



**HAL**  
open science

# Les alliages dentaires Cobalt-Chrome mis en forme par fusion laser sélective

Baptiste Berges

► **To cite this version:**

Baptiste Berges. Les alliages dentaires Cobalt-Chrome mis en forme par fusion laser sélective. Sciences du Vivant [q-bio]. 2019. <dumas-01996382>

**HAL Id: dumas-01996382**

**<https://dumas.ccsd.cnrs.fr/dumas-01996382v1>**

Submitted on 28 Jan 2019

**HAL** is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.



HAL Authorization

**U.F.R. D'ODONTOLOGIE**

Année 2019

Thèse n°4

THESE POUR L'OBTENTION DU

**DIPLOME D'ETAT de DOCTEUR EN CHIRURGIE DENTAIRE**

Présentée et soutenue publiquement

Par BERGES Baptiste

Né le 7 Mai 1993 à Oloron Sainte Marie (64)

Le 10 Janvier 2019

**Les alliages dentaires Cobalt-Chrome mis en forme par  
Fusion Laser Sélective**

Sous la direction du Docteur Jacques COLAT-PARROS

Membres du jury :

M. ELLA NGUEMA Bruno  
M. COLAT-PARROS Jacques  
Mme. BERTRAND Caroline  
Mme. JORDANA Fabienne  
M. OLIVE Jean Marc  
M. MINDEGUIA Jean Christophe

Président  
Directeur  
Rapporteur  
Examineur  
Invité  
Invité

**Président** M. TUNON DE LARA Manuel  
**Directeur de Collège des Sciences de la Santé** M. PELLEGRIN Jean-Luc

## **COLLEGE DES SCIENCES DE LA SANTE UNITE DE FORMATION ET DE RECHERCHE DES SCIENCES ODONTOLOGIQUES**

**Directrice** Mme BERTRAND Caroline 58-01  
**Directeur Adjoint à la Pédagogie** Mr DELBOS Yves 56-01  
**Directeur Adjoint – Chargé de la Recherche** M. FRICAIN Jean-Christophe 57-01  
**Directeur Adjoint – Chargé des Relations Internationales** M. LASSERRE Jean-François 58-01

### **ENSEIGNANTS DE L'UFR**

#### **PROFESSEURS DES UNIVERSITES**

Mme	Caroline	BERTRAND	Prothèse dentaire	58-01
Mme	Marie-José	BOILEAU	Orthopédie dento-faciale	56-01
M	Sylvain	CATROS	Chirurgie orale	57-01
M	Raphaël	DEVILLARD	Odontologie restauratrice et endodontie	58-01
Mme	Véronique	DUPUIS	Prothèse dentaire	58-01
M.	Bruno	ELLA NGUEMA	Sciences anatomiques et physiologiques - Biomatériaux	58-01
M.	Jean-Christophe	FRICAIN	Chirurgie buccale – Pathologie et thérapeutique	57-01

#### **MAITRES DE CONFERENCES DES UNIVERSITES**

Mme	Elise	ARRIVÉ	Prévention épidémiologie – Economie de la santé – Odontologie légale	56-02
Mme	Cécile	BADET	Sciences biologiques	57-01
M.	Etienne	BARDINET	Orthopédie dento-faciale	56-01
M.	Michel	BARTALA	Prothèse dentaire	58-01
M.	Cédric	BAZERT	Orthopédie dento-faciale	56-01
M.	Christophe	BOU	Prévention épidémiologie – Economie de la santé – Odontologie légale	56-02
Mme	Sylvie	BRUNET	Chirurgie buccale – Pathologie et thérapeutique	57-01
M.	Jacques	COLAT PARROS	Sciences anatomiques et physiologiques	58-01
M,	Jean-Christophe	COUTANT	Sciences anatomiques et physiologiques	58-01
M.	François	DARQUE	Orthopédie dento-faciale	56-01
M.	François	DE BRONDEAU	Orthopédie dento-faciale	56-01
M.	Yves	DELBOS	Odontologie pédiatrique	56-01
M,	Emmanuel	D'INCAU	Prothèse dentaire	58-01
M.	Dominique	GILLET	Odontologie conservatrice – Endodontie	58-01
M.	Jean-François	LASSERRE	Prothèse dentaire	58-01
M.	Yves	LAUVERJAT	Parodontologie	57-01
Mme	Odile	LAVIOLE	Prothèse dentaire	58-01
M.	Jean-Marie	MARTEAU	Chirurgie buccale – Pathologie et thérapeutique	57-01
Mme	Javotte	NANCY	Odontologie pédiatrique	56-01
M.	Adrien	NAVEAU	Prothèse dentaire	58-01
M.	Jean-François	PELI	Odontologie restauratrice – Endodontie	58-01
M.	Philippe	POISSON	Prévention épidémiologie – Economie de la santé – Odontologie légale	56-02

M.	Patrick	ROUAS	Odontologie pédiatrique	56-01
M.	Johan	SAMOT	Biologie Orale	57-01
Mme	Maud	SAMPEUR	Orthopédie dento-faciale	56-01
M.	Cyril	SEDARAT	Parodontologie	57-01
Mme	Noélie	THEBAUD	Sciences biologiques	57-01
M.	Eric	VACHEY	Odontologie conservatrice – Endodontie	58-01

### **AUTRES ENSEIGNANTS**

Mme	Audrey	AUSSEL	Sciences anatomiques et physiologiques	58-01
Mme	Elsa	GAROT	Odontologie pédiatrique	56-01

### **ASSISTANTS**

Mme	Mathilde	BOUDEAU	Odontologie conservatrice – Endodontie	58-01
M.	Wallid	BOUJEMAA AZZI	Odontologie conservatrice – Endodontie	58-01
Melle	Camille	BOULÉ-MONTPEZAT	Odontologie pédiatrique	56-01
Mlle	Anaïs	CAVARE	Orthopédie dento-faciale	56-01
M	Hubert	CHAUVEAU	Odontologie conservatrice – Endodontie	58-01
M,	Jean-Baptiste	CULOT	Fonctions/dysfonctions, imagerie, biomatériaux	58-01
M	Pierre-Hadrien	DECAUP	Fonctions/dysfonctions, imagerie, biomatériaux	58-01
Mme	Severine	DESCAZEUX	Odontologie conservatrice – Endodontie	58-01
M.	Cédric	FALLA	Prévention épidémiologie – Economie de la santé – Odontologie légale	56-02
Mme	Mathilde	FENELON	Chirurgie Orale	57-01
Mme	Agathe	GREMARE	Biologie orale	57-01
M	Mickaël	HYVERNAUD	Prothèse dentaire	58-01
Mme	Clémence	JAECK	Prothèse dentaire	58-01
Mme	Olivia	KEROUREDAN	Odontologie conservatrice – Endodontie	58-01
Mme	Claudine	KHOURY	Prévention épidémiologie – Economie de la santé – Odontologie légale	56-02
M	Adrien	LASTRADE	Prothèse dentaire	58-01
M.	Emmanuel	MASSON REGNAULT	Chirurgie Orale	57-01
Mme	Marie	MÉDIO	Orthopédie dento-faciale	56-01
Mme	Aude	MENARD	Prothèse dentaire	58-01
Mme	Meryem	MESFIOUI	Parodontologie	57-01
Mme	Chloé	PELOURDE	Orthopédie dento-faciale	56-01
M	Antoine	PEPELUT	Parodontologie	57-01
M	Florian	PITEU	Prothèse dentaire	58-01
Mme	Noëlla	RAJONSON	Prévention épidémiologie – Economie de la santé – Odontologie légale	56-02
Mr	Thibaut	ROULLAND	Prothèse dentaire	58-01
M.	François	ROUZÉ L'ALZIT	Prothèse dentaire	58-01
Mme	Rawen	SMIRANI	Orthopédie dento-faciale	56-01
Mme	Sophia	ZIANE	Odontologie conservatrice – Endodontie	58-01

## A notre Président de thèse

Monsieur le Professeur Bruno ELLA NGUEMA

Professeur des Universités – Praticien hospitalier

Sous-section Sciences Anatomiques et physiologiques - Biomatériaux 58-03

*Vous nous faites l'honneur de présider notre thèse.  
Vous trouverez dans ce travail l'expression de notre  
profonde reconnaissance et de notre respectueuse  
admiration.*

## A notre Directeur de thèse

Monsieur le Docteur Jacques COLAT-PARROS

Maitre de Conférence des Universités – Praticien Hospitalier

Sous-section Sciences Anatomiques et physiologiques - Biomatériaux 58-03

*L'étendue de vos connaissances et la qualité de votre  
enseignement nous ont considérablement guidés en  
temps qu'étudiant. Votre curiosité scientifique est un  
exemple et une motivation supplémentaire pour la suite  
de notre carrière.  
Partager votre expérience de clinicien est un privilège,  
nous serons honorés de poursuivre en ce sens.  
Ce travail est l'occasion de vous remercier pour tout ce  
que vous faites pour nous et de vous assurer notre  
attachement le plus sincère.*

## A notre Rapporteur de thèse

Madame le Professeur Caroline BERTRAND

Professeur des Universités – Praticien Hospitalier

Directrice de l'UFR des Sciences Odontologiques de Bordeaux

Sous-section Prothèse 58-02

*Vous nous avez apporté vos connaissances ainsi que  
votre bienveillance. Vous avez été présente tout au long  
de nos études, tant sur le plan de l'enseignement que  
sur celui de la représentation étudiante et universitaire.  
Le grand honneur que vous nous faites en jugeant ce  
travail est pour nous l'occasion de vous assurer  
l'expression de notre sincère gratitude.*

## A notre Assesseur

Madame le Docteur Fabienne JORDANA

Maitre de Conférence des Universités – Praticien Hospitalier

Sous-section Sciences Anatomiques et physiologiques 58-03

*Nous sommes très honorés de vous avoir dans notre jury. La qualité de vos conseils ainsi que votre rigueur nous ont grandement permis de réaliser cette thèse. Nous vous prions de trouver dans ce travail tout notre respect ainsi que notre reconnaissance pour l'aide que vous nous avez apportée.*

## A notre Invité

Monsieur Jean Marc OLIVE

Chercheur CNRS, Laboratoire I2M, Département DuMAS

*C'est un honneur pour nous de vous avoir dans notre jury. Votre savoir et votre passion pour votre travail sont pour nous une source d'inspiration. Nous vous remercions pour l'intérêt que vous avez porté à notre étude.*

## A notre invité

Monsieur Jean Christophe MINDEGUIA

Maitre de Conférence des Universités – Enseignant Chercheur

Laboratoire I2M, Département Génie civil et Environnement

*Nous vous remercions d'avoir accepté notre invitation pour participer à ce jury de thèse. Votre rigueur scientifique nous a permis de mener à bien notre étude expérimentale. Ce travail nous permet d'exprimer tout le plaisir que nous avons eu à travailler avec vous.*

Nous souhaitons également remercier les laboratoires sans qui ce travail n'aurait pu aboutir.

Merci au Laboratoire Bongert, à Pascal et Pierre Bongert pour leur soutien. J'espère pouvoir poursuivre l'étude des procédés de mise en forme avec vous.

*Laboratoire Bongert, 85340 Moulleron Le Captif*

A Monsieur Michel Coulange du Laboratoire CPLD. Merci pour votre réactivité et votre contribution.

*Coopérative de Production des Laboratoires Dentaires de Midi-Pyrénées, 31100 Toulouse*

A Monsieur Benjamin Marembert du centre de production OD3D. Merci pour ton aide, tes conseils et tes informations précieuses.

*Centre de production Omnium dentaire, 33700 Mérignac*

Je remercie également Monsieur Bernard Solbes du laboratoire I2M Bordeaux, pour son aide et son implication dans la réalisation des essais mécaniques.

A ma mère, ton calme et ta simplicité sont pour moi source de sérénité.

A Michel, je ne te remercierai jamais assez pour ta gentillesse.

A mon frère, à qui je souhaite une grande réussite pour la suite de ses études.

A mon père, merci pour la pertinence de tes conseils ainsi que la qualité de tes remarques.

A Georgette et Gérard, merci pour votre soutien indéfectible.

A Monique, Sylvain et à tous les Mathis. Tous les événements partagés avec vous sont toujours de réels moments de plaisir.

A tous les Crousier-Badiolle et autres « rapportés ». J'ai trouvé chez vous une seconde famille. Ce travail me permet de vous remercier pour votre immense générosité.

A Paul, pour tous ces moments partagés en montagne, sur des skis ou ailleurs. Tu trouveras dans ce travail toute mon estime.

A Louis et Maxime et Benjamin. Ces années ont forgé une amitié à toute épreuve. Vous trouverez dans ce travail mon respect le plus sincère.

A Valentin et Vincent, les amis de toujours. Malgré la distance vous étiez et serez toujours présents.

A Jérémy, pour tes conseils avisés et ton sens du partage.

A Raphael, Bastien, Maxime, Julien, Alexis, Léo, Léo, Aurélien, Hugues, Louis, Adrien, Tom, Clément, Jonathan et Pierre. Présents à mes côtés sur les terrains de rugby, sur les courts de tennis ou montagne. Ce travail me permet de vous exprimer toute mon amitié.

A tous les ingénieurs, Edouard, Rémi, Arnaud, Mathieu, Mathieu, Vincent, Antton et Louis.

A Bernard, ta gentillesse et ton attention ont permis mon épanouissement.

A Pauline, Véronique et Jocelyne, merci de m'avoir accueilli au cabinet. C'est une chance et un plaisir de travailler avec vous.

Lucie, depuis sept ans nous partageons tout. Etudes, voyages et même depuis quelques mois le même toit. Tu as toujours été là dans les bons, comme dans les mauvais moments. Merci pour tout le bonheur que tu m'apporte.

Ta réussite est un exemple, je te souhaite le meilleur dans ton métier que tu aimes tant, tes patients auront beaucoup de chance de t'avoir comme médecin.

A Richard, parti trop tôt.



## TABLE DES MATIERES

INTRODUCTION.....	12
<b>Partie 1 : Définition, généralités et présentation des différentes techniques de mise en forme des alliages cobalt-chrome</b>	
<b>1. Historique.....</b>	<b>14</b>
1.1. Les alliages dentaires.....	14
1.2. Le développement des alliages Co-Cr.....	18
<b>2. Définition d'un alliage .....</b>	<b>19</b>
<b>3. Classification et présentation des normes.....</b>	<b>20</b>
<b>4. Evolution des compositions et rôle des constituants.....</b>	<b>22</b>
<b>5. Cahier des charges des alliages dentaires .....</b>	<b>25</b>
<b>6. Les procédés de mise en forme.....</b>	<b>25</b>
6.1. Technique de coulée à la cire perdue des alliages Cobalt-Chrome .....	25
6.1.1. Principe général.....	25
6.1.2. Mise en œuvre pratique.....	27
6.1.3. Inconvénients de la méthode de coulée à la cire perdue.....	31
6.2. Méthode CAD/CAM.....	33
6.2.1. Bases fondamentales de la CFAO.....	33
6.2.2. Notions de CFAO directe, indirecte ou semi-directe .....	34
6.2.3. Etapes de la chaîne numérique.....	34
<b>Partie 2 : Présentation du procédé de fabrication par Fusion Laser Sélective</b>	
<b>1. Historique.....</b>	<b>41</b>
<b>2. Principe général.....</b>	<b>41</b>
<b>3. Temps de fabrication étape par étape .....</b>	<b>44</b>
3.1. Étape 1: CAO.....	44
3.2. Étape 2: Conversion en STL .....	44
3.3. Étape 3: Transfert vers la machine AM et vérification du fichier STL .....	44
3.4. Étape 4: Configuration de la machine .....	45
3.5. Étape 5: La fabrication.....	45
3.6. Étape 6: Enlèvement.....	46
3.7. Étape 7: Post-traitement .....	47
3.8. Étape 8: Application.....	47

<b>4. Les différentes unités de fabrication disponibles .....</b>	<b>47</b>
<b>5. Paramètres du procédé .....</b>	<b>48</b>
5.1. Paramètres système .....	50
5.1.1. Epaisseur de couche .....	50
5.1.2. Nombre de couches .....	50
5.1.3. Distance entre deux vecteurs :.....	50
5.2. Paramètres Laser .....	51
5.2.1. Type de laser utilisé.....	51
5.2.2. Puissance laser et énergie délivrée .....	51
5.2.3. Stratégie de balayage .....	52
5.2.4. Vitesse de balayage .....	53
5.2.5. Résumé.....	53
<b>6. Avantages et inconvénients de la mise en forme par fusion laser sélective</b>	
6.1. Pour le praticien .....	56
6.2. Pour le patient .....	56
6.3. Pour le prothésiste .....	56
<b>Partie 3 : Caractérisation métallographique et mécaniques des alliages cobalt-chrome</b>	
<b>1. Caractérisation métallographique : application aux alliages cobalt-chrome</b>	
1.1. Les alliages coulés.....	58
1.1.1. Plan cristallin .....	58
1.1.2. Plan microscopique .....	59
1.2. Les alliages obtenus par Fusion laser .....	61
1.2.1. Plan microscopique .....	61
1.2.2. Plan cristallin .....	63
1.2.3. Composition .....	65
<b>2. Propriétés mécaniques des alliages – essais mécaniques .....</b>	<b>65</b>
2.1. Définitions.....	65
2.2. Mise en application de la norme ISO 22674.....	65
2.3. L’essai de traction.....	66
2.3.1. Les éprouvettes de traction .....	66
2.3.2. Appareil d’essai mécanique : .....	67
2.3.3. Mode opératoire de l’essai selon la norme ISO EN NF 22674 .....	67
2.3.4. Exploitation de la courbe de traction.....	68
2.3.5. Propriétés mécaniques relevant de la courbe de traction .....	70

2.3.6. Tableau récapitulatif .....	71
------------------------------------	----

## **Partie 4 : Analyses expérimentales**

<b>1. Objectif.....</b>	<b>72</b>
1.1. Matériaux étudiés.....	72
1.2. Méthode et réalisation des essais de traction .....	74
1.3. Traitement des données.....	76
<b>2. Résultats des essais de traction .....</b>	<b>76</b>
2.1. Exemple de courbes de traction obtenues.....	76
2.1.1. Exemple alliage SLM.....	77
2.1.2. Exemple alliage coulé .....	77
2.2. Résultats par type d'alliage .....	78
2.3. Comparaison alliages SLM VS alliages coulés.....	79
<b>3. Résultats des analyses microstructurales.....</b>	<b>80</b>
3.1. Comparaison de l'aspect des surfaces brutes des alliages SLM.....	80
3.2. Analyse des faciès de rupture des éprouvettes de traction.....	81
3.3. Analyse des faciès de rupture.....	82
<b>4. Discussion.....</b>	<b>85</b>
4.1. Influence de la technique de mise en forme sur les propriétés mécaniques des alliages Co-Cr.....	85
4.2. Influence de la microstructure des alliages sur leurs propriétés mécaniques.....	87
4.3. Influence de la composition des alliages sur les propriétés mécaniques .....	87
4.4. Influence des paramètres de fusion laser sur les propriétés mécaniques.....	88
4.4.1. Puissance du laser .....	88
4.4.2. Stratégie de balayage .....	90
4.4.3. Vitesse de balayage .....	90
Conclusion.....	92
Liste des illustrations.....	93
Liste des tableaux .....	96
Bibliographie.....	97

## Introduction

Les alliages dentaires sont utilisés dans plusieurs disciplines de l'odontologie. Ils entrent dans la composition des dispositifs médicaux sur mesure représentés par les prothèses dentaires et les appareils orthodontiques. Nous verrons que la confection de ces dispositifs médicaux nécessite la connaissance et la maîtrise de plusieurs procédés de mise en forme tels que la fonderie ou la fusion laser sélective.

Les alliages pour restaurations prothétiques sont devenus de plus en plus complexes au cours des 25 dernières années. Il existe des centaines de choix parmi des dizaines d'entreprises mondiales. Les alliages d'aujourd'hui peuvent présenter comme élément de base de nombreux métaux comme l'or, le palladium, l'argent, le nickel, le cobalt et le titane. La métallurgie de chacun de ces systèmes d'alliage est généralement complexe et exigeante. Elle requiert un savoir-faire important de la part du laboratoire tout comme la connaissance des critères de choix de la part du chirurgien-dentiste. Ainsi, le bon choix de l'alliage, associé à une mise en forme maîtrisée sont impératifs afin de garantir la pérennité des restaurations prothétiques en bouche.

L'utilisation des alliages dentaires non-précieux Co-Cr a progressivement dépassé celle des alliages précieux dans la conception des prothèses fixes et amovibles du fait notamment de l'importante augmentation du prix de l'or et du palladium mais aussi de part les améliorations apportées au niveau des propriétés mécaniques et à la résistance de la liaison métal-céramique qui leurs confèrent de bonnes performances cliniques. De plus, nous verrons que ces alliages se substituent maintenant aux alliages nickel-chrome, interdits dans certains pays car remis en cause en raison de la toxicité et du potentiel allergisant du nickel.

Les alliages cobalt-chrome sont mis en forme de manière classique par coulée traditionnelle depuis le début du XXe siècle. Cette technique, qui a connu beaucoup d'évolutions demande une excellente maîtrise de la part des techniciens de laboratoire. En effet, cette méthode chronophage nécessite l'emploi de divers matériaux qui présentent des variations dimensionnelles importantes. De plus, les défauts liés à la coulée du métal sont nombreux.

Afin de limiter ces problèmes liés à la coulée du métal et diminuer les coûts, la fabrication additive, ou Additive Manufacturing (AM), fait l'objet de beaucoup d'attention dans la littérature scientifique. La fabrication additive, communément appelée Impression 3D permet de fabriquer des objets en une seule étape. Le procédé de Fusion Laser Sélective (SLM pour Selective Laser Melting) est une technique de fabrication additive. Un faisceau laser fusionne des particules de poudre selon un trajet défini par la conception assistée par ordinateur afin d'obtenir une couche de l'objet. La poudre d'une couche suivante est de nouveau fusionnée afin d'obtenir à la fin de la séquence l'objet souhaité. Ce procédé de mise en forme par fusion laser permet de mettre en forme des objets complexes et connaît un essor important en prothèse dentaire pour la confection des couronnes et des châssis métalliques.

La première partie du travail sera consacrée à la présentation de l'évolution des alliages dentaires, de leur classification et de leur composition. Le cahier des charges des normes qui

régissent leur mise sur le marché sera présenté ainsi que les différentes catégories des techniques de mise en forme.

Dans une seconde partie, nous présenterons la technique de fabrication additive par fusion laser sélective en détaillant les principaux paramètres de fabrication.

La troisième partie sera consacrée à la caractérisation métallographique et mécanique des alliages cobalt-chrome.

Enfin, dans une quatrième partie plus expérimentale nous étudierons sur le plan microstructural et mécanique des échantillons d'alliages fabriqués par coulée traditionnelle et par fusion laser sélective.

Ainsi l'objectif du travail sera d'étudier les alliages cobalt-chrome fabriqués par fusion laser sur les plans microstructural et mécanique ; de les comparer aux alliages obtenus par coulée traditionnelle afin de montrer si la technique de mise en forme a une influence sur la microstructure et les propriétés mécaniques de ces alliages utilisés en prothèse dentaire.

# Partie 1 : Définition, généralités et présentation des différentes techniques de mise en forme des alliages cobalt-chrome

## 1. Historique

### 1.1. Les alliages dentaires

Historiquement, les éléments métalliques étaient divisés en deux groupes : les métaux dits ferreux et les non ferreux (1). Parmi les métaux non-ferreux utilisés en prothèse dentaire il faut distinguer les métaux « nobles », « légers » et « de base ». Parmi les métaux dits nobles on retrouve l'or et les éléments de la mine de platine (platine, palladium, iridium, ruthénium osmium et rhodium ; les deux derniers étant très peu utilisés en odontologie). L'argent, souvent considéré comme noble du fait de son prix, ne peut pas être rigoureusement placé dans cette catégorie du fait de sa faible résistance à la corrosion (2–4).

Les alliages nobles ou précieux ont été les premiers à être développés du fait de leur bonne coulabilité ; (1,3) grâce à la découverte par Taggart en 1907 de la technique de la cire perdue (5).

Les alliages utilisés pour la mise en forme de prothèses dentaires avant les années 1975 peuvent être divisés en trois groupes : alliages pour les restaurations conjointes coulées ; alliages pour les restaurations conjointes coulées utilisant la technique céramo-métallique ; et les alliages pour armatures de prothèse adjointe (appelés aussi alliages pour coulée sur modèle) (6,7).

Le premier groupe, celui des restaurations coulées a été subdivisé en 4 types par l'American Dental Association (ADA), dont 3 (types I-III) étaient couramment utilisés pour les restaurations intra-coronaires ou extra-coronaires coulées. Les alliages de type I ont été utilisés pour les inlays avec peu ou pas de contact occlusal. Ces alliages présentaient des propriétés mécaniques relativement faibles, avec des pourcentages d'allongement (déformation permanente à la rupture) supérieurs à 25%. De plus, ils étaient hautement inflammables. Les alliages de type II étaient un peu plus résistants mécaniquement, avec de bonnes valeurs d'allongement en pourcentage et une résistance suffisante pour tolérer un certain contact occlusal. Ils étaient utilisés pour réaliser des onlays. Les alliages de type III présentaient une ductilité plus faible mais étaient presque deux fois plus résistants mécaniquement que les alliages de type I. Ils étaient utilisés pour réaliser des couronnes unitaires.

Tous ces alliages étaient à base d'or, avec seulement quelques différences de composition entre eux, en grande partie dans la quantité de cuivre, d'argent et de palladium. L'alliage le plus commun était de loin l'alliage de type III avec une composition approximative typique de 75% d'or, 10% d'argent, 10% de cuivre, 3% de palladium et 2% de zinc (valeurs en % du poids). Il est important de noter que, dans ce système d'avant 1975, le « type » d'alliage indiquait à la fois la classe de composition et les propriétés physiques (6,8).

**Tableau 1 : Composition et propriétés mécaniques d'alliages précieux pour coulée avant utilisés avant les années 1975 d'après (9)**

Type d'alliage	Composition (% en masse)			Résistance à la Traction (MPa)
	Au (or)	Ag (argent)	Pd (palladium)	
I	81-83	-	0.2-0.5	300
II	76-78	-	1-3	365
III	73-77	-	2-4	530
IV	71-74	1	2-5	770

Les alliages nobles utilisés pour la technique céramométallique (TCM) étaient différents des alliages de coulée classique, en grande partie parce que ces alliages devaient présenter des intervalles de fusion qui permettant l'application de la céramique.

Cinq à six types d'alliages pour liaison à la céramique ont été utilisés (tableau 3), dont quatre étaient à base d'or ou de palladium et régis par la spécification ANSI / ADA n ° 38.

Les alliages les plus courants pour la technique TCM étaient ceux à base or-palladium. Comparés à leurs équivalents coulés, les alliages céramo-métalliques ont des teneurs en palladium plus élevées pour augmenter la température de fusion à au moins 1150°C. L'utilisation du cuivre a été minimisée pour réduire l'affaissement et de nombreux laboratoires évitent les alliages d'argent pour éliminer les problèmes de corrosion (10,11).

Bien que les alliages de nickel et de cobalt existaient déjà pour les applications de céramo-métallique, leur utilisation n'était pas aussi répandue qu'aujourd'hui.

**Tableau 2 : Composition et propriétés mécaniques des alliages pour technique céramo-métal avant 1975 (9)**

Type d'alliage	Composition (% en masse)			Résistance à la Traction (MPa)
	<i>Au (or)</i>	<i>Ag (argent)</i>	<i>Pd (palladium)</i>	
I	85	1	6	490
II	50		40	560
III	52		28	500
IV	-	30	65	650
	<i>Ni ou Co</i>	<i>Cr</i>	<i>C</i>	
V	68 Ni	15	0.1	
VI	65 Co	18	0.1	

Les alliages pour les prothèses partielles amovibles étaient constitués d'or de type IV (tableau 1) et d'alliages à base de nickel ou de cobalt (tableau 2). Les alliages d'or de type IV contenaient suffisamment de palladium et de cuivre pour assurer leur solidité par durcissement en solution solide (1). Les alliages à base de nickel et de cobalt utilisés pour les armatures de prothèse adjointe étaient les mêmes que ceux utilisés à cette époque pour la technique céramo-métal à la différence près que les premiers contenaient 0,1 à 0,5% en poids de carbone pour durcir et renforcer l'alliage par la formation de carbures.

Tableau 3 : Propriétés physiques des alliages pour prothèse adjointe avant 1975. (9)

Alliage	Module d'élasticité (GPa)	Elongation (%)
Base Nickel	186	1.7
Base Cobalt	228	1.5
Co-Cr-Ni	228	10
Type IV précieux	90	6.0

Ces alliages de métaux de base étaient beaucoup plus résistants mécaniquement et durs que les alliages à base d'or de type IV. De plus, ils possédaient des modules élastiques relativement élevés et de faibles densités (tableau 3). Ces propriétés ont permis une évolution des armatures de prothèse adjointe partielle. En effet le châssis pouvait être plus mince, plus léger, moins coûteux et plus rigide que son homologue de type IV, ce qui a progressivement fait disparaître les alliages d'or de type IV pour les prothèses partielles amovibles. En 1969, près de 87% de ces armatures étaient faites d'alliages de métaux communs (contre <20% en 1949). Les armatures en alliage d'or de type IV ne sont pratiquement plus utilisées de nos jours (3,6–8,10).

L'utilisation des termes précieux, semi-précieux et non-précieux a été longtemps utilisée avant les années 1975, mais nous verrons que cette classification ne doit plus être employée. En effet, ces termes identifiaient les alliages en se basant sur le coût des composants métalliques. Étant donné que ces derniers peuvent varier considérablement, les termes sont inévitablement inexacts. De plus, l'argent est considéré comme un métal précieux sur le marché des métaux, mais pas dans l'ancien système de nomenclature puisque l'argent pur est sujet à la corrosion dans l'environnement oral.

Au cours des 35 dernières années, plusieurs facteurs importants ont modifié l'utilisation des alliages pour prothèses dentaires.

Le premier facteur est économique, se manifestant progressivement après la dérégulation du prix de l'or en 1969 puis entre les années 1990 à 2000 par la variation du prix du palladium.

Figure 1 Evolution du prix de l'or depuis les années 1970 à aujourd'hui selon [www.orobel.com](http://www.orobel.com)



Un bref aparté historique permet de rappeler qu'en 1946, les accords de Bretton Woods stipulaient que seul le dollar US pouvait être directement indexé sur l'or à 35 dollars par once (1 once = 28g). En 1971, le déséquilibre entre les réserves d'or et le dollar en circulation a poussé les Etats Unis à abandonner la convertibilité en or du dollar. Ainsi, auparavant fixé à 35 USD par once, le prix de l'or va augmenter considérablement depuis la fin des années 1970 jusqu'au début des années 1980 pour atteindre 800 USD par once en 1980. Le prix de l'or s'est ensuite stabilisé jusqu'aux années 2000 (à environ 265 USD par once en 2001). Cette instabilité a incité les fabricants à rechercher des alliages moins riches en or. En conséquence de la fluctuation des prix de l'or (une once d'or coûte en 2018 1300 USD environ), les alliages à base de palladium sont devenus très courants à la fin des années 1980 et au début des années 1990 (environ 150 USD par once). Cependant, au cours des 10 années suivantes, le prix du palladium a beaucoup fluctué (de 1000 USD par once fin 2000 à 470 USD fin 2001) en raison des turbulences sociales et économiques en Russie, où une grande partie du palladium du monde est produite. En 2018 une once de palladium coûte environ 975 USD (6,12).

Le deuxième facteur important qui a affecté l'évolution des alliages a été le besoin d'obtenir de meilleures propriétés physiques et mécaniques. Pour la prothèse adjointe, les fabricants ont cherché à produire des alliages avec des modules d'élasticité plus élevés (donc plus rigides). Un alliage à module d'élasticité élevé ne se déforme pas lorsqu'il est chargé en flexion ou en traction et transmet donc plus efficacement les forces occlusales aux dents restantes. En prothèse conjointe, pour la technique céramo-métallique, les alliages avec des modules d'élasticité plus élevés sont également plus intéressants. En effet, toute flexion de la sous-structure métallique provoque la rupture de la céramique sus-jacente en raison de la nature fragile de la céramique. Pour la prothèse conjointe unitaire, les systèmes d'alliage à base d'or possèdent un module d'élasticité suffisant pour empêcher cette flexion.

Cependant, dans les prothèses fixes de plus longue portée, un module d'élasticité de 90 GPa n'est pas suffisant pour résister aux forces de flexion retrouvées cliniquement. Ce problème devient prioritaire lorsque les contraintes esthétiques deviennent importantes et que l'armature métallique doit être affinée afin de laisser plus de place à la céramique (7,11–14).

Ainsi, avec l'augmentation de la demande pour les restaurations plus esthétique, le marché des alliages a été soumis à des pressions pour offrir des alliages avec des valeurs plus élevées de module d'élasticité. Comme le montre le tableau 3, le module d'élasticité de l'alliage à base d'or le plus fort (ancien type IV), ne représente qu'environ 50% de celui des alliages à base de métaux communs (185-225 GPa). Ceux à base de palladium offrent un module légèrement plus élevé (115-125 GPa) que leurs homologues à base d'or, mais ne peuvent toujours pas égaler les valeurs des alliages à base de métaux de base (7,15).

Pour résumer, les alliages précieux à base d'or ont été les premiers à être utilisés en Odontologie de part le développement de la technique de la cire perdue et leur bonne coulabilité. Depuis le début des années 1970 marquées par la dérégulation du prix de l'or, mais aussi par le développement et l'optimisation d'alliages dits non précieux, leur utilisation a beaucoup diminué en France au profit d'alliages à base de nickel ou de cobalt et de chrome présentant de meilleures propriétés mécaniques. Ces derniers offrent également de bonnes performances cliniques ainsi qu'une meilleure résistance de la liaison métal-céramique (2,3,6,7,11).

## 1.2. Le développement des alliages Co-Cr

Le début du XXe siècle et sa révolution industrielle a permis l'important développement d'alliages appelés à l'époque « alliages résistants à haute température ». Ces alliages étaient utilisés dans la fabrication des turbines qui permettaient aux moteurs de voitures et d'avion de fonctionner. L'industrie aéronautique puis l'industrie « de guerre » ont poussé les ingénieurs et les scientifiques à développer de nouveaux alliages. L'invention de la fusion sous vide en 1905 a permis d'améliorer la fiabilité des alliages en contrôlant leur taux de pureté ainsi qu'en permettant l'ajout d'éléments facilitant l'amélioration des propriétés physiques et mécaniques. La course à l'armement ainsi que la demande commerciale pour la création d'avions accédant à des altitudes et des vitesses de plus en plus élevées ont conduit au développement du moteur à réaction. Ce moteur nécessite l'utilisation de métaux très résistants aux températures élevées : les superalliages (16,17).

A cette époque, la situation qui prévalait dans le secteur des alliages et en prothèse dentaire était semblable : il fallait chercher des alternatives aux métaux précieux et trouver des matériaux résistants à la corrosion, propres à un usage en bouche et à un prix abordable. Fort de ce constat, les ingénieurs ont développé un alliage en acier avec lequel il était à présent possible de fabriquer une prothèse pour une arcade partiellement édentée. En outre, l'ajout d'éléments d'alliages a renforcé leur faible dureté, ce qui a permis de ne plus limiter le domaine d'application uniquement aux onlays ou aux couronnes unitaires. Tous ces paramètres ont favorisé l'introduction des alliages cobalt-chrome.

Dès 1907, le premier alliage de cobalt chrome est déposé sous le nom de « stellite® » (18). Du tungstène et du molybdène sont ensuite ajoutés afin d'augmenter la dureté et la résistance à l'abrasion. En 1909, Erdle et Prange des laboratoires « Austenal® » développent les alliages cobalt-chrome-tungstène (Co-Cr-W), puis dans un second temps les alliages

cobalt-chrome-molybdène (Co-Cr-Mo) pour des usages dentaires. L'alliage cobalt-chrome-molybdène est appelé « Vitallium® », en 1932 (19–21). Il est considéré comme le premier superalliage. Il est important de noter que ces alliages ne contenaient plus de fer, ils ne pouvaient plus être désignés avec le terme acier. L'alliage cobalt-chrome Remanit (société Dentaurem) pour coulée sur modèle (prothèse adjointe) mis sur le marché en 1935 possédait les principales propriétés et les mêmes composants qu'aujourd'hui. Les composants de cet alliage, baptisé Remanium® depuis 1964, rentrent aujourd'hui dans la fabrication d'alliages pour coulée sur modèle utilisé en prothèse adjointe (7).

Les alliages céramisables sont connus dans les laboratoires depuis 1962. Dès la fin des années 1960 jusqu'au début des années 1970, nous avons assisté à l'avènement des premiers alliages céramisables dépourvus de métaux précieux. Ces alliages présentaient, en raison de la spécificité des matériaux, de nombreux atouts par rapport aux métaux précieux. Les premiers de ces alliages céramisables non précieux étaient des alliages en nickel-chrome (avec jusqu'à 2 % de béryllium). En raison des sérieux doutes émis quant à l'innocuité biologique (toxicité et cancérogénicité du fait de la teneur en béryllium), ces alliages n'ont pas pu s'imposer en Europe (22,23). Depuis le début des années 1980, les alliages cobalt-chrome pour coulée sur modèle ont été optimisés et s'utilisent en tant qu'alliages céramisables pour la fabrication de couronnes et de bridges. De plus, du fait de la remise en cause du potentiel allergisant du nickel et de sa toxicité, les laboratoires de prothèse européens utilisent très majoritairement les alliages à base cobalt (6,10).

## 2. Définition d'un alliage

Par définition, un alliage est un mélange de plusieurs éléments où chaque constituant est choisi afin d'en optimiser les propriétés en fonction des indications. Les métaux purs n'ont pas les propriétés physiques, biologiques appropriées pour pouvoir être utilisés dans des conditions normales d'utilisation en bouche (24).

Un alliage est un mélange solide obtenu par fusion de deux ou plusieurs métaux. Un alliage à deux éléments est dit binaire, ternaire lorsque trois éléments sont présents et ainsi de suite. La composition d'un alliage peut être exprimée selon le pourcentage en poids des éléments, soit selon le pourcentage d'atomes de chaque élément contenu dans l'alliage, on parle dans ce cas de pourcentage atomique (25).

À l'état fondu ou liquide, les métaux se dissolvent à divers degrés les uns dans les autres, ce qui leur permet de former des alliages à l'état solide lors du refroidissement à température ambiante. De la même façon, tous les liquides ne sont pas solubles les uns dans les autres. Par exemple, l'or et le palladium se mélangent librement, alors que ce n'est pas le cas pour le cuivre et l'argent (26,27). Cette solubilité dépend de la taille relative des espèces atomiques individuelles, de la structure cristalline formée par les composants métalliques purs, des valences des composants et de leur réactivité (15).

La microstructure des alliages sera présentée plus en détail dans la troisième partie de ce travail.

### 3. Classification et présentation des normes

Il existe de nombreuses classifications des alliages métalliques. Ces classifications peuvent différer en fonction des zones géographiques, nous présenteront ici les normes américaines et européennes.

Aux Etats-Unis, l’American National Standards Institute (ANSI) et l’American Dental Association (ADA) présentent deux types de classification des alliages dentaires. La première classe les alliages en fonction de leur composition chimique en métaux nobles ; la seconde en fonction de leurs propriétés mécaniques en prenant en compte la limite conventionnelle élastique et les pourcentages d’élongation. De cette dernière classification dépendent les indications cliniques (28).

**Tableau 4 : Classification des alliages pour prothèse dentaire en fonction de leur composition chimique selon l’ADA (28–30)**

Classe	Métaux nobles (en %)	Or (en %)
<b>Alliages très nobles</b>	> 60	>40
<b>Alliages nobles</b>	>25	
<b>Alliages à prédominance de métaux de base</b>	<25	

**Tableau 5: Classification en fonction des propriétés mécaniques selon l’ADA (28–30)**

Type	Limite conventionnelle d'élasticité en MPa minimum	Allongement à la rupture maximum (%)	Recommandations d'utilisation
<b>1. Résistance faible</b>	80	18	Peu de contrainte : inlay
<b>2. Résistance moyenne</b>	180	12	Contraintes modérées : inlay-onlay
<b>3. Résistance forte</b>	240	12	Fortes contraintes : couronnes et bridge de petite étendue
<b>4. Résistance très forte</b>	300	10	Fortes contraintes et faibles épaisseurs : bridges de grande étendue et prothèse adjointe coulée

Depuis 1993, la directive européenne 93/42/CEE réglemente le marché des dispositifs médicaux. Depuis cette date, le marquage CE permet de prouver la conformité des matériaux utilisés. Selon cette directive, les prothèses dentaires doivent être fabriquées en suivant la prescription d’un chirurgien-dentiste qui doit indiquer des caractéristiques de

conception précises. La mise en forme est réalisée par le technicien de laboratoire qui engage sa responsabilité légale et doit donc veiller à respecter toutes les étapes (31). En France, la catégorie de l'alliage doit être précisée par les normes NF EN ISO dont les contenus ont évolué au cours des 25 dernières années.

En effet, à l'origine, plusieurs normes permettaient de différencier les alliages destinés à être recouverts de céramiques de ceux qui ne l'étaient pas(5,19,20).

La norme NF EN ISO 8891 traite des anciennes appellations des alliages dits « semi-précieux » et « quart-précieux ». Ces alliages à couler devaient présenter une teneur en métaux précieux supérieure ou égale à 25% et strictement inférieure à 75%.

La norme NF EN ISO 1562 dont la dernière mise à jour date de 2004, se rapporte aux alliages dentaires à couler à base d'or ayant une teneur minimale de 75% d'or et autres métaux du groupe du platine avec au moins 60% d'or (33).

Ces deux normes exposaient les exigences et les méthodes d'essai qui permettaient de présenter le comportement électrochimique, les propriétés de résistance à la corrosion et au ternissement des alliages dits « précieux ». Ces deux normes ont été remplacées en 2006 par la norme NF EN ISO 22674. Celle-ci régit de manière plus générale les matériaux métalliques utilisés pour la mise en forme de restaurations fixes ou amovibles, avec ou sans application de céramique. Elle remplace les normes homologuées NF EN ISO 1562 d'août 2004, NF EN ISO 16744 de décembre 2004, NF EN ISO 6971-1 et NF EN ISO 6971-2 d'avril 1997, NF EN ISO 8891 de novembre 2000. Le document précise que la norme européenne EN ISO 22624:2006 a le statut de norme française. Elle reproduit intégralement la norme internationale ISO 22674:2006 (version corrigée de 2007)(33).

Il est présenté les méthodes d'évaluation conforme des différentes données des alliages. Elle ne s'applique pas aux alliages pour amalgame dentaire (NF EN ISO 24234), aux produits pour brasage dentaire (NF EN ISO 9333) ou aux matériaux métalliques destinés aux appareils orthodontiques (NF EN ISO 15841).

Elle doit être lue conjointement à la norme NF EN ISO 9693 qui spécifie les exigences et les méthodes d'essai liées à la présence d'une structure composite en cas de restauration céramométallique. En effet, la conformité ne peut être revendiquée qu'en présence d'essais sur matériaux métalliques seuls ou de céramiques seules (33,34).

La norme NF EN ISO 22674 (Art dentaire - Matériaux métalliques pour les restaurations fixes et amovibles et les appareillages) propose une classification des matériaux métalliques en fonction de leurs propriétés métalliques, inspirée de celle de l'ADA. Elle fait apparaître une grandeur supplémentaire : le module de Young pour distinguer les types 5 et 6. Les propriétés mécaniques sont évaluées par un essai de traction. La courbe de traction permet de mesurer la limite élastique (limite au-delà de laquelle le métal ne revient plus à sa forme initiale), l'allongement à la rupture et le module d'élasticité de Young (7).

**Tableau 6: Classification des matériaux métalliques pour les restaurations fixes et amovibles et les appareillages (33).**

Type	Limite conventionnelle d'élasticité en MPa minimum	Allongement à la rupture maximum (%)	Module de Young GPa	Recommandations d'utilisation
<b>0</b>	-	-	-	Destiné aux restaurations fixes unitaires soumises à faible contrainte, par exemple les inlays monoface avec ou sans revêtement céramique et les couronnes à revêtement céramique
<b>1</b>	80	18	-	
<b>2</b>	180	10	-	Destiné aux restaurations fixes unitaires, par exemple les couronnes ou les inlays sans restriction quant au nombre de surfaces
<b>3</b>	270	5	-	Destiné aux restaurations fixes multiples, par exemple les bridges
<b>4</b>	360	2	-	Destiné aux appareils de section mince soumis à des forces très importantes, par exemple les prothèses partielles amovibles, les crochets, les couronnes minces à revêtement céramique, les bridges de longue portée ou les bridges de petite section, les barres, les attachements, les superstructures soutenues par des implants
<b>5</b>	500	2	150	Destiné aux appareils composés de pièces exigeant à la fois une grande rigidité et une grande résistance, par exemple les fines prothèses partielles amovibles, les pièces à section mince, les crochets

Le document précise également les règles relatives au conditionnement et au marquage des produits et les instructions à fournir pour l'utilisation de ces matériaux. Afin de simplifier les instructions, certaines définitions s'appliquent (33):

- Métal commun : tout élément métallique à l'exception des métaux nobles et de l'argent
- Alliage à couler : matériau métallique conçu pour être coulé dans un moule de précision dentaire
- Alliage pour technique céramo-métallique : restauration dentaire constituée d'un revêtement céramique lié par cuisson à une infrastructure de matériau métallique.
- Alliage de métal commun : alliage dont l'élément principal est un métal commun.

#### 4. Evolution des compositions et rôle des constituants

L'objectif de ce paragraphe va être de répertorier les compositions des principaux alliages à base de Co-Cr utilisés en prothèse dentaire. Ils seront classés en fonction de leur mise en forme par coulée ou par technique de fusion laser et de leur utilisation en prothèse adjointe ou conjointe.

Tableau 7: Composition des alliages dentaires les plus utilisés en Europe (6,10)

	Co	Cr	Mo	W	Si	Mn	C	Fe	Ce	Autres
<b>Alliages pour prothèse fixe mis en forme par coulée</b>										
<b>FLAMARC C98</b> <sup>®</sup> Flamarc	64	21	6	6	<1	<1		<1		
<b>WIROBOND D 280</b> <sup>®</sup> Bego	60.2	25	4.8	6.2	<1	<1				Ga 2.9
<b>WIROBOND SG</b> <sup>®</sup> Bego	63.8	24.8	5.1	5.3	<1	<1				
<b>WIROBOND C</b> <sup>®</sup> Bego	63.3	24.8	5.1	5.3	1					
<b>REMANIUM R2000</b> <sup>®</sup> Dentaurum	61	25	7	5	1.5	<1	<1		<1	
<b>SOLIBOND C plus</b> <sup>®</sup> Yeti Dental	63	24	2.9	8.1	1.1					
<b>Alliages SLM</b>										
<b>WIROBOND C+</b> <sup>®</sup> Bego	63.9	24.7	5	5.4	1			0.5		
<b>Cara CoCr SLM</b> <sup>®</sup> Kulzer	61.8	25.7	5.6	5.9	<1. 2	<0.1				
<b>Remanium Star CL</b> <sup>®</sup> Dentaurum	60.5	28	-	9	1.5					
<b>NOBILIUM Fusion</b> <sup>®</sup> Nobilium	62	30	6							
<b>SIN Tech ST2724g</b> <sup>®</sup> Sint-Tech	60	29	5.5							
<b>Alliages pour prothèse amovible mis en forme par coulée</b>										
<b>WIRONIUM</b> <sup>®</sup> Bego	63	29.5	5	-	<1	<1	<1			
<b>Wironit PPA</b> <sup>®</sup> Bego	63.5	29	5	-	<1	<1	<1			
<b>REMANIUM GM800</b> <b>PPA</b> <sup>®</sup> Dentaurum	58.3	32	6.5	1.5	1	<1	<1			
<b>VITALLIUM PPA</b> <sup>®</sup> Dentsply	60.6	30.8	5.1		1	1	1	1		

- Le cobalt

De symbole Co et de numéro atomique 27, le cobalt est un métal grisâtre ou rougeâtre, on parle de métal ferro-magnétique (35).

Il est l'élément de base de l'alliage, il apporte résistance mécanique, rigidité et dureté. Il augmente le module d'élasticité et la résistance à la flexion à des niveaux plus importants que le nickel.

- Le chrome

De symbole Cr et de numéro atomique 24, le chrome est un métal blanc très dur. Il est inaltérable à l'air. L'oxygène et la vapeur d'eau ne l'oxydent que pour des températures très importantes. Le chrome améliore la résistance à la corrosion et au ternissement des alliages par effet de passivation. Il ne doit pas être présent à plus de 29% au risque de fragiliser l'alliage. Il améliore la résistance, la dureté, l'élasticité et la ductilité par la formation de carbure de chrome (35,36).

- Le molybdène

De symbole Mo et de numéro atomique 42, le molybdène est un métal blanc, brillant et de densité relativement élevée. Il est caractérisé par une grande ductilité ainsi qu'une malléabilité élevée. Il est inaltérable à l'air et il ne s'oxyde au contact de l'eau qu'à des températures très importantes (37.) Il est utilisé dans les alliages dentaires principalement pour son rôle de durcissant. Plus spécifiquement le molybdène contribue à diminuer la dimension du grain de l'alliage. Des études relativement anciennes ont démontré que son pourcentage optimum se situe aux alentours des 4-5% (7) Enfin, il augmente la ductilité de l'alliage en permettant d'atteindre des valeurs d'allongement de 10% (37,38).

- Le tungstène

De symbole W et de numéro atomique 74, le tungstène est un métal de transition de couleur gris-blanc. Il participe à la diminution du coefficient de dilatation (et donc de contraction) de l'alliage. De plus, des auteurs ont montré que l'addition de tungstène avait une influence sur la cinétique d'oxydation et sur la morphologie des couches d'oxydes. Ainsi, pour des compositions en tungstène avoisinant les 5%, la qualité de la liaison est augmentée (39,40).

Les premiers alliages à base de cobalt utilisés dans le domaine dentaire contenaient 7% de tungstène (W). Ils ont ensuite été remplacés par environ 5% de molybdène (Mo), ce qui permettait d'augmenter la ductilité qui est une propriété importante en prothèse amovible. Le tungstène est de plus en plus utilisé dans les alliages destinés à réaliser des prothèses fixes et pour la technique céramo-métal (TCM). En effet, il a été démontré que W participe à la diminution du coefficient de dilatation (et donc de contraction) de l'alliage, ce qui entraîne des contraintes de compression au sein de la céramique favorables à la liaison. De plus, des auteurs ont montré que l'addition de W avait une influence sur la cinétique d'oxydation, sur la morphologie des couches d'oxydes. Ainsi, pour des compositions en W avoisinants les 5%, la qualité de la liaison est augmentée (7,41,42).

Ainsi, si l'on regarde les compositions des différents alliages en fonction de leur utilisation, on remarque que ceux destinés à la prothèse fixée présentent des pourcentages de W (entre 5 et 7% en moyenne), alors que ceux destinés à la prothèse amovible sont uniquement des alliages ternaires Co-Cr-Mo.

- Le silicium, le manganèse, le carbone et le fer : peuvent être retrouvés dans la composition des alliages chrome-cobalt. Il a été démontré que comme le tungstène, le manganèse permet d'améliorer la liaison chimique métal-céramique (13,36).

Tous ces éléments interagissent avec le carbone pour former des carbures qui peuvent précipiter aux joints de grains et modifier ainsi les propriétés mécaniques de l'alliage.

Afin d'améliorer la résistance de la liaison céramo-métallique le béryllium (de symbole Be) influe sur la cinétique de formation et de stabilité de l'oxyde à l'interface. L'aluminium, le silicium ainsi que des terres rares comme le cérium ou l'yttrium permettent de stabiliser l'oxyde de chrome à l'interface (7,41).

## 5. Cahier des charges des alliages dentaires

Quelle que soit l'indication de l'alliage non précieux, il doit répondre à une exigence de base : la biocompatibilité. Ce qui implique une inertie chimique et électrochimique. La mise en forme doit permettre une précision d'insertion et d'ajustage comparable avec les alliages précieux. De plus, les alliages doivent résister sur le long terme aux sollicitations nombreuses et variables auxquelles ils seront soumis en bouche.

Pour la prothèse fixée, il est nécessaire de différencier les alliages destinés à la technique céramo-métallique des alliages conventionnels. Pour les alliages dits conventionnels, les principales propriétés recherchées sont : la ductilité (ou allongement à la rupture) pour les prothèses fixes unitaires par exemple, la rigidité pour les pontiques de bridge, une bonne aptitude au fraisage et au polissage pour les reconstitutions corono-radicaux et enfin une bonne coulabilité.

Les alliages destinés à la technique céramo-métallique doivent en plus présenter une température de fusion adaptée à la technique de céramisation qui doit permettre de créer une liaison métal-céramique forte ; ce qui implique une oxydation à haute température, ainsi que des coefficients d'expansion thermique proches.

En prothèse adjointe, il est nécessaire de rechercher une ductilité et une élasticité élevée pour les crochets, une bonne résistance à la fatigue (insertions-désinsertions quotidiennes), une très forte rigidité de la barre linguale qui doit toutefois présenter des dimensions aussi réduites que possible afin d'assurer le confort du patient. Enfin, la coulabilité doit être excellente car les pièces sont de grande dimension avec de faibles épaisseurs (7,26).

## 6. Les procédés de mise en forme

### 6.1. Technique de coulée à la cire perdue des alliages Cobalt-Chrome

#### **6.1.1. Principe général**

Dans la majorité des laboratoires de prothèse, les infrastructures métalliques sont élaborées selon la technique de la fonderie à la cire perdue. Cette technique consiste à couler un alliage liquide dans un moule qui reproduit une pièce donnée. Une maquette, la plupart du temps en cire, mais qui peut également être en résine est positionnée dans un matériau réfractaire ou revêtement qui, après durcissement, épouse parfaitement les formes de la maquette. Une fois l'élimination de la cire effectuée par chauffage, l'alliage en fusion est injecté dans le vide produit. Après solidification de l'alliage et destruction du moule, on obtient la pièce métallique unique, identique à la maquette de cire originale (25,31,43).

- **Synthèse chronologique de l'élaboration d'une prothèse conjointe (31,44,45)**
  - duplication de l'empreinte au plâtre
  - enduction de modèle positif unitaire par deux couches de vernis espaceur
  - réalisation de la maquette en cire en respectant les épaisseurs ainsi que les dimensions homothétiques définitives
  - mise en place des tiges de coulée et des tiges d'alimentation de diamètre supérieur à 3 mm. La mise en place d'évent est chronophage mais permet une meilleure évacuation des gaz lors de la coulée
  - maquette en cire placée dans un cylindre sur lequel est coulé le revêtement compensateur, dont le rôle sera de compenser le retrait de coulée de l'alliage lors de son refroidissement
  - durcissement du revêtement (1h)
  - cylindre placé dans le four
    - montée progressive à 350°C avec palier de 15 minutes
    - montée progressive à 600°C avec palier 10 minutes
    - montée rapide et stabilisation à température de coulée 900°C
  - fusion du métal et coulée par induction électrique: le métal pénètre par centrifugation ou par phénomène de pression/dépression
  - refroidissement à température ambiante
  - démoulage de la pièce prothétique
  - section de la tige de coulée
  - finition des pièces coulées
  - les alliages destinés à la technique céramométallique vont ensuite subir différents traitements de surface nécessaire à la formation de la liaison métal-céramique.
  
- **Synthèse chronologique de l'élaboration d'une prothèse adjointe (31,44,46,47)**
  - Préparation du modèle avant duplication : Contrairement aux modèles utilisés en prothèse conjointe, un châssis ne peut pas être réalisé sur le modèle issu de l'empreinte du praticien. En effet la maquette est fine et de grande étendue, elle ne peut être retirée de son modèle avant la coulée. C'est pour cela qu'il est nécessaire de réaliser au laboratoire un duplicata en revêtement compensateur.
    - Zone de décharge en cire au maxillaire et à la mandibule (torus, papille incisive, barre linguale)
    - Espacement des bras de crochet à jonction vestibulaire
    - Espacement des grilles au niveau des zones faitières de crêtes
    - Suppression des zones de contre-dépouille hormis au niveau des zones de retrait des crochets coulés préalablement définies
  - Duplication réfractaire. Deux matériaux peuvent être utilisés : la gélatine et le silicone
    - L'utilisation de la gélatine est très fiable mais demande une mise en œuvre délicate et chronophage. La gestion des gradients de températures est très importante.

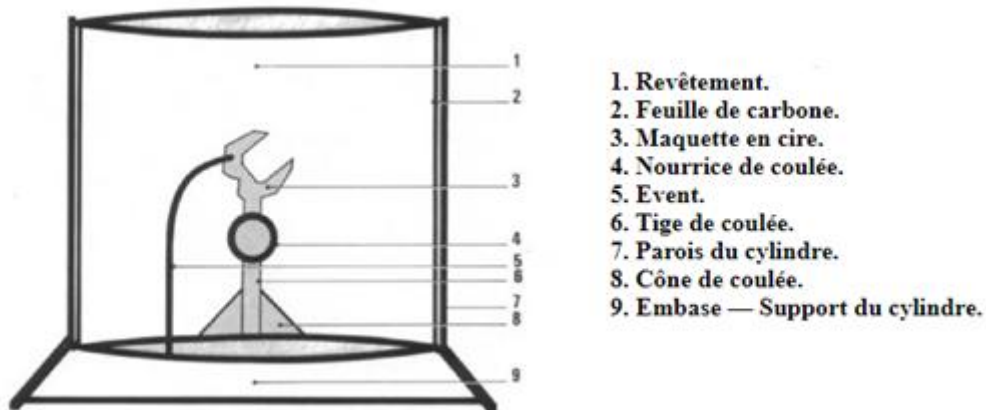
- L'utilisation des silicones permet de s'affranchir de cette gestion de la température. Leur temps de prise est réduit et leur précision d'enregistrement est très bonne. Ils sont donc les plus utilisés au laboratoire.
- Coulée du revêtement compensateur et retrait du moule
  - durcissement 40 min
  - four 1h, 250°C pour le déshydrater
  - durcissement à froid dans un bain durcisseur
- Réalisation de la maquette du châssis métallique selon les indications de tracé préalable
  - mise en place de la plaque base métal au maxillaire ou de la barre linguale à la mandibule
  - mise en place des grilles sur les sommets des crêtes
  - mise en place des potences et des barres coronaires, cingulaires
  - mise en place des crochets dans les zones de retrait
  - mise en place des taquets (sculptés en surdimension légère)
  - contrôle de la qualité de la maquette et du respect du tracé
- Pose des tiges de coulée
- Mise en revêtement compensateur dans un cylindre de coulée
- Élimination des cires
- Coulée de l'alliage
- Finition du châssis
  - sablage alumine 250 µm
  - section des tiges de coulée et des événements
  - polissage bain électrolytique
  - polissage final à la pièce à main
- Essayage de l'adaptation de l'armature

### 6.1.2. Mise en œuvre pratique

La technique de coulée à cire perdue est confrontée à un problème majeur : le phénomène de variation dimensionnelle de la cire ou de la résine utilisée pour réaliser la maquette ainsi que celle de l'alliage utilisé pour leur reproduction. Ces variations volumétriques doivent être compensées par une expansion du revêtement compensateur (31).

On peut ainsi noter : Contraction de la cire + Contraction de l'alliage = Expansion du revêtement. (27)

Figure 2 : Représentation schématique de la maquette en cire dans le cylindre de coulée au moment de la mise en revêtement selon (31)



- Les cylindres
  - Un cylindre de cuivre ou laiton est utilisé pour les revêtements à liant plâtre
  - Un cylindre transitoire fendu en polychlorure de vinyle est utilisé pour les revêtements à liant phosphate
- Tiges de coulées
  - Elles servent de support à la maquette de cire pour permettre la mise en revêtement
  - Elles constituent un canal d'écoulement pour la cire fondue lors du chauffage du cylindre. Leur rôle est de conduire le plus rapidement possible l'alliage en fusion dans la nourrice puis dans les canaux d'alimentation.
- Canaux d'alimentation : ils permettent le passage de l'alliage en fusion depuis la nourrice jusqu'à la maquette à couler. Lors de la solidification, ils isolent la pièce coulée grâce à leur refroidissement rapide du fait de leur faible diamètre.
- Les événements : quand le volume de la pièce est important, il faut prévoir un évent qui permet d'évacuer les gaz quand la porosité du revêtement ne suffit pas.  
 Ils sont aussi appelés refroidisseurs car leur rôle est d'accélérer la solidification de l'alliage afin de conserver les qualités métallurgiques optimales.

Le processus de solidification peut être résumé en deux étapes. Dans un premier temps, l'alliage en fusion remplit l'espace laissé libre par l'évaporation de la cire, commence ensuite sa solidification et donc sa diminution de volume. A cet instant, la nourrice présente encore du métal en fusion. La présence des événements et des refroidisseurs permet la solidification rapide des canaux d'alimentation. La nourrice qui constitue le noyau de chaleur va concentrer les défauts de coulée et de solidification (25,31).

- La feuille de carbone : Elle permet d'éviter les distorsions et les fractures du moule qui peuvent être causées par la dilatation du cylindre et du revêtement ou de la pression du métal pendant la coulée.
- Les revêtements
  - Le rôle du revêtement est de compenser la contraction de la cire et de l'alliage. Trois mécanismes se produisent lors du durcissement et du préchauffage de ce matériau de compensation :
    - expansion de durcissement
    - expansion hygroscopique
    - expansion thermique
  - Il existe plusieurs types de revêtement. Ceux utilisés pour la coulée des alliages Co-Cr sont dits à liant phosphate. En effet, ces alliages nécessitent une température de fusion élevée (supérieure à 1000°C). Pour des températures supérieures à 750°C le plâtre se décompose quand il est en présence de carbone issu de la maquette en cire.
  - La mise en revêtement se fait par un mélange de la poudre et du liquide qui va investir la maquette lorsqu'il est encore fluide et se solidifie à l'intérieur du cylindre. La spatulation doit être automatique et réalisée sous vide. Après durcissement complet du revêtement (1h environ), le cône de coulée est désolidarisé de la base du cylindre. Il faut procéder ensuite à la déshydratation du cylindre et à l'élimination de la cire. Les températures de chauffe du bloc réfractaire vont être en relation avec l'intervalle de fusion de l'alliage utilisé. Les alliages présentant des intervalles de fusion compris entre 1050 et 1350°C doivent être coulés dans des revêtements à liant phosphate préchauffés entre 780 et 820°C (44).
- Appareillage de chauffe

La coulée des alliages se faisait anciennement avec un chalumeau air/gaz ou oxygène/acétylène et une fronde à main. Actuellement, des procédés de chauffage par induction ou à l'arc électrique sont utilisés. Ces techniques présentent certains avantages :

- Elles limitent l'intervention du manipulateur lors de la fusion et de l'injection de l'alliage dans le cylindre.
- Le métal est fondu dans un creuset en graphite qui est lui-même positionné dans un moule en platine.

Le graphite consomme beaucoup d'oxygène pour se consumer, ce qui fait que l'oxygène est absent lors de la fonte du métal. Ce qui permet d'éviter la production d'oxydes au niveau des métaux qui constituent l'alliage.

- La force centrifuge est obtenue de manière mécanique et régulière
- Le métal fondu est envoyé automatiquement et avec précision dans le moule

Les alliages Cobalt-Chrome fondent à plus de 1300°C. La fronde électrique équipée d'un pyromètre optique est le moyen le plus sûr d'obtenir une fusion et une coulée acceptable de ces alliages.

La coulée de l'alliage peut se faire par centrifugation ou par pression/dépression. Dans la technique de coulée par centrifugation la masse en fusion est propulsée dans le moule qui

tourne autour d'un axe. Grâce à la force centrifuge l'alliage en fusion s'écoule dans toutes les parties du moule (31).

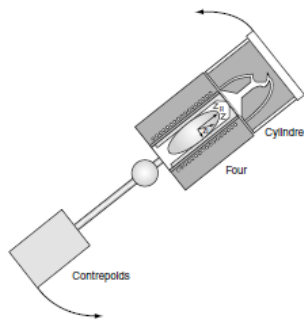
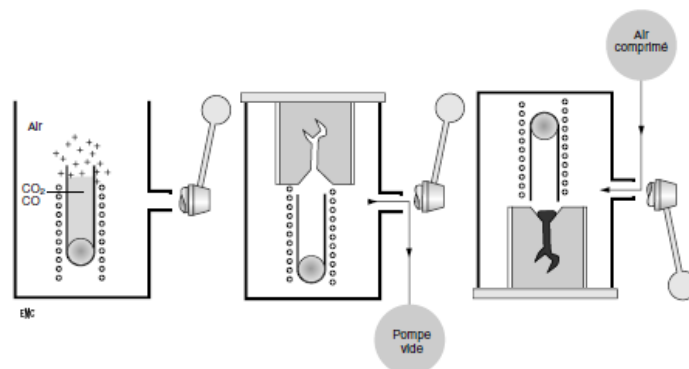


Figure 3 : Représentation schématique de la coulée par centrifugation (31)

La méthode de coulée par pression/dépression est plus récente. La fusion se fait par induction électrique. Lorsque la température de fusion est atteinte, le cylindre est positionné sur le creuset. La cuve est fermée, mise sous vide. La masse d'alliage en fusion va s'écouler de son propre poids dans le moule : la pression est supérieure à la tension superficielle, toutes les parties de la maquette sont pénétrées sans brutalité et sans risque de déformation du revêtement (48).

Figure 4 : Représentation schématique de la coulée par pression/dépression (31)



#### ○ Traitement des pièces coulées

Le cylindre est retiré de la fronde. Le refroidissement peut se faire à l'air libre ou une trempe peut être réalisée en plongeant le cylindre dans l'eau. Le revêtement est retiré, les tiges de coulée sont sectionnées, la pièce métallique est nettoyée aux ultrasons. Les étapes de finition et de polissage peuvent être précédées par des traitements thermiques. Un traitement thermique comprend un chauffage suivi d'un maintien à température fixe puis un refroidissement plus ou moins rapide. Les traitements thermiques ont pour but d'améliorer l'homogénéisation de la structure métallique. On parle ainsi de traitement d'homogénéisation ou de recuit (25,27,31,43).

### 6.1.3. Inconvénients de la méthode de coulée à la cire perdue

#### - Maîtrise des manipulations successives de plusieurs matériaux

- gestion de la mise en place et de la rétraction de la cire
- gestion de l'utilisation du revêtement compensateur et de son expansion
- gestion de la bonne évacuation des cires et des gaz
- gestion de la coulée et de la rétraction du métal

#### - Les défauts de fonderie (31,45,49,50)

Malgré tout le savoir-faire, l'expérience et les précautions prises par le technicien de laboratoire, des défauts de fonderie sont fréquents et peuvent compromettre les propriétés de la pièce prothétique.

#### ○ Coulée incomplète

- Quantité insuffisante d'alliage
- Mauvaise température de l'alliage ou du cylindre lors de la coulée
- Mauvais positionnement des tiges d'alimentation et de coulée
- Manque de coulabilité du métal. Afin d'améliorer la coulabilité, le nombre de tiges de coulée peut être augmenté. De plus, la qualité du revêtement est importante.

#### ○ Défauts causés par la contraction

- La contraction volumique apparaît lors du refroidissement de l'alliage. Le déficit volumique peut être provoqué par trois types de contraction :
  - contraction liquide lors du refroidissement dans le domaine de température compris entre la température de coulée et celle du liquidus.
  - contraction de durcissement lorsque la température se situe entre le liquidus et le solidus : le passage de l'état liquide à solide s'accompagne d'une importante perte de volume. Les espaces vides provoqués par la contraction de durcissement sont appelées retassures.
  - contraction solide qui continue pendant la suite du refroidissement.

#### ○ Présence d'inclusions solides qui rendent l'alliage hétérogène et le fragilisent. Le plus souvent, il s'agit de débris de revêtement entraînés par le métal en fusion lorsqu'il frappe les parois du moule.

#### ○ Inclusions gazeuses, appelées aussi soufflures, causées par un emprisonnement de gaz provenant soit de la source de chaleur, soit de l'air atmosphérique. Afin de palier à ce problème, la maquette en cire ne doit pas présenter de bulles, le revêtement compensateur doit être suffisamment poreux afin de permettre l'échappement des gaz. Enfin, la température de

coulée doit être la plus basse que possible afin de diminuer la solubilité des gaz.

- Les criques et gauchissements correspondent à des déformations causées par la différence de refroidissement entre les parties minces et épaisses de la pièce métallique.
- Défauts de surface

- Une technique chronophage

**Tableau 8 : Temps des étapes de fabrication d'un châssis de prothèse adjointe partielle (Données Laboratoire LSO Bordeaux)**

<b>Etape</b>	<b>Temps</b>	<b>Erreurs possibles</b>
<b>Coulée du modèle</b>	25 min	Déformation, fracture
<b>Préparation du modèle</b>	30 min	Mauvais placement des zones de contre-dépouille des crochets, mauvaise stabilité du modèle
<b>Duplication en matériau réfractaire</b>	15 min	Déformation, manque de matériau
<b>Maquette en cire</b>	55 min	Placement difficile des préformes en cire Mauvais placement des tiges de coulée
<b>Coulée du cylindre en matériau réfractaire</b>	15 min	Gestion des quantités Déformation dimensionnelle
<b>Coulée du châssis métallique</b>	15 min	Coulée incomplète Défauts liés à la contraction de l'alliage Inclusions solides
<b>Démoulage et finition (hors temps de refroidissement)</b>	80 min	Fracture Difficultés d'insertion Retrait de matière excessif lors du polissage Risque de projection pour le manipulateur
<b>Conclusion</b>	TOTAL : 235 minutes	Nombreuses étapes, Nombreux matériaux Nombreux déplacements pour le prothésiste Risques lors du fraisage

## 6.2. Méthode CAD/CAM

### 6.2.1. Bases fondamentales de la CFAO

La Conception et Fabrication Assistées par Ordinateur (également nommée CAD/CAM dans la littérature anglaise) est une technologie utilisée par le domaine de l'Odontologie issue de l'informatique qui permet la réalisation de prothèses dentaires. La CFAO est apparue dans les années 1970 et a été introduite en odontologie par François Duret qui a participé au développement des premières empreintes optiques à cette époque.(51) Mais ce n'est que lors des vingt dernières années que la CFAO a connu un essor en prothèse, grâce aux performances informatiques permettant de modéliser à l'écran les éléments prothétiques (52).

Deux entités sont réunies dans ce même terme, mais il convient de les distinguer :

- La C.A.O : Conception Assistée par Ordinateur (ou C.A.D. : Computer Aided Design)

Grâce à l'aide de l'outil informatique interactif, l'opérateur conçoit le modèle virtuel de la future pièce prothétique à partir de l'empreinte optique directe réalisée en bouche ou indirecte à partir des modèles de duplication en plâtre. Le prothésiste ou le dentiste modèle la pièce en trois dimensions de façon analogue à ce qui est réalisé en laboratoire avec de la cire et une spatule chaude. La maquette numérique est donc l'ensemble des coordonnées de tous les points constituant l'objet à réaliser. A la fin de la conception, une maquette numérique est ainsi obtenue à l'écran (53).

- La F.A.O. : Fabrication assistée par ordinateur (ou C.A.M. : Computer Aided Manufacturing)

La machine-outil automatisée usine (fabrication soustractive) ou créer (fabrication additive), suivant les références techniques définies par la CAO, l'objet précédemment conçu sous forme virtuelle. La FAO aboutit à la création de la prothèse dentaire (54).

Les étapes de CAO et FAO sont commandées par des logiciels propres à chaque unité et à chaque système. Certains systèmes sont dits « ouverts », c'est dire que la conception et la fabrication peuvent être réalisées par des logiciels de marques différentes tout en restant compatibles. A l'inverse, d'autres systèmes sont dits « fermés », ce qui oblige les utilisateurs à utiliser des logiciels compatibles (55).

Pour résumer, la CFAO peut être décomposée en trois étapes distinctes

- La saisie des informations nécessite la réalisation d'une empreinte optique ou d'un scanner qui permet d'acquérir les données physiques et de les transformer en données numériques.
- La conception assistée par ordinateur est réalisée à l'aide de logiciels qui permettent d'utiliser les données numériques acquise et d'élaborer la future pièce prothétique.
- La fabrication assistée par ordinateur consiste à produire la pièce prothétique grâce à une machine-outil, à partir des données numériques.

### 6.2.2. Notions de CFAO directe, indirecte ou semi-directe

La CFAO a évolué dans deux directions : La première permet de réaliser une restauration en une seule séance au cabinet dentaire. La seconde fait appel à des laboratoires ou à des centres de production afin de réaliser des restaurations plus complexes, avec des matériaux plus difficiles à mettre en forme. Différentes méthodes de CFAO peuvent être différenciées (56,57):

#### - La CFAO directe

En CFAO directe, le praticien réalise en une seule séance la restauration. L’empreinte optique intra-buccale est traitée sur place, par le praticien qui réalise la fabrication à l’aide d’une unité d’usinage à commande numérique.

#### - La CFAO indirecte

En CFAO indirecte, le praticien réalise une empreinte classique physico-chimique, la transmet au prothésiste, qui se charge de l’acquisition numérique des données en scannant directement l’empreinte ou le modèle en plâtre issu de l’empreinte du praticien. En CFAO semi-directe, l’empreinte optique enregistrée par le praticien est envoyée via internet à un laboratoire ou à un centre d’usinage partenaire (58).

### 6.2.3. Etapes de la chaîne numérique

#### - La saisie des informations

Elle correspond à l’acquisition numérique de l’image. L’objectif est d’enregistrer le maximum d’informations sur la situation présente.

L’unité d’acquisition comprend deux parties :

- Un récepteur : il est au contact de l’objet et permet la prise d’information.
- Un centre de numérisation : il transpose les données analogiques collectées par le récepteur en données numériques.

A la fin de cette étape de numérisation, on obtient un modèle de travail virtuel sur lequel le prothésiste pourra concevoir la future prothèse (59,60).

L’acquisition de l’image peut être soit directe, c’est à dire intra-orale; soit indirecte ou extra-orale. De plus, l’acquisition peut être réalisée de deux manières différentes : tactile ou non tactile. Si l’empreinte optique est intra-orale, l’acquisition ne peut être que non tactile. Au contraire, la numérisation extra-orale peut être tactile ou non tactile (61).

Comme son nom l’indique, la numérisation tactile est caractérisée par un contact entre l’objet et une sonde appelée palpeur. Le palpeur balaye la surface de l’empreinte de duplication et enregistre par micro-palpation la forme et les détails (56).

Pour la technique de numérisation non tactile, un capteur va émettre un rayonnement sur l’empreinte. Le retour du rayonnement est enregistré par un récepteur. La méthode de triangulation par projection d’un point ou d’une ligne lumineuse utilise un récepteur type CCD (pour Charged Couple Device) photosensible qui convertit le rayonnement électromagnétique en un signal électrique. Ce signal est ensuite amplifié et numérisé puis traité afin d’obtenir l’image numérique (62,63).

Les données enregistrées doivent être formatées dans un format de fichier standard afin d’être partagées entre les différentes unités de la CFAO. Le format STL (pour STereoLithographie) est le format le plus souvent utilisé par les systèmes dits « ouverts ». Dans les deux cas de numérisation intra ou extra buccale, il s’agit d’un procédé qui génère un maillage de points reliés entre eux pour constituer une modélisation 3D par triangulation.

Ce modèle en trois dimensions, assimilé à un ensemble de polygones, est ensuite importé dans le logiciel de CAO. Ce modèle 3D est donc un ensemble de polygones qui différencie l'intérieur du modèle de l'extérieur par une orientation différente de ces polygones. L'ensemble peut alors être transféré vers un logiciel de modélisation 3D sous le nom de format de fichier STL pour concevoir la prothèse (55,63,64).

- Généralités sur la Conception Assistée par Ordinateur

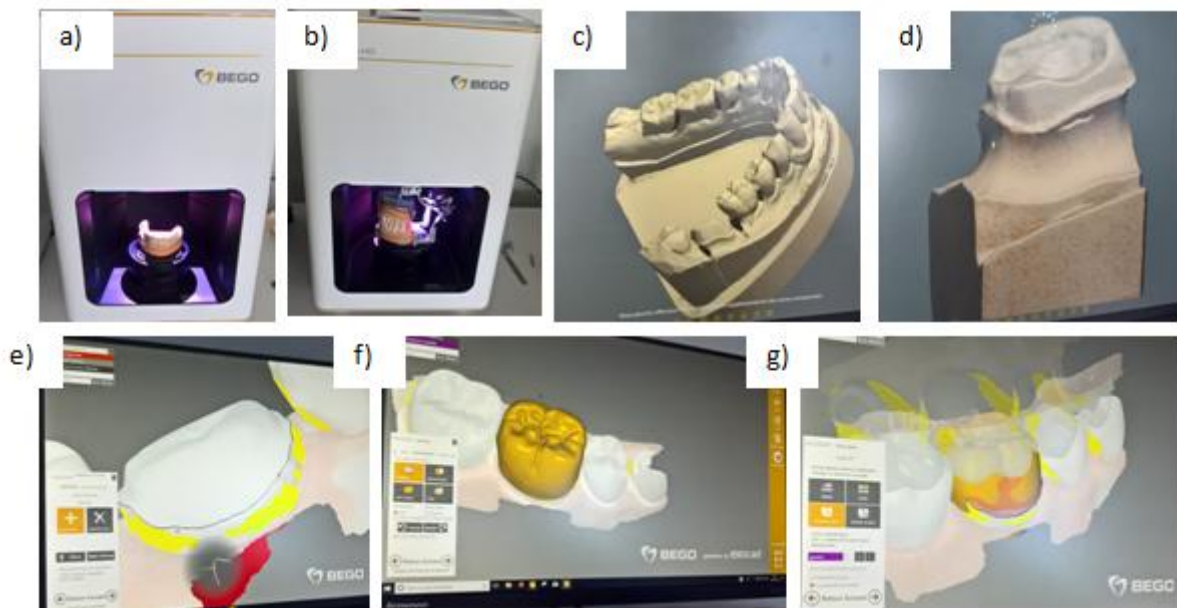
Comme précisé précédemment, il s'agit de l'élaboration numérique de la prothèse. Elle est généralement divisée en deux phases : une phase de traitement des données suivie d'une phase de modélisation (65,66).

- La phase de traitement des données permet de réduire, de trier toutes les informations recueillies lors de l'empreinte optique pour enfin extraire les données nécessaires à la conception.
- La phase de modélisation ou de conception est réalisée à partir du modèle de travail numérique virtuel qui apparaît en trois dimensions sur l'écran.

Ce modèle peut être vu sous tous les angles et toutes les tailles. Il peut être retravaillé (détouré, corrigé) et l'opérateur peut élaborer la future prothèse. Les logiciels de CAO disposent de préformes qui vont être testées puis adaptées au modèle positif unitaire (M.P.U) en fonction de la correspondance entre les préformes existantes et les caractéristiques des autres dents du patient. La prothèse se positionne sur le modèle, puis s'adapte à la limite cervicale de la préparation prédéfinie par l'opérateur. Ce dernier peut intervenir sur toutes les caractéristiques générales de la prothèse : axe d'insertion, épaisseur du matériau, ajustage cervical, espacement entre la prothèse et le modèle de travail (place laissée aux ciments ou colles). Il peut intervenir également sur des endroits précis de la prothèse avec des outils de lissage, de soustraction, d'addition, de bascule de la prothèse, de position, de forme. L'opérateur peut alors à partir de la prothèse proposée par le logiciel de CAO, complètement la redessiner et la modifier en fonction des critères de réalisation classiques, des caractéristiques de la denture du patient ou encore selon des demandes précises du praticien. Cette opération peut être plus ou moins rapide en fonction de la connaissance du logiciel, de l'expérience de l'opérateur, et de la prothèse à réaliser (67,68).

Dans ce travail, nous ne traiterons que la CFAO indirecte ou semi-indirecte. Dans le cas de la CFAO dite semi-indirecte, l'empreinte optique est réalisée par le praticien au fauteuil puis envoyée au laboratoire de prothèse pour la conception et la fabrication (figure ci-dessous). Dans le cas de la CFAO indirecte, l'empreinte est réalisée de manière traditionnelle au cabinet dentaire par le praticien, dupliquée au laboratoire puis scannée.

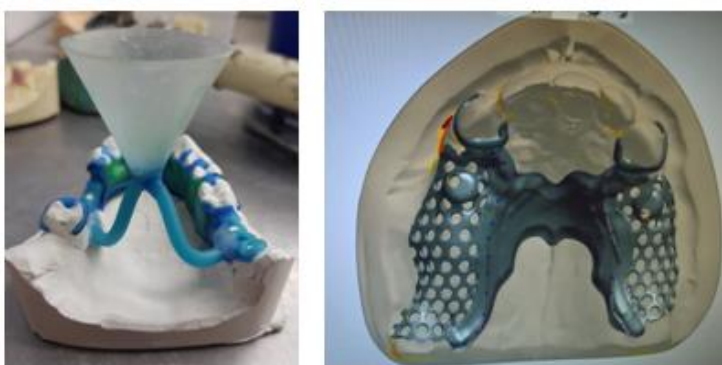
Figure 5 : Etapes de conception d'une couronne unitaire (résumé). Centre de production OD3D Bordeaux, logiciel Labocast by BEGO. Réalisation MAREMBERT B, BERGES B.



Etapes résumées de conception d'une prothèse fixe :

- a) et b) scan des modèles en plâtre, maxillaire puis mandibule et sur articulateur
- c) modèle complet
- d) modèle détourné
- e) tracé de la limite cervicale
- f) insertion de la préforme de la prothèse
- g) réglage de l'occlusion

Figure 6 : Conception traditionnelle par maquette en cire et conception assistée par ordinateur d'un châssis de prothèse adjointe. (Laboratoire LSO Bordeaux, BERGES B)



- Image de gauche : Réalisation de la maquette en cire du châssis métallique
- Image de droite : Conception assistée par ordinateur du châssis métallique.

- La fabrication Assistée par Ordinateur

La fabrication assistée par ordinateur représente la dernière étape de la chaîne de CFAO. La FAO qui consiste à matérialiser le projet prothétique à partir de la conception informatique est depuis longtemps utilisée par les laboratoires de prothèse (64,66). Le recours à des

machines-outils pilotées par ordinateur est en constante augmentation du fait du contexte économique et industriel. En effet, les laboratoires connaissent une ère de robotisation comme l'a connue l'industrie dans les années 1980 avec le passage progressif de l'artisanat vers la fabrication industrielle (59,69). Les rendements de production sont améliorés, la qualité dans les résultats est constante et la traçabilité est optimale.

Deux méthodes de fabrication sont à distinguer : la méthode soustractive et la méthode additive.

- La méthode soustractive

Cette méthode correspond à l'usinage. Le matériau est mis en forme par soustraction de matière. Des fraises à commande numérique fabriquent la pièce dans un intervalle de précision donné (70).

- Principe

Après avoir importé la modélisation 3D de la pièce prothétique à fabriquer, le logiciel de FAO transforme les données numériques en mouvement analogique que réalise une machine-outil (64). Un programme informatique qui se sert de la CAO précédemment réalisée pilote la machine-outil et dicte le trajet et la rotation des fraises. Le logiciel crée les trajectoires des outils choisis sur la modélisation 3D et enregistre celles-ci sous forme d'équations. Les outils de coupe sont alors pilotés par la machine dans les trois dimensions spatiales, combinant les déplacements latéraux, verticaux, d'avance et de recul. A partir d'un bloc de matière, la pièce prothétique est fabriquée (71) .

La qualité d'usinage va dépendre du logiciel de pilotage : plus il est performant plus il peut commander des mouvements précis. De plus, les logiciels de CAO et de FAO doivent être compatibles. Enfin, les caractéristiques de la machine-outil sont importantes (nombre d'axes de travail : de 3 à 5), plus les axes sont nombreux, plus les formes peuvent être complexes. L'usinage de la pièce peut se faire selon trois, quatre ou cinq axes. Les machines trois axes sont suffisantes pour usiner des couronnes, des chapes et des bridges. Le nombre d'éléments d'un bridge dépend du bloc à usiner supporté par la machine. Elles permettent également d'usiner des barres à sens d'insertion simple. Les machines quatre axes permettent d'étendre l'usinage à la fabrication des piliers. Les machines cinq axes sont nécessaires pour usiner des suprastructures complexes, telles des barres à directions divergentes ou pour l'usinage simultané d'une série de piliers. La qualité des fraises est aussi importante à prendre en considération pour la finesse des sillons ou la précision de la limite cervicale par exemple (70,72).

De nombreux matériaux peuvent être mis en œuvre : métalliques (alliages Co-Cr, Titane), céramiques vitreuses et polycristallines ainsi que les résines composites ou hybrides. La précision de l'ajustage des pièces prothétique varie en fonction des paramètres présentés ci-dessus et se situerait dans un intervalle compris entre 1 et 30  $\mu\text{m}$ (73–76).

Cependant, ces techniques sont parfaitement adaptées et largement utilisées pour la fabrication des chapes de prothèse fixée métallique ou céramique mais elles ne permettent pas la production de châssis de prothèse partielle amovible en alliage cobalt-chrome. Les pièces métalliques à usiner nécessiteraient des blocs très volumineux avec d'importantes pertes de matière brute. La coupe de tels blocs reste impensable : temps d'usinage trop long, usure très rapide des outils de coupe. De plus, l'usinage n'est pas toujours un procédé

de mise en forme approprié du fait de la complexité de forme notamment au niveau des crochets (77).

Le principal inconvénient de cette méthode de fabrication réside dans le fait que l'usinage est réalisé dans des blocs, des barres ou de disques de tailles variables, la matière brute non usinée représente une partie importante du volume qui est perdu. De plus, l'usure des fraises est importante.

- La FAO additive

Il paraît important de préciser que la notion d'impression 3D n'est qu'une vision réductrice d'un ensemble de procédés de fabrication regroupés sous le terme de « fabrication additive ou « additive manufacturing » notée AM dans la suite du document (78).

Ainsi l'AM est le terme consacré pour désigner les procédés de fabrication basés sur le concept d'ajout de matière. Il remplace le terme de « rapid prototyping RP» jugé trop réducteur (79).

Par définition, l'AM permet de réaliser des pièces précises, présentant des propriétés intéressantes dans de nombreuses applications de l'industrie automobile, aéronautique mais aussi en bijouterie ou en horlogerie, tout comme dans des applications médicales (78,80,81).

L'AM regroupe les procédés de fabrication qui mettent en œuvre des matériaux à l'état solide ou liquide. Ceci grâce à l'association scanner-ordinateur-logiciel de CAO et machine de FAO.

Une comparaison de la fabrication d'une infrastructure de prothèse conjointe mise en forme par soustraction ou par addition permet de montrer les apports des procédures additives en termes de simplification des étapes de mise en œuvre du matériau. Dans les deux cas, le matériau avant le début de la phase de fabrication est sous forme pulvérulente (poudre très fine) (69).

Pour la mise en forme par usinage une préforme sous forme de disque est nécessaire avant de pouvoir usiner le matériau. Dans le cas de la mise en forme par procédé additif, l'étape intermédiaire de préforme n'est plus nécessaire. La poudre est directement mise en forme pour obtenir l'infrastructure, ce qui élimine tout l'outillage intermédiaire (69,82).

Le volume de matière perdu est quasi nul alors qu'un grand volume de matière est perdu lors de l'usinage sous forme de copeaux qui sont difficiles à recycler (83).

Il est à noter que des opérations supplémentaires d'usinage et de polissage sont nécessaires afin d'obtenir les qualités dimensionnelles, géométriques et de rugosité indispensables dans le cadre d'un procédé additif (84).

Ainsi, globalement les procédés additifs sont plus faciles à mettre en œuvre en simplifiant la gamme de fabrication (élimination des étapes de mise en œuvre et de développement d'outillage) et permettent de fabriquer des pièces non réalisables par des procédés conventionnels. Toutefois, leur réalisation directement dans le matériau final avec une qualité suffisante nécessite la formation du spécialiste sur la métallurgie des poudres et sur les lasers.

La fabrication additive est définie par une gamme de technologies capables de traduire des données d'un modèle solide virtuel en un modèle physique réel par un processus rapide et facile. Les données sont décomposées en une série de sections transversales 2D d'une épaisseur finie. Ces sections transversales sont introduites dans les machines AM afin qu'elles puissent être combinées et ajoutées dans une séquence couche par couche pour former l'objet. La géométrie de la pièce est donc clairement reproduite dans la machine AM

sans avoir à s'adapter aux processus de fabrication classique vu précédemment, comme l'usure des fraises, la gestion de contre-dépouilles, des angles de dépouille ou à d'autres caractéristiques. Ces procédés de fabrication sont appelés "What You See Is What You Build (WYSIWYB) processes" (78).

Selon la classification ASTM/ISO F42 2915-12 de mai 2011 qui spécifie les procédés de fabrication par addition de matière, les sept catégories de ce processus sont présentées ici :

**Tableau 9 : Classification des 7 procédés de fabrication par addition de matière**

<b><i>Procédé</i></b>	<b><i>Définition</i></b>
Photo-polymérisation en cuve	Procédé qui utilise un photopolymère liquide contenu dans une cuve et traité en délivrant sélectivement de l'énergie pour durcir des régions spécifiques d'une section transversale partielle.
Fusion sur lit de poudre	Procédé qui utilise un récipient rempli de poudre qui est fusionné sélectivement en utilisant une source d'énergie, le plus souvent un laser à balayage ou un faisceau d'électrons.
Extrusion de matériaux	Processus qui déposent un matériau en l'extrudant à travers une buse, généralement pendant le balayage de la buse selon un modèle qui produit une section transversale partielle.
Projection de matériaux	Procédés d'impression par jet d'encre.
Laminage de liant	Processus dans lesquels un liant est imprimé dans un lit de poudre afin de former des sections transversales.
Stratification de feuilles	Processus qui déposent une couche de matériau à la fois, lorsque le matériau est sous forme de feuille.
Dépôt d'énergie dirigée	Processus qui déposent simultanément un matériau (généralement de la poudre ou du fil) et fournissent de l'énergie pour traiter ce matériau à travers un seul dispositif de dépôt.

Dans le domaine de l'Odontologie qui nous intéresse, le procédé utilisé pour la fabrication des pièces prothétiques est la fusion sur lit de poudre ou « PBF » pour Powder Bed Fusion. Chaque nouveau développeur de technologie PBF a introduit une terminologie concurrente pour décrire le mécanisme par lequel la fusion se produit, les variantes de "frittage" et de "fusion" étant les plus populaires. Cependant, l'utilisation d'un seul mot pour décrire le mécanisme de fusion de la poudre est intrinsèquement problématique car plusieurs mécanismes sont possibles. Il existe quatre mécanismes de fusion différents qui sont

présents dans les processus PBF (85,86). Ceux-ci comprennent le frittage à l'état solide, la liaison induite chimiquement, le frittage en phase liquide ou fusion partielle (LPS ou SLS, DMLS) et la fusion complète. La plupart des procédés utilisés en prothèse dentaire utilisent principalement le LPS et la fusion totale.

Ainsi, la technologie de fusion laser peut être décrite en utilisant plusieurs terminologies. La fusion laser sélective (SLM) est caractérisée par la fusion totale (85). Le frittage laser sélectif (SLS pour Selective Laser Sintering) ou le frittage laser direct du métal (DMLS pour Direct Metal Laser Sintering) impliquent la fusion partielle de la poudre métallique (87,88). Dans la technique SLS, la poudre ne fond que partiellement au niveau de la périphérie des particules (89,90). De plus, les particules de poudre utilisées peuvent être métalliques mais aussi composées d'autres matériaux comme des polymères ou de la céramique. Le principe DMLS utilise un mélange de poudres de métal qui présentent des températures de fusion différentes (91).

Dans notre travail, nous nous intéresserons plus particulièrement à la fusion complète (SLM). Indépendamment de savoir si une technologie est connue comme «frittage laser sélectif», «fusion laser sélective», «frittage laser direct métal», «fusion de faisceau d'électrons» ou un autre nom, il est possible que plusieurs de ces mécanismes soient présents en fonction des combinaisons de particules de poudre, et l'apport d'énergie utilisés pour former la pièce.

La fusion complète est le mécanisme le plus couramment associé au traitement PBF des alliages métalliques (78,86,92). Dans ce mécanisme, la totalité de la zone de matériau soumise à l'énergie thermique incidente est fondue jusqu'à une profondeur dépassant l'épaisseur de la couche. L'énergie thermique des balayages successifs d'un laser (à côté ou au-dessus de la zone juste balayée) est suffisante pour faire fondre à nouveau une partie de la structure solide précédemment solidifiée.

Ainsi, nous verrons par la suite que ce type de fusion complète est très efficace pour créer des structures à haute densité et bien liées à partir de poudres métalliques. Nous verrons également que la fusion rapide et la solidification de ces alliages métalliques ont pour résultat des propriétés uniques qui sont distinctes des pièces coulées ou forgées fabriquées à partir d'alliages identiques (78,93).

## Partie 2 : Présentation du procédé de fabrication par Fusion Laser Sélective

### 1. Historique

Apparue vers la fin des années 1990, la fusion laser sélective sur lit de poudres métalliques (Selective Laser Melting – SLM) est une technique de fabrication par ajout de matière couche par couche, de la famille des procédés de fabrication additive (87,94). Elle apporte des solutions innovantes pour la fabrication directe de pièces mécaniques (86).

C'est un procédé destiné à fabriquer des pièces complexes à partir d'un fichier CAO (Conception Assistée par Ordinateur) dans de courts délais et sans outillage (95).

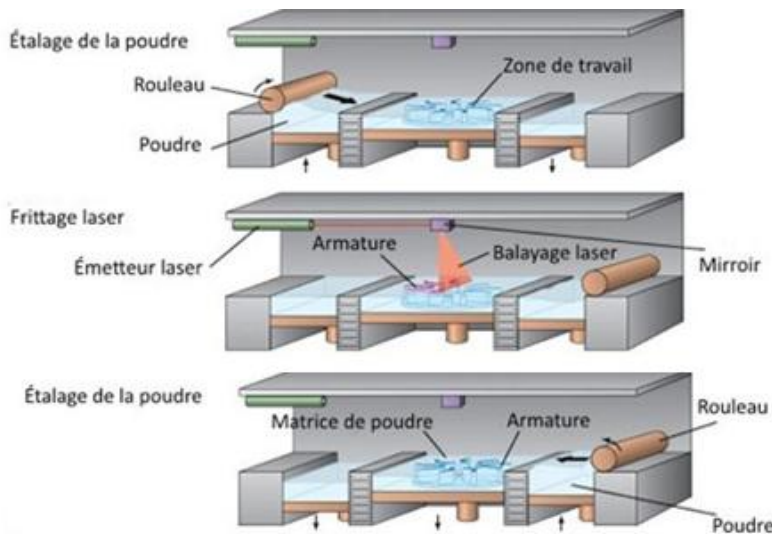
Les domaines d'applications de cette technologie concernent plusieurs secteurs industriels, principalement les industries dentaire, médicale, aéronautique, spatiale, de l'armement, mais aussi le luxe. Elle peut être utilisée comme moyen de prototypage rapide mais surtout comme moyen de production de pièces en petites ou moyennes séries. Dans ce cas, nous parlerons alors de fabrication directe (78).

### 2. Principe général

La fusion sélective par laser (SLM) est à présent connue comme une technologie unique permettant de produire des objets complexes à partir de poudres métalliques avec, nous le verrons, des propriétés mécaniques intéressantes. Cette technologie offre de nombreux avantages par rapport aux techniques classiques de fabrication : délai moins important avant la mise sur le marché, utilisation de matériaux peu coûteux, polyvalence, haute précision, capacité à produire plus de fonctionnalités avec un design unique, etc (86). Il est ainsi possible de créer des pièces fonctionnelles directement à partir de poudres métalliques sans utiliser de liants intermédiaires ou des étapes de traitement supplémentaires après l'opération de fusion laser. Toutefois, une combinaison de propriétés mécaniques telles que la plasticité et la dureté, la ténacité et l'élasticité est d'une importance capitale pour les composants métalliques. Cette combinaison n'est pas toujours facile à obtenir bien que ce procédé soit étudié depuis plus de vingt ans (96).

Le principe est de transformer de la poudre métallique en pièce solide en la fusionnant localement grâce à un faisceau laser (Figure 7). La production de pièces métalliques par frittage laser direct de métal (« Direct Metal Laser Sintering » DMLS) consiste à déposer sur une plaque support un lit de poudre d'épaisseur de quelques dizaines de micromètres, puis un faisceau laser, contrôlé par un système optique, vient chauffer les grains de poudre jusqu'à leur température de fusion. La poudre fondue est solidifiée rapidement formant des cordons de matière solides (Figure 7) (85). A la fin de cette étape, le plateau support descend d'une épaisseur de couche et une nouvelle couche de poudre est déposée, puis le processus démarre à nouveau pour consolider une nouvelle strate de matière sur la précédente. Ceci se répétant jusqu'au produit fini. Pour éviter toute oxydation à haute température, le travail s'effectue en environnement contrôlé dans une chambre de fabrication étanche sous atmosphère protectrice (azote, argon...) (77,97).

Figure 7 : Représentation schématique du principe du frittage laser de poudre métallique



1. Étamage de la poudre  
Le lit de poudre est déposé sur le support.
2. Fusion laser  
Le faisceau laser chauffe localement la poudre qui fond et forme des cordons de matières solides en se solidifiant.
3. Étamage de la poudre  
Le plateau du support descend, la poudre est déposée grâce au rouleau. Le processus se poursuit.

Figure 8 : Photographies du procédé à des temps de fabrication différents. Laboratoire OMNIUM dentaire Bordeaux, MAREMBERT B, BERGES B.



Début du procédé



Procédé après 10 minutes de fabrication

Couche de poudre

Le point le plus important du procédé SLM repose sur le fait que chaque couche correspond à une section mince de la pièce dérivée des données CAO originales.

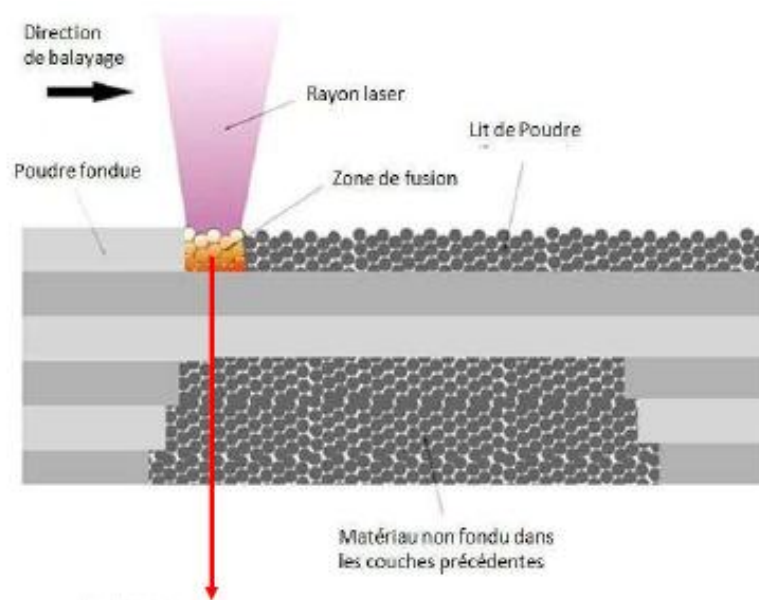
Plus les couches sont minces, plus la partie finale sera proche de l'original. Toutes les machines AM commercialisées à ce jour utilisent une approche basée sur l'empilement des couches. Les principales différences reposent dans les matériaux pouvant être utilisés, la manière dont les couches sont créées et la manière dont les couches sont liées les unes aux autres. De telles différences déterminent des facteurs tels que la précision de la pièce finale, et ce qui nous intéresse ici : ses propriétés mécaniques. Elles déterminent également des facteurs tels que la rapidité avec laquelle la pièce peut être fabriquée, la quantité de post-traitement requise, la taille de la machine AM utilisée et le coût global de la pièce, de la machine et du processus (98).

Les différentes étapes du processus SLM ainsi que les paramètres de fabrication seront présentés plus en détail par la suite, mais pour résumer, le processus SLM, comme tous les autres procédés de AM impliquent trois phases distinctes : prétraitement, fusion de la poudre, post-traitement (78,93).

Le prétraitement inclut la conversion des données du modèle CAO, la détermination de l'orientation de la pièce, l'addition de supports et le tranchage. En tant que source des données, le modèle 3D de la pièce est construit par un logiciel CAD. Comme expliqué précédemment, le modèle numérique original ne peut pas être lu par le système SLM; il doit être converti en format STL. Le traitement des données STL utilise des plaques triangulaires pour reproduire la surface du modèle. Le positionnement de la pièce par rapport au plan de construction influence le temps de fabrication et la qualité de surface de la pièce. L'addition de supports est la clé du procédé de fabrication parce qu'elle influence fortement le succès d'élaboration. Dans le principe de l'addition de supports proposé par la compagnie EOS, la limite de l'angle de contact des supports est de 135°. Afin d'éliminer facilement les supports et d'obtenir une surface lisse, les supports sont fixés de façon ponctuelle. Après l'addition des supports, le logiciel tranche le modèle selon l'épaisseur de couche choisie (94).

Il faut noter qu'en fonction des machines utilisées, la poudre peut être préchauffée avant le début de la fabrication pour limiter les déformations. Ensuite, le laser fond la couche de poudre avec les paramètres définis selon les trajectoires établies à partir du modèle. Les particules fondues sous le rayon laser forment une trace solide, comme le montre la figure ci-dessous. Le procédé est contrôlé par un logiciel qui arrête le processus quand la dernière couche est finie.

**Figure 9 : Schéma illustrant la formation des pièces couche par couche (99)**



Après le procédé de fusion laser, il est nécessaire de nettoyer la pièce, d'enlever les supports et de polir la surface. Les pièces fabriquées par SLM peuvent aussi subir un traitement thermique afin d'éliminer les contraintes internes et de réduire la porosité (100).

### 3. Temps de fabrication étape par étape

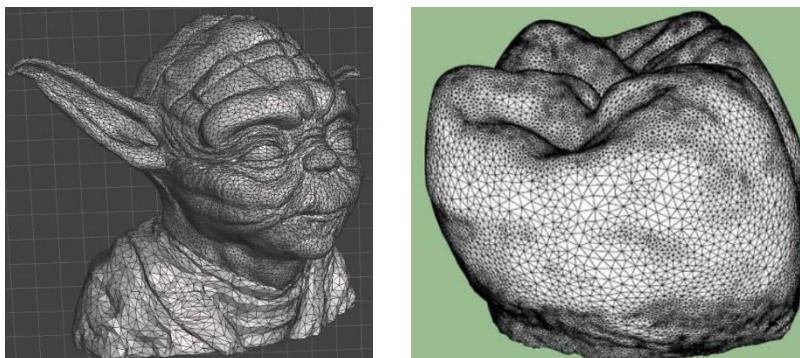
#### 3.1. Étape 1: CAO (CAD)

Toutes les pièces sont fabriquées à partir d'un modèle issu d'un logiciel qui décrit entièrement la géométrie externe ou représentation 3D du solide. Il s'agit de l'élaboration numérique de la prothèse. Elle est généralement divisée en deux phases : une phase de traitement des données suivie d'une phase de modélisation (78,88).

#### 3.2. Étape 2: Conversion en STL

Le terme est dérivé de STereoLithograh $y$ , qui fut la première technologie commerciale AM de 3D Systems dans les années 1990. Toutes les machines AM destinées à la prothèse dentaire acceptent le format de fichier STL, qui est devenu la norme de facto, et de nos jours presque tous les systèmes CAO peuvent produire un tel format de fichier. Ce fichier décrit les surfaces externes du modèle CAO original et constitue la base du calcul des tranches. Il constitue un moyen simple de décrire un modèle CAO en trois dimensions (79). Il fonctionne en supprimant toutes les données de construction, l'historique de modélisation, etc., et en rapprochant les surfaces du modèle avec une série de facettes triangulaires. Le fichier STL décrit un objet par sa surface externe : la surface du solide 3D est découpée mathématiquement en une série de triangles. Cette surface est nécessairement fermée et définie par une série de triangles (ou facettes). Chaque triangle est défini par les coordonnées cartésiennes (x, y, z) dans un trièdre direct de son vecteur normal (n) orienté vers l'extérieur et de ses trois sommets (vertex/vertices en anglais) ordonnés dans le sens trigonométrique. Chaque triangle doit partager deux sommets avec chacun des triangles le juxtaposant. Le sommet d'un triangle ne doit pas être sur l'arête d'un autre triangle. Il n'y a pas d'information d'échelle. L'unité de longueur est arbitraire (78).

**Figure 10 : Découpage mathématique de la surface en une série de triangle**



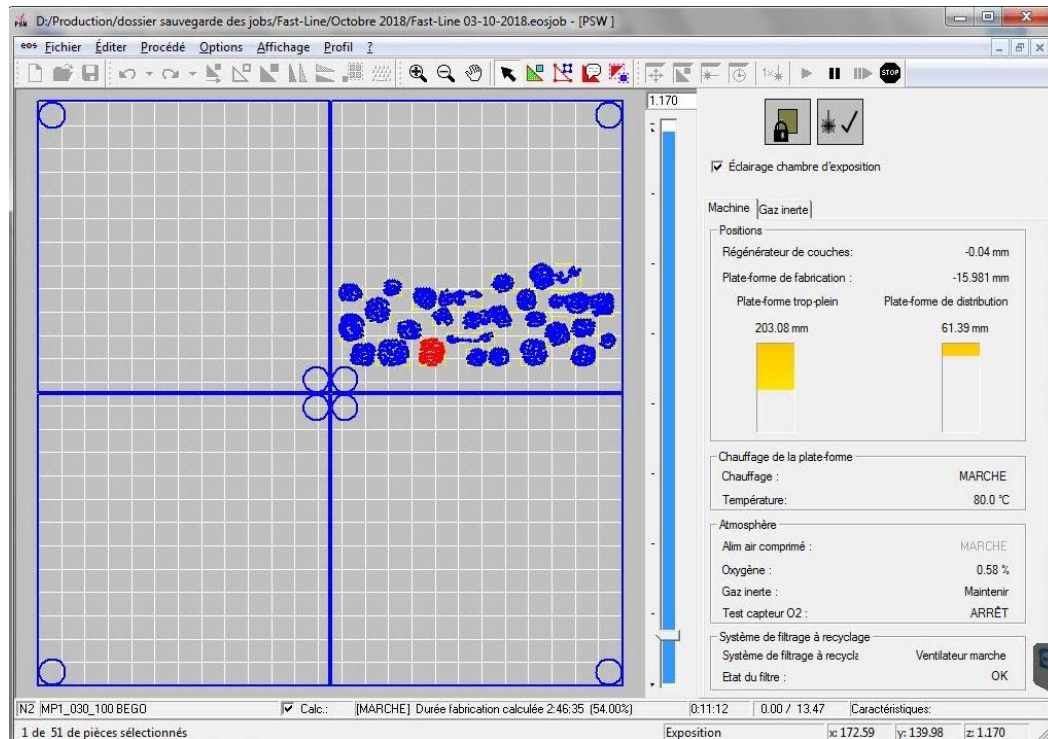
(Images <https://3dwarehouse.com>)

#### 3.3. Étape 3: Transfert vers la machine AM et vérification du fichier STL

Le fichier STL décrivant la pièce est transféré sur la machine AM. A cette étape il peut y avoir une manipulation générale du fichier de sorte que la taille, la position et l'orientation soient

correctes pour la construction. Les différents fichiers de production de l'ensemble des restaurations prothétiques sont regroupés et ordonnés sur le support de fabrication fictif.

**Figure 11 : Fichiers de productions placés sur le support virtuel. Laboratoire OMNIUM dentaire, MAREMBERT M, BERGES B.**



### 3.4. Étape 4: Configuration de la machine

Une fois que le fichier STL a été créé, il peut être envoyé directement à la machine AM cible. Idéalement, il devrait être possible d'appuyer sur un bouton "imprimer" et la machine devrait construire la pièce immédiatement. Cependant, ce n'est pas le cas et il peut y avoir un certain nombre d'actions requises avant la construction de la pièce.

La première tâche est de vérifier que la pièce est correcte. L'opérateur peut repositionner la pièce ou même changer l'orientation pour lui permettre d'être construite à un emplacement spécifique dans la machine. Il est assez courant de construire plus d'une restauration prothétique à la fois. Cela peut être des multiples (rare cas en prothèse dentaire) ou des fichiers STL complètement différents correspondant à d'autres prothèses. Les applications peuvent également exiger que la pièce soit identifiée pour ne pas les mélanger une fois la production terminée.

La machine AM doit être correctement configurée avant le processus de construction. De tels réglages concernent les paramètres de construction comme la mise en place de la poudre, la mise sous vide, le réglage de la source d'énergie, l'épaisseur de couche, la vitesse de balayage, le temps de fabrication, etc. Tous ces paramètres seront présentés par la suite.

### 3.5. Étape 5: La fabrication

La construction de la pièce est principalement un processus automatisé et la machine peut fonctionner sans surveillance. Seule une surveillance superficielle de la machine doit être

effectuée pour s'assurer qu'aucune erreur n'a eu lieu comme des problèmes matériels, électriques ou logiciels par exemple. Les particules de poudre métallique sont assemblées par fusion sélective par le biais d'un faisceau laser qui balaie la surface et fait fondre la poudre selon un trajet déterminé précédemment par le fichier STL. Après solidification de la couche, la plateforme de construction est abaissée pour pouvoir étaler une nouvelle couche de poudre d'épaisseur prédéterminée. Le laser balaie à nouveau la surface de la poudre pour créer une section additionnelle superposée à la couche précédente. La pièce en 3D est en quelque sorte un empilement de strates planes en 2D.

Un certain nombre de phénomènes physiques jouent un rôle dans la production de l'objet final. Le processus de fusion laser sélective peut être interprété comme le résultat d'une superposition et de l'interaction de plusieurs sous-procédés (78,86).

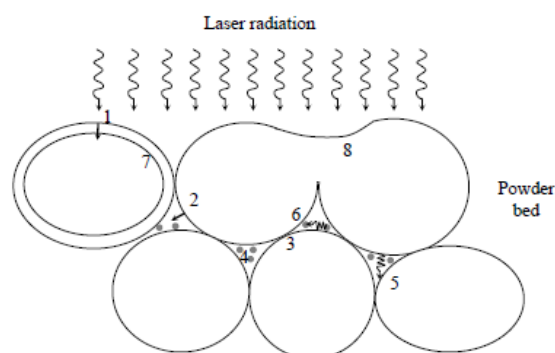
L'interaction poudre-laser peut être divisée en trois phases distinctes : chauffe, fusion avec retrait et resolidification (99).

Pendant la chauffe, la poudre doit absorber une quantité significative de chaleur afin que la température de surface atteigne son point de fusion. Une fois la température de fusion atteinte la poudre se mélange très rapidement à l'état liquide. Lorsque le flux de chaleur diminue, la masse liquide refroidit et se solidifie à température ambiante (91).

Le processus de transfert de chaleur au sein du lit de poudre comprend les éléments suivants (86) :

- Pendant le temps de rayonnement laser, l'énergie absorbée diffuse au sein de la particule de poudre qui présente un potentiel conducteur très élevé
- Quand la température devient homogène au sein de la particule, la chaleur diffuse vers l'extérieur
- Conduction thermique entre les particules de poudre solides
- Conduction thermique entre les particules de gaz piégées entre les particules solides
- Rayonnement thermique entre les particules de poudre
- Conduction thermique et convection dans la masse fondue

**Figure 12: Schématisation des différents transferts de chaleurs au sein du lit de poudre métallique selon (86)**



### 3.6. Étape 6: Enlèvement

Une fois que la machine AM a terminé la construction, les pièces doivent être retirées. Cela peut nécessiter une interaction avec la machine, qui présente des verrouillages de sécurité

pour s'assurer par exemple que les températures de fonctionnement sont suffisamment basses ou qu'il n'y a pas de pièces en mouvement.

### 3.7.Étape 7: Post-traitement

Une fois retirées de la machine, les pièces nécessitent des traitements supplémentaires. Dans un premier temps, avant d'être séparées de leur support, les intrados des pièces sont sablés. Ensuite, les pièces sont séparées des supports, puis les faces occlusales et axiales sont sablées avant grattage classique manuel. Ces étapes nécessitent du temps et une manipulation manuelle prudente et expérimentée.

**Figure 13 : Productions en fin de fabrication, avant retrait des supports et post-traitement. Laboratoire OMNIUM dentaire Bordeaux, MAREMBERT B, BERGES B.**



### 3.8.Étape 8: Application

A la suite de ces étapes, les pièces sont prêtes à être utilisées : directement pour les prothèses unitaires métalliques ou les châssis de prothèse adjointe; dans les cas de technique céramo-métallique, l'infrastructure métallique va suivre les étapes nécessaires à la stratification de la céramique.

A ce stade, il est important de réaliser que les machines AM nécessitent un entretien minutieux. La technologie de laser doit être surveillée attentivement et ne doit pas être utilisée dans un environnement sale ou bruyant. Bien que les machines soient généralement conçues pour fonctionner sans surveillance, il est important d'inclure des vérifications régulières dans le calendrier de maintenance. En plus de la machinerie, les matériaux peuvent aussi nécessiter une manipulation prudente. L'exposition à l'humidité, à l'excès de lumière et à d'autres contaminants doivent également être évitées. La plupart des processus utilisent des poudres métalliques qui peuvent être réutilisés pour plusieurs constructions. Cependant, il se peut que la réutilisation puisse dégrader les propriétés si elle est réitérée à plusieurs reprises, et par conséquent, une procédure pour maintenir une qualité de matériau constante grâce au recyclage doit également être observée.

## 4. Les différentes unités de fabrication disponibles

Plusieurs procédés ont été développés afin de pouvoir aboutir à ces résultats. Parmi eux on peut distinguer deux familles de systèmes sur le marché qui trouvent leurs différences dans

l'origine de leur développement : les procédés issus des imprimantes plastiques et ceux issus du frittage de la céramique.

Les systèmes commercialisés par les sociétés EOS, CONCEPT LASER ou 3D SYSTEMS sont issus de travaux effectués dans les années 1980 sur les poudres plastiques dans un premier temps, puis les poudres métalliques ont été utilisées. Les procédés de ce type utilisent des poudres d'une taille moyenne de 20 à 25  $\mu\text{m}$  dont la coulabilité permet de réaliser rapidement des couches de 20  $\mu\text{m}$  ou plus (101).

En revanche, les systèmes développés par la société PHENIX sont issus de travaux réalisés dans les années 1990 sur les poudres céramiques frittées laser sans liant en phase solide tout d'abord. Par la suite, le procédé a été étendu à des poudres métalliques. Le procédé Phénix utilise des poudres à très faible capacité d'écoulement d'une taille moyenne de 6 à 8  $\mu\text{m}$  dont les tailles extrêmes sont plus importantes ou plus petites. Ceci permet un empilement plus régulier puisque les petits grains viennent se loger entre les gros évitant ainsi des irrégularités (102,103).

**Figure 14 : Machine de production EOSINT M280, Centre de production OD3D Bordeaux.**



## 5. Paramètres du procédé

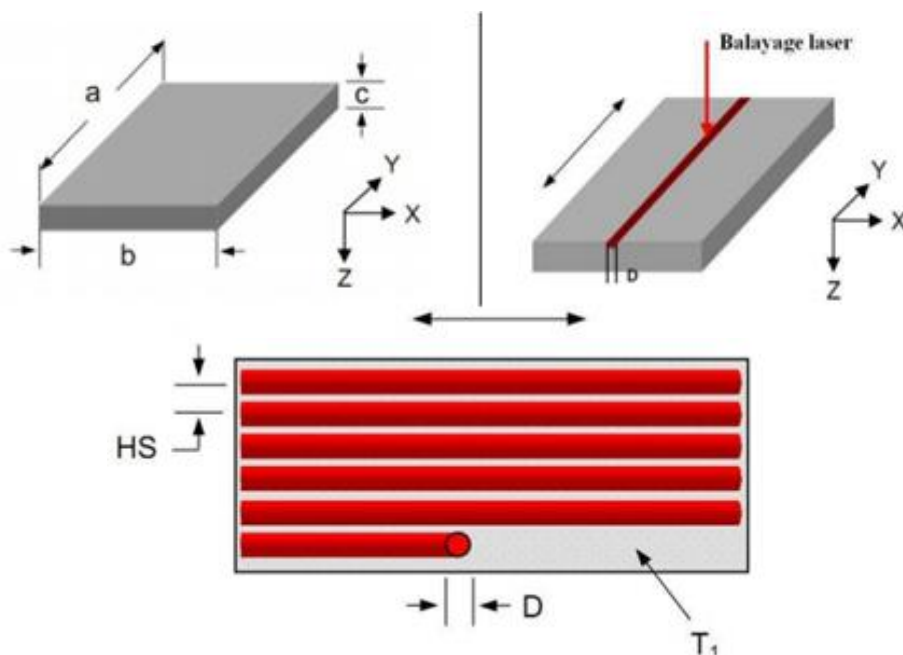
L'opération essentielle du procédé est le balayage du faisceau laser sur la surface d'une mince couche de poudre préalablement déposée sur le substrat. Le processus de formation suit la direction de balayage du faisceau laser. Chaque section transversale (couche) de la pièce est remplie de lignes allongées (vecteurs) de poudre fondue. La qualité d'une pièce produite par cette technologie dépend fortement de la qualité de chaque vecteur et de chaque couche (91,104). L'identification des paramètres optimaux de la puissance laser et de la vitesse de balayage est une tâche cruciale car ces paramètres sont les plus influents sur les caractéristiques de la pièce (porosité, dureté et propriétés mécaniques) (92).

Les mécanismes de fixation des poudres, tels que la fusion et le frittage à l'état solide ou en phase liquide, dépendent de la température, les champs de température locaux sont donc importants pour la stabilité du processus et la qualité des objets fabriqués.

Les paramètres du processus peuvent être regroupés en trois sections: les paramètres laser, les paramètres système et les paramètres d'environnement (40,92). Certains de ces paramètres (marqués par un \* sont présentés sur le schéma ci-dessous, Figure 15).

- Poudre : composition, taille, épaisseur de la couche de poudre\* déposée pour chaque cycle de fabrication (C), surface de poudre traitée\* (a.b), transfert de la chaleur
- Laser: puissance, diamètre du faisceau et largeur du cordon de balayage\* (D), distribution spatiale du faisceau, vitesse de balayage.
- Stratégie de fabrication : décomposition de chaque plan à fusionner sur un certain nombre de motifs élémentaires appelés aussi vecteurs, définition de l'orientation et de la distance entre deux vecteurs\* (HC). Plusieurs modes de balayage sont possibles : (a) un mode de trame courte dans la direction X, (b) un mode de trame longue dans la direction Y, (c) une alternance d'orientations.
- Les paramètres environnement regroupent la température de préchauffage, l'atmosphère et la pression de gaz.

Figure 15 : Représentation schématique des paramètres SLM (92)



Il convient de noter que la plupart de ces paramètres sont fortement interdépendants et interagissent mutuellement. La puissance laser nécessaire, par exemple, augmente avec le point de fusion du matériau et la température du lit de poudre, et varie en fonction des caractéristiques d'absorption du lit de poudre, qui sont influencées par le type de matériau, la forme, la taille et la densité.

## 5.1. Paramètres système

### 5.1.1. Epaisseur de couche

Le procédé SLM est une technique de fabrication couche par couche. Partant de ce principe, il est important de noter que l'épaisseur de couche est l'un des facteurs déterminant du processus. Le choix approprié de l'épaisseur de la couche est basé sur un examen minutieux de la taille des particules et de l'étendue du rétrécissement pendant la phase de fusion-solidification. L'épaisseur d'une couche déposée est déterminée par la quantité de poudre qui sera fondue lors du balayage laser. Une faible épaisseur de couche permet d'obtenir une bonne précision mais ne favorise pas la productivité du processus de fabrication (92,99). La refonte du substrat doit être optimale pour préserver la géométrie des couches précédentes ainsi que pour garantir des propriétés mécaniques élevées de la pièce. Il est important de noter que le choix du paramètre « épaisseur de poudre » est lié à deux autres paramètres très importants que sont la puissance du laser et la vitesse de balayage. Ainsi, pour une puissance laser et une vitesse de balayage donnés il est possible de déterminer l'épaisseur de poudre nécessaire pour former des vecteurs continus et homogènes.

Les valeurs moyennes retrouvées dans les différentes études portant sur l'étude des alliages Co-Cr utilisés en prothèse dentaire sont comprises entre 0,02 et 0,05mm (91,104,105).

### 5.1.2. Nombre de couches

La tendance actuelle est que les couches de poudre traitées deviennent plus minces et que leur épaisseur devienne comparable à la profondeur de pénétration du rayonnement laser (106).

L'analyse de l'influence du nombre de couches montre que la formation de vecteurs continus commence à des puissances laser inférieures lorsque le nombre de couches est augmenté. Le coefficient de conductivité thermique du matériau du substrat est beaucoup plus élevé que celui de la poudre. Par conséquent, au départ, lors de la formation de la première couche, une grande quantité d'énergie va chauffer le substrat. Avec l'augmentation du nombre de couches, l'échange de chaleur avec le substrat et donc les pertes de transfert de chaleur diminuent. Une plus grande quantité d'énergie laser est absorbée par la poudre qui va fondre et former des vecteurs stables et continus.

De plus, le nombre de couches a une influence sur la largeur des vecteurs : plus le nombre de couche est important, plus les vecteurs sont larges (86,92).

Enfin, plus les couches sont fines, plus les vecteurs sont fins et homogènes, ce qui permet d'obtenir au niveau du produit final une surface plus lisse avec moins d'irrégularités (107).

### 5.1.3. Distance entre deux vecteurs :

Plusieurs études ont analysé l'influence de la distance entre deux vecteurs sur la formation de couches homogènes. Les conclusions montrent que la formation de vecteurs denses et homogènes dépend surtout de l'énergie absorbée (et donc de la puissance du laser) et de la vitesse de balayage. Cependant la valeur de la distance maximale entre deux vecteurs ne doit pas dépasser la largeur moyenne du vecteur (104,107).

## 5.2. Paramètres Laser

### 5.2.1. Type de laser utilisé

Plusieurs types de laser sont utilisés dans l'industrie. En fabrication additive, les lasers solides et fibrés sont les plus utilisés (98). Les sources lasers utilisés en fusion laser sélective appliquées à la prothèse dentaire peuvent être de deux types :

- De type Nd-YAG : laser solide où le cristal (grenat d'yttrium-aluminium dopé au néodyme) est utilisé comme milieu amplificateur.
- De type Yb-fibre : le milieu amplificateur est une fibre optique dopée avec des ions de terres rares, ici l'Ytterbium.

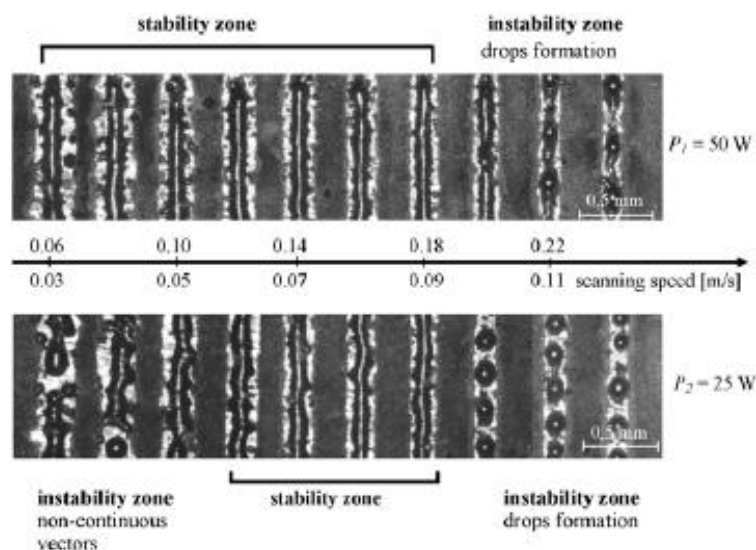
Dans les deux cas la longueur d'onde est de 1064 nm et les puissances délivrées peuvent varier de 50 à 1000 Watts. Nous allons voir par la suite que les deux paramètres les plus importants sont la puissance et la vitesse de balayage. En effet, une énergie suffisante doit être apportée localement afin de faire fondre la poudre métallique et former des couches denses et homogènes.

### 5.2.2. Puissance laser et énergie délivrée

La puissance du laser a une grande influence. En effet, il a été démontré que plus la puissance de laser est importante, plus la résistance à la traction est élevée (104). Dans cette étude, des échantillons denses sont obtenus quand l'énergie apportée par le laser est supérieure à 400 J/mm, ce qui correspond à une puissance minimale du laser de 100W. Tous les fabricants utilisent des puissances comprises entre 100 et 200W (102,103,108). Nous verrons par la suite que ce paramètre a une influence sur les propriétés mécaniques des échantillons.

L'analyse de vecteurs formés en faisant varier la vitesse de balayage a montré qu'en fonction de la vitesse, il existe des zones dites de stabilité et des zones dites d'instabilité. Les zones stables sont caractérisées par la formation d'une masse fondue stable et de vecteurs continus alors que les zones instables présentent des vecteurs non continus associés à la présence de gouttes (92).

Figure 16 : Zones de stabilité et d'instabilité en fonction de la puissance laser (92)

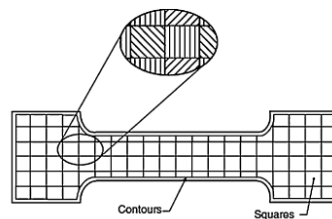


Ainsi, pour une puissance laser donnée, la température et le volume de la poudre fondue sont plus élevés pour des vitesses de balayage inférieures. Il est également connu que le coefficient de tension superficielle et la viscosité à l'état fondu diminuent avec la température (109). Par conséquent, lorsque la puissance par unité de vitesse est insuffisante, une tension de surface réduite freine le vecteur de fusion. Il se crée une série de gouttelettes individuelles (visibles sur la partie droite de la figure 16). Avec l'augmentation de l'apport d'énergie, des vecteurs fondus continus de largeur régulière sont formés (partie centrale sur la figure). Cependant, une augmentation trop importante de puissance associée à une vitesse de balayage réduite fait que la zone affectée par la chaleur devient plus grande, ce qui implique plus de poudre fondue au-delà des limites du vecteur: les zones fondues deviennent irrégulières et des gouttelettes individuelles se forment à l'extérieur des vecteurs (visible dans la partie gauche de la figure 16).

### 5.2.3. Stratégie de balayage

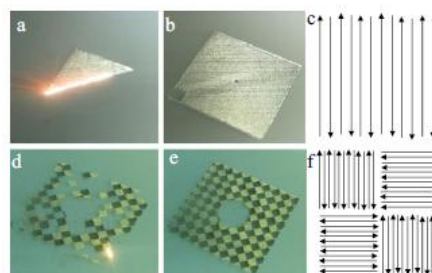
Parmi les paramètres de traitement, la stratégie de balayage fait partie des préoccupations. Une machine de fusion laser typique comprend deux galvanomètres (un pour l'axe des x, l'autre pour le mouvement de l'axe y). Le balayage se produit souvent dans deux modes, le mode de contour appelé aussi « en ligne » et le mode de remplissage appelé mode en îlot ou carré.

Figure 17 : Schéma représentant les modes contour et remplissage selon (78)



La stratégie de fabrication dite en îlot est une technique de tramage selon laquelle un axe est déplacé de manière incrémentielle d'une largeur de faisceau laser pendant que l'autre axe est balayé en continu d'avant en arrière à travers la pièce en cours de formation. Dans certains cas, la section de remplissage est subdivisée en bandes (chaque bande est balayée séquentiellement et l'angle de bande est tourné chaque couche) ou en carrés (chaque carré étant traité séparément et de manière aléatoire). Le balayage aléatoire est parfois utilisé de sorte qu'il n'y ait pas de direction préférentielle pour les contraintes résiduelles induites par ce procédé. La stratégie de balayage en ligne correspond à un déplacement du laser de manière bidirectionnelle ou unidirectionnelle à travers des surfaces partielles (110,111).

Figure 18 : Illustrations des stratégies de fabrication en ligne (a-c) et en carré (d-f) (110)



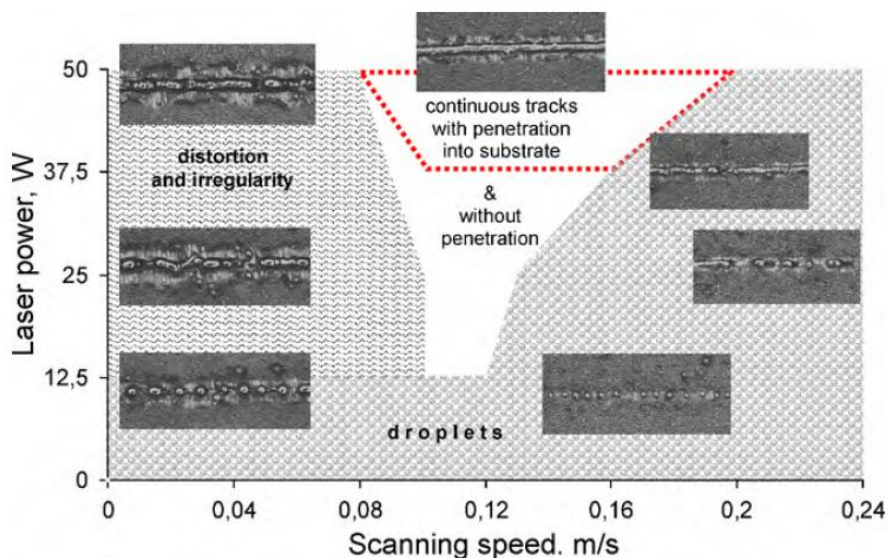
Kruth et al (2007)(97) ont étudié l'influence de la longueur du vecteur. Ils ont démontré que les contraintes résiduelles diminuaient lorsque des longueurs de vecteur inférieures étaient appliquées. Il est intéressant de noter que la stratégie de balayage en îlot est utilisée pour réduire les contraintes thermiques résiduelles en raccourcissant les pistes individuelles et en divisant chaque couche en un certain nombre d'îlots plus petits (112).

Ces derniers sont ensuite balayés de manière aléatoire dans le but de produire une distribution de chaleur homogène égale en conséquence de la diminution des contraintes résiduelles. Dans cette technique, les vecteurs des « îlots » voisins sont perpendiculaires les uns aux autres. Dans la couche suivante, « l'îlot » est décalé de 1 mm dans les directions X et Y, comme on le voit sur la figure 18 ci-dessus (images d-f). Ce procédé breveté par la société Concept Laser permet de générer des composants solides et volumineux avec de faibles déformations (108).

#### 5.2.4. Vitesse de balayage

L'analyse de la formation de vecteurs uniques à partir de poudres métalliques par SLM montre que le processus a un caractère de seuil : il existe des « zones de stabilité » où la piste est continue, et des « zones d'instabilité ». Les instabilités apparaissent à faible vitesse de balayage sous la forme de distorsions et d'irrégularités. Au contraire, une vitesse excessivement élevée provoque « l'effet de boule » (ou balling effect dans la littérature). La gamme de la vitesse de balayage optimale est plus grande pour une puissance laser plus élevée, et elle se rétrécit pour un matériau avec une conductivité thermique élevée (92,99,104).

Figure 19 : Zones de stabilité et d'instabilité des vecteurs en fonction de la vitesse de balayage et de la puissance laser (99).



#### 5.2.5. Résumé

La forme, la taille et la répartition de la poudre influencent fortement les caractéristiques d'absorption du laser, ainsi que la densité du lit de poudre, sa conductivité thermique et son

étalement. Des particules plus fines offrent une plus grande surface et absorbent l'énergie laser plus efficacement que les particules plus grossières. La température du lit de poudre, la puissance laser, la vitesse de balayage et l'espacement de balayage doivent être équilibrés pour fournir le meilleur compromis entre la taille des vecteurs fondus, la précision dimensionnelle, la finition de surface, la vitesse de construction et les propriétés mécaniques. La température du lit de poudre doit être maintenue uniforme et constante pour obtenir des résultats reproductibles. Généralement, les combinaisons haute puissance laser / température élevée du lit produisent des pièces denses, mais peuvent entraîner une croissance partielle, un mauvais recyclage des poudres et une difficulté à nettoyer les pièces. D'un autre côté, les combinaisons faible puissance laser / basse température produisent une meilleure précision dimensionnelle, mais conduisent à des pièces présentant une densité plus faible. Une puissance laser élevée associée à des températures de lit partiel réduit entraîne une tendance accrue au retrait non uniforme et à l'accumulation de contraintes résiduelles, conduisant au gauchissement des pièces.

La puissance du laser et la vitesse de balayage, ainsi que la température du lit déterminent conjointement l'apport d'énergie nécessaire pour faire fondre la poudre. Plus le laser reste longtemps dans une zone particulière, plus la profondeur de fusion est importante et plus le diamètre du bain de fusion est grand. Les épaisseurs de couche typiques vont de 0,02 à 0,15 mm. Le fonctionnement à des puissances laser inférieures nécessite l'utilisation de vitesses de balayage inférieures afin d'assurer une fusion de particules appropriée. La taille du bassin de fusion dépend fortement des paramètres de la puissance du laser, de la vitesse de balayage, de la taille du point et de la température du lit. L'espacement de balayage doit être choisi afin d'assurer un degré suffisant de recouvrement de la masse fondue entre les lignes adjacentes de matériau fondu pour assurer des propriétés mécaniques importantes. Enfin, la densité du lit de poudre, régie par la forme de la poudre, la taille, la distribution et le mécanisme d'étalement, peut fortement influencer la qualité de la pièce.

Tableau 10 : Les différents paramètres utilisés par trois principaux constructeurs.

Fabriquant	3D SYSTEMS	Concept Laser	Bego
<b>Nom du produit (nom de la machine de production)</b>	Prox 200	MLab 200R	EOS 270
<b>Technologie de mise en forme (fusion totale ou partielle)</b>	Fusion totale	Fusion laser totale	Fusion totale
<b>Poudre (nom commercial)</b>	Sin Tech – ST2724g	REMANIUM Star	Wirobond C+
<b>Composition</b>	Cobalt -Chrome 29 - Molybdène 5.5 , Mn , Si ,Fe (<1 %)	Co 60.5, Cr 28, W 9, Si 1.5	Co 63.9, Cr 24, W 5.4, Mo 5
<b>Taille des poudres</b>	microns	45 µm	
<b>Type de Laser</b>	Laser à Fibre Longueur d'onde 1050-1070 nm Ytterbium (Yb)	Laser à Fibre Longueur d'onde 1050-1070 nm Ytterbium (Yb)	Laser à Fibre Longueur d'onde 1050-1070 nm Ytterbium (Yb)
<b>Puissance laser</b>	300 W	200 W	200W
<b>Vitesse de balayage</b>	Ajustable	7 m/s	7 m/s 2-25 mm <sup>3</sup> / sec
<b>Stratégie de balayage</b>	Ilots	Ilots	Variable
<b>Température de préchauffage</b>	50 °	Pas de PC	Pas de préchauffage
<b>Atmosphère protecteur</b>	Azote	Azote	Azote
<b>Epaisseur des couches</b>	30 µm	25 µm	30µm
<b>Durée d'un cycle</b>	Environ 8 h	Dépend de la hauteur et de la surface 1-5 cm 3/h	Variable en fonction de la production 4h pour 40 pièces

## 6. Avantages et inconvénients de la mise en forme par fusion laser sélective

### 6.1. Pour le praticien

Bien que les étapes de fabrication au laboratoire soient complètement différentes, le chirurgien-dentiste doit toujours respecter les étapes d’empreinte et d’enregistrement des rapports intermaxillaires. Toutefois, l’essor de l’empreinte optique et les nombreux efforts réalisés par les fabricants laissent espérer de pouvoir, dans un avenir très proche, enregistrer la situation clinique dans les cas de prothèse adjointe. En prothèse fixée, les apports et la fiabilité des empreintes optiques n’est plus à démontrer (113–115).

Dans la plupart des cas, les retouches lors des essayages sont très faibles du fait de l’excellent ajustage des armatures ou des châssis (83,116). Les défauts d’insertion ou d’ajustage sont souvent causés par des erreurs liées à l’enregistrement des surfaces dentaires et muqueuses du fait de la limitation des étapes au laboratoire.

### 6.2. Pour le patient

Bien que le nombre de séances ne soit pas impacté par ces nouvelles méthodes de fabrication, les avantages pour le patient sont importants. Du fait de meilleures propriétés mécaniques, les châssis et les armatures sont plus solides. Le châssis est plus stable, les crochets se déforment moins de manière irréversible et résistent mieux aux contraintes masticatoires. De plus certaines parties des châssis peuvent être affinées comme les barres linguales ou les plaques maxillaires (117,118).

### 6.3. Pour le prothésiste

La notion d’info-prothésiste prend ici tout son sens. En effet, avec le développement de la CFAO, les étapes de réalisations traditionnelles des prothèses sont modifiées. Bien que la courbe d’apprentissage varie en fonction des utilisateurs, la réalisation numérique d’une armature de prothèse fixe ou d’un châssis de prothèse amovible est plus rapide, plus ergonomique et moins difficile qu’une réalisation classique en cire (69). Le nombre d’étapes est considérablement réduit et les erreurs sont plus facilement évitées et/ou rattrapées (54).

**Tableau 11 : Récapitulatif de la durée des étapes de réalisation des prothèses dentaires par fusion laser sélective (Données Centre de production OD3D, Marembert B) .**

<b>Etape</b>	<b>Temps</b>
<b>Coulée du modèle (en option)</b>	25 min
<b>Scan des modèles</b>	20 min
<b>Conception Assistée par ordinateur</b>	30 min
<b>Fabrication assistée par ordinateur</b>	4h pour 30 éléments, production nocturne possible
<b>Finitions</b>	30 min
<b>Conclusion</b>	TOTAL : 80-100 minutes environ

Si l'on compare avec les valeurs obtenues pour la fabrication traditionnelle (7 étapes, 235 minutes), nous pouvons nous rendre compte de l'optimisation du processus qui permet de surcroît de fabriquer plusieurs dizaines de prothèses sur mesure dans une même production.

Un récent rapport de 2017 réalisé par le parlement européen permet de confirmer que le numérique présente des avantages conséquents en termes de sécurité en réduisant l'utilisation de matériaux néfastes pour la santé et pour l'environnement. En effet, la technique de mise en forme par coulée traditionnelle utilise beaucoup de matériaux, ce qui produit beaucoup de déchets (cires, matériaux réfractaires). De plus, certains matériaux sont inflammables et toxiques. En réduisant le nombre de manipulation, les risques d'exposition aux débris métalliques inhalés et intra-oculaires sont limités (119).

En termes d'économie en matériaux, la CAO associée à la méthode de fabrication additive par fusion laser permet de s'affranchir de l'utilisation du vernis espaceur, des cires, des matériaux de duplication et des matériaux réfractaires. De plus, si on compare cette méthode avec la méthode de fabrication soustractive, il n'y a pas de perte de matière première ni d'usure des fraises par exemple (54).

Les inconvénients de cette méthode résident essentiellement dans son coût d'acquisition, d'installation et de maintenance des machines et des logiciels. De plus, toute panne contraint l'arrêt forcé de la production jusqu'à l'intervention du technicien.

## **Partie 3 : Caractérisation métallographique et mécaniques des alliages cobalt-chrome**

L'objectif de notre travail est d'étudier sur les plans métallographique et mécanique les alliages cobalt-chrome par fusion laser sélective afin de les comparer aux alliages obtenus par coulée.

Dans un premier temps, nous rappellerons quelques généralités sur la caractérisation métallographique des alliages cobalt-chrome coulés avant d'étudier plus en détail les alliages mis en forme par fusion laser.

Dans un second temps, nous présenterons l'essai mécanique de traction qui est le plus utilisé afin de caractériser ces alliages sur le plan mécanique.

### **1. Caractérisation métallographique : application aux alliages cobalt-chrome**

#### **1.1. Les alliages coulés**

##### **1.1.1. Plan cristallin**

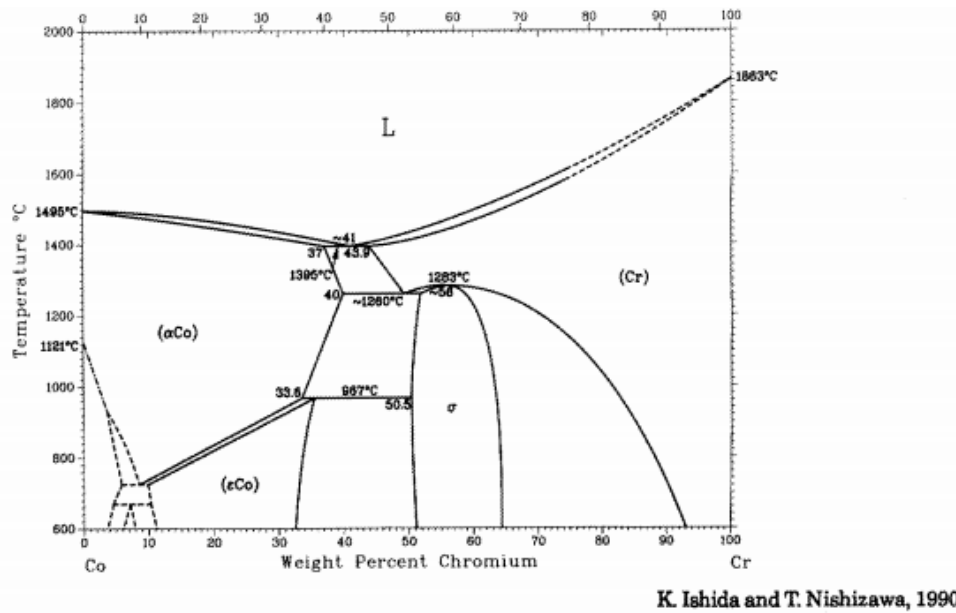
Le diagramme de phase Co-Cr présenté ci-dessous (Figure 24) est basé sur des résultats expérimentaux des calculs thermodynamiques (39,120–122).

Le cobalt présente deux formes allotropiques : une forme stable  $\epsilon$  au-dessous de 417°C qui cristallise dans le système hexagonal compact (noté HC); une forme  $\alpha$  (appelée aussi  $\gamma$ ) stable de 450 à 1220°C voire jusqu'au point de fusion, qui cristallise dans un système cubique face centrée (CFC). Le chrome et le molybdène cristallisent dans le système cubique centré (CC) (7,39,122).

Le système binaire Co-Cr est caractérisé par une large solution solide. L'eutectique à 1400°C correspond à 42% en poids de Cr (ou 45 atomes %). La solubilité du chrome dans le cobalt atteint un maximum de 41 % d'atomes de Cr à 1310°C et diminue pour atteindre 38 % d'atomes de chrome à 960°C. A cette température la solution solide a une structure CFC, elle est appelée solution gamma (ou alpha selon les auteurs)(121,123).

Les alliages Co-Cr typiques utilisés en prothèse dentaire contiennent entre 55-63% en poids de cobalt et 25-28% en poids de chrome avec un point de fusion > 1490 ° C (41,123,124). Les alliages à base de cobalt subissent une transformation martensitique CFC $\leftrightarrow$  HC aux alentours de 900°C (125).

Figure 20 : Diagramme de phase Co-Cr (123)



K. Ishida and T. Nishizawa, 1990.

Le terme de martensite, du nom de son inventeur le physicien Martens, désignait le produit issu de la trempe de l'acier au carbone (à partir de la phase haute température). On nomme la phase haute température austénite et la phase basse température martensite. Par la suite, le terme s'est étendu aux produits obtenus par des mécanismes analogues (certains alliages métalliques et même certains matériaux non métalliques). La transformation martensitique est un changement de phase à l'état solide (126). Cette transformation est une transformation dite displacive : les déplacements atomiques sont faibles (très inférieurs aux dimensions de la maille) et se produisent par des mouvements corrélés d'atomes (contrairement aux déformations par diffusion qui, elles, procèdent par des mouvements atomiques aléatoires). Ainsi, cette transformation sans diffusion se propage de façon indépendante du temps, par un déplacement des interfaces entre les deux phases. La transformation martensitique peut s'opérer à toute température, à des vitesses de chauffage ou de refroidissement qui peuvent être très rapides, sans toutefois qu'il y ait modification de la composition chimique. En effet, la martensite hérite de l'ordre et de la composition chimique de la phase mère. Il y a réarrangement des atomes pour former une structure plus stable (127–129).

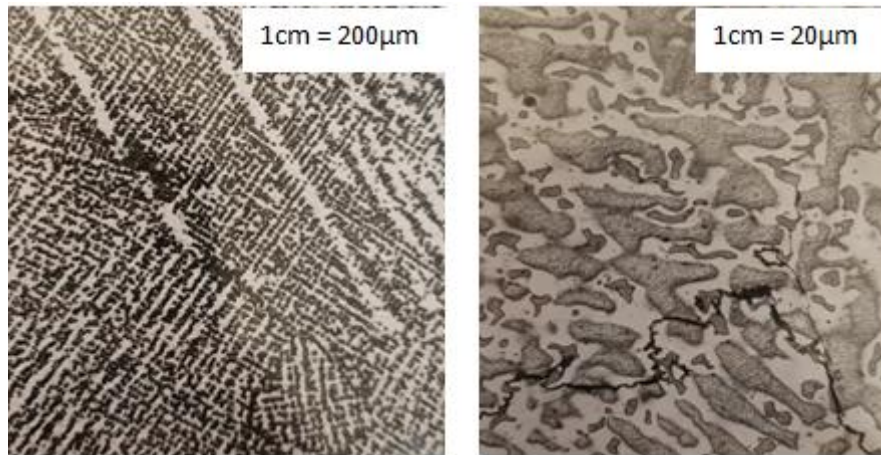
Le diagramme de phase à l'équilibre de ces compositions indique que pour une température supérieure à 900 °C la structure prévue est cubique à faces centrées (CFC) et pour une température inférieure à 900 °C elle est hexagonale compacte (HC) (123,124).

### 1.1.2. Plan microscopique

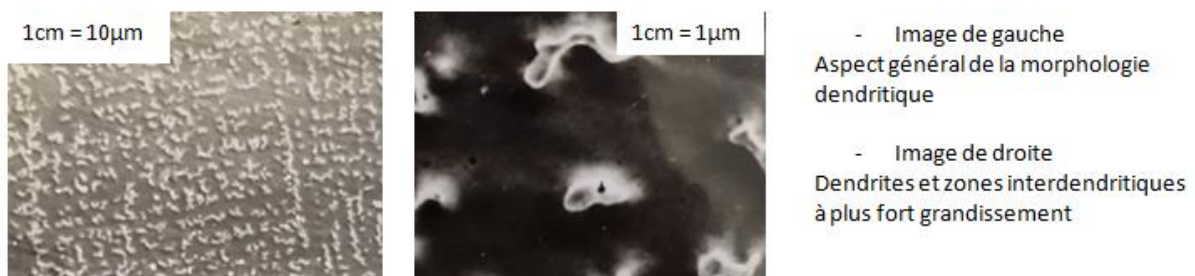
Dans la plupart des études, pour étudier l'aspect microscopique des alliages métalliques mis en forme par coulée, les échantillons sont dans un premier temps polis mécaniquement puis soumis à une attaque électrolytique ou chimique. Pour les alliages Co-Cr, le réactif de KALLING est le plus utilisé. (Composition : 2g de  $\text{CuCl}_2$ , 40 ml de HCl et 80ml de méthanol; Durée de l'attaque de 10 à 15 minutes). En fonction de leurs cinétiques de dissolution dans le réactif, les différentes phases ou les interfaces sont mises en évidence lors d'observation au microscope optique grâce aux modifications locales entraînées par l'attaque chimique.

Il peut être observé une morphologie dendritique à faible grossissement. A plus fort grossissement trois zones peuvent être distinguées : des constituants massifs, des zones blanches qui entourent ces constituants massifs et des zones grises granuleuses.

**Figure 21 : Examen par microscope optique d'un alliage Co-Cr mis en forme par coulé (130).**



**Figure 22 : Examen par microscope électronique à balayage d'un alliage Co-Cr mis en forme par coulé (130).**



Les alliages Co-Cr coulés présentent des constituants de bases sous forme de solutions solides de structure CFC. Il s'agit de la solution solide de substitution du chrome dans le cobalt, appelée phase  $\gamma$ . Lorsque le molybdène (Mo) et/ou le tungstène (W) sont présents, ils sont incorporés dans la solution solide. Chrome et molybdène vont contribuer au durcissement de la solution solide. Le chrome joue un rôle essentiel dans la résistance à l'oxydation et à la corrosion électrochimique.

Lors de la solidification de l'alliage, les solutions solides primaires constituent les dendrites qui apparaissent au sein de la masse fondue. Les dendrites vont être riches en cobalt et sont donc constituées de la solution solide gamma Co-Cr de structure CFC (7,104,124,129).

La densité de dendrite peut être influencée par la composition de la poudre et notamment la proportion de chrome ainsi que la présence ou non d'azote. Il a ainsi été démontré que la densité de dendrite diminue lorsque le pourcentage de chrome augmente. La présence d'azote réduit également cette densité. Dans cette même étude, l'identification des phases montre que les pics de diffraction correspondant à la phase  $\epsilon$  sont plus faibles pour les alliages contenant de l'azote et une proportion importante de chrome, ce qui a permis de

conclure que la phase  $\epsilon$  est également présente dans les dendrites et que l'adjonction de faibles pourcentages d'azote permet de stabiliser l'alliage en phase  $\gamma$  (131).

Les zones interdendritiques sont de nature polycristalline avec un enrichissement en chrome et molybdène et contiennent des carbures de chrome de type  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ . Ces carbures précipitent aux joints de grains et il a été montré qu'ils peuvent former avec la solution gamma des eutectiques dans les zones interdendritiques (125,129).

La microstructure coulée des alliages Co-Cr est connue par des études antérieures pour contenir de gros grains avec des structures de type dendritique. Les régions dendritiques et interdendritiques forment deux phases (41): FCC et HC respectivement. Bien que l'état d'équilibre à température ambiante, donné par les diagrammes de phase Co-Cr binaires vus précédemment, se situe dans la région stable de la phase HC, dans des conditions de refroidissement normales, la transformation FCC-HC est relativement lente (127). Par conséquent, une majorité de la structure FCC est conservée dans l'état tel que coulé.

Ainsi, pour un alliage Co-Cr-Mo obtenu par coulée traditionnelle :

- Sur le plan microscopique ces alliages coulés présentent des grains de diamètre important (200 $\mu\text{m}$ ) avec une structure hétérogène composée de dendrites grossières au sein d'une masse fondue.
- Sur le plan cristallographique les alliages sont composés majoritairement d'une solution solide Co-Cr-Mo, cubique à faces centrées, appelée phase  $\gamma$  qui compose la masse fondue, associée à une plus faible proportion de phase  $\epsilon$  de structure hexagonale compacte qui constitue la structure des dendrites.
- Au niveau de la composition des phases, les dendrites sont riches en cobalt alors que les zones interdendritiques sont enrichies en chrome et en molybdène. Ces zones présentent également des composés intermétalliques : de type  $\text{Co}_3\text{Mo}$  (de structure  $\epsilon$  HC) ainsi que des carbures. Malgré une assez faible teneur en carbone, de nombreux types de carbures peuvent se former à l'état brut de coulée. Leur présence et leur morphologie dépendent beaucoup de la composition de l'alliage et des traitements thermiques. Ils sont présents à la fois dans les grains et aux joints de grains. Les carbures majoritaires sont de type  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  dans lesquels M est principalement le chrome.

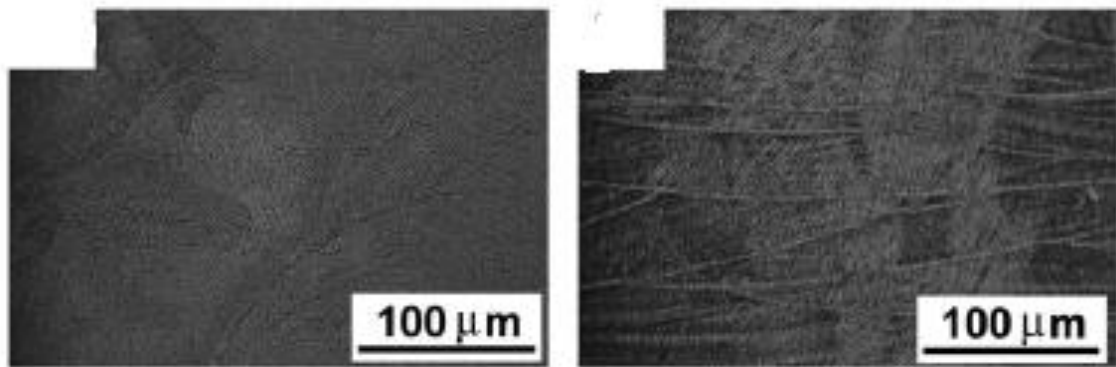
## 1.2. Les alliages obtenus par Fusion laser

### **1.2.1. Plan microscopique**

Les alliages Co-Cr fabriqués par fusion laser sélective présentent une fine structure cellulaire unique, homogène. Les grains de la masse fondue sont de petite taille (30 $\mu\text{m}$  de diamètre (91,132,133), ce qui entraîne une microstructure affinée par rapport à celle des alliages coulés (grain de 200 $\mu\text{m}$  de diamètre) (124,134).

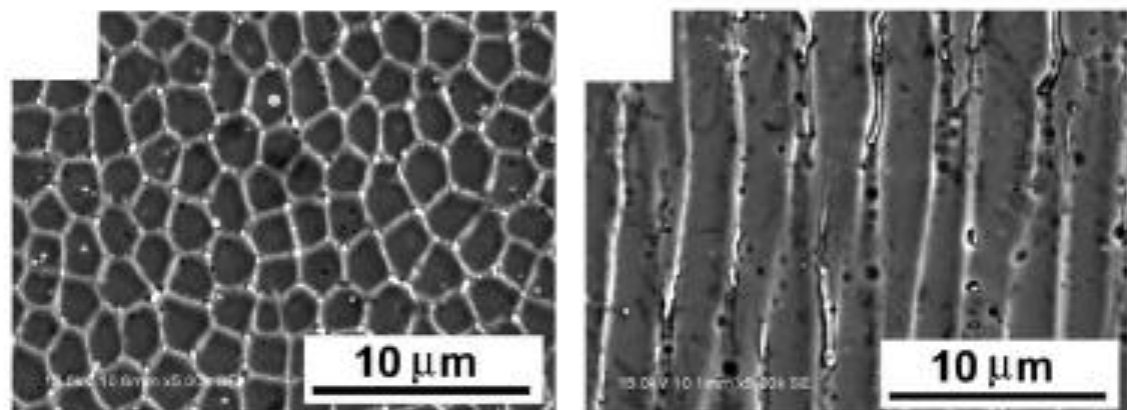
Les observations au microscope optique et électronique montrent que de fines dendrites se forment de manière très ordonnées parallèlement à la direction de progression du laser (104,110,135).

**Figure 23 : Microstructure d'alliage Co-Cr fabriqué par fusion laser (104)**



- Image de gauche : coupe transverse d'un échantillon observée au MO
- Image de droite : coupe longitudinale d'un échantillon observée au MO

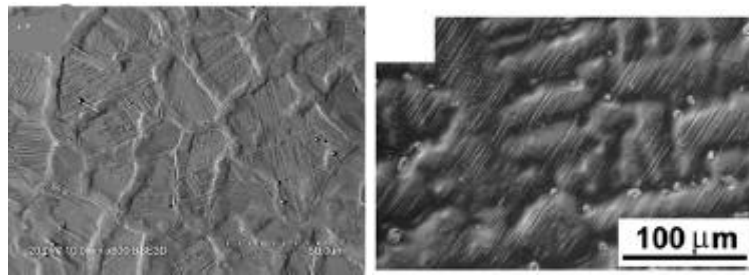
**Figure 24 : Microstructure d'alliage Co-Cr fabriqué par fusion laser (104)**



- Image de gauche : coupe transverse d'un échantillon observée au MEB
- Image de droite : coupe longitudinale d'un échantillon observée au MEB

En comparaison, voici deux images (figure 29) montrant la microstructure d'alliages Co-Cr mis en forme par coulée. A gauche une image au MEB à 50μm(131), à droite une image au MEB à 100μm (104).

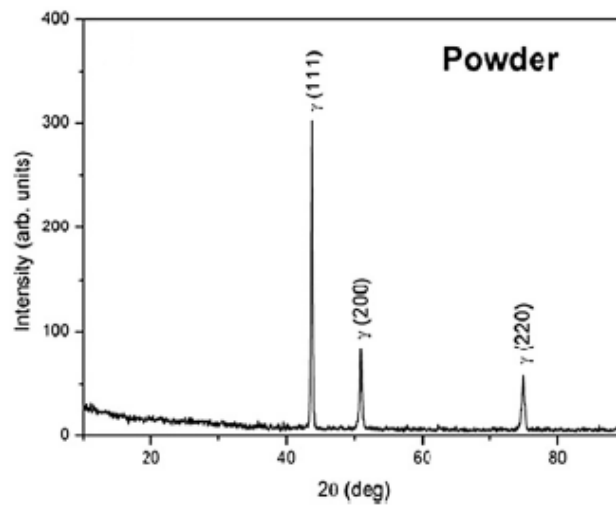
Figure 25 : Microstructure d'un alliage coulé (104,131)



### 1.2.2. Plan cristallin

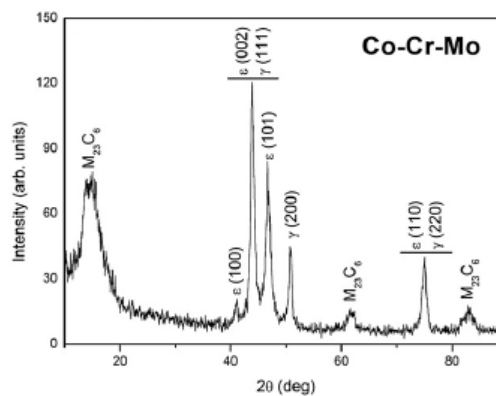
Les mesures réalisées par diffraction des rayons X sur les poudres avant fusion montrent que la structure cristalline initiale de la poudre Co-Cr est une solution  $\gamma$  de structure FCC (40,105).

Figure 26 : Diagramme de diffraction d'un alliage Co-Cr (105)



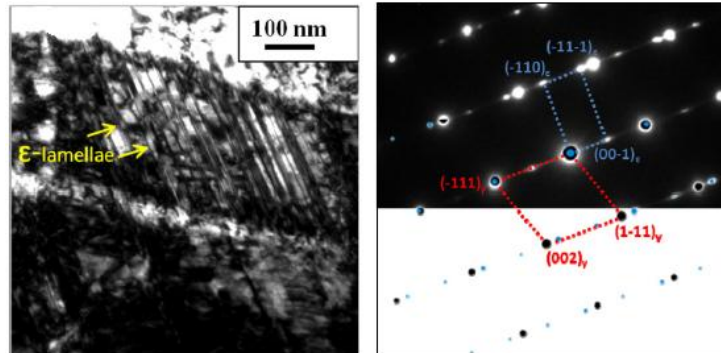
L'analyse des phases des alliages SLM montrent que les pics de la phase  $\gamma$  FCC ont été détectés de manière dominante avec un pic faible de la phase  $\epsilon$  (structure hexagonale compacte HC) (104,105,110,135–137).

Figure 27 : Diagramme de diffraction d'un alliage Co-Cr-Mo



Comme pour les alliages coulés, les alliages sont formés d'un réseau de dendrites. Cependant, contrairement aux alliages coulés, les dendrites sont ordonnées et parallèles. Elles présentent une structure HC au sein d'une matrice riche en phase  $\gamma$  de structure FCC (138,139).

Figure 28 : Image au MEB de la microstructure d'un alliage Co-Cr



A gauche une image réalisée au Microscope Electronique à balayage (MEB) montre les dendrites (lamelles) de structure HC (phase  $\epsilon$ ) au sein de la matrice qui présente une structure FCC (phase  $\gamma$ ). A droite une simulation informatique de l'organisation des phases  $\gamma$  en rouge et  $\epsilon$  en bleu (135,139).

Les auteurs expliquent la prédominance de la phase  $\gamma$  par le phénomène de refroidissement très rapide lors du processus de fusion laser : la masse fondue présente une vitesse de refroidissement très rapide, ce qui entraîne une moindre transformation de la phase  $\gamma$  en phase  $\epsilon$  (86,110).

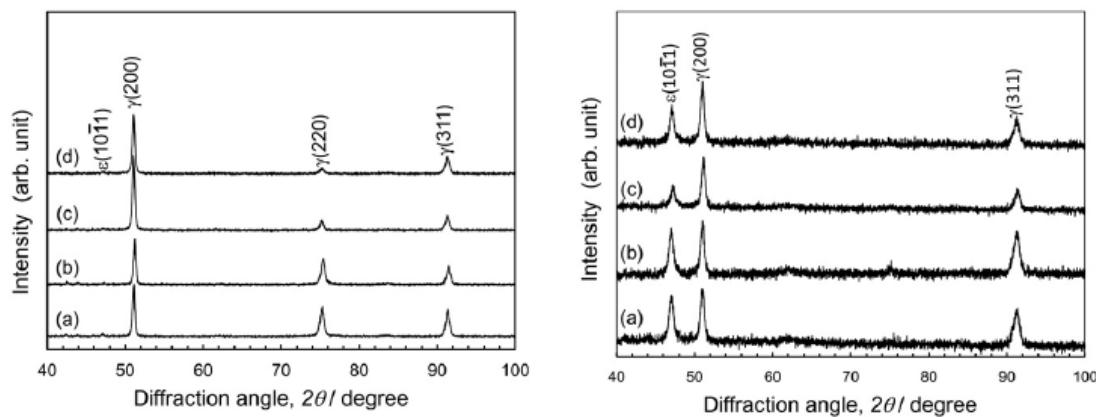
Des images au microscope électronique présentées ci-dessus (Figure 32) permettent de visualiser la formation des dendrites (Co-  $\epsilon$ ) au sein de la matrice (Co-  $\gamma$ ).

Toutefois, à la différence des alliages coulés, la densité des dendrites est très faible, la structure est homogène. Ainsi, la proportion de phase  $\epsilon$  des alliages SLM présente des valeurs inférieures à 2% du volume. Cette proportion est d'environ 13% pour les alliages coulés (46,66).

Des auteurs ont montré que la transformation FCC-HC peut être sensible à la taille des grains de l'alliage Co-Cr-Mo et qu'elle n'est plus présente lorsque la taille des grains est inférieure à 90  $\mu\text{m}$  (73,127) . En fusion laser, la taille de grain allongée est d'environ 33  $\mu\text{m}$  ce qui fait que la phase  $\gamma$  est dominante à la température ambiante

D'autres chercheurs ont montré que le pic de la phase epsilon est plus important après le test de traction, ce qui indique que la transformation martensitique peut être induite par les contraintes (104,131,140).

Figure 29 : Profils de diffraction d'alliages SLM avant (gauche) et après réalisation d'un essai de traction (droite) (104).



### 1.2.3. Composition

Les compositions en chrome et molybdène et tungstène sont plus importantes au niveau des joints de grain. Cette tendance est en adéquation avec les alliages coulés, bien que la taille des grains soit beaucoup plus petite dans les alliages SLM (131,136).

## 2. Propriétés mécaniques des alliages – essais mécaniques

### 2.1. Définitions

La connaissance des propriétés mécaniques des alliages dentaires constitue un intérêt considérable. En effet ces propriétés vont conditionner les indications cliniques. Le choix du matériau dépendra ainsi de sa résistance, de sa rigidité, de sa dureté ou encore de sa capacité de se déformer sans se rompre.

L'objectif des essais mécaniques est de réaliser une approche prévisionnelle du comportement des alliages dans la cavité buccale.

Les essais mécaniques sont classés en fonction du temps d'application de la charge :

- A charge progressive : dureté, traction, compression, flexion, cisaillement
- A charge brusque : résilience
- A charge prolongée : fluage, fatigue et coin

### 2.2. Mise en application de la norme ISO 22674

Depuis 1993 la directive européenne 93/42/CEE régleme le marché des dispositifs médicaux. Depuis cette date, le marquage CE permet de prouver la conformité des matériaux utilisés. En France, la catégorie de l'alliage doit être précisée par les normes NF EN ISO 22674. Ce norme internationale « spécifie une classification des matériaux métalliques convenant à la fabrication des appareils et aux restaurations dentaires, y compris les matériaux métalliques d'utilisation recommandée, soit avec revêtement céramique, soit sans, et spécifie les exigences qui leur sont applicables »(33).

Afin de pouvoir être certifié, tout alliage dentaire doit répondre aux exigences du tableau ci-dessous.

**Tableau 12 : Classification des matériaux métalliques pour les restaurations fixes et amovibles et les appareillages selon (33)**

Type	Limite conventionnelle d'élasticité un allongement non proportionnel de 2.0% en MPa minimum	Allongement à la rupture maximum (%)	Module de Young GPa
0	-	-	-
1	80	18	-
2	180	10	-
3	270	5	-
4	360	2	-
5	500	2	150

Avec :

- Type 0 : restauration fixe unitaire soumise à faible contrainte type inlay monoface
- Type 1 : restauration fixe unitaire soumise à faible contrainte type inlay monoface avec ou sans revêtement céramique
- Type 2 : restauration fixe unitaire
- Type 3 : restauration fixe plurale bridge
- Type 4 et 5 : restauration de section mince, soumise à des forces importantes nécessitant une grande rigidité ainsi qu'une grande résistance : Armature pour prothèse amovible partielle, crochet, couronne mince à revêtement céramique, bridges de longue portée ou de petite section.

Les propriétés présentées dans le tableau ci-dessus sont mesurées grâce à un essai de traction. Il est également stipulé que **selon l'article 9 de la norme, afin d'être déclaré conforme, tout alliage dentaire à couler à base de cobalt doit présenter les caractéristiques d'un alliage de type 5 (33).**

### 2.3.L'essai de traction

L'essai de traction permet de déterminer l'aptitude à la déformation d'un alliage sous une contrainte uniaxiale  $\sigma$  appliquée à un échantillon d'alliage de section  $S_0$ , de longueur  $l_0$  et de mesurer l'allongement :  $\Delta L = L - L_0$ . Cet essai de traction permet de mesurer plusieurs valeurs comme la résistance à la traction, la limite conventionnelle d'élasticité pour un allongement non proportionnel de 2.0%, l'allongement à la rupture ou encore le module de Young. Les définitions de ces propriétés seront présentées lors de l'analyse des courbes de traction.

#### **2.3.1. Les éprouvettes de traction**

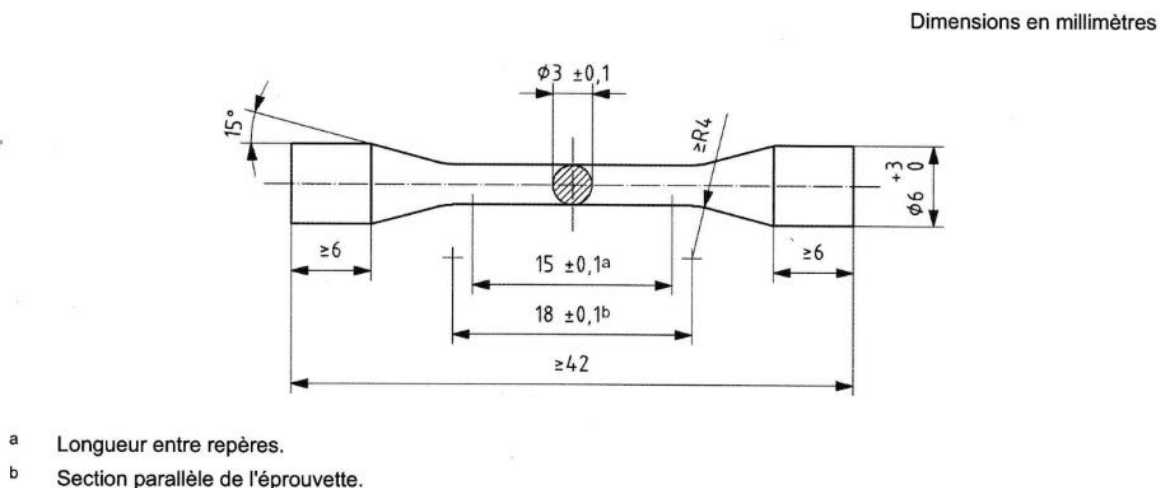
Lors de l'essai, une éprouvette est soumise à un effort de traction que l'on fait croître progressivement. Les variations de longueur en fonction de la contrainte sont enregistrées.

Pour obtenir une reproductibilité dans les résultats, il est nécessaire d'utiliser des éprouvettes de forme bien définie.

La forme doit être cylindrique de section constante, homogène avec des têtes d'amarrage de section constante et circulaire. La longueur  $l_0$  de la partie utile, mesurée entre deux repères est liée à la section  $S_0$  par la relation  $L_0 = K\sqrt{S_0}$  avec K en France 8,16 ou 5,65.

Les têtes des éprouvettes sont fixées dans les mâchoires ou mordache de la machine de traction et ont une section supérieure à celle de la partie cylindrique afin qu'elles ne subissent aucune déformation pendant l'essai.

Figure 30 : Représentation schématique d'une éprouvette de traction selon (33)



### 2.3.2. Appareil d'essai mécanique :

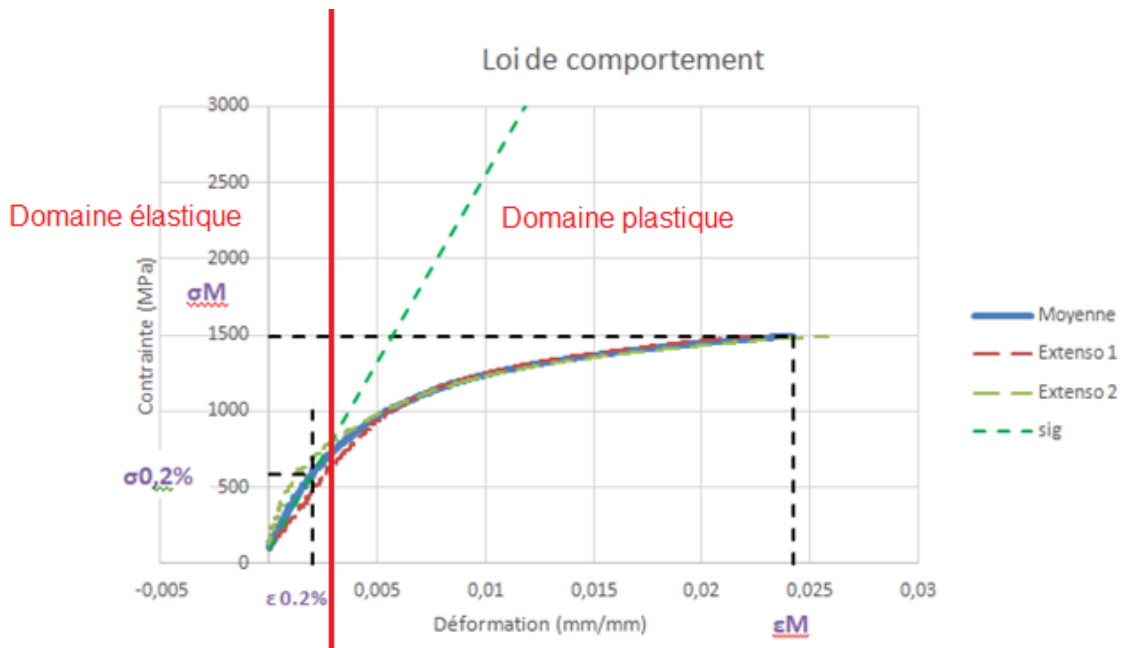
La norme ISO stipule que l'appareil d'essai mécanique doit présenter une capacité supérieure à 10 kN, une exactitude supérieure à 1% de la valeur mesurée, une vitesse de déplacement de la tête supérieure de 2mm/min. L'essai de traction doit être réalisé avec des mâchoires adaptées aux éprouvettes utilisées.

### 2.3.3. Mode opératoire de l'essai selon la norme ISO EN NF 22674

- Définition à l'aide de fine marques des repères aux extrémités de la longueur utile  $l_0$
- Mesure du diamètre de l'éprouvette entre les repères avec le micromètre
- Mesure de la longueur entre les repères avec le microscope (exactitude 0.02)
- Mise en charge de l'éprouvette dans l'appareil d'essai mécanique
- Réglage de la vitesse de déplacement de la tête à 1.5mm/min
- Mesure de l'allongement de l'éprouvette entre les repères avec l'extensomètre
- Réalisation de l'essai jusqu'à rupture de l'éprouvette
- Evaluation visuelle de l'éprouvette : si la rupture s'est produite à l'extérieur des repères, l'éprouvette et les résultats doivent être rejetés
- Rassemblement des deux parties brisées, mesure de la longueur entre les repères avec le microscope

### 2.3.4. Exploitation de la courbe de traction

Figure 31 : Exemple d'une loi de comportement d'un alliage SLM (Laboratoire I2M, MINDEGUIA JC, SOLBES B, BERGES B.)



#### - Portion du domaine élastique

La courbe est linéaire : il faut noter dans un premier temps la proportionnalité entre la force et la déformation : c'est la loi de Hooke. Il existe une proportionnalité entre la contrainte  $\sigma$  (sigma) et la déformation/allongement  $\epsilon$  (epsilon).

Loi de Hooke :  $\sigma = E \cdot \epsilon$

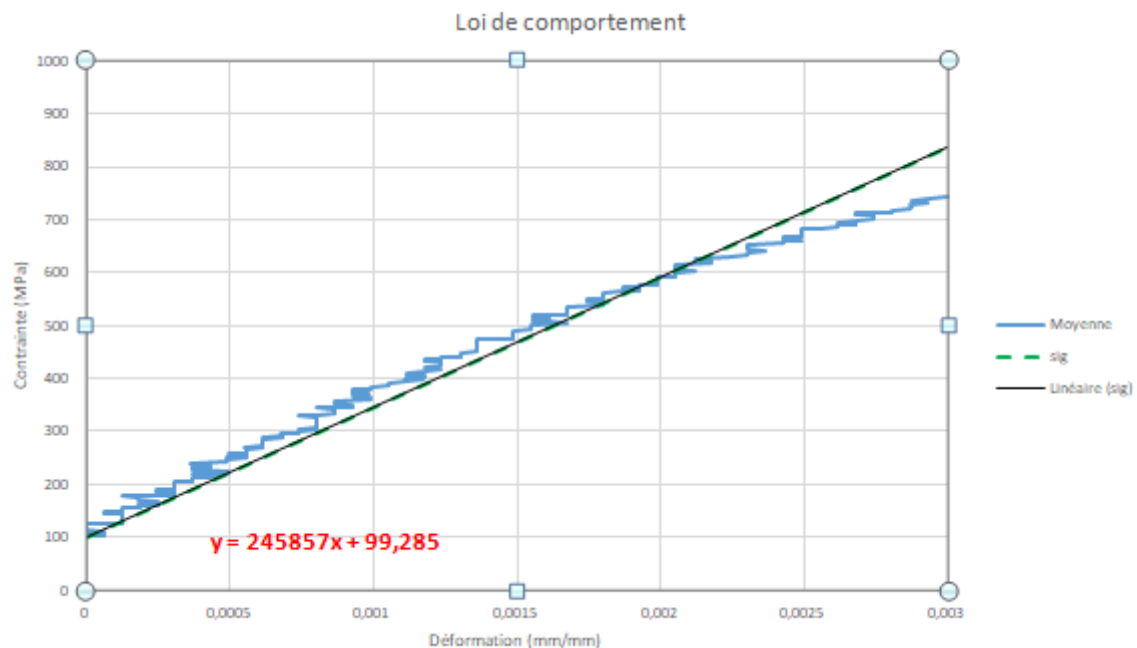
- $\sigma$  est la contrainte unitaire.  $\sigma = F/S$  avec  $F$  la force appliquée et  $S$  la section de l'éprouvette. La force s'exprime en Newton et la section en  $\text{mm}^2$ . La contrainte s'exprime donc en  $\text{N}/\text{mm}^2$  ou en MPa.
- $\epsilon$  la déformation avec  $\epsilon = (L - L_0)/L_0$ . elle s'exprime en mm/mm.
- $E$  est le module de proportionnalité, module d'élasticité ou module de Young. Il s'exprime en unité de pression. Il représente la pente de la courbe de la zone élastique (tracée en vert pointillé sur la figure ci-dessus).

Mathématiquement  $E = \sigma / \epsilon$  donc  $E = F/S / \Delta L/L$

L'unité est celle d'une pression : force par unité de surface :  $\text{N}/\text{m}^2$

La norme ISO EN NF 22674 utilise le Pa (GPa).

Figure 32 : Courbe contrainte-déformation : zoom sur la portion élastique et détermination du module de Young. (Laboratoire I2M, MINDEGUIA JC, SOLBES B, BERGES B.)



Sur la figure ci-dessus, nous avons affiché en rouge l'équation de la courbe contrainte-déformation dans le domaine élastique. Cette courbe de tendance a pour équation :  $y=ax+b$ . Ici,  $a = 245857$  (MPa) soit 246 GPa : il s'agit du module d'élasticité de l'alliage utilisé pour fabriquer cette éprouvette.

Dans le domaine élastique, quand les effets de traction cessent, le matériau reprend sa forme initiale et cela jusqu'au point dit Limite Élastique  $\sigma_E$  (noté aussi  $R_e$ ). Au-delà de la limite élastique, le matériau se déforme plus rapidement que croissent les contraintes. Il n'existe pas de délimitation précise entre le domaine élastique et le domaine plastique. La limite élastique conventionnelle  $\sigma_E$  0,2% (ou  $R_e$  0,2%) correspond à un allongement plastique relatif  $\epsilon_E = 0,2\%$ .

- Portion du domaine plastique

Quand la phase élastique est franchie, on rentre dans le domaine des déformations plastiques. Les déformations augmentent plus vite que les forces exercées et si la force de traction cesse, il subsiste une déformation dite rémanente.

- Maximum de résistance à la traction

La déformation se poursuit et on atteint le maximum de résistance à la traction  $\sigma_R$  (ou  $R_m$ ) qui est la contrainte maximale que peut supporter le matériau sans se rompre. Au-delà de cette limite le matériau se détériore et se rompt.

$\sigma_R$  = contrainte à l'apparition de la striction

$\epsilon_R$  : déformation à l'apparition de la striction

L'allongement à la rupture  $\epsilon_R$  traduit la ductilité de l'alliage. Plus la valeur est grande, plus la ductilité est importante.

L'allongement à la rupture noté A et exprimé en % permet de caractériser la déformation totale du matériau (élastique+plastique) après rupture.

### 2.3.5. Propriétés mécaniques relevant de la courbe de traction

#### - L'élasticité

L'élasticité est la propriété d'un matériau solide à retrouver sa forme d'origine après avoir été déformé. La déformation élastique est une déformation réversible. L'alliage se déforme lorsque des forces lui sont appliquées. Un matériau élastique retrouve sa forme et sa taille initiales quand ces forces ne s'exercent plus, jusqu'à une certaine limite de la valeur de ces forces : la limite élastique.

#### - La rigidité

Elle dépend de l'intensité des liaisons entre les atomes et les molécules qui constituent le matériau. Plus le module de Young est élevé plus le matériau est rigide : le matériau se déforme peu dans la phase élastique.

En pratique cette notion de rigidité est très importante

- Une rigidité élevée de l'infrastructure métallique lui confère une grande résistance à la déformation lors des cycles de cuisson de la céramique
- En prothèse conjointe comme adjointe, une rigidité importante permet d'affiner l'épaisseur du métal et donc de laisser plus de place au revêtement esthétique.

#### - La ductilité

Elle correspond à la capacité du matériau à se déformer de façon permanente avant de se rompre. La ductilité peut être appréciée lors de la striction. Plus la striction est importante, plus l'alliage est ductile.

On parle de rupture ductile quand l'allongement avant la rupture est important. Le profil de la courbe de traction est plat. La rupture s'accompagne d'une importante déformation plastique et d'une striction importante.

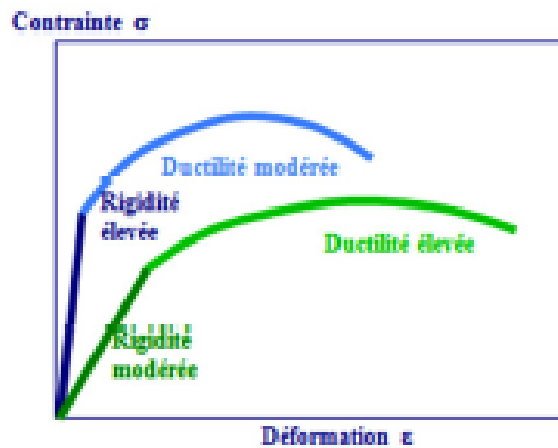
La rupture ductile se déroule en trois étapes :

- formation de fissures à partir de particules, plus dures que le l'alliage
- croissance des fissures ou des cavités qui s'allongent
- ruptures des pédoncules de liaison : on parle de faciès de rupture en cupules.

La ductilité dépend du nombre de particules présentes dans l'alliage : plus la concentration en impureté ou défauts internes est importante, moins la dureté est importante.

La rupture est dite fragile quand elle se manifeste sans déformation plastique.

Figure 33 : courbes contraintes-déformation : Deux matériaux avec des rigidités et des ductilités différentes (141)



- La ténacité

Elle exprime le travail nécessaire pour provoquer la rupture du matériau. Elle est représentée par l'aire sous la courbe.

Sur la figure ci-dessus : (Figure 33)

Courbe 1 en bleu : la charge à la rupture est élevée : l'alliage a une faible ténacité.

Courbe 2 en vert : le matériau a une charge à la rupture faible. Il s'allonge beaucoup et présente une grande ténacité.

**2.3.6. Tableau récapitulatif**

Caractéristique mécanique	Symbole	Propriétés mécaniques
Module élasticité	E (GPa)	Rigidité Rigidité si E est élevé
Limite élastique	E (MPa)	Elasticité
Résistance à la traction	$\sigma_R$ ou $\sigma_M$ (MPa)	Ténacité
Allongement à la rupture	A (%)	Ductilité

## Partie 4 : Analyses expérimentales

### 1. Objectif

Dans cette partie plus expérimentale, nous allons réaliser des essais mécaniques en traction sur des éprouvettes d'alliages Co-Cr fabriqués par fusion laser sélective afin de vérifier s'ils respectent les critères fixés par la norme. Nous comparerons ensuite les valeurs obtenues à celles d'éprouvettes fabriquées par coulée traditionnelle. Enfin, nous présenterons l'analyse métallographique des faciès de rupture des échantillons d'alliages testés.

Les essais mécaniques ont été réalisés au laboratoire I2M (UMR5295, Institut de Mécanique et d'Ingénierie de Bordeaux), département Génie Civil et Environnemental. L'analyse des faciès de rupture au département Durabilité des Matériaux et des Assemblages (Jean Marc Olive, chercheur CNRS, département DuMAS).

#### 1.1. Matériaux étudiés

L'étude mécanique et métallographique a été menée sur des échantillons obtenus à partir d'alliages fabriqués par coulée traditionnelle et par fusion laser sélective. Toutes les éprouvettes ont été fabriquées en suivant les instructions de la norme ISO 22674 précédemment présentée.

Les éprouvettes en alliages Co-Cr fabriqués en SLM proviennent de trois laboratoires :

- Laboratoire OMNIUM dentaire, Centre de production OD3D (Bordeaux, Gironde représenté par Mr MAREMBERT Benjamin) noté OD3D.
- Laboratoire Coopérative de Production des Laboratoires Dentaires de Midi-Pyrénées (Toulouse, Midi-Pyrénées représenté par Mr COULANGE Michel) noté CPLD.
- Laboratoire Bongert (MOUILLERON LE CAPTIF, Vendée), noté BONGERT.

Les éprouvettes en alliage Co-Cr coulé ont été fabriquées au laboratoire de prothèse du service d'Odontologie de l'Hôpital Pellegrin de Bordeaux, comme suit :

- Conception assistée par ordinateur du modèle de l'éprouvette en fonction des dimensions ISO, format fichier STL
- Fabrication de la maquette en cire par impression 3D (Réalisation Mr Déquè Thomas, Toulouse.)
- Coulée (Mr Abdel Serier, Prothésiste Service Odontologie Hôpital Pellegrin, Bordeaux)

Les compositions des poudres, des plots ainsi que les paramètres de fabrication sont détaillées dans le tableau ci-dessous.

Tableau 13 : Composition des poudres, paramètres de fabrication laser.

	CPLD	BONGERT	OD3D
<b>Nom du produit (nom de la machine de production)</b>	Prox 200	Prox 200	EOS M270
<b>Fabriquant</b>	3d systems	3d systems	Bego
<b>Technologie de mise en forme (fusion totale ou partielle)</b>	Fusion totale	Fusion totale	Fusion totale
<b>Poudre (nom commercial)</b>	Sin Tech – ST2724g	Sin Tech – ST2724g	Wirobond C+
<b>Composition</b>	Co (balance) - Cr 29 -Mo5.5 , Mn , Si ,Fe (<1 %)	Co (balance) - Cr 29 - Mo5.5 , Mn , Si ,Fe (<1 %)	Co 63.9, Cr 24, W 5.4, Mo 5
<b>Taille des poudres</b>	40µm	40µm	Non précisé
<b>Puissance laser</b>	Fibre laser 300 W	300W	200W
<b>Vitesse de balayage</b>	Ajustable	NC	NC
<b>Stratégie de balayage</b>	Ilots	NC	NC
<b>Température de préchauffage</b>	50 °	Pas de PC	
<b>Atmosphère protecteur</b>	Azote	Azote	Azote
<b>Epaisseur des couches</b>	30 µm	30µm	NC
<b>Durée d'un cycle de production</b>	Environ 8 h	10h	Dépend des pièces à produire

Tableau 14 : Récapitulatif des éprouvettes réalisées.

Numéro échantillon	Fabriquant	Type de fabrication SLM/coulée	Composition
A1.1-A1.4	OD3D	SLM	Co 63.9, Cr 24, W 5.4, Mo 5
A2.1-A2.4	BONGERT	SLM	Co (balance)-Cr 29 -Mo 5.5 , Mn , Si ,Fe (<1 %)
A3.1-A3.4	CPLD	SLM	Co (balance)-Cr 29 -Mol 5.5 , Mn , Si ,Fe (<1 %)
A4.1-A4.4	PQR	Coulée	Co 60.2, Cr 25, Mo 5.1
A5.1-A5.4	PQR	Coulée	Co 60.6, Cr 30.8, Mo 4.8, W 6.2

Figure 34 : Photographie d'éprouvettes fabriquée en fusion laser ou par coulée (Photographies BERGES B)



## 1.2. Méthode et réalisation des essais de traction

Les essais de tractions ont été réalisés au laboratoire I2M de Bordeaux (unité génie civil et environnement, SOLBES B, MINDEGUIA JC) avec une machine test MTS CRITERIUM C45 105 à température ambiante.

Après mise en place de l'éprouvette, une pré-charge de 300 Newtons est utilisée afin de stabiliser l'éprouvette et d'éviter les micromouvements lors de la mise en charge initiale. Pour mesurer la déformation de l'éprouvette lors de l'application de la contrainte en traction nous avons utilisé le principe de corrélation d'image permis par le logiciel VIC-GAUGE-2D. Deux caméras numériques sont placées de part et d'autre de l'éprouvette. Ces capteurs numériques permettent de visualiser la surface de l'éprouvette sur l'ordinateur. Deux jauges numériques sont placées aléatoirement au niveau de la surface de la partie utile de l'éprouvette (Figure 40). L'espace entre ces deux jauges correspond au  $L_0$ . Lors de l'application de la charge à vitesse constante (1,5 mm/sec), les déplacements dans le plan de la surface de l'éprouvette sont déterminés par les extensomètres en suivant la déformée de la texture de l'image et les données de déplacement en fonction de la force appliquée sont enregistrées en temps réel jusqu'à la rupture de l'éprouvette (Figure 41).

Figure 35 : Photographies et schématisation du dispositif de traction et de l'une des caméras numériques (Laboratoire I2M, Solbes B, Mindeguia JC, Berges B).

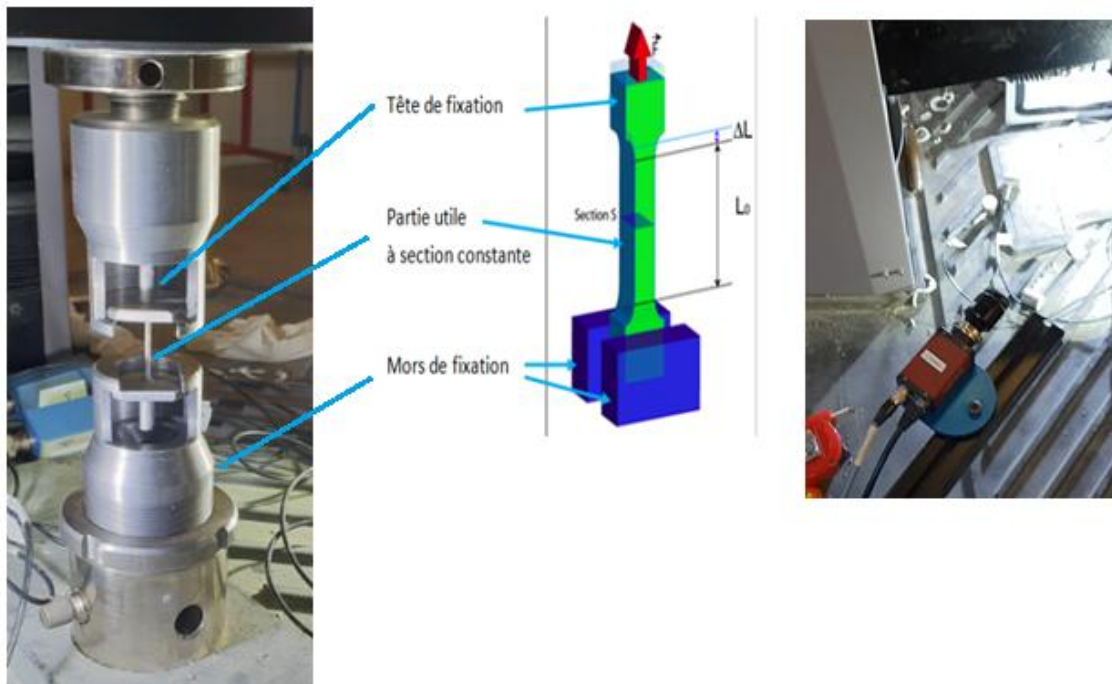


Figure 36 : Placement des jauges des extensomètres sur la surface des la partie active de l'éprouvette (Logiciel VIC 2D, Laboratoire I2M, Solbes B, Mindeguia JC).

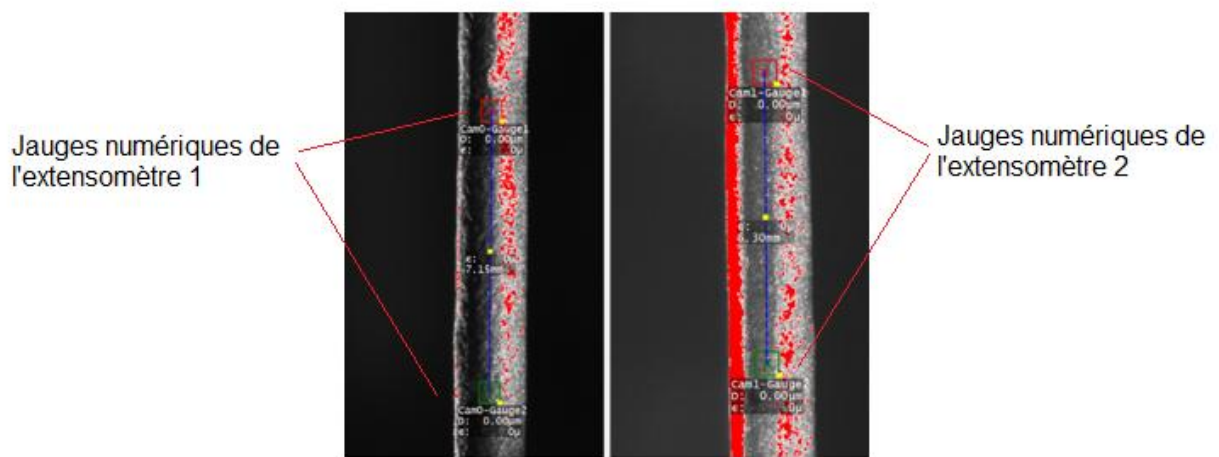
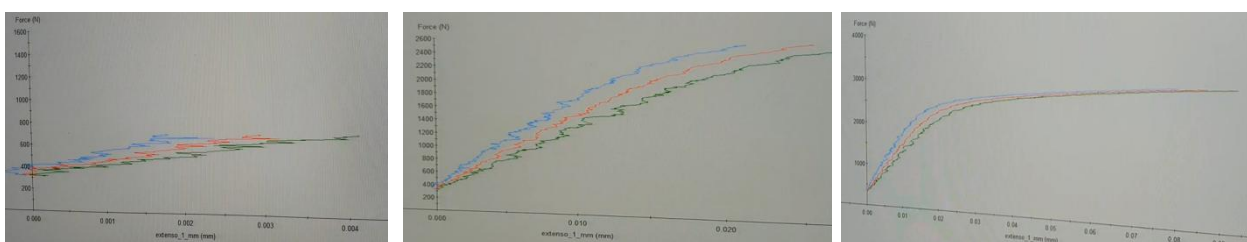


Figure 37 : Enregistrement en temps réel du  $\Delta l$  entre les deux jauges en fonction de la force appliquée (Laboratoire I2M).



Le procédé est répété pour chaque éprouvette. A la fin de la série d'essai nous obtenons, pour chaque éprouvette, les valeurs suivantes :

- La déformation au niveau de chaque extensomètre (mm) en fonction de la force appliquée (N)
- La déformation moyenne en fonction de la contrainte (mm)
- La déformation maximale à la rupture : L (mm)
- Connaissant  $L_0$  et L, le logiciel peut calculer le  $\Delta L$  pour chaque éprouvette.

### 1.3. Traitement des données

A la suite des essais, nous avons traité les données enregistrées. Pour cela nous avons utilisé le logiciel EXCEL. L'objectif est de calculer la limite élastique, la résistance maximale en traction et l'allongement à la rupture pour chaque éprouvette.

La première étape a été de calculer la contrainte subie par l'éprouvette en fonction de la force appliquée.

Pour rappel, la contrainte correspond au rapport d'une force sur une surface ( $\sigma = F/S$ ). Connaissant la force appliquée et la surface de l'éprouvette, nous avons calculé la contrainte correspondant à chaque valeur de force appliquée.

Ensuite, nous avons transformé les valeurs moyennes de déformation (en mm/mm) en pourcentage, afin d'obtenir le pourcentage d'allongement à la rupture.

La limite élastique pour une déformation de 0,2% a été déterminée en relevant la valeur de contrainte correspondant à une déformation de 0,2%.

Enfin, le module d'élasticité a été déterminé mathématiquement à partir des courbes de comportement de la déformation en fonction de la contrainte.

Ainsi, après traitement des données, nous obtenons pour chaque éprouvette :

- Le maximum de résistance à la traction (MPa)
- L'allongement à la rupture (%)
- La limite d'élasticité pour une déformation de 0,2% (MPa)
- Le module d'élasticité (GPa)

## 2. Résultats des essais de traction

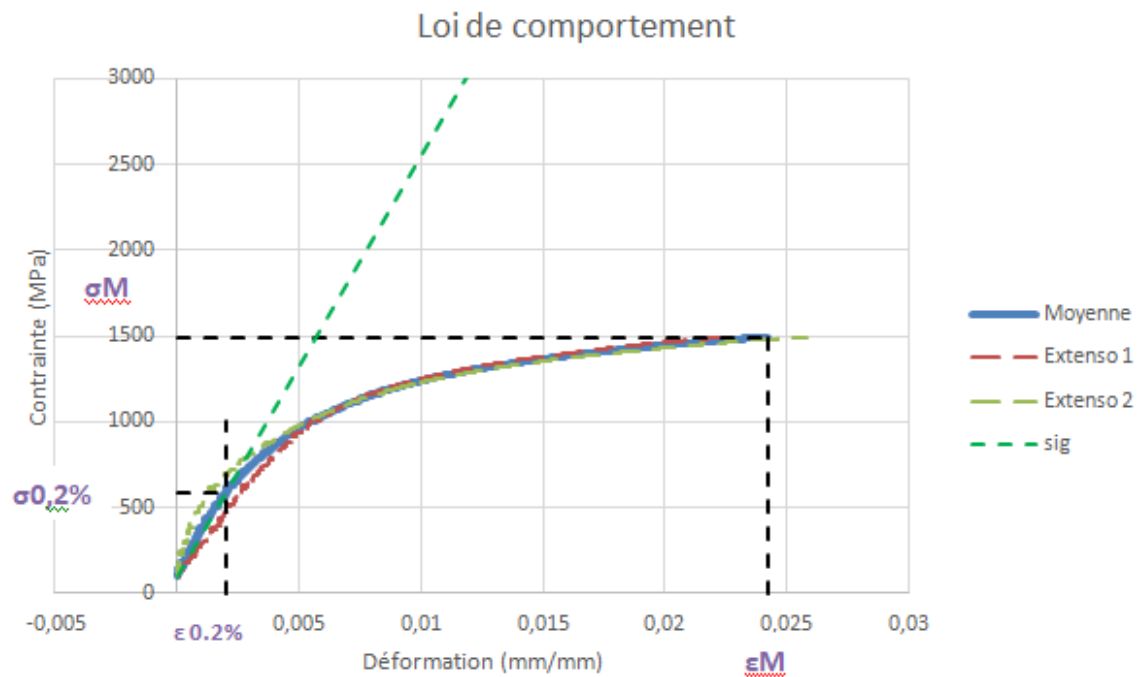
Les résultats seront présentés sous forme de tableaux et de diagrammes. Les valeurs moyennes des alliages mis en forme par fusion laser sélective seront comparées à celles des alliages coulés.

### 2.1. Exemple de courbes de traction obtenues

Après traitement des données nous pouvons tracer pour chaque éprouvette la loi de comportement qui caractérise l'alliage. Sur chaque tracé nous pouvons relever les valeurs qui nous intéressent.

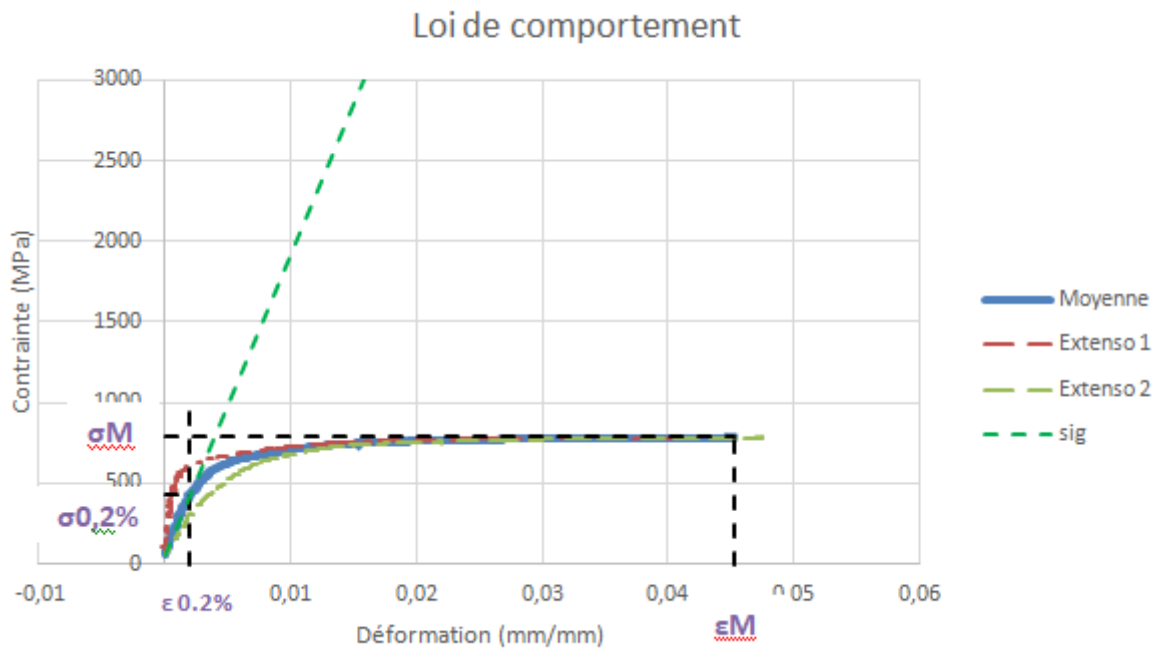
### 2.1.1. Exemple alliage SLM

Figure 38 : Courbe contrainte-déformation d'un alliage Co-Cr SLM (Laboratoire I2M, Mindeguia JC, Berges B)



### 2.1.2. Exemple alliage coulé

Figure 39 : Courbe contrainte-déformation d'un alliage Co-Cr coulé (Laboratoire I2M, Mindeguia JC, Berges B)



## 2.2. Résultats par type d'alliage

Tableau 15 : Valeurs moyennes pour les alliages SLM et COULÉS

	ALLIAGE 1 SLM	ALLIAGE 2 SLM	ALLIAGE 3 SLM	ALLIAGE 4 COULÉ	ALLIAGE 5 COULÉ
Résistance maximale en traction (MPa)	1531	1146	1099	782	727
Allongement à la rupture (%)	2	7	9	4	3
Limite d'élasticité (MPa)	571	538	550	467	516
Module d'élasticité (GPa)	239	218	218	197	212

Figure 40 : Résistance maximale en traction et limite d'élasticité des 5 alliages testés

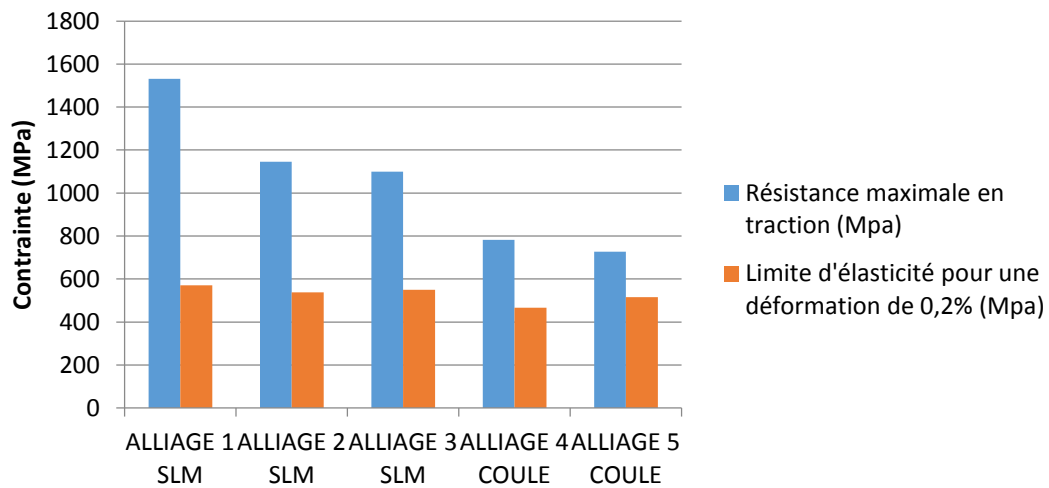
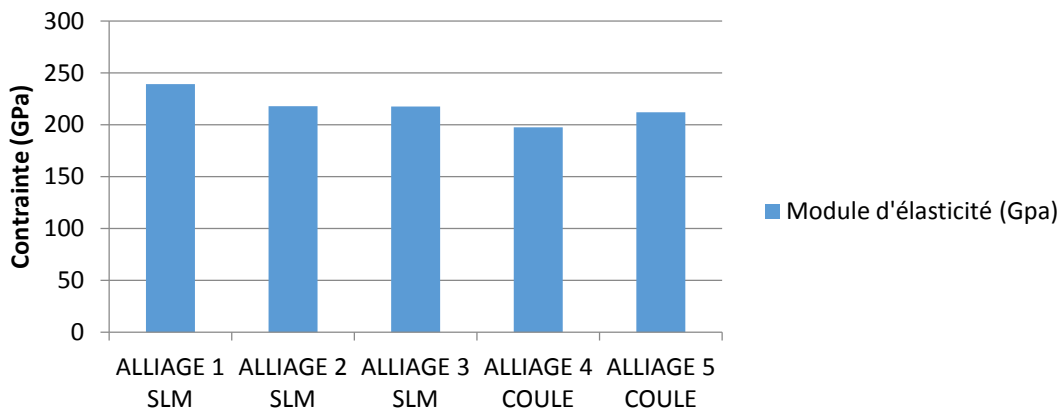


Figure 41 : Comparaison des modules d'élasticité des 5 types d'alliages testés

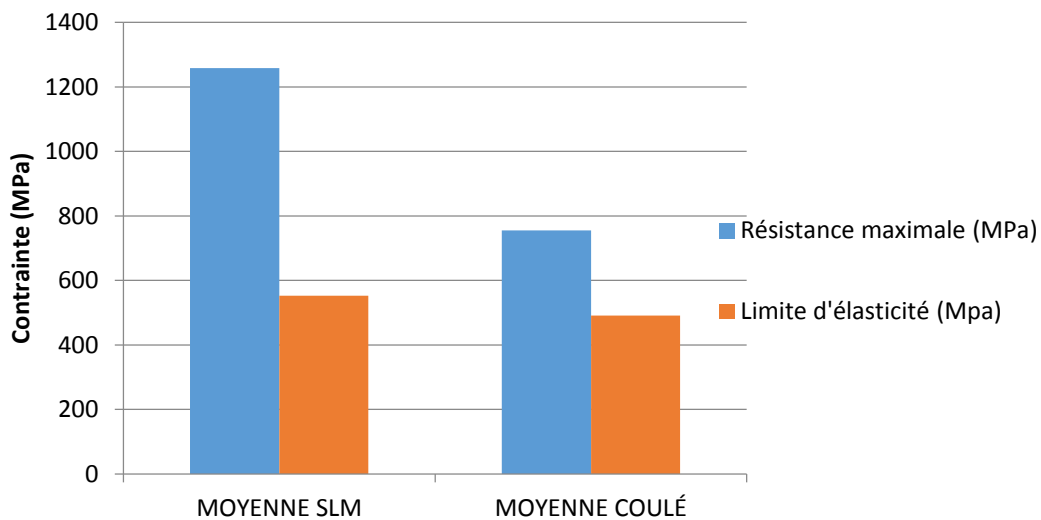


### 2.3. Comparaison alliages SLM VS alliages coulés

Tableau 16 : Valeurs moyennes de résistance maximale et de limite d'élasticité

	MOYENNE Alliages SLM	MOYENNE Alliages COULÉS
Résistance maximale (MPa)	1259	755
Allongement à la rupture (%)	6	4
Limite d'élasticité (Mpa)	553	491
Module d'élasticité (Gpa)	225	205

Figure 42 : Valeurs moyennes de résistance maximale et de limite d'élasticité



Les résultats des essais mécaniques réalisés montrent que les échantillons SLM présentent une résistance maximale à la traction, une limite élastique et un allongement qui répondent aux critères de type 5 de l'ISO 22674.

De plus, ils montrent que :

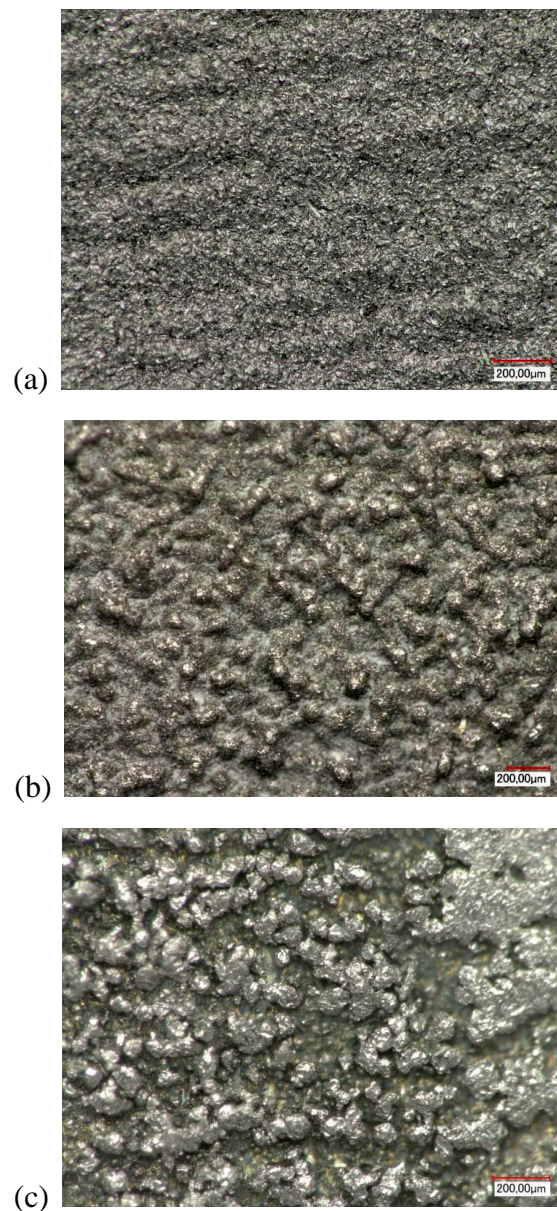
- Les alliages SLM présentent une limite élastique et une résistance maximale supérieures aux alliages coulés
- Les modules d'élasticité des alliages SLM et coulés sont sensiblement équivalents, avec toutefois des valeurs légèrement supérieures pour les alliages SLM
- L'allongement à la rupture des alliages SLM est supérieur de 2% par rapport aux alliages coulés.

### 3. Résultats des analyses microstructurales

#### 3.1. Comparaison de l'aspect des surfaces brutes des alliages SLM

Les images réalisées au microscope optique présentées ci-dessous permettent de visualiser les variations de rugosité entre les trois alliages mis en forme par fusion laser sélective. Ces variations sont liées aux différents paramètres de SLM utilisés. Aucune porosité n'est observée en surface à cette échelle pour les trois échantillons. La longueur caractéristique est de l'ordre de 200  $\mu\text{m}$  pour les trois surfaces.

**Figure 43 : Observation par microscopie optique des surfaces brutes obtenues par SLM. (a) Alliage 1 SLM, (b) Alliage 2 SLM , (c) Alliage 3 SLM . Olive JM, CNRS, I2M, département DuMAS.**

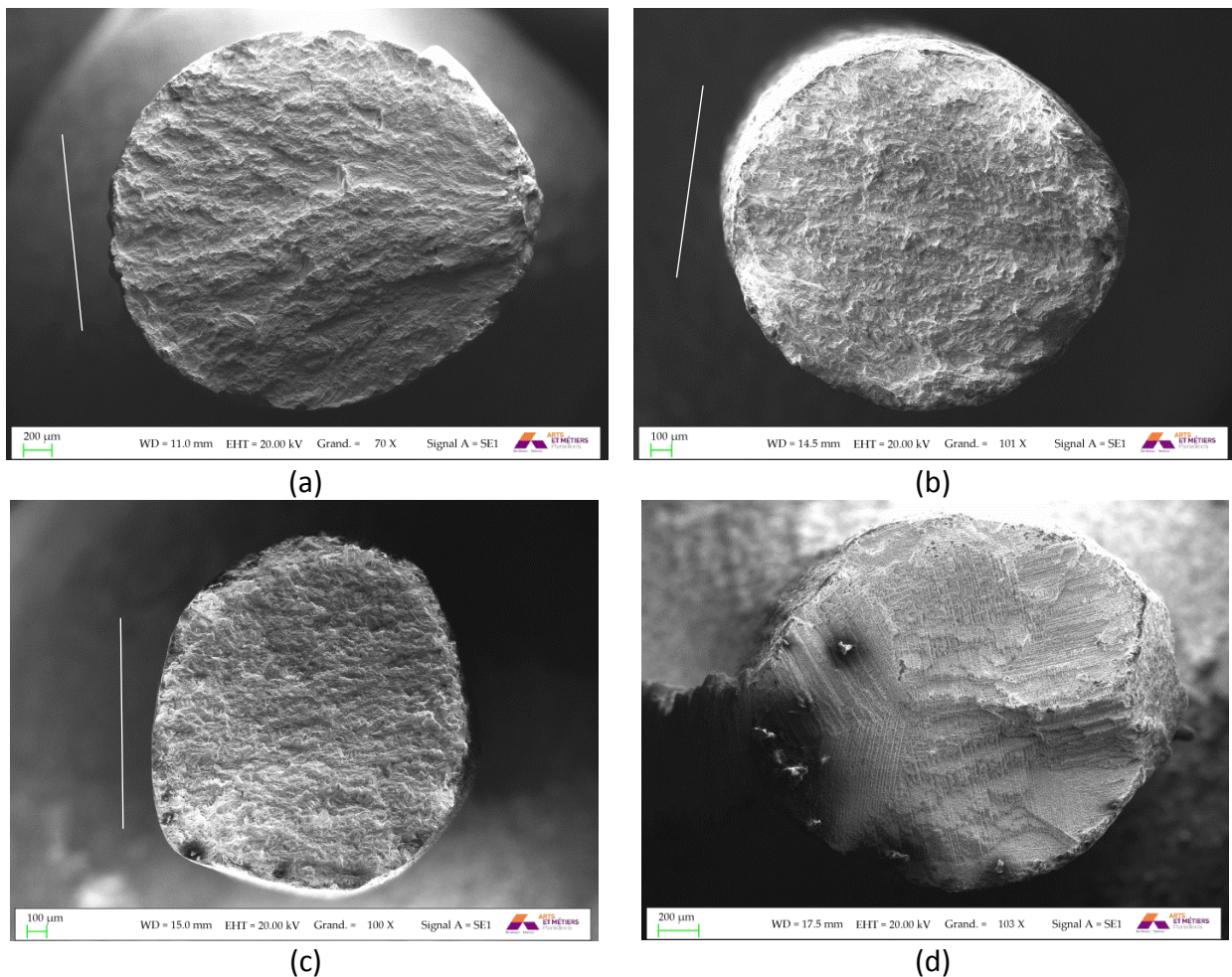


### 3.2. Analyse des faciès de rupture des éprouvettes de traction.

Les vues globales des faciès de rupture présentées sur la figure 44 conduisent aux remarques suivantes :

- Aucune des surfaces de ruptures des éprouvettes (a), (b) et (c) fabriquées par SLM ne présente de réduction de section significative par rapport à la section initiale. L'absence de striction associée est caractéristique d'une rupture de type fragile. L'éprouvette coulée (d) présente une striction partielle et limitée à une portion de faciès de 600  $\mu\text{m}$  (visible à droite du faciès).
- Les directions de fabrication par SLM sont visibles à l'échelle macroscopique. Une rugosité anisotrope révèle nettement l'orientation des couches fondues lors de la mise en forme. Seul le faciès de l'éprouvette (a) de la figure 1 présente une divergence typique de ligaments associé à un site d'amorçage de fissure bien marqué et visible à droite du faciès
- La taille de grain de l'alliage coulé dans le plan de rupture et en moyenne de 800  $\mu\text{m}$ . La taille de grain moyenne dans le plan de rupture des matériaux fabriqué par SLM est de l'ordre de 40  $\mu\text{m}$ , inférieure d'un facteur 20 de celle du matériau fondu.

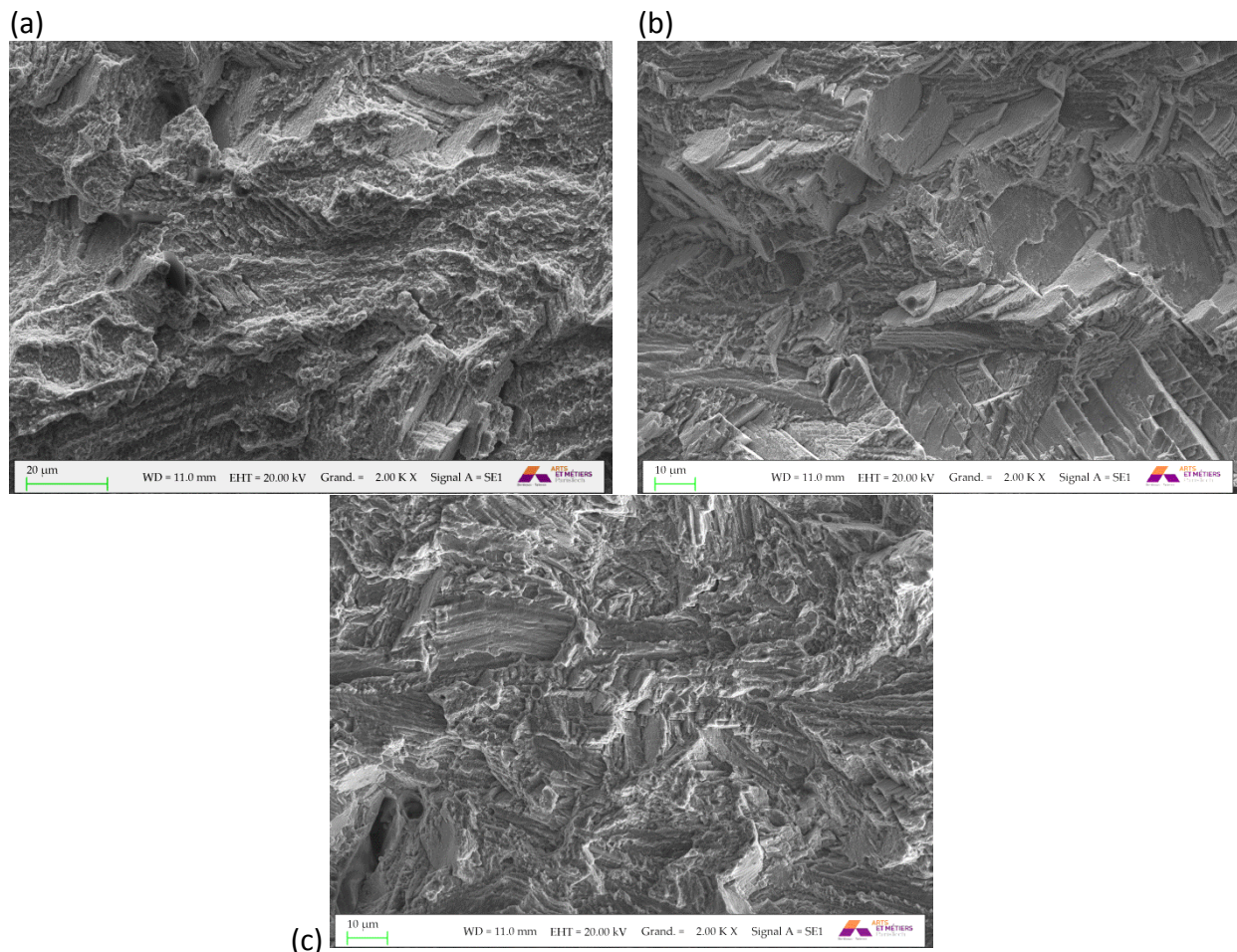
**Figure 44 : Vues globales en microscopie électronique à balayage des faciès de rupture obtenus lors d'essais de traction lente sur des éprouvettes lisses axi-symétriques. Les faciès (a) Alliage 1 SLM , (b) Alliage 2 SLM et (c) Alliage 3 SLM sont ceux des éprouvettes fabriquées par Fusion Laser Sélective. Les directions de fabrication sont indiquées par des traits blancs. Le faciès (d) est celui d'une éprouvette coulée. Olive JM, CNRS, I2M, département DuMAS.**



### 3.3. Analyse des faciès de rupture

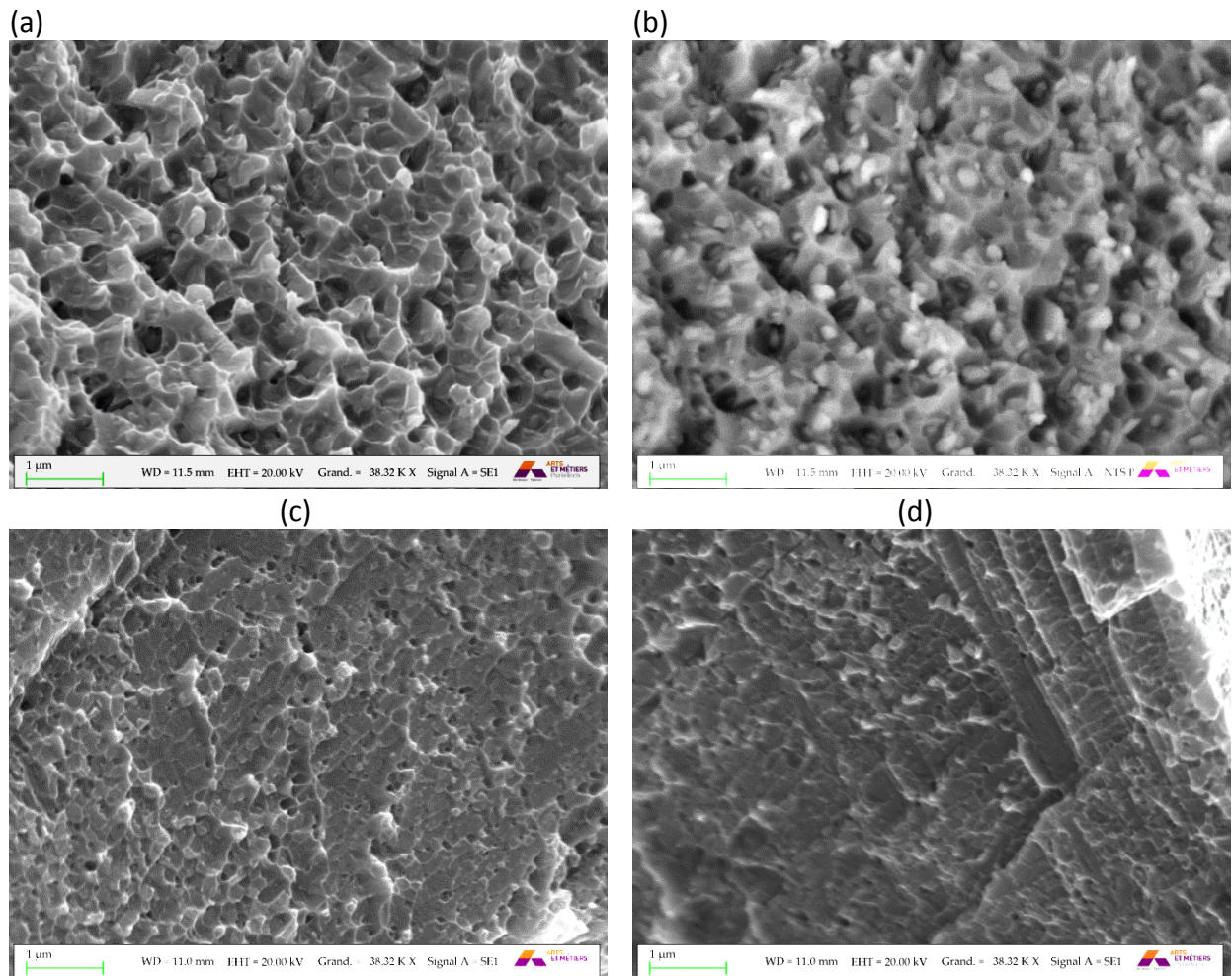
La figure 45 présente une comparaison entre les faciès de rupture observés dans les bandes de fusion des trois alliages SLM. Les modes de rupture sont dans tous les cas transgranulaires cristallographiques.

**Figure 45 : Comparaison des faciès de rupture dans les bandes de fusion par SLM (les bandes de fusion sont horizontales). (a) Alliage 1 SLM, (b) Alliage 2 SLM et (c) Alliage 3 SLM. Olive JM, CNRS, I2M, département DuMAS.**



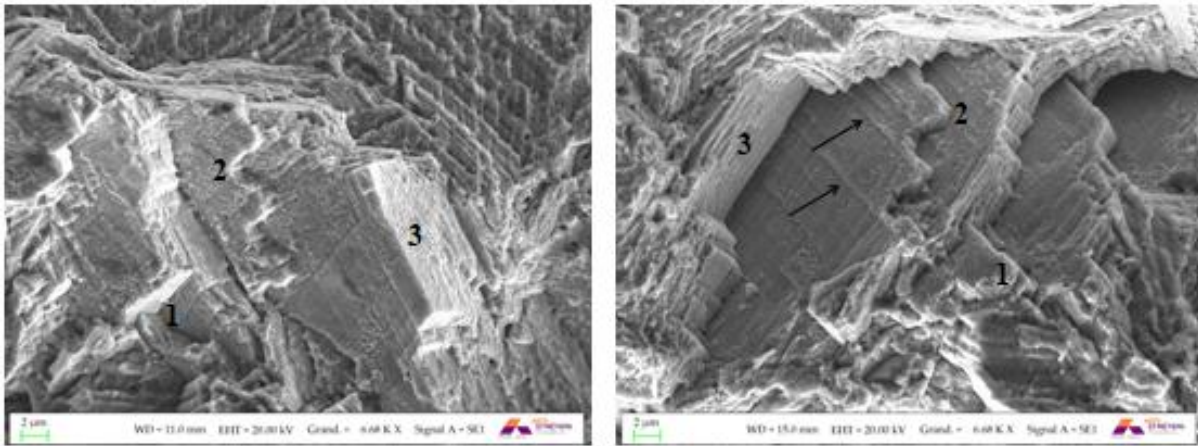
La figure 46 reprend la comparaison de la figure 45 mais en se focalisant à plus haute résolution sur les caractéristiques des facettes primaires. Sur l'échantillon d'Alliage 1 SLM, de nombreux précipités ainsi que des cupules de microductilité sont visibles. La longueur caractéristique est ici de 500 nm. L'image (b) correspond à la zone présentée en (a) mais prise en électrons rétrodiffusés, un mode de MEB qui présente l'avantage de mieux révéler les précipités. La faible dispersion de la distribution spatiale, de la taille et de la nature des éléments constitutifs ne se retrouve pas sur les facettes primaires des échantillons des deux autres alliages SLM. Bien que des microligaments associés à de la microductilité soient visibles, la rugosité associée est bien plus faible sur ces deux échantillons. Bien que les mécanismes de rupture soient semblables pour les trois échantillons, la rupture microductile dans les plans cristallographiques est très marquée dans le cas de l'échantillon « Alliage 1 SLM ».

Figure 46 : Comparaison à relativement haute résolution en MEB des facettes de décohésion transgranulaire cristallographique. (a) Alliage 1 SLM en électrons secondaires, (b) Alliage 1 SLM en électrons rétrodiffusés, (c) Alliage 2 SLM et (d) Alliage 3 SLM. Olive JM, CNRS, I2M, département DuMAS.



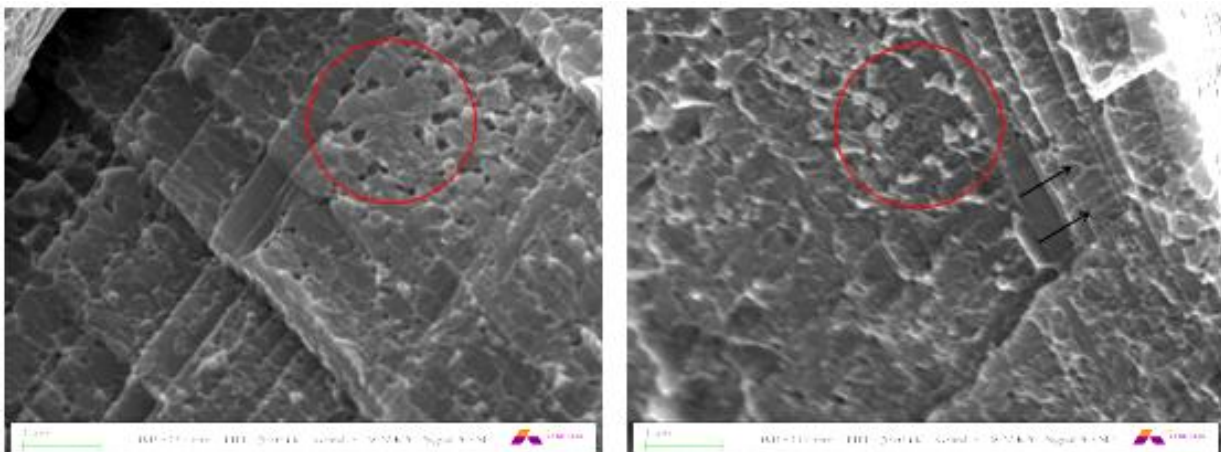
Le caractère « fragile » de la rupture cristallographique est bien révélé par l'observation de surfaces opposées à l'échelle du grain 47. L'éprouvette « Alliage 3 SLM » est prise comme exemple et ce qui est montré figure 47 est représentatif des faciès des éprouvettes des deux autres alliages. Il apparaît nettement la bonne correspondance des larges facettes primaires, aussi bien dans leurs dimensions, dans leurs contours que dans leurs désorientations mutuelles. Cela révèle le faible niveau de déformation plastique lors de la rupture. Des traces de plasticité sous la forme de traces de glissement sont toutefois bien visibles sur les facettes primaires. Deux systèmes de glissement ont été activés et forment des traces de glissement quasiment perpendiculaires sur la surface de la plus grande facette primaire. Des traces de glissement d'un des deux systèmes sont indiquées par des flèches sur la figure 47.

Figure 47 : Détails de faciès observés sur les surfaces de rupture opposées de l'éprouvette Alliage 3 SLM. Facettes de décohéation transgranulaire cristallographique présentant des traces de glissement (flèches). Les correspondances sont indiquées par les sites numérotés de 1 à 3. Olive JM, CNRS, I2M, département DuMAS.



Sur le même échantillon, à plus haute résolution un dernier point remarquable concerne la rupture par décohéation à l'interface précipité-matrice. La figure 48 illustre bien le fait que les précipités ne sont pas rompus mais contournés par la fissure à leur interface avec l'alliage.

Figure 48 : Détails de faciès observés sur les surfaces de rupture opposées de l'éprouvette Alliage 3 SLM. Les zones cercleées en rouge montrent la rupture des interfaces précipités-matrice et la présence de réseau de ligaments sur la majeure partie de la surface de rupture (flèches). Olive JM, CNRS, I2M, département DuMAS.



## 4. Discussion

### 4.1. Influence de la technique de mise en forme sur les propriétés mécaniques des alliages Co-Cr

Nous avons rassemblé dans le tableau ci-dessous (tableau 17) les données de plusieurs études. Les résultats montrent que les alliages SLM Co-Cr atteignent des propriétés mécaniques supérieures que leurs homologues coulés.

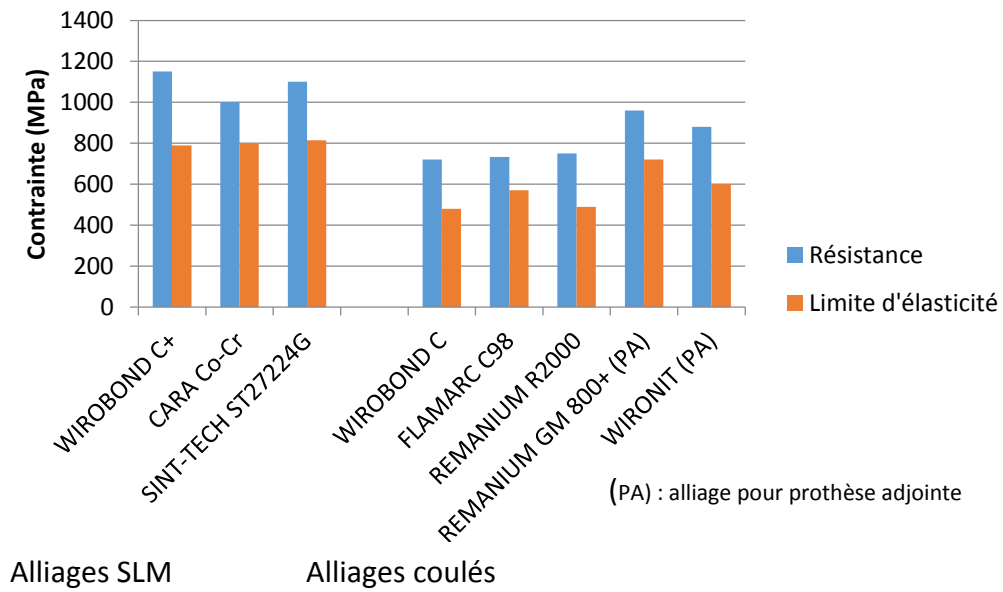
D'après l'ensemble des auteurs, la limite d'élasticité et la résistance à la traction des alliages SLM sont plus élevées que celles des alliages coulés actuellement utilisés.

**Tableau 17 : propriétés mécaniques mesurées par plusieurs auteurs, comparaison alliages SLM/alliages coulés**

	Limite élastique (MPa)	Résistance traction UTS (MPa)	Elongation (%)	Module élasticité (GPa)
	SLM/Coulée	SLM/Coulée	SLM/Coulée	SLM/Coulée
<b>AVERYANOVA 2011</b> Co-Cr(28.6)-Mo(6.3)	<b>817</b> 450	<b>1157</b> 655	<b>10.5</b> 8	Non précisé
<b>TAKAICHI 2013</b> Co-Cr(28.6)-Mo(5.99)	<b>500</b>	<b>950</b>	<b>16</b>	Non précisé
<b>LU 2015</b> Co-Cr(28)-W(9)	<b>850</b>	<b>1100</b>	<b>10</b>	Non précisé
<b>YADROITSEV 2009</b> Co-Cr(29.2)-Mo(6.2)	<b>835</b> 565-650	<b>1011</b> 720-1000	<b>9.5</b> 9-20	<b>206</b>
<b>QIAN 2015</b> Co-Cr(26-30)-Mo(5-7)	<b>873</b> 610	<b>1303</b> 741	Non précisé	Non précisé
<b>WU 2014</b> Co-Cr(25.3)-Mo(5.2)-W(5.5)	<b>884</b> 568	<b>1307</b> 758	<b>10</b> 10	Non précisé
<b>LIVERANI 2016</b> Co-Cr(27-30)-Mo(5.7)	<b>680</b>	<b>1050</b>	<b>14</b>	Non précisé

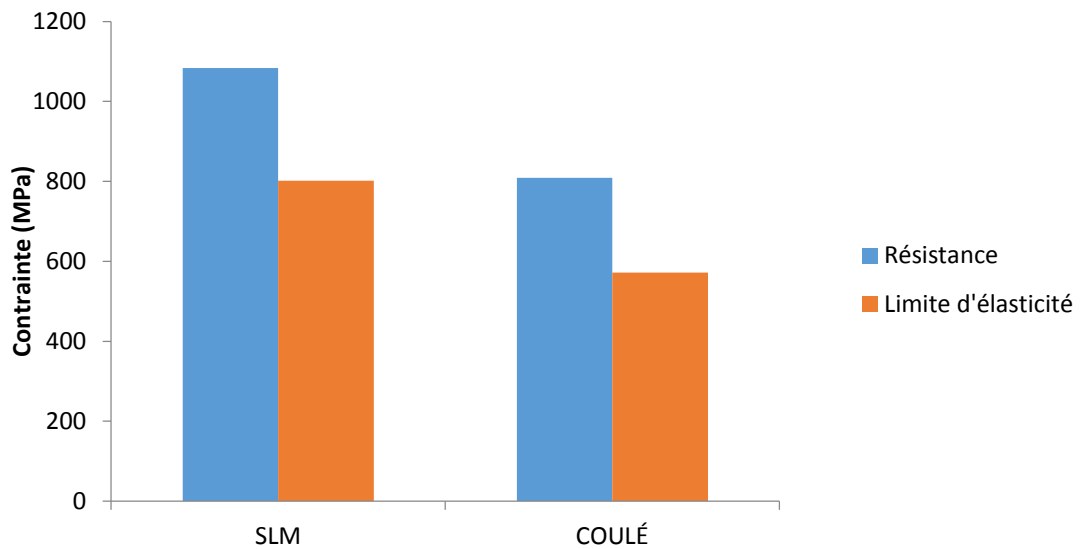
De plus, si l'on compare les informations données par les fabricants, nous pouvons également constater que les alliages SLM présentent des propriétés mécaniques supérieures (Figures 47 et 48).

Figure 49 : Valeurs de limite d'élasticité et de résistance maximales d'alliages Co-Cr SLM et coulés, données fabricants.



- Les alliages SLM sont présentés sur la gauche du diagramme : WIROBOND C+, CARA Co-Cr et SINT-TECH ST2 7224G.
- Les alliages utilisés en coulée sont présentés sur la droite du diagramme.

Figure 50 : Comparaison des valeurs de limite d'élasticité et de résistance maximales d'alliages Co-Cr SLM et coulés, données fabricants.



## 4.2. Influence de la microstructure des alliages sur leurs propriétés mécaniques

Plusieurs études ont montré que les propriétés mécaniques sont affectées par de nombreux facteurs, tels que les propriétés des différentes phases, l'orientation des grains, la composition des joints de grains, les défauts, etc (40,86,142).

La densité et l'homogénéité de la microstructure de l'alliage sont deux facteurs importants. La microstructure dense et homogène des alliages CoCr fabriqués par micro fusion laser entraîne une meilleure résistance à la traction (104). D'autres auteurs ont montré des résultats semblables lors d'essais réalisés en flexion trois points (91). Cette microstructure hautement dense et sans défaut de l'alliage SLM (143) explique son excellente résistance mécanique (91,110,134,136).

Nous avons montré précédemment que la structure cristalline des alliages SLM est composée en majorité de phase  $\gamma$  et d'une plus faible proportion de phase  $\epsilon$ . Plusieurs études ont évalué l'influence de la structure cristalline sur les propriétés mécaniques des alliages. Ainsi, il en ressort que la stabilité de la phase  $\gamma$  est responsable de la résistance à la traction et à l'usure de l'alliage à base de CoCr. De plus, il a été démontré que la formation de phase  $\epsilon$  entraîne une diminution de la ductilité (144,145).

Les alliages CoCrW présente une meilleure ductilité en traction lorsque les microstructures contiennent moins de phase  $\epsilon$  martensitique (110,146).

## 4.3. Influence de la composition des alliages sur les propriétés mécaniques

En prothèse conjointe comme adjointe, la composition des alliages demeure un sujet d'étude important. En effet, les armatures de prothèse amovible partielle sont composées de plusieurs éléments fabriqués en une seule pièce. Différentes propriétés mécaniques sont requises :

- rigidité importante pour l'armature et les taquets lorsque des forces occlusales sont appliquées
- limite élastique élevée au niveau des crochets afin de résister à la déformation plastique permanente et ainsi empêcher leur rupture

Ainsi, l'objectif en prothèse adjointe est de trouver un compromis entre rigidité et élasticité.

Les alliages de Co-Cr-Mo ont des propriétés intéressantes pour réaliser les armatures de prothèse amovible partielle : leur module d'élasticité élevé leur confère une excellente rigidité ainsi qu'une limite élastique pour un allongement de 0.2% ( $R_{p0.2}$ ) élevée. Cependant, il est difficile de concevoir des crochets en alliage Co-Cr-Mo. En effet, bien que ces crochets assurent la rétention de la prothèse, cette force de rétention diminue progressivement dans le temps en raison de la déformation plastique pendant l'utilisation (147–149). Le crochet desserré doit alors être ajusté (150) et la fracture se produit souvent en raison de la rigidité importante ainsi que de la ductilité limitée (151,152).

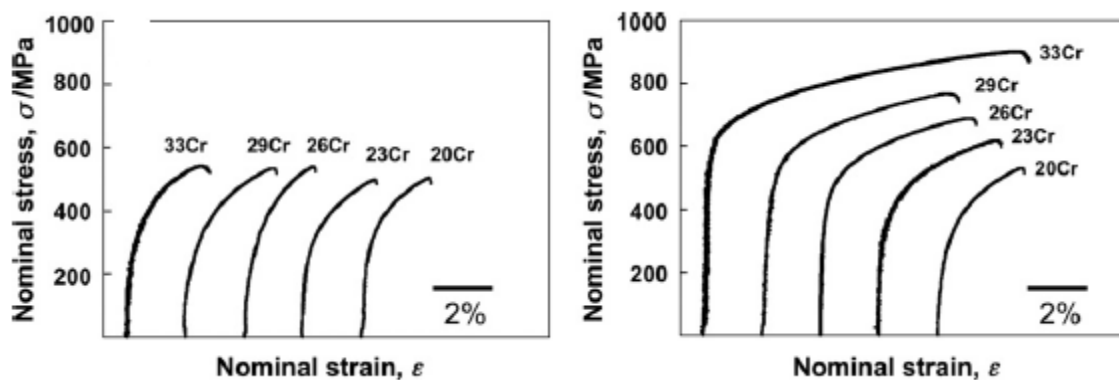
La ductilité des alliages Co-Cr-Mo peut être améliorée par ajout de nickel (Ni). Cependant, les alliages Co-Cr avec Ni doivent être proscrits car le Ni est connu pour être un facteur de risque d'allergie métallique dans le corps humain (153–155).

Ainsi, au fil du temps des alliages Co-Cr-Mo dits "Ni free" ayant une résistance élastique ainsi qu'une ductilité élevée ont été étudiés (156–158). Plusieurs études ont rapporté que les

alliages Co-Cr-Mo avec des teneurs en Cr et N (Azote) élevées présentaient des valeurs de résistances à la traction ainsi qu'un allongement à la rupture supérieures à celles des alliages sans adjonction d'azote (131).

Ces auteurs ont démontré que l'adjonction d'azote à des alliages présentant une composition massique de 33% de chrome permettait de stabiliser l'alliage dans sa phase  $\gamma$  et de diminuer la température de début de transformation martensitique  $\gamma \Rightarrow \epsilon$  responsable d'une diminution de ductilité (131).

Figure 51 : Influence de l'adjonction d'azote dans l'augmentation d'alliages Co-Cr. A gauche des alliages sans azote, à droite des alliages avec azote (131).



Les différentes études qui évaluent les propriétés mécaniques des alliages Co-Cr utilisent des compositions chimiques des éprouvettes différentes. Les résultats des essais de tractions réalisés sur des échantillons présentent des valeurs de limite élastique, de module d'élasticité et d'allongement à la rupture différentes. En effet, les alliages Co-Cr-W présentent des valeurs de résistance à la traction et de module d'élasticité supérieure alors que l'allongement à la rupture est inférieur (104,110).

#### 4.4. Influence des paramètres de fusion laser sur les propriétés mécaniques

De toute évidence, l'optimisation des paramètres de processus, tels que la vitesse de balayage, la puissance laser et les stratégies de balayage pour la fabrication de l'alliage Co-Cr est très importante, ce qui peut affecter leur microstructure et leurs propriétés mécaniques (78,110,159,160).

##### **4.4.1. Puissance du laser**

Il a été montré précédemment que la densité et l'homogénéité structurale de l'alliage sont des facteurs très importants pour garantir de bonnes propriétés mécaniques.

Un des paramètres essentiel est la puissance du laser : plus elle est importante, plus la résistance à la traction est élevée (104).

Des échantillons denses sont obtenus quand l'énergie apportée par le laser est supérieure à 400 J/mm, ce qui correspond à une puissance minimale du laser de 100W. Ces valeurs d'énergie peuvent être calculées par l'équation suivante :

$$E=1/4Phnw$$

avec E en  $J/mm^3$ , P la puissance laser en Watts, h l'espace de balayage en mm, n le taux de balayage en mm/s et w l'épaisseur de couche en mm).

La formation de vecteurs est observée même pour des puissances relativement faibles. Cependant des traces plus larges et homogènes se forment en particulier pour une puissance laser plus élevée. Des échantillons denses ont été obtenus lorsque l'énergie apportée par le laser était supérieure à  $400 J/mm^3$ , et que des échantillons poreux étaient formés lorsque l'énergie d'entrée était inférieure à  $150 J/mm^3$ .

Figure 52 Images MO échantillons SLM à différentes valeur de puissance laser (104)

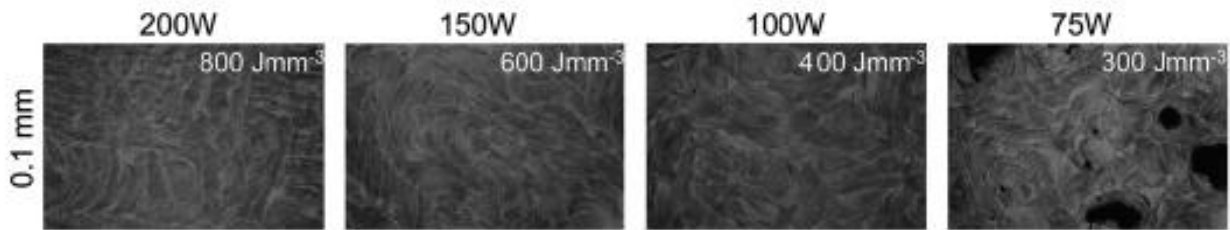
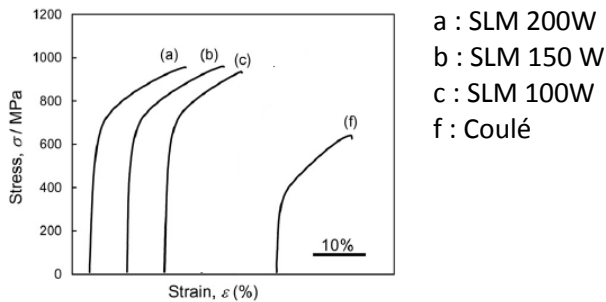
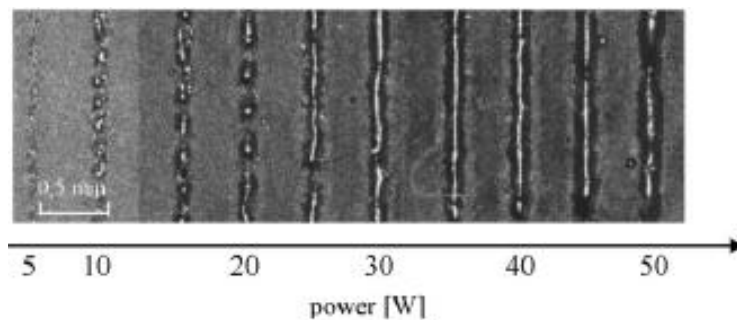


Figure 53 : Courbes de traction obtenues sur des alliages Co-Cr SLM en faisant varier la puissance du laser (104)



A faible puissance, l'orientation des grains est aléatoire et il se forme également des précipités. Au contraire, à forte puissance, les grains fusionnent de manière ordonnée pour former des vecteurs homogènes, ce qui permet à l'alliage de présenter une densité très importante et donc de garantir d'excellentes propriétés mécaniques (92,161).

Figure 54 : Influence de la puissance laser sur l'homogénéité des alliages SLM (92)



#### **4.4.2. Stratégie de balayage**

Parmi les paramètres de traitement, la stratégie de balayage fait partie des préoccupations des constructeurs. Comme vu précédemment, la stratégie de balayage en ligne correspond à un déplacement du laser de manière bidirectionnelle ou unidirectionnelle à travers des surfaces partielles.

Jusqu'à présent, certains travaux ont été effectués pour déterminer la meilleure stratégie de balayage à adopter entre la stratégie dite en îlots (ou en carré) et la stratégie dite en ligne afin d'obtenir de meilleures propriétés mécaniques (162,163).

Des auteurs ont étudié la microstructure et les propriétés mécaniques d'un alliage CoCrW fabriqué par SLM (110). Ils se sont également intéressés aux deux stratégies de construction laser présentées plus haut. Les résultats de l'essai de tractions montrent des valeurs semblables conformes à la norme ISO 22674 pour ces deux stratégies avec toutefois de légères différences. En effet, les alliages fabriqués par stratégie linéaire présentent des propriétés mécaniques légèrement supérieures à celles des alliages formés en « îlots ». Les auteurs ont associé ces différences à la présence de plus de défauts ainsi qu'à des grains de taille supérieure dans les échantillons fabriqués en îlots. Comme d'autres auteurs (124,138,164) ils considèrent que la présence de pores entraîne de moins bonnes propriétés mécaniques. De plus, les grains de plus gros diamètre sont également susceptibles de provoquer des fissures ; au contraire des grains fins qui forment des précipités allongés et constituent des obstacles aux mouvements de dislocation (104,110).

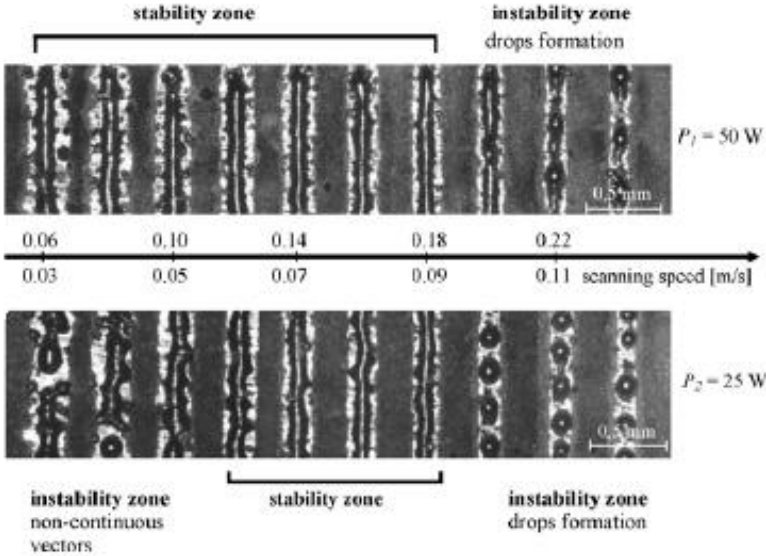
D'autres auteurs ont montré que la présence de porosité interne est responsable d'anisotropie mécanique et donc de plus faibles propriétés mécaniques (165).

Enfin, sur d'autres travaux, des stratégies de balayage en lignes ou en îlots, en faisant varier la taille des îlots pour étudier la microstructure et les propriétés mécaniques d'alliages fabriqués par micro-fusion laser. Cependant, ils ont suggéré que la taille des îlots ne semble pas influencer les contraintes résiduelles (162,163).

#### **4.4.3. Vitesse de balayage**

Le paragraphe présentant les paramètres du procédé SLM présenté dans la partie 2 de ce travail nous a permis de montrer que pour une puissance laser donnée, la température et le volume de la poudre fondue sont plus élevés lorsque les vitesses de balayage sont faibles (92,96,99). Comme d'autres auteurs, Liverani (137) a montré que la puissance du laser est le paramètre le plus influent sur la densité de l'alliage car pour chaque vitesse de balayage testé, la densité était élevée. Cependant, les résultats ont démontré que l'augmentation de la vitesse avait une influence sur les propriétés mécaniques avec notamment une diminution de l'allongement à la rupture. Ces caractéristiques s'expliquent par une augmentation de la porosité au sein de l'alliage.

Figure 55 : Impact des deux paramètres principaux sur la formation de vecteurs homogènes : Puissance du laser et vitesse de balayage (92)



## Conclusion

La fabrication additive, fait l'objet de beaucoup d'attention dans la littérature scientifique, quelque soit le matériau utilisé. Nous avons étudié le procédé de Fusion Laser Sélective, qui permet de fabriquer des armatures de prothèse fixe ou des châssis de prothèse amovible en réduisant considérablement le nombre d'étapes par rapport à la technique de coulée traditionnelle. L'identification et la maîtrise des nombreux paramètres du procédé sont déterminantes. En effet, nous avons montré que le choix de ces paramètres (puissance laser, vitesse de balayage, épaisseur de poudre, par exemple) va influencer la microstructure de ces alliages et donc leur comportement mécanique.

L'étude métallographique des alliages cobalt-chrome fabriqués par fusion laser montre une microstructure dense, homogène qui lui confère d'excellentes propriétés mécaniques. En effet, nous avons pu voir lors des recherches bibliographiques ainsi que lors des essais de traction que ces alliages présentent une limite élastique et une résistance maximale supérieures aux alliages coulés. Ces valeurs correspondent aux critères de type 5 de la norme ISO 22674 permettant la mise sur le marché et l'utilisation clinique de ces alliages.

Outre les propriétés mécaniques, des études ont été menées concernant d'autres propriétés comme les valeurs d'adhésion de la céramique sur ces alliages fabriqués par fusion laser ou encore sur l'ajustage des prothèses ont montré des résultats toujours équivalents ou supérieurs par rapport aux alliages mis en forme par coulée ou par usinage. Il en est de même pour les propriétés biologiques (allergie et toxicité) et les mécanismes de dégradation (corrosion électrochimique).

Ainsi, les améliorations au niveau de la composition des alliages et le développement de nouvelles techniques de fabrication ont permis d'optimiser l'utilisation des alliages cobalt-chrome. La technique de mise en forme par fusion laser sélective fait l'objet de beaucoup de recherches de la part des laboratoires dans l'optique d'améliorer et d'optimiser la production, tout en garantissant la qualité du produit fini.

## Table des illustrations

Figure 1 Evolution du prix de l'or depuis les années 1970 à aujourd'hui selon www.orobel.com.....	17
Figure 2 : Représentation schématique de la maquette en cire dans le cylindre de coulée au moment de la mise en revêtement selon (31).....	28
Figure 3 : Représentation schématique de la coulée par centrifugation (31).....	30
Figure 4 : Représentation schématique de la coulée par pression/dépression (31).....	30
Figure 5 : Etapes de conception d'une couronne unitaire (résumé). Centre de production OD3D Bordeaux, logiciel Labocast by BEGO. Réalisation MAREMBERT B, BERGES B.....	36
Figure 6 : Conception traditionnelle par maquette en cire et conception assistée par ordinateur d'un châssis de prothèse adjointe. (Laboratoire LSO Bordeaux, BERGES B).....	36
Figure 7 : Représentation schématique du principe du frittage laser de poudre métallique .	42
Figure 8 : Photographies du procédé à des temps de fabrication différents. Laboratoire OMNIUM dentaire Bordeaux, MAREMBERT B, BERGES B. ....	42
Figure 9 : Schéma illustrant la formation des pièces couche par couche (99).....	43
Figure 10 : Découpage mathématique de la surface en une série de triangle.....	44
Figure 11 : Fichiers de productions placés sur le support virtuel. Laboratoire OMNIUM dentaire, MAREMBERT M, BERGES B.....	45
Figure 12: Schématisation des différents transferts de chaleurs au sein du lit de poudre métallique selon (86).....	46
Figure 13 : Productions en fin de fabrication, avant retrait des supports et post-traitement. Laboratoire OMNIUM dentaire Bordeaux, MAREMBERT B, BERGES B. ....	47
Figure 14 : Machine de production EOSINT M280, Centre de production OD3D Bordeaux. ...	48
Figure 15 : Représentation schématique des paramètres SLM (92).....	49
Figure 16 : Zones de stabilité et d'instabilité en fonction de la puissance laser(92).....	51
Figure 17 : Schéma représentant les modes contour et remplissage selon (78).....	52
Figure 18 : Illustrations des stratégies de fabrication en ligne (a-c) et en carré (d-f) (110) ...	52
Figure 19 : Zones de stabilité et d'instabilité des vecteurs en fonction de la vitesse de balayage et de la puissance laser (99).....	53
Figure 20 : Diagramme de phase Co-Cr (123).....	59
Figure 21 : Examen par microscope optique d'un alliage Co-Cr mis en forme par coulé. (Laboratoire I2M Bordeaux).....	60
Figure 22 : Examen par microscope électronique à balayage d'un alliage Co-Cr mis en forme par coulé. (Laboratoire I2M Bordeaux).....	60
Figure 23 : Microstructure d'alliage Co-Cr fabriqué par fusion laser (104).....	62
Figure 24 : Microstructure d'alliage Co-Cr fabriqué par fusion laser (104).....	62
Figure 25 : Microstructure d'un alliage coulé (104,130).....	63
Figure 26 : Diagramme de diffraction d'un alliage Co-Cr (105).....	63
Figure 27 : Diagramme de diffraction d'un alliage Co-Cr-Mo.....	63
Figure 28 : Image au MEB de la microstructure d'un alliage Co-Cr.....	64
Figure 29 : Profils de diffraction d'alliages SLM avant (gauche) et après réalisation d'un essai de traction (droite) (104).....	65
Figure 30 : Représentation schématique d'une éprouvette de traction selon (33).....	67
Figure 31 : Exemple d'une loi de comportement d'un alliage SLM (Laboratoire I2M, MINDEGUIA JC, SOLBES B, BERGES B.).....	68
Figure 32 : Courbe contrainte-déformation : zoom sur la portion élastique et détermination du module de Young. (Laboratoire I2M, MINDEGUIA JC, SOLBES B, BERGES B.).....	69

Figure 33 : courbes contraintes-déformation : Deux matériaux avec des rigidités et des ductilités différentes (140).....	71
Figure 34 : Photographie d'éprouvettes fabriquée en fusion laser ou par coulée (Photographies BERGES B) .....	74
Figure 35 : Photographies et schématisation du dispositif de traction et de l'une des caméras numériques (Laboratoire I2M).....	75
Figure 36 : Placement des jauges des extensomètres sur la surface des la partie active de l'éprouvette (Logiciel VIC 2D, Laboratoire I2M).....	75
Figure 37 : Enregistrement en temps réel du $\Delta l$ entre les deux jauges en fonction de la force appliquée (Laboratoire I2M). .....	75
Figure 38 : Courbe contrainte-déformation d'un alliage Co-Cr SLM (Laboratoire I2M, BERGES B).....	77
Figure 39 : Courbe contrainte-déformation d'un alliage Co-Cr coulé (Laboratoire I2M, BERGES B).....	77
Figure 40 : Résistance maximale en traction et limite d'élasticité des 5 alliages testés .....	78
Figure 41 : Comparaison des modules d'élasticité des 5 types d'alliages testés.....	78
Figure 42 : Valeurs moyennes de résistance maximale et de limite d'élasticité .....	79
Figure 43 : Observation par microscopie optique des surfaces brutes obtenues par SLM. (a) Alliage 1 SLM, (b) Alliage 2 SLM , (c) Alliage 3 SLM . Olive JM, CNRS, I2M, département DuMAS.....	80
Figure 44 : Vues globales en microscopie électronique à balayage des faciès de rupture obtenus lors d'essais de traction lente sur des éprouvettes lisses axi-symétriques. Les faciès (a) Alliage SLM 1, (b) Alliage SLM 2 et (c) Alliage SLM 3 sont ceux des éprouvettes fabriquées par Fusion Laser Sélective. Les directions de fabrication sont indiquées par des traits blancs. Le faciès (d) est celui d'une éprouvette coulée. Olive JM, CNRS, I2M, département DuMAS.	81
Figure 45 : Comparaison des faciès de rupture dans les bandes de fusion par SLM (les bandes de fusion sont horizontales). (a) Alliage 1 SLM, (b) Alliage 2 SLM et (c) Alliage 3 SLM. Olive JM, CNRS, I2M, département DuMAS.....	82
Figure 46 : Comparaison à relativement haute résolution en MEB des facettes de décohésion transgranulaire cristallographique. (a) Alliage 1 SLM en électrons secondaires, (b) Alliage 1 SLM en électrons rétrodiffusés, (c) Alliage 2 SLM et (d) Alliage 3 SLM. Olive JM, CNRS, I2M, département DuMAS. ....	83
Figure 47 : Détails de faciès observés sur les surfaces de rupture opposées de l'éprouvette Alliage 3 SLM. Facettes de décohésion transgranulaire cristallographique présentant des traces de glissement (flèches). Les correspondances sont indiquées par les sites numérotés de 1 à 3. Olive JM, CNRS, I2M, département DuMAS. ....	84
Figure 48 : Détails de faciès observés sur les surfaces de rupture opposées de l'éprouvette Alliage 3 SLM. Les zones cerclées en rouge montrent la rupture des interfaces précipités-matrice et la présence de réseau de ligaments sur la majeure partie de la surface de rupture (flèches). Olive JM, CNRS, I2M, département DuMAS.....	84
Figure 49 : Valeurs de limite d'élasticité et de résistance maximales d'alliages Co-Cr SLM et coulés, données fabricants.....	86
Figure 50 : Comparaison des valeurs de limite d'élasticité et de résistance maximales d'alliages Co-Cr SLM et coulés, données fabricants.....	86
Figure 51 : Influence de l'adjonction d'azote dans l'augmentation d'alliages Co-Cr. A gauche des alliages sans azote, à droite des alliages avec azote (130).....	88
Figure 52 Images MO échantillons SLM à différentes valeur de puissance laser (104) .....	89

Figure 53 : Courbes de traction obtenues sur des alliages Co-Cr SLM en faisant varier la puissance du laser (104).....	89
Figure 54 : Influence de la puissance laser sur l'homogénéité des alliages SLM (92) .....	89
Figure 55 : Impact des deux paramètres principaux sur la formation de vecteurs homogènes : Puissance du laser et vitesse de balayage (92) .....	91

## Liste des tableaux

Tableau 1 : Composition et propriétés mécaniques d'alliages précieux pour coulée avant utilisés avant les années 1975 d'après (9) .....	15
Tableau 2 : Composition et propriétés mécaniques des alliages pour technique céramo-métal avant 1975 (9) .....	15
Tableau 3 : Propriétés physiques des alliages pour prothèse adjointe avant 1975. (9).....	16
Tableau 4 : Classification des alliages pour prothèse dentaire en fonction de leur composition chimique selon l'ADA (28–30) .....	20
Tableau 5: Classification en fonction des propriétés mécaniques selon l'ADA (28–30).....	20
Tableau 6: Classification des matériaux métalliques pour les restaurations fixes et amovibles et les appareillages (33). .....	22
Tableau 7: Composition des alliages dentaires les plus utilisés en Europe (6,10).....	23
Tableau 8 : Temps des étapes de fabrication d'un châssis de prothèse adjointe partielle (Données Laboratoire LSO Bordeaux) .....	32
Tableau 9 : Classification des 7 procédés de fabrication par addition de matière.....	39
Tableau 10 : Les différents paramètres utilisés par trois principaux constructeurs.....	55
Tableau 11 : Récapitulatif de la durée des étapes de réalisation des prothèses dentaires par fusion laser sélective (Données Centre de production OD3D, Marembert B) .....	57
Tableau 12 : Classification des matériaux métalliques pour les restaurations fixes et amovibles et les appareillages selon (33) .....	66
Tableau 13 : Composition des poudres, paramètres de fabrication laser.....	73
Tableau 14 : Récapitulatif des éprouvettes réalisées. ....	74
Tableau 15 : Valeurs moyennes pour les alliages SLM et COULÉS.....	78
Tableau 16 : Valeurs moyennes de résistance maximale et de limite d'élasticité .....	79
Tableau 17 : propriétés mécaniques mesurées par plusieurs auteurs, comparaison alliages SLM/alliages coulés .....	85

## Bibliographie

1. Asgar K. Casting metals in dentistry: past-present-future. *Advances in dental research*. 1988;2(1):33–43.
2. Gregoire G, Bayle MA, Guyonnet JJ G. Alliages précieux en odontologie. *EMC Médecine Buccale* 2013; 8(1):1-8 [Article 28-415-C-10].
3. Givan DA. Precious metals in dentistry. *Dental Clinics*. 2007;51(3):591–601.
4. Kallmann S. Analytical chemistry of the precious metals. *Analytical Chemistry*. 1984;56(9):1020A–1028A.
5. Anusavice KJ. Anusavice KJ Phillip’s science of dental materials. 11th ed. Philadelphia: W.B. Saunders; 200.p.565-585.
6. Wataha JC. Alloys for prosthodontic restorations. *The Journal of Prosthetic Dentistry*. avr 2002;87(4):351-63.
7. Meyer J, Degrange M. Alliages Nickel-chrome et Cobalt-chrome pour la Prothèse Dentaire, *Ency. Med. Chir. Stomatologie-odontologie*, 23065T10, Editions techniques, Paris. 1992
8. O’Brien WJ. *Dental materials and their selection*, 3rd Edition. Quintessence Books. 2002.
9. Craig RG. *Restorative dental materials*. 7th ed. St Louis: Mosby, 1985, p.361.
10. Kassapidou M, Franke Stenport V, Hjalmarsson L, Johansson CB. Cobalt-chromium alloys in fixed prosthodontics in Sweden. *Acta biomaterialia odontologica Scandinavica*. 2017;3(1):53–62.
11. Anusavice KJ, Shen C, Rawls HR. *Phillips’ science of dental materials*. Elsevier Health Sciences; 2013.
12. Knosp H, Holliday RJ, Corti CW. Gold in dentistry: alloys, uses and performance. *Gold Bulletin*. 2003;36(3):93–102.
13. Beaufils S, Daltin AL, Millet P. Alliages non précieux (hors titane et ses alliages). *EMC-Médecine Buccale* 2016;11(1):1-9 [Article 28-220-C-10].
14. Jacquot B. *Propriétés mécaniques de Biomatériaux utilisés en Odontologie*, Société Francophone de Biomatériaux Dentaires. 2010
15. Flinn RA, Trojan PK. *Engineering materials and their applications*. *Engineering Materials and Their Applications*, 4th Edition, by Richard A Flinn, Paul K Trojan, pp 1056 ISBN 0-471-12508-3 Wiley-VCH, December 1994. 1994;1056.
16. Bailon JP, Dorlot JM. *Des Matériaux*. 2000. (Presses Internationales Polytechniques, 3e édition).

17. Ashby MF, Jones DR. Matériaux (vol 2). Paris: Dunod, 1991.
18. Haynes, E. U.S Patent 873-745, Dec, 17, 1907.
19. Prange K.H. U.S Patent 1909.008 May 16, 1933.
20. Prange KH. U.S Patent, 1.956.466, May 15, 1934.
21. Erdle RW, Prange KH. U.S Patent, 1.956.466, April 24, 1934.
22. Crepy M. Crepy M. Allergie cutanée professionnelle: données récentes. Revue française d'allergologie. 2017.
23. Beaufils S, Pierron P, Millet P. L'allergie aux alliages dentaires non précieux: données de la littérature et solutions actuelles. Actualités Odonto-Stomatologiques. 2016;(275).
24. Barralis J, Maeder G. Précis de Métallurgie, élaboration, structures-propriétés et normalisation. Nathan. 2007.
25. Brugirard J, Guiraldenq P. Fonderie en pratique dentaire. Odontologie 1989:1-0 [Article 23-646-C-10].
26. Burdairon. G, Degrange.M. Alliages Chrome-cobalt. Technologie des matériaux, stomatologie; 1979
27. Burdairon. G. Abrégé de biomatériaux dentaires. Masson, Paris. 1990.
28. ANSI/ADA. Specification no5: Dental casting alloys Chicago. American Dental Association; 1997.
29. ADA Council on Scientific Affairs. Positions & Statements. Revised classification system for alloy for fixed prosthodontics. Octobre 2009.
30. ADA Council on Scientific Affairs Titanium applications in dentistry J Am Dent Assoc 2003; 134: 347-349.
31. Rocher P, Guyonnet J-J, Grégoire G. Travail des alliages dentaires. EMC-Odontologie. 2004;1(3):284–311.
32. Moulin P, Soffer E. Alliages précieux en odontologie. EMC - Médecine buccale 2008; 3(1):1-9 [Article 28-220-B-10].
33. ISO 22674: Art dentaire - Matériaux métalliques pour les restaurations fixes et amovibles et les appareillages, 2006. www.afnor.org.
34. ISO 9693: Systèmes pour restaurations dentaires métallocéramiques, 1999.
35. Amiel J. Cobalt. Nouveau traité de chimie minérale. 1963. Masson.

36. Habraken L. Habraken L. Propriétés du cobalt et de ses alliages. Techniques de l'ingénieur. 1979(10).
37. Antunes L, De Lima C. Cobalt-Chromium Alloys: Properties and Applications. Elsevier. 2014.
38. Barralis J, Maeder G. Métallurgie: élaboration, structures, propriétés et normalisation. Nathan, 2012.
39. Gupta KP. The Co- Cr- W (Cobalt-Chromium-Tungsten) system. Journal of Phase Equilibria and Diffusion. 2006;27(2):178–183.
40. Averyanova M, Bertrand PH, Verquin B. Studying the influence of initial powder characteristics on the properties of final parts manufactured by the selective laser melting technology: a detailed study on the influence of the initial properties of various martensitic stainless steel powders on the final microstructures and mechanical properties of parts manufactured using an optimized SLM process is reported in this paper. Virtual and Physical Prototyping. 2011;6(4):215–223.
41. Matković T, Matković P, Malina J. Effects of Ni and Mo on the microstructure and some other properties of Co–Cr dental alloys. Journal of Alloys and Compounds. 2004;366(1-2):293–297.
42. Soegijono B. Etude des interfaces métal-céramique sur des alliages Co-Cr-Mo : Rôle de l'addition du Tungstène et du Manganèse. Ecole Centrale de Lyon; 1992.
43. Guyonnet JJ, Grégoire G, Champion S, Champion J, Joniot B. Notions fondamentales sur le travail des métaux. EMC - Odontologie 1992;1-0 [Article 23-646-A-10].
44. Grosogeat B, Balayre F, Malquarti G, Bernard V. Revêtements compensateurs. EMC - Odontologie 1996;7(2):1-0 [Article 23-066-A-10]. 1996
45. Ingersoll CE, Briggs P, Chatelier JL. Ingersoll CE, Briggs P, Chatelier JL. Les lois de la coulée en métallurgie dentaire. Art Tech Dent 1996;6:383–392.
46. Millet P, Coeuriot JL. Confection des appareils de prothèse partielle amovible. EMC-Odontologie [Article23-370-P-10]. 2000
47. Sheran I, Kurlander A. Un cas de prothèse adjointe partielle. Art Technique Dentaire. 1996;7:89-94.
48. Desprez J. Coulée par pression-dépression. Tech Dent. 2001
49. Behlouli A. Behlouli A. Le moulage dentaire de précision. Art Tech-Dent 2000;11:197–209.
50. Behlouli A. Behlouli A. Les défauts de coulée, comment les éviter ? ArtTech Dent 1998;9:136–140.

51. Duret F, Duret B, Pelissier B. CFAO: le temps des démonstrations. *Inform Dent* 2007; 29: 1663-1668.
52. Attal J, Tirlet G. La CFAO: ce qui change pour le praticien. *Réal Clin* 2009; 20(4): 215-218.
53. Raynal J, Thomas Elkaim V, Coudray L, Moussally C. La CFAO en odontologie: ce que l'omnipraticien doit savoir. *Quintessence du congrès de l'ADF* 2007.
54. Buhner AP, Rached RN. CAD/CAM in dentistry: a critical review. *Rev Odonto Ciencia*. 2016, Dec;31(3);140.
55. Puri S. Maximizing and Simplifying CAD/CAM Dentistry. *CAD/CAM and Digital Impressions*, 2009: p 6-9.
56. Descamp F, Fages M. La CFAO en odontologie: bases, principes, systèmes. 2016. (Guide clinique, Editions Cdp).
57. Touchstone A, Nieting T, Ulmer N. Digital transition, the collaboration between dentist and laboratory technicians on CAD/CAM restorations. *The journal of the American dental association*, vol 141, Jun 2010: p 15S-19S.
58. Montenero J. La CFAO indirecte dans un laboratoire de prothèse. *Réalités cliniques*, vol 20, N°4, 2009: p 257-263.
59. Mc Laren EA, Culp L, White S,. The evolution of digital dentistry and the digital dental team. *Dent Today*, 2008 27(9): p112, 114, 116-7.
60. Rudolph H, Quaas S, Luthard RG. Matching point clouds : limits and possibilities. *Int J Comput Dent*, 2002 5(2-3): p 155.
61. Duret F. Les différentes méthodes de prise d'empreinte pour la CFAO. *Stratégie prothétique*, 2003 3(5): p343-349.
62. Berruet JL, Ciaffoloni R, Pelissier B. La CFAO en cabinet dentaire avec laboratoire. *Quintessence du congrès de l'ADF*, 2012: p272-275.
63. Cantayre.G, Nasr.K. Sept caméras d'empreintes optiques intra-orales au banc d'essai. *Le fil dentaire*, Janvier 2018.
64. Duret F. Historique du Cad/Cam. *Tech Dent* 2003; 200: 5-14.
65. Duret F. La grande avancée de la CFAO. *IDS de Cologne 2011, Fil Dentaire Magasine*, 2011.
66. Joulie K, Julia M, Durand JC, Nublat C, Sartorio A, Bertrand F. Prothèses en CFAO. *Stratégie Prothétique*, Mars-Avril 2011, 11(2): p97-106.
67. Baixe S, Etienne O, Taddei C. de la CFAO en prothèse amovible partielle. *Cah de Prot* 2010; 102: 43-60.

68. Bibb RJ, Eggbeer D, Williams RJ, Woodward A. Trial fitting of a removable partial denture framework made using computer-aided design and rapid prototyping techniques. *Prost Inst Mech Eng H* 2006; 220(7): 793-797.
69. Van Noort R. The future of dental devices is digital. *Dental materials*. 2012;28(1):3–12.
70. Schoefs Y. *Productique mécanique*. (Paris: Editions Delagrave , 1994).
71. Unger F. La CFAO dentaire. *Stratégie prothétique*, Novembre 2003, 5 (3): p 327-341.
72. Walter B et al. *Prothèse fixée, Approche clinique*. Editions CdP; 2016.
73. Huang Z, Zhang L, Zhu J, Zhang X. Clinical marginal and internal fit of metal ceramic crowns fabricated with a selective laser melting technology. *Journal of Prosthetic Dentistry*. 2015;113(6):623–627.
74. Kim K-B, Kim W-C, Kim H-Y, Kim J-H. An evaluation of marginal fit of three-unit fixed dental prostheses fabricated by direct metal laser sintering system. *Dental Materials*. 2013;29(7):91–96.
75. Örtorp A, D Jönsson, A Mouhsen. The fit of cobalt–chromium three-unit fixed dental prostheses fabricated with four different techniques: A comparative in vitro study. *Dental Materials*, 2011.
76. Witkowski S, Komine F, Gerds T. Marginal accuracy of titanium copings fabricated by casting and CAD/CAM techniques. *Journal of Prosthetic Dentistry*. 2006;96(1):47–52.
77. Joulie K, Julia M, Durand JC, Nublât C, Sartorio A, Bertrand F. Prothèse amovible partielle à infrastructure métallique : conception du châssis par CAO. *Strat Proth* 2011, 11(1).
78. Gibson I, Rosen D, Stucker B. *Additive Manufacturing Technologies, 3D Printing, Rapid Prototyping and direct Digital Manufacturing*. Springer; 2014.
79. Tapie L. L'impression 3D, Définitions. *Biomatériaux Cliniques*, Vol 1, Mars 2016 (34-39).
80. Alghazzawi TF. Advancements in CAD/CAM technology: options for practical implementation. *Journal of prosthodontic research*. 2016;60(2):72–84.
81. Torabi K, Farjood E, Hamedani S. Rapid prototyping technologies and their applications in prosthodontics, a review of literature. *Journal of Dentistry*. 2015;16(1):1.
82. Murr LE, Gaytan SM, Ramirez DA, Martinez E, Hernandez J, Amato KN, et al. Metal fabrication by additive manufacturing using laser and electron beam melting technologies. *Journal of Materials Science & Technology*. 2012;28(1):1–14.
83. Arnold C, Hey J, Schweyen R, Setz JM. Accuracy of CAD-CAM-fabricated removable partial dentures. *The Journal of prosthetic dentistry*. 2017.

84. Bae E-J, Jeong I-D, Kim W-C, Kim J-H. A comparative study of additive and subtractive manufacturing for dental restorations. *Journal of Prosthetic Dentistry*. 2017;118(2):187–193.
85. Kruth J-P, Mercelis P, Van Vaerenbergh J, Froyen L, Rombouts M. Binding mechanisms in selective laser sintering and selective laser melting. *Rapid prototyping journal*. 2005;11(1):26–36.
86. Yadroitsev I. *Selective laser Melting, Direct manufacturing of 3D-objects by selective laser melting of metal powders*. Lambert. 2009.
87. Mazzoli A. Selective laser sintering in biomedical engineering. *Medical & biological engineering & computing*. 2013;51(3):245–256.
88. Ahn D-G. Direct metal additive manufacturing processes and their sustainable applications for green technology: A review. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing-Green Technology*. 2016;3(4):381–395.
89. Hollander DA, Von Walter M, Wirtz T, Sellei R, Schmidt-Rohlfing B, Paar O, et al. Structural, mechanical and in vitro characterization of individually structured Ti–6Al–4V produced by direct laser forming. *Biomaterials*. 2006;27(7):955–963.
90. Khaing MW, Fuh JYH, Lu L. Direct metal laser sintering for rapid tooling: processing and characterisation of EOS parts. *Journal of Materials Processing Technology*. 2001;113(1-3):269–272.
91. Alageel O, Abdallah M-N, Alshegri A, Song J, Caron E, Tamimi F. Removable partial denture alloys processed by laser-sintering technique. *Journal of Biomedical Materials Research Part B: Applied Biomaterials*. 2018;106(3):1174–1185.
92. Yadroitsev I, Bertrand P, Smurov I. Parametric analysis of the selective laser melting process. *Applied surface science*. 2007;253(19):8064–8069.
93. Gibson.I. *Advanced manufacturing technology for medical applications*. Wiley. 2005.
94. Yadroitsev I. Hierarchical design principles of selective laser melting for high quality metallic objects *Additive Manufacturing* 7 (2015) 45–56.
95. Beguma Z, Chhedat P. Rapid prototyping: when virtual meets reality. *Int J Comput Dent* 2014;17:297-306.
96. Yadroitsev I, Pavlov M, Bertrand P, Smurov I. Mechanical properties of samples fabricated by selective laser melting. *14èmes Assises Européennes du Prototypage & Fabrication Rapide*. 2009;24–25.
97. Kruth JP, Levy G, Klocke F, Childs THC. Consolidation phenomena in laser and powder-bed layered manufacturing. *Annals of CIRP* 2007; 56(2): 730-759.
98. Pillot S. Fusion laser sélective de lit de poudres métalliques, *Technique de l'ingénieur, Mécaniques: Travail des métaux-Assemblage*. (BM7900).

99. Yadroitsev I, Gusarov A, Yadroitsava I, Smurov I. Single track formation in selective laser melting of metal powders. *Journal of Materials Processing Technology*. 2010; 210(12):1624–1631.
100. Strano G, Hao L, Everson RM, Evans KE. Surface roughness analysis, modelling and prediction in selective laser melting. *Journal of Materials Processing Technology*. 2013;213(4):589–597.
101. Alain G. Un nouveau matériau: le métal par frittage laser. *Tech Dent*. 2008; 125-128.
102. <http://www.eos.info/systems.solution>.
103. <http://www.phenix-systems.com/fr/psx-pxm-dental>.
104. Takaichi A, Nakamoto T, Joko N, Nomura N, Tsutsumi Y, Migita S, et al. Microstructures and mechanical properties of Co–29Cr–6Mo alloy fabricated by selective laser melting process for dental applications. *Journal of the mechanical behavior of biomedical materials*. 2013;21:67–76.
105. Averyanova M, Bertrand P, Verquin B. Manufacture of Co-Cr dental crowns and bridges by selective laser Melting technology. *Virtual and Physical Prototyping*. 2011;6(3):179–185.
106. Gusarov AV, Gusarov AV, J.-P. Kruth, Modelling of radiation transfer in metallic powders at laser treatment, *Int. J. Heat Mass Transfer* 48 (16) (2005) 3423–3434.
107. Yadroitsev I. Surface Morphology in Selective Laser Melting of Metal Powders Surface Morphology in Selective Laser Melting of Metal Powders. *Physics Procedia*. 2011 (12); 264-270
108. <https://www.concept-laser.de/en/products/machines/mlab-cusing.html>.
109. Iwan Zein. Iwan Zein, Dietmar W. Hutmacher, Kim Cheng Tan, Swee Hin Teoh, Fused deposition modeling of novel scaffold architectures for tissue engineering applications, *Biomaterials*. 2002;23:1169.
110. Lu Y, Wu S, Gan Y, Li J, Zhao C, Zhuo D, et al. Investigation on the microstructure, mechanical property and corrosion behavior of the selective laser melted CoCrW alloy for dental application. *Materials Science and Engineering: C*. 2015;49:517–525.
111. Song B, Zhao X, Li S, Han C, Wei Q, Wen S, et al. Differences in microstructure and properties between selective laser melting and traditional manufacturing for fabrication of metal parts: A review. *Frontiers of Mechanical Engineering*. 2015;10(2):111–125.
112. B. Vrancken, V. Cain, R. Knutsen, J. Van Humbeeck, *Scr. Mater.* 87 (2014) 29–32.
113. Kattadiyil MT et al. Intraoral scanning of hard and soft tissues for partial removal dental prosthesis fabrication. *J prosthet Dent*. 2014, Sept; 112(3):444-8.

114. Gan N, Xiong Y. Accuracy of intraoral digital impressions for whole upper jaws, including full dentitions and palatal soft tissues. *Papaccio G*, 2016, Jul 6; 11(7).
115. Batisse C, Bonne G, Bongert P et al. Optical impression and removable partial denture: an accurate and actual solution *J Dent Oral Health*, 2017 May 22;3 (6).
116. Quante K, Ludwig K, Kern M. Marginal and internal fit of metal-ceramic crowns fabricated with a new laser melting technology. *Dental Materials*. 2008;24(10):1311–1315.
117. Williams RJ, Bibb R, Eggbeer D, Collis J. Use of CAD/CAM technology to fabricate a removable partial denture framework. *Journal of Prosthetic Dentistry*. 2006;96(2):96–99.
118. Almufleh B, Emami E, Alageel O, de Melo F, Seng F, Caron E, et al. Patient satisfaction with laser-sintered removable partial dentures: A crossover pilot clinical trial. *The Journal of prosthetic dentistry*. 2017
119. Directive. (EU) 2017/2398 du Parlement Européen et du conseil du 12 Décembre 2017 modifiant la directive 2004/37/CE concernant la protection des travailleurs contre les risques liés à l'exposition à des agents cancérigènes ou mutagènes au travail.
120. Allibert C, Bernard C, Valignat N, Dombre M. Co-Cr binary system: experimental re-determination of the phase diagram and comparison with the diagram calculated from the thermodynamic data. *Journal of the Less Common Metals*. 1978;59(2):211–228.
121. Hasebe M, Oikawa K, Nishizawa T. Computer Calculation of Phase Diagrams for Co–Cr and Co–Mn Systems. *Journal of the Japan Institute of Metals*. 1982;46(6):577–583.
122. Gupta KP. The Co-Cr-Mo (cobalt-chromium-molybdenum) system. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*. 2005;26(1):87–92.
123. Ishida K, Nishizawa T. The Co-Cr (cobalt-chromium) system. *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*. 1990;11(4):357–370.
124. Li KC, Prior DJ, Waddell JN, Swain MV. Comparison of the microstructure and phase stability of as-cast, CAD/CAM and powder metallurgy manufactured Co–Cr dental alloys. *Dental Materials*. déc 2015;31(12):306-15.
125. Disegi JA, Kennedy R, Pilliar R. Cobalt based alloys for biomedical application. (ASTM.). Report No.: 1999. STP 1365.
126. Sullivan CP, Donachie MJ, Moral FR. Cobalt-base superalloys-1970. Centre d'information du Cobalt.1970.
127. Lopez HF, Saldivar-Garcia AJ. Martensitic transformation in a cast Co-Cr-Mo-C alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2008;39(1):8–18.

128. Oikawa K, Qin G-W, Ikeshoji T, Kainuma R, Ishida K. Direct evidence of magnetically induced phase separation in the fcc phase and thermodynamic calculations of phase equilibria of the Co–Cr system. *Acta materialia*. 2002;50(9):2223–2232.
129. Okamoto H. Co-Cr (cobalt-chromium). *Journal of phase equilibria*. 2003;24(4):377–378.
130. Serre D. Etude microstructurale d’alliages nickel-chrome et cobalt-chrome destinés à la prothèse dentaire. *Sciences Odontologiques: Université De Nice*: 1984; 43.57.84.02.
131. Yoda K, Takaichi A, Nomura N, Tsutsumi Y, Doi H, Kurosu S, et al. Effects of chromium and nitrogen content on the microstructures and mechanical properties of as-cast Co–Cr–Mo alloys for dental applications. *Acta biomaterialia*. 2012;8(7):2856–2862.
132. Xin XZ, Chen J, Xiang N, Gong Y, Wei B. Surface characteristics and corrosion properties of selective laser melted Co–Cr dental alloy after porcelain firing. *Dental Materials*. 2014;30(3):263–270.
133. Xiang N, Xin X-Z, Chen J, Wei B. Metal–ceramic bond strength of Co–Cr alloy fabricated by selective laser melting. *Journal of dentistry*. 2012;40(6):453–457.
134. Wu L, Zhu H, Gai X, Wang Y. Evaluation of the mechanical properties and porcelain bond strength of cobalt-chromium dental alloy fabricated by selective laser melting. *Journal of Prosthetic Dentistry*. 2014;111(1):51–55.
135. Kajima Y, Takaichi A, Nakamoto T, Kimura T, Yogo Y, Ashida M, et al. Fatigue strength of Co–Cr–Mo alloy clasps prepared by selective laser melting. *Journal of the mechanical behavior of biomedical materials*. 2016;59:446–458.
136. Qian B, Saeidi K, Kvetková L, Lofaj F, Xiao C, Shen Z. Defects-tolerant Co-Cr-Mo dental alloys prepared by selective laser melting. *Dental Materials*. 2015;31(12):1435–1444.
137. Liverani E, Balbo A, Monticelli C, Leardini A, Belvedere C, Fortunato A. Corrosion resistance and mechanical characterization of ankle prostheses fabricated via selective laser melting. *Procedia CIRP*. 2017;65:25–31.
138. Mengucci P, Barucca G, Gatto A, Bassoli E, Denti L, Fiori F, et al. Effects of thermal treatments on microstructure and mechanical properties of a Co–Cr–Mo–W biomedical alloy produced by laser sintering. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*. 2016;60:106-17.
139. Barucca G, Santecchia E, Majni G, Girardin E, Bassoli E, Denti L, et al. Structural characterization of biomedical Co–Cr–Mo components produced by direct metal laser sintering. *Materials Science and Engineering: C*. 2015;48:263-9.
140. Lee SH, Takahashi E, Nomura N. Effect of carbon addition on microstructure and mechanical properties of a wrought Co–Cr–Mo implant alloy. *Mater Trans* 2006;47:287–90.

142. Liu F, Lin X, Huang C, Song M, Yang G, Chen J, et al. The effect of laser scanning path on microstructures and mechanical properties of laser solid formed nickel-base superalloy Inconel 718. *Journal of Alloys and Compounds*. 2011;509(13):4505–4509.
143. Malygin G. Plasticity and strength of micro- and nanocrystalline materials. *Phys Solid State*. 2007(6): 1013-1033.
144. Lee S-H, Nomura N, Chiba A. Lee S-H, Nomura N, Chiba A. Significant improvement in mechanical properties of biomedical Co–Cr–Mo alloys with combination of N addition and Cr-enrichment. *Mater Trans* 2008;49:260–4.
145. Yamanaka K, Mori M, Kuramoto K, Chiba A. Development of new Co–Cr–W-based biomedical alloys: effects of microalloying and thermomechanical processing on microstructures and mechanical properties. *Materials & Design*. 2014;55:987–998.
146. Yamanaka K, Mori M, Torita Y, Chiba A. Effect of nitrogen on the microstructure and mechanical properties of Co–33Cr–9W alloys prepared by dental casting. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*. janv 2018;77:693-700.
147. Vallittu PK, Kokkonen M. Deflection fatigue of cobalt-chromium, titanium, and gold alloy cast denture clasp. *The Journal of Prosthetic Dentistry*. 1995;74(4):412–419.
148. Vallittu PK, Kokkonen K. Deflection fatigue of cobalt-chromium, titanium, and gold alloy cast alloy cast denture clasp. *International Journal of Fatigue*. 1997;3(19):265–266.
149. Vallittu PK, Miettinen T. Duration of induction melting of cobalt-chromium alloy and its effect on resistance to deflection fatigue of cast denture clasps. *Journal of Prosthetic Dentistry*. 1996;75(3):332–336.
150. Sato Y. Clinical methods for adjusting retention force of cast clasps. *Journal of Prosthetic Dentistry*. 1999;82(5):557–561.
151. Herö H, Syverud M, Gjönnes J, Horst JA. Ductility and structure of some cobalt-base dental casting alloys. *Biomaterials*. 1984;5(4):201–208.
152. McCabe JF, Walls AWG. *Applied dental materials*. 8th ed. Oxford: Blackwell Science; 1998; 65–67.
153. McGinley EL, Fleming GJ, Moran GP. Development of a discriminatory biocompatibility testing model for non-precious dental casting alloys. *Dental Materials*. 2011; 27(12):1295–1306.
154. Kraft CN, Burian B, Perlick L, Wimmer MA, Wallny T, Schmitt O, et al. Impact of a nickel-reduced stainless steel implant on striated muscle microcirculation: a comparative in vivo study. *J Biomed Mater Res* 2001; 57:404–12.
155. Newman SM. The relationship of metals to the general health of the patient, the dentist and office staff. *Int Dent J* 1986; 36:35–40.

156. Gómez M, Mancha H, Salinas A, Rodríguez JL, Escobedo J, Castro M, et al. Relationship between microstructure and ductility of investment cast ASTM F- 75 implant alloy. *J Biomed Mater Res* 1997; 34:157–63.
157. Saldívar-García AJ, López HF. Microstructural effects on the wear resistance of wrought and as-cast Co–Cr–Mo–C implant alloys. *J Biomed Mater Res A* 2005; 74:269–74.
158. Kurosu S, Matsumoto H, Chiba A. Grain refinement of biomedical Co–27Cr– 5Mo– 0.16N alloy by reverse transformation. *Mater Lett* 2010; 64:49–52.
159. Hedberg YS, Qian B, Shen Z, Virtanen S, Wallinder IO. In vitro biocompatibility of CoCrMo dental alloys fabricated by selective laser melting. *Dental materials*. 2014;30(5):525–534.
160. Kahlen F.J, A. Kar. Tensile strengths for laser-fabricated parts and similarity parameters for rapid manufacturing.
161. Yager S, Ma J, Ozcan H, Kilinc HI, Elwany AH, Karaman I. Mechanical properties and microstructure of removable partial denture clasps manufactured using selective laser melting. *Additive Manufacturing*. 2015; 8:117–123.
162. Bassoli, E., et al. On the effects of build orientation in powder-fed additive layer manufacture of steel 316L. In: *Innovative developments in design and manufacture: Advanced research in virtual and rapid prototyping*. Taylor and Francis, 2009 ; 263-268
163. Tolosa, I., et al. Study of mechanical properties of AISI 316 stainless steel processed by “selective laser melting”, following different manufacturing strategies. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2010; 51, 639-647.
164. Isik M, Niinomi M, Cho K, Nakai M, Liu H, Yilmazer H, et al. Microstructural evolution and mechanical properties of biomedical Co–Cr–Mo alloy subjected to high-pressure torsion. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*. 2016;59:226-35.
165. Qiu C, Adkins NJ, Attallah MM. Microstructure and tensile properties of selectively laser-melted and of HIPed laser-melted Ti–6Al–4V. *Materials Science and Engineering: A*. 2013 ; 578:230–239.
166. Thijs L, K Kempen, JP Kruth, J Van Humbeeck. Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder. *Acta Materialia*, Elsevier. 2013.
167. Kruth JP, Badrossamay W, Yasa E, Deckers J, Thijs L. Part and material properties in selective laser melting of metals. *Proceedings of the 16th International Symposium on Electromachining*, 2010.

Vu, Le Président du Jury,  
Date, Signature

Vu, la Directrice de l'UFR des Sciences Odontologiques,  
Date, Signature :

Vu, le Président de l'Université de Bordeaux,  
Date, Signature :

## Collège des Sciences de la Santé

### UFR des Sciences Odontologiques

# Serment

En présence de mes Maîtres et de mes condisciples, je promets et je jure d'être fidèle aux lois de l'honneur et de la probité dans l'exercice de l'art dentaire.

Je donnerai mes soins gratuits à l'indigent et n'exigerai jamais un honoraire au-dessus de mon travail. Ma langue taira les secrets qui me seront confiés. Admis à l'intérieur des maisons, mes yeux ne verront pas ce qui s'y passe.

Mes connaissances et mon état ne serviront ni à diffuser des propos non avérés, ni à corrompre les mœurs, ni à favoriser le crime.

Je ne permettrai pas que des conditions de croyance, de nation et de race viennent s'interposer entre mon devoir et mon patient.

Je promets et je jure de conformer strictement ma conduite professionnelle aux principes et aux règles prescrites par le code de déontologie.

Si je remplis ce serment sans l'enfreindre, qu'il me soit donné de jouir heureusement de la vie et de ma profession, honoré à jamais parmi les hommes. Si je le viole et que je me parjure, puissé-je avoir un sort contraire.



**Les alliages dentaires cobalt-chrome mis en forme par fusion laser sélective**

**Résumé** : Les alliages cobalt-chrome entrent dans la composition des dispositifs médicaux sur mesure représentés dans notre domaine par les prothèses dentaires. Quelle que soit leur indication, ils doivent répondre à une exigence de base : la biocompatibilité. De plus, ces alliages doivent résister sur le long terme aux sollicitations auxquelles ils seront soumis en bouche.

Ces alliages sont traditionnellement mis en forme par coulée. Cette technique exigeante et complexe demande un savoir faire important et les défauts de coulée sont nombreux. Afin de limiter les problèmes liés à la coulée du métal et de diminuer les coûts, la fabrication additive s'impose de plus en plus dans les laboratoires de prothèse dentaire.

L'objectif du travail est d'étudier les alliages cobalt-chrome fabriqués par fusion laser, de les comparer aux alliages obtenus par coulée traditionnelle afin de montrer si la technique de mise en forme a une influence sur la microstructure et les propriétés mécaniques.

Le procédé de Fusion Laser Sélective permet de fabriquer des armatures de prothèse fixe ou des châssis de prothèse amovible en réduisant considérablement le nombre d'étape par rapport à la technique de coulée traditionnelle. L'identification et la maîtrise des nombreux paramètres du procédé sont déterminantes. Le choix de ces paramètres (puissance laser, vitesse de balayage, épaisseur de poudre notamment) va influencer la microstructure de ces alliages et donc leur comportement mécanique.

La caractérisation métallographique de ces alliages cobalt-chrome fabriqués par fusion laser montre une microstructure dense et homogène qui lui confère d'excellentes propriétés mécaniques. Ces alliages présentent une limite élastique et une résistance maximale supérieures aux alliages coulés. Ces valeurs correspondent aux critères de type 5 de la norme ISO 22674 permettant la mise sur le marché et l'utilisation clinique de ces alliages.

**Mots clés** : Alliages dentaires Cobalt-Chrome, Fusion Laser Sélective, Prothèse dentaire

**Cobalt-Chromium dental alloys fabricated by selective laser melting**

**Abstract** : Cobalt-chromium alloys are often used in custom medical devices. In our field, these medical devices are represented by dental prostheses. Regardless of their purpose, they must meet a basic requirement: biocompatibility. Another challenge is that Cobalt-chromium alloys will experience various strains and tensions in the mouth and will have to resist to a long-term use.

These alloys are traditionally shaped by casting. This time-consuming technique requires an important know-how and the defects are numerous. In order to limit these problems related to metal casting and to reduce costs, additive manufacturing is becoming more and more important in dental prosthetics laboratories.

The first objective of this study is to analyse cobalt-chromium alloys made by laser melting on both microstructural and mechanical levels. Then, compare them with traditional casting alloys to show if the shaping technique has an influence on microstructure and mechanical properties.

The main benefit of the Selective Laser Melting process compare to the traditional casting technique is to considerably reduce the number of steps in the manufacturing process. This makes it possible to manufacture fixed prosthesis frameworks or removable partial denture metal frameworks.

The identification and command of the many parameters of the process are very important. The choice of these parameters (laser power, scanning speed, powder thickness) will influence the microstructure of these alloys and therefore their mechanical behavior.

The metallographic characterization of these cobalt-chromium alloys produced by laser melting shows a dense and homogeneous microstructure, giving them excellent mechanical properties.

These alloys have a yield strength and a ultimate tensile strength greater than the cast alloys. These values match the Type 5 criteria of the ISO 22674 standard allowing their launch on the market and the clinical use of these alloys.

**Keywords** : Dental alloys, Selective Laser Melting, Dental prosthesis.