet, toutes les études comparant les alliages précieux à base d'or et les alliages non précieux à base de cobalt-chrome sont concordantes. Leurs résultats sont très satisfaisants en terme de corrosion car l'or est thermodynamiquement stable et le cobalt-chrome est fortement passivé par un oxyde de chrome. Brune et al. (76) suggèrent qu'une concentration totale de l'alliage de 16 à 27 % de chrome procure une résistance à la corrosion optimale pour les alliages à base de nickel.

De plus, Geis-Gestrorfer (71), Reclaru (20), Venugopalan (73) s'accordent pour dire que l'élément molybdène, ajouté aux alliages non précieux nickel-chrome, joue un rôle protecteur vis-à-vis de la corrosion alors que l'élément béryllium a une influence néfaste.

En effet, Geis-Gerstorfer (71) observe une libération nettement plus élevée avec le couple {Ti/Ni-Cr-Be} de l'ordre de 588 ug/cm²/jour par rapport au couple {Ti/Ni-Cr-Mo} de l'ordre de 6,8 ug/cm²/jour. Il ne recommande donc pas le choix de l'alliage Ni-Cr enrichi en béryllium en tant qu'alliage de la suprastructure couplé à un titane commercialement pur de grade 2. La norme allemande en matière de corrosion propose une valeur seuil de 100 ug/cm²/ jour de libération d'ion métallique dans le corps humain. Les résultats de l'étude de Geis-Gestrorfer (71) mettent en évidence le rôle protecteur du molybdène vis-à-vis de la corrosion et du rôle péjoratif de l'élément béryllium.

Les facteurs de variabilité des couples galvaniques sont peu étudiés dans la revue. Ils peuvent expliquer certains classements inattendus des valeurs de densité de courant.

D'une part, Cortada (22) et Oh (74) sont les seuls auteurs de la revue à étudier l'impact du procédé de fabrication sur la résistance à la corrosion des alliages métalliques. En effet, Cortada (22) constate une concentration maximale d'ions libérés de 25 ng/ml après 560 heures d'immersion pour le titane coulé alors que pour le titane usiné, la concentration est nettement supérieure, de l'ordre de 40 ng/ml. Les éléments en titane coulé résistent donc mieux à la corrosion galvanique que les éléments usinés. De plus, Oh (74) enregistre la plus grande valeur de densité de courant dans son étude pour l'alliage cobalt-chrome.

L'alliage à base d'argent et de palladium présente une moins bonne résistance à la corrosion galvanique qu'escompté. Oh (74) explique ces résultats inattendus par les défauts de fabrication lors de la coulée des alliages. A l'inverse, l'alliage nickel-chrome utilisé dans cette étude présente une très bonne résistance à la corrosion galvanique lors de son couplage avec le titane (Ticp3). Les raisons semblent être le taux élevé de chrome dans la composition de cet alliage (22% du poids total) et la coulée obtenue grâce une machine de coulée à haute fréquence qui minimise les défauts de fabrication.

D'autre part, Al-Ali (32) est le seul auteur à prendre en compte le mode de jonction du couple. Il note un comportement différent vis-à-vis de la corrosion d'un alliage précieux à base d'or (teneur en or de 76,7 % en poids total de l'alliage) couplé à un titane commercialement pur de grade 2 en fonction du mode de jonction du couple. La valeur de la densité de courant {Ticp2/Au} pour le mode jonction adhésif est supérieure à celle de la densité de courant {Ticp2/Au} pour la soudure au laser. Cela signifie que pour le même alliage précieux, le mode de jonction joue un rôle déterminant sur la résistance à la corrosion et que la connexion adhésive est plus péjorative que la soudure en terme de résistance à la corrosion galvanique. Le mode de connexion implantaire (vissée ou scellée) pourrait avoir une influence sur l'intensité du phénomène d'électrolyse. Des études supplémentaires sont nécessaires pour confirmer cette hypothèse.

4.1. Hétérogénéité des résultats

Les études de Ravnholt (1988) (24), de Venugopalan (73), de Tuna (21) et de Gorsgogeat (26) présentent des résultats contradictoires.

En effet, l'étude de Ravnholt de 1988 (24) est la seule étude où aucun courant de corrosion n'est détecté lors des couplages galvaniques entre l'échantillon de titane commercialement pur et les alliages à base et de cobalt-chrome. Aucun produit de corrosion n'est libéré. Ravnholt (24) justifie ses résultats par le fait que l'or est thermodynamiquement stable et que le cobalt-chrome est fortement passivé par un oxyde de chrome. Ce résultat peut également s'expliquer par le fait qu'aucun stress mécanique qui aurait pu endommager le processus de passivation n'a été appliqué durant l'expérience in vitro.

Tuna (21) n'obtient pas aussi le même classement des densités de courant que dans les autres études de la revue. En effet, l'alliage précieux avec une teneur en or de 85,9% en poids total qui est pourtant l'alliage le plus noble de l'étude n'a pas la meilleure résistance à la corrosion. Tuna (21) justifie ce résultat contradictoire par la présence de thiocyanate de potassium à des concentrations élevées dans l'électrolyte. Ceci amoindrit la résistance à la corrosion de l'alliage précieux car l'or forme un complexe avec les ions thiocyanate.

Enfin, l'importance du facteur temps est démontrée dans les études de Venugopalan (73) et de Grogosgeat (26). Le temps d'immersion influence les résultats obtenus car il est absolument nécessaire d'avoir des caractéristiques de couches d'oxydes d'un état pseudo-stationnaire. Cet état ne s'obtient qu'au bout de deux jours d'immersion.

D'une part, bien qu'il ait conclu que les alliages nobles (à base d'or, de palladium et d'argent) sont les moins susceptibles à la corrosion galvanique lors de leur couplage au titane (Ticp), Venugopalan (73) n'obtient pas le même ordre de classement des valeurs de densité de courant que les autres auteurs de la revue. Cette discordance entre sa conclusion générale et cet ordre de classement est justifiée par la durée de l'expérience. Les mesures de courant de densité des couples ont été enregistrées au bout de seulement 15 minutes.

D'autre part, les deux classements établis par Grogosgeat (26) ne suivent par le même ordre de classement en raison de la différence de la durée de l'expérience. En effet, les mesures des densités de courant galvanique dans la salive artificielle de Fusayama-Meyer sont réalisées au bout de 15 heures d'immersion alors que les mesures dans la salive artificielle de type AFNOR sont effectuées après six jours d'immersion. La première série de densités de courant n'est donc pas fiable.

Cette hétérogénéité des résultats s'explique par le fait que la validité des résultats obtenus in vitro est grandement dépendante des conditions physico-chimiques expérimentales et de la technique de mesure (application de la théorie du potentiel mixte et réalisation du diagramme d'Evans). Il faut rester prudent avec l'interprétation de ces résultats obtenus in vitro. Ravnholt (72) juge que le modèle est susceptible de prédire une sensibilité à la corrosion inférieure à celle trouvée in vivo, compte tenu de la pertinence clinique du modèle expérimental utilisé.

4.2. Hétérogénéité des conditions expérimentales

4.2.1. Composition chimique de l'électrolyte

L'importance du milieu salivaire a été démontrée dans l'expérience in vitro de Grosogeat (26) qui compare deux milieux dans ses expériences (Fusayama-Meyer et AFNOR). En effet, l'alliage à base d'argent testé présente un potentiel électrique négatif dans la salive artificielle de type Carter-Brurigard AFNOR/NF (French Association of Normalization (591-141) (NaCl 0,7 g/l ; KCl 1,2 g/l ; Na₂HPO₄ 0,26 g/l ; NaHCO₃ 1,5 g/l, KSCN 0,33 g/l, urée <1, 3g/l) alors que ce potentiel est positif dans la salive artificielle de type Fusayama-Meyer (NaCl 0,4 g/l ; KCl 0,4 g/l ; CaCl₂ 2H₂O 0,795 g/l ; Na₂HPO₄ 0,69 g/l ; urée 1,0 g/l). Ceci s'explique d'une part par la formation de chlorure d'argent à la surface de l'alliage à base d'argent insoluble dans la solution de Fusayama. C'est cette couche de chlorure d'argent qui permet le processus de passivation de l'alliage. D'autre part, dans la salive artificielle de type AFNOR, le chlorure d'argent forme probablement un complexe d'argent soluble à cause de la présence d'ions thiocyanate et rend impossible le processus de passivation. Pour l'étude du comportement électrochimique du titane, le milieu salivaire a donc également son importance. On obtient des mesures en circuit ouvert semblables mais par des processus de passivation différents.

Le rôle du milieu salivaire est fondamental car sans lui il n'y aurait pas de circulation de courant électrochimique. L'étude précise de la composition de l'électrolyte est primordiale pour déterminer l'intensité du phénomène d'électrochimie. On note une hétérogénéité des milieux électrolytiques utilisés dans les études de notre revue (cf Tableau 2).

4.2.2. Teneur en oxygène de l'électrolyte

La teneur en oxygène présente dans la solution électrolytique est un facteur déterminant dans le processus de corrosion. En effet, les électrolytes déshydratés constituent les pires conditions expérimentales car cela peut causer un manque d'oxygène pour le processus de repassivation si la couche de passivation de l'alliage est rompue à cause de la corrosion galvanique. Berbel et al. (77) ont obtenu les résultats les plus nobles dans la solution aérée durant toute la durée du test. Cela montre la capacité de l'oxygène comme agent

oxydant d'avoir un effet significatif sur la résistance à la corrosion des alliages de titane en favorisant la restauration de l'oxyde et par conséquent le maintien de la couche de passivation des alliages de titane.

4.2.3. Paramètre physico-chimique de l'électrolyte : le pH

D'autres facteurs comme la présence de fluorures, l'aération ou non de la solution salivaire ou les variations de pH ont des conséquences importantes sur le comportement électrochimique des alliages. En effet, Comaneanu et al. (75) enregistrent une densité de corrosion supérieure à un pH de 5,2 par rapport à un pH 7.

Mellado-Valero (32) met en évidence le rôle joué par les conditions du milieu expérimental en faisant trois séries de mesures électrochimiques dans un milieu différent pour chacune. Il en déduit que la présence d'ions fluor et les variations de pH ont une influence sur la dissolution passive des surfaces oxydées des alliages métalliques. On note l'exception de l'alliage à base de cobalt-chrome donc la dissolution passive n'est pas influencée par la présence de fluorures. Du fait de la forte susceptibilité du nickel aux fluorures, l'alliage nickel-chrome-titane est le moins résistant des alliages testés. De plus, les alliages de titane commencent activement à former des complexes de titane solubles en dessous d'un pH d'une valeur de 3 et d'une concentration de fluorures équivalente à 1000 ppm.

4.2.4. Durée des tests électrochimiques

Seule l'étude menée par Grosogeat (26) mesure les potentiels en circuit ouvert après six jours d'immersion dans la salive artificielle type AFNOR alors que l'ensemble des autres études sélectionnées dans notre revue de la littérature effectuent leurs mesures au bout de 24 heures. La variable du temps est importante car la stabilisation du potentiel peut prendre plusieurs jours dans certains couples galvaniques. Un potentiel qui augmente avec le temps est un signe du processus de passivation. Grosogeat (26) conclue qu'un temps d'immersion de deux jours est nécessaire pour obtenir un état pseudo-stationnaire pour obtenir de mesures fiables de potentiels en circuit ouvert. En particulier, pour les échantillons de titane commercialement pur de grade 5 et d'alliage de titane TA6V4.

4.2.5. Hétérogénéité de la composition des alliages implantaires et prothétiques testés

En tant que matériau implantaire, le titane TA6V4 est étudié dans deux des études sélectionnées et le titane commercialement pur de grade 1 (>99,9% Ti) ou 2 (99,5% Ti) dans douze études. Les mesures réalisées par Grosgeat (26) du courant galvanique (exprimé en nA/cm²) en fonction du temps (exprimé en heures) diffèrent s'il s'agit de titane commercialement pur (grade 5) ou de TA6V4.

En tant que matériau supra-prothétique, on retrouve une grande hétérogénéité de compositions d'alliages. Par exemple, parmi les alliages non précieux à base de cobalt-chrome, on rencontre les alliages suivants :

- Alliages à base de cobalt- chrome :

- Ranvohlt et al. (24) : (63% Co 29% Cr 5% Mo) ;
- Venugopalan et al. (73) : (61,6% Co 30% Cr 6,5% Mo) ;
- Grosgeat et al. (26) : (65.0% Co 20.0% Cr 6.0% Mo) ;
- Taher et al. (23): (61% Co 25% Cr 7% Mo et 63.5% Co 30% Cr 5% Mo);
- Oh et al. (74) : (67% Co 28.5% Cr 4.5% Mo) ;
- Tuna et al. (21) : (64,8% Co 28,5% Cr 5,3% Mo)
- Comaneanu et al. (75) : composition non communiquée , commercialisé sous le nom de Sheradent par Shera.

4.3. Limites de la revue

Dans toutes les études expérimentales in vitro sélectionnées, les éléments anodique et cathodique avaient la même aire de surface alors qu'in vivo les aires de surfaces peuvent être considérablement différentes, ce qui peut modifier l'intensité du courant de corrosion galvanique. On sait que la situation la plus défavorable est une petite anode face à une grande cathode. La morphologie donc du pilier implantaire en titane (qui joue le rôle d'anode) a donc une grande importance dans le processus de corrosion galvanique.

Les autres types de corrosion telles que la corrosion par piqûre ou la corrosion par crevasse ne sont pas étudiées. Ces types de corrosion sont propres à chaque alliage et doivent être pris en compte dans le choix clinique de l'alliage. Pour anticiper le plus précisément la libération

d'ions et de particules métalliques dans les tissus environnants de l'implant, il faut étudier tous les mécanismes de corrosion possibles. En effet, Fukushima et al. (78) observent dans leur étude in vitro qu'au bout d'un délai de 90 minutes un biofilm de Streptococcus mutans se développe à la surface du titane exposé à une salive artificielle. Le titane implantaire est donc rapidement soumis à des phénomènes de biocorrosion. Appelée également corrosion bactérienne, c'est une corrosion purement électrochimique. Ce n'est pas un nouveau mécanisme de corrosion mais une modification de la cinétique d'une corrosion existante.

Addison et al. (79) mettent en évidence l'existence d'autres mécanismes de corrosion qui augmentent le taux d'ions métalliques libérés au voisinage de l'implant. Il s'agit de corrosion localisée dans les crevasses de surface (corrosion caverneuse) et de corrosion sous contrainte, encore appelée fatigue-corrosion. A la différence du tissu osseux qui présente un caractère anisotrope et visco-élastique, les implants en titane possèdent une moins bonne résistance aux contraintes mécaniques cycliques que représentent les forces masticatoires. Ces contraintes mécaniques associées à une réaction électrochimique cause une corrosion sous contrainte. Il s'agit d'une pile de corrosion induite par la différence d'accessibilité de l'oxygène entre deux parties d'une ouverture étroite telles qu'un joint ou un interstice. Elle ressemble beaucoup à la corrosion par piqûre.

Les alliages testés dans l'étude de Venugopalan (73) tels que :

-le Vitallium (Co-Cr-Mo) subit d'autres mécanismes de corrosion comme la corrosion par piqûre, par effet de crevasse et intergranulaire quand l'alliage est soumis à des forces cycliques ;

- le Rexalloy (Ni-Cr-Mo) et le 316L SS (Fe-Cr) sont sensibles aux corrosions par piqûre et par effet de crevasse ;

-le Litecast B (Ni-Cr-Be) et le Dispersalloy (Ag-Sn) sont sujets aux phénomènes de corrosion par effet de crevasse et par piqûre qui sont majorés dès la rupture de la couche de passivation du titane Ticp. La combinaison de ces alliages avec le titane Ti cp accélère de manière significative la corrosion d'étiologie galvanique. En effet, le potentiel de corrosion du couple (alliage [Litecast B/ Ticp]) est supérieur au potentiel de rupture du couple.

Reclaru (20) souligne l'importance des autres formes de corrosion car il démontre que le couplage de titane avec des alliages non précieux est dangereux non par la corrosion galvanique générée qui est considérée comme négligeable mais par le risque d'accentuer les phénomènes de corrosion par crevasse. Enfin, il faut prendre en compte la corrosion par frottement à l'interface implant-pilier et la corrosion atmosphérique due à l'exposition de la salive à l'air environnant.

S'agissant d'études menées *in vitro*, la variabilité inter-humaine n'est pas prise en compte. En effet, la composition et l'acidité de la salive, les habitudes alimentaires, l'hygiène bucco-dentaire, la prise de médicaments par voie orale, les habitudes de vie alcoolo-tabagique et la présence de restaurations prothétiques ne sont pas incluses comme facteurs de variabilité dans les études *in vitro*. Il est important de savoir qu'*in vivo* les implants sont soumis au phénomène de la tribocorrosion et non à celui de la corrosion. Les biomatériaux sont influencés à la fois par des facteurs mécaniques, biochimiques et électrochimiques. A la différence de la corrosion, la tribocorrosion intègre toutes les spécificités intra-individuelles dues à l'interaction hôte-implant.

La modélisation la plus fiable du processus de corrosion électro-galvanique reste le diagramme d'Evans. La réalisation de ce diagramme nécessite plusieurs jours d'immersion des échantillons d'alliages et une prise de mesure lente. La théorie du potentiel mixte est moins précise du fait de l'extrapolation des résultats.

Le caractère *in vitro* des études empêche d'étudier l'influence de la localisation de la corrosion galvanique sur l'intensité de ce phénomène. Foti et al. (1999) (65), dans leur étude *in vivo* menée chez les primates, observent que la partie cervicale de l'implant constitue la partie la plus vulnérable en cas d'attaque corrosive.

4.4. Evaluation de la cytotoxicité du couple galvanique

Bien que, dans la grande majorité des études, les valeurs de densité de courant soient faibles, il se produit systématiquement une libération d'ions métalliques qui peut causer des

effets indésirables locaux et systémiques. Lee et al. (80) évaluent la libération d'ions métalliques en utilisant la spectroscopie de masse à plasma à couplage inductif (ICP-MS). La concentration d'ions métalliques libérés a augmenté avec le couplage galvanique dans tous les groupes dans lequel les alliages de nickel-chrome étaient en contact avec le titane en comparaison des groupes dans lesquels les alliages de nickel-chrome n'étaient pas en contact avec le titane. Après la corrosion galvanique, le pourcentage d'ions métalliques libérés et la cytotoxicité de l'alliage de nickel-chrome avec du béryllium étaient significativement plus importants que l'autre alliage de nickel-chrome qui ne contenait pas de béryllium. L'ajout de béryllium est donc néfaste pour l'activité cellulaire des tissus voisins de l'implant. A l'inverse, augmenter le taux de chrome dans la composition d'alliage non précieux nickel-chrome a un effet bénéfique sur la cytotoxicité de l'alliage.

Conclusion

Le comportement électrochimique s'avère être un critère de sélection primordial lors du choix de l'alliage. Il convient de préférer pour l'implant l'utilisation de titane commercialement pur à l'alliage TA6V4 en raison de sa meilleure résistance à la corrosion galvanique et de sa plus faible toxicité. Pour l'alliage de la suprastructure, le choix d'alliage non précieux à base de cobalt-chrome est une alternative intéressante à l'emploi coûteux d'alliage précieux à base d'or.

Pour déterminer de manière plus fiable les conséquences du polymétallisme en implantologie orale, des recherches complémentaires sont nécessaires. En effet, on ne peut pas conclure sur le meilleur couple implanto-prothétique d'après les résultats de notre revue du fait de leur hétérogénéité. Pour étudier sur le plan clinique la part de l'électrogalvanisme dans les échecs en implantologie, il sera intéressant de réaliser des études prospectives contrôlées avec un suivi à long terme supérieur à 10 ans. Des études menées in vivo, de préférence chez l'homme, permettront de minimiser les biais des expériences in vitro. Ainsi, la localisation du couplage, le stress mécanique, les variations de la salive naturelle et les caractéristiques du couple (composition, mode de jonction...) seront autant de facteurs pris en compte.

En conclusion, il sera indispensable d'établir un protocole expérimental standardisé unique pour mesurer les différents paramètres électrochimiques afin d'obtenir une reproductibilité et une homogénéité des résultats.

Bibliographie

1. Gregoire G, Grosgeat B. Alliages dentaires. 2009
2. Richard Van Noort, Michele Barbour. Introduction to Dental Materials. 2019 Jul
3. Zavanelli RA, Henriques GEP, Ferreira I, Rollo JMD de A. Corrosion-fatigue life of commercially pure titanium and Ti-6Al-4V alloys in different storage environments. *J Prosthet Dent*. 2000 Sep 1;84(3):274–9.
4. Froes FH, editor. Titanium in Medical and Dental applications.
5. Chang YR, Xu FF, Li J, You YH, Liu C, Yin LH. [Surface morphology and surface properties of Ti and TiZr implant materials]. *Zhonghua Kou Qiang Yi Xue Za Zhi Zhonghua Kouqiang Yixue Zazhi Chin J Stomatol*. 2019 Feb 9;54(2):118–23.
6. Steinemann SG. Titanium — the material of choice? *Periodontol 2000*. 1998;17(1):7–21.
7. Reuling N, Pohl-Reuling B, Keil M. [Biocompatibility of precious metal dental alloys]. *ZWR*. 1991 Mar;100(3):146, 148, 150 passim.
8. Canay S, Oktemer M. In vitro corrosion behavior of 13 prosthodontic alloys. *Quintessence Int Berl Ger* 1985. 1992 Apr;23(4):279–87.
9. Lucas LC, Lemons JE. Biodegradation of restorative metallic systems. *Adv Dent Res*. 1992 Sep;6:32–7.
10. Manaranche C, Hornberger H. A proposal for the classification of dental alloys according to their resistance to corrosion. *Dent Mater Off Publ Acad Dent Mater*. 2007 Nov;23(11):1428–37.
11. Hanawa T. Reconstruction and Regeneration of Surface Oxide Film on Metallic Materials in Biological Environments. *Corrosion Reviews*. 2003 Jan 1;21.
12. Virtanen S, Milosev I, Gomez-Barrena E, Trebse R, Salo J, Konttinen YT. Special modes of corrosion under physiological and simulated physiological conditions. *Acta Biomater*. 2008 May;4(3):468–76.
13. Yfantis C, Yfantis D, Anastassopoulou J, Theophanides T. Analytical and electrochemical evaluation of the in vitro corrosion behavior of nickel-chrome and cobalt-chrome casting alloys for metal-ceramic restorations. *Eur J Prosthodont Restor Dent*. 2007 Mar;15(1):33–40.
14. ISO 8044:2015(fr), Corrosion des métaux et alliages — Termes principaux et définitions. 2019 Aug

15. Cohen J. Current concepts review. Corrosion of metal orthopaedic implants. *J Bone Joint Surg Am*. 1998 Oct;80(10):1554.
16. Adell R, Lekholm U, Rockler B, Brånemark PI. A 15-year study of osseointegrated implants in the treatment of the edentulous jaw. *Int J Oral Surg*. 1981 Dec;10(6):387–416.
17. Cai Z, Nakajima H, Woldu M, Berglund A, Bergman M, Okabe T. In vitro corrosion resistance of titanium made using different fabrication methods. *Biomaterials*. 1999 Jan;20(2):183–90.
18. Chen X, Zhou XC, Liu S, Wu RF, Aparicio C, Wu JY. In vivo osseointegration of dental implants with an antimicrobial peptide coating. *J Mater Sci Mater Med*. 2017 May;28(5):76.
19. Ansari G, Fattah-Alhosseini A. On the passive and semiconducting behavior of severely deformed pure titanium in Ringer's physiological solution at 37°C: A trial of the point defect model. *Mater Sci Eng C Mater Biol Appl*. 2017 Jun 1;75:64–71.
20. Reclaru L, Meyer JM. Study of corrosion between a titanium implant and dental alloys. *J Dent*. 1994 Jun;22(3):159–68.
21. Tuna SH, Pekmez NO, Keyf F, Canli F. The electrochemical properties of four dental casting suprastructure alloys coupled with titanium implants. *J Appl Oral Sci Rev FOB*. 2009 Oct;17(5):467–75.
22. Cortada M, Giner L, Costa S, Gil FJ, Rodríguez D, Planell JA. Galvanic corrosion behavior of titanium implants coupled to dental alloys. *J Mater Sci Mater Med*. 2000 May;11(5):287–93.
23. Taher NM, Al Jabab AS. Galvanic corrosion behavior of implant suprastructure dental alloys. *Dent Mater Off Publ Acad Dent Mater*. 2003 Jan;19(1):54–9.
24. Ravnholt G. Corrosion current and pH rise around titanium coupled to dental alloys. *Scand J Dent Res*. 1988 Oct;96(5):466–72.
25. Arvidson K, Johansson EG. Galvanic currents between dental alloys in vitro. *Scand J Dent Res*. 1985 Oct;93(5):467–73.
26. Grosogeat B, Reclaru L, Lissac M, Dalard F. Measurement and evaluation of galvanic corrosion between titanium/Ti6Al4V implants and dental alloys by electrochemical techniques and auger spectrometry. *Biomaterials*. 1999 May;20(10):933–41.
27. Wataha JC. Alloys for prosthodontic restorations. *J Prosthet Dent*. 2002 Apr;87(4):351–63.
28. Syrjänen S, Syrjänen K, Yli-Urpo A. Assessment of oral mucosal changes in patients

- treated with different metallic restorations and prostheses. *J Dent.* 1985 Sep 1;13(3):244–54.
29. Axéll T, Nilner K, Nilsson B. Clinical evaluation of patients referred with symptoms related to oral galvanism. *Swed Dent J.* 1983;7(5):169–78.
 30. Al-Ali S, Oshida Y, Andres CJ, Barco MT, Brown DT, Hovijitra S, et al. Effects of coupling methods on galvanic corrosion behavior of commercially pure titanium with dental precious alloys. *Biomed Mater Eng.* 2005;15(4):307–16.
 31. Pourbaix M. Electrochemical corrosion of metallic biomaterials. *Biomaterials.* 1984 May;5(3):122–34.
 32. Mellado-Valero A, Muñoz AI, Pina VG, Sola-Ruiz MF. Electrochemical Behaviour and Galvanic Effects of Titanium Implants Coupled to Metallic Suprastructures in Artificial Saliva. *Mater Basel Switz.* 2018 Jan 22;11(1).
 33. Brånemark PI, Hansson BO, Adell R, Breine U, Lindström J, Hallén O, et al. Osseointegrated implants in the treatment of the edentulous jaw. Experience from a 10-year period. *Scand J Plast Reconstr Surg Suppl.* 1977;16:1–132.
 34. Heimke G, Wittal C. Osseointegrated Dental Implants. In 2000. p. 67–92.
 35. Donath K, Laass M, Günzl HJ. The histopathology of different foreign-body reactions in oral soft tissue and bone tissue. *Virchows Arch A Pathol Anat Histopathol.* 1992;420(2):131–7.
 36. Suska F, Emanuelsson L, Johansson A, Tengvall P, Thomsen P. Fibrous capsule formation around titanium and copper. *J Biomed Mater Res A.* 2008 Jun 15;85(4):888–96.
 37. Albrektsson T, Wennerberg A. On osseointegration in relation to implant surfaces. *Clin Implant Dent Relat Res.* 2019 Mar;21 Suppl 1:4–7.
 38. Linder L, Obrant K, Boivin G. Osseointegration of metallic implants. II. Transmission electron microscopy in the rabbit. *Acta Orthop Scand.* 1989 Apr;60(2):135–9.
 39. Desoutter J, Mentaverri R, Brazier M, Kamel S. Le remodelage osseux normal et pathologique. *Rev Francoph Lab.* 2012 Nov 1;2012(446):33–42.
 40. Thomas T, Martin A, Lafage-Proust M-H. *Physiologie du tissu osseux.* EMC - Appar Locomoteur. 2008 Jan;3(1):1–16.
 41. Levasseur R. *Physiologie du tissu osseux.* 2019;25.
 42. Eriksen EF. Cellular mechanisms of bone remodeling. *Rev Endocr Metab Disord.* 2010 Dec;11(4):219–27.
 43. Cappariello A, Maurizi A, Veeriah V, Teti A. The Great Beauty of the osteoclast. *Arch*

Biochem Biophys. 2014 Sep 15;558:70–8.

44. Neve A, Corrado A, Cantatore FP. Osteocytes: central conductors of bone biology in normal and pathological conditions: Osteocytes: conductors of bone biology. *Acta Physiol.* 2012 Mar;204(3):317–30.
45. Frost H. M. Bone remodeling dynamics. 1964 Oct
46. Owen TA, Aronow M, Shalhoub V, Barone LM, Wilming L, Tassinari MS, et al. Progressive development of the rat osteoblast phenotype in vitro: Reciprocal relationships in expression of genes associated with osteoblast proliferation and differentiation during formation of the bone extracellular matrix. *J Cell Physiol.* 1990;143(3):420–30.
47. Insua A, Monje A, Wang H-L, Miron RJ. Basis of bone metabolism around dental implants during osseointegration and peri-implant bone loss. *J Biomed Mater Res A.* 2017 Jul;105(7):2075–89.
48. Raison-Peyron N. Implants et prothèses (hors dentisterie) et allergie aux métaux. *Rev Fr Allergol.* 2010 Nov;50:S23–8.
49. Zarb GA, Albertsson T. [Criteria for determining clinical success with osseointegrated dental implants]. *Cah Prothese.* 1990 Sep;(71):19–26.
50. Archibeck MJ, Jacobs JJ, Roebuck KA, Glant TT. The basic science of periprosthetic osteolysis. *Instr Course Lect.* 2001;50:185–95.
51. Olmedo DG, Tasat DR, Duffó G, Guglielmotti MB, Cabrini RL. The issue of corrosion in dental implants: a review. *Acta Odontol Latinoam AOL.* 2009;22(1):3–9.
52. Trindade R, Albrektsson T, Tengvall P, Wennerberg A. Foreign Body Reaction to Biomaterials: On Mechanisms for Buildup and Breakdown of Osseointegration. *Clin Implant Dent Relat Res.* 2016 Feb;18(1):192–203.
53. Williams DF, European Society for Biomaterials, editors. Definitions in biomaterials: proceedings of a consensus conference of the European Society for Biomaterials, Chester, England, March 3-5, 1986. Amsterdam; New York: Elsevier; 1987.
54. Santin M, Phillips G. History of Biomimetic, Bioactive and Bioresponsive Biomaterials. 2012 . p. 1–34.
55. Tamaki Y, Sasaki K, Sasaki A, Takakubo Y, Hasegawa H, Ogino T, et al. Enhanced osteolytic potential of monocytes/macrophages derived from bone marrow after particle stimulation. *J Biomed Mater Res B Appl Biomater.* 2008;84B(1):191–204.

56. Vermes C, Chandrasekaran R, Jacobs J, Galante J, Roebuck K, Glant T. The Effects of Particulate Wear Debris, Cytokines, and Growth Factors on the Functions of MG-63 Osteoblasts. *J Bone Jt Surg*. 2001 Feb 1
57. Gittens RA, Olivares-Navarrete R, Tannenbaum R, Boyan BD, Schwartz Z. Electrical implications of corrosion for osseointegration of titanium implants. *J Dent Res*. 2011 Dec;90(12):1389–97.
58. Zhao M, Song B, Pu J, Wada T, Reid B, Tai G, et al. Electrical signals control wound healing through phosphatidylinositol-3-OH kinase- γ and PTEN. *Nature*. 2006 Jul;442(7101):457–60.
59. Fukada E, Yasuda I. On the Piezoelectric Effect of Bone. *J Phys Soc Jpn*. 1957 Oct 15;12(10):1158–62.
60. Guzelsu N, Demiray H. Electromechanical properties and related models of bone tissues: A review. *Int J Eng Sci*. 1979 Jan 1;17(7):813–51.
61. Bassett CAL, Pawluk RJ, Becker RO. Effects of Electric Currents on Bone In Vivo. *Nature*. 1964 Nov;204(4959):652–4.
62. Ferrier J, Ross SM, Kanehisa J, Aubin JE. Osteoclasts and osteoblasts migrate in opposite directions in response to a constant electrical field. *J Cell Physiol*. 1986;129(3):283–8.
63. Becker RO, Spadaro JA, Marino AA. Clinical experiences with low intensity direct current stimulation of bone growth. *Clin Orthop*. 1977 May;(124):75–83.
64. Denaro V, Papapietro N, Sgambato A, Barnaba S, Ruzzini L, Paola B, et al. Periprosthetic Electrochemical Corrosion of Titanium and Titanium-Based Alloys as a Cause of Spinal Fusion Failure. *Spine*. 2008 Jan 1;33(1):8–13.
65. Foti B, Tavitian P, Tosello A, Bonfil JJ, Franquin JC. Polymetallism and osseointegration in oral implantology: pilot study on primate. *J Oral Rehabil*. 1999 Jun;26(6):495–502.
66. Albrektsson T, Zarb G, Worthington P, Eriksson AR. The long-term efficacy of currently used dental implants: a review and proposed criteria of success. *Int J Oral Maxillofac Implants*. 1986;1(1):11–25.
67. Adler L, Buhlin K, Jansson L. Survival and complications: A 9- to 15-year retrospective follow-up of dental implant therapy. *J Oral Rehabil* . 2019 Jul 12866
68. Pjetursson BE, Thoma D, Jung R, Zwahlen M, Zembic A. A systematic review of the

survival and complication rates of implant-supported fixed dental prostheses (FDPs) after a mean observation period of at least 5 years. *Clin Oral Implants Res.* 2012 Oct;23:22–38.

69. Geetha M, Singh AK, Asokamani R, Gogia AK. Ti based biomaterials, the ultimate choice for orthopaedic implants – A review. *Prog Mater Sci.* 2009 May 1;54(3):397–425.

70. Olmedo D, Fernández MM, Guglielmotti MB, Cabrini RL. Macrophages related to dental implant failure. *Implant Dent.* 2003;12(1):75–80.

71. Geis-Gerstorfer J, Weber H, Sauer KH. In vitro substance loss due to galvanic corrosion in Ti implant/Ni-Cr supraconstruction systems. *Int J Oral Maxillofac Implants.* 1989;4(2):119–23.

72. Ravnholt G, Jensen J. Corrosion investigation of two materials for implant supraconstructions coupled to a titanium implant. *Scand J Dent Res.* 1991 Apr;99(2):181–6.

73. Venugopalan R, Lucas LC. Evaluation of restorative and implant alloys galvanically coupled to titanium. *Dent Mater Off Publ Acad Dent Mater.* 1998 Jun;14(3):165–72.

74. Oh K-T, Kim K-N. Electrochemical properties of suprastructures galvanically coupled to a titanium implant. *J Biomed Mater Res B Appl Biomater.* 2004 Aug 15;70(2):318–31.

75. Comaneanu RM, Hancu ID, Coman C, Hancu V, Barbu HM, Cotrut CM, et al. Comparative Study on the Corrosion of Ni-Cr and Co-Cr Alloys in the Presence of Ti6Al4V Implant Abutments. (10):5.

76. Brune D. Metal release from dental biomaterials. *Biomaterials.* 1986 May 1;7(3):163–75.

77. Berbel LO, Banczek E do P, Karousis IK, Kotsakis GA, Costa I. Determinants of corrosion resistance of Ti-6Al-4V alloy dental implants in an In Vitro model of peri-implant inflammation. *PLoS One.* 2019;14(1):e0210530.

78. Fukushima A, Mayanagi G, Nakajo K, Sasaki K, Takahashi N. Microbiologically Induced Corrosive Properties of the Titanium Surface. *J Dent Res.* 2014 May 1;93(5):525–9.

79. Addison O, Davenport AJ, Newport RJ, Kalra S, Monir M, Mosselmans JFW, et al. Do ‘passive’ medical titanium surfaces deteriorate in service in the absence of wear? *J R Soc Interface.* 2012 Nov 7;9(76):3161–4.

80. Lee J-H, Park J-M, Park E-J, Koak J-Y, Kim S-K, Heo S-J. Comparison of Customized Abutments Made from Titanium and a Machinable Precious Alloy. *Int J Oral Maxillofac Implants.* 2016 Feb;31(1):92–100.

Table des figures

Figure 1 : Échelle galvanique du plus noble au moins noble des métaux (26).....	p22
Figure 2 : Mécanisme de la corrosion galvanique à l'interface implantaire.....	p22
Figure 3 : Cellule électrolytique standard selon l'organisme international de normalisation ASTM.....	p25
Figure 4 : Couple galvanique formé au sein du système implantaire (21).....	p26
Figure 5 : (A) Différenciation des cellules souches mésenchymateuses (B) Fibrointégration versus ostéointégration (36) (37).....	p29
Figure 6 : Différenciation des cellules de la lignée ostéoclastique (41).....	p32
Figure 7 : Cycle du remodelage osseux physiologique (39).....	p34
Figure 8 : Différentes causes des échecs implantaires (schéma adapté de Geetha et al. 2009) (69).....	p39
Figure 9 : Arbre de sélection des articles de la revue (diagramme de flux PRISMA).....	p45

Table des tableaux

Tableau 1 : Compositions chimiques des quatre grades de titane « commercialement pur » (1).....	p14
Tableau 2 : Synthèse des résultats de l'évaluation du paramètre Icorr des couples galvaniques.....	p46-47
Tableau 3 : Caractéristiques principales des études incluses.....	p51
Tableau 4 : Caractéristiques secondaires des études incluses.....	p52-53

Table des abréviations

TA6V4 : alliage de titane biphasé contenant 6% d'aluminium et 4% de vanadium

TiZr : alliage de titane contenant du zirconium

PEEK : terme anglais (PolyEtherEtherKetone) signifiant polyétheréthercétone

O : élément oxygène

C : élément carbone

H : élément hydrogène

Ti : titane

Ti cp : titane commercialement pur

MPa : MégaPascal (unité de mesure)

α : alpha

TA5E2 : alliage de titane alpha contenant 5% d'aluminium et 2% d'étain

Al : élément aluminium

Sn : élément étain

β : beta

TV13C11A3 : alliage de titane bêta contenant 12% de vanadium, 11% de carbone et 3% d'aluminium

TiO₂ : dioxyde de titane

TiO : oxyde de titane

Ti₂O₃ : complexe de trioxyde de titane

pH : potentiel hydrogène (unité de mesure)

V : volt (grandeur physique), force électromotrice et tension électrique

Au : élément chimique or

Pt : élément chimique platine

Pd : élément chimique palladium

Ag : élément chimique argent

Cu : élément chimique cuivre

Co-Cr-Mo : alliage à base de cobalt-chrome-molybdène

Cr³⁺ : ions monoatomiques à charge fixe de chrome III

Mo⁴⁺ : ions molybdène IV

Mo⁵⁺ : ions molybdène V

Mo⁶⁺ : ions molybdène VI

Cr₂O₃ : composé chimique d'oxyde de chrome III

MoO₃ : composé chimique de trioxyde de molybdène

Å : ångström (unité de longueur), 1 Å = 0,1 nanomètre (système international de mesure)

ZRA : de l'anglais (Zero Resistance ammeter) signifiant ampèremètre à zéro résistance

RANK : de l'anglais (Receptor Activating NF Kappa B) signifiant récepteur activant NF Kappa B

RANKL : de l'anglais RANK Ligand, cytokine transmembranaire

OPG : ostéoprotégérine

M-CSF : de l'anglais (Macrophage Colony Stimulating Factor) signifiant facteur stimulant les colonies

M1 : macrophage activé par la voie classique (cytokines de type 1 et produits microbiens)

ICAM-1 : de l'anglais (InterCellular Adhesion Molecule) signifiant protéine d'adhésion intercellulaire

TNF- α : de l'anglais (Tumor Necrosis Factor) signifiant facteur de nécrose tumorale

IL-1 : interleukine de type 1

ARNm : Acide ribonucléique messenger

RunX2 : de l'anglais (Runt-related transcription factor 2) signifiant facteur de transcription 2 lié à Runt

I_{corr} : densité de courant de corrosion exprimée en $\mu A/cm^2$

E_{corr} : potentiel de corrosion exprimé en V

Ppm : partie par million, fraction valant 10⁻⁶

ICP-MS : de l'anglais (Inductively Coupled Plasma Mass Spectrometry) signifiant spectrométrie de masse à plasma à couplage inductif

NaCl : chlorure de sodium

KCl : chlorure de potassium

Na : sodium

HPO₄ : ion monohydrogène-phosphate

HCO₃ : bicarbonate (hydrogénocarbonate de sodium)

KSCN : thiocyanate de potassium

CaCl₂ : chlorure de calcium

H₂O : monoxyde de dihydrogène (eau)

AFNOR : Association Française de Normalisation

PHÉNOMÈNE D'ÉLECTROGALVANISME EN IMPLANTOLOGIE ORALE : REVUE DE LA LITTÉRATURE

RÉSUMÉ EN FRANÇAIS : L'électrogalvanisme dû au polymétallisme du système implanto-prothétique est une des causes d'échec en implantologie orale. Ce phénomène est peu étudié dans la littérature. Afin d'évaluer son importance, nous avons analysé les valeurs de densité de courant galvanique de différents couples implanto-prothétiques. Nous avons aussi observé les effets locaux de la corrosion galvanique. L'objectif était d'étudier l'association des alliages implantaires et prothétiques en termes d'efficacité et de sécurité vis-à-vis de la corrosion. La grande hétérogénéité dans les méthodologies mises en œuvre pour étudier les courants galvaniques nous empêche à l'heure actuelle de conclure sur les couplages galvaniques les plus favorables. Nous essayons d'apporter des propositions afin de mettre en œuvre des protocoles expérimentaux mieux adaptés aux contraintes d'étude de la cavité buccale.

TITRE EN ANGLAIS : Galvanic corrosion in oral implantology : a review of literature

RÉSUMÉ EN ANGLAIS : Electrogalvanism due to the polymetallism of the implantoprosthesis system is one of the causes of failure in oral implantology. This phenomenon is little studied in the literature. In order to evaluate its importance, we analyzed the galvanic current density values of different implantoprosthesis couples. We also observed the local effects of galvanic corrosion. The objective was to study the association of implant and prosthetic alloys in terms of effectiveness and safety against corrosion. The great heterogeneity in the methodologies used to study galvanic currents currently prevents us from concluding on the most favourable galvanic couplings. We are trying to make proposals to implement experimental protocols that are better adapted to the constraints of studying the oral cavity.

DISCIPLINE ADMINISTRATIVE : Chirurgie dentaire

MOTS-CLEFS : implantologie, électrogalvanisme, corrosion galvanique, titane, alliages dentaires

INTITULÉ ET ADRESSE DE L'UFR :

Université Toulouse III – Paul Sabatier
Faculté de Chirurgie-Dentaire
3 Chemin des Maraîchers 31062 Toulouse Cedex

Directeur de thèse : Dr Mathieu LEMAÎTRE