

Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

وزارة التعليم العالي والبحث العلمي

Badji Mokhtar Annaba University

Université Badji Mokhtar –

Annaba

Faculté de Technologie

Département Génie Mécanique



جامعة باجي مختار – عنابة

كلية التكنولوجيا

قسم الهندسة الميكانيكية

Thèse

Présentée pour obtenir le diplôme de

Doctorat LMD

Filière : Génie Mécanique

Spécialité : Construction Mécanique

Par :

KRIBA Abdelmalek

Thème :

Modélisation et simulation des phénomènes thermomécaniques lors des procédés de déformation plastique et de solidification

Thèse soutenue le 14/01/2025 devant le jury composé de :

N°	NOM et prénom	Grade	Etablissement	Qualité
01	LAGRED Ahmed	Prof.	Université Badji Mokhtar -Annaba	Président
02	MECHIGHEL Farid	Prof.	Université Badji Mokhtar -Annaba	Rapporteur
03	KADJA Mahfoud	Prof	Université frères Mentouri -Constantine	Examineur
04	TEKILI Sabiha	MCA	Université Badji Mokhtar -Annaba	Examineur
05	BOUCHEHIT Bachir	MCA	Université 20 août 1955 -Skikda	Examineur

بِسْمِ اللَّهِ الرَّحْمَنِ الرَّحِيمِ

وَمَا تَوْفِيقِي إِلَّا بِاللَّهِ

Remerciements

Je tiens à exprimer ma profonde gratitude envers mon Professeur Farid MECHIGHEL, mon directeur de thèse, pour son soutien exceptionnel, son expertise inestimable et son encouragement constant. Cette thèse n'aurait pas vu le jour sans sa générosité et sa patience.

Je souhaite aussi exprimer ma profonde gratitude aux professeurs LAGRED Ahmed, KADJA Mahfoud, BOUCHEHIT Bachir et TEKILI Sabiha d'avoir acceptés d'examiner ce travail.

Dédicace

Bismillah. En commençant par invoquer le nom de Dieu, le Clément et le Miséricordieux, je souhaite exprimer ma reconnaissance à Allah pour Sa guidance et Son soutien sans lesquels ce travail n'aurait pas été possible. Je prie pour que cette contribution puisse être une modeste part de bienfait pour l'humanité, sous la lumière de la Tawfiq divine.

Je fais également la prière et la paix sur notre Prophète Muhammad, que la paix et les bénédictions d'Allah soient sur lui, modèle de noblesse, de sagesse et d'illumination pour toute l'humanité.

À ma mère, dont l'amour inconditionnel et les sacrifices ont été ma source de force et de détermination. Aux membres de ma famille, dont le soutien indéfectible a été une source de réconfort et d'encouragement. À mes amis, compagnons de joie et de défis, dont la présence a rendu ce voyage plus significatif et mémorable.

Que cette dédicace reflète ma profonde gratitude envers chacun de vous, et que ce travail puisse contribuer humblement au progrès du savoir et à l'élévation de l'humanité, sous le regard bienveillant d'Allah.

Table des matières

Nomenclature.....	I
Liste des figures.....	II
Liste des tableaux	III
ملخص	IV
Résumé	V
Abstract.....	VI
Introduction générale.....	1
Chapitre 1 : Généralités sur les procédés de déformation plastique	4
1.1. Introduction	5
1.2. La modélisation du comportement thermomécanique.....	5
1.3. Déformation plastique	6
1.4. Le frittage et la théorie classique de frittage.....	7
1.4.1. Définitions.....	7
1.4.2. La théorie classique de frittage	8
1.4.3. Les différentes phases du frittage	8
1.4.4. Les mécanismes de densification pendant le frittage.....	9
1.4.5. Frittage et croissance des grains des poudres à nanostructure	10
1.5. Les procédés de déformation plastique.....	13
1.5.1. Le frittage conventionnel	13
1.5.1.1. Le compactage de poudre	13
1.5.1.2. Les techniques de compactage	15
1.5.1.3. La consolidation de poudre	15
1.5.2. Théorie de frittage	16
1.5.2.1. Le frittage à froid	17
a. Les techniques de Frittage à ultra basse énergie (ULES)	17
b. Procédé de frittage à froid (CSP)	18
1.5.2.2. Le frittage à chaud	20
a. Le pressage isostatique à chaud (HIP)	20
Domaines d'utilisation de procédé HIP	21
Les avantages de procédé HIP	22
b. Le pressage à chaud (HP)	22
1.6. Le frittage plasma étincèle (SPS)	25
1.6.1. Mécanisme impliqué dans le processus SPS	25
1.6.1.1. Génération de plasma.....	27
1.6.1.2. Chauffage par effet Joule	27

1.6.1.3. Courant pulsé	28
1.6.1.4. Pression mécanique.....	28
1.6.2. Avantages de la SPS	28
1.6.3. Inconvénients de la SPS	29
1.6.4. Analyse des relations constitutives dans le frittage par étincelage au plasma	29
1.6.5. Objectifs de la simulation de SPS	29
1.6.6. Comparaison entre l’HIP et le SPS	30
1.7. Les résistances de contact thermique et électrique	30
1.8. Conclusion	32
Chapitre 2 : Etat de l’art sur les procédés de déformation plastique	33
2.1. Introduction	34
2.2. Études de comparaison entre les techniques de frittage	34
2.3. Production de matériaux par SPS	37
2.4. Étude de comportement de matériaux pendant le frittage SPS	44
2.5. Étude de propriétés obtenu par frittage SPS	54
2.6. Étude de la microstructure et grains durant le frittage SPS	58
2.7. Conclusion	63
Chapitre 3 : Modélisation mathématique des procédés de déformation plastique	64
3.1. Introduction	65
3.2. Etude de contraintes.....	65
3.2.1. Les contraintes	65
3.2.2. Théorème de Cauchy : équilibre des vecteurs contraintes	66
3.2.3. Les contraintes principales.....	68
3.2.4. Elasticité et plasticité	69
3.2.5. Critère de Von-Mises et de Tresca.....	70
3.2.6. Transformation du système de coordonnées cartésiennes en système de coordonnées cylindrique	74
3.3. Etude de déformation.....	75
3.3.1. Les déformations.....	75
3.3.2. Les déformations principales et les directions principales	76
3.3.3. Conditions de compatibilité	76
3.3.4. Expression de la déformation équivalente	77
3.4. Modèle de compaction de poudre.....	78
3.4.1. Equation fondamentales du compactage des poudres.....	78
3.4.2. Modèle de Drucker-Prager de Cap modifié	79
3.5. Modèle de frittage SPS	82

3.5.1. Equation d'équilibre mécanique (loi de comportement)	82
3.5.2. Equation du comportement thermoélectrique	83
3.5.3. Equation du transport de chaleur	84
3.6. Conclusion	85
Chapitre 4 : Etude numérique du comportement thermoélectrique et mécanique pendant le frittage plasma étincelle	86
4.1. Introduction	87
4.2. Considérations générales	87
4.2.1. Description du dispositif SPS et de ses caractéristiques géométriques	87
4.2.2. Simplification des hypothèses	88
4.2.3. Conditions aux limites	89
4.2.3.1. Potentiel électrique et conditions aux limites thermiques.....	90
4.2.3.2. Conditions aux limites d'équilibre mécanique	90
4.3. Procédure de résolution numérique et validation du modèle	91
4.3.1. Étude de sensibilité du maillage	91
4.3.2. Validation du modèle et confrontation avec d'autres modèles.....	92
4.4. Résultats et discussion	96
4.4.1. Comportement mécanique de l'ensemble poinçon-matrice-échantillon pendant le processus SPS	96
4.4.1.1. Distribution des contraintes mécaniques	96
a. Distributions des contraintes de Von Mises et de cisaillement.....	96
b. Distribution des contraintes normales.....	97
4.4.1.2. Distribution des déformations mécanique	101
a. Distributions des déformations élastiques et thermiques équivalentes	101
b. Distributions des déformations élastiques normales.....	102
4.4.1.3. Le champ de déplacements mécanique.....	104
4.4.2. Couplage thermoélectrique dans l'ensemble poinçon-matrice-échantillon pendant le processus SPS	106
4.4.2.1. Distributions de la température et du flux thermique	106
4.4.2.2. Distributions de la densité de courant électrique et du champ électrique.....	109
4.5. Conclusion	112
Chapitre 5 : Etude numérique de l'effet du courant et de la pression appliqués au dispositif SPS sur son comportement thermoélectrique et mécanique.....	114
5.1. Introduction	115
5.2. Considérations générales	115
5.2.1. Conditions aux limites	115

5.2.2. Potentiel électrique et conditions aux limites thermiques.....	116
5.2.3. Conditions aux limites d'équilibre mécanique	116
5.2.4. Courant et pression appliqués	117
5.3. Discussion de résultats.....	118
5.3.1. Comportement thermoélectrique	118
5.3.2. Comportement mécanique	121
5.3.2.1. Discussion sur la détermination des conditions optimales de courant et de pression appliqués	121
5.4. Une expérience de frittage au niveau du département de métallurgie.....	127
5.4.1. Préparation de poudre	127
5.4.2. Le compactage de poudre	128
5.4.3. Le frittage.....	129
5.5. Conclusion.....	131
Chapitre 6 : Etude d'optimisation des conditions mécanique pendant le frittage SPS	132
Résumé	133
Conclusion générale	134
Bibliographies.....	137

Nomenclature

\vec{F}	Force (N)
E	Module de Young (MPa)
ν	Coefficient de Poisson
I	Courant électrique (A)
K	Module de compressibilité (MPa)
G	Module de cisaillement (MPa)
σ_T	Limite d'élasticité en traction (MPa)
p	Pression (MPa)
\vec{F}_f	Force de frottement (N)
\vec{F}_n	Force normale (N)
L	Longueur (mm)
D	Diamètre (mm)
H	Hauteur (mm)
σ	Contrainte mécanique (MPa)
$\sigma_{xx}, \sigma_{yy}, \sigma_{zz}$	Contrainte normal (MPa)
τ	Contrainte de cisaillement (MPa)
$\sigma_I, \sigma_{II}, \sigma_{III}$	Contraintes principales (MPa)
ℓ	Critère de Von-Mises (MPa)
\vec{n}	Vecteur unitaire
δ_{ij}	Symbole de Kronecker (matrice d'identité)
ε	Déformation mécanique (mm/mm)
$\varepsilon_{xx}, \varepsilon_{yy}, \varepsilon_{zz}$	Déformation normale (mm/mm)
γ	Déformation tangentielle (mm/mm)
$\varepsilon_x, \varepsilon_y, \varepsilon_z$	Déformation principale (mm/mm)
ε_e	Déformation équivalente (mm/mm)
ε^{th}	Déformation thermique (mm/mm)
$[D]$	Matrice d'élasticité
λ, μ	Les paramètres de Lamé
\vec{j}	Densité de courant électrique ($A m^{-2}$)

\vec{E}	Champ électrique (V/m)
σ_{el}	Conductivité électrique (Ω)
φ	Potentiel électrique (V)
ρ_{el}	Résistivité électrique (Ohm m)
T	Température (K)
T_{ref}	Température de référence (K)
ρ	Masse volumique (kg m^{-3})
C_p	Capacité thermique ($\text{J.g}^{-1}.\text{K}^{-1}$)
Q	Chaleur générée (par effet Joule) par unité de volume (J)
q_x	Densité de flux de chaleur (W/m^2)
k	Conductivité thermique (W/m.K)
α	Coefficient de dilatation thermique (K^{-1})
h	Coefficient de convection thermique ($\text{W m}^{-2} \text{K}^{-1}$)
t	Temps (s)
(r, θ , z)	Coordonnées du système cylindrique
(x, y, z)	Coordonnées du système cartésien
(u, v, w)	Composants du vecteur de déplacements selon les axes (x, y, z), respectivement

Liste des figures

Figure 1.1. Les différents types de frittage.

Figure 1.2. Les différentes évolutions lors du traitement thermique.

Figure 1.3. Évolution de la densité.

Figure 1.4. Sollicitations en compression.

Figure 1.5. Les phases de frittage à l'état solide.

Figure 1.6. Formation de pores pendant le frittage.

Figure 1.7. Les chemins de diffusion.

Figure 1.8. Le cycle de compactage.

Figure 1.9. Le pressage uniaxial à double et à simple action.

Figure 1.10. L'évolution de la densité pendant le compactage.

Figure 1.11. Le procédé de frittage à froid (CSP).

Figure 1.12. La technique de pressage isostatique à chaud.

Figure 1.13. Pressage à chaud par chauffage indirect par résistance.

Figure 1.14. La machine de HP.

Figure 1.15. La machine SPS et ses composants, (A) machine avec application d'une pression sur l'électrode supérieur, (B) application de pression sur les deux électrodes supérieur et inférieur.

Figure 1.16. Les mécanismes de frittage.

Figure 1.17. Les états de la matière.

Figure 1.18. La rugosité de deux surface en contact à l'échelle microscopique.

Figure 1.19. Passage du courant à travers une interface de contact.

Figure 2.1. Présentation schématique de la matrice et le piston du dispositif SPS utilisé par Dustin M. et al.

Figure 2.2. Présentation schématique du dispositif SPS utilisé par Guy et al.

Figure 2.3. Présentation schématique du dispositif SPS utilisé par F. Mechighel et al.

Figure 2.4. Présentation schématique du dispositif SPS utilisé par S. Munoz et al.

Figure 2.5. Présentation schématique du dispositif SPS utilisé par Sai et al.

Figure 2.6. Présentation schématique du dispositif SPS utilisé par C. Manière et al.

Figure 2.7. Présentation schématique du dispositif SPS utilisé par C. Manière et al.

Figure 2.8. Présentation schématique du dispositif SPS utilisé par Diatta et al.

Figure 2.9. Les différentes configurations d'outils en graphite utilisé par Eszter et Zoltán.

Figure 2.10. Schémas de l'installation de frittage par plasma d'étincelles permettant le passage de différentes densités de courant dans les poudres de ZrN. Les couleurs noire, grise, dorée et bleue indiquent le composant graphite, le papier en graphite, ZrN, et nitrure de bore respectivement. (a) Mode densité de courant électrique normal, (b) Mode densité de courant électrique élevé (nitrure de bore appliqué sur toute la surface du papier graphite) et (c) Mode isolation (nitrure de bore appliqué sur la surface du papier graphite près des poudres ZrN). Geuntak et al.

Figure 3.1. Détermination des efforts de cohésion.

Figure 3.2. Composantes du tenseur des contraintes dans un cube infinitésimal de longueur dl .

Figure 3.3. Illustration d'un compact cylindrique.

Figure 3.4. Loi de durcissement.

Figure 4.1. Représentation schématique du dispositif SPS étudié (machine) : En se référant au cadre de référence (X, Y, Z) représenté ici, le point "A" est placé au milieu de l'échantillon : ses coordonnées sont donc ($X_A=Y_A=0$ mm) ; tandis que le point B est placé au bord de l'échantillon et a pour coordonnées ($X_B = 11$ mm et $Y_B = 0$ mm).

Figure 4.2. Évolution temporelle de la température au point "A" pendant l'intervalle de frittage pour (a) l'alumine et (b) le cuivre.

Figure 4.3. Variations de la contrainte axiale "normale" (σ_z).

Figure 4.4. Distributions des contraintes de Von-Mises pour les échantillons de cuivre et d'alumine au temps de frittage $t = 600$ s.

Figure 4.5. Distributions des composantes de la contrainte normale dans l'ensemble poinçon-matrice-échantillon calculées respectivement pour les échantillons de cuivre et d'alumine à 600 s.

Figure 4.6. Distributions des déformations "élastique équivalente" et "thermique dans la direction horizontale" dans l'ensemble poinçon-matrice-échantillon calculées respectivement pour les échantillons de cuivre et d'alumine à 600 s.

Figure 4.7. Distributions des déformations élastiques normales "horizontales" et "verticales" dans l'ensemble poinçon-matrice-échantillon calculées respectivement pour les échantillons de cuivre et d'alumine à 600 s.

Figure 4.8. Distributions des déplacements directionnels ("horizontaux" et "verticaux") dans l'ensemble poinçon-matrice-échantillon calculés respectivement pour les échantillons de cuivre et d'alumine à 600 s.

Figure 4.9. Distributions de température dans l'ensemble poinçon-matrice-échantillon, calculées respectivement pour (a) les échantillons de cuivre et (b) les échantillons d'alumine à 600 s.

Figure 4.10. Distributions du flux thermique total dans l'ensemble matrice-poinçon-échantillon calculées respectivement pour les échantillons de cuivre (a) et d'alumine (b) à 600s.

Figure 4.11. Distributions des flux de chaleur directionnels ("verticaux" et "horizontaux") dans l'ensemble matrice-poinçon-échantillon calculées respectivement pour les échantillons de cuivre et d'alumine à 600 s.

Figure 4.12. Distributions de la densité de courant électrique "totale" dans l'ensemble matrice-poinçon-échantillon calculées respectivement pour les échantillons de cuivre (a) et d'alumine (b) à 600 s.

Figure 4.13. Distributions de la densité de courant électrique directionnelle ("Horizontale" et "Verticale") dans l'ensemble matrice-poinçon-échantillon calculées respectivement pour les échantillons de cuivre et d'alumine à 600 s.

Figure 4.14. Distributions de l'intensité totale du champ électrique dans l'ensemble poinçon-échantillon calculées respectivement pour les échantillons de cuivre et d'alumine à 600 s.

Figure 5.1. Évolution temporelle de la densité de courant électrique dans les échantillons de cuivre et d'alumine prédite pour les deux cas d'application du courant de 1500 et 500 A, respectivement (cas 1).

Figure 5.2. Évolution temporelle du flux de chaleur dans les échantillons de cuivre et d'alumine prédite pour les deux cas de courant appliqué de 1500 et 500 A, respectivement (Cas 1).

Figure 5.3. Évolution temporelle de la température dans les échantillons de cuivre et d'alumine prédite pour les deux cas de courant appliqué de 1500 et 500 A, respectivement (cas 1).

Figure 5.4. Vues en coupe des distributions des contraintes de von Mises dans les échantillons de cuivre et d'alumine à 600 s. Le système est soumis à différentes intensités de courant électrique et la pression est fixée à 8,72 MPa (cas 1).

Figure 5.5. Vues en coupe des distributions de déformation de von Mises dans les échantillons de cuivre et d'alumine à 600 s. Le système est soumis à différentes intensités de courant électrique et la pression est fixée à 8,72 MPa (cas 1).

Figure 5.6. Vues en coupe des distributions de contraintes de von Mises dans les échantillons de cuivre et d'alumine à 600 s. Le système est soumis à différentes pressions et le courant est fixé à 1000 A (cas 2).

Figure 5.7. Les déformations de von Mises dans les échantillons de cuivre et d'alumine à 600 s. Le système est soumis à différentes pressions et le courant est fixé à 1000 A (cas 2).

Figure 5.8. Les pièces utilisé pour le compactage et la pastille compacté.

Figure 5.9. La machine de compactage utilisé.

Figure 5.10. Le four de frittage utilisé avec l'installation de l'alimentation de l'argon.

Figure 5.11. Les pastilles compacté dans le tube de céramique.

Liste des tableaux

Tableau 4.1. Propriétés de matériaux.

Tableau 4.2. Résultats obtenus de différents modèles de maillage.

Tableau 4.3. Valeurs maximales des contraintes prédites et/ou mesurées (aux points "A" et "B" de la figure 4.1) dans diverses études antérieures.

Tableau 4.4. Valeurs des pressions appliquées, des propriétés mécaniques et de la taille des échantillons utilisés dans cette simulation et dans diverses études antérieures.

Tableau 5.1. Expériences numériques réalisées pour déterminer les conditions optimales de courant et de pression appliqués.

Tableau 6.1. Plan des essais trouvé par la méthode de BOX BEHNKEN.

Tableau 6.2. Les conditions d'optimisation cherchées pour notre étude.

Tableau 6.3. Solution trouvée par la méthode de ANOVA.

Tableau 6.4. Résumé des résultats trouvés lors de cette étude pour les treize essais.

«نمذجة ومحاكاة الظواهر الميكانيكية الحرارية أثناء عمليات التشوه والتصلب اللدائي»

ملخص

تركز هذه الأطروحة على نمذجة ومحاكاة السلوك الميكانيكي الحراري أثناء عمليات التشوه اللدائي والتصلب، وخاصة تقنيات التلييد. تستكشف فصول الأطروحة بشكل تدريجي هذا المجال، بدءًا من السلوك الميكانيكي الحراري للمواد إلى العمليات المحددة للتلييد والتلييد بالشرارة البلازمية (SPS). يقدم كل فصل مساهمة محددة، تغطي جوانب مثل نظرية التلييد الكلاسيكية، وتقنيات التلييد المختلفة، والنمذجة الرياضية للعمليات، والدراسات العددية التفصيلية للسلوك الحراري والميكانيكي أثناء التلييد ببلازما الشرارة. والهدف النهائي هو توفير فهم متعمق لهذه العمليات المعقدة وتمهيد الطريق للأفاق المستقبلية في تصنيع المواد المتقدمة.

تركز التطبيقات التي تم إجراؤها في هذا العمل على النمذجة والمحاكاة العددية ثلاثية الأبعاد التي تم تطويرها باستخدام برنامج (ANSYS) لفحص سلوك أدوات التوصيل الحرارية والكهربائية والميكانيكية أثناء عملية التلييد الحراري والكهربائي والميكانيكي أثناء عملية التلييد الحراري والميكانيكي. توفر النتائج التي تم الحصول عليها فهمًا متعمقًا للتفاعلات بين هذه الظواهر الفيزيائية أثناء التلييد وكيفية تأثير خصائص المواد على السلوك الحراري والميكانيكي أثناء هذه العملية.

بالإضافة إلى ذلك، تم إجراء دراسات تحسين لمعلمات جهاز (SPS) باستخدام النموذج الذي تم تطويره. وتركز هذه الدراسات على تأثير التيار والضغط المطبق وأبعاد العينة في جهاز (SPS) بهدف تحديد القيم المثلى لهذه المعلمات لإنتاج عينات ذات خصائص محسنة. كما تم تقديم تجربة تلييد تقليدية، مما يضيف بعدًا عمليًا للنتائج النظرية.

الكلمات المفتاحية: نمذجة، محاكاة، السلوك الميكانيكي، عمليات التشوه اللدائي

« **Modélisation et simulation des phénomènes thermomécaniques lors des procédés de déformation plastique et de solidification** »

Résumé

Ce travail de thèse se concentre sur la modélisation et la simulation du comportement thermomécanique pendant les procédés de déformation plastique et de solidification, particulièrement les techniques de frittages. Les chapitres de la thèse couvrent le comportement thermomécanique des matériaux lors des procédés de frittage, notamment le frittage plasma étincelle (SPS). Chaque chapitre apporte une contribution spécifique, couvrant des aspects tels que la théorie classique de frittage, les différentes techniques de frittage, la modélisation mathématique des procédés, et des études numériques détaillées sur le comportement thermoélectrique et mécanique pendant le frittage SPS. L'objectif final est d'offrir une compréhension approfondie de ces processus complexes et d'ouvrir la voie à des perspectives futures dans le domaine de la fabrication de matériaux avancés.

Les applications réalisées dans ce travail se concentrent sur la modélisation et les simulations numériques 3D développées à l'aide du logiciel ANSYS pour examiner le comportement des couplages thermiques, électriques et mécaniques au cours du processus SPS. Les résultats obtenus offrent une compréhension approfondie des interactions entre ces phénomènes physiques pendant le frittage et comment les propriétés des matériaux affectent le comportement thermoélectrique et mécanique pendant ce processus.

D'autre part, des études d'optimisation des paramètres du dispositif SPS ont été effectuées en utilisant le modèle développé. Ces dernières se concentrent sur l'effet du courant et de la pression appliqués et les dimensions de l'échantillon au dispositif SPS, visant à déterminer les valeurs optimales de ces paramètres pour produire des échantillons avec des caractéristiques améliorées. Une expérience de frittage conventionnel est également présentée, ajoutant une dimension pratique aux résultats théoriques.

Mots clés : Modélisation ; Simulation ; Comportement mécanique ; Déformation plastique ; Frittage.

« Modelling and simulation of thermomechanical phenomena during plastic deformation and solidification processes »

Abstract

This thesis focuses on the modeling and simulation of thermomechanical behavior during plastic deformation and solidification processes, particularly sintering techniques. The chapters of the thesis progressively explore the field, from the thermomechanical behavior of materials to the specific processes of sintering and spark plasma sintering (SPS). Each chapter makes a specific contribution, covering aspects such as classical sintering theory, different sintering techniques, mathematical modeling of the processes, and detailed numerical studies of thermoelectric and mechanical behavior during SPS sintering. The ultimate aim is to provide an in-depth understanding of these complex processes and pave the way for future prospects in advanced materials manufacturing.

The applications carried out in this work are based on 3D numerical modelling and simulations developed using ANSYS software to examine the behaviour of thermal, electrical and mechanical couplings during the SPS process. The results obtained provide an in-depth understanding of the interactions between these physical phenomena during sintering and how material properties affect thermoelectric and mechanical behavior during this process.

In addition, optimization studies of the SPS device parameters has been carried out using the model developed previously. The latter focuses on the effect of current and pressure applied and the dimension of the sample at the SPS device, aiming to determine the optimum values of these parameters to produce samples with improved characteristics. A conventional sintering experiment is also presented, adding a practical dimension to the theoretical results.

Keywords: Modelling; Simulation; Mechanical Behaviour; Plastic Deformation; Sintering.

Introduction générale

La fabrication de pièces solides à partir de poudre, en particulier à travers les procédés de déformation plastique et de densification, constitue un domaine de recherche dynamique et prometteur. Ces procédés offrent une multitude d'applications dans divers secteurs industriels, de la métallurgie à la céramique, en passant par la fabrication de matériaux avancés. Au cœur de cette exploration se trouve le frittage, un procédé qui combine la déformation plastique et la densification pour créer des objets solides à partir de particules de poudre.

Le présent travail s'engage dans une étude numérique du comportement thermomécanique lors du procédé de déformation plastique et de densification, avec une focalisation particulière sur le frittage. Ce choix n'est pas fortuit, car le frittage est lié à la déformation plastique et à la densification, en faisant ainsi un sujet central de cette recherche.

La recherche déployée dans cette thèse s'articule autour de six chapitres, chacun apporte une contribution spécifique à la compréhension approfondie de ces processus complexes.

Dans le premier chapitre, nous abordons le comportement thermomécanique des matériaux, en mettant en lumière les aspects de déformation plastique. En plus de fournir une introduction générale à la déformation plastique, nous examinons diverses techniques de frittage, du traditionnel au moderne, avec une analyse détaillée des mécanismes impliqués. L'objectif est d'établir les bases nécessaires pour comprendre comment la déformation plastique et la densification interviennent dans le processus de frittage.

Le deuxième chapitre se porte sur une analyse comparative des différentes techniques de frittage, conduisant à une exploration approfondie du Frittage Plasma Étincelle (SPS en anglais). Ce chapitre présente un état de l'art, basé sur une collecte des travaux scientifiques existants, mettant en lumière les études comparatives, les nouvelles possibilités de matériaux, et les investigations sur les aspects thermomécaniques et électriques liés au frittage SPS. L'objectif est d'orienter les chercheurs vers les axes de recherche prometteurs tout en identifiant les défis et les zones nécessitant une étude approfondie.

Le troisième chapitre aborde à la modélisation mathématique des procédés de déformation plastique. En définissant un modèle 3D, nous cherchons à décrire le comportement du couplage thermoélectrique et mécanique lors du processus SPS d'un matériau polycristallin. Cette approche permettra une analyse numérique approfondie des effets de l'intensité du courant électrique et de la pression uniaxiale sur le comportement thermoélectrique et mécanique du matériau.

Dans le quatrième chapitre, nous présentons en détail le modèle 3D développé en chapitre 3. Les équations régissant le modèle de densification SPS, ainsi que les propriétés thermophysiques et mécaniques de l'échantillon, sont incorporées et résolues à l'aide du code ANSYS. L'analyse numérique permettra une compréhension approfondie des interactions entre le couplage thermoélectrique et mécanique pendant le processus SPS.

Le cinquième se penche sur l'étude de l'effet du courant et de la pression appliqués au dispositif SPS. L'objectif est de déterminer les valeurs optimales de ces paramètres pour produire des échantillons avec des caractéristiques améliorées. Une expérience de frittage conventionnel, menée au département de métallurgie à l'université de Badji Mokhtar Annaba, est également présentée dans cette thèse.

Une étude d'optimisation des paramètres SPS a été menée dans le sixième chapitre. Dans ce travail, nous avons utilisé le modèle d'optimisation de BOX BEHNKEN pour trouver les valeurs optimales de la pression appliquée, du diamètre et de la hauteur de l'échantillon afin d'obtenir un matériau avec des propriétés améliorées.

En conclusion, cette thèse offre une exploration approfondie du comportement thermomécanique lors des procédés de déformation plastique et de densification, en mettant en avant le frittage comme exemple central. Chaque chapitre contribue à élargir la compréhension de ces procédés, ouvrant la voie à de nouvelles perspectives dans le domaine de la fabrication de matériaux avancés.

***Chapitre 1 : Généralités
sur les procédés de
déformation plastique***

1.1. Introduction

Ce travail explore les processus de déformation plastique et de solidification, en se concentrant sur l'étude des phénomènes thermomécaniques associés à la fabrication de pièces solides à partir de poudre. Une introduction est proposée dans ce chapitre sur le comportement thermomécanique des matériaux, en mettant particulièrement l'accent sur les processus de déformation plastique et les diverses techniques de frittage. Les différentes méthodes, du frittage conventionnel aux technologies modernes comme le Frittage Plasma Étincelle (SPS), sont analysées en détail dans chaque section, incluant les mécanismes opérationnels ainsi que les avantages et les limites de chaque méthode de frittage.

1.2. La modélisation du comportement thermomécanique

La modélisation constitue une étape cruciale pour résoudre des problèmes mécaniques, thermiques, électriques et physiques. Elle met en évidence le sens de l'observation, le "sens physique", ainsi que les connaissances théoriques de l'ingénieur. Pour aborder ces problèmes par la modélisation, il est nécessaire d'adopter certaines hypothèses simplificatrices afin de transposer un problème réel en termes mathématiques.

Dans notre contexte, la modélisation du comportement thermomécanique est un domaine complexe et fondamental en ingénierie. Elle vise à comprendre et à prévoir la réaction des matériaux soumis à des contraintes mécaniques et thermiques simultanées. Cette approche s'appuie sur des principes clés de la mécanique des matériaux, de la mécanique des milieux continus, de la résistance des matériaux, de la thermodynamique, ainsi que des transferts thermiques et de chaleur pour expliquer comment les matériaux réagissent aux contraintes mécaniques et aux variations de température simultanées.

En résumé, la modélisation du comportement thermomécanique permet de comprendre en profondeur les matériaux dans des conditions réelles de fonctionnement en utilisant des équations mathématiques complexes basées sur les principes de conservation de l'énergie et de la quantité de mouvement [1].

1.3. Déformation plastique

Tout objet soumis à des forces extérieures subit une déformation, déplaçant ainsi les atomes de leur position d'équilibre. Cette déformation provoque un changement dans la forme ou les dimensions de l'objet. Des forces de rappel émergent alors, s'opposant à la déformation et tendant à ramener le solide à sa forme initiale une fois que les sollicitations cessent.

Divers essais en laboratoire permettent d'examiner les manières dont les matériaux se déforment (par exemple : traction, compression, torsion), en adoptant une perspective macroscopique et phénoménologique. Ils permettent également de déterminer les contraintes nécessaires pour induire une déformation spécifique. Lors de l'analyse de la réponse mécanique d'un matériau, on identifie généralement le domaine d'élasticité et le domaine de plasticité. La transition entre ces deux domaines est appelée la "limite d'élasticité". Si une décharge se produit dans le domaine élastique, le comportement est réversible et le matériau retrouve sa forme initiale. En revanche, au-delà de la limite d'élasticité, la déformation plastique devient irréversible.

Le comportement macroscopique d'un matériau découle en réalité de déformations qui se produisent localement à une échelle microscopique. Cette dimension microscopique couvre une importance fondamentale dans la compréhension physique des phénomènes.

Les différents phénomènes observés pendant une sollicitation peuvent être classifiés comme suit :

Les phénomènes observés lors d'une sollicitation peuvent être classifiés ainsi : les déformations élastiques, qui impliquent des variations des espaces interatomiques et des mouvements réversibles de dislocations ; les déformations visqueuses, se manifestant par la continuation de la déformation sous une charge constante, créant un déséquilibre, où le temps et la vitesse de déformation jouent un rôle crucial, souvent décrites comme un écoulement de fluage en raison de l'activation thermique ; les déformations permanentes, représentant des déplacements irréversibles des dislocations par glissement dans les plans cristallographiques ; et enfin, l'écrouissage, aussi appelé consolidation, qui est l'augmentation du nombre de points de blocage des mouvements de dislocations [2, 3].

1.4. Le frittage et la théorie classique de frittage

1.4.1. Définitions

Le frittage est un procédé thermique utilisé pour densifier des poudres à des températures inférieures à leur point de fusion. Ce procédé permet aux particules de poudre de se lier aux points de contact, formant ainsi une pièce solide. Les matériaux céramiques réfractaires, tels que l'alumine et la zircone, qui possèdent des points de fusion très élevés (au-delà de 2000°C), bénéficient particulièrement de cette technique car elle permet leur densification à des températures plus basses. Le frittage peut être réalisé sans application de charge (frittage naturel) ou sous pression externe (uniaxiale ou isostatique). De nombreuses techniques de frittage existent, y compris le pressage à chaud, le frittage sans pression et la technique de frittage par plasma (SPS) [4 - 7].

La figure 1.1 montre les types de frittage qui utilisent une pression mécanique et l'emplacement de la technique SPS parmi ces types. Dans notre étude nous allons éviter de discuter le frittage sans pression car il est un domaine hors sujet.

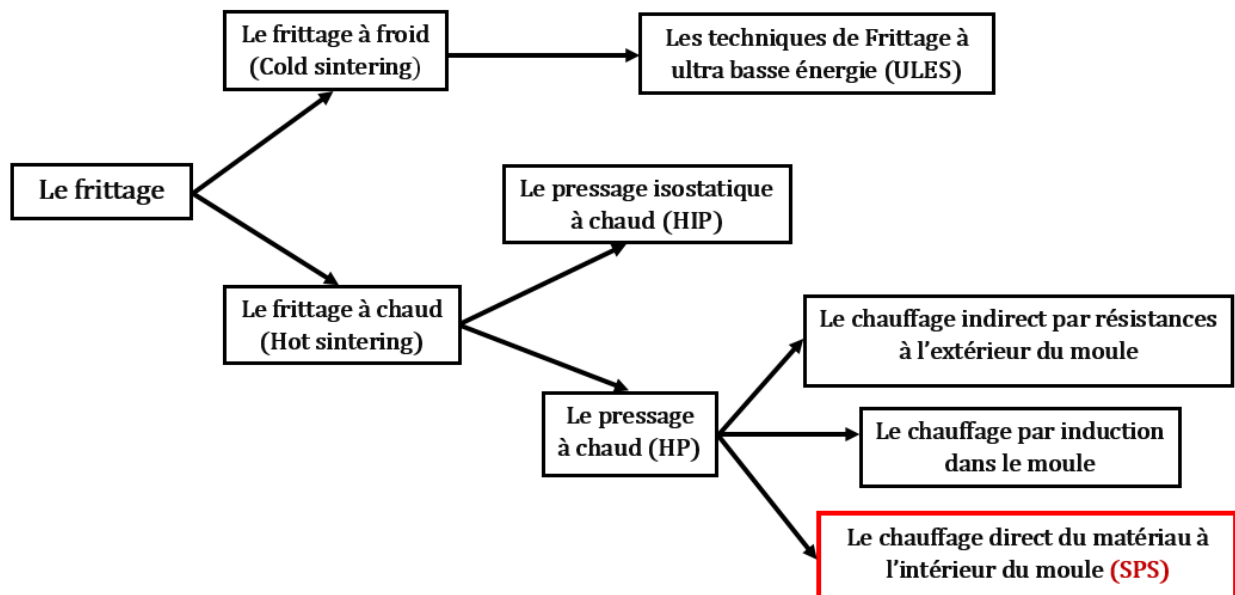


Figure 1.1. Les différents types de frittage.

1.4.2. La théorie classique de frittage

La théorie du frittage classique est fondée sur l'idée que les particules de poudre peuvent être consolidées en un solide cohérent en utilisant de la chaleur et de la pression. Le processus de frittage débute par la mise en contact des particules de poudre qui sont souvent revêtues d'une fine couche d'oxyde. Au cours du frittage, cette couche d'oxyde est réduite, permettant aux particules de poudre d'entrer en contact direct les unes avec les autres. L'application de chaleur et de pression permet une diffusion de matière entre les particules, ce qui conduit à la formation de liaisons solides entre elles. Ces liaisons solides augmentent la densité du matériau, qui est essentielle pour obtenir les propriétés souhaitées du matériau final.

Pendant le processus de frittage, le déplacement des matières est principalement gouverné par la diffusion, qui est influencée par la taille et la répartition des particules ainsi que par la température du frittage. La diffusion peut se produire à la surface ou à l'intérieur des particules. À mesure que les particules se lient, les vides entre elles diminuent, ce qui augmente la densité, la conductivité thermique et la résistance mécanique du matériau [8].

1.4.3. Les différentes phases du frittage

Lors du frittage, des évolutions morphologiques sont possibles (voir Fig. 1.2).

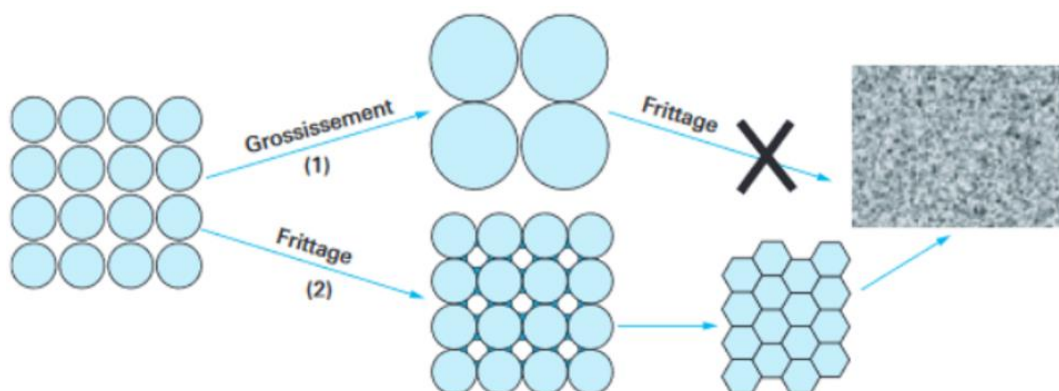


Figure 1.2. Les différentes évolutions possibles lors du traitement thermique d'un compact granulaire [9].

Croissance anormale des grains : Les grains grossissent sans liaisons, réduisant la réactivité et empêchant la densification. La surface spécifique (SSA) diminue fortement et la

Chapitre 1 : Généralités sur les procédés de déformation plastique

densité relative change peu, surtout dans les échantillons avec une taille de particules dispersée et une faible compacité initiale.

Consolidation : Des liaisons se forment entre les grains sans augmentation significative de leur taille, renforçant le matériau. La SSA diminue légèrement et la porosité est résorbée par diffusion de matière.

Favoriser la consolidation est possible avec des grains fins et homogènes. Le frittage se déroule en trois étapes (Fig. 1.3) :

1. Formation et croissance des ponts entre les grains.
2. Élimination de la porosité ouverte.
3. Élimination de la porosité fermée.

Ces processus mènent à la densification du matériau.

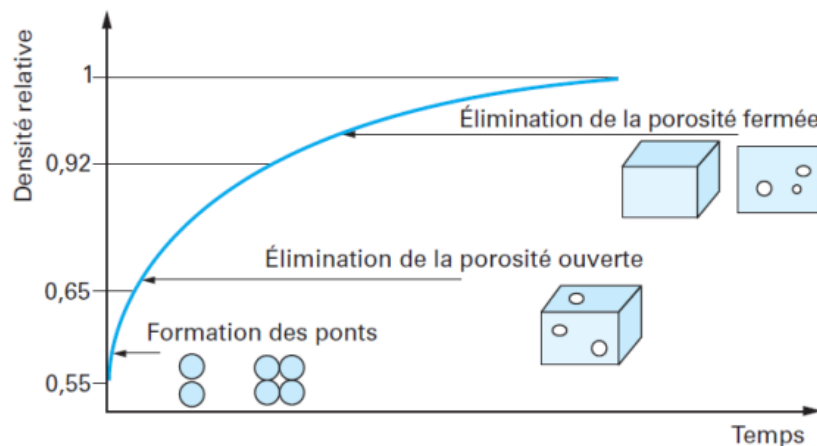


Figure 1.3. Évolution de la densité relative au cours des étapes de densification [4, 5, 9].

1.4.4. Les mécanismes de densification pendant le frittage

Le frittage consiste à consolider un matériau en poudre en appliquant une pression mécanique qui peut être axiale ou isostatique comme il est montré dans la figure 1.4 et l'application simultanée d'une température inférieure à son point de fusion. L'objectif de ce processus est de diminuer l'énergie de surface du matériau dispersé en réorganisant sa distribution [4, 5].

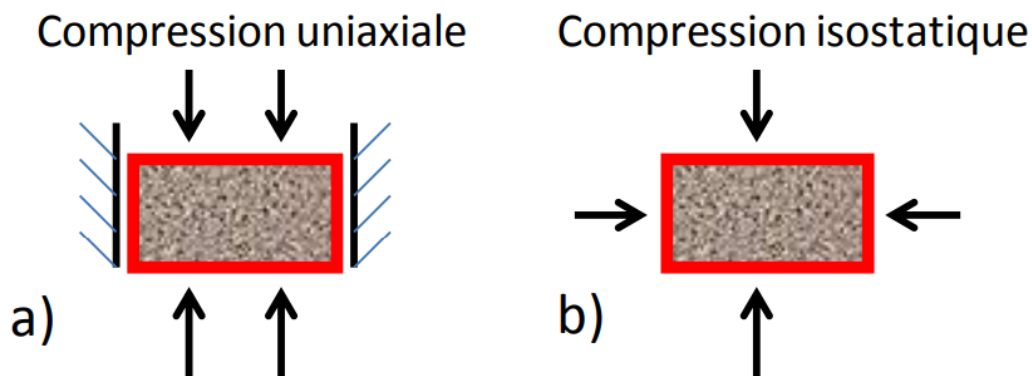


Figure 1.4. Représentation des sollicitations en compression: a) Uniaxiale b) Isostatique. [4].

Durant le frittage, divers mécanismes de diffusion facilitent le déplacement des particules. Les particules peuvent migrer par diffusion superficielle ou par diffusion intergranulaire. En l'absence de cycles thermiques, comme dans le frittage à froid, les grains subissent des contraintes mécaniques et la consolidation se réalise principalement par déformation plastique ou diffusion superficielle. Ces mécanismes favorisent la croissance des liaisons entre les grains initialement en contact. À des températures plus élevées, la diffusion devient intergranulaire, permettant aux atomes de se déplacer à travers le réseau cristallin [4, 5, 10].

1.4.5. Frittage et croissance des grains des poudres à nanostructure

Le frittage est un processus qui consiste à transformer une poudre en un corps solide grâce à la chaleur, sans la faire fondre. Cette technique permet d'assembler des particules pour leur donner résistance et intégrité. La température employée lors du frittage est en dessous du point de fusion des principaux constituants de la poudre compacte. Initialement maintenu par une liaison à froid, le compact est ensuite chauffé à la température de frittage afin de favoriser la formation et l'élargissement des liaisons à ces points de contact (voir Fig. 1.5 et Fig. 1.6). Ce procédé est couramment utilisé pour contrôler la taille des grains dans les métaux. Il existe deux types de frittage : le frittage à l'état solide et le frittage en phase liquide (LPS). Les pores sont une composante structurale du corps solide fritté, qui a une densité inférieure à 100% de sa densité théorique. Le frittage est un processus complexe qui implique plusieurs processus simultanés.

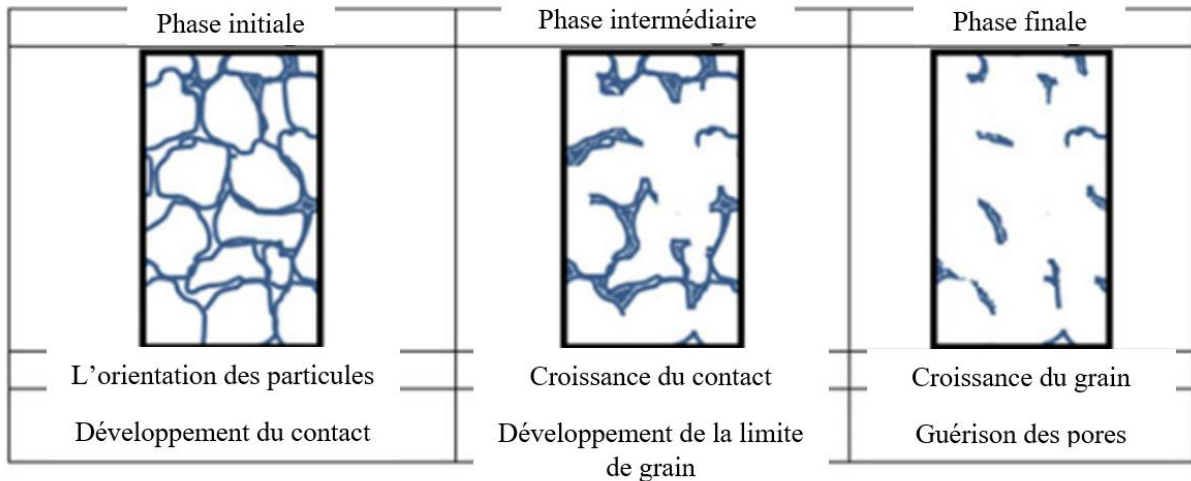


Figure 1.5. Les phases de frittage à l'état solide.

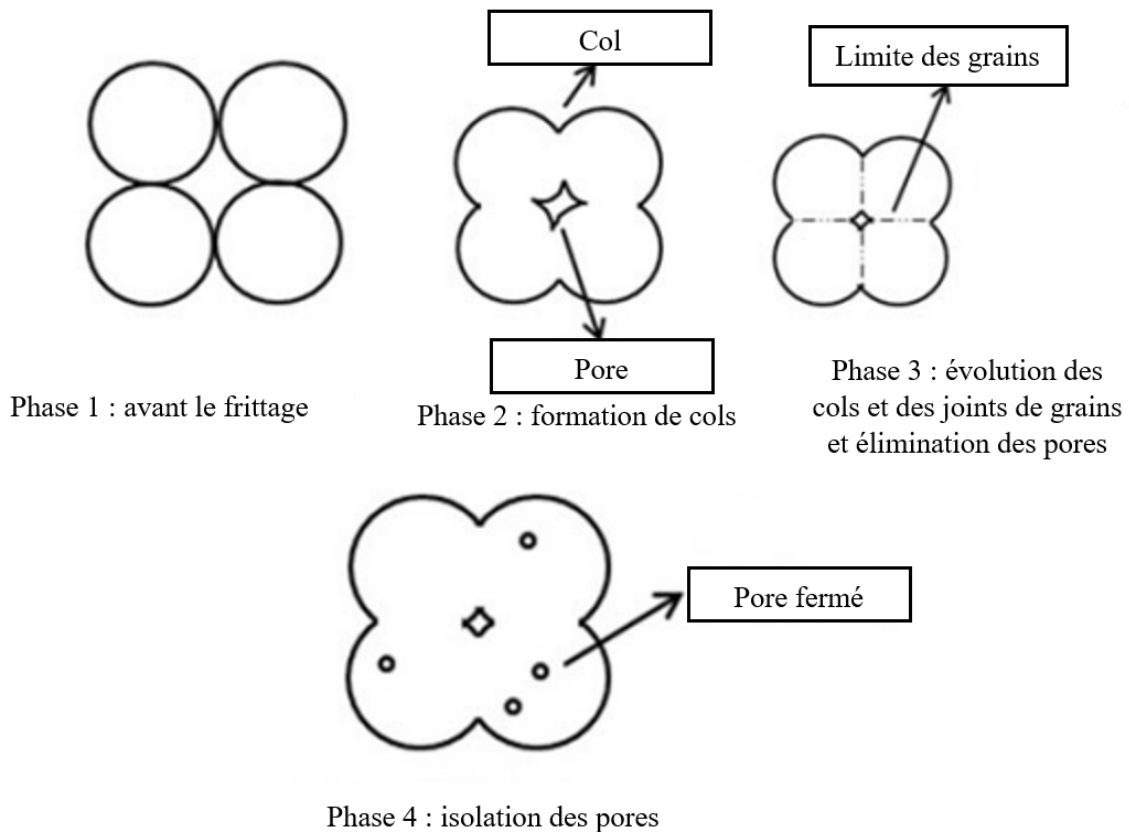


Figure 1.6. Formation de pores pendant le frittage.

Le frittage joue un rôle crucial dans le raffinement de la taille des grains des métaux et dans la consolidation des nanopoudres en pièces aux propriétés spécifiques. Cependant, la densification des nanopoudres présente des défis significatifs en raison de l'agglomération et de l'instabilité thermodynamique des nanoparticules. Il est crucial de parvenir à une densification avec un minimum de grossissement microstructurel et/ou de transformations

Chapitre 1 : Généralités sur les procédés de déformation plastique

microstructurelles indésirables. La tendance à réduire la surface excessivement grande par unité de volume des poudres nanocristallines est le mécanisme qui dirige le processus de frittage à l'échelle nanométrique.

L'énergie de surface (γ) d'une particule ayant un rayon de courbure (R) peut être exprimée en termes de contrainte (σ) par l'équation de Laplace ci-dessous.

$$\sigma = \frac{\gamma}{R} \quad (1.1)$$

Le frittage des nanopoudres peut être effectué à des températures inférieures et avec une vitesse accrue par rapport aux poudres conventionnelles, ce qui favorise une densification plus importante et attendue en raison de la taille des grains. Cependant, les nanoparticules ont tendance à s'agglomérer, il est donc important de les disperser pour maximiser les avantages des propriétés uniques des matériaux nanostructurés.

En 1950, Herring (1950) a développé la règle d'échelle classique, corrélant l'effet de la taille des particules sur le temps de frittage. Le temps, t , pour atteindre la même condition de frittage est corrélé à la taille des particules de poudre, d , donnée par l'équation ci-dessous.

$$\frac{T_1}{T_2} = \left(\frac{d_1}{d_2}\right)^n \quad (1.2)$$

Dans l'équation ci-dessus, l'exposant n dépend du mécanisme de frittage. Compte tenu de l'expression d'Arrhenius pour la température, la dépendance de la température de frittage par rapport à la taille des particules est la suivante.

$$\ln\left(\frac{d_1}{d_2}\right) = \frac{Q}{R} \left[\frac{1}{T_1} - \frac{1}{T_2}\right] \quad (1.3)$$

Où Q est l'énergie d'activation pour le mécanisme de frittage prédominant, R est la constante des gaz, d_1 et d_2 sont les différentes tailles de particules de poudre pour la matrice et le renfort et T_1 et T_2 sont leurs températures de frittage respectivement [11].

Lors du processus de frittage d'un échantillon, les mécanismes menant à une densification se produisent principalement par la diffusion des espèces à l'intérieur du solide, parfois aussi par voie gazeuse. Il existe plusieurs voies de diffusion possibles, regroupées en deux catégories : les mécanismes densifiants et non-densifiants, comme illustré dans la Figure 1.7 [9].

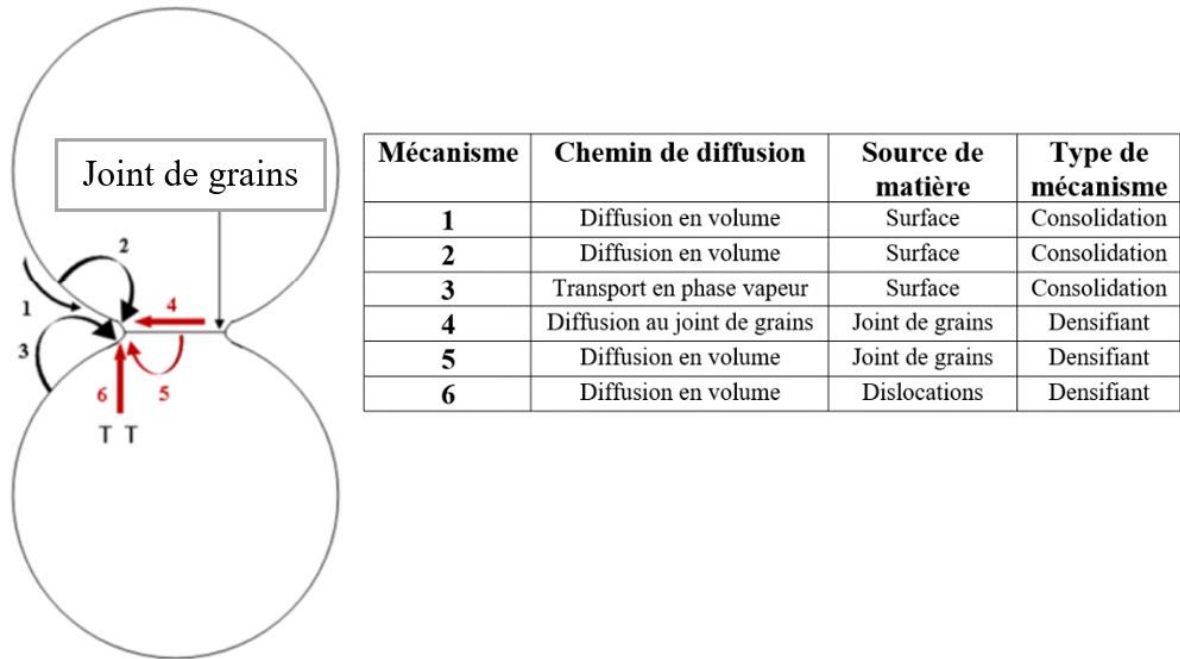


Figure 1.7. Représentation des différents chemins de diffusion lors du frittage [9, 11].

1.5. Les procédés de déformation plastique

1.5.1. Le frittage conventionnel

1.5.1.1. Le compactage de poudre

Le compactage des poudres est une étape cruciale dans la fabrication des pièces métallurgiques par frittage conventionnel. La théorie du compactage analyse comment les particules de poudre s'organisent et se compriment sous l'action d'une force de compression, en prenant en compte divers paramètres tels que la taille, la forme et la distribution des particules, ainsi que la nature des surfaces et les conditions ambiantes. Les déformations plastiques et élastiques subies par les particules pendant le compactage jouent un rôle crucial dans la densification du matériau. Les modèles basés sur la théorie du compactage permettent de prédire la densité finale de la pièce et d'optimiser les paramètres du processus de compactage. Ce processus implique l'application de pression pour former une pièce appelée compact vert.

Le compactage des poudres métalliques peut être réalisé par différentes méthodes, notamment le pressage uniaxial conventionnel (voir Fig. 1.8). Cette méthode offre une

Chapitre 1 : Généralités sur les procédés de déformation plastique

fabrication rentable de produits quasi nets avec une faible densité de poudre initiale. Pour assurer une densité uniforme et prévenir la formation de fissures internes dans les compacts verts, il est crucial de réduire au minimum les gradients de densité et les fissures lors du processus de compactage. Les presses actuelles offrent des mouvements multiples qui permettent de varier la force et le taux de compression, offrant un contrôle plus précis de la solidification et une uniformité de densité accrue. Ces avancées technologiques permettent la fabrication de compacts présentant une grande complexité géométrique avec une densification plus homogène, réduisant ainsi la distorsion et le rétrécissement des compacts verts lors des étapes suivantes.

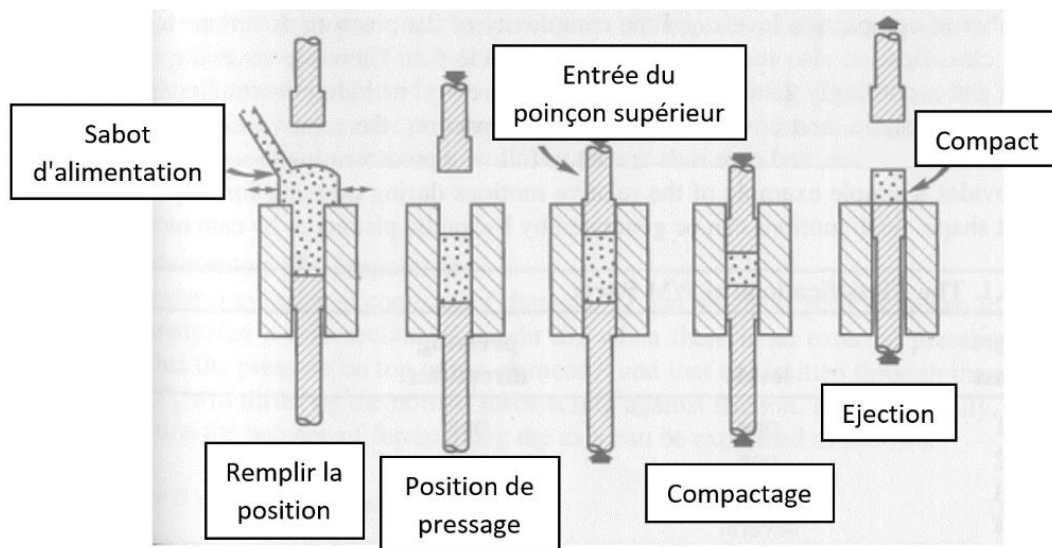


Figure1.8. Le cycle de compactage [15].

Le pressage peut être uniaxial à double ou simple action (voir Fig. 1.9), avec une distribution de densité plus symétrique dans le cas d'une double action. Les lubrifiants sont utilisés pour faciliter l'éjection du compact de la matrice et réduire la charge radiale. Les lubrifiants couramment utilisés, à base d'acide stéarique, doivent être éliminés avant le frittage. L'équilibre des lubrifiants est ajusté pour minimiser la charge radiale et maximiser les propriétés du compact vert. La résistance du compact vert doit être suffisante pour être manipulée, mais elle est inférieure à celle obtenue après le frittage. Localement, des changements brusques de densité peuvent résulter de l'impact du frottement sur la densification des poudres à la surface des compacts [12-15].

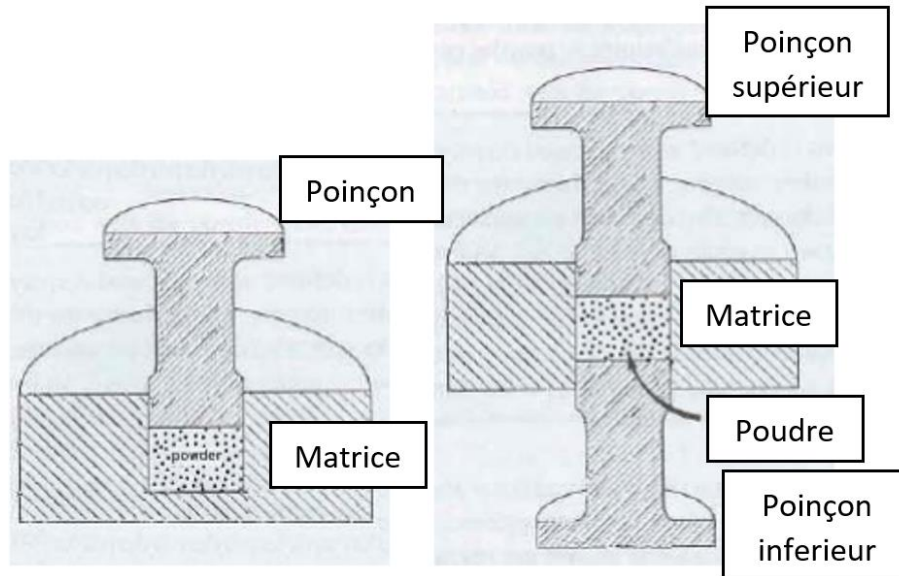


Figure1.9. Le pressage uniaxial à double et à simple action [15].

1.5.1.2. Les techniques de compactage

Le compactage des poudres est un procédé couramment utilisé pour la production de pièces en grande quantité sans gaspillage de matière. Les techniques de compactage les plus répandues sont le compactage uniaxial, le moulage par injection de métaux et le pressage isostatique à chaud ou à froid. Le compactage uniaxial utilise un poinçon pour comprimer la poudre dans une matrice rigide. Cette technique peut être modifiée en changeant la configuration des poinçons et leurs calendriers de déplacement. Le pressage isostatique utilise une matrice flexible qui est scellée avec de la poudre à l'intérieur et qui est immergée dans une chambre de fluide qui est ensuite pressurisée hydrauliquement. Cette technique crée une pression uniforme de tous les côtés de la pièce, ce qui se traduit par une distribution plus uniforme de la densité. Le compactage triaxial combine le compactage uniaxial et le pressage isostatique, mais il est principalement utilisé pour la recherche et le développement de paramètres de matériaux pour les modèles de compactage de poudre par éléments finis. Cependant, cette méthode est difficile et chronophage, et peu d'installations sont équipées pour la détermination des paramètres des poudres métalliques [12-15].

1.5.1.3. La consolidation de poudre

De manière générale, le compactage consiste à comprimer les particules de poudre, réduisant ainsi l'espace vide entre les particules d'une poudre en vrac. Les étapes du processus

de compactage (voir Fig. 1.10) sont en général similaires en termes de densification de la poudre.

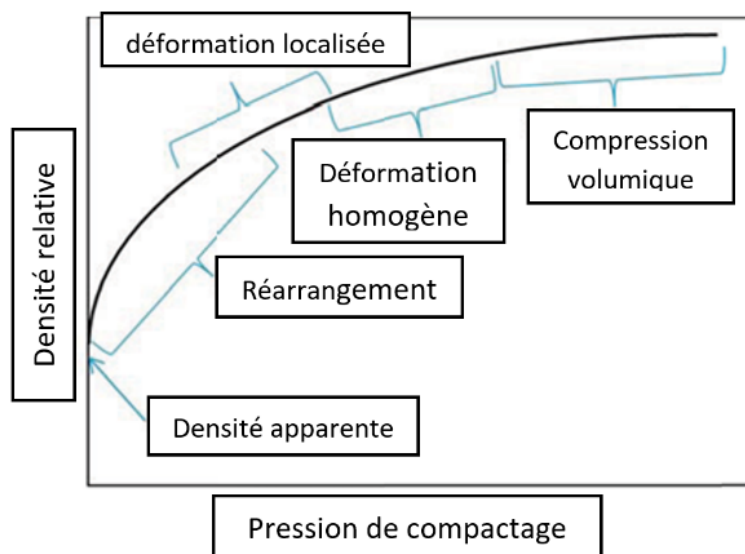


Figure 1.10. L'évolution de la densité pendant le compactage.

Tout d'abord, les particules elles-mêmes commencent à se réorganiser en une configuration plus serrée, ce qui entraîne une augmentation rapide de la densité. Une fois que les particules sont aussi serrées que possible, les contacts ponctuels entre les particules commencent à se déformer sous l'effet de la pression de compactage et le nombre de particules touchant une particule donnée augmente. La phase de déformation homogène commence alors et les vides entre les particules commencent à s'effondrer, et les particules commencent à prendre une forme polygonale au fur et à mesure que la déformation plastique s'installe. Les particules commencent à s'endurcir et à se fragiliser. L'étape de déformation en vrac du compactage n'offre que très peu d'avantages en termes d'augmentation de la densité du compact vert, avec seulement l'effondrement de très petits pores. Un autre aspect du compactage en filière qui doit être pris en compte est l'effet du frottement entre la filière et la paroi [14].

1.5.2. Théorie de frittage

Le frittage est un processus clé de la métallurgie des poudres qui consiste à chauffer les pièces métalliques compactées pour les faire fondre et les fusionner ensemble. Pour obtenir des pièces de qualité et durables, le processus de frittage doit être bien maîtrisé. La théorie du frittage se concentre sur les mécanismes qui régissent la fusion des particules de poudre au cours du processus de frittage.

Chapitre 1 : Généralités sur les procédés de déformation plastique

À mesure que les particules de poudre sont chauffées, elles se déforment et fusionnent. Les particules les plus petites fondent en premier et se lient aux particules plus grandes, créant ainsi des ponts de liaison entre les particules. À mesure que la température augmente, ces ponts de liaison se renforcent et les pores entre les particules diminuent de taille, entraînant une augmentation de la densité de la pièce finale.

Des modèles de simulation numérique basés sur la théorie du frittage sont utiles pour prédire le comportement de la poudre sous différentes conditions de frittage. Ils peuvent aider à optimiser les paramètres du processus de frittage pour obtenir une densité et une microstructure optimales, ce qui peut améliorer la résistance et la durabilité de la pièce. En somme, la théorie du frittage est un domaine clé de la métallurgie des poudres qui permet de mieux comprendre les mécanismes de fusion des particules de poudre au cours du processus de frittage. Cette théorie aide à optimiser les paramètres du processus de frittage pour obtenir des pièces métalliques de qualité avec une densité et une microstructure optimales, ce qui améliore leur résistance et leur durabilité [12].

1.5.2.1. Le frittage à froid

a. Les techniques de Frittage à ultra basse énergie (ULES)

La réduction de la consommation d'énergie a stimulé les chercheurs à développer des méthodes de frittage fonctionnant à des températures plus basses (300°), ce développement a réalisé le frittage à ultra basse énergie (ultra low energy sintering (ULES)) qui est défini par quatre paramètres principaux - liquide, poudre, chaleur et pression. Plusieurs techniques ULES ont été développées au cours des dernières années, et toutes ont pour caractéristique commune la consolidation à basse température en utilisant une pression élevée (des centaines de MPa) en présence d'une phase liquide transitoire, qui accélère la plasticité, la diffusion aux joints de grains/surface et le transport de masse [16, 17].

Ces techniques apparaissent dans l'ordre suivant : Frittage par réaction hydrothermique (Hydrothermal Reaction Sintering (HRS)) en 1976 ; Frittage à froid (Cold Sintering (CS)) en 1979 ; Pressage à chaud hydrothermique (Hydrothermal Hot Pressing (HHP)) en 1984 ; Densification hydrothermique réactive en phase liquide (reactive Hydrothermal Liquid-Phase Densification (rHLPS)) en 2007 et Procédé de frittage à froid (cold sintering process (CSP)) en 2016.

Par la suite de cette partie, nous allons détailler uniquement la technique de ULES la plus moderne, nous allons parler au Procédé de frittage à froid CSP [16].

b. Procédé de frittage à froid (CSP)

Définition de CSP

Le procédé de frittage à froid (CSP) est un procédé de consolidation récemment développée, il est assisté par une pression uniaxiale à basse température, utilisant des solutions aqueuses comme solvants transitoires pour effectuer une densification par un processus de dissolution-précipitation [18].

Nous pouvons aussi définir le frittage à froid CSP comme le processus par lequel une poudre inorganique est densifiée en présence d'une phase liquide transitoire contient généralement de l'eau. La consolidation est effectuée sous une pression de l'ordre de quelques centaines de MPa et une température entre la température ambiante et une température au-dessus du point d'ébullition du liquide par 200°C [19]. Cependant, les taux et les temps optimaux d'application de la pression et de la température sont spécifiques aux matériaux [17].

La figure 1.11 présente le processus général de frittage à froid [16]. Le frittage à froid nécessite un frittage transitoire assisté par un liquide sous une certaine pression, qui montre ensuite un processus de densification similaire à celui du frittage en phase liquide, et donc, le mouillage uniforme est critique dans le processus de frittage à froid [20]. Le mélange est préparé en utilisant 4-25% en poids de liquide en utilisant les méthodes de mélange traditionnelles, telles que le broyage à billes et l'agitation mécanique [19, 20].

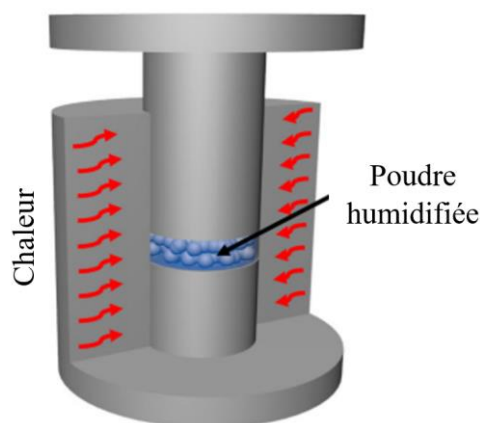


Figure 1.11. Le procédé de frittage à froid (CSP) [16].

Les étapes de frittage à froid (CSP)

La CSP peut être divisée en deux étapes selon la disposition des particules dans la phase liquide. L'étape I se poursuit jusqu'à ce que les particules solides entrent en "contact" et forment un réseau solide continu. L'étape II commence à la fin de l'étape I.

Pendant l'étape I, l'application d'une pression au milieu liquide entraîne une compression isostatique des particules. Au cours de l'étape I, quatre phénomènes principaux sont intéressants se produisent :

- (i) le matériau est partiellement dissous dans le liquide;
- (ii) une augmentation de la taille moyenne des particules;
- (iii) des phénomènes de recristallisation peuvent se produire (entraînant la formation de nouveaux cristaux ou de nouvelles phases à partir du liquide);
- (iv) l'échantillon commence à sécher.

Pendant l'étape II, la pression externe est maintenue et les particules solides entrent en contact en formant une structure rigide. Au cours de cette étape, quatre phénomènes se produisent [19]:

- (i) le réarrangement des particules dû à la présence d'un liquide (analogue à tous les procédés de frittage en phase liquide);
- (ii) l'évaporation du liquide;
- (iii) la précipitation des solides à partir d'une solution sursaturée;
- (iv) le frittage, associé au transport de masse et à la modification de la forme des particules.

Les avantages de Procédé de frittage à froid (CSP)

La Procédé de frittage à froid (CSP) est technique de fabrication durable de matériaux avancés qui permet de [16, 18, 19] :

- fritter à froid des polymères thermoplastiques et des matériaux céramiques.
- produire des matériaux et des composites uniques qui ne peuvent être fabriqués avec d'autres techniques;
- d'intégrer des céramiques à des matériaux organiques qui permet la fabrication d'une nouvelle classe de composants hybrides (organiques/inorganiques);

Chapitre 1 : Généralités sur les procédés de déformation plastique

- obtenir des propriétés fonctionnelles améliorées;
- l'intégration possible dans l'impression 3d;
- produire de nouvelles catégories de matériaux qui ne peuvent être fabriqués par les voies conventionnelles.

1.5.2.2. Le frittage à chaud

a. Le pressage isostatique à chaud (HIP)

Définition

Le pressage isostatique à chaud (HIP), illustré dans la Figure 1.12, est un processus crucial pour la consolidation de poudres utilisé intensivement dans la recherche et le développement de divers matériaux tels que les métaux et les céramiques. Il a été inventé en 1955 pour des applications de collage par diffusion dans l'industrie nucléaire. Le pressage isostatique à chaud (HIP) trouve des applications majeures dans la métallurgie des poudres, la céramique, la réparation des pièces moulées et l'assemblage par diffusion. Il est basé sur l'application simultanée d'une pression isostatique et d'une température élevée à une pièce, ce qui a pour effet de consolider la pièce. Le moyen de pression utilisé est un gaz inerte tel que l'argon ou l'azote, qui est pompé dans un récipient sous pression et pressurisé jusqu'à 200 MPa, tandis qu'un four dans le récipient produit des températures allant jusqu'à 2000°C. La pièce est généralement encapsulée dans une capsule sous vide en tôle, en céramique ou en verre [7, 21].

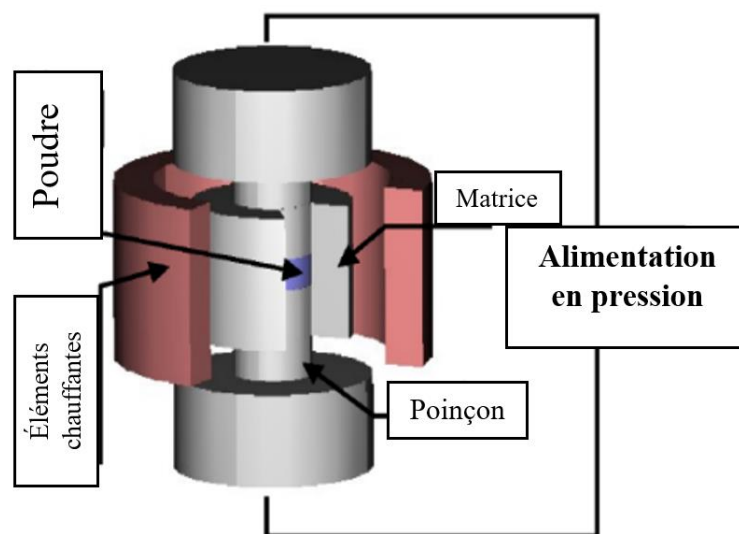


Figure 1.12. Présentation schématique de la technique de pressage isostatique à chaud [7].

Chapitre 1 : Généralités sur les procédés de déformation plastique

L'HIP implique l'application de cycles à haute température et pression, dont il existe quatre types de base, comme suite [21, 22]:

cycle 1. Un cycle de chargement à froid, où la température est augmentée quelque temps après la pression, les deux atteignant leur pic en même temps : cela donne un bon contrôle géométrique dans l'encapsulation de la tôle;

cycle 2. Un cycle de chargement à chaud, où la pression est appliquée après que la température a atteint la valeur désirée : ceci est particulièrement important pour les produits encapsulés dans du verre, car une application précoce de la pression fissurerait l'encapsulation fragile du verre;

cycle 3. La température est augmentée seulement après avoir atteint la pression requise, favorisant ainsi la recristallisation des particules de poudre grâce à la déformation plastique, ce qui permet d'utiliser une température plus basse;

cycle 4. Un cycle rentable, Augmentant conjointement la pression et la température, ce processus vise à diminuer la durée du traitement.

Domaines d'utilisation de procédé HIP

Le procédé HIP peut être utilisé directement pour consolider une poudre ou en complément pour densifier une pièce pressée à froid, frittée ou coulée. Ainsi que pour optimiser les propriétés des dernières générations de pales moulées à la cire perdue monocristalline et à solidification dirigée. Le pressage à chaud peut également être utilisé pour rajeunir les aubes de turbine en éliminant la porosité de fluage développée pendant le service. Une autre application fondamentale du procédé HIP est le gainage. Le gainage est le collage sélectif de matériaux de rechargement sur diverses surfaces de substrat. Un matériau moins coûteux est recouvert d'une fine couche de métal en poudre, créant ainsi un tampon sur sa surface d'usure. Cela permet de réduire les coûts en plaçant les matériaux coûteux et résistants à l'usure uniquement là où ils sont nécessaires. En conséquence, les propriétés de résistance à l'usure sont améliorées sans encourir de pénalités financières inutiles [21, 22].

Les avantages de procédé HIP

Le procédé HIP offre plusieurs avantages par rapport aux procédés conventionnels, dont beaucoup résultent de la nature isostatique de la pression appliquée [21]:

- les poudres sont consolidées à des densités plus élevées à des températures plus basses;
- des formes très complexes peuvent être traitées;
- les pièces fabriquées par l'HIP ont une densité homogène;
- les matériaux fragiles peuvent être traités en raison du chauffage plus uniforme;
- l'amélioration des propriétés mécanique;
- la possibilité de fabriquer des pièces composites

b. Le pressage à chaud (HP)

Définition

La technique de pressage à chaud (Hot pressing HP) est un procédé de frittage de poudres métalliques, céramiques et aussi divers matériaux composites. Pendant le processus de frittage, la densification est obtenue en chauffant et en pressant simultanément la poudre à haute pression, haute température et faible taux de déformation. La poudre est placée dans une matrice, puis chauffée par un système de chauffage. Nous chauffons la poudre et en appliquant simultanément une pression élevée sur les pistons supérieur et inférieur ou sur le piston supérieur et en fixant le piston inférieur (ça dépend de la machine utilisée). En général, la densification est due au réarrangement des particules, à la déformation plastique, à la diffusion aux limites des grains et à l'élimination des pores [23-25].

Les types de technique de pressage à chaud

1- Chauffage indirect par résistances à l'extérieur du moule

Le chauffage indirect par résistance (voir Fig. 1.13) est consisté à chauffer le moule ou la matrice par convection. Donc le moule est placé à l'intérieur d'un four chauffé par des éléments chauffants en graphite qui sont chauffés par un courant électrique. Cette technique permet d'atteindre des températures élevées de manière homogène, quelle que soit la conductivité électrique et thermique du moule, ainsi que la chaleur et la pression à l'intérieur de celui-ci. Ces avantages donnent la possibilité de préparer de très grands échantillons dont le diamètre peut atteindre 150 mm. Malgré les avantages de cette technique et le simple

principe de fonctionnement, mais elle nécessite un temps lent pour accomplir l'opération et un chauffage prolongé à haute température qui va augmenter la taille des grains du matériau obtenu, ce qui affecte sa dureté et sa ténacité et ses propriétés mécaniques [25].

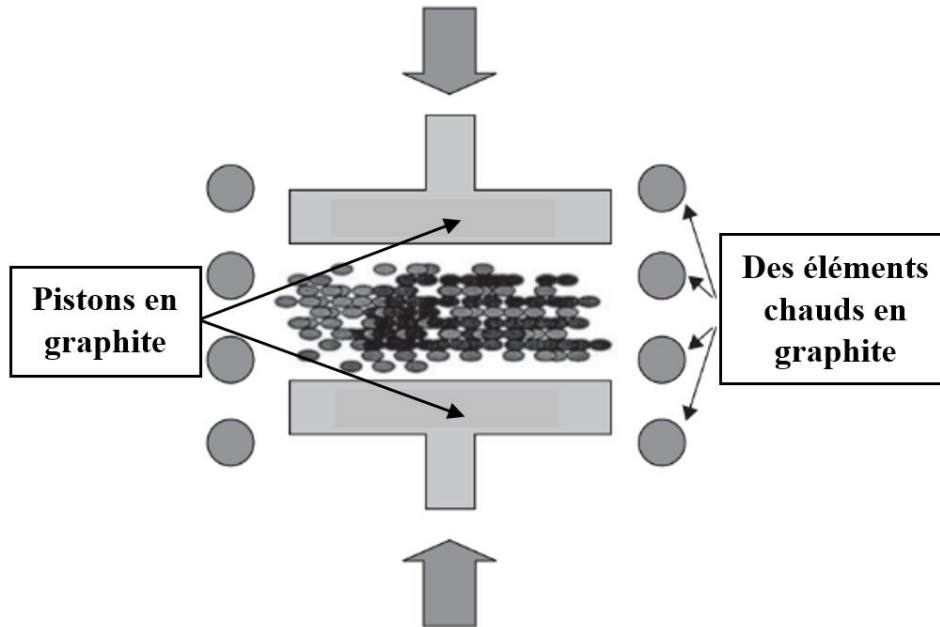


Figure 1.13. Pressage à chaud par chauffage indirect par résistance [23].

2- Chauffage par induction dans le moule

Dans le chauffage par induction (voir Fig. 1.14), le moule est en graphite ou en acier électriquement et thermiquement conducteur, il est placé à l'intérieur d'une bobine d'induction branchée sur un générateur électrique. La bobine produit de la chaleur sous l'effet d'un champ électromagnétique haute fréquence. La pression est appliquée par un ou deux cylindres sur les poinçons (les pistons). En plus, la pression appliquée et la puissance inductive sont indépendantes. Cette technique permet de traiter des poudres ayant une phase liquide en appliquant des pressions faibles si nécessaire, mais la diffusion de température ne réalise qu'avec l'effet de la conduction thermique à travers le moule et cela limite la vitesse de chauffage [23-25].

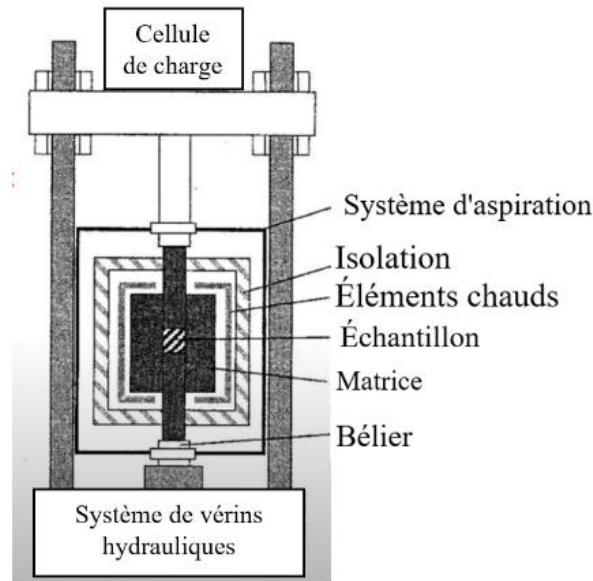


Figure 1.14. Présentation de la machine de HP et ses composants [26].

3- Chauffage direct du matériau à l'intérieur du moule (SPS)

Dans le pressage à chaud direct, le chauffage est provoqué par le passage du courant électrique dans le moule. La résistance électrique du moule et de l'échantillon en poudre génère de la chaleur par effet joule. C'est la méthode de frittage plasma étincelle SPS

Le SPS également connue sous les noms de Technologie de frittage assisté par le terrain (Field Assisted Sintering Technology (FAST)), Frittage activé par plasma (Plasma Activated Sintering (PAS)) et Frittage activé/assisté par courant électrique (Electric Current Activated/ Assisted Sintering (ECAS)), est une technique de densification de poudre combine l'application simultanée d'une contrainte mécanique uniaxiale et la circulation d'un courant électrique de forte intensité et de faible tension.

Le système SPS est composé de poinçons supérieur et inférieur, électrodes supérieur et inférieur, d'une matrice, d'un générateur de courant continu pulsé et d'un thermocouple pour contrôler la température. Tous ces composants sont placés dans une chambre à vide. La poudre à mettre en forme est introduite dans une matrice conductrice, généralement en graphite. La pression est parfois appliquée sur les électrodes supérieur et inférieur et parfois sur l'électrode supérieur et en fixant l'électrode inférieur (tout dépend de la machine utilisée, (voir Fig. 1.15).

Le courant électrique traverse la matrice, les poinçons et la poudre. Si la poudre est conductrice, elle chauffe par effet Joule ; si isolante, elle chauffe par conduction depuis

l'outillage. Le chauffage volumétrique par effet Joule permet un chauffage rapide, réduisant le temps de frittage à quelques minutes au lieu de plusieurs heures [5, 6, 10, 27, 28].

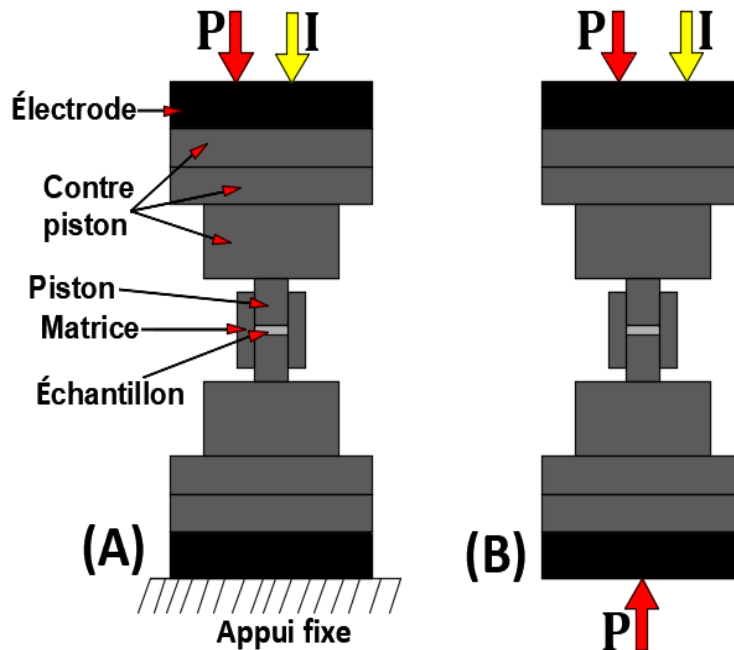


Figure 1.15. Présentation schématique de la machine SPS et ses composants, (A) machine avec application d'une pression sur l'électrode supérieur, (B) application de pression sur les deux électrodes supérieur et inférieur.

1.6. Le frittage plasma étincèle (SPS)

1.6.1. Mécanisme impliqué dans le processus SPS

Les mécanismes de densification pendant la SPS sont difficiles à mettre en évidence et ils sont jusqu'à aujourd'hui un sujet majeur de discussion entre les chercheurs, mais la théorie la plus communément acceptée est la théorie des micro-étincelles/plasma qui repose sur le phénomène de décharge électrique.

Lors du frittage par SPS et pendant une décharge électrique, les ions migrent d'une particule à une autre en produisant ce que nous appelons un plasma. Les particules subissent la fusion et la vaporisation en surface, tandis que l'application d'une pression favorise la création de liaisons chimiques entre elles. Ce mécanisme est montré dans la figure 1.16 et nous pouvons le décomposer en cinq étapes comme la suite :

Chapitre 1 : Généralités sur les procédés de déformation plastique

- 1- Stade initial de la décharge d'étincelles.
- 2- Génération d'un plasma.
- 3- Actions de vaporisation et de fusion sur les surfaces des particules.
- 4- Génération de la pression d'impact de l'étincelle. Pulvérisation des particules vaporisées/fondues.
- 5- Formation de liaisons chimiques (cols) entre les particules de la poudre.

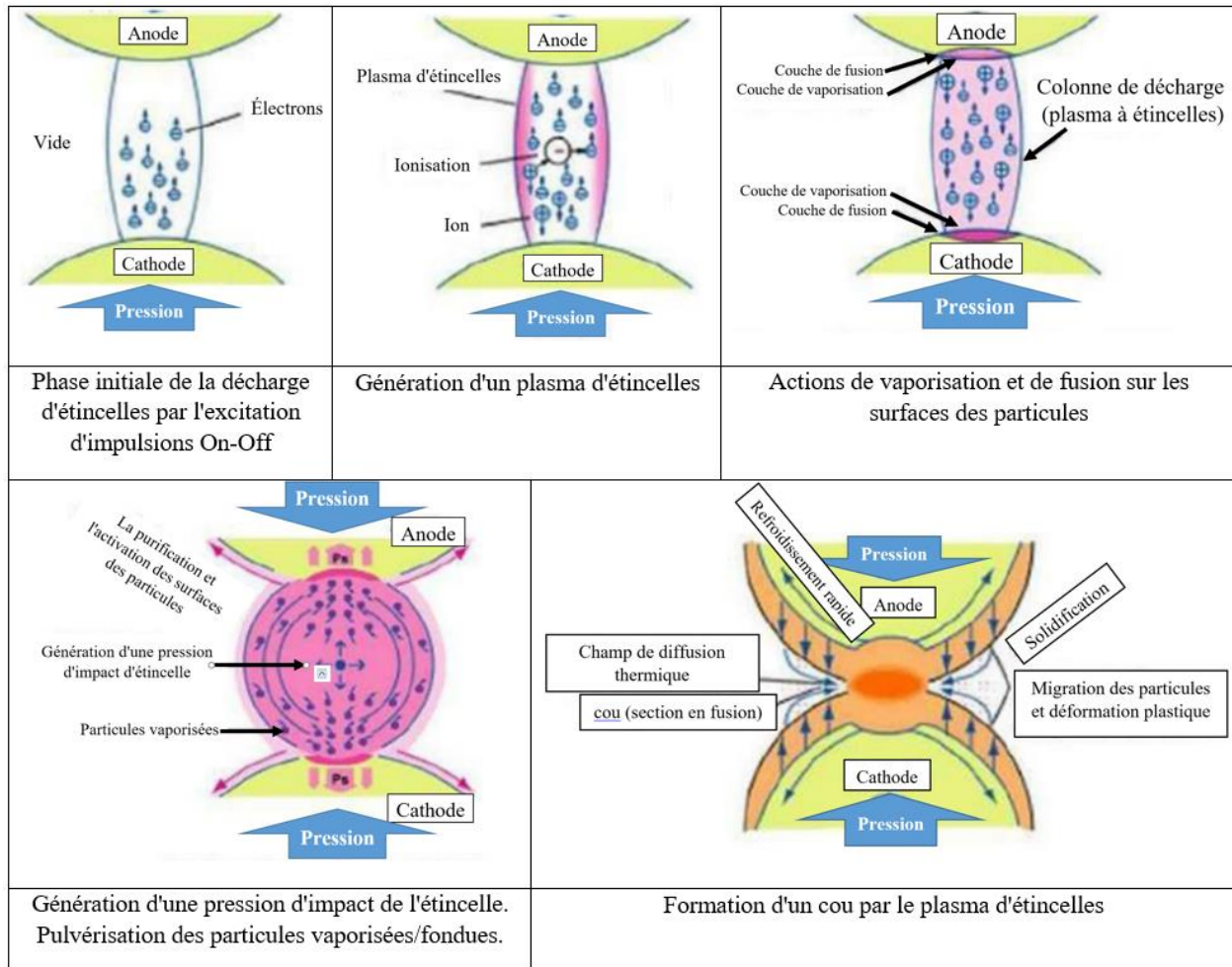


Figure 1.16. Les mécanismes de frittage pendant le SPS [29, 30].

Dans certains cas de frittage de métaux et en présence d'un courant électrique élevé nous distinguons un autre mécanisme qui pourrait se produire que nous l'appelons « l'électromigration ». Dans ce mécanisme, les électrons se déplacent en créant des vides et des tensions d'un côté et des compressions de l'autre. En plus, la taille du col augmente avec l'augmentation de l'intensité du courant. Cependant, l'électromigration est dominante pour les grandes particules ($> 10\text{-}\mu\text{m}$) et la faible porosité [29, 31].

1.6.1.1. Génération de plasma

Le processus SPS implique la décharge de micro-étincelles entre les particules de poudre voisines. Selon les inventeurs du procédé, ces impulsions électriques génèrent des décharges de plasma entre les contacts des particules, créant une pression impulsive qui facilite la diffusion des atomes au niveau des contacts.

Le plasma est un gaz chaud ionisé composé d'ions et d'électrons, soumis aux champs électriques et magnétiques qui se développent en son sein. Les forces exercées par ces champs sur les particules chargées confèrent à ces particules une propriété cohérente et collective qui les différencie des gaz neutres, faisant du plasma le quatrième état de la matière (voir Fig. 1.17).

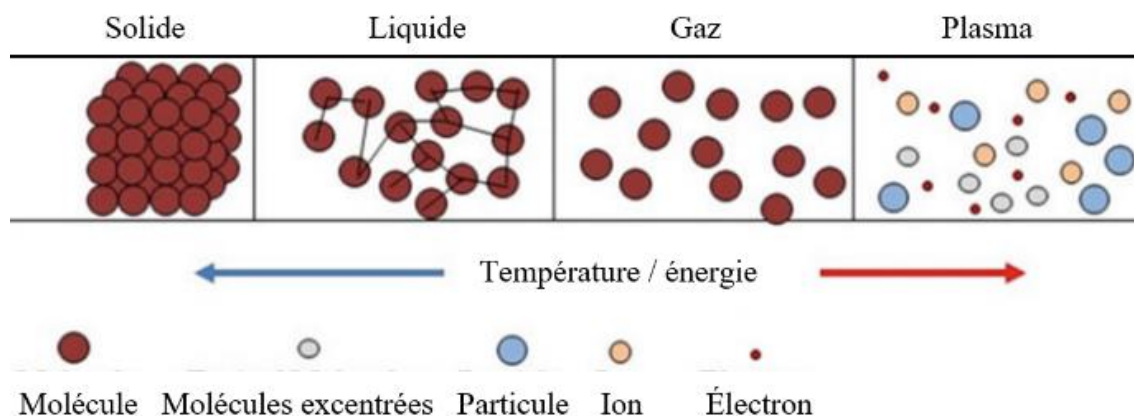


Figure1.17. Les états de la matière.

1.6.1.2. Chauffage par effet Joule

Le chauffage rapide des particules dans le processus SPS est obtenu grâce à l'effet Joule, qui se produit lorsqu'un courant électrique traverse un métal. Ce phénomène facilite le soudage des particules sous la pression mécanique, améliorant ainsi le taux de consolidation. En outre, le courant électrique génère un plasma, nettoyant les surfaces des particules et optimisant le frittage. Pour garantir un frittage homogène, il est essentiel de réduire les gradients de température au sein de l'échantillon, ce qui dépend de sa conductivité électrique. Afin d'éviter tout contact direct entre les pièces en graphite et l'échantillon, tout en assurant un contact électrique efficace entre toutes les parties, des papiers de graphite sont utilisés.

1.6.1.3. Courant pulsé

Le procédé SPS utilise un courant continu pulsé à haute intensité pour activer la consolidation. Des décharges électriques sont créées entre les particules, entraînant l'élimination des impuretés et facilitant le transfert de matière. Le processus se déroule sous vide ou dans une atmosphère de gaz inerte. Lorsqu'une décharge d'étincelles survient, un état local à haute température est induit, entraînant l'évaporation et la fusion à la surface des particules de poudre. Des liaisons intergranulaires sont favorisées par la formation de cols autour des zones de contact entre les particules. La méthode d'excitation par impulsion provoque des décharges d'étincelles successives, multipliant ainsi les positions où les cols se forment.

1.6.1.4. Pression mécanique

Le procédé SPS utilise une pression de chargement maximale de 80 à 140 MPa, combinée à la température pour obtenir une densification presque complète à une température inférieure de 200 à 250 °C par rapport aux procédés de frittage conventionnels. Pendant le processus SPS, une pression axiale est appliquée simultanément dès le début du cycle de frittage, en même temps qu'un courant électrique continu pulsé passe entre les électrodes de graphite. La déformation plastique du matériau chauffé se produit sous une charge uniaxiale pendant le processus de frittage. Le SPS est une combinaison de trois étapes : le chauffage par plasma, la fusion des particules et la diffusion, qui entraînent une densification de la poudre compacte à plus de 99 % de sa densité théorique [11].

1.6.2. Avantages de la SPS

- La méthode de frittage SPS est classée parmi les techniques de frittage à basse température. En général, la température employée est inférieure à celle requise par les méthodes de frittage traditionnelles.
- Cette technique permet également de fabriquer des matériaux composites et des matériaux en couches avec une microstructure plus homogène.
- La technique SPS permet de fritter des matériaux dissemblables sans les faire fondre
- Un coût de production inférieur à celui des techniques de frittage conventionnelles.
- En outre, l'utilisation d'impulsions de courant continu permet d'augmenter le taux de diffusion.

Chapitre 1 : Généralités sur les procédés de déformation plastique

- Le SPS présente à la fois un rendement énergétique élevé et une facilité d'utilisation.
- Une haute vitesse de chauffage qui limite Les réactions indésirables.
- La SPS permet d'utiliser une pression plus élevée que dans les techniques de frittage conventionnelles, ce qui permet d'atteindre des densités élevées en peu de temps et à basse température.
- Le temps de densification de la SPS est considérablement réduit à quelques minutes par rapport aux heures nécessaires pour les techniques de frittage conventionnelles [6, 11, 27, 28].

1.6.3. Inconvénients de la SPS

- Il est possible de préparer uniquement des formes symétriques simples.
- Un générateur de courant continu pulsé coûteux est nécessaire pour cette technique.
- Pour les matériaux en poudre de moins de 100 nm, il est possible d'obtenir une densification non uniforme en raison la température de frittage élevé [6, 11, 27, 28].

1.6.4. Analyse des relations constitutives dans le frittage par étincelage au plasma

Le modèle constitutif du frittage plasma étincelle est basé sur les hypothèses suivantes :

a. Le champ électrique n'affecte que le schéma de chauffage et donc la distribution de la température dans l'ensemble de l'outillage SPS et du compact poreux en générant de la chaleur Joule in-situ.

b. La consolidation du compact poreux en poudre dans le SPS est un processus de densification assisté par des contraintes (mécaniques et de frittage) régi par la loi de puissance du fluage et la théorie du continuum du frittage à haute température.

c. La déformation de l'outillage des SPS est régie par la théorie de l'élasticité.

1.6.5. Objectifs de la simulation de SPS

Des études de modélisation et de simulation sur le processus SPS ont été menées généralement pour deux objectifs :

Chapitre 1 : Généralités sur les procédés de déformation plastique

- vérifier le rôle des paramètres critiques supposés du procédé et faire des prédictions sur leurs effets;
- expliquer les observations obtenues dans le traitement de divers matériaux par cette technologie;
- la modélisation et la simulation aideront les concepteurs à optimiser le processus pour obtenir de meilleures propriétés des matériaux et une plus grande efficacité de fabrication;
- étudier les mécanismes de densification, et améliorer notre compréhension des aspects fondamentaux du processus SPS.

1.6.6. Comparaison entre l'HIP et le SPS

Le pressage à chaud utilise le transfert de chaleur par rayonnement dans le vide, et le transfert de chaleur par rayonnement et convection dans une atmosphère inerte. La masse thermique est relativement plus importante (y compris l'élément chauffant, l'espace de la chambre, l'outillage en graphite et l'échantillon) que celle de la SPS (outillage en graphite et échantillon uniquement). Par conséquent, son chauffage est lent et son efficacité énergétique faible.

Bien que l'on constate que le mécanisme de chauffage de la SPS est différent de celui du pressage à chaud, ces deux technologies partagent également une quantité significative de similitudes en termes d'aspects mécaniques. Elles utilisent toutes deux un outillage en graphite et utilisent une pression uniaxiale pour densifier l'échantillon de poudre dans la matrice en graphite pendant le chauffage. Par conséquent, il est raisonnable de considérer la SPS comme un dispositif similaire à la presse à chaud mais avec une vitesse de chauffage beaucoup plus flexible [7].

1.7. Les résistances de contact thermique et électrique

Toutes les surfaces présentent une certaine topologie et rugosité, empêchant ainsi un contact parfait et continu entre elles. Par conséquent, la surface portante est plus petite que la surface apparente. La Figure 1.18 illustre la rugosité de deux surfaces en contact à une échelle microscopique. Lorsqu'un courant électrique ou un flux thermique traverse ce contact, il doit

Chapitre 1 : Généralités sur les procédés de déformation plastique

passer par de petites zones de contact locales plutôt que par l'ensemble de l'interface (voir Fig. 1.19). Cela entrave la circulation du courant et du flux thermique, phénomène désigné sous le terme de résistance de contact électrique (ECR) pour le courant électrique et de résistance de contact thermique (TCR) pour le flux thermique.

En cas de sollicitation mécanique de compression perpendiculaire à la surface de contact, des déformations et fractionnements locaux des matériaux peuvent se produire. Ces déformations augmentent les zones de contact entre les surfaces, tandis que les fragments comblent les espaces vides, augmentant ainsi la surface réelle de contact et réduisant la résistance [4, 27, 32].



Figure 1.18. La rugosité de deux surface en contact à l'échelle microscopique.

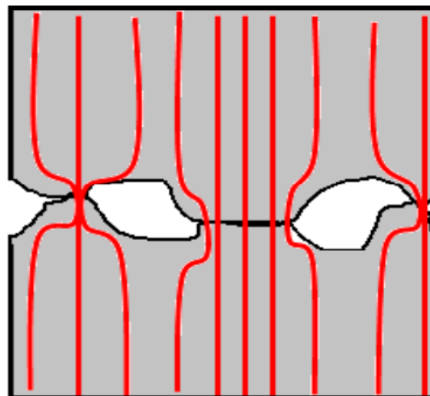


Figure 1.19. Passage du courant électrique (lignes rouges) à travers une interface de contact rugueuse [4].

Deux types d'interfaces peuvent être distingués dans une machine SPS. Le premier type dépend du matériau des pièces en contact, tels que graphite/graphite, graphite/cuivre (le matériau de l'électrode), et graphite/échantillon. Le second type est déterminé par la position de la surface de contact, qu'elle soit horizontale ou verticale. En général, les interfaces de

Chapitre 1 : Généralités sur les procédés de déformation plastique

contact dans une installation SPS incluent électrode-contre-piston, contre-piston-piston, piston-échantillon, piston-matrice, et échantillon-matrice .

Bien que l'application d'une pression élevée réduise les résistances de contact, l'effet des résistances de contact verticales demeure important. En effet, ces dernières ne sont soumises qu'à une pression très faible, résultant de l'expansion thermique du piston et de l'échantillon [4, 27, 32].

1.8. Conclusion

Le présent chapitre définir en profondeur le domaine du comportement thermomécanique, mettant particulièrement l'accent sur les procédés de déformation plastique. La théorie classique de frittage et ses étapes ont été examinées, ainsi que les mécanismes de densification, et l'influence sur la croissance des grains des poudres. Les techniques de frittage conventionnel, à froid et à chaud ont été détaillées avec une analyse comparative entre les différents techniques de frittage en mettant l'accent sur la technique de frittage plasma étincèle. En outre, une introduction sur les résistances de contact thermique et électrique qui sont des phénomènes à comprendre pour bien contrôler les techniques de frittage a été menée.

***Chapitre 2 : Etat de l'art
sur les procédés de
déformation plastique***

2.1. Introduction

Le frittage est un processus au cours duquel des matériaux tels que les métaux et les céramiques sont compactés, transformant des matériaux en poudre en objets solides par l'application de chaleur et de pression à des températures inférieures à leur point de fusion. Dans ce chapitre, une analyse comparative entre différentes techniques de frittage sera entreprise. Cette analyse orientera notre attention vers la technique de frittage plasma étincelle pour la suite de ce chapitre.

Dans ce chapitre, plusieurs travaux scientifiques ont été compilés. Certains ont choisi de réaliser des études comparatives entre le SPS et d'autres techniques de frittage, tandis que d'autres ont exploré le potentiel du SPS pour la fabrication de nouveaux matériaux. De nombreux chercheurs se sont concentrés sur le comportement thermomécanique et électrique au cours du frittage, cherchant à maîtriser les gradients électriques, thermiques et mécaniques. D'autres encore ont étudié les effets de la technique de frittage plasma étincelle sur les propriétés des matériaux frittés et sur leur microstructure.

Le but de ce chapitre est de rassembler les travaux passés pour créer un état de l'art sur les techniques de frittage en se concentrant sur le frittage plasma étincelle et montrer ses principaux axes de recherches en étudiant les expériences des chercheurs précédents et leurs résultats. Ainsi, nous abordons les complexités et difficultés qui existent dans ce domaine et les points qui nécessitent une étude plus approfondie afin de faciliter la tâche pour les chercheurs qui souhaitent mener des études dans ce domaine pour améliorer cette technique.

2.2. Études de comparaison entre les techniques de frittage

Plusieurs études comparatives ont été menées par de nombreux chercheurs afin de déterminer les avantages et les inconvénients de chaque technique de frittage. Par la suite, nous allons présenter quelques études qui ont passé par ce chemin de recherche.

Munir et Anselmi-Tamburini [33] ont examiné de manière critique les caractéristiques importantes du processus de frittage activé par champ SPS. Ils ont constaté que, dans la

Chapitre 2 : Etat de l'art sur les procédés de déformation plastique

majorité des travaux, les échantillons produits par SPS présentent une taille de grain plus petite, une densité plus élevée, des joints de grain plus nets et autres propriétés intéressantes. Les contributions intrinsèques du courant au transport de masse ont reçu peu d'attention, mais leur rôle dans les procédés SPS est clairement démontré dans des études récentes.

Hayun et al [34] ont fabriqué du carbure de bore par SPS sans aucun additif de frittage dans le but de déterminer ses propriétés mécaniques statiques et son comportement dynamique en compression. Ils ont utilisé un appareil SPS (type HP D5/1, FCT System, Rauenstein, Allemagne) sous une pression de 32 MPa en variant la température de frittage entre 1900 et 2200 °C. Finalement, ils ont constaté que le carbure de bore fritté par la technique SPS présente une structure à grains fins avec une densité proche de la densité théorique. En plus, il montre des propriétés mécaniques avancées, tant statiques que dynamiques, et le temps de traitement est beaucoup plus court que celui requis pour le matériau ordinaire pressé à chaud. En résumé, le traitement SPS des céramiques en carbure de bore permet une fabrication plus rapide et moins coûteuse du produit final sans perte de performance mécanique.

Guillaume et al [35] ont fritté une poudre de zirconium granulé TZ3Y par pressage à chaud sous une pression de 100 MPa. Puis, ils ont comparé les résultats obtenus avec la même poudre frittée par SPS, en changeant la vitesse de chauffage et en gardant la même valeur de pression. Ils ont observé des cicatrices claires dans la microstructure des échantillons traités par SPS. Ces petites cicatrices dans la microstructure expliquent pourquoi la conductivité ionique des échantillons TZ3Y traités par SPS est meilleure que celle mesurée pour des échantillons ayant un développement microstructurel similaire mais frittés par HP.

Ashutosh et al [36] ont étudié la possibilité de densifier la composition HAp-20 % en poids de mullite par SPS, ainsi que l'utilité de SPS pour limiter les réactions de frittage et accélérer la densification. Ils ont utilisé une machine SPS (SPS Syntex INC, modèle : SPS-515S, Kanagawa, Japon) avec un courant continu de 0,5 à 1,5 kA à une température de 100-1200 °C sous une pression de 30 MPa. Enfin, ils ont obtenu un composite HAp-20 % en poids de mullite entièrement dense (98 %) à 1100 °C. En revanche, la même composition de matériau nécessiterait un frittage sans pression à 1350 °C pendant 2 heures pour atteindre une densité équivalente. De plus, les réactions de frittage ont pu être complètement limitées dans les échantillons frittés par SPS. Enfin, la dureté du matériau obtenu par SPS à 1100 °C

Chapitre 2 : Etat de l'art sur les procédés de déformation plastique

pendant 5 minutes est de plus de 7 GPa, tandis que la dureté maximale du frittage sans pression est de 3,5 GPa.

Zalite et al [37] ont réalisé une étude comparative entre la production de céramiques SiAlON nanostructurées par la méthode SPS et par le frittage sans pression. Ils ont utilisé l'équipement Toshiba (Dr. SINTER, SPS-825.CE) pour la méthode SPS, avec une pression de 30 MPa et une vitesse de chauffage de 100 °C/min jusqu'à 1600 °C, puis 50 °C/min de 1600 °C à 1700 °C, avec un temps de séjour isotherme à 1700 °C de 5 minutes. Pour les échantillons frittés sans pression, ils ont utilisé une vitesse de chauffage de 10 °C/min, une température de frittage de 1700 °C, et un temps de séjour de 2 heures. Finalement, ils ont constaté que les échantillons obtenus à 1700 °C par la méthode SPS et par le frittage sans pression présentent des caractéristiques similaires, ne différant que par le temps de traitement : avec la méthode SPS, l'échantillon a été obtenu en 23 minutes (100 °C/min ; 5 min.), tandis qu'avec le frittage sans pression, cela a pris 290 minutes (10 °C/min ; 120 min.).

Wang et al [38] ont fabriqué des aimants à base de NdFeB par frittage plasma étincelle (SPS) et par une méthode conventionnelle. Ils ont constaté que les spécimens fabriqués par SPS possèdent les mêmes excellentes propriétés magnétiques et de meilleures propriétés mécaniques que ceux fabriqués par la méthode conventionnelle.

Rajesh et Ranjit [39] ont consolidé le titane commercialement pur par SPS pour obtenir un compact entièrement dense tout en étudiant les microstructures et les propriétés mécaniques du matériau traité à température ambiante. Ils ont suivi un processus de frittage en trois étapes : a) Chauffage de la température ambiante à 600 °C à 100 °C/min pour assurer l'élimination de tous les composés volatils présents dans la poudre ; b) Chauffage à 1100 °C à une vitesse de 25 °C/min et maintien pendant 5 minutes ; c) Chauffage de 1100 à 1200 °C à la même vitesse et maintien pendant 5 minutes ; d) Chauffage à 1300 °C avec un temps de maintien de 10 minutes suivi d'un refroidissement sous vide dans la chambre SPS. Enfin, ils ont découvert que le titane CP dense et de haute qualité peut être traité en peu de temps par SPS, et que les problèmes tels que l'oxydation, la faible densité et la mauvaise microstructure rencontrés dans le traitement conventionnel du titane peuvent être facilement évités grâce au processus de frittage en trois étapes. De plus, ce processus de frittage a permis une densification à 100%, et la quantité de b-Ti résiduel a également été réduite avec cette méthode.

Chapitre 2 : Etat de l'art sur les procédés de déformation plastique

Mohamed et al [40] ont comparé la cinétique de densification des particules de titane frittées par SPS selon deux schémas expérimentaux différents : assisté par courant et isolé par courant. Ces schémas ont été réalisés sur le même appareil SPS (SPS LABOX 650 Sinter Land, Japon). Enfin, ils ont confirmé que les conditions SPS fournissent des taux de densification plus élevés que le chauffage conventionnel, surtout au cours des étapes initiales du processus de frittage. En plus, la densification se déclenche à une température plus basse pour le schéma assisté par courant.

Le frittage plasma étincelle (SPS) est une technique de traitement en une seule étape qui combine la technique de frittage par champ électrique et la technique de formage par pression uniaxiale. Cette technique présente de nombreux avantages par rapport à d'autres méthodes. Ces avantages incluent une vitesse de chauffage élevée et un temps de maintien permettant de minimiser le processus de croissance des grains et d'obtenir des matériaux avec des propriétés améliorées [41, 42]. Pour ces raisons, nous allons nous concentrer sur cette technique dans le reste de ce chapitre.

2.3. Production de matériaux par SPS

Le frittage plasma étincelle ouvre la porte à la production d'une grande variété de matériaux céramiques, métalliques et composites. Par la suite, nous allons présenter des travaux passés qui ont été intéressés par la possibilité de produire des matériaux spécifiques par SPS au cours des années précédentes.

Seung et Soon [43] ont fritté par SPS la poudre de carbure cimenté (WC) mélangée à des liants métalliques tels que Co, Fe et Ni dans l'objectif de trouver le processus nécessaire pour maintenir la taille des grains fins et d'étudier les propriétés mécaniques du matériau obtenu. Ils ont utilisé un système SPS (Sumitomo Coal Mining Co., Ltd.) avec un courant électrique de 1000 A et une pression de 50 MPa et une vitesse de chauffage de 100 °C/min. Enfin, le WC sans liant a été fritté avec succès par SPS à 1700 °C et la densité relative a dépassé 98% lorsque la température du SPS était de 1700 °C sous une pression de 50 MPa.

Tomonari et al [44] ont appliqué la méthode SPS (Spark Plasma Sintering) pour préparer des électrodes composites LiFePO₄/C applicables aux batteries rechargeables au lithium-ion cyclées à haute densité de courant, et examiner leurs densités de charge, leurs distributions de

Chapitre 2 : Etat de l'art sur les procédés de déformation plastique

taille de particules et leurs propriétés de charge/décharge par rapport à celles des poudres $\text{LiFePO}_4 + \text{C}$ mélangées de manière conventionnelle. Ainsi, ils ont utilisé une machine SPS (SPS-515S, Sumitomo Coal Mining) à une température de $600\text{ }^\circ\text{C}$ pendant 5 minutes. Finalement, les chercheurs ont préparé avec succès des électrodes composites denses LiFePO_4/C par la technique SPS. De plus, un traitement thermique à $600\text{ }^\circ\text{C}$ pendant le processus SPS peut être avantageux pour éliminer les espèces chimiques nuisibles à la surface de LiFePO_4 .

Dustin et al [45] ont créé des cermets d'aluminium au carbure de bore à gradient fonctionnel continu à l'aide d'un frittage au plasma par étincelle (SPS) dans le but de déterminer quantitativement à la fois l'étendue et la nature physique du gradient de température à l'intérieur du SPS lors de l'utilisation de la méthode de décalage de matrice (figure 1) et de déterminer la distribution chimique des matériaux fonctionnellement gradués (FGM) en utilisant l'énergie spectroscopique dispersive (EDS). Avant le SPS, le bore amorphe et le carbone amorphe étaient pressés à froid dans la matrice à l'aide d'une pression uniaxiale de 48 MPa . Les échantillons ont ensuite été soumis au SPS en utilisant les paramètres d'un appareil SPS Dr. Sinter 1050 (Sumitomo Coal Mining Co., Japon). La pression a été maintenue à environ 53 MPa et le rapport cyclique d'impulsion de courant continu a été fixé à 12 impulsions On et 2 Off. Après le SPS, les compacts partiellement poreux ont été infiltrés avec de l'aluminium fondu pur. Ils ont effectué une modélisation numérique par éléments finis en négligeant les pertes de chaleur latérales par conduction ou convection et en considérant que les échantillons sont denses à 100% pendant toute la simulation. Ils ont constaté que la densité des compacts poreux après le SPS varie quelque peu, mais s'est avérée généralement proche de 70% de la valeur théorique. L'effet de recuit du processus d'infiltration par fusion et la formation de petites quantités d' Al_3BC peuvent diminuer la concentration des défauts. Les résultats de la modélisation informatique confirment la présence d'un gradient de température important lors du décalage de la matrice par rapport aux poinçons.

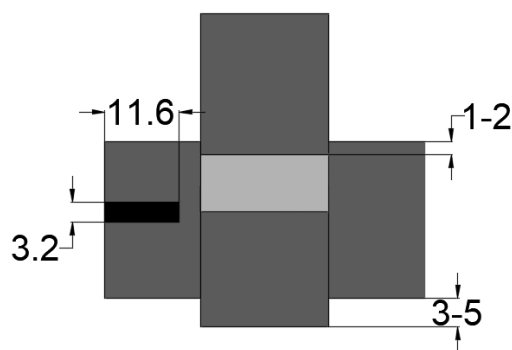


Figure 2.1. Présentation schématique de la matrice et le piston du dispositif SPS utilisé par **Dustin M. et al** [45].

Liwen et al [46] ont préparé une poudre hautement frittée de zirconium stabilisé à l'oxyde d'yttrium par un procédé glycine-nitrate combiné à un broyage à billes à haute énergie dans le but d'étudier les effets de la température de calcination sur les poudres précurseurs et du processus de frittage sur les propriétés optiques et la microstructure. Ils ont fritté les spécimens avec un appareil SPS Dr. Sinter 1050 (Sumitomo Coal Mining Co., Japon) à une température de frittage de 1200-1350 °C pendant 5 minutes sous une pression maximale de 100 MPa. Enfin, des céramiques 8YSZ transparentes ont été préparées par frittage SPS à 1300 °C pendant 5 minutes avec une croissance extensive des grains.

Etienne et al [47] ont étudié la densification de poudres de siliciure de magnésium par le procédé de frittage plasma étincelant SPS. Cela semble très problématique pour fritter avec succès les nanoparticules de Mg_2Si , car la taille nano favorise l'oxydation aux joints de grains. Ils ont utilisé une machine SPS (FCT HP D 25/1). La température et la pression maximales utilisées sont 775 °C et 50 MPa respectivement. La température et la pression sont élevées simultanément à leurs valeurs maximales. À la fin de la recherche, ils ont obtenu des composites denses qui présentent des microstructures originales à petits grains répartis de manière homogène dans une matrice à gros grains. La densité relative des pastilles frittées est d'environ 75%.

Seung-Wook et al [48] ont tenté de développer un électrolyte solide et une batterie rechargeable au lithium à l'état solide traitée par SPS en se concentrant sur la caractérisation de l'électrolyte soumis à la SPS et sur la faisabilité d'un assemblage ASSB avec l'électrolyte caractérisé et les électrodes $Li_4Ti_5O_{12}$ (LTO). Ils ont utilisé une machine SPS (Dr. Sinter SPS-511S, Sumitomo Coal Mining Co. Ltd.) avec une température de 300 à 1000 °C, avec

Chapitre 2 : Etat de l'art sur les procédés de déformation plastique

une vitesse de chauffage de 50 °C/min sous une pression de 50 MPa. Enfin, la batterie présente une structure bien organisée avec un bon chemin de percolation de diffusion du lithium et une faible résistance de contact solide sans aucun défaut ni réaction indésirable résultant de la méthode de frittage. De plus, le matériau présente également une bonne stabilité structurelle, ce qui est un défi critique rencontré dans les matériaux structurés en grenat traités dans des conditions de processus SPS sévères.

Sicong et al [49] ont combiné l'alliage mécanique (AM) et la SPS pour préparer des alliages multi-composants à haute entropie (HEAs) $\text{Al}_{0,5}\text{CrFeNiCo}_{0,3}\text{C}_{0,2}$. Ils ont utilisé la méthode de frittage par plasma d'étincelles Dr. Sinter Model SPS-825 (Sumitomo Coal Mining Co. Ltd) à une température de 1273 K sous une pression de 30 MPa pendant 8 minutes. Finalement, ils ont fabriqué le matériau avec succès, présentant une résistance à la compression de 2131 MPa, un taux de compression de 3,0%.

Radek et al [50] ont réalisé une étude expérimentale dans le but de trouver des conditions de frittage optimales. Ils ont choisi l'aluminure de fer (FeAl) pour la première phase, et comme phases secondaires, ils ont utilisé deux céramiques : l'alumine et la zircone stabilisée à l'oxyde d'yttrium, ainsi qu'une poudre métallique (acier inoxydable 316L), en utilisant l'instrument SPS 10-4 (Thermal Technology LLC, USA). La température de frittage était de 1100 °C, en un temps de 5 minutes et une pression de 60 MPa. À la fin de l'étude, ils ont constaté que le frittage avait conduit à une très bonne densification pour le FeAl, car aucun pore n'a été observé, et les grains ont montré une forme polygonale. De plus, un bon frittage a été obtenu pour l'échantillon, avec une annihilation de la plupart des joints de grains observée. Ainsi, les conditions de frittage trouvées ont été optimisées avec succès, et les propriétés mécaniques de base (dureté et résistance à la flexion) ont permis une comparaison mutuelle de l'efficacité du renforcement de la matrice et du processus de frittage.

Maxim et al [51] ont utilisé le frittage plasma étincelant à haute pression (HPSPS) pour fabriquer des spécimens polycristallins entièrement denses de Nd:YAG en étudiant les effets des paramètres HPSPS sur la microstructure et les propriétés mécaniques et optiques. Les expériences ont été réalisées à l'aide d'un appareil SPS (FCT Systems, Rauenstein, Allemagne) avec des paramètres variés. Les résultats de cette étude indiquent que le procédé HPSPS, peu coûteux et rapide, permet la fabrication de spécimens polycristallins Nd:YAG avec une microstructure submicrométrique, des propriétés mécaniques élevées et des propriétés optiques adaptées aux applications laser. De plus, ils ont trouvé que les paramètres

Chapitre 2 : Etat de l'art sur les procédés de déformation plastique

HPSPS optimaux pour le frittage de la poudre Nd:YAG étaient une vitesse de chauffage de 50 °C/min, une température de frittage de 1300 °C et une pression de 300 MPa.

Dariusz [52] a mené une étude expérimentale dans le but d'obtenir des composites MMCs Mg-SiC presque entièrement denses en peu de temps et de déterminer certaines propriétés mécaniques des composites obtenus par la méthode de frittage par plasma étincelant. À la fin de l'étude, il a constaté que le SPS est une technique efficace pour obtenir des composites Mg-SiC caractérisés par une densité presque complète (plus de 98%), une dureté atteignant 111 HV0.5 et une résistance à la compression allant jusqu'à 346 MPa.

Ali et al [53] ont préparé des structures de diamant de taille nanométrique par le procédé de frittage plasma étincelle. Ils ont utilisé une machine SPS (modèle Dr. Sinters SPS-2080, Sumitomo Coal mining Co., Japon) avec une température de frittage de 1700 °C, une vitesse de chauffage de 100 °C/min sous une pression de 100 MPa, et un courant continu appliqué d'environ 700 A. Enfin, ils ont réussi à préparer des structures de diamant de taille nanométrique sans catalyseur en convertissant directement les SWCNTs dans le processus SPS. De plus, des nanoparticules en forme de polyèdre avec un diamètre moyen d'environ 10 nm ont été générées avec succès et étaient entourées de couches graphitiques.

Kap et Soon-Jik [54] ont fabriqué des alliages TAGS-85 en utilisant la densification rapide et le frittage plasma étincelle pour obtenir des propriétés physiques et mécaniques exceptionnelles. Ils ont appliqué la microscopie électronique à transmission à haute résolution (HRTEM) pour analyser les jumeaux et les structures de domaine formés en raison des transitions de phase impliquant des structures cubiques B1 à haute température et des structures rhomboédriques à basse température. Finalement, ils ont constaté que l'échantillon fritté avait une densité relative de 99,8 %, et aucune impureté ou changement de phase n'a été observé lors du processus de frittage. L'échantillon fabriqué par solidification rapide a montré une structure de domaine complexe.

Elzbieta et al [55] ont discuté de la faisabilité de la technique SPS dans la densification de poudres d'alliage Fe-Mn-Cu-Sn-C broyées à la bille, destinées à la fabrication d'outils diamantés utilisés pour le traitement de matériaux abrasifs. Ils ont utilisé un système SPS de type HP D5. Enfin, ils ont consolidé avec succès les poudres d'alliage Fe-Mn-Cu-Sn-C à une densité proche de la pleine densité.

Chapitre 2 : Etat de l'art sur les procédés de déformation plastique

Kazakova et Grigoryev [56] ont réalisé des études expérimentales sur le frittage de céramiques par SPS à base de poudre de carbure de bore dans le but de déterminer ses propriétés physico-mécaniques (densité, microdureté, durabilité) et de découvrir les modes optimaux pour la production de ces céramiques à haute densité en utilisant une machine SPS de la marque « Labox-625 ». Le frittage a été effectué à quatre températures et pressions de compactage différentes (1800, 1850, 1900 et 1950 °C) (30, 45, 60 et 75 MPa) De plus, la croissance des grains lors du frittage est pratiquement absente.

Anna et al [57] ont réalisé une simulation mathématique de la technologie de frittage au plasma par étincelle (SPS) dans le but d'optimiser les condition de frittage d'un échantillon de carbure de silicium. Un spinelle d'alumine-magnésie a été ajouté à la matrice à base de carbure de silicium pour obtenir un matériau composite de composition $MgAl_2O_4$ – 45 % en poids. Le SiC représente 55 % en poids. Le frittage du composite avec la composition SiC- $MgAl_2O_4$ -CNT a été réalisé par la méthode de frittage au plasma à étincelle à une pression de 15 kN, chauffage à 1 550 °C pendant 3 minutes, puis chauffage à 1 700 °C pendant 3 minutes avec un maintien de 5 et 10 minutes. Le progiciel Honeywell UniSim Design (v.3.9) (Koltsova et al., 2016) a été utilisé pour construire un flux graphique pour la production de composite céramique SiC-CNT en condition de laboratoire. Ils ont conclu que le régime optimal de frittage par plasma d'étincelle d'un composite SiC-CNT avec une porosité inférieure à 15 % peut être obtenu avec une teneur en NTC de 1,5 % en poids et une vitesse de chauffage de 366 °C/min et une température maximale de 1 700 °C avec une exposition de 10 minutes.

Mingliang et al [58] ont utilisé le SPS pour fabriquer des alliages en utilisant des poudres mélangées de Co, Cr, Cu, Ni et Al, tout en étudiant les microstructures et les propriétés de compression obtenues. De plus, ils ont présenté une approche de broyage à billes en deux étapes pour traiter les poudres brutes afin d'améliorer simultanément la résistance et la ductilité. Ils ont fritté les poudres à l'aide d'une machine SPS (Modèle : SPS-332LX, Fuji Radio Engineering Machinery Co.) avec une température de frittage de 1100 °C pendant 8 minutes sous une pression uniaxiale de 40 MPa. Enfin, ils ont constaté que le faible taux de refroidissement après le SPS facilite la formation de phases stables dans les HEA, notamment de phases intermétalliques fragiles, qui nuisent aux capacités de déformation et aux propriétés mécaniques des HEA frittés.

Chapitre 2 : Etat de l'art sur les procédés de déformation plastique

Weijun et al [59] ont réussi à coller par soudage par diffusion assisté par SPS un acier rapide à métallurgie des poudres. Les aciers rapides (AR), également connus sous le nom d'aciers rapides (HSS), sont des aciers à outils ayant la capacité de conserver leur trempe à haute température. Ils ont étudié les effets de la température, du temps et de la pression sur la microstructure et les propriétés mécaniques des matériaux de liaison, expliquant ainsi les caractéristiques des zones de soudage pour une compréhension approfondie des mécanismes de soudage. Ils ont appliqué une température de 1050-1150 °C pendant 15-60 minutes sous une pression de 15-30 MPa. Enfin, ils ont constaté que la résistance de collage augmente avec le temps de collage. De plus, une résistance à la traction comparable à celle du matériau de base peut être obtenue à 15 MPa/1100 °C/60 minutes. Cependant, lors d'un soudage à 30 MPa/1100 °C/30 minutes, un échantillon avec une résistance à la traction de 2183,5 MPa peut être obtenu, ce qui est supérieur à celui du matériau de base.

Raja et al [60] ont fabriqué des composites à matrice métallique (MMC) de l'aluminium-diborure de titane Al-TiB₂ (l'alliage de l'aluminium Al-6061 qui contient principalement du magnésium et du silicium) par frittage à l'état solide en utilisant la technique de frittage du plasma étincelant (SPS) à l'aide d'une machine SPS, modèle « DR. Sinter four », avec une température de frittage de 500 °C et 550 °C et à faible pression uniaxiale (30 MPa). Ils ont utilisé comme matériau de matrice la poudre d'alliage d'aluminium 6061 synthétisée par la méthode d'atomisation au gaz avec une granulométrie d'environ ~100 µm et du TiB₂ comme renfort, ayant une densité de 4,52 g/cm³. À la fin de l'étude, les composites d'Al-6061 et de TiB₂ ont été fabriqués avec succès par frittage à l'état solide, présentant une microstructure très dense, une excellente valeur de dureté et une liaison métallurgique complète.

Ziyang et al [61] ont mené une étude sur les influences de la température et du temps de frittage sur la microstructure et les propriétés mécaniques des composites AlN/Al (poudres de nitrure d'aluminium et poudres d'aluminium) fabriqués par broyage et fritté par SPS, avec un rapport marche-arrêt de 2:1. Ils ont utilisé des températures cibles de 550 °C, 575 °C, 600 °C et 625 °C pour étudier l'effet de la température de frittage. Pendant la phase de chauffage, la pression est d'abord montée à 10 MPa, puis a rapidement augmenté jusqu'à 20 MPa, la pression finale atteignant 40 MPa lorsque la température de frittage a atteint la valeur cible. Ils ont constaté qu'il est possible de préparer des composites Al avec une forte variation de la teneur en renfort par la méthode SPS en une étape, offrant ainsi une nouvelle méthode pour la préparation de composites gradués.

2.4. Étude de comportement de matériaux pendant le frittage SPS

La SPS est caractérisée par des inhomogénéités de température et de contrainte qui peuvent éventuellement produire des inhomogénéités dans la microstructure de l'échantillon. Ainsi, une compréhension plus approfondie de ces gradients peut être réalisée grâce à l'établissement d'un modèle numérique. De plus, la simulation permettra également de réduire le nombre d'essais expérimentaux nécessaires pour optimiser les conditions de frittage et les géométries d'outillage afin de produire des échantillons frittés présentant des propriétés homogènes et améliorées. Récemment, plusieurs travaux ont utilisé la méthode des éléments finis pour étudier le comportement thermomécanique et électrique dans le SPS, contribuant ainsi par leurs résultats au développement de cette méthode.

Ensuite, de nombreux chercheurs se sont concentrés sur ces travaux portant sur le comportement thermoélectrique et mécanique pendant le frittage plasma étincelant. Pour comprendre cette technique, nous devons traiter tous les effets principaux et secondaires afin de pouvoir exercer un contrôle total sur la manipulation et produire tout type de matériaux avec les caractéristiques souhaitées. Enfin, nous allons présenter quelques travaux de recherche qui étudient le comportement thermoélectrique et mécanique pendant un traitement SPS.

Antonios et al [62] ont examiné l'évolution de la température au cours du frittage activé sur le terrain à la fois par des études expérimentales et la modélisation par éléments finis. Ce dernier fournit un cadre de modélisation de la température et l'optimisation des processus pour les pièces complexes. Enfin, ils ont constaté que la réduction citée des températures de frittage par rapport à d'autres techniques telles que le pressage à chaud ou l'HIP peut être au moins partiellement attribuée aux températures beaucoup plus basses mesurées sur la surface de la filière que celles qui existent réellement dans l'échantillon. Ainsi, les résultats expérimentaux et numériques obtenus montrent qu'il existe une corrélation linéaire entre la température de surface et la température de l'échantillon.

Chen et al [63] ont étudié le rôle des pulsations sur la réactivité dans le SPS sur un assemblage multicouche Mo – Si – Mo. Ils ont utilisé un appareil SPS modèle Sumitomo1050 avec une pression de 30 MPa et trois températures différentes (1070, 1170 et 1270 °C) et un courant électrique pulsé (ON/OFF). Enfin, ils ont trouvé que les pulsations se présentent sous

Chapitre 2 : Etat de l'art sur les procédés de déformation plastique

la forme de pics de 3 ms, et l'ampleur des pics (tension) augmente avec l'augmentation du temps «off» par rapport à l'heure de «marche». Ensuite, l'interaction entre les éléments de l'échantillon conduit à la formation d'une couche de produit qui était principalement MoSi₂, avec Mo₅Si₃ formant une couche mineure. Finalement, la direction du courant n'avait aucun effet sur l'épaisseur du produit couche et le taux de croissance du produit n'a montré aucune dépendance sur le modèle d'impulsion.

Anselmi-Tamburini et al [64] ont fait une simulation de deux échantillons (alumine et cuivre) avec des conductivités électriques très différentes fritté par SPS pour étudier le comportement thermoélectrique. Ils ont utilisé un appareil SPS (Sumitomo, Modèle 1050). Enfin, ils ont trouvé que la distribution avec les pertes de chaleur par rayonnement ont un impact singnificatif sur le comportement thermique. En plus, dans le cas de l'échantillon de l'alumine, le chauffage initial de l'échantillon n'est pas fait par le courant, contrairement au cas de l'échantillon de cuivre où le chauffage Joule commence immédiatement.

Cincotti et al [65] ont utilisé une stratégie dans leur étude, consistant à déduire le modèle de la théorie du champ de l'analyse du circuit électrique associé, en tirant parti des variables macroscopiques mesurées : courant total instantané circulant à l'intérieur du système SPS et tension dans la partie étudiée de la boucle du circuit électrique. Ils ont utilisé un appareil modèle SPS 515S (Sumitomo Heavy Industries Ltd., Kanagawa, Japon) avec un courant et une tension électrique maximum égaux respectivement à 1500 A et 10 V sous une charge mécanique appliquée à travers le système hydraulique pouvant varier entre 3-50 kN. Enfin, ils ont trouvé que la mesure du courant efficace est nécessaire pour évaluer correctement l'échauffement Joule ou la dissipation d'énergie dans le système SPS. De plus, la valeur efficace du courant électrique circulant dans l'appareil SPS est seule responsable du comportement thermique du système car la chaleur Joule est l'effet unique fourni par un courant continu pulsé circulant à travers un système SPS donné sans poudres. Finalement, la géométrie de l'échantillon est également modifiée et, par conséquent, une génération de chaleur Joule différente devrait produire une distribution de température différente. De manière constante, le déplacement résultant de la dilatation thermique varie avec les écarts de température par rapport à la valeur initiale.

Devesh et al [66] ont réalisé une analyse par éléments finis thermoélectrique entièrement couplée à l'aide d'ABAQUS et de MATLAB pour différents compacts de poudre de conductivité thermique et pour l'état d'entrée de différentes puissances dans le but de

Chapitre 2 : Etat de l'art sur les procédés de déformation plastique

comprendre certains aspects du frittage au plasma par étincelle (SPS). En plus d'étudier les mécanismes de consolidation spéciaux du processus SPS pour optimiser les paramètres de traitement, ainsi que le développement des applications potentielles de la technologie SPS. Les solutions aux éléments finis ont été obtenues ultérieurement à l'aide des solveurs explicites et implicites d'ABAQUS. La géométrie a été utilisée comme base pour effectuer l'analyse thermoélectrique. Les conditions apparentes de contact, calculées pour les différentes interfaces, affectent le flux électrique, la génération de chaleur et le transfert de chaleur. La perte de chaleur par conduction et convection est négligée car le processus se déroule sous vide. Il faut reconnaître ici que le contact imparfait se traduit par une résistance thermique et électrique. Ils ont trouvé que pour une faible puissance d'entrée, la chute de température du centre au bord est basse. Une puissance d'entrée plus élevée produit plus de trois fois la chute de température par rapport à une faible puissance d'entrée, et un matériau à faible conductivité thermique permet à la chaleur de circuler avec moins de résistance, d'où une baisse significative de la température est observée lorsque l'on s'éloigne du centre de l'échantillon. En fin de compte, le niveau maximum de densité de courant électrique est atteint dans la partie centrale de la zone d'interface poinçon/matrice en graphite à l'état d'équilibre (450 s) ; cependant, la densité de courant maximale s'étend davantage aux deux régions d'extrémité de la zone interfaciale poinçon/matrice en graphite. Les résultats de la simulation indiquent également qu'une condition de flux de chaleur plutôt uniforme peut être réalisée pendant l'état stable à la zone d'interface matrice/poinçon et qu'une non-uniformité peut être observée vers la zone de contact du poinçon en graphite/plaque de graphite (électrode supérieure/inférieure).

Guy et al [67] ont choisi d'appliquer le modèle de **X. Wang et al** [68] au domaine des hautes températures en considérant les glissements mécaniques aux interfaces entre l'échantillon et la matrice en graphite, pour développer une méthodologie combinée expérimentale/numérique pour déterminer le courant, la température et les distributions mécaniques lors du traitement de frittage du plasma étincelant (SPS) de l'oxycarbure de zirconium. Ils ont également adopté le cycle thermique utilisé lors de la procédure expérimentale pour effectuer les simulations. Il consiste en un chauffage jusqu'à 1950 °C avec une charge appliquée (100 MPa) en un temps de 5 min. En raison de la symétrie axiale de l'appareil, une seule moitié de la section transversale du domaine du système est nécessaire pour la modélisation. Les principales propriétés physiques de la filière en graphite entièrement dense sont supposées uniformes, le moule en graphite et l'échantillon sont traités comme des

Chapitre 2 : Etat de l'art sur les procédés de déformation plastique

solides denses isotropes dans le modèle. Les simulations ont été effectuées en supposant un glissement pur sans frottement mécanique à l'interface échantillon/filière grâce à la feuille de graphite. Ils ont remarqué que l'échantillon pousse la paroi de la matrice provoquant des déformations lorsque la température augmente. Le gradient de température au sein de l'échantillon et son homogénéité microstructurale pourraient être contrôlés par les pertes de chaleur par rayonnement. De plus, ils ont trouvé que les contraintes radiales et angulaires (600 MPa) dépassent la contrainte verticale (100 MPa) en raison de la charge appliquée, et les gradients de contrainte dans l'échantillon sont supérieurs au gradient de température (6 %).

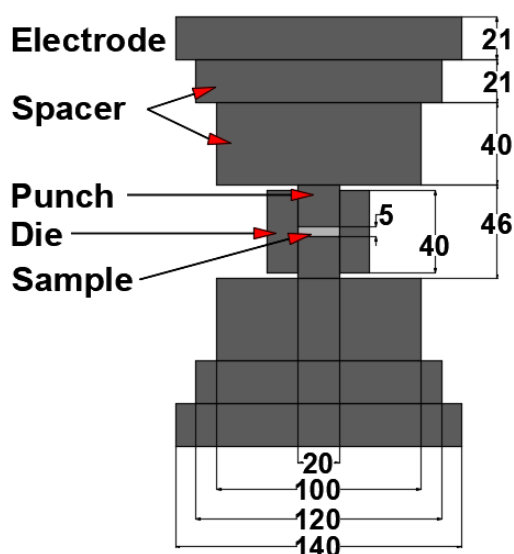


Figure 2.2. Présentation schématique du dispositif SPS utilisé par Guy et al.

Mechighel et al [69] ont réalisé une étude numérique sur les paramètres clés de la technique SPS dans le but d'obtenir des résultats conduisant à l'optimisation de la géométrie de la matrice utilisée dans le système SPS. L'étude s'est effectuée sur COMSOL Multiphysics, où ils ont considéré que le système SPS a un courant continu de 1000 A sous une charge de 8,72 MPa. Enfin, ils ont trouvé que les gradients thermiques ne sont pas très significatifs dans la géométrie et les dimensions modélisées pour le système en cuivre et en alumine.

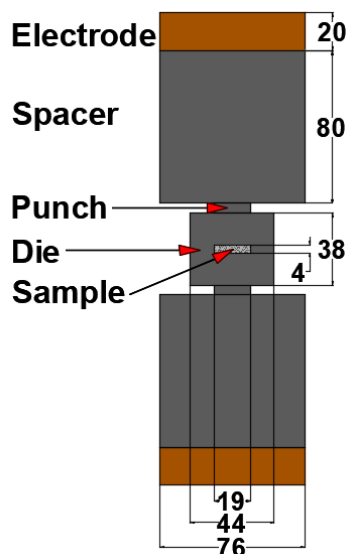


Figure 2.3. Présentation schématique du dispositif SPS utilisé par F. Mechighel et al.

Salvatore et al [70] ont mené une expérience pour étudier la corrélation entre la pression appliquée et les différences de température dans l'ensemble poinçon/matrice/échantillon le long du rayon en utilisant une machine SPS-1050 équipée d'une presse uniaxiale de 100 kN (Syntex Inc., Japon). La matrice, le poinçon et l'échantillon ont été fabriqués en graphite moulé GS-203 à faible résistance. Les résultats ont montré que différentes valeurs de la pression appliquée ont induit des changements significatifs dans les champs électriques et thermiques globaux, y compris le chauffage par effet Joule. La résistance de contact verticale entre le poinçon et la matrice affecte directement la différence de température le long du rayon dans l'ensemble poinçon/matrice/échantillon.

Munoz et al [71] ont introduit un modèle d'éléments finis qui utilise une analyse transitoire complète couplée à trois voies développée dans le code commercial d'éléments finis ANSYS, capable de simuler les comportements thermique, électrique et mécanique en fonction du temps. Ils ont utilisé un appareil SPS SYNTEX 2050 pour fritter deux échantillons d'alumine et de cuivre avec une charge mécanique constante de 11,5 kN appliquée à l'électrode supérieure et maintenue pendant toute l'expérience. Les expériences ont été réalisées en maintenant le courant constant à $I = 1000$ A pendant 600 s. L'alimentation électrique est ensuite coupée, et le courant $I = 0$ A est maintenu de 600 à 900 s. Pendant l'évolution du procédé, les différences de température dans les échantillons augmentent linéairement et atteignent des valeurs maximales à la fin de la rampe de chauffage. De plus, pour les deux types d'échantillons (cuivre et alumine), des distributions de contraintes non

homogènes ont été observées. Dans le cuivre, la distribution des contraintes est très homogène, sauf au bord de l'échantillon, où un important gradient de contraintes (38% de différence) dans la direction axiale est observé.

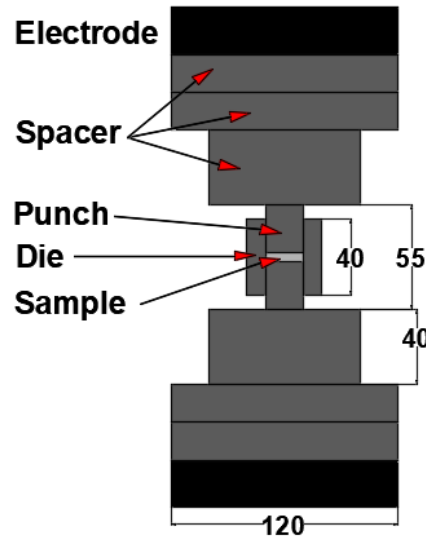


Figure 2.4. Présentation schématique du dispositif SPS utilisé par S. Munoz et al.

Yi et al [41] ont présenté un nouveau modèle FEM couplé thermique-électrique-mécanique adapté au processus SPS de formation en une étape d'un matériau en poudre. L'objectif était d'étudier l'influence du processus de solidification sur le comportement thermomécanique. Ils ont choisi d'utiliser une matrice en nitrure de silicium plutôt que la matrice générale en graphite dans le but d'obtenir un gradient de température intentionnellement élevé dans l'échantillon. Enfin, ils ont constaté que la température de frittage est réduite en augmentant la pression externe de 20 à 60 MPa. La résistance thermique du contact vertical échantillon/matrice limite efficacement le gradient de température dans la direction du rayon, en particulier sous une pression plus élevée.

Sai et al [72] ont établi un modèle d'éléments finis couplé électrique-thermique-mécanique pour étudier systématiquement les distributions de température et de contrainte dans un matériau à gradient fonctionnel (FGM) à base de Ti et TiB pendant un processus de frittage par plasma d'étincelles (SPS) en utilisant une matrice avec une section transversale. Ils ont considéré le spécimen comme un solide dense isotrope. Enfin, ils ont constaté que la contrainte et le gradient de contrainte au fond de l'éprouvette sont significativement plus importants que ceux au cœur de l'éprouvette, en plus, ils sont positivement liés à la vitesse de chauffage.

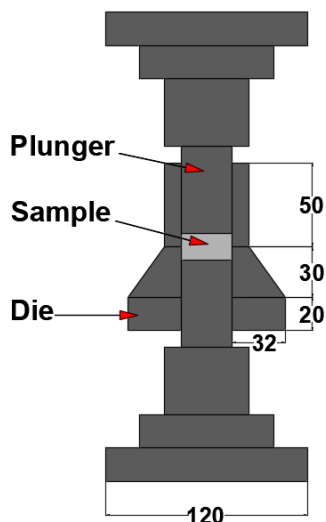


Figure 2.5. Présentation schématique du dispositif SPS utilisé par Sai et al.

Maniere et al [73] ont déterminé les résistances électriques du contact graphite/Papyex/graphite afin de suivre le comportement du contact avec la température et la pression par la technique de frittage plasma étincelle. Enfin, ils ont constaté que les impulsions de courant ont montré que l'augmentation de la température est obtenue en augmentant l'intensité maximale de l'impulsion tout en respectant le schéma d'impulsion souhaité. De plus, l'ECR existe et diminue avec la pression et la température (l'ECR diminue de façon asymptotique jusqu'à zéro près de 800 °C et 50 MPa). Ensuite, les ECR sont négligeables autour de l'échantillon car les températures et les pressions sont plus élevées. Finalement, les contacts électriques entre les poinçons et la matrice se trouvent dans un lieu de très faible pression (inférieure à 10 MPa) et devraient avoir un rôle plus important.

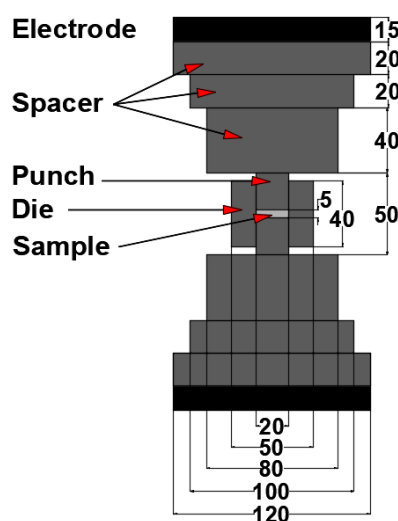


Figure 2.6. Présentation schématique du dispositif SPS utilisé par C. Maniere et al.

Chapitre 2 : Etat de l'art sur les procédés de déformation plastique

Manière et al [74] ont utilisé l'analyse inverse pour identifier les phénomènes de contact Graphite-Papyex-Graphite au cours du frittage par plasma étincelant (SPS) d'alumine à toutes les interfaces de l'outil en utilisant la distribution de température révélée expérimentalement et modélisée par des calculs aux éléments finis. Les expériences ont été réalisées sur une machine Dr. Sinter 2080, SPS Syntex Inc., Japon, avec des échantillons entièrement denses et une pression élevée (100 MPa). Les feuilles de graphite (Papyex) ont été placées aux deux interfaces poinçon/échantillon et pour couvrir la paroi intérieure de la matrice. L'étalonnage des différents ECR (Éléments de Contact Résistif) et TCR (Thermocouples de Contact Résistif) aux interfaces soulignées dans les deux configurations, rapportées sur la Fig. 2, a été réalisé pas à pas à l'aide d'un modèle électrothermique développé sur un code éléments finis (COMSOL).

Ils ont constaté que, pour un échantillon isolant (alumine), le Papyex subit un fort échauffement localisé, alors que pour un matériau conducteur (cuivre), ce n'est pas le cas. De plus, en régime de température croissante, les poinçons sont plus froids que les filières et la température maximale est observée au niveau de l'échantillon où se révèle un point chaud (pour l'échantillon d'alumine). En revanche, dans un échantillon conducteur (cuivre), la distribution de température montre un moindre effet du contact dû au Papyex, probablement parce que le courant traverse principalement le poinçon et l'échantillon. Ainsi, le gradient thermique le long du Papyex observé dans le modèle est essentiellement dû à la partie électrique du modèle.

Pour valider les données déterminées, ils ont réalisé une simulation 3D correspondant à l'expérience sur la filière ouverte contenant une pastille d'alumine dense. Ils ont constaté que les grandeurs des gradients simulés concordent avec celles observées expérimentalement. En fin de compte, ils ont trouvé que les résistances électriques de contact sont responsables d'une élévation de température de l'ensemble du système (matrice, poinçons et échantillon) d'environ 100 °C. La résistance thermique de contact de part et d'autre du Papyex maintient une petite partie de la chaleur générée à l'intérieur de celui-ci, expliquant ainsi l'échauffement localisé observé sur l'image thermique le long de l'interface poinçon/matrice. La conductivité thermique dans le plan du Papyex semble être considérablement augmentée probablement en raison de l'étape de stratification effectuée avant son introduction dans la filière. Ceci est sûrement responsable du point chaud présent dans la filière à proximité de l'échantillon observé. Finalement, cette méthodologie est très simple puisqu'elle n'utilise que peu de

données de température, recueillies à certains endroits stratégiques, pour calibrer les phénomènes de contact qui sont très difficiles à obtenir par des mesures à haute température.

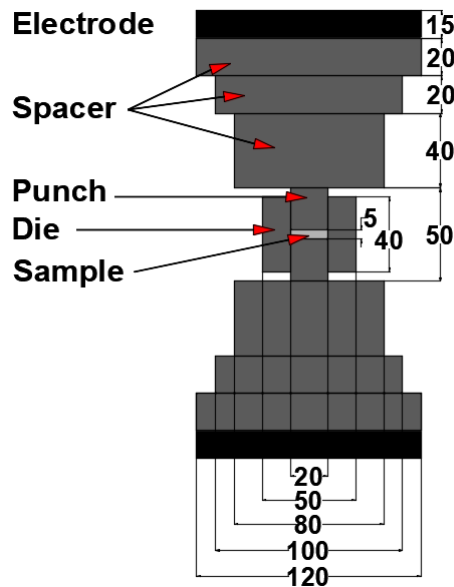


Figure 2.7. Présentation schématique du dispositif SPS utilisé par C. Manière et al.

Diatta et al [42] ont développé un modèle électro-thermo-mécanique du procédé SPS résolu par le logiciel d'éléments finis COMSOL Multiphysics, validé par comparaison avec des mesures expérimentales réalisées sur une poudre d'alumine alpha submicrométrique pour étudier l'évolution des gradients de température et de contrainte pendant le traitement SPS. Deux géométries cylindriques de la filière graphite ont été considérées avec des diamètres intérieurs de 20 et 50 mm. Les calculs permettent d'analyser l'évolution du champ de contraintes pendant le traitement SPS, et en particulier de mettre en évidence le fait que les contraintes induites thermiquement sont substantielles. Elles contribuent fortement au processus de densification de la poudre d'alumine et atteignent jusqu'à deux tiers de la pression hydrostatique subie par la poudre.

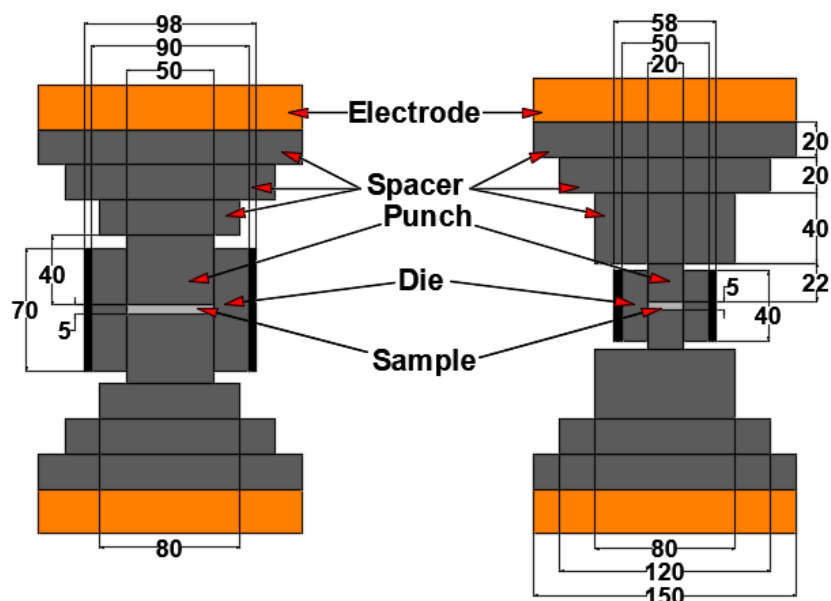


Figure 2.8. Présentation schématique du dispositif SPS utilisé par Diatta et al.

Bubesh et al [28] ont examiné le processus de frittage par plasma d'étincelles SPS pour comprendre ses différents paramètres. Enfin, ils ont trouvé que l'effet électro-plastique dans les métaux est la définition des dislocations des obstacles paramagnétiques par le champ magnétique induit par le courant électrique. Finalement, trouver des paramètres optimaux pour le processus SPS est la clé pour obtenir des produits frittés solides.

Eszter et Zoltán [75] ont étudié la fabrication d'une microstructure d'un matériau à gradient fonctionnel (l'alumine (Al_2O_3)) par frittage plasma étincelles (SPS) en déterminant la relation entre le gradient de température et les principaux paramètres de frittage. Ils ont utilisé un équipement SPS (HPD25, FCT System GmbH, Allemagne) avec douze configurations SPS ; trois configurations d'outils en graphite comme ils sont montrés sur la figure 1 et deux températures de frittage (1200 °C et 1300 °C) et deux pressions uniaxiales (25 et 50 MPa). Enfin, ils ont trouvé que les plus grandes différences de température ont été enregistrées pour la configuration 3, avec une température de 1300 °C et une pression de 25 MPa appliquée. Ensuite, une plus grande asymétrie et une température de frittage plus élevée ont toutes deux augmenté la différence de température entre la partie opposée de l'échantillon.

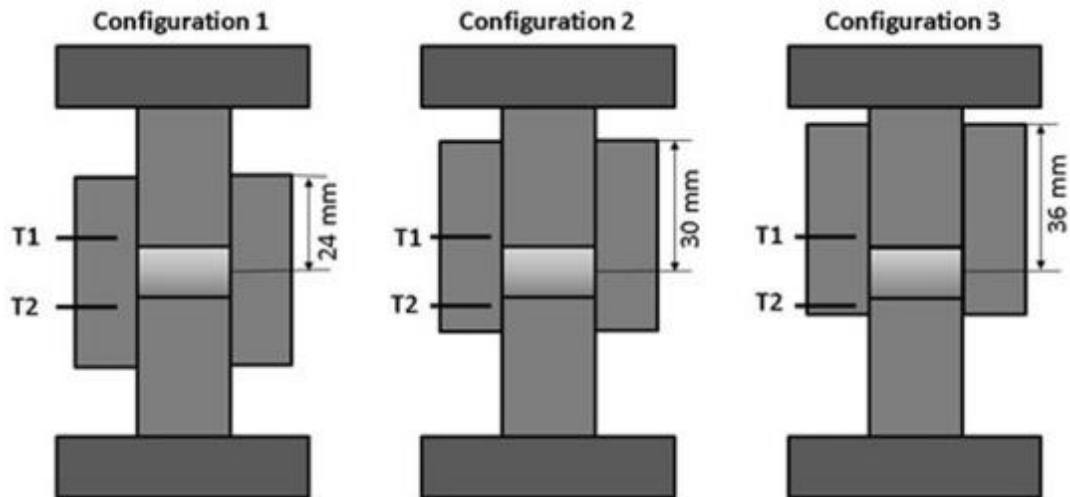


Figure 2.9. Les différents configurations d'outils en graphite utilisé par Eszter et Zoltán.

2.5. Étude de propriétés obtenu par frittage SPS

Nous passons maintenant par des travaux qui ont été intéressés par les propriétés obtenus dans les matériaux frittés et les principaux effets qui ont une influence directe sur ces caractéristiques.

Wei et Sui-Lin [76] ont préparé avec succès des composites $Ti_3SiC_2/3Y-TZP$ (polycristal de zircon tétragonale stabilisé à 3 % molaire d'Ytria) par frittage plasma étincelle à 1300 °C sous vide en prenant la couche structurée de Ti_3SiC_2 comme renfort, pour renforcer la zircon tétragonale stabilisée à l'yttrium. Finalement, ils ont trouvé que l'augmentation de la teneur en Ti_3SiC_2 diminue la dureté Vickers et la résistance à la flexion.

Binghong et al [77] ont produit avec succès des composites de TiB_2-TiC par SPS. Ainsi, ils ont étudié l'effet du processus de frittage sur la densification, la dureté et l'évolution des phases du composite. Ils ont utilisé la machine SPS (modèle SPS1050, Sumitomo Coal Mining Co.) avec une température de 800-1100 °C et une pression de 30 MPa. Ils ont trouvé que la température de frittage et le temps de maintien ont des effets significatifs sur la solidification. De plus, lorsque le composite est fritté à 1050 °C pendant 5 min, la densité relative et la dureté maximales sont de 99,2 % et 83,8 HRA, respectivement. Finalement, ils ont remarqué une distribution homogène des fines particules de TiB_2 et TiC dans la matrice d'acier qui améliore la résistance à l'usure.

Chapitre 2 : Etat de l'art sur les procédés de déformation plastique

Koji et al [78] ont examiné l'effet du plan de chargement sur la transmission des polycristaux de spinelle et ont discuté du mécanisme de densification par SPS. Ils ont fritté une poudre stœchiométrique de spinelle $MgAl_2O_4$ à l'aide d'une machine de frittage plasma étincelles (SPS-1050, SPS Syntex, Inc., Kawasaki, Japon) à 1300 °C pendant 20 min sous une charge de 80 MPa appliquée dans plusieurs conditions. Enfin, ils ont trouvé que l'augmentation de la température de charge pendant le traitement SPS peut réduire la porosité résiduelle dans un spinelle.

Gang et al [79] ont utilisé le frittage par plasma d'étincelles (SPS) pour fritter une poudre de FeAl renforcée par une dispersion d'oxyde (ODS) afin de préparer des pièces nanostructurées denses pour étudier l'effet des conditions de frittage sur la microstructure et les propriétés mécaniques obtenues. Ils ont utilisé une machine SPS modèles 1050 et 2080 (Sumitomo Coal and Mining Co., Ltd.) sous une pression uniaxiale constante de 100 MPa pour tous les essais avec un taux de chauffage de 150 à 200 °C/min jusqu'aux températures sélectionnées allant de 800 à 1000 °C et maintenue pendant 3,5 ou 10 minutes. Finalement, ils ont trouvé que le traitement SPS de la poudre broyée permet d'obtenir une hétéro-nanostructure contenant des grains nano, ultrafins et micrométriques quelle que soit la température de frittage et le temps de maintien utilisé qui va faciliter l'augmentation de la dureté avec des grains ultrafins jusqu'à l'échelle sub-micrométrique. Cependant, la ductilité est considérablement affectée par les défauts et les artefacts de l'échantillon avant que la contribution de l'hétéro-nanostructure à la bonne ductilité promise puisse être détectée. Enfin, en améliorant le niveau de pureté des particules de poudre et en éliminant toute attaque d'oxygène vont nous donner une meilleure ductilité.

Chul-Hee et al [80] ont utilisé le MPC (compactage magnétique pulsé) en combinaison avec le processus SPS pour incorporer les deux propriétés dans les matériaux thermoélectriques Bi_2Te_3 - Bi_2Se_3 et étudier les changements des propriétés de transport avec la température de frittage. Pour le MPC, ils ont utilisé une pression de 3 GPa ; pour le SPS, ils ont utilisé une pression axiale de 50 MPa à 350, 400 et 450 °C. Enfin, ils ont trouvé que les valeurs les plus élevées des propriétés mécaniques ont été mesurées le long de la direction verticale.

Wang et al [38] ont fabriqué des aimants à base de NdFeB par frittage par plasma d'étincelles (SPS) et par une méthode conventionnelle pour étudier les propriétés mécaniques et magnétiques et la microstructure du NdFeB. Ils ont utilisé un équipement de frittage SPS-

Chapitre 2 : Etat de l'art sur les procédés de déformation plastique

3.20-MK-V fabriqué par la société japonaise Sumitomo Coal Mining Co. Au cours du processus SPS, chaque spécimen a été fritté à la température maximale pendant 5 à 10 minutes, puis refroidi à la température ambiante et recuit dans un four à tube sous vide à la température de 1050°C pendant 2 heures. Pour comparer les propriétés magnétiques et mécaniques, un spécimen de la même composition a été préparé en utilisant la méthode conventionnelle de métallurgie des poudres. Ils ont trouvé que la SPS offre un matériau avec une résistance à la flexion élevée mais en utilisant une température bien étudiée.

Davide et al [81] ont présenté une expérience pour obtenir des informations sur le traitement pour la conception de tribocomposants en ZrC électriquement conducteurs et ont étudié l'effet de diverses stratégies de traitement sur la résistance à l'usure par glissement lubrifié des ZrC densifiées sans additifs par frittage plasma étincelle SPS. Les poudres ont été frittées par une machine SPS (Dr. Sinter SPS-2050, Sumitomo Coal Mining Co., Japon) sous vide dynamique en utilisant des matrices en graphite, sous une pression uniaxiale de 75 MPa. La température cible et le temps de maintien étaient de 1950 °C et 11 min pour une poudre achetée, 1950 °C et 8 min pour une poudre broyée à la bille de 5 min, et 1850 °C et 0 min pour une poudre broyée à la bille de 60 min.

Aslan et al [82] ont étudié l'évolution de l'interface de la paire de bi-métaux Al/Ti, ainsi que son effet sur les propriétés des bi-métaux fabriqués à l'aide de la technique SPS en caractérisant la résistance au cisaillement des spécimens dans diverses conditions. Ils ont utilisé une machine SPS de type HP D5/1 (FCT System, Rauenstein, Allemagne) avec une température de frittage de 450, 500 et 550 °C pendant 1 à 480 minutes sous une pression uniaxiale de 15 MPa. Enfin, ils ont trouvé que même après un court temps de traitement d'environ 1 minute, une couche intermétallique TiAl₃ continue s'est formée à l'interface Al/Ti. De plus, la couche TiAl₃ s'est développée principalement dans la partie Ti, tandis que seuls quelques grains individuels se sont développés dans la partie Al. Finalement, aucun effet du courant électrique et du mode d'impulsion de l'appareil SPS sur la résistance au cisaillement des bi-métaux n'a été observé.

Yuan et al [83] ont présenté une céramique de siliciure à haute entropie (HES) préparée par frittage réactif par plasma d'étincelles (R-SPS) à partir de matières premières élémentaires en caractérisant ses propriétés mécaniques de manière préliminaire. Ils ont mélangé les éléments de titane (Ti), zirconium (Zr), niobium (Nb), molybdène (Mo), tungstène (W), silicium (Si) et les ont utilisés comme poudre de départ, puis la SPS a été réalisée dans un four

Chapitre 2 : Etat de l'art sur les procédés de déformation plastique

(FCT, KCE®-FCT H-HP D 250, Allemagne) à différentes températures allant de 900 à 1300 °C pendant 5 minutes sous une pression de 30 MPa. Enfin, ils ont trouvé que les éléments, à l'exception du Zr, sont uniformément distribués dans le HES. De plus, une petite quantité de zirconium et des régions enrichies en oxygène ont été détectées comme impuretés en raison de la contamination par l'oxygène dans les matières premières et pendant le traitement.

Geuntak et al [84] ont démontré l'effet du courant électrique sur la déformabilité du matériau pendant le processus de solidification des poudres de ZrN en analysant les paramètres constitutifs liés au courant électrique à partir de trois expériences spéciales en mode SPS permettant la déconvolution de la contribution du courant électrique des effets thermiques. Ils ont utilisé une machine SPS fabriqué par SPS Syntex Inc. (Dr. Sinter SPSS-515, USA) avec une configuration d'outillage en graphite (EDM-4, Poco Graphite, Inc., TX, USA). La figure 1 présente les 3 modes SPS utilisés dans cette expérience. Finalement, ils ont trouvé que l'ajustement par l'équation constitutive SPS des trois expériences en mode SPS menées sous différents niveaux de densité de courant électrique a démontré que le courant électrique influence la déformabilité des poudres pendant le frittage assisté par courant électrique. De plus, ils ont observé que l'augmentation de la densité de courant électrique diminue la résistance à la rupture.

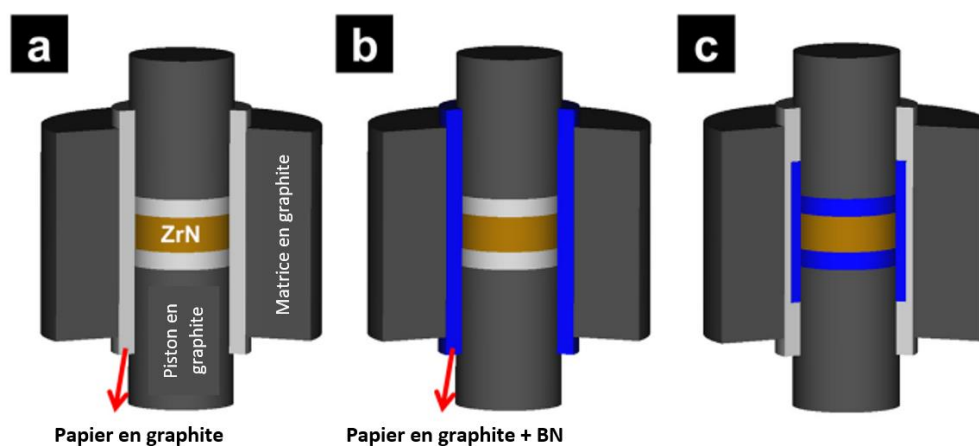


Figure 2.10. Schémas de l'installation de frittage par plasma d'étincelles permettant le passage de différentes densités de courant dans les poudres de ZrN. Les couleurs noire, grise, dorée et bleue indiquent le composant graphite, le papier en graphite, ZrN, et nitrure de bore respectivement. (a) Mode densité de courant électrique normal, (b) Mode densité de courant électrique élevé (nitrure de bore appliqué sur toute la surface du papier graphite) et (c) Mode isolation (nitrure de bore appliqué sur la surface du papier graphite près des poudres ZrN)

Geuntak et al.

Michael et al [85] ont résumé près d'une décennie de recherche sur le frittage par plasma d'étincelles (SPS) et ont montré qu'une compréhension plus approfondie des mécanismes impliqués dans les SPS ouvre de nouvelles voies pour les développements scientifiques futurs, tout en fournissant une base de connaissances efficace pour les aspects pratiques de la fabrication ayant une pertinence industrielle. Ainsi, pour exploiter les avantages de la SPS, les profils de frittage et de pression doivent être soigneusement choisis et optimisés afin d'éviter les effets secondaires indésirables tels que les défauts microstructuraux et les instabilités thermiques. En particulier, les défauts à l'échelle atomique induits par la pression peuvent jouer un rôle important dans de nombreuses propriétés physiques des matériaux céramiques et dans leur stabilité lors de l'exposition thermique post-frittage.

2.6. Étude de la microstructure et grains durant le frittage SPS

Enfin, nous allons finir ce chapitre en présentant les travaux qui étudient la microstructure et la densification ainsi que la croissance de grains pendant le frittage SPS.

Anselmi-Tamburini et al [86] ont présenté une analyse de densification en utilisant un exemple de frittage par plasma étincelant (SPS) et deux exemples de synthèse simultanée et de densification. Ils ont rapporté les résultats d'une étude cinétique détaillée sur la réaction entre les tranches de Si et les feuilles de Mo dans des conditions SPS pour déterminer si la direction du courant a un impact sur les taux de croissance des produits. Les expériences ont été réalisées dans un appareil Sumitomo, Dr. Sinter, modèle 1050 SPS. Cet appareil se compose d'une presse uniaxiale avec une force maximale de 100 kN et une puissance d'alimentation capable de produire un courant continu pulsé avec un maximum de 5000 A à 10 V. L'échantillon était composé d'un système Mo-Si-Mo à trois couches, avec une tranche de Si placée entre deux feuilles de Mo. Ils ont utilisé trois systèmes pour étudier l'aspect de déplacement du processus SPS. Dans un système, le déplacement est dû au frittage uniquement ; dans les deux autres, la synthèse et la densification simultanées de deux céramiques, l'une avec une faible enthalpie de formation exothermique, et l'autre avec une enthalpie correspondante modérée. Ils ont trouvé que l'échantillon subit une certaine densification à basse température, en dessous de 300 °C, probablement en raison du réarrangement des particules dû à l'effet de la pression. Le déplacement ne cesse pas à environ 1300 °C, mais continue jusqu'à la température la plus élevée de cette expérience.

Chapitre 2 : Etat de l'art sur les procédés de déformation plastique

Jiang et al [87] ont préparé des composites magnétoélectriques en vrac de ferrite et de titanate de zirconate de plomb (PZT) par SPS dans le but d'étudier la possibilité de retarder les réactions possibles entre les composants du matériau obtenu. Ils ont utilisé un appareil SPS (Dr. Sinter 2050, Sumitomo Coal Mining Co. Ltd., Japon). Enfin, ils ont trouvé que la condition SPS a une influence essentielle sur les propriétés magnétiques et diélectriques. De plus, le temps court et la basse température nécessaires à la densification pendant le processus SPS diminuent la possibilité de réaction indésirable.

Eugene et al [31] ont développé un modèle constitutif de frittage par plasma étincelant (SPS) prenant en considération la contribution directe du courant électrique au transport de masse par diffusion, conduisant à la densification, et cela peut sensiblement modifier le comportement des matériaux pendant le SPS.

Jiang-Tao et al [88] ont fabriqué des composites d'aluminium par SPS pour étudier sa microstructure et ses propriétés dynamiques. Les poudres pré-mélangées ont été préparées par deux procédés différents ; l'un consistait à mélanger les poudres de SiC et d'Al dans une fiole conique en utilisant un agitateur mécanique, et l'autre était le procédé d'alliage mécanique en utilisant un broyeur à billes planétaire dans un flacon WC. À la fin de cette expérience, ils ont trouvé que ces composites sont sensibles à la vitesse de déformation. De plus, les composites qui n'ont pas été complètement densifiés ont une microstructure très lâche et des propriétés mécaniques médiocres.

Diletta et Mats [89] ont utilisé la technique de SPS pour fritter des borures et carbures à base de zirconium avec l'ajout de MoSi₂ comme additif de frittage dans le but d'exploiter le potentiel de la technique SPS, en tentant la densification de ces composés avec le moins d'aide au frittage possible. Ils ont utilisé un appareil SPS (Dr Sinter 2050, Syntec Inc., Kanagawa, Japon) et deux types d'essais ; le premier avec l'additif (avec une température maximale de 1700-1900 °C sous une pression de 100 MPa), et le deuxième sans additif de frittage (la pression entre 60-75 MPa). Enfin, ils ont trouvé que l'ajout de MoSi₂ a amélioré la densification même dans des quantités aussi faibles. De plus, ils ont obtenu des matériaux denses ou presque entièrement denses à des températures d'environ 300-400 °C inférieures à celles nécessaires pour les matériaux non dopés, avec un affinement conséquent de la microstructure.

Chapitre 2 : Etat de l'art sur les procédés de déformation plastique

Liqiong et al [90] ont étudié l'effet de conditions de frittage sur microstructure et les propriétés obtenus du corps transparent en oxyde de lutécium (Lu_2O_3). Ils ont utilisé un appareil SPS (SPS-210 LX, SPS SYNTEX, Japon). La température a été portée à 873 K en 180 s, puis à 1473 K en 720 s et maintenue pendant 300 s. Ensuite, elle est augmentée à 1723 K pendant 2700 s à différentes vitesses de chauffage comprises entre 0,03 et 1,67 $\text{K}\cdot\text{s}^{-1}$. La pression appliquée a été variée de 10 à 100 MPa à température ambiante jusqu'à la pression finale de 100 MPa en 60 s. Enfin, ils ont trouvé qu'avec l'augmentation de la pression de 10 à 100 MPa, les grains sont devenus plus petits avec une distribution plus étroite. De plus, la combinaison de la faible vitesse de chauffage et de la pression en deux étapes a permis d'obtenir une transparence élevée en inhibant la formation de défauts et en éliminant les pores.

Liwen et al [46] ont préparé une poudre hautement frittée de zirconium stabilisé à l'oxyde d'yttrium par SPS. Ils ont constaté que, pour les spécimens frittés à 1200 °C et 1250 °C, de nombreux gros pores étaient observés à la limite du grain.

Aslan et al [91] ont examiné les paramètres de traitement de la technologie SPS pour le collage de l'alliage Ti-6Al-4V à un acier au carbone faiblement allié (0,3 % en poids de C) et ont présenté la microstructure et les propriétés mécaniques des joints obtenus. Ils ont utilisé une machine SPS équipée d'une presse uniaxiale de 50 kN, de type HP D5/1 (FCT System, Rauenstein, Allemagne). Le processus de frittage a été réalisé à 850, 900 et 950 °C pendant 3600 s sous une pression uniaxiale de 35 MPa. Enfin, ils ont trouvé que la technique SPS est une approche efficace pour l'assemblage des alliages de titane à l'acier au carbone, avec une résistance à la traction des joints d'environ 250 MPa atteinte pour un collage à 950 °C pendant 3600 s. Ensuite, ils ont observé la formation d'une fine couche interfaciale de carbure de titane qui sépare les métaux joints et empêche la formation des intermétalliques Fe-Ti, avec une épaisseur qui ne dépend que légèrement de la température d'assemblage.

Claire et al [92] ont fabriqué des éprouvettes de cuivre en forme d'os de chien par SPS. Ils ont utilisé une machine SPS (Dr. Sinter 2080, SPS Syntex Inc., Japon) et ont chauffé l'échantillon de la température ambiante à 700 °C (50 °C/min) en 6 minutes sous une pression maximale de 8 MPa. Enfin, ils ont trouvé que tous les échantillons présentaient une microdureté Vickers élevée et une résistance à la traction ultime élevée. De plus, les caractérisations microstructurales montrent que les échantillons préparés à l'aide de la filière WC-Co présentent une taille de grain plus importante, ce qui indique qu'ils ont atteint une température plus élevée pendant le cycle SPS (50 °C).

Chapitre 2 : Etat de l'art sur les procédés de déformation plastique

Koji et al [93] ont optimisé les conditions de SPS pour obtenir une microstructure dense à grains fins et sans pores en utilisant le spinelle $MgAl_2O_4$ comme matériau de référence. Ils ont utilisé une machine SPS (SPS-1050, Fuji Electronic Industrial Co., Ltd, Saitama, Japon) à une pression uniaxiale d'environ 80 MPa et à plusieurs vitesses de chauffage. Enfin, ils ont trouvé que le traitement SPS à vitesse de chauffage lente (10 °C/min) permettait d'obtenir un spinelle suffisamment dense pour présenter une transmission optique.

Alexander et al [94] ont traité deux échantillons de $Sm(Co, Fe, Cu, Zr)_z$ par SPS et par frittage conventionnel sans pression (CS) puis les ont étudiés à l'aide de la microanalyse par sonde électronique (EPMA) afin d'obtenir des cartes élémentaires précises et de réaliser une analyse quantitative du carbone à la surface et à l'intérieur des deux séries d'échantillons. Ils ont utilisé des conditions de frittage bien étudiées pour obtenir la densité maximale de l'échantillon. À la fin de l'étude, ils ont confirmé la présence d'une quantité significative de carbone à la surface de l'échantillon, ce qui indique que la contamination par le carbone est due au contact de la poudre avec le papier graphite pendant le frittage SPS. En plus, le carbone de surface provenant du processus SPS pourrait potentiellement se déplacer au-delà de la profondeur de 10 mm et entraver la génération de la microstructure souhaitée. Ainsi, l'élimination de ce carbone de surface est recommandée pour les matériaux traités par SPS avant de subir un traitement supplémentaire.

Charles et al [95] ont étudié le frittage par la technologie du frittage du plasma étincelant d'une poudre submicronique d'alumine et ont modélisé son comportement à l'aide d'un modèle mathématique. Enfin, ils ont généré une forme complexe et utilisé le modèle FEM dans un code COMSOL Multiphysics (version 4.3b) pour expliquer la densité relative et les hétérogénéités de microstructure observées dans la partie réelle. La modélisation du compactage uniaxial d'une forme complexe montre un très bon accord entre l'expérience et la simulation et met en évidence le problème des différences de retrait en hauteur pour minimiser la porosité. Ils ont montré que le retrait d'épaisseur avec différentes hauteurs engendre des inhomogénéités de densification. Ils peuvent utiliser leur méthodologie empirique pour déterminer les paramètres de frittage d'un matériau avec de simples expériences SPS. L'avantage principal de cette méthode est sa capacité à obtenir rapidement les paramètres de frittage d'un matériau avec peu d'expériences SPS par rapport aux études classiques qui utilisent beaucoup d'essais mécaniques impliquant de longues expériences et caractérisations.

Chapitre 2 : Etat de l'art sur les procédés de déformation plastique

Charles et al [96] ont proposé une étude visant à réduire le temps de frittage à quelques secondes, en appliquant la technique de frittage par plasma d'étincelles de forme nette (NSFSPS) à l'aide d'échantillons de nickel, zircon et alumine sur une machine de frittage par plasma d'étincelles (SPSS DR. SINTER Fuji Electronics modèle 5015). Ils ont constaté que la densification rapide était accompagnée d'une cinétique de croissance des grains exceptionnellement rapide. Finalement, ils ont obtenu des échantillons entièrement denses en utilisant la technique NSFSPS développée.

Koji et al [97] ont étudié la contamination par le carbone pendant le traitement SPS dans le spinelle ($MgAl_2O_4$), l'alumine ($\alpha-Al_2O_3$) et la zirconie (3Y-TZP). Ils ont utilisé une machine SPS (SPS-1050, Fuji Electronic Industrial Co., Ltd) avec plusieurs vitesses de chauffage, et à des températures de frittage différents et en fixant la valeur de pression à 80 MPa pendant 20 min. Enfin, ils ont trouvé que le comportement de contamination par le carbone changeait de manière sensible avec les conditions SPS et les matériaux cibles.

Raja et al [60] ont observé, lorsqu'ils ont fabriqué des composites à matrice métallique (MMC) de l'aluminium-diborure de titane Al-TiB₂, que les microstructures composites frittées à 500 °C avec une grande surface de phase légère sont apparues par rapport aux compacts frittés à 550 °C, où la raison est que la température n'était pas suffisante pour que l'aluminium se tasse complètement autour des particules de TiB₂. Ils ont constaté que même sans atteindre la température de frittage en phase liquide de l'Al-6061 (~600 °C), les échantillons ont atteint une densité de 99,8 % à 550 °C avec l'ajout de 2,5 % en poids de TiB₂.

Simone et al [98] ont réalisé une expérience en utilisant le Flash Spark Plasma Sintering (FSPS) pour fritter rapidement du diborure de titane pur (TiB₂). Dans le but de faire une analyse microstructurale des zones centrales pleines et denses des matériaux. Le TiB₂ pur a été pré-fritté à l'aide de SPS conventionnel puis consolidé par Flash Spark Plasma Sintering dans une configuration sans matrice en 20 ou 40 s, sous une pression de 25 MPa pour éviter la formation de fissures pendant le processus et un courant de 2–2,5 kA circulant entièrement à travers l'échantillon en utilisant une Machine « four Chenhua 10–20 SPS, Chine ». Les densités apparentes ont été mesurées par la méthode d'Archimède. Ils ont utilisé deux échantillons, le premier est le TB1, fritté avec 7 V et 40 s, présentant des zones à très forte densité, dépassant 98 % et avec une granulométrie moyenne de 14,4 µm. Le deuxième est l'échantillon TB2, fritté sous la puissance de crête de 22 kW pendant seulement 20 s, présentant des grains plus fins de 9,5 µm associés à une ségrégation de phase significative au

Chapitre 2 : Etat de l'art sur les procédés de déformation plastique

niveau des joints de grains. Donc, ils ont constaté que le taux de chauffage rapide de FSPS (jusqu'à 6000 °C/min) a confirmé la possibilité de consolider les céramiques TiB₂ en peu de temps et avec un apport énergétique remarquablement réduit.

Saravana et al [99] ont fabriqué des alliages à base de titane Ti contenant un additif de molybdène Mo par SPS dans le but d'étudier l'influence de la teneur en Mo sur la densité relative, l'évolution des phases et les caractéristiques microstructurales des alliages Ti-Mo obtenus. Ils ont fritté cinq alliages à base de titane, contenant 4, 8, 12, 16, et 20 % en poids de molybdène à 1200 °C. Enfin, ils ont trouvé que l'augmentation de l'additif de Mo augmente la densité relative jusqu'à l'alliage Ti-16 % en poids de Mo qui avait la densité relative la plus élevée (99,91 %), mais a légèrement baissé dans l'échantillon contenant 20 % en poids d'additif. De plus, la dissolution complète du Mo a eu lieu à la plus faible quantité de Mo (4 % en poids), ce qui a donné un alliage biphasé à base de Ti avec trois morphologies de phase différentes.

Ziyang et al [61], dans leur expérience, ont trouvé que lorsque le temps de maintien a été prolongé de 10 min à 30 min, la densité relative est passée de 81,5 % à 96,1 % et les pores ont diminué progressivement, presque aucun pore n'a pu être observé dans l'application en un temps de 30 min. En plus, la croissance du grain et la réaction d'interface deviennent plus fortes avec l'augmentation du temps de maintien, donc la préparation la plus appropriée du temps pour ce papier est de 30 min.

2.7. Conclusion

En conclusion, ce chapitre a examiné l'état actuel des techniques de frittage, en se concentrant particulièrement sur le Frittage Plasma Étincelle (SPS). Il a inclus des comparaisons détaillées entre différentes méthodes de frittage, l'étude de la fabrication de nouveaux matériaux, ainsi que des analyses approfondies du comportement, des caractéristiques et de la microstructure. Cette étude ouvre la voie à une exploration approfondie du frittage et spécifiquement du frittage SPS.

***Chapitre 3 : Modélisation
mathématique des
procédés de déformation
plastique***

3.1. Introduction

Dans ce chapitre, nous allons créer un modèle mathématique pour expliquer comment se comportent les matériaux pendant le frittage. Nous allons parler des contraintes, des déformations, et des conditions d'équilibre. Ensuite, nous allons aborder comment la poudre est compressée avec des équations simples. Nous allons aussi explorer un modèle spécifique qui s'applique au frittage SPS, incluant les équations pour l'équilibre mécanique, le comportement thermoélectrique, et le transport de chaleur. Comprendre ces aspects mathématiques sera essentiel pour bien saisir les processus de compactage, de frittage et de frittage SPS.

3.2. Etude de contraintes

3.2.1. Les contraintes

Les contraintes représentent les forces internes infinitésimales qui s'opposent aux déformations du solide, assurant ainsi sa cohésion et son intégrité [1-5]. Pour déterminer ces forces internes, il est nécessaire d'effectuer une coupe virtuelle du solide étudié, comme illustré dans la figure 3.1 [1-8].

Considérons un solide (E) soumis à un ensemble d'actions mécaniques extérieures \vec{f}_i en équilibre (Fig. 3.1), et supposons que nous voulons analyser les forces internes en un point M. On peut virtualiser cette division du solide en deux parties (E1) et (E2) par un plan P [1-5]. Comme (E) est en équilibre, alors (E1) doit également être en équilibre. Pour maintenir cet équilibre, il est nécessaire de considérer les actions mécaniques de (E2) sur (E1), notées \vec{f}_{c_i} , réparties sur la section S. Ces actions mécaniques sont les forces internes de cohésion [1-8].

Si ΔS représente une petite surface appartenant à S autour du point M, avec une normale extérieure \vec{n} , alors la force de cohésion agissant sur cet élément de surface ΔS est $\Delta \vec{F}$ (Fig. 3.1). Le vecteur contrainte $\vec{\Sigma}(M, \vec{n})$ est ainsi défini par :

$$\vec{\Sigma}(M, \vec{n}) = \lim_{\Delta S \rightarrow 0} \frac{\Delta \vec{F}}{\Delta S} = \frac{d\vec{F}}{dS} \quad 3.1$$

La dimension d'une contrainte est donc homogène à une pression et est exprimée en Pa [1-5].

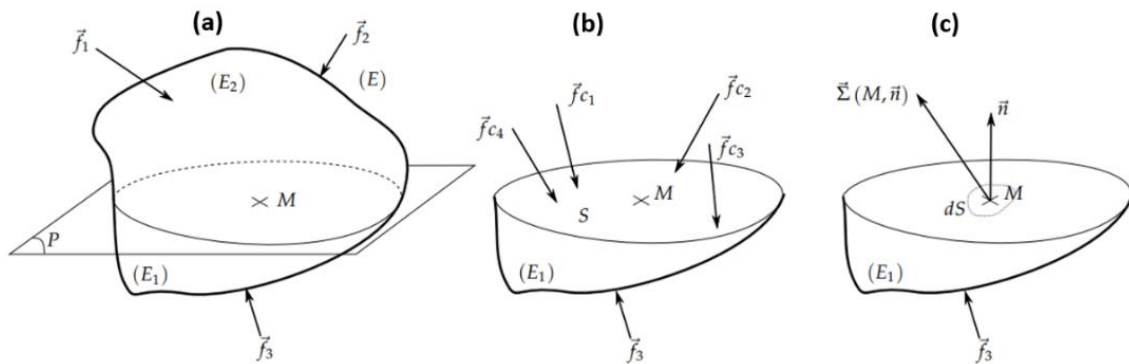


Figure 3.1. (a) Coupure fictive, (b) détermination des efforts de cohésion et (c) du vecteur contrainte.

3.2.2. Théorème de Cauchy : équilibre des vecteurs contraintes

Supposons un cube infinitésimal de matière de longueur dl tel que le montre la figure 3.2 [1-8].

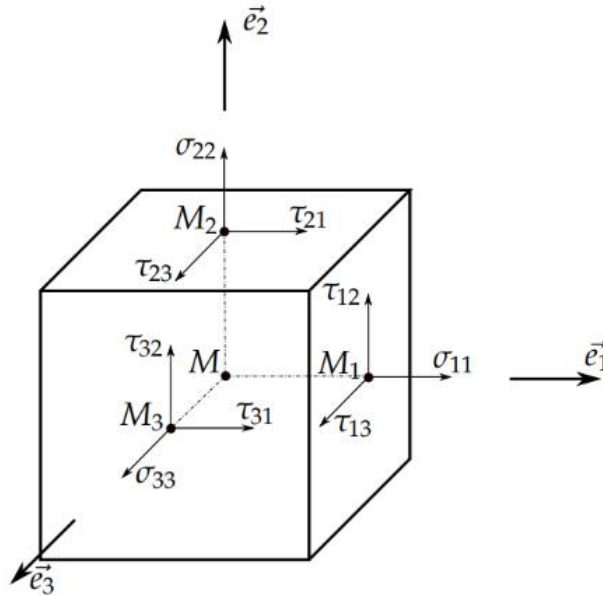


Figure 3.2. Composantes du tenseur des contraintes dans un cube infinitésimal de longueur dl .

Chapitre 3 : Modélisation mathématique des procédés de déformation plastique

Les forces appliquées sur les facettes de normales \vec{e}_1 , \vec{e}_2 et \vec{e}_3 sont [1-3]:

$$\begin{cases} \vec{F}_1 = \vec{\Sigma}(M_1, \vec{e}_1) dl^2 = (\sigma_{11}\vec{e}_1 + \tau_{12}\vec{e}_2 + \tau_{13}\vec{e}_3) dl^2 \text{ sur la facette de normale } \vec{e}_1 \\ \vec{F}_2 = \vec{\Sigma}(M_2, \vec{e}_2) dl^2 = (\tau_{21}\vec{e}_1 + \sigma_{22}\vec{e}_2 + \tau_{23}\vec{e}_3) dl^2 \text{ sur la facette de normale } \vec{e}_2 \\ \vec{F}_3 = \vec{\Sigma}(M_3, \vec{e}_3) dl^2 = (\tau_{31}\vec{e}_1 + \tau_{32}\vec{e}_2 + \sigma_{33}\vec{e}_3) dl^2 \text{ sur la facette de normale } \vec{e}_3 \end{cases} \quad 3.2$$

De même, les forces appliquées sur les facettes $-\vec{e}_1$, $-\vec{e}_2$ et $-\vec{e}_3$ sont :

$$\begin{cases} \vec{F}_{-1} = \vec{\Sigma}(M_1, -\vec{e}_1) dl^2 = -(\sigma_{-1-1}\vec{e}_1 + \tau_{-1-2}\vec{e}_2 + \tau_{-1-3}\vec{e}_3) dl^2 \text{ sur la facette de normale } -\vec{e}_1 \\ \vec{F}_{-2} = \vec{\Sigma}(M_2, -\vec{e}_2) dl^2 = -(\tau_{-2-1}\vec{e}_1 + \sigma_{-2-2}\vec{e}_2 + \tau_{-2-3}\vec{e}_3) dl^2 \text{ sur la facette de normale } -\vec{e}_2 \\ \vec{F}_{-3} = \vec{\Sigma}(M_3, -\vec{e}_3) dl^2 = -(\tau_{-3-1}\vec{e}_1 + \tau_{-3-2}\vec{e}_2 + \sigma_{-3-3}\vec{e}_3) dl^2 \text{ sur la facette de normale } -\vec{e}_3 \end{cases} \quad 3.3$$

Dans la notation σ_{ij} et τ_{ij} , i et j désignent respectivement :

- i : l'indice du vecteur normal de la facette.
- j : l'indice de l'axe à considérer projeter le vecteur contrainte.

On remarque que pour les contraintes normales $i=j$, et que pour les contraintes tangentielles $i \neq j$

Le volume étant supposé infinitésimal et la matière étant supposée continue, il est possible d'écrire que :

$$\vec{\Sigma}(M_i, \vec{e}_i) = \vec{\Sigma}(M, \vec{e}_i) \quad 3.4$$

De plus, à partir du théorème de réciprocity de Cauchy :

$$\vec{\Sigma}(M, -\vec{e}_i) = -\vec{\Sigma}(M, \vec{e}_i) \quad 3.5$$

En supposant le cube à l'équilibre puis en appliquant le théorème de la résultante statique, nous obtenons :

$$\sigma_{ij} = \sigma_{-i-j} \text{ et } \tau_{ij} = \tau_{-i-j} \quad 3.6$$

Chapitre 3 : Modélisation mathématique des procédés de déformation plastique

En appliquant le théorème du moment statique au centre du cube M, nous obtenons :

$$\tau_{ij} = \tau_{ji} \quad 3.7$$

Cette relation finale illustre la réciprocité des contraintes de cisaillement. Cette propriété joue un rôle crucial dans le développement de la théorie de la résistance des matériaux. Suite à cette démonstration, la matrice des contraintes obtenue est la suivante :

$$\{\sigma\} = \begin{bmatrix} \sigma_X & \tau_{XY} & \tau_{ZX} \\ \tau_{XY} & \sigma_Y & \tau_{YZ} \\ \tau_{ZX} & \tau_{YZ} & \sigma_Z \end{bmatrix} \quad 3.8$$

$\sigma_{xx} = \sigma_X$, $\sigma_{yy} = \sigma_Y$ et $\sigma_{zz} = \sigma_Z$ sont les contraintes normales, $\sigma_{xy} = \tau_{XY}$, $\sigma_{xz} = \tau_{ZX}$ et $\sigma_{yz} = \tau_{YZ}$ sont les contraintes tangentielles.

3.2.3. Les contraintes principales

Le tenseur des contraintes se définit dans un système de coordonnées arbitraire x, y et z. Dans certains cas, il est pratique de choisir un repère de manière à ce que les contraintes de cisaillement τ_{ij} soient nulles, laissant uniquement les contraintes normales non nulles. Ce repère est appelé repère principal, et les contraintes normales correspondantes sont appelées contraintes principales. Cela démontre qu'il est possible, en un point donné du milieu continu, d'orienter une surface ΔS de telle manière que le vecteur contrainte $\vec{T}_{(\vec{n})}$ soit perpendiculaire à cette surface. Si cette condition est remplie, toutes les contraintes seront alors perpendiculaires à cette surface [1-8].

Si : \vec{n} est le vecteur unitaire perpendiculaire à ΔS ;

alors : T_i est parallèle à n_i ;

donc :

$$T_i = [\sigma]n_i = [\sigma]\delta_{ij}n_j = \sigma_{ij}n_j; \quad 3.9$$

$$(\sigma_{ij} - [\sigma]\delta_{ij})n_j = 0. \quad 3.10$$

Chapitre 3 : Modélisation mathématique des procédés de déformation plastique

Cette équation possède trois composantes en n dont l'existence de solution non triviale est soumise à la condition :

$$\det(\sigma_{ij} - \sigma\delta_{ij}) = |\sigma_{ij} - \sigma\delta_{ij}| = 0 \quad 3.11$$

σ sont les valeurs propres de la matrice $[\sigma]$. Noté σ_I, σ_{II} et σ_{III} . Elles correspondent aux directions \vec{n}_I, \vec{n}_{II} et \vec{n}_{III} qui sont les vecteurs propres correspondants définissant des surfaces n'admettant que des contraintes normales.

Noté que σ_I, σ_{II} et σ_{III} , appelés les contraintes principales, sont les solutions de l'équation 3.11.

Sachant que δ_{ij} est le symbole de Kronecker appelé aussi la matrice identité I :

$$I = [\delta_{ij}] = \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} ; \quad 3.12$$

Si un référentiel est choisi de telle sorte que les vecteurs propres \vec{n}_I, \vec{n}_{II} et \vec{n}_{III} soient orientés suivant des axes, alors la matrice contrainte prendra la forme :

$$\sigma = \begin{bmatrix} \sigma_I & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_{II} & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_{III} \end{bmatrix} ; \quad 3.13$$

Avec :

σ_I, σ_{II} et σ_{III} : les contraintes principales;

\vec{n}_I, \vec{n}_{II} et \vec{n}_{III} : les directions des axes principaux correspondants.

3.2.4. Elasticité et plasticité

La limite élastique est définie par la contrainte unidimensionnelle notée ℓ , telle que si :

$\sigma < \ell$ déformation est élastique;

$\sigma > \ell$ déformation est plastique.

Pour une combinaison tridimensionnelle des contraintes, la généralisation de ce concept se traduit par l'existence d'une fonction scalaire qu'on notera f liée à la limite élastique de telle sorte que pour :

$f < \ell$ Le comportement est élastique.

$f = \ell$ La déformation plastique commence.

Si en plus le matériau est isotrope, f sera une fonction des invariants du tenseur des contraintes [2].

Les invariants du tenseur des contraintes σ_{ij} sont représenté par les contrainte principales solution de l'équation 3.11.

Si σ_I, σ_{II} et σ_{III} sont les solution de l'équation 3.11, alors :

$$-\sigma^3 + I_\sigma \sigma^2 - I'_\sigma \sigma + I''_\sigma = 0 \quad 3.14$$

Avec :

$$I_\sigma = \sigma_I + \sigma_{II} + \sigma_{III} = \sigma_{ii} \quad 3.15$$

$$I'_\sigma = \sigma_I \sigma_{II} + \sigma_{II} \sigma_{III} + \sigma_I \sigma_{III} = \frac{1}{2} (\sigma_{ii} \sigma_{jj} - \sigma_{ij} \sigma_{ji}) \quad 3.16$$

$$I''_\sigma = \sigma_I \sigma_{II} \sigma_{III} = |\sigma_{ij}| \quad 3.17$$

Les relations 3.15, 3.16 et 3.17 définissent les invariants du tenseur des contraintes.

3.2.5. Critère de Von-Mises et de Tresca

L'expérience montre que, vu la structure cristalline des matériaux, le mécanisme réel de la déformation plastique est essentiellement dû aux dislocations représentées par des

Chapitre 3 : Modélisation mathématique des procédés de déformation plastique

discontinuités des lignes atomiques des matériaux. Ces dislocations sont dues principalement aux contraintes tangentielles.

Un état de contrainte donné est complètement spécifié si les contraintes principales et leurs orientations sont connus. Sous l'hypothèse d'un milieu isotrope, la connaissance de l'orientation n'est plus nécessaire et les contraintes principales suffisent [1-3].

L'expérimentation confirme que les déformations plastiques initiales et ultérieures ne dépendent pas de la pression hydrostatique définie par :

$$P = -\frac{1}{3}\sigma_{ii} = -\frac{1}{3}(\sigma_I + \sigma_{II} + \sigma_{III}) \quad 3.18$$

Il est donc logique d'assumer que la fonction scalaire f est indépendante de la pression.

Soit maintenant le tenseur des contraintes réduites défini par :

$$\sigma'_{ij} = \sigma_{ij} - \frac{1}{3}\sigma_{mm}\delta_{ij} \quad 3.19$$

Alors :

$$I'_{\sigma} = \sigma'_{ii} = \sigma_{ii} - \frac{1}{3}\sigma_{mm}\delta_{ii} = \sigma_{ii} - \sigma_{mm} = 0 \quad 3.20$$

Et donc les invariants de σ'_i ne dépendent plus de P .

La fonction f est donc fonction de seulement I'_{σ} et I''_{σ} ($I'_{\sigma} = 0$) de telle sorte que le critère d'écoulement devienne :

$$f(I'_{\sigma}, I''_{\sigma}) = \ell \quad 3.21$$

Le comportement de f sera déterminé à partir d'expérimentations.

Pour notre cas d'étude où nous avons une sollicitation de compression simple :

$$\sigma_{11} = \pm \ell$$

Chapitre 3 : Modélisation mathématique des procédés de déformation plastique

Pour ce cas :

$$\sigma'_{11} = \sigma_{11} - \frac{\sigma_{mm}}{3} \delta_{11} = \pm \frac{2}{3} \ell \quad 3.22$$

$$\sigma'_{22} = \sigma_{22} - \frac{\sigma_{mm}}{3} \delta_{22} = -\frac{1}{3} \sigma_{11} = \pm \frac{1}{3} \ell \quad 3.23$$

$$\sigma'_{33} = \sigma_{33} - \frac{\sigma_{mm}}{3} \delta_{33} = -\frac{1}{3} \sigma_{11} = \pm \frac{1}{3} \ell \quad 3.24$$

I'_σ et I''_σ seront égaux à :

$$I'_{\sigma'} = -\frac{1}{3} \ell^2, \quad I''_{\sigma'} = \pm \frac{2}{27} \ell^2 \quad 3.25$$

Et :

$$f(I'_{\sigma'}, I''_{\sigma'}) = \ell \quad 3.26$$

Devient :

$$f = \left(-\frac{1}{3} \ell^2, \pm \frac{2}{27} \ell^3 \right) = \ell \quad 3.27$$

La forme la plus simple de f serait de l'assumer indépendante de $I'_{\sigma'}$. Dans ce cas on prend :

$$f = \sqrt{-3I'_{\sigma'}} = \sqrt{(-3) \left(-\frac{1}{3} \ell^2 \right)} = \sqrt{\ell^2} = \ell \quad 3.28$$

L'équation 3.28 représente le critère de Von-Mises. En fonction des contraintes principales il s'exprime :

$$I'_{\sigma'} = \sigma'_I \sigma'_{II} + \sigma'_I \sigma'_{III} + \sigma'_{II} \sigma'_{III} \quad 3.29$$

Chapitre 3 : Modélisation mathématique des procédés de déformation plastique

σ'_I, σ'_{II} et σ'_{III} étant les contraintes principales réduites, l'équation caractéristique ou propre s'écrira :

$$|\sigma'_{ij} - \sigma' \delta_{ij}| = 0 \quad 3.30$$

$$\left| \sigma_{ij} - \frac{\sigma_{mm}}{3} \delta_{ij} - \sigma' \delta_{ij} \right| = 0 \quad 3.31$$

$$\left| \sigma_{ij} - \left(\frac{\sigma_{mm}}{3} + \sigma' \right) \delta_{ij} \right| = 0 \quad 3.32$$

$$\left[\sigma_I - \left(\frac{\sigma_{mm}}{3} + \sigma'_I \right) \right] \left[\sigma_{II} - \left(\frac{\sigma_{mm}}{3} + \sigma'_{II} \right) \right] \left[\sigma_{III} - \left(\frac{\sigma_{mm}}{3} + \sigma'_{III} \right) \right] = 0 \quad 3.33$$

Donc :

$$\sigma_I - \frac{\sigma_{mm}}{3} - \sigma'_I = 0 \quad 3.34$$

Impliquant :

$$\sigma'_I = \sigma_I - \frac{\sigma_{mm}}{3} \quad 3.35$$

Mais :

$$\sigma_{mm} = \sigma_{ii} = I_\sigma = \sigma_I + \sigma_{II} + \sigma_{III} \quad 3.36$$

$$I'_{\sigma'} = \left(\sigma_I - \frac{\sigma_{mm}}{3} \right) \left(\sigma_{II} - \frac{\sigma_{mm}}{3} \right) + \left(\sigma_I - \frac{\sigma_{mm}}{3} \right) \left(\sigma_{III} - \frac{\sigma_{mm}}{3} \right) + \left(\sigma_{II} - \frac{\sigma_{mm}}{3} \right) \left(\sigma_{III} - \frac{\sigma_{mm}}{3} \right) \quad 3.37$$

En développant, on trouvera :

$$3I'_{\sigma'} = \sigma_I^2 + \sigma_{II}^2 + \sigma_{III}^2 - \sigma_I \sigma_{II} - \sigma_I \sigma_{III} - \sigma_{II} \sigma_{III} \quad 3.38$$

Chapitre 3 : Modélisation mathématique des procédés de déformation plastique

Le critère de Von-Mises défini auparavant par la relation 3.28, devient :

$$\ell = \sqrt{\sigma_I^2 + \sigma_{II}^2 + \sigma_{III}^2 - \sigma_I\sigma_{II} - \sigma_I\sigma_{III} - \sigma_{II}\sigma_{III}} \quad 3.39$$

Qui peut s'écrire :

$$\ell = \sqrt{\frac{1}{2}[(\sigma_I - \sigma_{II})^2 + (\sigma_I - \sigma_{III})^2 + (\sigma_{II} - \sigma_{III})^2]} \quad 3.40$$

Ou encore sous forme tensorielle :

$$I'_{\sigma'} = \frac{1}{2}(\sigma'_{ii}\sigma'_{jj} - \sigma'_{ij}\sigma'_{ji}) = -\frac{1}{2}(\sigma'_{ij}\sigma'_{ji}) \quad 3.41$$

Finalement :

$$\ell = \sqrt{\frac{3}{2}(\sigma'_{ij}\sigma'_{ji})} \quad 3.42$$

Il y a aussi un autre critère dû à Tresca et Saint-Venant qui s'exprime en fonction des contraintes principales comme :

$$\ell = \text{Max}\{|\sigma_I - \sigma_{II}|, |\sigma_I - \sigma_{III}|, |\sigma_{II} - \sigma_{III}|\} \quad 3.43$$

La différence entre deux contraintes principales équivaut à deux fois la contrainte de cisaillement maximale. Souvent désigné comme le critère de la contrainte de cisaillement maximale, le critère de Tresca stipule que la déformation plastique se produit lorsque la contrainte de cisaillement maximale atteint une valeur égale à $\frac{\ell}{2}$, comme l'illustre la relation 3.43.

3.2.6. Transformation du système de coordonnées cartésiennes en système de coordonnées cylindrique

Tenseur des contraintes dans le système de coordonnées cylindriques est donné par :

$$\{\sigma\} = \begin{bmatrix} \sigma_r & \tau_{r\theta} & \tau_{rz} \\ \tau_{r\theta} & \sigma_\theta & \tau_{\theta z} \\ \tau_{rz} & \tau_{\theta z} & \sigma_z \end{bmatrix} \quad 3.44$$

La matrice de transformation des contraintes du système de coordonnées cartésiennes vers le système de coordonnées cylindriques est :

$$\begin{cases} \sigma_r = \sigma_x \cos^2 \theta + \sigma_y \sin^2 \theta + 2\tau_{xy} \sin \theta \cos \theta \\ \sigma_\theta = \sigma_x \sin^2 \theta + \sigma_y \cos^2 \theta - 2\tau_{xy} \sin \theta \cos \theta \\ \sigma_z = \sigma_z \\ \tau_{r\theta} = -\sigma_x \sin \theta \cos \theta + \sigma_y \sin \theta \cos \theta + \tau_{xy} (\cos^2 \theta - \sin^2 \theta) \\ \tau_{\theta z} = \tau_{yz} \cos \theta - \tau_{zx} \sin \theta \\ \tau_{rz} = \tau_{yz} \sin \theta + \tau_{zx} \cos \theta \end{cases} \quad 3.45$$

3.3. Etude de déformation

3.3.1. Les déformations

La déformation ε est la mesure relative du changement de forme du matériau. Elle peut être calculée en divisant la variation de longueur ΔL par la longueur initiale L_0 [1-3]

$$\varepsilon = \frac{\Delta L}{L_0} \quad 3.46$$

Le champ de déformation noté $[\varepsilon]$:

$$\{\varepsilon\} = \begin{bmatrix} \varepsilon_{xx} & \varepsilon_{xy} & \varepsilon_{zx} \\ \varepsilon_{xy} & \varepsilon_{yy} & \varepsilon_{yz} \\ \varepsilon_{xz} & \varepsilon_{yz} & \varepsilon_{zz} \end{bmatrix} \quad 3.47$$

Où

$$\{\varepsilon\} = \begin{bmatrix} \varepsilon_x & \gamma_{xy} & \gamma_{xz} \\ \gamma_{xy} & \varepsilon_y & \gamma_{yz} \\ \gamma_{xz} & \gamma_{yz} & \varepsilon_z \end{bmatrix} \quad 3.48$$

Chapitre 3 : Modélisation mathématique des procédés de déformation plastique

$\varepsilon_{xx} = \varepsilon_x$, $\varepsilon_{yy} = \varepsilon_y$ et $\varepsilon_{zz} = \varepsilon_z$ sont les déformations normales, $\varepsilon_{xy} = \gamma_{xy}$, $\varepsilon_{zx} = \gamma_{zx}$ et $\varepsilon_{yz} = \gamma_{yz}$ sont les contraintes tangentielles

3.3.2. Les déformations principales et les directions principales

Les déformations principales ainsi que leurs directions se calcule en résolvant le système d'équation suivant [1-3] :

$$Det([\varepsilon] - \lambda[I]) = 0 \tag{3.49}$$

Où $[\varepsilon]$ est le tenseur de déformations, $[I]$ est la matrice d'identité et λ est la valeur propre cherchée, correspondant à la déformation principale.

Ceci nous ramène à résoudre l'équation caractéristique d'ordre trois :

$$\varepsilon^3 - E_1 \varepsilon^2 + E_2 \varepsilon + E_3 = 0 \tag{3.50}$$

E_1, E_2 et E_3 sont respectivement les invariants linéaires, quadratique et cubiques donnés par :

$$\left\{ \begin{array}{l} E_1 = \varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3 = \varepsilon_{xx} + \varepsilon_{yy} + \varepsilon_{zz} \\ E_2 = -(\varepsilon_1 \varepsilon_2 + \varepsilon_2 \varepsilon_3 + \varepsilon_3 \varepsilon_1) = -(\varepsilon_{xx} \varepsilon_{yy} + \varepsilon_{yy} \varepsilon_{zz} + \varepsilon_{zz} \varepsilon_{xx}) + (\varepsilon_{xx})^2 + (\varepsilon_{yy})^2 + (\varepsilon_{zz})^2 \\ E_3 = \varepsilon_1 \varepsilon_2 \varepsilon_3 = det[\varepsilon] \end{array} \right. \tag{3.51}$$

3.3.3. Conditions de compatibilité

Les composantes de la déformation à un point donné sont entièrement définies par les trois fonctions u, v et w qui représentent les composantes de déplacement. Ainsi, ces fonctions ne sont pas arbitraires par rapport à x, y et z , mais dépendent des deux relations suivantes [1-3] :

$$\left\{ \begin{array}{l} \varepsilon_x = \frac{\partial u}{\partial x} \\ \varepsilon_y = \frac{\partial v}{\partial y} \\ \varepsilon_z = \frac{\partial w}{\partial z} \end{array} \right. \tag{3.52}$$

$$\begin{cases} \gamma_{XY} = \frac{\partial u}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial x} = 2\varepsilon_{xy} \\ \gamma_{XZ} = \frac{\partial u}{\partial z} + \frac{\partial w}{\partial x} = 2\varepsilon_{xz} \\ \gamma_{YZ} = \frac{\partial v}{\partial z} + \frac{\partial w}{\partial y} = 2\varepsilon_{yz} \end{cases} \quad 3.53$$

En envisageant une structure initialement composée de petits cubes, avant déformation, chaque élément subissant une contrainte quelconque se transforme en parallélépipède. L'organisation de ces éléments pour former un corps déformé continu peut alors poser problème. Pour garantir cette continuité, les composantes de la déformation doivent respecter certaines relations appelées équations de compatibilité. La forme tensorielle de cette condition de compatibilité est la suivante :

$$\frac{\partial^2 \varepsilon_{ik}}{\partial x_l \partial x_j} - \frac{\partial^2 \varepsilon_{jk}}{\partial x_l \partial x_i} = \frac{\partial^2 \varepsilon_{il}}{\partial x_k \partial x_j} - \frac{\partial^2 \varepsilon_{jl}}{\partial x_k \partial x_i} \quad (k \neq 1) \quad 3.54$$

On aura donc six équations de compatibilité :

$$\begin{cases} \frac{\partial^2 \varepsilon_x}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 \varepsilon_y}{\partial x^2} = \frac{\partial^2 \gamma_{xy}}{\partial x \partial y} \\ \frac{\partial^2 \varepsilon_x}{\partial z^2} + \frac{\partial^2 \varepsilon_z}{\partial x^2} = \frac{\partial^2 \gamma_{xz}}{\partial x \partial z} \\ \frac{\partial^2 \varepsilon_y}{\partial z^2} + \frac{\partial^2 \varepsilon_z}{\partial y^2} = \frac{\partial^2 \gamma_{yz}}{\partial y \partial z} \\ 2 \frac{\partial^2 \varepsilon_x}{\partial y \partial z} = \frac{\partial}{\partial y} \left(-\frac{\partial \gamma_{yz}}{\partial x} + \frac{\partial \gamma_{xz}}{\partial y} + \frac{\partial \gamma_{xy}}{\partial z} \right) \\ 2 \frac{\partial^2 \varepsilon_z}{\partial x \partial y} = \frac{\partial}{\partial y} \left(\frac{\partial \gamma_{yz}}{\partial x} - \frac{\partial \gamma_{xz}}{\partial y} + \frac{\partial \gamma_{xy}}{\partial z} \right) \\ 2 \frac{\partial^2 \varepsilon_z}{\partial x \partial y} = \frac{\partial}{\partial y} \left(\frac{\partial \gamma_{yz}}{\partial x} + \frac{\partial \gamma_{xz}}{\partial y} - \frac{\partial \gamma_{xy}}{\partial z} \right) \end{cases} \quad 3.55$$

Ces relations entre les composantes de déformation assurent la continuité du matériau en respectant les conditions initiales d'homogénéité.

3.3.4. Expression de la déformation équivalente

L'expression de la déformation équivalente est donnée par :

$$\epsilon_e = \left(\frac{1}{1+\nu} \right) \sqrt{\frac{(\epsilon_X - \epsilon_Y)^2 + (\epsilon_Y - \epsilon_Z)^2 + (\epsilon_Z - \epsilon_X)^2 + 6(\epsilon_{XY}^2 + \epsilon_{YZ}^2 + \epsilon_{ZX}^2)}{2}} \quad 3.56$$

3.4. Modèle de compaction de poudre

3.4.1. Equation fondamentales du compactage des poudres

Prenons en compte un cylindre compact de diamètre D et de hauteur H illustré dans la figure 3.3. La pression appliquée en haut est P , tandis que la pression transmise en bas est P_b . La force normale est représentée par F_n , et le coefficient de friction entre la poudre et la paroi du moule est noté u . La section transversale est désignée par A , et la force de friction par F_f . La distribution de la pression, allant de l'axe vers le radial, indiquée par z , varie en fonction de la densité du compact [16, 17].

Donc :

$$\sum F = 0 = A(P_b - P) + uF_n \quad 3.57$$

$$F_n = \pi z P D dH \quad 3.58$$

$$F_f = \pi u z P D dH \quad 3.59$$

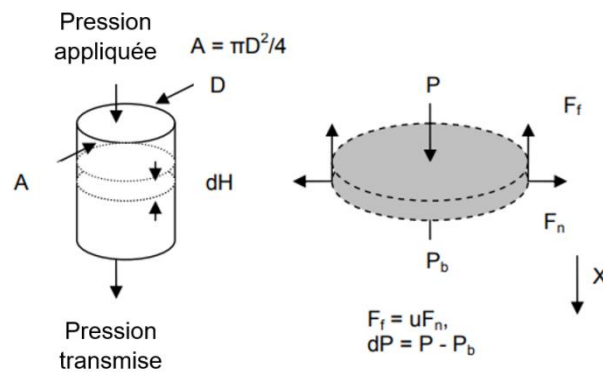


Figure 3.3. Illustration d'un compact cylindrique.

Si l'on substitue l'équation 3 à l'équation 1, $dP = P - P_b = -4uzPdH/D$, l'intégration du terme de pression par rapport à la hauteur donne la pression à n'importe quelle position x sous le poinçon (piston) :

$$P_x = P \exp\left(-\frac{4uzx}{D}\right) \quad 3.60$$

L'équation 4 décrit le compactage à simple action. Pour le compactage à double action, cette équation est également valable, mais la distance x est la distance au poinçon le plus proche. Dans les deux cas, la pression diminue avec le rapport entre la hauteur de compactage et le diamètre du poinçon.

La moyenne des contraintes de compactage est influencée par la géométrie (rapport H/D), par la distribution de la pression entre l'axe et le radial (z), ainsi que par le coefficient de friction (u) entre les poudres et les parois du moule.

La contrainte moyenne de compactage peut être estimée comme suit :

$$\sigma = \begin{cases} P \left[1 - 2uz \left(\frac{H}{D}\right)\right] & \text{Action unique} \\ P \left[1 - uz \left(\frac{H}{D}\right)\right] & \text{Action double} \end{cases} \quad 3.61$$

Le rapport uzH/D est un indicateur du pressage de la filière. Une meilleure performance de pressage est obtenue lorsque ce rapport est faible. Un autre facteur important est le rapport entre la hauteur et le diamètre. En général, lorsque le rapport hauteur/diamètre dépasse 5, le compactage échoue [16, 17].

3.4.2. Modèle de Drucker-Prager de Cap modifié

Le comportement d'un matériau soumis à une déformation permanente est modélisé par le modèle de Cap de Drucker-Prager modifié. Ce modèle se compose de trois éléments : une surface de rupture en cisaillement linéaire, qui indique une augmentation de la contrainte de cisaillement avec l'accroissement de la contrainte moyenne ; une "calotte" incurvée, traversant à la fois la surface de rupture en cisaillement et l'axe de la contrainte moyenne ; ainsi qu'une

Chapitre 3 : Modélisation mathématique des procédés de déformation plastique

surface de transition, assurant une intersection fluide entre la calotte et les surfaces de rupture. Les équations qui définissent ces trois surfaces dans le plan de contrainte de pression équivalente - contrainte déviatorique sont formulées comme suit :

1 : Surface de rupture en cisaillement F_s ,

$$F_s = q - p \tan \beta - d = 0 \quad 3.62$$

q représente la mesure de la contrainte déviatorique, également connue sous le nom de contrainte équivalente de Von Mises. La variable p désigne la contrainte de pression hydrostatique, d représente la cohésion du matériau, et β représente l'angle de frottement, selon les références.

2 : compression de Cap F_c ,

$$F_c = \sqrt{(p - p_a)^2 + \left(\frac{Rq}{1 + \alpha - \alpha/\cos\beta}\right)^2} - R(d + p_a \tan\beta) = 0 \quad 3.63$$

où R est le rapport entre l'axe horizontal de la calotte elliptique et l'axe vertical de la calotte elliptique, α est un paramètre numérique définissant une intersection de rendement de transition lisse entre la calotte et les surfaces de rupture, et p_a est un paramètre d'évolution pour l'écroutissage/le ramollissement plastique volumétrique de la calotte sous l'effet de la déformation.

3 : Surface de transition F_t ,

$$F_t = \sqrt{(p - p_a)^2 + \left[q - \left(1 - \frac{\alpha}{\cos\beta}\right)(d + p_a \tan\beta)\right]^2} - \alpha(d + p_a \tan\beta) = 0 \quad 3.64$$

Pour les poudres d'alliage ferreux, la déformation volumétrique plastique augmente en compression avec l'augmentation de la pression hydrostatique. La figure 3.4 illustre un faible durcissement typique définissant la relation entre la limite d'élasticité en compression hydrostatique p_b et la déformation volumétrique plastique ε_{vol}^{pl} . Le paramètre d'évolution p_a peut être relié à p_b par :

$$p_a = \frac{p_b - Rd}{1 + R \tan \beta} \quad 3.65$$

où p_b est lié à la contrainte axiale σ_z par l'équation suivante :

$$p_b = - \frac{(1 + R \tan \beta) \sigma_z}{1 + R \tan \beta \sqrt{1 + \left[\frac{2 \left(\alpha - \frac{\alpha}{\cos \beta} \right)}{3R} \right]^2}} \quad 3.66$$

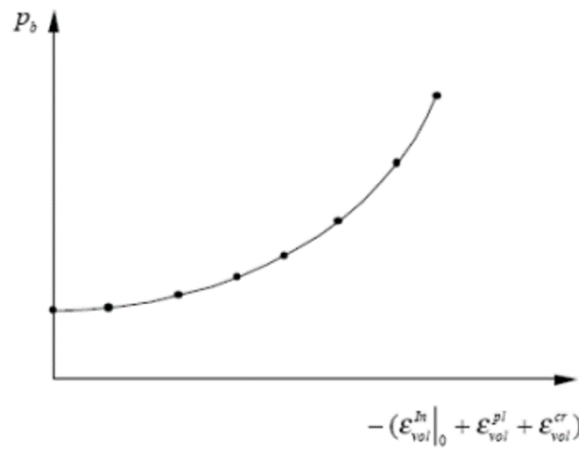


Figure 3.4. Loi de durcissement

Le durcissement volumétrique est déterminé en déplaçant le bouchon le long de l'axe hydrostatique. Lorsque la force de compression axiale est appliquée, la valeur de p_b est calculée. Cette nouvelle valeur de p_b induit un ajustement correspondant de p_a et modifie la configuration du bouchon. Cela visualise clairement l'évolution de la surface de la calotte lors de la simulation de la compression. La déformation plastique volumétrique ϵ_{vol}^{pl} est directement liée à la limite d'élasticité de la compression hydrostatique p_b par la loi de durcissement, et ces surfaces de calotte reflètent cette loi de durcissement du matériau. La relation entre la loi de durcissement et les constantes matérielles W et D peut être exprimée selon les références [14, 15] par la formule suivante :

$$\epsilon_{vol}^{pl} = W[1 - \exp(-Dp_b)] \quad 3.67$$

3.5. Modèle de frittage SPS

3.5.1. Equation d'équilibre mécanique (loi de comportement)

Dans l'hypothèse où l'on ne considère que de petites déformations élastiques linéaires (déplacement/déformation), l'équilibre mécanique du système est régi par l'équation suivante [27, 29, 30, 32, 100] :

$$-\nabla \cdot \{\boldsymbol{\sigma}\} = \vec{\mathbf{F}} \quad 3.68$$

où $\{\boldsymbol{\sigma}\}$ est le tenseur des contraintes et $\vec{\mathbf{F}}$ est la charge appliquée.

Le comportement mécanique étant supposé élastique, la loi de Hooke s'écrit :

$$\{\boldsymbol{\sigma}\} = [\mathbf{D}]\{\boldsymbol{\varepsilon}\} \quad 3.69$$

où $[\mathbf{D}]$ est la matrice d'élasticité et $\{\boldsymbol{\varepsilon}\}$ le tenseur de déformations élastiques.

$$[\mathbf{D}] = \begin{bmatrix} \lambda + 2\mu & \lambda & \lambda & 0 & 0 & 0 \\ \lambda & \lambda + 2\mu & \lambda & 0 & 0 & 0 \\ \lambda & \lambda & \lambda + 2\mu & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \mu & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \mu & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \mu \end{bmatrix} \quad 3.70$$

Où

$$[\mathbf{D}] = \frac{E}{(1+\nu)(1-2\nu)} \begin{bmatrix} 1-\nu & \nu & \nu & 0 & 0 & 0 \\ \nu & 1-\nu & \nu & 0 & 0 & 0 \\ \nu & \nu & 1-\nu & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1-2\nu}{2} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1-2\nu}{2} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1-2\nu}{2} \end{bmatrix} \quad 3.71$$

Chapitre 3 : Modélisation mathématique des procédés de déformation plastique

Où λ et μ sont les paramètres de Lamé donnés respectivement par :

$$\lambda = \frac{Ev}{(1+\nu)(1-2\nu)} \text{ et } \mu = \frac{E}{2(1+\nu)}. \quad 3.72$$

D'autre part le tenseur de déformation est composé de tenseur de déformation mécanique et tenseur de déformation thermique [27, 29, 100] :

$$\{\boldsymbol{\varepsilon}\} = \{\boldsymbol{\varepsilon} + \boldsymbol{\varepsilon}^{\text{th}}\} \quad 3.73$$

Le tenseur de déformation dû à la dilatation thermique α pour un matériau isotrope est donné par :

$$\{\boldsymbol{\varepsilon}^{\text{th}}\} = \alpha(T - T_{\text{ref}})\{\boldsymbol{\delta}\} \quad 3.74$$

où $\{\boldsymbol{\delta}\}$ est le tenseur de Kronecker (matrice d'identité), T est la température, T_{ref} est la température de référence (à l'état de référence) du système, et α est le coefficient de dilatation thermique [30, 32, 100].

$$\{\boldsymbol{\varepsilon}^{\text{th}}\} = \alpha(T - T_{\text{ref}})\{\boldsymbol{\delta}\} = \begin{bmatrix} \alpha(T - T_{\text{ref}}) & 0 & 0 \\ 0 & \alpha(T - T_{\text{ref}}) & 0 \\ 0 & 0 & \alpha(T - T_{\text{ref}}) \end{bmatrix} \quad 3.75$$

En tenant compte du couplage thermique, le tenseur des contraintes global s'écrit comme suit

$$\{\boldsymbol{\sigma}\} = [\mathbf{D}]\{\boldsymbol{\varepsilon} + \boldsymbol{\varepsilon}^{\text{th}}\} \quad 3.76$$

3.5.2. Equation du comportement thermoélectrique

Équation de continuité (équilibre des charges électriques)

À partir des équations de Maxwell, le flux de courant électrique direct dans le système peut être écrit [27, 29, 30]:

$$\nabla \cdot \vec{\mathbf{j}} = 0 \quad 3.77$$

où la densité de courant électrique, $\vec{\mathbf{J}}$, est donnée par la loi d'Ohm :

$$\vec{\mathbf{J}} = \sigma_{el} \vec{\mathbf{E}} + \vec{\mathbf{J}}_e \quad 3.78$$

où σ_{el} est la conductivité électrique, $\vec{\mathbf{J}}_e$ est la densité de courant externe générée (négligée dans la présente analyse comme indiqué précédemment) et $\vec{\mathbf{E}}$ est le champ électrique qui est donné par [27, 29, 30, 100] :

$$\vec{\mathbf{E}} = -\nabla\varphi \quad 3.79$$

où φ est le potentiel électrique.

En combinant les équations ci-dessus, nous pouvons réécrire l'équation (8) (exprimant l'équilibre de la charge électrique) comme suit [27, 30, 32, 100] :

$$\nabla \cdot \vec{\mathbf{J}} = \nabla \cdot (\sigma_{el} \vec{\mathbf{E}}) = \nabla \cdot (-\sigma_{el} \nabla\varphi) = 0 \quad 3.80$$

Ainsi, l'équation de conservation du potentiel électrique est donnée par

$$\nabla \cdot (-\sigma_{el} \nabla\varphi) = 0 \quad 3.81$$

3.5.3. Equation du transport de chaleur

Le transport transitoire de chaleur par conduction dans le système est donné par [27, 29, 30, 32, 100] :

$$\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} - \nabla \cdot (k \nabla T) = Q \quad 3.82$$

Chapitre 3 : Modélisation mathématique des procédés de déformation plastique

Le flux de chaleur est représenté par $-k\nabla T$ (le gradient de température), où T désigne la température. Les grandeurs k , ρ et C_p représentent, respectivement, la conductivité thermique, la densité et la capacité thermique du système. Quant à Q , il désigne la chaleur générée par unité de volume en raison du courant circulant dans le système (effet Joule), comme décrit dans les références [29, 30, 129].

$$Q = \vec{\mathbf{J}} \cdot \vec{\mathbf{E}} = JE \quad 3.83$$

3.6. Conclusion

En conclusion, ce chapitre a développé un modèle mathématique pour comprendre comment les matériaux se comportent pendant le frittage. Des études approfondies sur les contraintes, les déformations, et le comportement mécanique des matériaux ont été menées. L'introduction du modèle de compaction de poudre et du modèle spécifique au frittage SPS apporte une perspective mathématique à notre exploration. Ces outils seront importants pour notre analyse numérique dans les prochains chapitres, ouvrant ainsi la voie à une compréhension approfondie du comportement thermoélectrique pendant le frittage SPS.

***Chapitre 4 : Etude
numérique du
comportement
thermoélectrique et
mécanique pendant le
frittage plasma étincelle***

4.1. Introduction

Dans ce chapitre, un modèle 3D pour décrire le comportement du couplage thermoélectrique et mécanique pendant le processus SPS d'un matériau polycristallin a été présenté. Le modèle est appliqué à la densification (processus SPS) d'échantillons métalliques (cuivre) et céramiques (alumine). Les équations régissant le modèle de densification SPS et les propriétés thermophysiques et mécaniques de l'échantillon (poudre) ont été incorporées et résolues à l'aide du code ANSYS afin d'analyser numériquement les effets de l'intensité du courant électrique et de la pression uniaxiale appliquée sur le comportement du couplage thermoélectrique (densité du courant électrique, distributions de la température et du flux de chaleur) et mécanique (champs de contrainte-déformation et de déplacement).

4.2. Considérations générales

4.2.1. Description du dispositif SPS et de ses caractéristiques géométriques

La configuration du système (dispositif SPS) étudiée ici et présentée à la figure 4.1 a été choisie sur la base de modèles de dispositifs SPS existant dans la pratique et qui ont été largement étudiés dans des travaux expérimentaux et/ou numériques antérieurs, par exemple dans les travaux de [100-113]. Dans cette configuration, l'échantillon (cuivre ou alumine) est placé à l'intérieur d'une matrice en graphite, et le système se compose principalement de deux poinçons (Pistons) cylindriques en graphite, situés en haut et en bas de l'échantillon et protégés chacun par une entretoise (Matrice), et de deux électrodes placées aux extrémités supérieure et inférieure du système. Les dimensions (caractéristiques géométriques) du système sont indiquées à la figure 4.1, tandis que les propriétés thermophysiques et mécaniques de tous les matériaux utilisés figurent au tableau 4.1 [106].

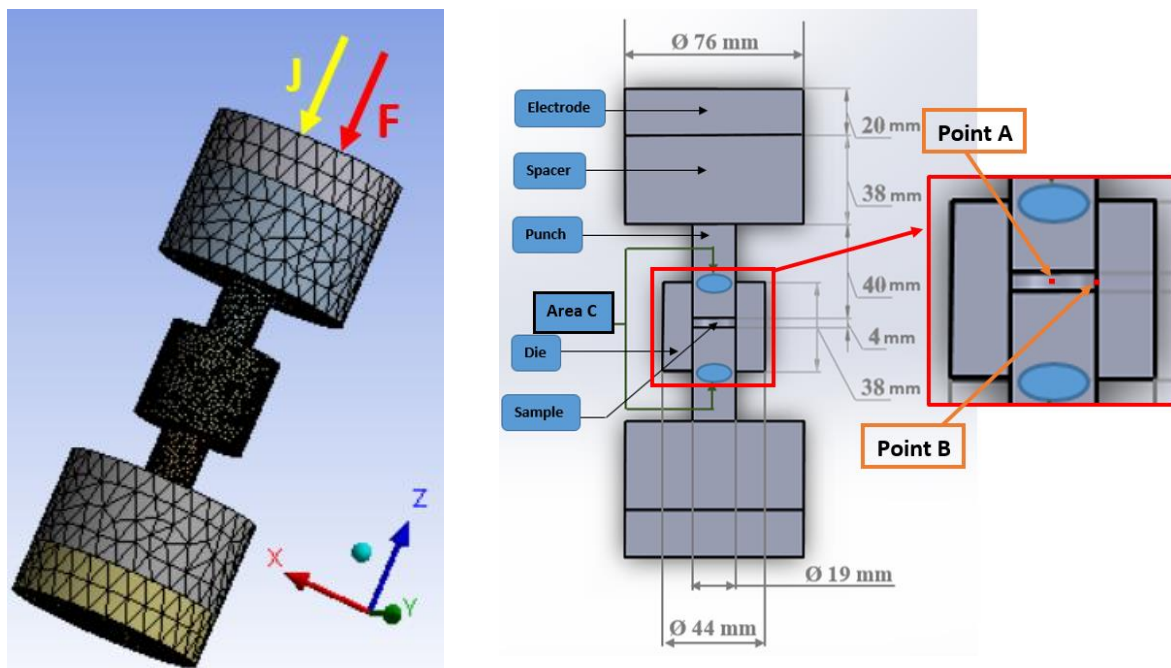
Dans le dispositif SPS, un courant continu pulsé d'une intensité de (1000 A) traverse l'ensemble poinçon-matrice en graphite qui contient la poudre (échantillon) afin de la chauffer et, en même temps, une pression uniaxiale d'une amplitude de 8,72 MPa est appliquée à l'électrode supérieure du système (dispositif). L'application simultanée d'un courant électrique

Chapitre 4 : Etude numérique du comportement thermoélectrique et mécanique pendant le frittage plasma étincelle

et d'une pression uniaxiale permet à obtenir des échantillons très denses en un temps plus court en utilisant la technique SPS que ceux obtenus par les méthodes de frittage traditionnelles. Les valeurs précédentes de courant continu pulsé et de pression uniaxiale ont été choisies sur la base de travaux expérimentaux réalisés précédemment [68].

4.2.2. Simplification des hypothèses

L'échantillon est supposé être un matériau entièrement dense (c'est-à-dire un solide avec une densité relative de 99%), tous les matériaux utilisés sont considérés comme des matériaux homogènes et isotropes, seule la petite déformation élastique linéaire (déformation/déplacement) a été prise en compte et le comportement mécanique est supposé être quasi-statique. En outre, les transferts de chaleur par rayonnement et le transfert de chaleur transitoire par conduction sont supposés. Enfin, aucun flux de courant externe vers l'intérieur et aucune source de courant externe ne sont pris en compte [67, 100].



(a) une vue 3D avec maillage

(b) vue de coupe avec les caractéristiques géométrique

Figure 4.1. Représentation schématique du dispositif SPS étudié (machine) : En se référant au cadre de référence (X, Y, Z) représenté ici, le point "A" est placé au milieu de l'échantillon : ses coordonnées sont donc ($X_A=Y_A=0$ mm) ; tandis que le point B est placé au bord de l'échantillon et a pour coordonnées ($X_B = 11$ mm et $Y_B = 0$ mm) [67].

Chapitre 4 : Etude numérique du comportement thermoélectrique et mécanique pendant le frittage plasma étincelle

Tableau 4.1. Propriétés de matériaux utilisés [100].

Propriétés	Graphite	Alumine	Cuivre
Module de Young, E /MPa	2.5×10^4	3.245×10^5	1.2962×10^5
Coefficient de Poisson, ν	0.22	0.24372	0.34496
Module de compressibilité, K /MPa	1.4881×10^4	2.1103×10^4	1.3934×10^4
Limite d'élasticité en traction, σ_{yT} /MPa	1.1×10^2	3.12×10^2	2×10^2
Densité, ρ /kg m ⁻³	2229.8	3692.8	8940
Chaleur spécifique, C_p /J kg ⁻¹ K ⁻¹	$-398.17 + 4.58T - 3.52 \times 10^{-3}T^2 + 1.28 \times 10^{-6}T^3 - 1.82 \times 10^{-10}T^4$	$-126.53 + 8.19T - 6.1 \times 10^{-3}T^2 + 2.31 \times 10^{-6}T^3 - 3.42 \times 10^{-10}T^4$	$355.3 + 0.1T$
Conductivité thermique, k /W m ⁻¹ K ⁻¹	$90 - 9.54 \times 10^{-2}T + 8.16 \times 10^{-5}T^2 - 3.2 \times 10^{-8}T^3 + 4.77 \times 10^{-12}T^4$	$76.44 - 0.189T + 1.959 \times 10^{-4}T^2 - 8.94 \times 10^{-8}T^3 + 1.49 \times 10^{-11}T^4$	$420.66 - 0.07T$
Coefficient de dilatation thermique, α /K ⁻¹	1.6062×10^{-6}	7.2255×10^{-6}	1.7341×10^{-6}
Résistivité électrique, ρ_{el} / Ω m	3.47×10^{-7}	1×10^{14}	2×10^{-8}

4.2.3. Conditions aux limites

Le système d'équations aux dérivées partielles ci-dessus peut être résolu si les conditions initiales et les conditions limites correspondantes bien posées sont définies. Avant de commencer le processus à l'instant $t = 0$ s, les conditions initiales suivantes sont appliquées [68] :

Le potentiel électrique initial est fixé à zéro, la température initiale de l'ensemble du système est supposée égale à la température ambiante et prise égale à 300 K, et les champs de contrainte et de déformation sont initialement nuls.

D'autre part, le système est soumis aux conditions limites suivantes (ces conditions limites sont similaires à celles utilisées dans le travail expérimental):

4.2.3.1. Potentiel électrique et conditions aux limites thermiques

- Toutes les surfaces extérieures du système (dispositif SPS) sont supposées être électriquement isolées, à l'exception de la surface supérieure de l'électrode supérieure, qui est soumise à un courant électrique (DC) de 1000 A [68], et de la surface inférieure de l'électrode inférieure, qui est soumise à un potentiel électrique.

- les résistances de contact électrique et thermique sont négligées. Ces hypothèses irréalistes peuvent être justifiées par les expériences réalisées dans [100]. D'autre part, il a été souligné dans plusieurs travaux antérieurs que les effets de ces résistances sont minimes (négligeables) [100].

- Sur toutes les surfaces externes, le transfert de chaleur par rayonnement est négligé dans ce travail pour deux raisons : la première est due à la symétrie horizontale de l'empilement formé par l'outil en graphite ; les pertes radiatives sur les faces horizontales/verticales (surfaces de la machine SPS) sont supposées être absorbées par les faces opposées. Deuxièmement, la machine SPS est recouverte d'une chambre fermée (isolée de son environnement). En outre, le transfert de chaleur par rayonnement est négligé, comme dans la plupart des travaux antérieurs [68, 101].

- sur toutes les surfaces extérieures, le transfert de chaleur par rayonnement est pris en compte

- Sur toutes les surfaces verticales externes, le transfert de chaleur par convection de toutes les surfaces externes du dispositif SPS est pris en compte. Un coefficient de transfert de chaleur, h , est estimé ici égal à $5 \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-1}$.

- Sur les surfaces supérieure et inférieure de l'électrode, la température est fixée à 300 K [68].

4.2.3.2. Conditions aux limites d'équilibre mécanique

- Toutes les surfaces externes du système sont considérées comme des surfaces libres à l'exception de l'extrémité supérieure de l'électrode supérieure qui est soumise à une pression et de l'extrémité inférieure de l'électrode inférieure qui est considérée comme un support fixe. En

Chapitre 4 : Etude numérique du comportement thermoélectrique et mécanique pendant le frittage plasma étincelle

d'autres termes, l'électrode supérieure est soumise à une pression uniaxiale égale à 8,72 MPa [68]; tandis que la face inférieure de l'électrode inférieure est fixe (l'électrode est placée sur le sol).

- Le frottement est négligé dans ce travail afin de simplifier la simulation. En outre, le frottement entre toutes les autres surfaces de contact restantes du dispositif est négligé. Cette hypothèse peut être justifiée par le fait que la force appliquée est perpendiculaire à presque toutes les surfaces de contact (c'est-à-dire les surfaces de contact horizontales qui sont les plus nombreuses). Cette hypothèse peut également être justifiée en se référant aux expériences réalisées dans [106, 107].

4.3. Procédure de résolution numérique et validation du modèle

4.3.1. Étude de sensibilité du maillage

Il est bien connu que le choix du maillage est une étape essentielle dans la procédure de résolution numérique du problème et le bon choix sera celui qui permet d'avoir des résultats convergents et précis avec un minimum de coût de calcul ; il est donc nécessaire de calculer les différents champs (principalement température, densité de courant électrique, contrainte-déformation, déplacement) du problème étudié en un point donné à l'intérieur du système en utilisant différentes résolutions de maillage et de comparer les résultats obtenus entre elles. En prenant par exemple les points A et B, choisis au hasard dans le système (voir Fig. 4.1), et en effectuant le calcul en utilisant les résolutions de maillage suivantes : le premier maillage "Maillage (1)" est composée de 108950 nœuds et 73873 éléments, le deuxième maillage "Maillage (2)" est composée de 128305 nœuds et 87342 éléments, et le troisième maillage "Maillage (3)" est composée de 150583 nœuds et 102890 éléments, on peut obtenir les résultats présentés dans le tableau 4.2. A noter que : dans les trois cas de maillage, le maillage a été effectué de manière à ce que la section de maillage la plus fine soit située dans l'ensemble poinçon-matrice-échantillon (Fig. 4.1).

La comparaison entre les résultats présentés dans le tableau 4.2 montre qu'il existe une légère différence entre les résultats obtenus à partir des trois types de résolution de maillage (une petite erreur relative entre la valeur maximale et la valeur minimale obtenue par chaque

Chapitre 4 : Etude numérique du comportement thermoélectrique et mécanique pendant le frittage plasma étincelle

cas de maillage). On peut alors juger utile de choisir le deuxième maillage (Maillage 2) dans tous les calculs effectués par la suite. Ce choix nous permettra d'obtenir des résultats plus précis dans un temps de calcul relativement réduit [100].

4.3.2. Validation du modèle et confrontation avec d'autres modèles

Comme mentionné précédemment, [68] ont réalisé une étude expérimentale ainsi qu'une étude numérique pour étudier un dispositif SPS similaire à celui présenté dans la Fig. 4.1 ; mais leur modèle numérique était bidimensionnel (2D) et dans lequel les auteurs ont également négligé l'effet des échanges de chaleur par convection au niveau des surfaces externes du dispositif SPS puisque celles-ci sont exposées à l'air ; ces simplifications ne sont pas réalistes et peuvent conduire à des imprécisions dans les résultats numériques prédits. Au lieu de cela et pour remédier à ces lacunes, nous avons réalisé dans ce travail une étude numérique en 3D dans laquelle nous avons pris en compte l'effet de convection, ce qui nous permet d'effectuer une simulation plus réaliste et plus précise [100].

La présente simulation utilise les mêmes données expérimentales/numériques que celles réalisées précédemment dans le travail de [68], à savoir : un courant électrique d'intensité "1000 A" et une pression mécanique uniaxiale de magnitude "8,72 MPa" appliqués au système (dispositif SPS) pendant l'intervalle de $t = 0$ s à $t = 600$ s et les résultats de la simulation et de la comparaison sont présentés dans les figures 4.2 et 4.3 [100].

Chapitre 4 : Etude numérique du comportement thermoélectrique et mécanique pendant le frittage plasma étincelle

Tableau 4.2. Résultats obtenus de différents modèles de maillage.

	échantillon	Maillage (1)	Maillage (2)	Maillage (3)	L'erreur relative maximale
Contrainte de Von-Mises (Point A), σ_{eA} /MPa	alumine	193.07	195.97	195.5	1.47 %
	cuiivre	98.433	99.126	98.578	0.69 %
Température (Point A), T_A /K	alumine	1060.9	1061.9	1062.8	0.17 %
	cuiivre	1050.3	1051.3	1052.2	0.18 %
Flux de chaleur (Point B) q_B /W m ⁻²	alumine	94.346	93.88	94	0.49%
	cuiivre	929.80	915.07	954.27	4.10 %
Densité du courant (Point A), J_A /A m ⁻²	alumine	1.2992×10^{-14}	1.3126×10^{-14}	1.3046×10^{-14}	1.02 %
	cuiivre	1.0263×10^6	1.023×10^6	1.022×10^6	0.41 %
Temps de calculs		5.5 heures	6 heures	6.5 heures	

La figure 4.2 montre l'évolution de la température au point "A" au cours du temps des deux échantillons. Ces évolutions ont été mesurées expérimentalement dans [68] et calculées numériquement dans cette analyse. Il convient de noter que les résultats expérimentaux obtenus dans [67, 68] sont presque similaires. En effet, la différence maximale entre la valeur mesurée et la valeur calculée ne dépasse pas 35% pour les deux cas, c'est à cause des valeurs des propriétés des matériaux.

De même, la figure 4.3 montre les variations de contraintes axiales dans la direction radiale (r) à partir du point A vers la paroi de la filière pour l'échantillon de cuivre. Les valeurs de contrainte ont été mesurées dans [68] et calculées ici, respectivement. Dans ce cas, nous pouvons observer une différence entre les résultats numériques actuels et les mesures expérimentales. Cette différence a été soulignée dans une multitude de travaux expérimentaux et/ou numériques antérieurs, comme le montre le tableau 4.3. En fait, la différence entre les résultats ci-dessus peut être attribuée à plusieurs facteurs tels que l'imprécision des propriétés mécaniques des matériaux utilisés dans les calculs et la taille de l'échantillon (voir tableau

Chapitre 4 : Etude numérique du comportement thermoélectrique et mécanique pendant le frittage plasma étincelle

4.3). En effet, dans les expériences et/ou les études numériques citées, les propriétés mécaniques des matériaux et la taille de l'échantillon ont des valeurs proches mais pas nécessairement identiques à celles choisies ici (voir tableaux 4.3 et 4.4).

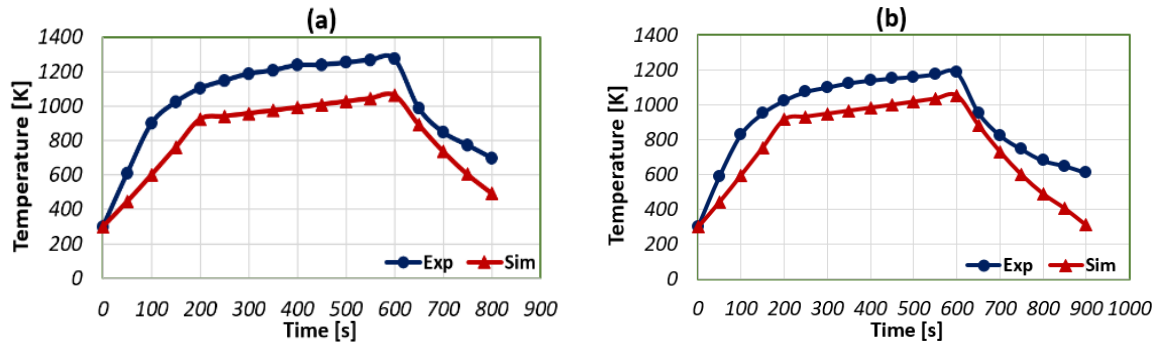


Figure 4.2. Évolution temporelle de la température au point "A" pendant l'intervalle de frittage pour (a) l'alumine et (b) le cuivre. Comparaison entre les résultats numériques actuels et les résultats expérimentaux dans [100].

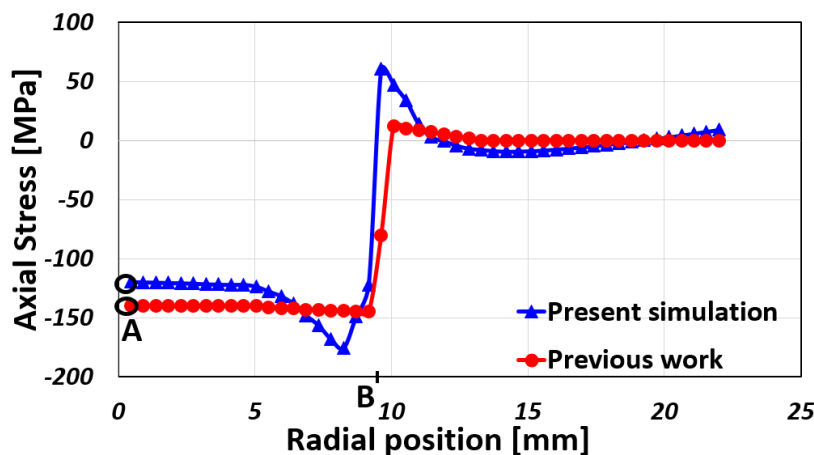


Figure 4.3. Variations de la contrainte axiale "normale" (σ_z) dans la direction radiale (r) (à partir du point "A" vers la paroi de la filière) pendant le frittage de l'échantillon de cuivre.

Nous pouvons observer une différence entre les résultats numériques actuels et les mesures expérimentales comme le montre la figure 4.3, en particulier au niveau de l'interface échantillon/matrice (point B de la figure 1). À l'exception de la région de l'interface échantillon/matrice, un accord acceptable peut être observé entre les valeurs de contrainte calculées et celles mesurées expérimentalement dans [100].

Chapitre 4 : Etude numérique du comportement thermoélectrique et mécanique pendant le frittage plasma étincelle

Tableau 4.3. Valeurs maximales des contraintes prédites et/ou mesurées (aux points "A" et "B" de la figure 4.1) dans diverses études antérieures.

Référence	échantillon	Contrainte radial*, σ_r /MPa		Contrainte axial, σ_z /MPa		Contrainte hydrostatique**, σ_{hyd} /MPa	
		Point A	Point B	Point A	Point B	Point A	Point B
La présente simulation [100]	Alumine	$\sigma_r = 315$	$\sigma_r = 149$	$\sigma_z = 119$	$\sigma_z = 106$	250	135
	Cuivre	$\sigma_r = 38$	$\sigma_r = 7$	$\sigma_z = 60$	$\sigma_z = 102$	45	39
[68]	Alumine	-	-	-	-	-	-
	Cuivre	$\sigma_r = 72$	-	$\sigma_z = 144$	-	-	-
[106]	Alumine	-	-	-	-	≈ -70	≈ -32
	Cuivre	-	-	-	-	≈ -330	≈ -355
[107]	Cuivre	-	-	-	-	La contrainte principale maximale dans l'échantillon = 360	
[92]	Cuivre	-	-	-	-	La contrainte principale maximale dans l'échantillon = 365	
[101]	Alumine	-	-	51	58	-	-
[102]	Zirconium	$\sigma_r = 600$	$\sigma_r = 500$	100	100	-	-
[45]	Alpha alumine	$(\sigma_r)_{max} = 45$		$(\sigma_z)_{max} = 60$		-	-

Chapitre 4 : Etude numérique du comportement thermoélectrique et mécanique pendant le frittage plasma étincelle

Tableau 4.4. Valeurs des pressions appliquées, des propriétés mécaniques et de la taille des échantillons utilisés dans cette simulation et dans diverses études antérieures.

Référence	échantillon	Pression appliquée, p /MPa	Taille de l'échantillon (D, H) /mm	Module de Young, E /GPa	Coefficient de Poisson
La présente simulation [100]	alumine	8.72	D = 19, H = 4	324.5	0.24
	cuivre	8.72	D = 19, H = 4	129.6	0.34
[68]	alumine	8.72	D = 19, H = 4	-	-
	cuivre	8.72	D = 19, H = 4	-	-
[106]	alumine	1.016	D = 19, H = 3	215	0.32
	cuivre	1.016	D = 19, H = 3	110	0.33
[107]	cuivre	50	D = 20, H = 5	-	-
[92]	cuivre	8	Dog-bone	-	-
[101]	alumine	3.125	D = 20, H = 4	300	0.22

4.4. Résultats et discussion

4.4.1. Comportement mécanique de l'ensemble poinçon-matrice-échantillon pendant le processus SPS

4.4.1.1. Distribution des contraintes mécaniques

a. Distributions des contraintes de Von Mises et de cisaillement

Les figures 4.4 (a) et 4.4 (b) présentent les distributions des contraintes de Von-Mises calculées respectivement pour les échantillons de cuivre et d'alumine frittés à $t = 600$ s. Dans le cas de l'échantillon de cuivre, la contrainte maximale se concentre sur la paroi du poinçon

Chapitre 4 : Etude numérique du comportement thermoélectrique et mécanique pendant le frittage plasma étincelle

(piston) particulièrement à proximité de l'entretoise (contre piston) ; tandis que dans le cas de l'échantillon d'alumine, la contrainte maximale est située dans la zone proche du bord de l'ensemble poinçon-matrice-échantillon et sa valeur est supérieure à celle calculée pour le premier cas (échantillon de cuivre).

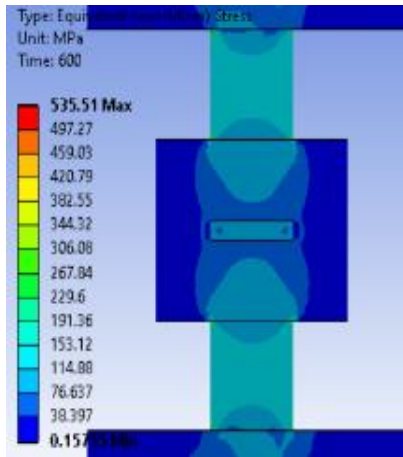
En outre, les figures 4.4 (c) et 4.4 (d) montrent les distributions des contraintes de cisaillement pour les deux cas à $t = 600$ s. Pour le cuivre, les contraintes de cisaillement importantes se trouvent dans les surfaces de contact poinçon-matrice-échantillon et dans la paroi du poinçon, où elle présente des valeurs élevées dans ces régions, mais des valeurs faibles dans le reste du système. En revanche, pour d'alumine, les contraintes de cisaillement se localisent dans la surface de contact entre le poinçon et l'échantillon. En notant que l'intégralité du système présente des contraintes de cisaillements faible comparant à celles de Von-Mises, Cette observation montre que les deux matériaux ont des comportements mécaniques différents, en mettant en lumière des zones spécifiques de préoccupation mécanique pour chaque cas.

b. Distribution des contraintes normales

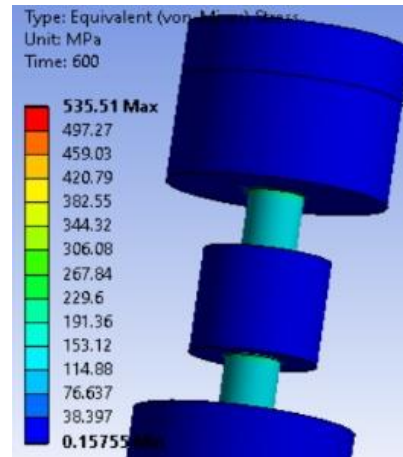
D'autre part, les figures 4.5 (a) et 4.5 (b) montrent les distributions de la contrainte normale dans la direction Z (contrainte axiale) pour les deux échantillons. Pour le cuivre, la contrainte axiale est principalement localisée dans la zone de contact entre le poinçon et l'entretoise. En outre, des contraintes axiales significatives ont été remarqué dans la partie supérieure de la surface de contact poinçon-matrice, spécifiquement dans la zone où le poinçon rencontre la matrice (voir la zone (C) illustrée dans la figure 4.1). Cependant, malgré ces observations, les valeurs de contrainte normale (σ_z) restent relativement faibles dans l'échantillon parce que le cuivre a un rapport de Poisson élevé et un faible coefficient de dilatation thermique. En revanche, pour le cas de l'échantillon d'alumine, les valeurs de la contrainte normale dans la direction Z se révèlent élevées dans l'ensemble du système par rapport au cas de l'échantillon de cuivre, en particulier dans l'échantillon lui-même et dans la partie du poinçon proche de l'échantillon ; c'est dans cette dernière zone du poinçon se trouve les valeurs de la contrainte radiale les plus élevées. En effet, pour les deux cas d'échantillons (cuivre et alumine) il y a une accumulation de contraintes normales (σ_z), dans les deux poinçons, limitée au niveau de la surface de contact poinçon-échantillon et elle se réduit le long du poinçon.

Chapitre 4 : Etude numérique du comportement thermoélectrique et mécanique pendant le frittage plasma étincelle

En outre, il est pertinent de noter que la contrainte normale (σ_z) n'atteint pas des niveaux significatifs dans les deux échantillons ; ceci est attribué aux caractéristiques thermomécaniques totalement différentes des deux matériaux (cuivre et alumine) en particulier le coefficient de Poisson (voir Tableau 4.1), ces différences dans la répartition des contraintes soulignent l'effet des propriétés des matériaux sur le comportement mécanique [100].

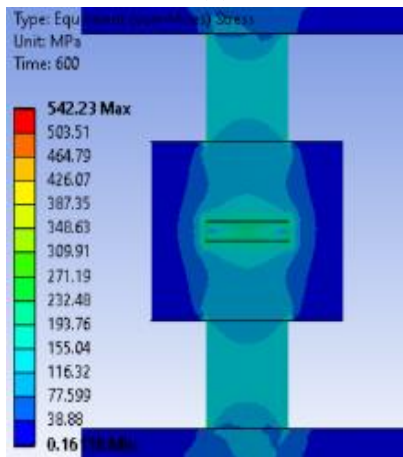


Vue de coupe

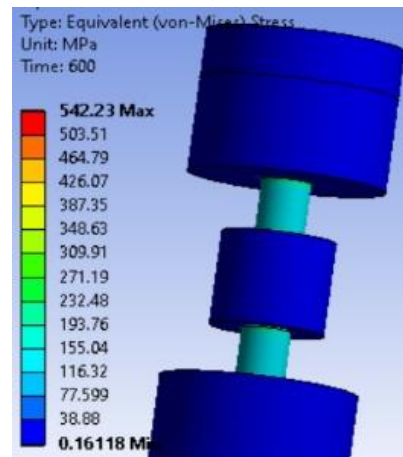


Vue 3D

(b) contrainte de Von-Mises (échantillon de cuivre)



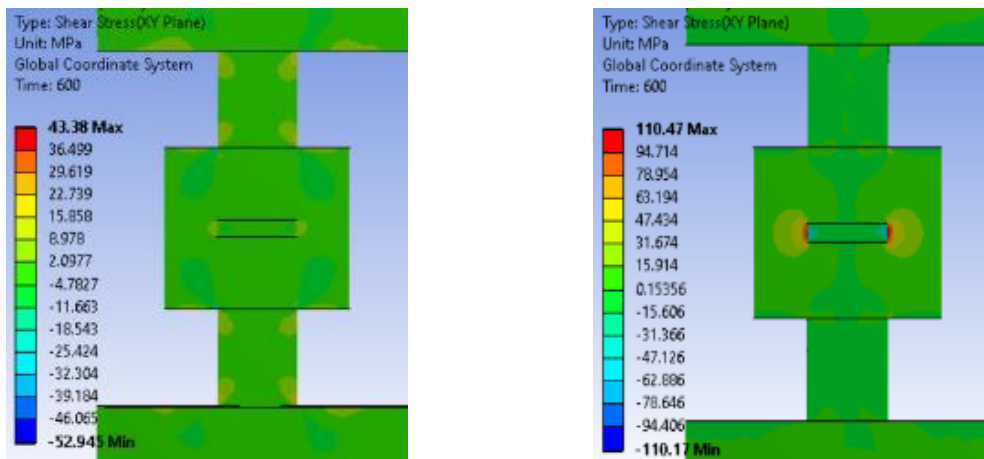
Vue de coupe



Vue 3D

(b) contrainte de Von-Mises (échantillon d'alumine)

Chapitre 4 : Etude numérique du comportement thermoélectrique et mécanique pendant le frittage plasma étincelle



(c) contrainte de cisaillement (échantillon de cuivre)

(d) contrainte de cisaillement (échantillon d'alumine)

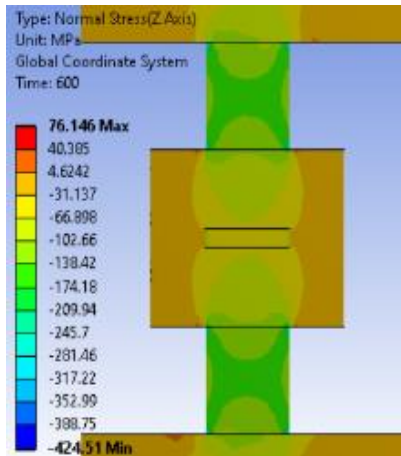
Figure 4.4. Distributions des contraintes de Von-Mises et de cisaillement dans le dispositif SPS, calculées respectivement pour les échantillons de cuivre et d'alumine au temps de frittage $t = 600$ s.

Dans cette représentation et dans toutes les représentations suivantes, l'accent est mis sur la zone d'assemblage poinçon-matrice-échantillon. Il convient de noter que les contraintes effectives et de cisaillement (σ_e et τ_{XY}) sont présentées dans le cadre de référence de la figure 4.1.

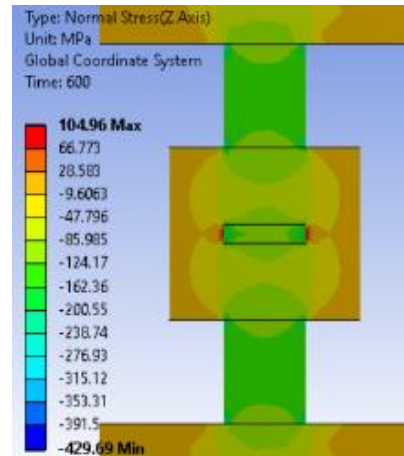
Les figures 4.5 (c) et 4.5 (d) fournissent des détails sur la manière dont la contrainte normale dans la direction X (σ_X) (contrainte radiale) se répartit pour les deux cas. Pour le cuivre la contrainte radiale est faibles dans l'échantillon, tandis qu'elle atteint des valeurs élevées dans le poinçon, avec une concentration maximale dans la zone de contact entre l'entretoise et le poinçon. Cependant, dans le cas de l'échantillon d'alumine, la zone critique pour la contrainte radiale se trouve dans les bornes échantillon-matrice; en outre, il y a de grandes valeurs pour la contrainte axiale dans le poinçon. Par conséquent, d'une part, la contrainte maximale se trouve dans la zone où il y a la plus grande variation de la section transversale. La contrainte radiale maximale pour l'alumine se trouve dans la zone de contact entre le poinçon et l'échantillon. D'autre part, la contrainte normale (σ_X) diminue uniformément dans la filière (du centre vers les parois) avec un rayon croissant dans les deux cas. Ces observations mettent en évidence les variations importantes dans la manière dont les contraintes normales sont distribuées.

Chapitre 4 : Etude numérique du comportement thermoélectrique et mécanique pendant le frittage plasma étincelle

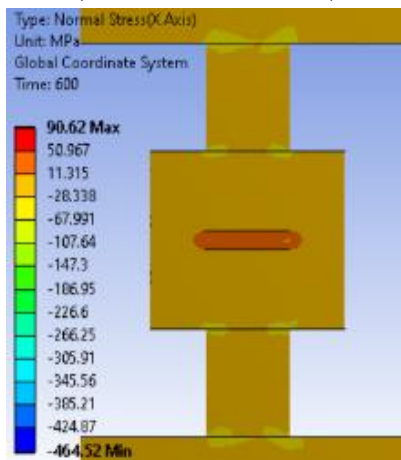
Le coefficient de dilatation thermique plus élevé dans l'alumine par rapport au cuivre, ainsi que le coefficient de Poisson plus élevé dans le cuivre par rapport à l'alumine (comme indiqué dans le Tableau 4.1), sont les principaux facteurs qui permettent aux contraintes σ_Z de se développer librement pour le cas de l'alumine que pour le cuivre.



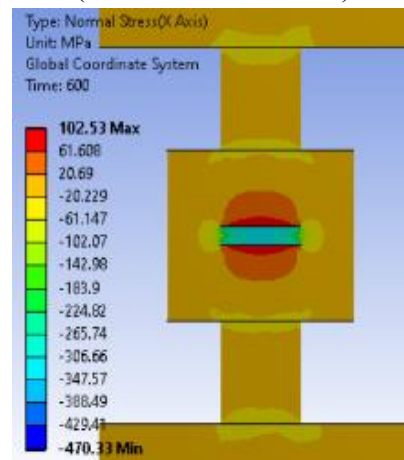
(a) contrainte normal dans la direction Z (σ_Z)
(échantillon de cuivre)



(b) contrainte normal dans la direction Z (σ_Z)
(échantillon d'alumine)



(c) contrainte normal dans la direction X (σ_X)
(échantillon de cuivre)



(d) contrainte normal dans la direction X (σ_X)
(échantillon d'alumine)

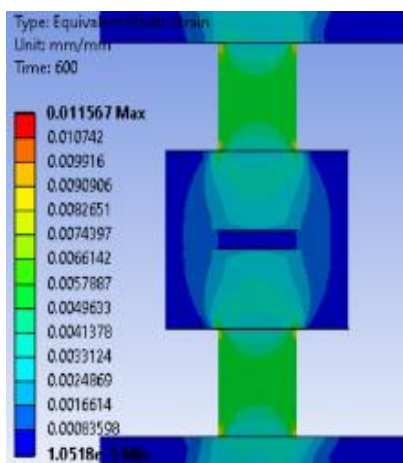
Figure 4.5. Distributions des composantes de la contrainte normale (dans les directions X et Z) dans l'ensemble poinçon-matrice-échantillon calculées respectivement pour les échantillons de cuivre et d'alumine à 600 s. Les composantes de la contrainte normale sont prédites dans le cadre de référence (X, Y, Z) illustré à la Fig. 4.1. Les résultats actuels montrent également que les distributions (σ_Y) sont presque similaires à (σ_X).

4.4.1.2. Distribution des déformations mécanique

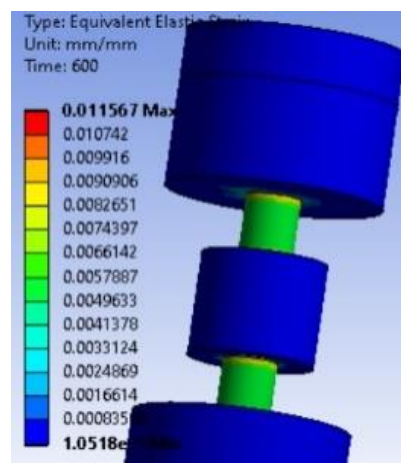
a. Distributions des déformations élastiques et thermiques équivalentes

Les figures 4.6 (a) et 4.6 (b) nous présentent les répartitions des déformations élastiques équivalentes (ϵ_e) pour les deux échantillons. Pour les deux cas d'échantillonnage, nous pouvons voir que les déformations élastiques équivalentes sont presque similaires dans les deux poinçons mais complètement différentes dans la zone d'assemblage poinçon-matrice-échantillon. Dans le cas de l'échantillon de cuivre, nous observons que la déformation prend de faibles valeurs dans l'ensemble poinçon-matrice-échantillon ; alors que pour l'alumine, les déformations significatives se trouvent dans les bornes de l'échantillon.

De plus, les distributions de la déformation thermique radiale sont présentées dans les figures 4.6 (c) et 4.6 (d) pour les deux échantillons. Ces distributions révèlent l'impact crucial du coefficient de dilatation thermique de l'échantillon. En effet, la figure 4.6 c illustre que le coefficient de dilatation thermique du cuivre joue un rôle essentiel dans la distribution de la déformation thermique radiale. En revanche, dans le cas de l'échantillon d'alumine, les valeurs de la déformation thermique radiale sont faibles dans la matrice et dans l'ensemble du système, à l'exception de l'échantillon (voir Fig. 4.6 (d)) où l'on observe que sa valeur est supérieure à la valeur maximale de la déformation thermique dans le cas de l'échantillon de cuivre.



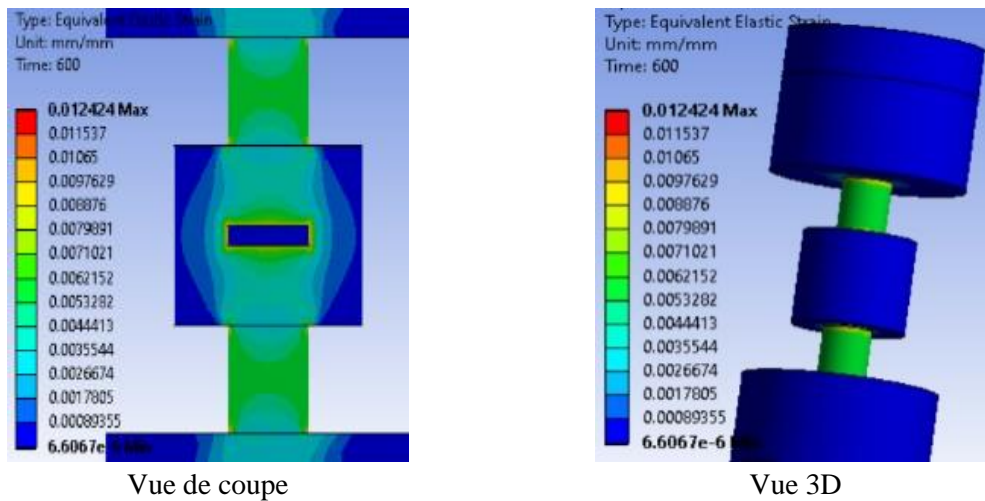
Vue de coupe



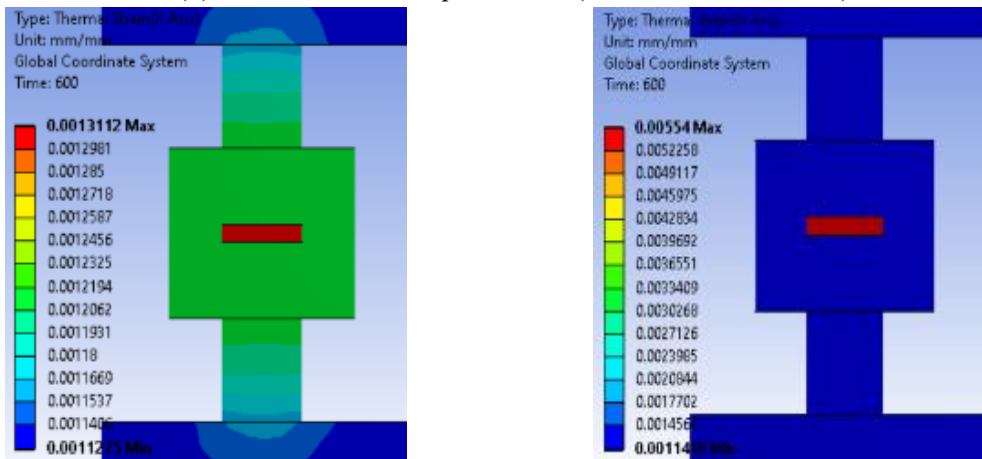
Vue 3D

(a) les déformations élastiques équivalentes (échantillon de cuivre)

Chapitre 4 : Etude numérique du comportement thermoélectrique et mécanique pendant le frittage plasma étincelle



(b) les déformations équivalentes (échantillon d'alumine)



(c) déformation thermique dans la direction X (échantillon de cuivre)

(d) déformation thermique dans la direction X (échantillon d'alumine)

Figure 4.6. Distributions des déformations "élastique équivalente" et "thermique dans la direction horizontale" dans l'ensemble poinçon-matrice-échantillon calculées respectivement pour les échantillons de cuivre et d'alumine à 600 s.

b. Distributions des déformations élastiques normales

De même, les figures 4.7 (a) et 4.7 (b) illustrent les distributions de déformation radiale pour les deux échantillons. Pour le cuivre, la déformation maximale (ϵ_x) se localise dans la paroi libre du poinçon et nous pouvons observer que le poinçon est la pièce qui se déforme avec une manière plus significative parce qu'elle a une petite section, et que cette dernière est l'élément qui fait la différence dans ce cas car les coefficients de dilatation thermique du cuivre et du graphite ont presque la même valeur. Pour le deuxième cas où nous utilisons un échantillon d'alumine, la déformation maximale se trouve dans la zone de contact échantillon-

Chapitre 4 : Etude numérique du comportement thermoélectrique et mécanique pendant le frittage plasma étincelle

matrice. Ceci est dû au coefficient de Poisson qui est le premier critère permettant à l'échantillon de se déformer dans la direction perpendiculaire à la direction de l'application de force et ce coefficient (rapport) oblige la matrice à se déformer dans la direction horizontale (dans la région proche de sa surface de contact avec l'échantillon). En outre, des déformations importantes peuvent être observées dans le poinçon, qui commencent à partir de sa surface de contact avec l'échantillon et qui diminuent progressivement dans la direction axiale ; cette tendance est due à la déformation de la matrice et de l'échantillon. En effet, lorsque la zone de la matrice, proche de l'échantillon et en contact avec le poinçon, est déformée sous l'effet des déformations radiales de l'échantillon, elle devient faible et permet au poinçon de se déformer radialement).

En outre, les figures 4.7 (c) et 4.7 (d) montrent la distribution de la déformation axiale pour le cuivre et d'alumine à 600 s. On peut observer que les déformations (ϵ_z) dans les parties libres du poinçon, qui contiennent la déformation maximale (dans la paroi du poinçon), sont presque similaires dans les deux cas d'échantillons parce que les critères dans ce cas sont : le matériau utilisé dans le dispositif SPS (le graphite), les conditions aux limites et la pression appliquée ; ces critères étant les mêmes pour les deux cas d'échantillons. Nous pouvons également observer que les contraintes dans l'ensemble poinçon-matrice-échantillon sont différentes. En effet, dans le cas de l'échantillon de cuivre, les grandes déformations sont localisées dans la partie horizontale de la paroi de la matrice et prennent de faibles valeurs dans l'échantillon ; alors que pour l'alumine, les déformations importantes se trouvent dans la surface de contact matrice-échantillon.

Il est important de noter que les observations et les remarques sur les distributions des déformations élastiques sont également applicables aux distributions des contraintes élastiques, en raison du lien direct entre la contrainte et la déformation selon la loi de Hooke.

Chapitre 4 : Etude numérique du comportement thermoélectrique et mécanique pendant le frittage plasma étincelle

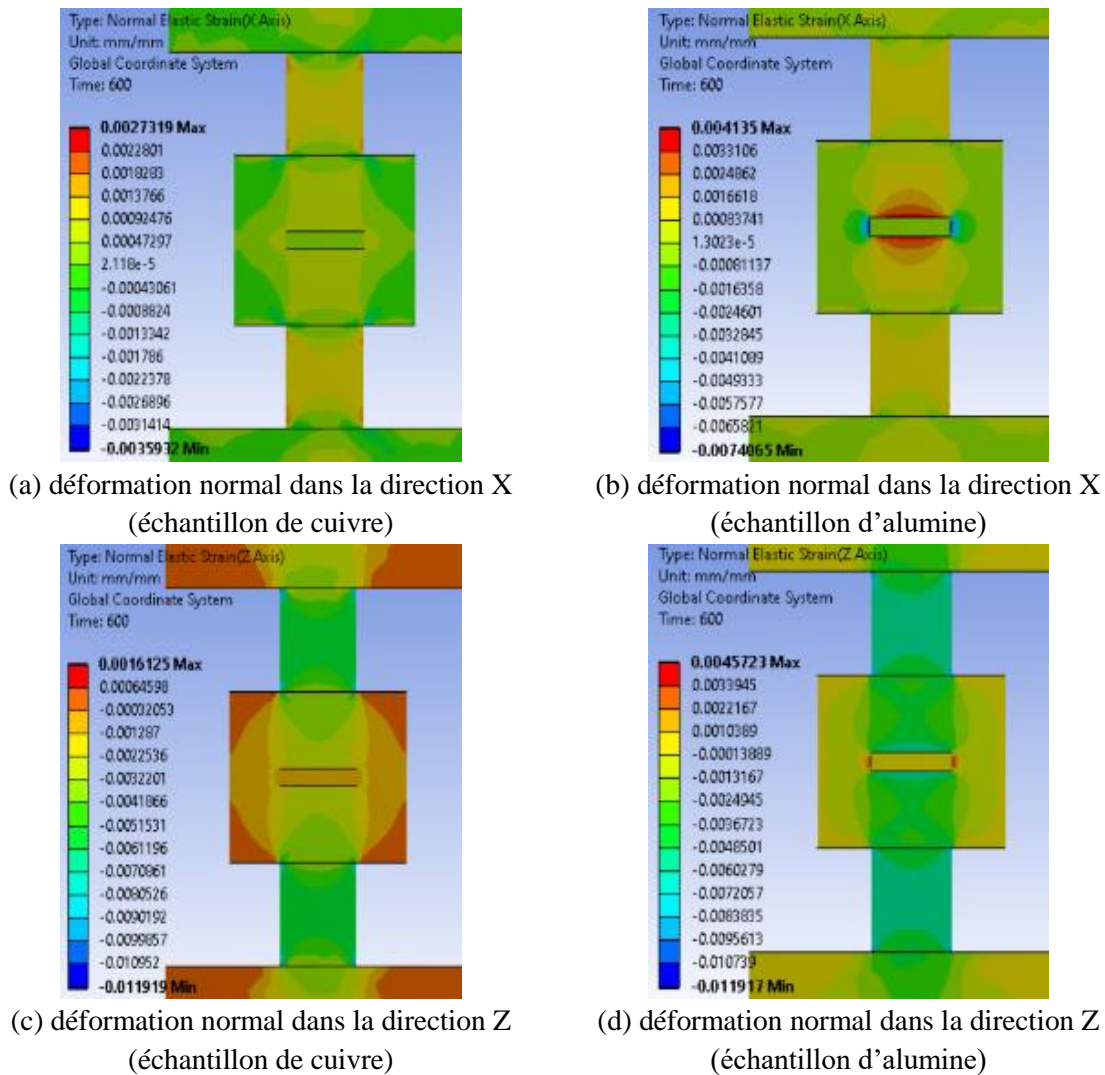


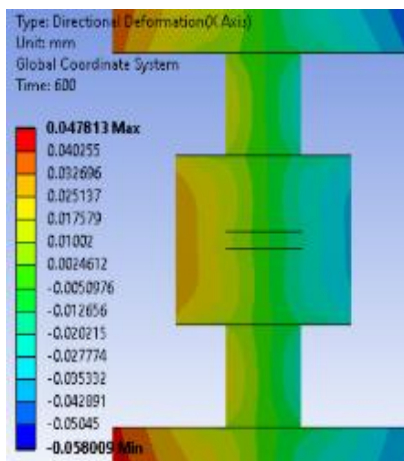
Figure 4.7. Distributions des déformations élastiques normales "horizontales" et "verticales" dans l'ensemble poinçon-matrice-échantillon calculées respectivement pour les échantillons de cuivre et d'alumine à 600 s.

4.4.1.3. Le champ de déplacements mécanique

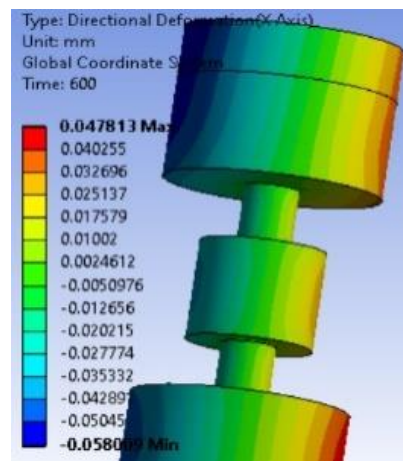
Les figures 4.8 (a) et 4.8 (b) montrent la composante "horizontale" des champs de déplacement (U) pour les deux échantillons. Pour cuivre, les distributions des contraintes et des déformations permettront à la matrice d'avoir les déplacements "horizontaux" maximaux, ce qui oblige l'échantillon à avoir les déplacements minimaux ; c'est l'explication de ce que l'on peut voir sur la figure 4.8 (a) : "la paroi de la matrice a des valeurs maximales de déplacements et ces déplacements diminuent uniformément avec le rayon de l'échantillon".

Chapitre 4 : Etude numérique du comportement thermoélectrique et mécanique pendant le frittage plasma étincelle

Cependant, pour l'alumine, les déplacements "horizontaux" maximaux se situent dans la zone de contact matrice-échantillon avec une extension de forme parabolique vers les extrémités de la machine. En outre, les figures 4.8 (c) et 4.8 (d) montrent les champs de déplacement "verticaux" (W) pour les deux échantillons. Ici, on s'attend à observer des déplacements verticaux dans la direction de l'application de la charge (pression) dans la partie supérieure de la machine (dispositif SPS) et des déplacements verticaux dans la direction de la réaction dans la partie inférieure de la machine. En effet, pour les deux cas d'échantillons, nous observons des petits déplacements verticaux dans la direction axiale (direction de l'application de la force) [100].

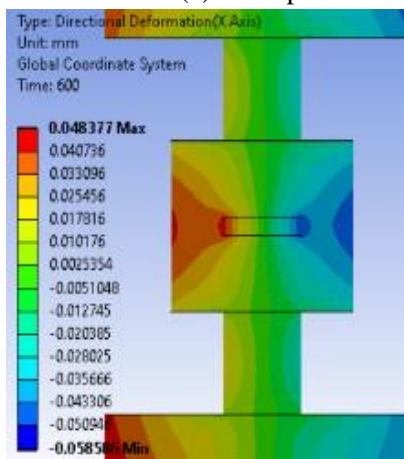


Vue de coupe

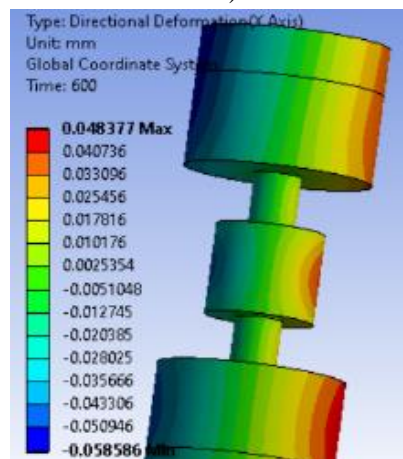


Vue 3D

(a) les déplacements horizontaux (échantillon de cuivre)



Vue de coupe



Vue 3D

(b) les déplacements horizontaux (échantillon d'alumine)

Chapitre 4 : Etude numérique du comportement thermoélectrique et mécanique pendant le frittage plasma étincelle

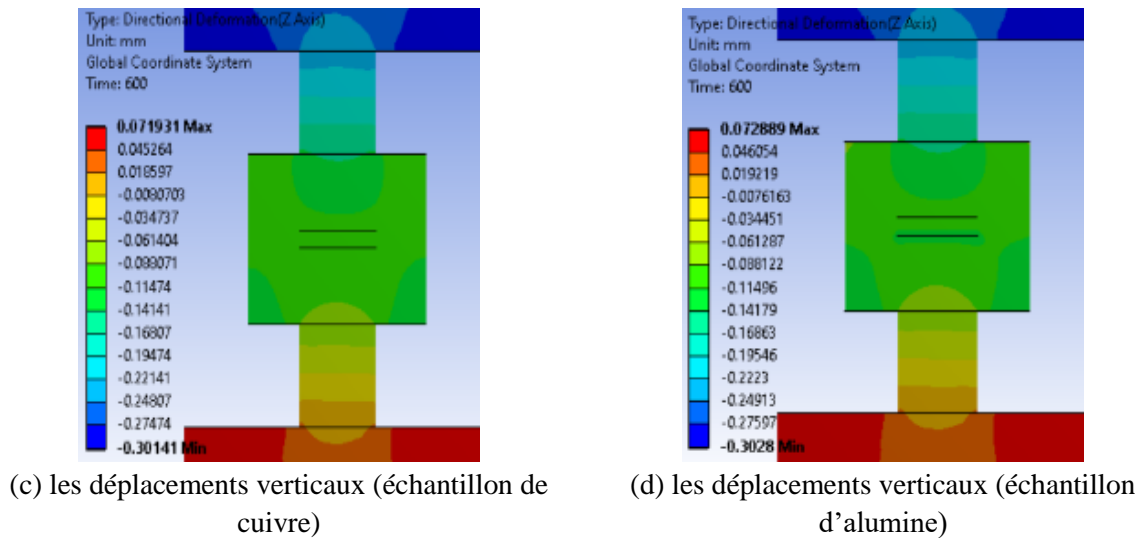


Figure 4.8. Distributions des déplacements directionnels ("horizontaux" et "verticaux") dans l'ensemble poinçon-matrice-échantillon calculés respectivement pour les échantillons de cuivre et d'alumine à 600 s.

4.4.2. Couplage thermoélectrique dans l'ensemble poinçon-matrice-échantillon pendant le processus SPS

4.4.2.1. Distributions de la température et du flux thermique

Les figures 4.9 à 4.11 montrent respectivement les distributions du champ thermique et des flux thermiques "total" et "directionnel" dans le dispositif SPS pour les deux cas. Pour l'échantillon d'alumine, nous pouvons voir que la température atteint une valeur remarquable de (1061 K) ; surpassant celle de l'échantillon de cuivre qui s'élève à (1051 K) (voir les figures 4.9 (a) et 4.9 (b)) à cause de la résistivité électrique différentes des deux échantillons. Bien que la température soit plus élevée dans l'alumine que dans le cuivre, on observe que le flux thermique total est plus important dans le cas de l'échantillon d'alumine (voir les figures 4.10 (a) et 4.10 (b)). Cela s'explique par la différence de conductivité thermique des deux échantillons et par la température atteinte (plus élevée dans le cas de l'alumine que dans celui du cuivre). Cette observation s'explique par les divergences de conductivité thermique entre les deux échantillons, conjuguées à la température plus élevée atteinte dans le cas de l'échantillon de l'alumine par rapport au cuivre.

En outre, pour les deux échantillons, le flux de chaleur dans la direction verticale surpasse celui dans la direction horizontale, comme illustré par les figures 4.11 (a) et 4.11 (c) 4.11 (b)

Chapitre 4 : Etude numérique du comportement thermoélectrique et mécanique pendant le frittage plasma étincelle

et 4.11 (d). Cette tendance découle directement du sens de circulation du courant électrique dans la machine. Dans le même sens, il convient également de noter que les zones présentant des variations de section importantes provoquent une obstruction de la conduction thermique, ce qui pousse également le flux de chaleur à atteindre les valeurs les plus élevées dans ces zones. Enfin, il convient de noter que la présente étude montre que la résistivité électrique est le paramètre le plus important qui permet d'obtenir la température la plus élevée par rapport à la conductivité électrique. Ces résultats soulignent l'importance des propriétés électriques des matériaux dans le contexte des applications thermiques, offrant des perspectives significatives pour l'optimisation des dispositifs SPS [100].

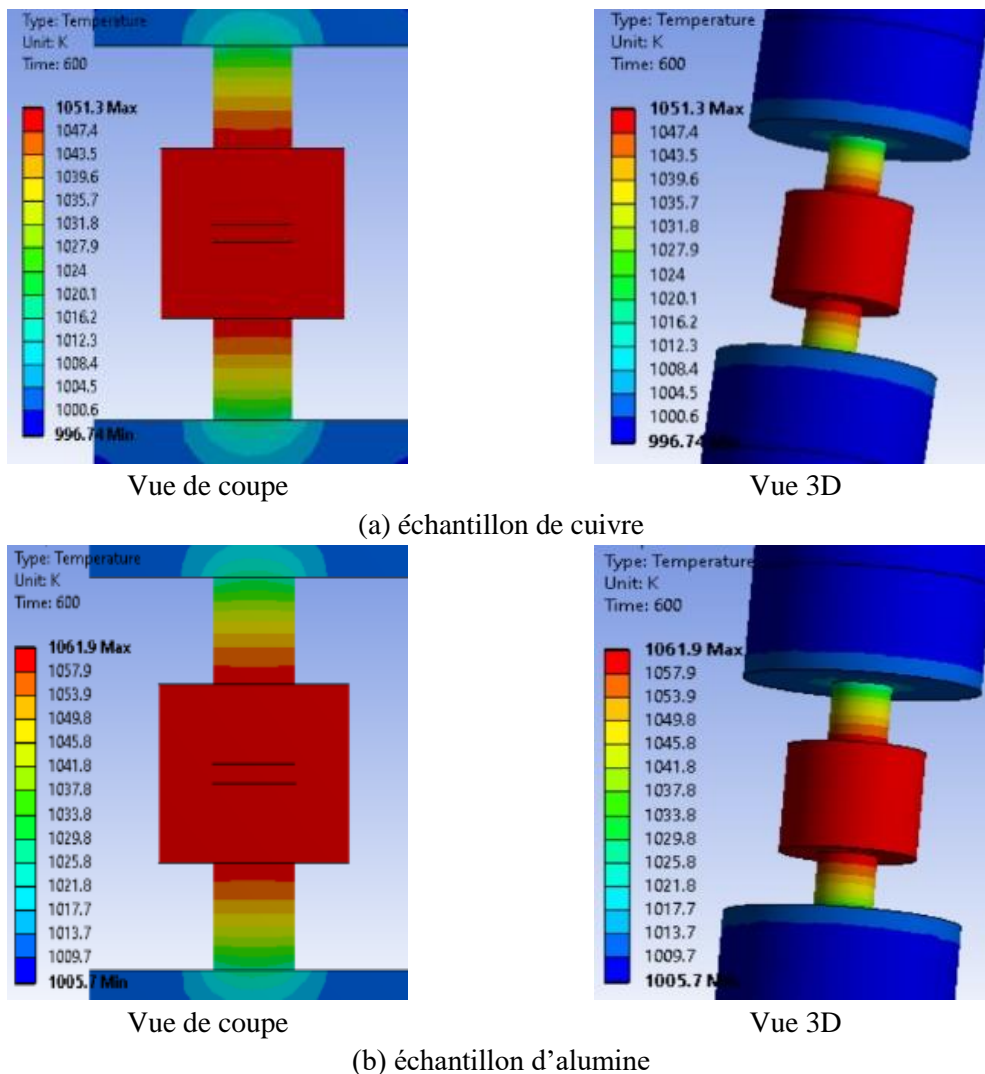
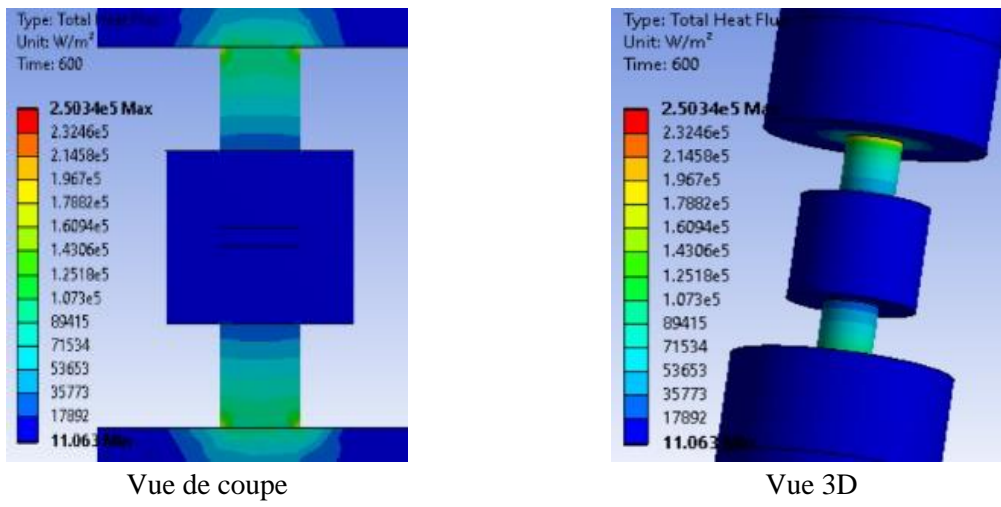
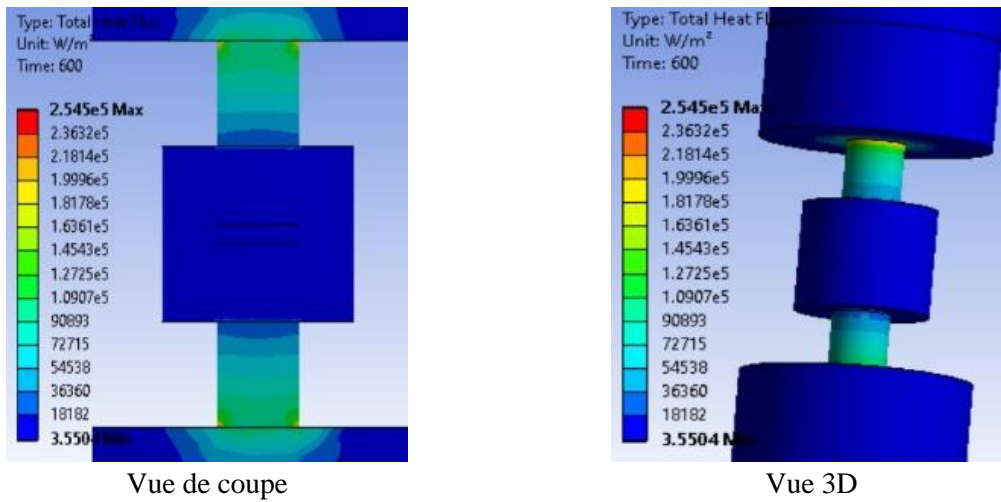


Figure 4.9. Distributions de température dans l'ensemble poinçon-matrice-échantillon, calculées respectivement pour (a) les échantillons de cuivre et (b) les échantillons d'alumine à 600 s.

Chapitre 4 : Etude numérique du comportement thermoélectrique et mécanique pendant le frittage plasma étincelle

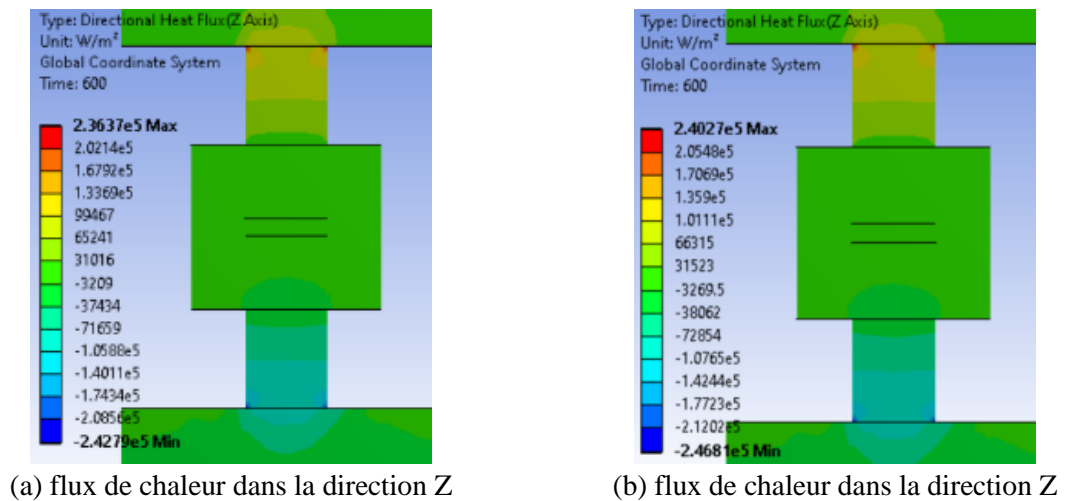


(a) échantillon de cuivre



(b) échantillon d'alumine

Figure 4.10. Distributions du flux thermique total dans l'ensemble matrice-poinçon-échantillon calculées respectivement pour les échantillons de cuivre (a) et d'alumine (b) à 600 s.



Chapitre 4 : Etude numérique du comportement thermoélectrique et mécanique pendant le frittage plasma étincelle

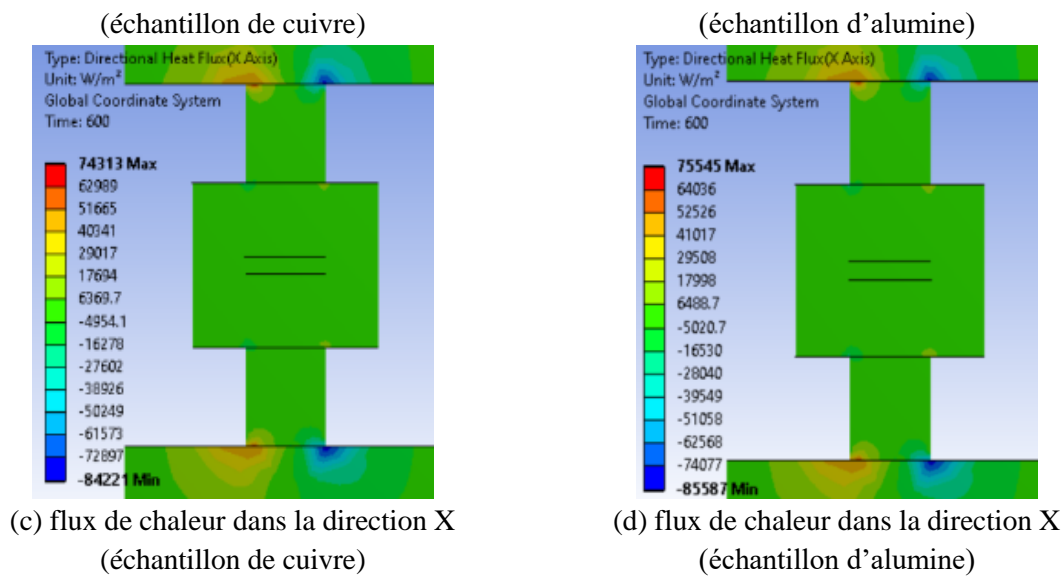


Figure 4.11. Distributions des flux de chaleur directionnels ("verticaux" et "horizontaux") dans l'ensemble matrice-poinçon-échantillon calculées respectivement pour les échantillons de cuivre et d'alumine à 600 s.

4.4.2.2. Distributions de la densité de courant électrique et du champ électrique

Les figures 4.12 et 4.13 présentent les distributions de densité de courant électrique "totale" et "directionnelle" dans le dispositif SPS, spécifiquement calculées pour les échantillons de cuivre et d'alumine à l'instant $t = 600$ secondes. Nous pouvons voir que la densité de courant totale a une valeur plus élevée dans l'échantillon de cuivre que dans l'échantillon d'alumine (figures 4.12 (a) et 4.12 (b)) ; cela est dû aux différences de résistivités et de conductivités électriques du cuivre et de l'alumine. Les figures soulignent que la différence de distribution de la densité de courant électrique se localise principalement dans l'ensemble poinçon-matrice-échantillon où le changement de matériau de l'échantillon a eu lieu. En outre, dans les deux cas, en raison des conditions limites et de la direction du mouvement du courant électrique, on constate que la valeur absolue de l'intensité du vecteur de la densité de courant est plus grande dans la direction verticale que dans la direction horizontale comme illustré par les figures 4.13 (a), (b), (c) et (d). Dans la direction verticale, le courant électrique traverse librement l'échantillon de cuivre, un bon conducteur électrique, tandis que l'alumine, en agissant comme un isolant, sert d'obstacle au courant électrique.

Chapitre 4 : Etude numérique du comportement thermoélectrique et mécanique pendant le frittage plasma étincelle

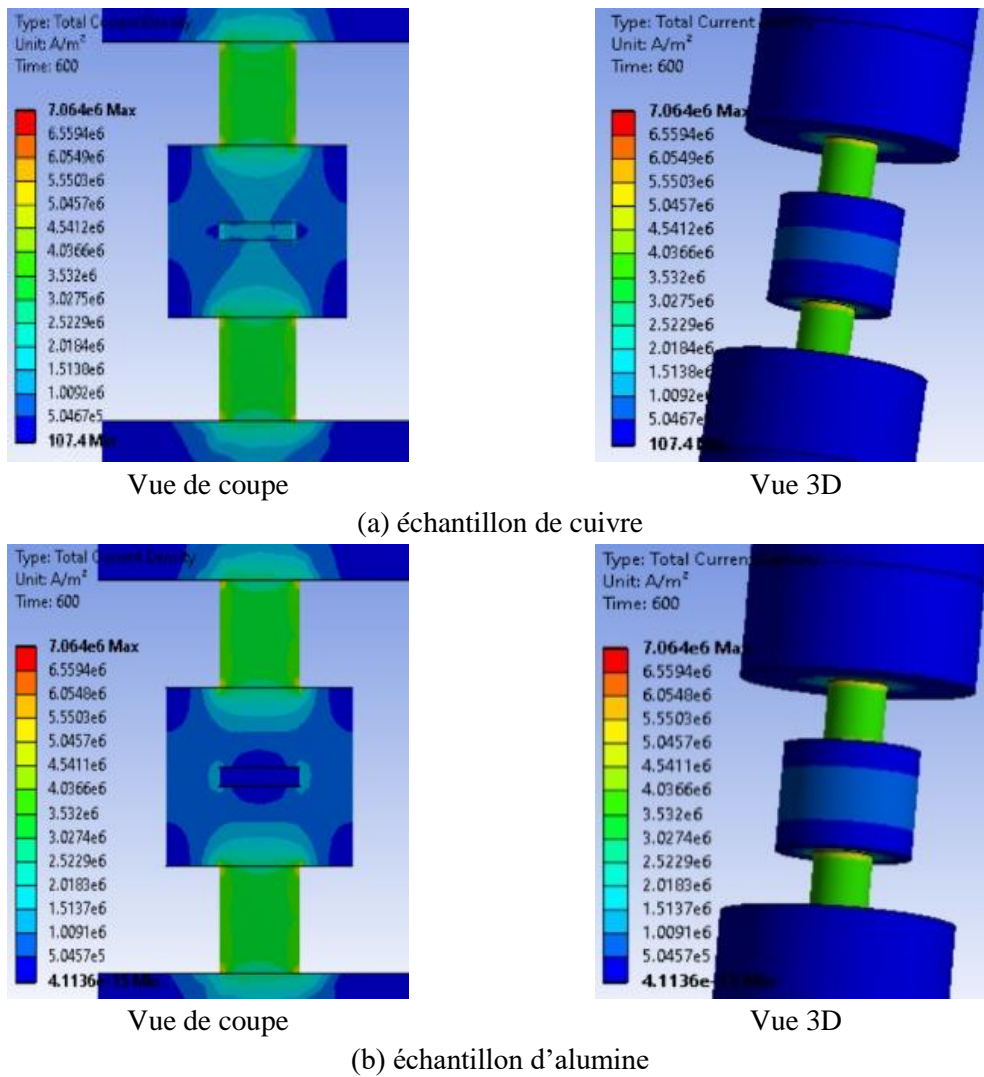
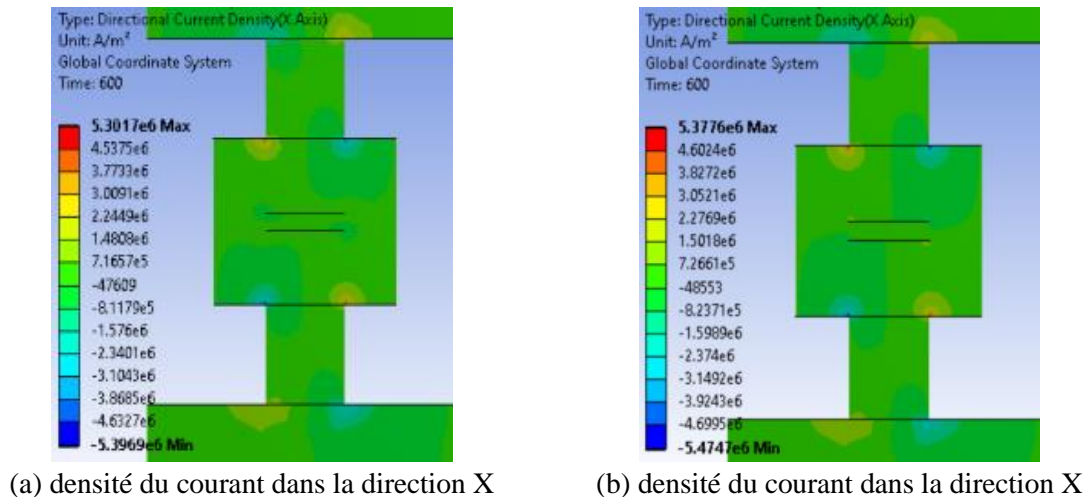


Figure 4.12. Distributions de la densité de courant électrique "totale" dans l'ensemble matrice-poinçon-échantillon calculées respectivement pour les échantillons de cuivre (a) et d'alumine (b) à 600 s.



Chapitre 4 : Etude numérique du comportement thermoélectrique et mécanique pendant le frittage plasma étincelle

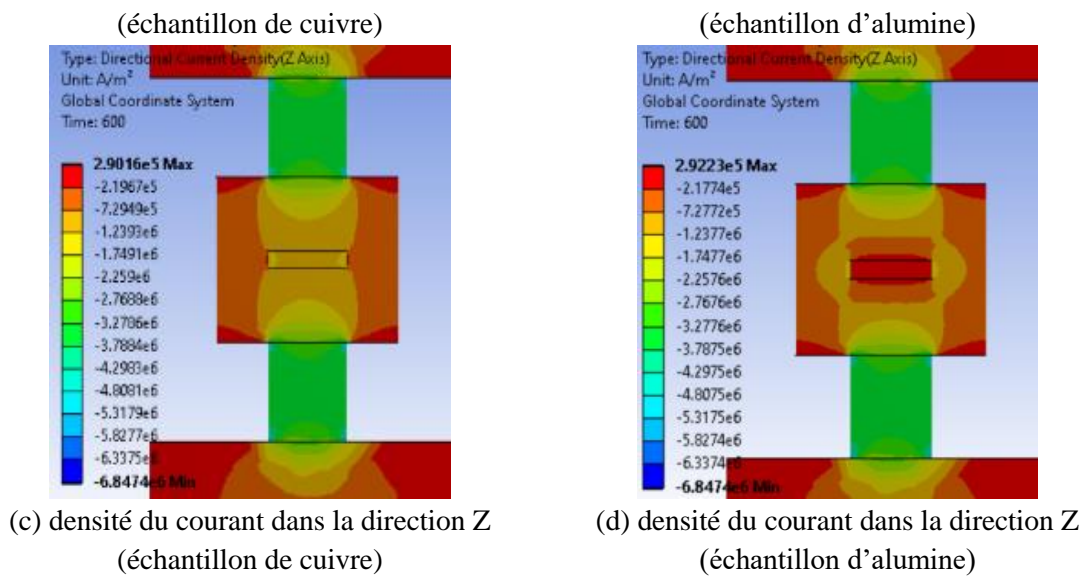


Figure 4.13. Distributions de la densité de courant électrique directionnelle ("Horizontale" et "Verticale") dans l'ensemble matrice-poinçon-échantillon calculées respectivement pour les échantillons de cuivre et d'alumine à 600 s.

De même, la figure 4.14 expose de manière détaillée les distributions d'intensité du champ électrique total dans le dispositif SPS, calculées respectivement pour les deux cas d'échantillonnages, le cuivre et l'alumine à l'instant 600 s. Nous pouvons constater qu'il existe une grande différence entre les deux cas, que ce soit au niveau des valeurs ou au niveau de la façon de la distribution de l'intensité du champ électrique. Ceci est tout à fait évident et attendu puisque le cuivre est un bon conducteur électrique par rapport à l'alumine, qui agit comme isolant. Ainsi, dans le cas de l'échantillon de cuivre, le courant électrique circule librement dans l'échantillon et l'obstruction du flux du courant électrique aura lieu juste au niveau du poinçon en raison de la grande variation de section ; cela explique l'observation selon laquelle l'intensité du champ électrique atteint des valeurs maximales aux positions des deux poinçons. En revanche, pour le cas de l'échantillon d'alumine, nous avons deux obstacles qui gênent la circulation du courant électrique : la grande variation de section au niveau du poinçon ; et la variation importante de section au niveau de l'échantillon lui-même, dans ces deux zones (poinçon et échantillon) nous observons les valeurs maximales de l'intensité du champ électrique. Cette analyse approfondie des distributions d'intensité du champ électrique apporte des éclaircissements sur la manière dont les caractéristiques électriques des matériaux influent sur la propagation du courant électrique dans le processus SPS, soulignant ainsi l'importance de considérations électriques dans la conception et l'optimisation des dispositifs.

Chapitre 4 : Etude numérique du comportement thermoélectrique et mécanique pendant le frittage plasma étincelle

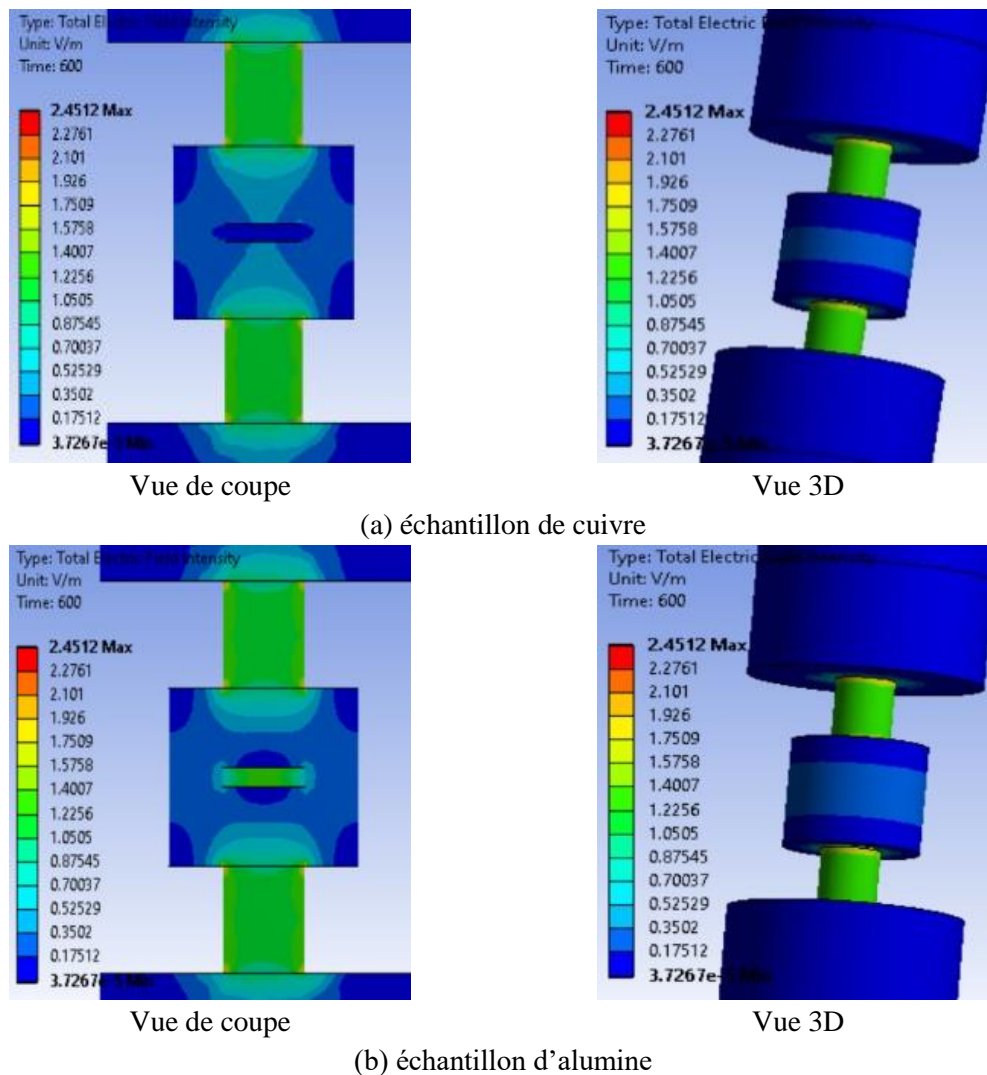


Figure 4.14. Distributions de l'intensité totale du champ électrique dans l'ensemble poinçon-échantillon calculées respectivement pour les échantillons de cuivre et d'alumine à 600 s.

4.5. Conclusion

Des simulations numériques ont été réalisées pour étudier le comportement des couplages thermiques, électriques et mécaniques. Ces physiques sont entièrement couplées pendant le frittage SPS de matériaux céramiques et métalliques. Cette étude a été réalisée dans le but de mettre en évidence le comportement du couplage lui-même.

D'après cette étude nous pouvons conclure que :

Chapitre 4 : Etude numérique du comportement thermoélectrique et mécanique pendant le frittage plasma étincelle

Le flux de chaleur et le flux de courant électrique démontrent une dépendance significative à la nature spécifique de l'échantillon. En plus, l'échantillon de cuivre présente un flux de chaleur plus prononcé et une densité de courant électrique plus élevée par rapport à l'échantillon d'alumine.; mais ces différences ne suffisent pas à avoir une température plus élevée dans le cuivre que dans l'alumine. Cela peut être interprété par le fait que, bien que la conductivité thermique de l'échantillon ait une grande influence sur la distribution du champ de température et le flux de chaleur dans l'échantillon, sa résistivité électrique se révèle comme le paramètre prédominant pour obtenir la valeur maximale de la température dans l'échantillon. Par conséquent, la résistivité électrique donne une plus grande contrainte thermique dans l'échantillon d'alumine que dans l'échantillon de cuivre.

La valeur du coefficient de Poisson régit la répartition des contraintes dans l'échantillon. Il influence non seulement l'accroissement des contraintes dans la direction radiale mais également la diminution des contraintes dans la direction axiale. Cette constatation souligne l'importance des considérations mécaniques, notamment du coefficient de Poisson, dans la compréhension et la modélisation des contraintes résultant du processus de frittage SPS.

***Chapitre 5 : Etude
numérique de l'effet du
courant et de la pression
appliqués au dispositif
SPS sur son
comportement
thermoélectrique et
mécanique***

5.1. Introduction

Dans ce chapitre, nous allons faire une étude sur l'effet du courant et la pression appliqués au dispositif SPS dans le but de trouver les valeurs optimales de ces derniers pour pouvoir produire des échantillons avec des caractéristiques améliorées. Nous avons utilisé le modèle du chapitre quatre avec les mêmes conditions et les mêmes échantillons et en changeant juste les valeurs de pression et du courant électrique. Dans la deuxième partie de ce chapitre nous allons présenter une expérience de frittage conventionnel que nous avons fait au niveau du département de métallurgie à l'université de Badji Mokhtar Annaba.

5.2. Considérations générales

Dans cette partie, une attention particulière doit être accordée à la détermination des meilleures conditions de fonctionnement du dispositif SPS, qui permettront d'obtenir un produit plus dense et plus homogène dans un temps plus court. La détermination des conditions optimales de courant et de pression appliquées au dispositif SPS constitue l'objectif de cette tâche. Ces conditions permettent d'expliquer et de justifier les paramètres de fonctionnement utilisés expérimentalement (1000 A et 8,72 MPa) dans les travaux précédents. Pour mener à bien la tâche susmentionnée, il est nécessaire d'étudier les effets du courant électrique et de la pression appliquée au système (dispositif SPS) sur son comportement thermoélectrique et mécanique [100].

5.2.1. Conditions aux limites

Nous avons utilisé les mêmes conditions aux limites de chapitre quatre sauf les valeurs de pression mécanique appliquée et du courant électrique.

Le potentiel électrique initial est fixé à zéro, la température initiale de l'ensemble du système est considérée égale à la température ambiante de 300 K, et les champs de contrainte et de déformation sont initialement absents.

5.2.2. Potentiel électrique et conditions aux limites thermiques

- Toutes les surfaces extérieures du système (dispositif SPS) sont supposées être électriquement isolées, à l'exception de la surface supérieure de l'électrode supérieure, qui est soumise à un courant électrique (DC) varier, et de la surface inférieure de l'électrode inférieure, qui est soumise à un potentiel électrique de 1 V.
- Dans ce travail, les résistances de contact électrique et thermique sont négligées. Ces hypothèses irréalistes peuvent être justifiées par les expériences réalisées dans [101, 102]. D'autre part, il a été souligné dans plusieurs travaux antérieurs que les effets de ces résistances sont minimales (négligeables) [106, 107].
- Sur toutes les surfaces externes, le transfert de chaleur par rayonnement est négligé dans ce travail pour deux raisons : la première est due à la symétrie horizontale de l'empilement formé par l'outil en graphite ; les pertes radiatives sur les faces horizontales/verticales (surfaces de la machine SPS) sont supposées être absorbées par les faces opposées. Deuxièmement, la machine SPS est recouverte d'une chambre fermée (isolée de son environnement). En outre, le transfert de chaleur par rayonnement est négligé, comme dans la plupart des travaux antérieurs [68, 101].
- Sur toutes les surfaces verticales externes, le transfert de chaleur par convection de toutes les surfaces externes du dispositif SPS est pris en compte. Un coefficient de transfert de chaleur, h , est estimé ici égal à $5 \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-1}$.
- Sur les surfaces supérieure et inférieure de l'électrode, la température est fixée à 300 K [68].

5.2.3. Conditions aux limites d'équilibre mécanique

- Toutes les surfaces externes du système sont considérées comme des surfaces libres à l'exception de l'extrémité supérieure de l'électrode supérieure qui est soumise à une pression et de l'extrémité inférieure de l'électrode inférieure qui est considérée comme un support fixe.
- Le frottement est négligé dans ce travail afin de simplifier la simulation. En outre, le frottement entre toutes les autres surfaces de contact restantes du dispositif est négligé. Cette hypothèse peut être justifiée par le fait que la force appliquée est perpendiculaire à presque

Chapitre 5 : Etude numérique de l'effet du courant et de la pression appliqués au dispositif SPS
sur son comportement thermoélectrique et mécanique

toutes les surfaces de contact. Cette hypothèse peut également être justifiée en se référant aux expériences réalisées dans [101, 102].

5.2.4. Courant et pression appliqués

Pour cette étude nous avons résumé les valeurs de courant électrique et de la pression mécanique appliqués en deux cas comme suite :

Cas 1 : pour étudier l'effet du courant électrique appliqué nous avons fixé la valeur de la pression appliquée à 8,72 MPa et en augmentant le courant appliqué à 1500 A puis en le diminuant jusqu'à les valeurs de 1000A et 500 A,

Cas 2 : pour étudier l'effet de la pression mécanique appliquée nous avons fixé la valeur du courant électrique appliqué à 1000 A MPa et en augmentant la pression appliquée à 15 MPa puis en le diminuant jusqu'à les valeurs de 8,72 MPa et 5 MPa.

Chapitre 5 : Etude numérique de l'effet du courant et de la pression appliqués au dispositif SPS sur son comportement thermoélectrique et mécanique

Tableau 5.1. Expériences numériques réalisées pour déterminer les conditions optimales de courant et de pression appliqués [100].

Courant appliqué, A	Pression appliquée, MPa	échantillon	Contrainte max (Von-Mises), $\sigma_{e_{max}}$ /MPa	Contrainte min (Von-Mises), $\sigma_{e_{min}}$ /MPa	La différence relative*	Température Max, T _{max} /K	Condition d'opération	
Effet du courant électrique appliqué (Cas 1)								
Cas 1	500	8.72	Alumine	193.05	18.278	90.531%	493.15	Acceptable
			Cuivre	138.4	68.429	50.557%	490.29	Optimal
	1000	8.72	Alumine	454.52	83.026	81.733%	1061.9	Utilisé dans l'expérience de [68]
			cuiivre	136.3	66.094	51.508%	1051.3	Utilisé dans l'expérience de [68]
	1500	8.72	Alumine	974.01	224.71	76.929%	1804.3	Inacceptable
			cuiivre	133.87	63.031	52.916%	1787.6	Refusé (température max dépasse la température de fusion)
Effet de la pression appliquée (Cas 2)								
Cas 2	1000	5	Alumine	488.36	109.88	77.500%	1061.9	Optimal
			cuiivre	77.071	36.557	52.567%	1051.3	Acceptable
	1000	8.72	Alumine	454.52	83.026	81.733%	1061.9	Utilisé dans l'expérience de [68]
			cuiivre	136.3	66.094	51.508%	1051.3	Utilisé dans l'expérience de [68]
	1000	15	Alumine	461.13	38.615	91.626%	1061.9	Acceptable
			cuiivre	236.45***	115.96	50.957%	1051.3	Refusé (déformation plastique)

5.3. Discussion de résultats

5.3.1. Comportement thermoélectrique

Les courbes de la figure 5.1 montrent les évolutions temporelles de la densité de courant pour les deux échantillons dans les deux cas de courant appliqué de 1500 et 500 A, respectivement. Rappelons que les prédictions ont été faites pour une pression appliquée de

Chapitre 5 : Etude numérique de l'effet du courant et de la pression appliqués au dispositif SPS sur son comportement thermoélectrique et mécanique

8,72 MPa. Pour l'alumine, la densité de courant demeure nulle à l'intérieur de l'échantillon dans tous les cas, du fait de la nature isolante électriquement de l'alumine. En revanche, pour le cuivre, la densité de courant augmente dans l'échantillon avec l'augmentation du courant, en raison de la conductivité électrique du cuivre [129].

Les modifications préalablement mentionnées dans la densité du courant électrique exercent une influence sur le comportement thermique au sein des échantillons. En effet, les courbes de la figure 5.2 montrent les évolutions temporelles du flux de chaleur dans les échantillons. Ces courbes mettent en évidence l'impact substantiel du passage du courant électrique à travers l'échantillon, particulièrement sur le flux thermique, résultant de la génération de chaleur par effet Joule ; en effet, lorsque le courant appliqué est multiplié par 3, le flux thermique augmente d'environ dix fois dans le cuivre et d'environ cinq fois pour l'alumine. Par ailleurs, les courbes de la figure 5.3 montrent les évolutions temporelles de la température dans les échantillons. Contrairement aux variations précédentes du flux de chaleur, indiquant des valeurs supérieures dans le cuivre par rapport à l'alumine, l'évolution de la température atteint des valeurs plus élevées dans l'alumine que dans le cuivre. De plus, l'augmentation du courant appliqué de trois fois provoque une hausse de plus de quatre fois de la température. Cette analyse conduit à la conclusion que la circulation du courant électrique à travers l'échantillon n'exerce pas une influence majeure sur le comportement thermique des échantillons. Au contraire, c'est la résistivité électrique qui émerge comme le principal facteur déterminant de ce comportement. Ces résultats mettent en évidence l'importance de la résistivité électrique dans la génération de chaleur, soulignant ainsi la nécessité de prendre en compte ce paramètre dans la conception et l'optimisation des processus SPS [100].

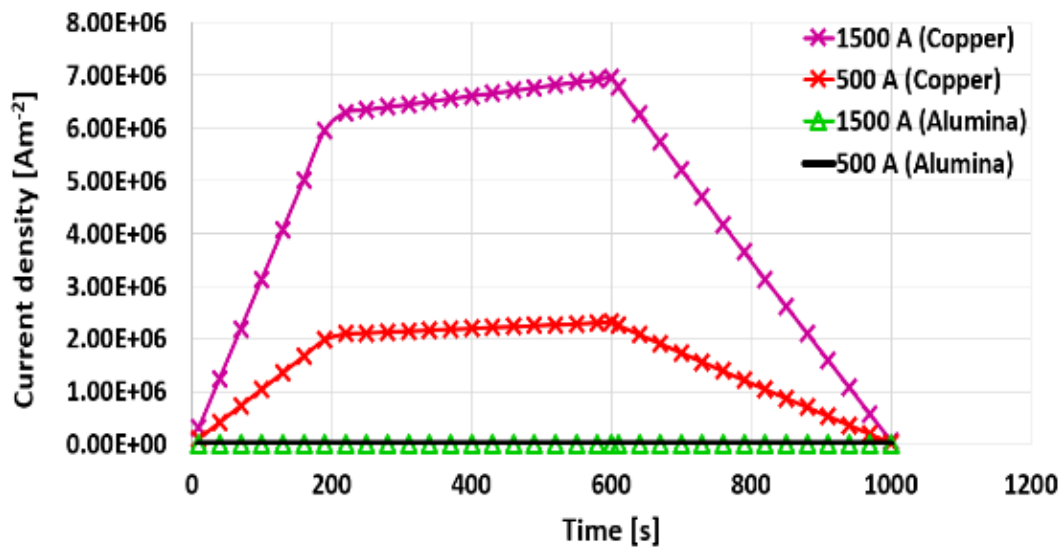


Figure 5.1. Évolution temporelle de la densité de courant électrique dans les échantillons de cuivre et d'alumine prédite pour les deux cas d'application du courant de 1500 et 500 A, respectivement (cas 1).

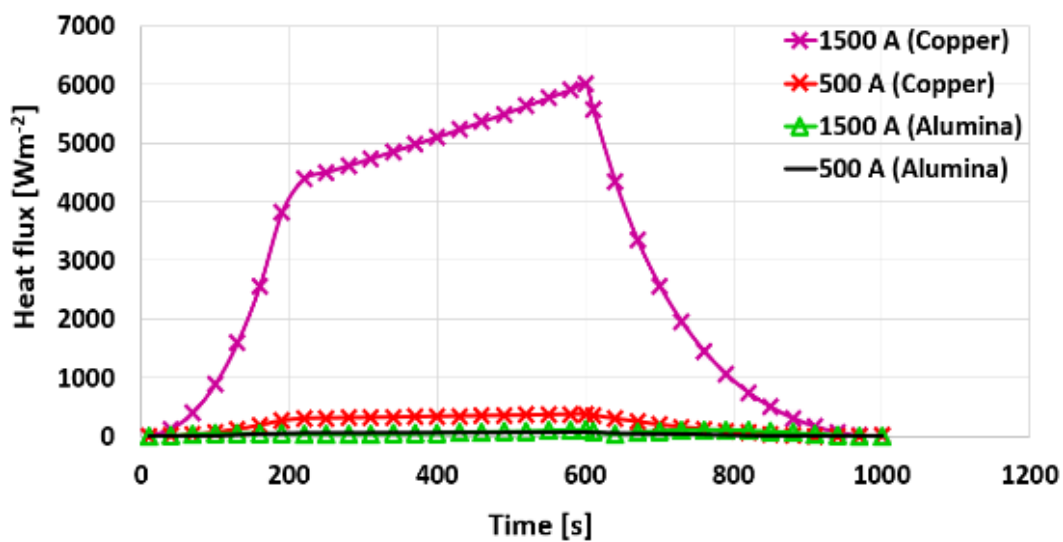


Figure 5.2. Évolution temporelle du flux de chaleur dans les échantillons de cuivre et d'alumine prédite pour les deux cas de courant appliqué de 1500 et 500 A, respectivement (Cas 1).

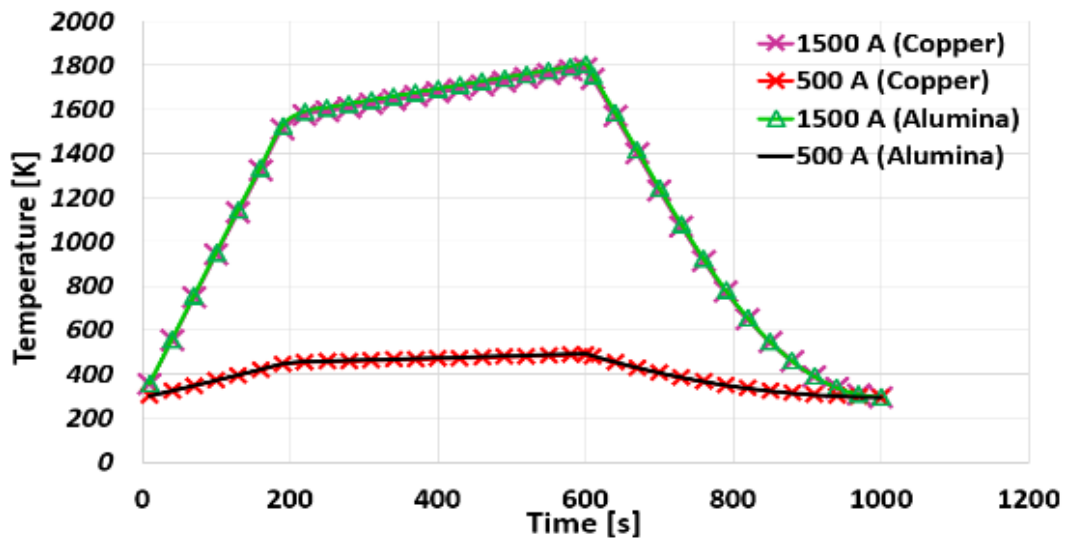


Figure 5.3. Évolution temporelle de la température dans les échantillons de cuivre et d'alumine prédite pour les deux cas de courant appliqué de 1500 et 500 A, respectivement (cas 1).

5.3.2. Comportement mécanique

Les figures 5.4 à 5.7 montrent les distributions de "contraintes de Von Mises" et de déformations "équivalentes" pour tous les cas. Les calculs ont été effectués pour le cas 1 et le cas 2 respectivement, comme indiqué dans le tableau 4.

5.3.2.1. Discussion sur la détermination des conditions optimales de courant et de pression appliqués

-Les figures 5.4 à 5.7 montrent que les distributions des contraintes et des déformations sont similaires dans les deux cas d'échantillons car elles sont directement liées par la loi de Hooke. Dans tous les cas, les valeurs maximales des contraintes et des déformations sont situées sur les bords de l'échantillon (tout type d'échantillon).

-L'exposition des échantillons étudiés aux conditions des cas 1 et 2 conduit à des modèles très différents de distribution des contraintes et des déformations dans l'échantillon. Ces modèles peuvent être résumés comme suit :

Cuivre dans les conditions (cas 1 et cas 2)

Pour le cuivre, on observe une variation importante de contrainte et de déformation entre les bords et le centre de l'échantillon lorsque le courant électrique est élevé (cas 1 avec 1500A, voir figures 5.4 (a) et 5.5 (a) et tableau 5.1) ou lorsque l'on applique une faible pression (cas 2 avec 5 MPa, voir figures 5.6 (a) et 5.7 (a) et tableau 5.1). Cependant, dans notre cas, l'application d'une pression élevée de 15 MPa (cas 2) a donné une valeur de contrainte élevée (environ 236 MPa) qui est supérieure à la limite élastique du cuivre (voir tableau 4) ; cela nous incitera à conserver la valeur de pression appliquée de 8,72 MPa et à appliquer un courant de 500 A comme les meilleurs choix pour obtenir un meilleur état des contraintes et des déformations dans l'échantillon.

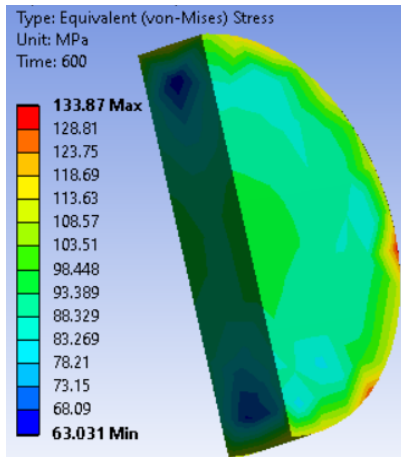
Alumine dans les conditions (cas 1 et cas 2)

Pour l'alumine, on observe une grande variation de contrainte et de déformation entre les bords et le centre de l'échantillon lorsque le courant de 500 A est appliqué (cas 1 avec 500 A) et lorsque la valeur de pression la plus élevée est appliquée (c.-à-d. cas 2 avec 15 MPa). Par conséquent, l'augmentation du courant électrique et la diminution de la pression appliquée se traduisent par un meilleur état de contrainte et de déformation dans l'échantillon. Cependant, dans notre cas, l'application d'un courant électrique de 1500 A (cas 1) a donné une valeur de contrainte élevée (environ 1185 MPa), ce qui est considéré comme inacceptable ; cela nous incitera à conserver la valeur de courant appliquée de 1000 A et la pression appliquée de 5 MPa comme les meilleurs choix pour obtenir un meilleur état (distribution) de contrainte et de déformation dans l'échantillon d'alumine.

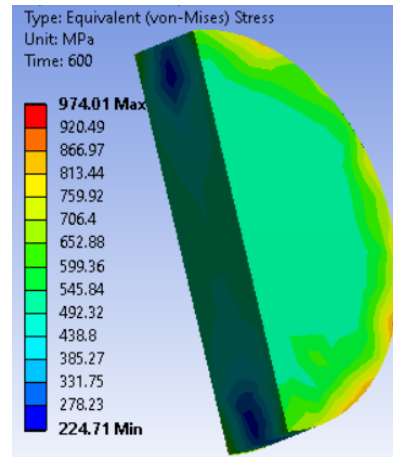
Dans cette partie du présent travail, l'objectif est de trouver la distribution la plus homogène des contraintes et des déformations dans l'échantillon ; nous concluons donc que les meilleures conditions pour obtenir un meilleur état de contrainte et de déformation sont les suivantes :

- Un courant appliqué de 1000 A et une pression de 5 MPa sont les meilleures conditions pour l'échantillon d'alumine.
- Un courant appliqué de 500 A et une pression de 8,72 MPa représentent les meilleures conditions pour l'échantillon de cuivre.

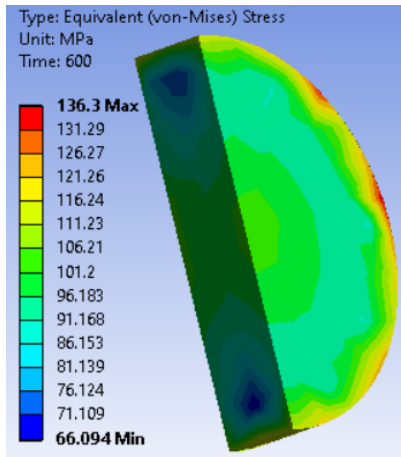
**Chapitre 5 : Etude numérique de l'effet du courant et de la pression appliqués au dispositif SPS
sur son comportement thermoélectrique et mécanique**



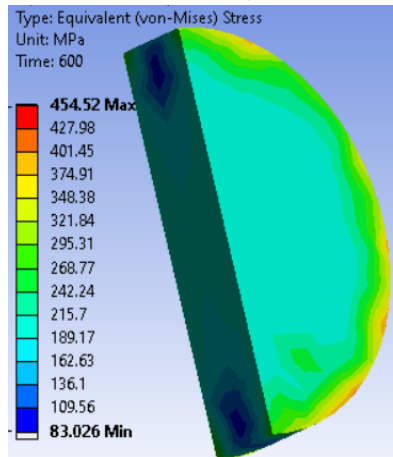
(a) échantillon de cuivre (1500A et 8.72MPa)



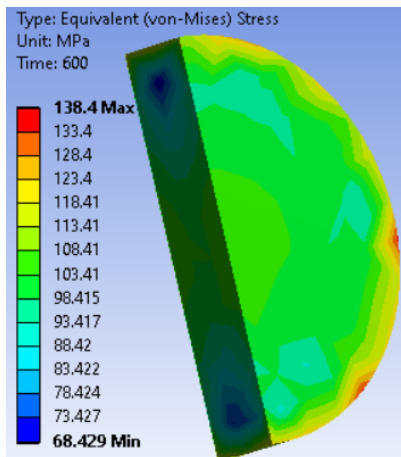
(b) échantillon d'alumine (1500A et 8.72MPa)



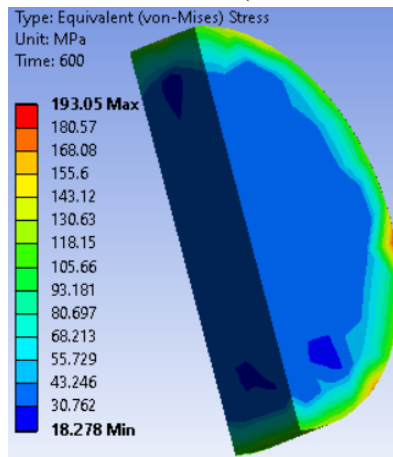
(c) échantillon de cuivre (1000A et 8.72MPa)



(d) échantillon d'alumine (1000A et 8.72MPa)



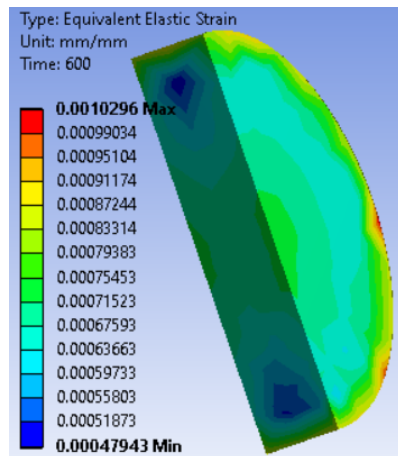
(e) échantillon de cuivre (500A et 8.72MPa)



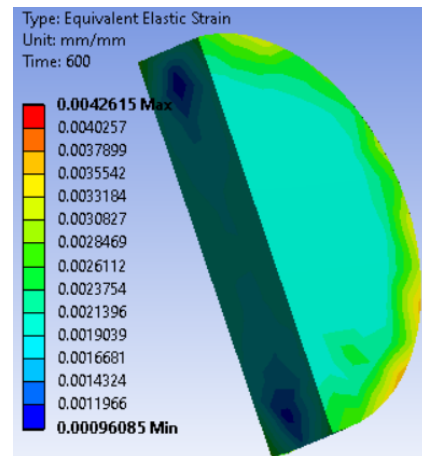
(f) échantillon d'alumine (500A et 8.72MPa)

Figure 5.4. Vues en coupe des distributions des contraintes de von Mises dans les échantillons de cuivre et d'alumine à 600 s. Le système est soumis à différentes intensités de courant électrique et la pression est fixée à 8,72 MPa (cas 1).

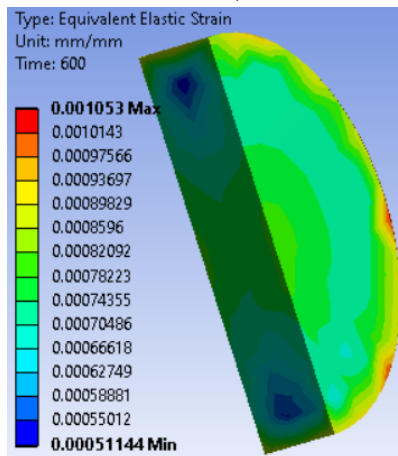
**Chapitre 5 : Etude numérique de l'effet du courant et de la pression appliqués au dispositif SPS
sur son comportement thermoélectrique et mécanique**



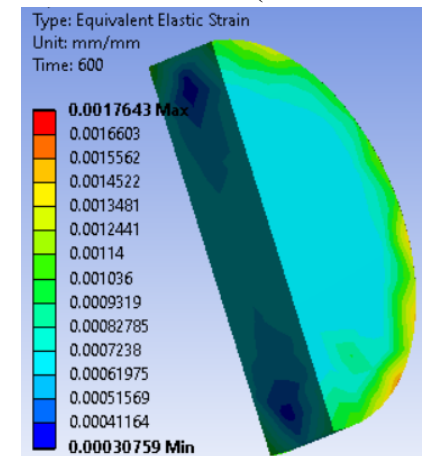
(a) échantillon de cuivre(1500A et 8.72MPa)



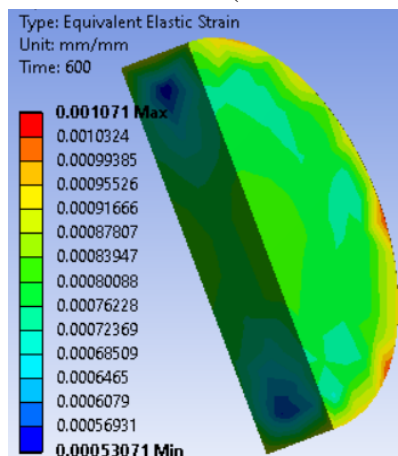
(b) échantillon d'alumine (1500A et 8.72MPa)



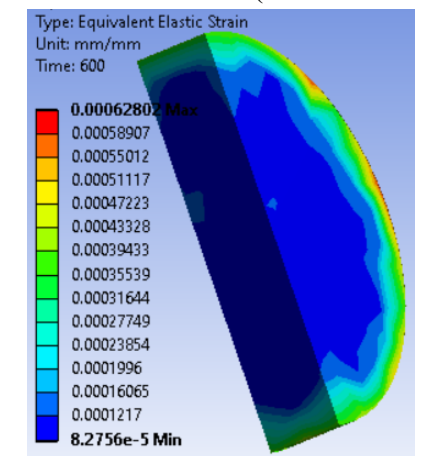
(c) échantillon de cuivre(1000A et 8.72MPa)



(d) échantillon d'alumine (1000A et 8.72MPa)



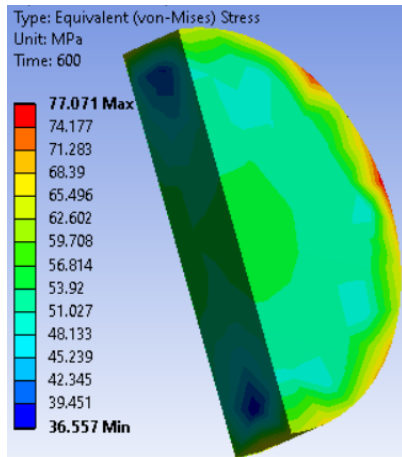
(e) échantillon de cuivre (500A et 8.72MPa)



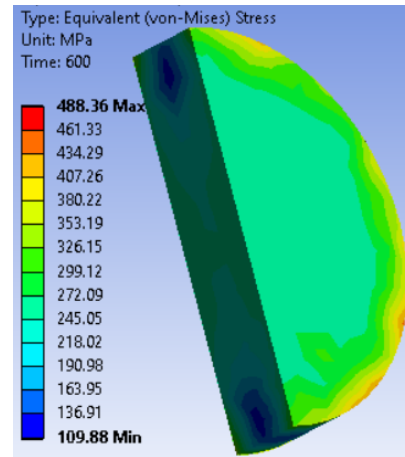
(f) échantillon d'alumine (500A et 8.72MPa)

Figure 5.5. Vues en coupe des distributions de déformation de Von Mises dans les échantillons de cuivre et d'alumine à 600 s. Le système est soumis à différentes intensités de courant électrique et la pression est fixée à 8,72 MPa (cas 1).

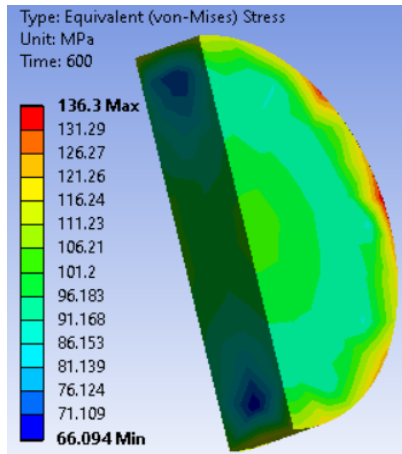
**Chapitre 5 : Etude numérique de l'effet du courant et de la pression appliqués au dispositif SPS
sur son comportement thermoélectrique et mécanique**



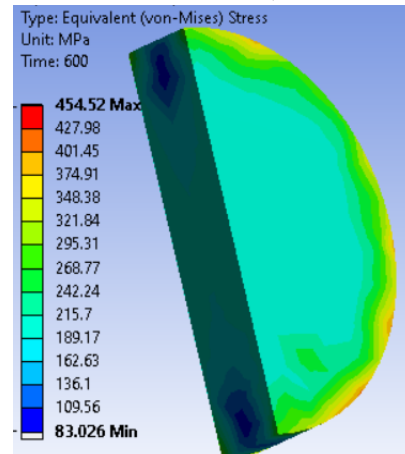
(a) échantillon de cuivre(1000A et 5MPa)



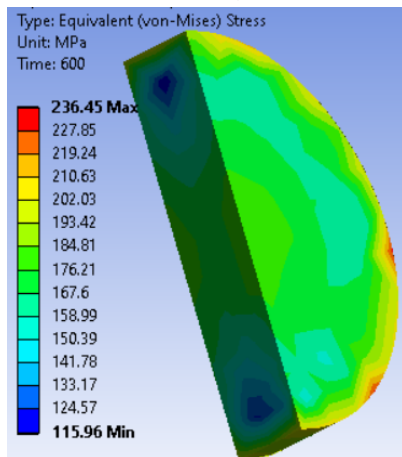
(b) échantillon d'alumine (1000A et 5MPa)



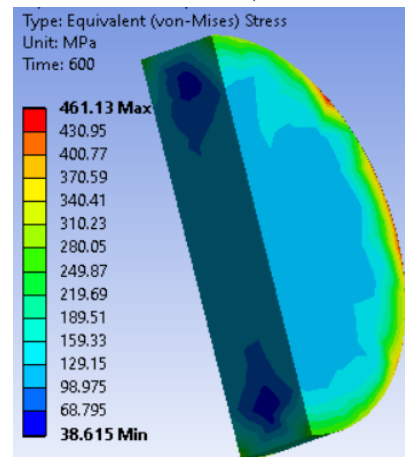
(c) échantillon de cuivre(1000A et 8.72MPa)



(d) échantillon d'alumine (1000A et 8.72MPa)



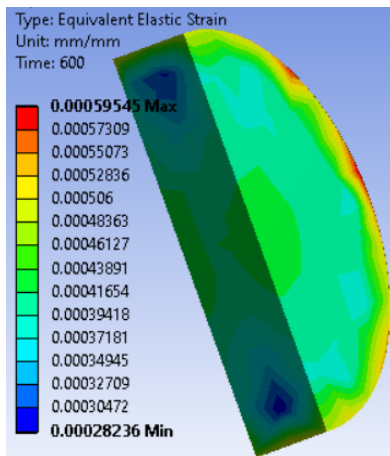
(e) échantillon de cuivre (1000A et 15MPa)



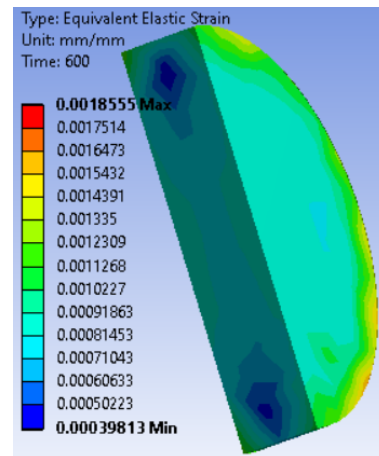
(f) échantillon d'alumine (1000A et 15MPa)

Figure 5.6. Vues en coupe des distributions de contraintes de Von Mises dans les échantillons de cuivre et d'alumine à 600 s. Le système est soumis à différentes pressions et le courant est fixé à 1000 A (cas 2).

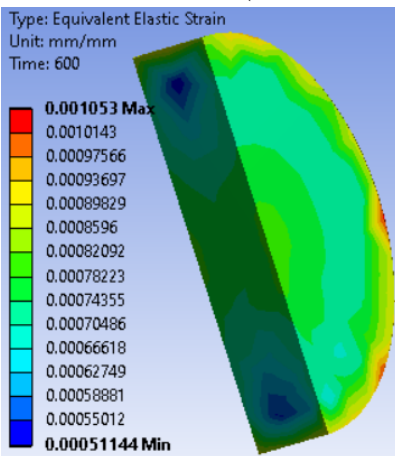
**Chapitre 5 : Etude numérique de l'effet du courant et de la pression appliqués au dispositif SPS
sur son comportement thermoélectrique et mécanique**



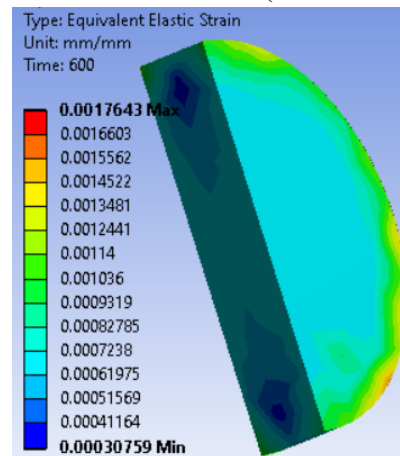
(a) échantillon de cuivre(1000A et 5MPa)



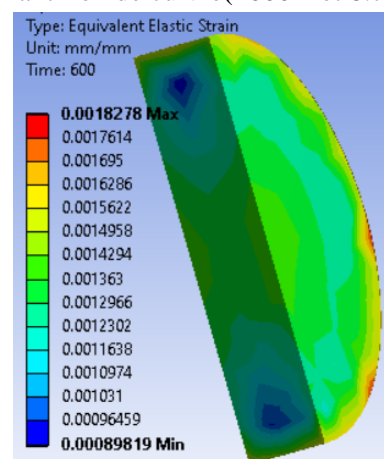
(b) échantillon d'alumine (1000A et 5MPa)



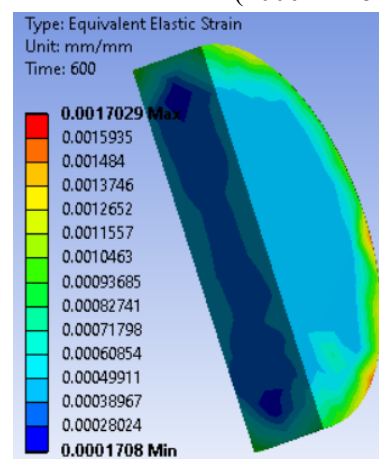
(c) échantillon de cuivre(1000A et 8.72MPa)



(d) échantillon d'alumine (1000A et 8.72MPa)



(e) échantillon de cuivre (1000A et 15MPa)



(f) échantillon d'alumine (1000A et 15MPa)

Figure 5.7. Vues en coupe des distributions des déformations de Von Mises dans les échantillons de cuivre et d'alumine à 600 s. Le système est soumis à différentes pressions et le courant est fixé à 1000 A (cas 2).

Chapitre 5 : Etude numérique de l'effet du courant et de la pression appliqués au dispositif SPS sur son comportement thermoélectrique et mécanique

D'après cette étude, nous avons trouvé que :

- À une valeur constante du courant appliqué, l'augmentation de la pression appliquée n'affecte pas le champ de température dans l'échantillon, mais elle entraîne une augmentation de la valeur de la contrainte dans l'échantillon et sa distribution n'est pas homogène. Cependant, avec une valeur constante de la pression appliquée, l'augmentation du courant électrique appliqué augmente la température qui à son tour contribue à augmenter la valeur de la contrainte dans l'échantillon mais sa distribution n'est pas homogène.
- Pour obtenir un matériau plus homogène par la méthode SPS, il est nécessaire de tenir compte du fait que l'échantillon est un matériau électriquement conducteur ou non conducteur. En effet, la circulation du courant électrique dans l'échantillon joue un rôle important dans les caractéristiques obtenues de l'échantillon.
- L'étude numérique est en bon accord avec l'expérience. En effet, elle montre que les meilleures conditions SPS pour obtenir un matériau plus homogène sont un courant de 1000 A et une pression de 5 MPa pour l'alumine, un courant de 500 A et une pression de 15 MPa pour le cuivre.

5.4. Une expérience de frittage au niveau du département de métallurgie

Pour approfondir le contenu de cette thèse, nous avons effectué une expérience significative de frittage conventionnel au sein du département de métallurgie de l'université BADJI MOKHTAR ANNABA. Cette démarche visait à élargir nos connaissances sur les techniques de fabrication des matériaux par les procédés de déformation plastique. Pour la suite de ce chapitre, nous allons discuter les différentes étapes méthodologiques pour transformer une poudre fine en pastilles consolidées par la méthode de frittage conventionnel.

5.4.1. Préparation de poudre

Durant cette étape, la sélection des types de poudres et de leurs quantités est effectuée sur la base de nos objectifs spécifiques et le type d'alliage que nous souhaitons d'obtenir par le processus de frittage. La détermination précise de ces paramètres est d'une importance pour la réussite de l'expérience, influençant directement les propriétés finales des pastilles résultantes.

Chapitre 5 : Etude numérique de l'effet du courant et de la pression appliqués au dispositif SPS sur son comportement thermoélectrique et mécanique

Une fois les choix établis, les quantités de poudres sont déplacé vers le broyeur, où le processus de mélange est commencé. Là, les poudres subissent une transformation minutieuse, nécessitant plusieurs heures d'opération pour garantir une homogénéité parfaite de la poudre finale. La durée de cette étape peut varier en fonction des types de poudres utilisées.

Il convient de souligner que cette étape est importante pour le frittage d'alliages, où la composition précise des poudres influence directement la structure et les propriétés mécaniques du matériau résultant. Cependant, dans le cas de poudres composées d'un seul type de matériau, cette étape sera négligeable.

5.4.2. Le compactage de poudre

Dans le processus de fabrication, l'étape cruciale suivante consiste à transformer la poudre préparée, obtenue par un processus de broyage minutieux, en une forme solide et cohérente. Cette métamorphose s'effectue au sein d'une matrice en acier robuste, encadrée par deux pistons, l'un supérieur et l'autre inférieur, comme illustré dans la Figure 5.8 L'utilisation d'une presse hydraulique, présentée par la Figure 5.9, est essentiel à cette étape. La presse hydraulique, que nous avons utilisé dans cette expérience, est une machine de la marque américaine "CARVER". Cette unité a la capacité d'appliquer une pression extrême allant jusqu'à 7000 PSI (48 MPa) grâce à une force de 100 kN.

L'objectif fondamental de cette opération est de donner à la poudre une forme définie, permettant ainsi d'obtenir une structure solide et cohérente. La pression mécanique appliquée lors du compactage est étudiée, visant à garantir non seulement la consolidation efficace de la poudre, mais également la préservation de ses propriétés. Cette phase de compression hydraulique est cruciale pour garantir la qualité du produit final, assurant ainsi les spécifications requises. La précision de la presse hydraulique "CARVER" constitue un élément clé de notre démarche, offrant une assurance supplémentaire quant à la réussite du processus de mise en forme de la poudre.

Chapitre 5 : Etude numérique de l'effet du courant et de la pression appliqués au dispositif SPS sur son comportement thermoélectrique et mécanique

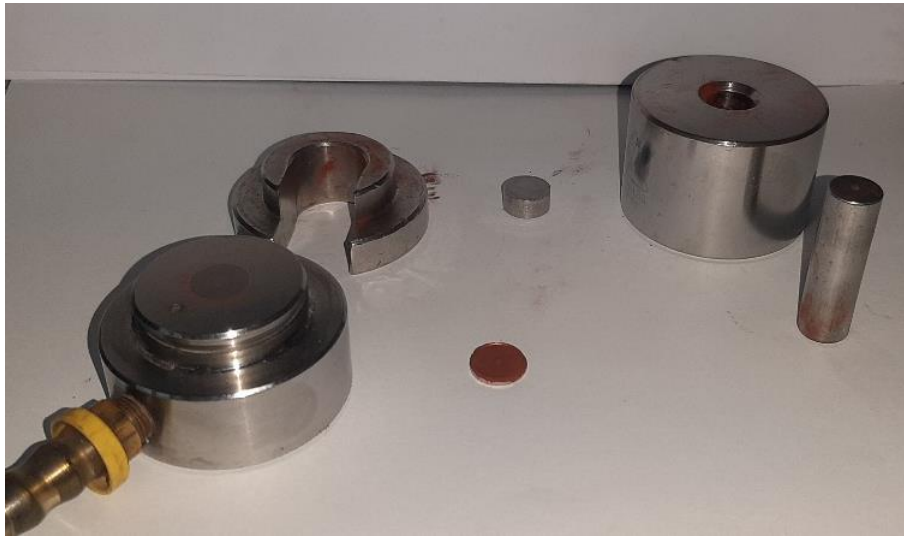


Figure 5.8. Les pièces utilisé pour le compactage et la pastille compacté.



Figure 5.9. La machine de compactage utilisé.

5.4.3. Le frittage

L'étape de frittage qui succède au compactage constitue une phase fondamentale dans notre processus de fabrication, où la poudre deviendra une structure solide et cohérente. Cette étape est réalisée à un four de pointe de la marque allemande NABERTHERM GMBH (figure 5.10) avec une vitesse de chauffage de 50°C/min, déclenchant une séquence thermique précise et efficace.

Chapitre 5 : Etude numérique de l'effet du courant et de la pression appliqués au dispositif SPS sur son comportement thermoélectrique et mécanique

Cette étape consiste à mettre les échantillons dans un tube de frittage en céramique, qui est représenté dans la figure 5.11. Au cours de l'opération de frittage, un flux régulé de gaz d'argon est introduit pour évincer toute présence d'oxygène. Cette étape vise à contrer les effets délétères de l'oxydation, préservant ainsi l'intégrité des échantillons et leur composition chimique.

L'approche de frittage sous vide autorise l'évacuation de l'air à l'aide d'une pompe, instaurant un environnement dépourvu d'oxygène tout au long du processus. Cette méthode, bien que moins courante, offre une perspective intéressante pour des applications spécifiques, nécessitant un contrôle encore plus poussé des conditions atmosphériques.

L'étape de frittage, nécessitant près d'une journée, commence par un traitement thermique de cinq heures. À la clôture de cette phase intense, la machine est méthodiquement éteinte, mais le ballet thermique ne s'achève pas brusquement. Les échantillons, immergés dans la convection libre, suivent un refroidissement naturel.

Le frittage lui-même est un acte en deux parties. La première consiste à élever la température à 600°C, offrant une période de deux heures pour la consolidation structurale. Puis, la température s'élève de 600°C à 900°C, prolongeant cette immersion à une durée de trois heures supplémentaires. À l'apogée de cette séquence, la machine s'éteint, mais les échantillons persistent dans leur voyage thermique, se laissant envelopper par la convection libre, bercés par la constance apaisante de l'argon.



Figure 5.10. Le four de frittage utilisé avec l'installation de l'alimentation de l'argon

Chapitre 5 : Etude numérique de l'effet du courant et de la pression appliqués au dispositif SPS sur son comportement thermoélectrique et mécanique

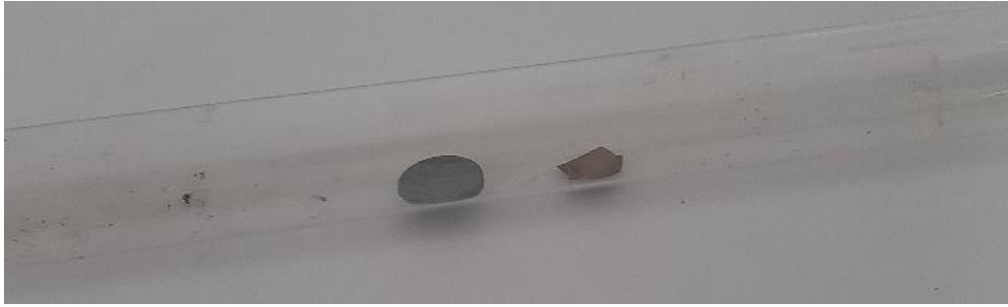


Figure 5.11. Les pastilles compacté dans le tube de céramique

5.5. Conclusion

Dans ce chapitre, nous avons déterminé que les meilleures conditions SPS permettant d'obtenir un matériau plus homogène pour notre cas d'étude sont les suivantes : un courant d'entrée de 1000 A et une pression appliquée de 5 MPa pour l'échantillon d'alumine, ainsi qu'un courant de 500 A et une pression de 15 MPa pour le cuivre.

Pour la suite du travail, nous avons réalisé une expérience au sein du département de métallurgie de l'université de Badji Mokhtar à Annaba pour améliorer ce travail.

***Chapitre 6 : Etude
d'optimisation des
conditions mécanique
pendant le frittage SPS***

Résumé

Ce chapitre, initialement prévu dans cette thèse, a été retiré car il est toujours en cours d'évaluation pour publication dans une revue scientifique. Bien que son contenu ne soit pas détaillé, il aborde une étude approfondie sur l'optimisation des paramètres du procédé de frittage par plasma d'étincelles (SPS) pour améliorer l'homogénéité des propriétés mécaniques et thermiques de l'alumine.

L'objectif de ce travail était de minimiser les écarts de contrainte de Von-Mises dans les échantillons frittés en utilisant une approche de modélisation numérique basée sur le plan d'expériences de Box-Behnken. Les principaux paramètres étudiés comprennent la pression appliquée, la hauteur et le diamètre de l'échantillon. Les simulations ont permis d'identifier les conditions optimales pour obtenir une distribution de contrainte plus homogène, assurant ainsi une amélioration des propriétés du matériau final.

Les résultats ont montré que l'augmentation de la hauteur et du diamètre, combinée à une pression adaptée, réduit significativement les écarts de contrainte, favorisant une meilleure homogénéité mécanique et thermique. La densité de courant électrique a également été analysée, révélant que des diamètres plus grands réduisent les gradients thermiques, tandis que des hauteurs plus grandes les augmentent.

En résumé, cette étude met en évidence que des paramètres tels qu'une pression de 20 MPa, une hauteur de 8 mm et un diamètre compris entre 34,5 mm sont optimaux pour améliorer la qualité des échantillons frittés SPS. Ces résultats offrent des perspectives intéressantes pour le contrôle de ce procédé, mais leur inclusion dans la thèse n'est pas possible immédiatement en raison du processus de publication en cours.

Conclusion générale

Conclusion générale :

Ce travail consiste à une modélisation numérique du comportement thermomécanique au cours des procédés de déformation plastique et de solidification, en mettant particulièrement l'accent sur le frittage et le frittage SPS, a été le fil conducteur de cette thèse. À travers cinq chapitres distincts, notre exploration a couvert une gamme diversifiée d'aspects liés à ces processus complexes.

Dans les premières parties, nous avons posé les bases nécessaires en abordant le comportement thermomécanique des matériaux, explorant les différents procédés de déformation plastique et de solidification, et élaborant un modèle mathématique pour comprendre le couplage thermoélectrique et mécanique lors du frittage.

Les dernières parties se sont concentrées sur la mise en œuvre du modèle 3D développé précédemment. À travers des simulations numériques en utilisant le logiciel ANSYS, nous avons examiné en détail le comportement des couplages thermiques, électriques et mécaniques pendant le processus SPS. Nous avons approfondi notre exploration en se penchant sur l'optimisation des paramètres du dispositif SPS. Utilisant le modèle développé précédemment, nous avons analysé l'effet du courant et de la pression appliqués au dispositif, ainsi que les dimensions de l'échantillon. Les résultats obtenus ont révélé des éléments cruciaux :

- Le flux de chaleur et du flux de courant électrique dépendent significativement à la nature spécifique de l'échantillon.
- Les différences entre l'échantillon de cuivre et celui d'alumine en termes de flux de chaleur, densité de courant électrique, et distribution de température.
- L'influence de la résistivité électrique sur la température maximale dans l'échantillon, mettant en lumière son rôle crucial dans le processus de frittage SPS.
- Le coefficient de Poisson a un impact crucial sur la distribution des contraintes, soulignant l'importance des considérations mécaniques dans la modélisation des contraintes résultant du frittage SPS.
- À une valeur constante du courant appliqué, l'augmentation de la pression appliquée n'affecte pas le champ de température dans l'échantillon, mais elle entraîne une augmentation de la valeur de la contrainte dans l'échantillon et sa distribution n'est pas homogène.

- Cependant, avec une valeur constante de la pression appliquée, l'augmentation du courant électrique appliqué augmente la température qui à son tour contribue à augmenter la valeur de la contrainte dans l'échantillon mais sa distribution n'est pas homogène.
- L'effet différencié de la pression et du courant sur le champ de température et la distribution de contraintes dans l'échantillon.
- La nature conductrice électriquement ou non conductrice de l'échantillon a une importance cruciale pour obtenir un matériau homogène par la méthode SPS.
- Pour notre cas d'étude et pour notre configuration SPS, les meilleures conditions SPS pour obtenir un matériau plus homogène sont un courant d'entrée de 1000 A et une pression appliquée de 5 MPa pour l'échantillon d'alumine, un courant d'entrée de 500 A et une pression appliquée de 15 MPa pour l'échantillon de cuivre.
- L'augmentation de la hauteur assure une certaine homogénéité dans la distribution de contrainte axiale et donc une homogénéité dans les propriétés du matériau obtenu.
- Il est crucial de choisir soigneusement les paramètres (pression appliquée, diamètre et hauteur de l'échantillon) pour obtenir une distribution plus homogène des contraintes et donc des propriétés plus homogènes dans le matériau final.
- Nous avons trouvé que les valeurs optimales des paramètres de frittage plasma étincèle d'un échantillon d'alumine en appliquant un courant électrique de 1000 A sont : $P = 20 \text{ MPa}$; $H = 8 \text{ mm}$; $D = 34,5 \text{ mm}$

Cette thèse offre ainsi une contribution substantielle à la compréhension approfondie du comportement thermomécanique dans les procédés de déformation plastique et de solidification, avec le frittage comme point central. Les résultats détaillés ouvrent la voie à des perspectives futures et à l'optimisation pratique de ces processus, contribuant ainsi au domaine de la fabrication de matériaux avancés.

Bibliographies

- [1] Damien André (2020) Résistance Des Matériaux. Université De Limoges. Creative Commons By-Sa
- [2] Hervé Oudin (2009) : Introduction A La Plasticité. Engineering School. Ecole Centrale De Nantes, France. Pp.49. [Ffcel-00483603f](#)
- [3] Jean Salençon (2016) Mécanique Des Milieux Continus & Calcul Des Structures. Edition De L'école Polytechnique 91128 Palaiseau Cedex, Paris, France.
- [4] Charles Manière (2015) Spark Plasma Sintering : Couplage Entre Les Approches Modélisation, Instrumentation Et Matériaux, Thesis : Université De Toulouse, France.
- [5] Léna Roumiguier (2019) Frittage Par Spark Plasma Sintering De Céramiques De Carbure De Bore. Thesis: Université De Limoges, France.
- [6] Mohamed Abdelmageed Mohamedzein (2016) Modeling Of Spark Plasma Sintering Process. Thesis: King Fahd University, Saudi Arabia.
- [7] Li Wei (2013) Constitutive Modeling And Simulation Of Spark Plasma Sintering With Applications To Fabrication Of Functionally Structured Mono-Carbides. Thesis: University Of California, Usa.
- [8] Elisa Torresani (2016) Mechanism Of Anisotropic Shrinkage During Sintering Of Metallic Powders. Thesis: University Of Trento, Italie.
- [9] Norhayati Ahmad, Hidekazu Sueyoshi (2010) Properties of Si₃N₄-Tin Composites Fabricated By Spark Plasma Sintering By Using a Mixture of Si₃N₄ And Ti Powders. Ceramics International 36: 491–496 [Doi:10.1016/J.Ceramint.2009.09.029](#)
- [10] Feng Ye, Zhaoping Hou, Haijiao Zhang, Limeng Liu, Yu Zhou (2010) Spark Plasma Sintering Of Cbn/-Sialon Composites. Materials Science And Engineering 527: 4723–4726 [Doi:10.1016/J.Msea.2010.04.034](#)
- [11] Pasquale Cavaliere (2019) Spark Plasma Sintering Of Materials. Springer Nature Switzerland Ag

- [12] Xiaolin Chen (1998) Particle Packing, Compaction And Sintering In Powder Metallurgy. Thesis: University Of Alberta, Canada
- [13] Wiley-Vch Verlag Gmbh, Co. KgaA (2012) Ceramics Science And Technology: Volume3: Synthesis And Processing, First Edition. Edited By Ralf Riedel And I-Wei Chen
- [14] Stanley Gerald Selig (2012) Finite Element Simulation Of The Compaction And Springback Of An Aluminum Powder Metallurgy Alloy. Thesis: Dalhousie University, Canada
- [15] Cong Lu (2010) Determination Of Cap Model Parameters Using Numerical Optimization Method For Powder Compaction. Thesis: Marquette University, Usa
- [16] Salvatore Grasso, Mattia Biesuz, Luca Zoli, Gianmarco Taveri, Andrew I. Duff, Daoyao Ke, Anna Jiang & Michael J. Reece (2020) A Review Of Cold Sintering Processes. Advances In Applied Ceramics, [Doi: 10.1080/17436753.2019.1706825](https://doi.org/10.1080/17436753.2019.1706825)
- [17] Jon-Paul Maria, Xiaoyu Kang, Richard D. Floyd, and Elizabeth C. Dickey (2017) Cold Sintering: Status and Prospects. Journal of Materials Research. [Doi: 10.1557/Jmr.2017.262](https://doi.org/10.1557/Jmr.2017.262)
- [18] Jing Guo, Seth S. Berbano, Hanzheng Guo, Amanda L. Baker, Michael T. Lanagan, Clive A. Randall (2016) frittage à froid du composite. Advanced Functional Materials. [Doi: 10.1002/Adfm.201602489](https://doi.org/10.1002/Adfm.201602489)
- [19] Mattia Biesuz, Gianmarco Taveri, Andrew I. Duff, Eugene Olevsky, Degui Zhu, Chunfeng Hu & Salvatore Grasso (2019) A Theoretical Analysis of Cold Sintering. Advances In Applied Ceramics, [Doi: 10.1080/17436753.2019.1692173](https://doi.org/10.1080/17436753.2019.1692173)
- [20] Jing Guo, Xuotong Zhao, Thomas Herisson De Beauvoir, Joo-Hwan Seo, Seth S. Berbano, Amanda L. Baker, Clio Azina, Clive A. Randall (2018) Recent Progress in Applications of The Cold Sintering Process For Ceramic–Polymer Composites. Advanced Functional Materials. [Doi: 10.1002/Adfm.201801724](https://doi.org/10.1002/Adfm.201801724)
- [21] N. Loh, K.Y. Sia (1991) review sur le compactage à chaud. Journal of Materials Processing Technology, Elsevier Science Publishers B.V. 30: 45-65. [0924-0136/92/\\$05.00](https://doi.org/10.1016/0924-0136(92)90500-0)
- [22] M. H. Bocanegra-Bernal (2004) Review sur le frottage à chaud et ses applications. MS. 39: 6399 – 6420. Kluwer Academic Publishers

- [23] Lianmeng Zhang, Junyan Wu, Fei Chena, Xueping Li, Julie M. Schoenung, Qiang Shen (2013) Spark Plasma Sintering Of Antimony-Doped Tin Oxide (Ato) Nanoceramics With High Density And Enhanced Electrical Conductivity. Journal of Asian Ceramic Societies 114-119 <http://Dx.Doi.Org/10.1016/J.Jascer.2013.03.010>
- [24] Weimin Wang, Zhengyi Fu, Hao Wang, Runzhang Yuan (2001) Temperature Influence Tib₂ Mechanical of Hot Pressing and Time Microstructure and on Sintering Properties of Ceramics. ECS 22: 1045–1049. [Pii: S0955-2219\(01\)00424-1](http://dx.doi.org/10.1054/ecs.2001.30955)
- [25] Olivier Guillon, Jesus Gonzalez-Julian, Benjamin Dargatz ... (2014) Technologie de frittage assisté par champ / frittage par plasma à étincelles : Mécanismes, matériaux et développements technologiques. Advanced Engineering Materials. 830 – 849. [Doi: 10.1002/Adem.201300409](http://dx.doi.org/10.1002/Adem.201300409)
- [26] Leszek A. Dobranski, Anna Dobranska-Danikiwicz, Anna Achtelik-Franczak, Lech B. Dobrzanski, Eugeniusz Hajduczek And Grzegorz Matula (2017) Fabrication Technologies Of The Sintered Materials Including Materials For Medical And Dental Application. License Intech : <http://Creativecommons.Org/Licenses/By/3.0http://Dx.Doi.Org/10.5772/65376>
- [27] Steffen Rothe (2014) Modélisation électro-thermo-mécanique de la technologie du frittage assisté par ordinateur : Expériences, modélisation constitutive et analyse par éléments finis. Thesis: Clausthal University Of Technology, Germany.
- [28] D.Bubesh Kumar, B Selva Babu, K M Aravind Jerrin, N Joseph, Abdul Jiss (2020) Examen du processus de frittage par plasma à étincelles. MSE 993 : 012004. [Doi:10.1088/1757-899x/993/1/012004](http://dx.doi.org/10.1088/1757-899x/993/1/012004)
- [29] Pamela Mondalek (2012) Numerical Modeling Of The Spark Plasma Sintering Process. Thesis: L'école Nationale Supérieure Des Mines De Paris, France.
- [30] Bijan Nili (2018) Multi-Physics Simulation Of The Spark Plasma Sintering For Fabrication Of Nuclear Fuel Pellets. Thesis: University Of Florida, Usa.
- [31] Eugene Olevsky, Ludo Froyen (2006) Modélisation constitutive du frittage de matériaux conducteurs par plasma à étincelles. SM 55: 1175–1178 [Doi:10.1016/J.Scriptamat.2006.07.009](http://dx.doi.org/10.1016/J.Scriptamat.2006.07.009)

- [32] Redwan Jahid Chowdhury (2011) Étude numérique des paramètres du processus de frittage par plasma étincelant. Thesis: University Of Engineering and Technology Dhaka, Bangladesh.
- [33] Z. A. Munir, U. Anselmi-Tamburini (2006) L'effet du champ électrique et de la pression sur la synthèse et la consolidation des matériaux : Un examen de la méthode de frittage par plasma à étincelles. Journal Of Materials Science 41 : 763-777 [Doi: 10.1007/S10853-006-6555-2](https://doi.org/10.1007/S10853-006-6555-2)
- [34] S. Hayun, V. Paris, M.P. Dariel, N. Frage, E. Zaretsky (2009) Propriétés mécaniques statiques et dynamiques du carbure de bore traité par frittage par plasma étincelant. ECS 29 : 3395–3400 [Doi:10.1016/J.Jeurceramsoc.2009.07.007](https://doi.org/10.1016/J.Jeurceramsoc.2009.07.007)
- [35] Guillaume Bernard-Granger, Ahmed A (2010) SPS d'une poudre de zircone commerciale : Comparaison avec le pressage à chaud. AM 58 : 3390–3399 [Doi:10.1016/J.Actamat.2010.02.013](https://doi.org/10.1016/J.Actamat.2010.02.013)
- [36] Ashutosh Kumar Dubey, Geet Sitesh, Shekhar Nath, Bikramjit Basu (2011) Spark Plasma Sintering To Restrict Sintering Reactions And Enhance Properties Of Hydroxyapatite–Mullite Biocomposites. Ceramics International 37: 2755-2761 [Doi:10.1016/J.Ceramint.2011.04.032](https://doi.org/10.1016/J.Ceramint.2011.04.032)
- [37] I Zalite, N Zilinska, I Steins and J Krastins (2011) Spark Plasma Sintering Of Sialon Nanopowders. 5th Baltic Conference On Silicate Materials: Materials Science And Engineering 25: 012022 [Doi:10.1088/1757-899x/25/1/012022](https://doi.org/10.1088/1757-899x/25/1/012022)
- [38] G.P. Wang, W.Q. Liu, Y.L. Huang, S.C. Ma, Z.C. Zhong (2014) Effects Of Sintering Temperature On The Mechanical Properties Of Sintered Ndfeb Permanent Magnets Prepared By Spark Plasma Sintering. Journal of Magnetism and Magnetic Materials 349: 1–4 <http://Dx.Doi.Org/10.1016/J.Jmmm.2013.08.044>
- [39] R.C, R.B (2014) Microstructure and Mechanical Properties Of Titanium Processed By Spark Plasma Sintering (Sps). Metallogr, Microstruct. Anad Analysis 3 : 30–35 [Doi10.1007/S13632-013-0112-6](https://doi.org/10.1007/S13632-013-0112-6)

- [40] Mohammad Abedi, Dmitry O. Moskovskikh, Alexander S. Rogachev, Alexander S. Mukasyan (2016) Spark Plasma Sintering Of Titanium Spherical Particles. Metallurgical and Materials Transactions B 47: 2725-2731 [Doi: 10.1007/S11663-016-0732-8](https://doi.org/10.1007/S11663-016-0732-8)
- [41] Yi Song, Yuanyuan Li, Zhaoyao Zhou, Yangen Lai, Yongquan Ye (2011) Modèle Fem couplé à plusieurs champs pour le processus de formage en une étape du frittage par plasma étincelant, compte tenu de la densification locale du matériau en poudre. MS 46: 5645–5656 [Doi:10.1007/S10853-011-5515-7](https://doi.org/10.1007/S10853-011-5515-7)
- [42] Diatta J, Antou G, Pradeilles N, Maitre A (2017) Modélisation numérique du frittage par plasma étincelant - Discussion sur l'identification du mécanisme de densification et les gradients de porosité générés. Journal of the European Ceramic Society 37: 4849-4860. <http://Dx.Doi.Org/10.1016/J.Jeurceramsoc.2017.06.052>
- [43] Seung I. Cha, Soon H. Hong (2003) Microstructures des carbures de tungstène sans liant frittés par le procédé de frittage par plasma étincelant. Materials Science And Engineering A356: 381-389 [Doi:10.1016/S09215093\(03\)00151-5](https://doi.org/10.1016/S09215093(03)00151-5)
- [44] Tomonari Takeuchi, Mitsuharu Tabuchi, Akiko Nakashima, Tatsuya Nakamura, Yoshiki Miwa, Hiroyuki Kageyama, Kuniaki Tatsumi (2005) Preparation Of Dense Lifepo4/C Composite Positive Electrodes Using Spark-Plasma-Sintering Process. Journal Of Power Sources 146: 575–579 [Doi:10.1016/J.Jpowsour.2005.03.099](https://doi.org/10.1016/J.Jpowsour.2005.03.099)
- [45] Dustin M. Hulbert, Dongtao Jiang, Umberto Anselmi-Tamburini ... (2008) Expériences et modélisation de composites aluminium-carbure de bore à gradient fonctionnel frittés par plasma à étincelles. Materials Science And Engineering 488: 333–338 [Doi:10.1016/J.Msea.2007.11.054](https://doi.org/10.1016/J.Msea.2007.11.054)
- [46] Liwen Lei, Zhengyi Fu, Hao Wang, Soo Wahn Lee, Koichi Niihara (2012) Transparent Yttria Stabilized Zirconia from Glycine-Nitrate Process by Spark Plasma Sintering. Ceramics International 38: 23-28 [Doi:10.1016/J.Ceramint.2011.05.122](https://doi.org/10.1016/J.Ceramint.2011.05.122)
- [47] Etienne Savary, Franck Gascoin, Sylvain Marinel, Romain Heuguet (2012) Spark Plasma Sintering Of Fine Mg₂si Particles. Powder Technology 228: 295-300 [Doi:10.1016/J.Powtec.2012.05.036](https://doi.org/10.1016/J.Powtec.2012.05.036)

- [48] Seung-Wook Baek, Jae-Myung Lee, Tae Young Kim, Min-Sang Song, Youngsin Park (2014) Garnet Related Lithium Ion Conductor Processed By Spark Plasma Sintering For All Solid State Batteries. Journal Of Power Sources 249 : 197-206 <http://Dx.Doi.Org/10.1016/J.Jpowsour.2013.10.089>
- [49] Sicong Fang, Weiping Chen, Zhiqiang Fu (2014) Microstructure And Mechanical Properties Of Twinned $\text{Al}_{0.5}\text{CrFeNiCo}_{0.3}\text{C}_{0.2}$ High Entropy Alloy Processed By Mechanical Alloying And Spark Plasma Sintering. Materials And Design 54: 973-979 <http://Dx.Doi.Org/10.1016/J.Matdes.2013.08.099>
- [50] Radek Mušálek, Zdeněk Dlabáček, Monika Vilémová, Zdenek Pala, Jiří Matějčík, Tomáš Chráska (2013) Preparation Of Multiphase Materials With Spark Plasma Sintering. 15.-17.5 <http://Metal2014.Tanger.Cz/Files/Proceedings/12/Reports/1625.Pdf>
- [51] Maxim Sokol, Sergey Kalabukhov, Vladimir Kasiyan, Moshe P. Dariel, And Nachum Frage (2016) Functional Properties Of Nd:Yag Polycrystalline Ceramics Processed By High-Pressure Spark Plasma Sintering (Hpsps). Journal Of American Ceramic Society 99 : 802–807 [Doi: 10.1111/Jace.14051](http://Dx.Doi.Org/10.1111/Jace.14051)
- [52] Dariusz Garbiec (2016) Consolidation Of Mg-Sic Composites By Spark Plasma Sintering. Composites Theory And Practice 16: 74-78 https://Kompozyty.Ptmk.Net/Pliczki/Pliki/3_2016_T2_Garbiec.Pdf
- [53] Ali Mirzaei, Heon Ham, Han Gil Na, Yong Jung Kwon, Sung Yong Kang, Myung Sik Choi, Jae Hoon Bang, No-Hyung Park, Inpil Kang, Hyoun Woo Kim (2016) Surprising Synthesis Of Nanodiamond From Single-Walled Carbon Nanotubes By The Spark Plasma Sintering Process. Electronic Supplemental Materials 12: 747-752 [Doi: 10.1007/S13391-016-6243-6](http://Dx.Doi.Org/10.1007/S13391-016-6243-6)
- [54] Kap Ho Lee, Soon-Jik Hong (2017) Domain Structure Analysis Of $(\text{AgSbTe}_2)_{15}(\text{GeTe})_{85}$ Thermoelectric Compounds Fabricated By Rapid Solidification Process (Rsp) And Spark Plasma Sintering (Sps). Scripta Materialia 137: 55–59 <http://Dx.Doi.Org/10.1016/J.Scriptamat.2017.04.035>
- [55] Elzbieta Baczek, Janusz Konstanty, Andrzej Romanski, Marcin Podsiadło, Jolanta Cyboron (2017) Processing and Characterization of Fe-Mn-Cu-Sn-C Alloys Prepared By Ball

Milling and Spark Plasma Sintering. *Journal of Materials Engineering and Performance* 27: 1475-1483 <https://doi.org/10.1007/S11665-018-3181-5>

[56] V. N. Kazakova, E. G. Grigoryev (2017) Spark Plasma Sintering Of Boron Carbide Powder. 15th International Schoolconference “New Materials – Materials Of Innovative Energy: Development, Characterization Methods And Application”, *Kne Materials Science* 10: 548-575 [Doi:10.18502/Kms.V4i1.2209](https://doi.org/10.18502/Kms.V4i1.2209)

[57] Anna S. Shaneva, Eleonora M. Koltsova, Evgeniy V. Zharikov, Natasha V. Mamonova, Nelly A. Popova (2018) Mathematical Modeling Of Spark Plasma Sintering Of Silicon Carbide Composite Modified With Carbon Nanotubes. *Chemical Engineering Transactions* 70: 1807-1812 [Doi:10.3303/Cet1870302](https://doi.org/10.3303/Cet1870302)

[58] Mingliang Wang, Hongzhi Cui, Yong Zhao, Canming Wang, Na Wei, Xiaohua Gao, Qiang Song (2019) Enhanced Strength And Ductility In A Spark Plasma Sintered $\text{CoCrCu}_{0.5}\text{NiAl}_{0.5}$ High-Entropy Alloy Via A Double-Step Ball Milling Approach For Processing Powders. *Materials Science And Engineering A* 762: 138071 <https://doi.org/10.1016/J.Msea.2019.138071>

[59] Weijun Shen, Linping Yu, Huixin Liu, Yuehui He, Zhe Zhou, Qiankun Zhang (2020) Diffusion Welding Of Powder Metallurgy High Speed Steel By Spark Plasma Sintering. *Journal of Materials Processing Tech* 275: 116383 <https://doi.org/10.1016/J.Jmatprotec.2019.116383>

[60] A. Raja Annamalai, Muthe Srikanth, A. Muthuchamy, Shashank Acharya, Anup Khisti, Dinesh K. Agrawal, Chun-Ping Jen (2020) Spark Plasma Sintering And Characterization Of Al-TiB₂ Composites. *Metals* 10, 1110 [Doi:10.3390/Met10091110](https://doi.org/10.3390/Met10091110)

[61] Ziyang Xiu, Boyu Ju, Saiyue Liu, Yiwei Song, Jindan Du, Zhimin Li, Chang Zhou, Wenshu Yang, Gaohui Wu (2021) Frittage par plasma à étincelles de matériaux à gradient fonctionnel Aln/Al. *Materials* 14, 4893. <https://doi.org/10.3390/Ma14174893>

[62] Antonios Zavaliangos, Jing Zhang, Martin Krammer, Joanna R. Groza (2004) Évolution de la température pendant le frittage activé par le champ. *MSE* 379 : 218–228 [Doi:10.1016/J.Msea.2004.01.052](https://doi.org/10.1016/J.Msea.2004.01.052)

- [63] W. Chen, U. Anselmi-Tamburini, J.E. Garay, J.R. Groza, Z.A. Munir (2005) Investigations fondamentales sur le processus de frittage/synthèse par plasma à étincelles I. Effet des impulsions de courant continu sur la réactivité. *Materials Science And Engineering* 394: 132–138 [Doi:10.1016/J.Msea.2004.11.020](https://doi.org/10.1016/J.Msea.2004.11.020)
- [64] U. Anselmi-Tamburini, J.E. Garay, Z.A. Munir (2005) Investigations fondamentales sur le processus de frittage/synthèse par plasma étincelant Iii. Effet du courant sur la réactivité. *MSE* 407: 24–30 [Doi:10.1016/J.Msea.2005.06.066](https://doi.org/10.1016/J.Msea.2005.06.066)
- [65] A. Cincotti, A. M. Locci, R. Orru, G. Cao (2007) Modélisation de l'appareil Sps : Distribution de la température, du courant et de la déformation en l'absence de poudres. *Materials, Interfaces, And Electrochemical Phenomena* 53: 703–719 [Doi 10.1002/Aic.11102](https://doi.org/10.1002/Aic.11102)
- [66] Devesh Tiwari, Bikramjit Basu, Koushik Biswas (2008) Simulation de l'évolution du champ thermique et électrique lors du frittage par plasma à étincelles. *CI* 10 : 699-708 [doi:10.1016/J.Ceramint.2008.02.013](https://doi.org/10.1016/J.Ceramint.2008.02.013)
- [67] Guy Antou, Gendre Mathieu, Gilles Trolliard, Alexandre Maitre (2008) Frittage par plasma à étincelles de carbure et d'oxycarbure de zirconium : Modélisation par éléments finis de la densité de courant, de la température et de la distribution des contraintes. *Materials Research Society* Vol. 24, No. 2 [Doi: 10.1557/Jmr.2009.0039](https://doi.org/10.1557/Jmr.2009.0039)
- [68] X. Wang, S.R. Casolco, G. Xu, J.E. Garay (2007) Finite Element Modeling Of Electric Current-Activated Sintering: The Effect Of Coupled Electrical Potential, Temperature And Stress. *Acta Materialia* 55: 3611–3622 [Doi:10.1016/J.Actamat.2007.02.022](https://doi.org/10.1016/J.Actamat.2007.02.022)
- [69] F. Mechighel, B. Pateyron, M. El Ganaoui, M. Kadja (2008) Study Of Thermo-Electrical And Mechanical Coupling During Densification Of A Polycrystalline Material Using Comsol
- [70] Salvatore Grasso, Yoshio Sakka, Giovanni Maizza (2009) Effets de la pression sur la distribution de la température pendant le frittage par plasma à étincelles d'un échantillon de graphite. *Materials Transactions*, Vol. 50, No. 8 Pp. 2111 To 2114 [Doi:10.2320/Matertrans.M2009148](https://doi.org/10.2320/Matertrans.M2009148)
- [71] S. Munoz, U. Anselmi-Tamburini (2010) Évolution des champs de température et de contrainte pendant les processus de frittage par plasma étincelant, *J Mater Sci* 45: 6528–6539.

[Doi 10.1007/S10853-010-4742-7](https://doi.org/10.1007/S10853-010-4742-7)

[72] Sai Wei, Zhao-Hui Zhang, Xiang-Bo Shen, Fu-Chi Wang, Ming-Yan Sun, Rui Yang, Shu-Kui Lee (2012) Simulation des distributions de température et de contrainte dans les matériaux à gradient fonctionnel synthétisés par un procédé de frittage par plasma à étincelles. *Computational Materials Science* 60 : 168-175
<http://Dx.Doi.Org/10.1016/J.Commatsci.2012.03.024>

[73] C. Maniere, A. Pavia, L. Durand, G. Chevallier, V. Bley, K. Afanga, A. Peigney, C. Estournès (2015) Analyse des impulsions et mesures du contact électrique dans le frittage par plasma à étincelles. *Electric Power Systems Research* 127 : 307-313
<http://Dx.Doi.Org/10.1016/J.Epsr.2015.06.009>

[74] C. Manière, A. Pavia, L. Durand, G. Chevallier, K. Afanga, C. Estournès (2016) Finite-Element Modeling Of The Electro-Thermal Contacts In The Spark Plasma Sintering Process. *European Ceramic Society* Vol.36, N°3, Pp. 741-748
[Doi.10.1016/J.Jeurceramsoc.2015.10.033](https://doi.org/10.1016/J.Jeurceramsoc.2015.10.033)

[75] Eszter Bódis, Zoltán Károly (2021) Fabrication of Graded Alumina By Spark Plasma Sintering. *The International Journal Of Advanced Manufacturing Technology* 117 : 2835-2843
[https://Doi.Org/10.1007/S00170-021-07855-0](https://doi.org/10.1007/S00170-021-07855-0)

[76] Wei Pan, Sui-Lin Shi (2007) Microstructure et propriétés mécaniques des composites $Ti_3SiC_2/3y-Tzp$ par frittage par plasma à l'étincelle. *Journal Of The European Ceramic Society* 27 : 413–417
[Doi:10.1016/J.Jeurceramsoc.2006.05.072](https://doi.org/10.1016/J.Jeurceramsoc.2006.05.072)

[77] Binghong Li, Ying Liu, Jun Li, Hui Cao, Lin He (2010) Effect Of Sintering Process On The Microstructures And Properties Of In Situ TiB_2-TiC Reinforced Steel Matrix Composites Produced By Spark Plasma Sintering. *Journal of Materials Processing Technology* 210: 91–95
[Doi:10.1016/J.Jmatprotec.2009.08.008](https://doi.org/10.1016/J.Jmatprotec.2009.08.008)

[78] Koji Morita, Byung-Nam Kim, Hidehiro Yoshida, Haibin Zhang, Keijiro Hiraga, Yoshio Sakka (2012) Effet du calendrier de chargement sur la densification du spinelle $MgAl_2O_4$ pendant le traitement par frittage par plasma étincelant (Sps). *Journal de la Société européenne de céramique* 32: 2303–2309
[Doi:10.1016/J.Jeurceramsoc.2012.02.016](https://doi.org/10.1016/J.Jeurceramsoc.2012.02.016)

- [79] Gang Ji, Frédéric Bernard, Sébastien Launois, Thierry Grosdidier (2013) Processing Conditions, Microstructure And Mechanical Properties Of Hetero-Nanostructured Ods Feal Alloys Produced By Spark Plasma Sintering. *Materials Science & Engineering a* 559: 566-573 <http://Dx.Doi.Org/10.1016/J.Msea.2012.08.142>
- [80] Chul-Hee Lee, M. Fatih Kilicaslan, Babu Madavali, Soon-Jik Hong (2014) Thermoelectric Properties Of N-Type Bi₂Te₃ Alloys Produced By A Combined Process Of Magnetic Pulsed Compaction (Mpc) And Spark Plasma Sintering (Sps). *Research On Chemical International* 40 : 2543-2551 [Doi 10.1007/S11164-0141666-X](http://Dx.Doi.Org/10.1007/S11164-0141666-X)
- [81] Davide Bertagnoli, Oscar Borrero-López, Fernando Rodríguez-Rojas, Fernando Guiberteau, Angel L. Ortiz (2015) Effect Of Processing Conditions On The Sliding-Wear Resistance Of Zrc Triboceramics Fabricated By Spark-Plasma Sintering. *Ceramics International* 41: 15278–15282 <http://Dx.Doi.Org/10.1016/J.Ceramint.2015.08.027>
- [82] Aslan Miriyev, Asaf Levy, Sergey Kalabukhov, Nachum Frage (2016) Interface Evolution And Shear Strength Of Al/Ti Bi-Metals Processed By A Spark Plasma Sintering (Sps) Apparatus. *Journal of Alloys and Compounds* 678: 329-336 <http://Dx.Doi.Org/10.1016/J.Jallcom.2016.03.137>
- [83] Yuan Qin, Ji-Xuan Li, Fei Li, Xiaofeng Wei, Houzheng Wu, Guo-Jun Zhang (2019) A High Entropy Silicide By Reactive Spark Plasma Sintering. *Journal of Advanced Ceramics* 8: 148–152 <https://Doi.Org/10.1007/S40145-019-0319-3>
- [84] Geuntak Lee, Charles Manière, Joanna Mckittrick, Eugene A. Olevsky (2019) Effets du courant électrique dans le frittage par plasma à étincelles : De l'évidence du phénomène physique à la formulation de l'équation constitutive. *Scripta Materialia* 170: 90–94 <https://Doi.Org/10.1016/J.Scriptamat.2019.05.040>
- [85] Michael Stuer, Paul Bowen, Zhe Zhao (2020) Spark Plasma Sintering Of Ceramics : De la modélisation à la pratique. *Ceramics* 3: 476-493 [Doi:10.3390/Ceramics3040039](https://Doi.Org/10.3390/Ceramics3040039)
- [86] U. Anselmi-Tamburini, S. Gennari, J.E. Garay, Z.A. Munir (2005) Recherches fondamentales sur le processus de frittage/synthèse par plasma à étincelles Ii. Modélisation des distributions de courant et de température. *Materials Science And Engineering* 394: 139–148 [Doi:10.1016/J.Msea.2004.11.019](http://Dx.Doi.Org/10.1016/J.Msea.2004.11.019)

- [87] Q.H. Jiang, Z.J. Shen, J.P. Zhou, Z. Shi, Ce-Wen Nan (2007) Composites magnétoélectriques de ferrite de nickel et de titanate de zirconate de plomb préparés par frittage par plasma à l'étincelle. *Journal of the European Ceramic Society* 27: 279–284
[Doi:10.1016/J.Jeurceramsoc.2006.02.041](https://doi.org/10.1016/J.Jeurceramsoc.2006.02.041)
- [88] Jiang-Tao Zhang, Li-Sheng Liu, Peng-Cheng Zhai, Zheng-Yi Fu, Qing-Jie Zhang (2008) Effect Of Fabrication Process On The Microstructure And Dynamic Compressive Properties Of Sic_p/Al Composites Fabricated By Spark Plasma Sintering. *Materials Letters* 62: 443–446
[Doi:10.1016/J.Matlet.2007.04.118](https://doi.org/10.1016/J.Matlet.2007.04.118)
- [89] Diletta Sciti, Mats Nygren (2008) Spark Plasma Sintering Of Ultra Refractory Compounds. *Journal of Materials Science* 43: 6414-6424 [Doi 10.1007/S10853-008-2718-7](https://doi.org/10.1007/S10853-008-2718-7)
- [90] Liqiong An, Akihiko Ito, Takashi Goto (2011) Frittage sous pression en deux étapes d'oxyde de lutécium transparent par frittage par plasma à étincelles. *Journal of the European Ceramic Society* 31: 1597–1602 [Doi:10.1016/J.Jeurceramsoc.2011.03.014](https://doi.org/10.1016/J.Jeurceramsoc.2011.03.014)
- [91] Aslan Miriyev, Adin Stern, Eran Tuval, Sergey Kalabukhov, Zvi Hooper, Nachum Frage (2013) Titanium To Steel Joining By Spark Plasma Sintering (Sps) Technology. *Journal of Materials Processing Technology* 213: 161-166
<http://Dx.Doi.Org/10.1016/J.Jmatprotec.2012.09.017>
- [92] Claire Arnaud, Charles Manière, Geoffroy Chevallier, Claude Estournes ... (2015) Spécimens de cuivre en forme d'os de chien préparés par frittage plasma à l'étincelle en une étape. *Journal of Materials Science* 50:7364–7373 [Doi 10.1007/S10853-015-9293-5](https://doi.org/10.1007/S10853-015-9293-5)
- [93] Koji Morita, Byung-Nam Kim, Hidehiro Yoshida, Keiji Hiraga, Yoshio Sakka (2015) Fabrication Of Dense Nano-Structured Bulk Ceramics By Means Of Spark-Plasma-Sintering (Sps) Processing. *Materials Science Forum*. Vols. 838-839, Pp 225-230
[Doi:10.4028/Www.Scientific.Net/Msf.838-839.225](https://doi.org/10.4028/Www.Scientific.Net/Msf.838-839.225)
- [94] Alexander J. Mackie, Gareth D. Hatton, Hugh G.C. Hamilton, Julian S. Dean, Russell Goodall (2016) Carbon Uptake And Distribution In Spark Plasma Sintering (Sps) Processed Sm(Co, Fe, Cu, Zr)_z. *Materials Letters* 171 : 14–17
<http://Dx.Doi.Org/10.1016/J.Matlet.2016.02.049>

- [95] Charles Maniere, Lise Durand, Alicia Weibel, Claude Estournes (2016) Frittage par étincelage et plasma et méthode des éléments finis : De l'identification des paramètres de frittage d'une poudre d'alumine A submicronique au développement de formes complexes. Acta Materialia, Vol. 102. Pp. 169-175 [Doi:10.1016/J.Actamat.2015.09.003](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.09.003)
- [96] Charles Manière, Eugene A. Olevsky (2017) Dépendance de la porosité des paramètres constitutifs de la compaction des poudres : Détermination sur la base d'essais de frittage par plasma étincelant. Scripta Materialia 141: 62–66. [http://Dx.Doi.Org/10.1016/J.Scriptamat.2017.07.026](http://dx.doi.org/10.1016/j.scriptamat.2017.07.026)
- [97] Koji M, Byung-Nam K, Hidehiro Y, Keijiro H, Yoshio S (2017) Distribution de la contamination par le carbone dans les céramiques d'oxyde lors du frittage par plasma à étincelles. ECS 38: 2586-2604 [https://Doi.Org/10.1016/J.Jeurceramsoc.2017.12.004](https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2017.12.004)
- [98] Simone Failla, Shuai Fu, Diletta Sciti, Salvatore Grasso (2021) Flash Spark Plasma Sintering Of Pure Tib₂. Open Ceramics 5: 100075 [https://Doi.Org/10.1016/J.Oceram.2021.100075](https://doi.org/10.1016/j.oceram.2021.100075)
- [99] M. Saravana Kumar, S. Rashia Begum, M. Vasumathi, Chinh Chien Nguyen, Quyet Van Le (2021) Influence Of Molybdenum Content On The Microstructure Of Spark Plasma Sintered Titanium Alloys. Synthesis and Sintering 1: 41-47 [Doi: 10.53063/Synsint.2021.1114](https://doi.org/10.53063/synsint.2021.1114)
- [100] Kriba. Abdelmalek, Mechighel Farid (2023) Three-Dimensional Numerical Study Of The Behavior Of Thermoelectric And Mechanical Coupling During Spark Plasma Sintering Of A Polycrystalline Material. Archive Of Mechanical Engineering. Vol. 70, No. 4, Pp. 497–529. [Doi: 10.24425/Ame.2023.148126](https://doi.org/10.24425/ame.2023.148126)
- [101] Wang C, Cheng L, Zhao Z (2010) MEF Analysis of the Temperature and Stress Distribution in Spark Plasma Sintering : Modélisation et validation expérimentale. Comput Mater Sci 49(2): 351–362. [Doi: 10.1016/J.Commatsci.2010.05.021](https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2010.05.021)
- [102] Garcia G, Olevsky E (2010) Simulation numérique du frittage par plasma à étincelles. Progrès en science et en technologie (Ast) 63:58-61. [Doi:10.4028/www.Scientific.Net/Ast.63.58](https://doi.org/10.4028/www.Scientific.Net/Ast.63.58)
- [103] Lee G, Olevsky E, Manière C, Maximenko A, Izhvanov O, Back C, Mckittrick J -2017- Effet du courant électrique sur le comportement de densification des poudres céramiques

conductrices consolidées par frittage par plasma étincelant. *Acta Mater.* 144:524–533.
[Doi:10.1016/J.Actamat.2017.11.010](https://doi.org/10.1016/J.Actamat.2017.11.010)

[104] Mechighel F, El Ganaoui M, Kadja M, Pateyron B, Dost S -2009- Simulation numérique d'un écoulement liquide tridimensionnel à faible Prandtl dans une cavité parallélépipédique soumise à un champ magnétique externe. *Fluid Dyn. Mater. Process* 5(4):313–330. [Doi:10.3970/Fdmp.2009.005.313](https://doi.org/10.3970/Fdmp.2009.005.313)

[105] Chowdhury R (2013) Étude numérique des paramètres du processus de frittage par plasma à étincelles Master Thesis, Faculty Of The Graduate College Of The Oklahoma State University.

[106] K. Vanmeensel, A. Laptev, J. Hennicke, J. Vleugels, O. Vanderbiest (2005) Modélisation de la distribution de la température pendant le frittage sous champ. *Acta Mater.* 53:4379–4388. [Doi:10.1016/J.Actamat.2005.05.042](https://doi.org/10.1016/J.Actamat.2005.05.042)

[107] Zhu K.N, Godfrey A, Hansen N, Zhang X.D -2017- Microstructure et résistance mécanique du cuivre à granulométrie proche du micromètre et inférieure au micromètre préparé par frittage par plasma à l'étincelle. *Mater. Des.* 117:95-103.
[https://Doi.Org/10.1016/J.Matdes.2016.12.042](https://doi.org/10.1016/J.Matdes.2016.12.042)

[108] A. Garcia-Junceda, I. Saez, X.X. Deng, J.M. Torralba (2018) Development Of A Cr-Based Hard Composite Processed By Spark Plasma Sintering. *Metallurgical And Materials Transactions A* 49 : 1363-1371 [https://Doi.Org/10.1007/S11661-018-4477-7](https://doi.org/10.1007/S11661-018-4477-7)

[109] Mohammed Abass, Yasuyuki Kanda (2021) Ceramics Based On Concrete Wastes Prepared By Spark Plasma Sintering. *Processing And Application Of Ceramics* 15 : 100–109
[https://Doi.Org/10.2298/Pac2101100a](https://doi.org/10.2298/Pac2101100a)

[110] D. I. Yushin, A. V. Smirnov, N. Solis Pinargote, P. Yu. Peretyagin, V. A. Kuznetsov, R. Torrecillas (2016) Spark Plasma Sintering Of Cutting Plates. *Russian Engineering Research* 36: 410–413 [Doi:10.3103/S1068798x16050233](https://doi.org/10.3103/S1068798x16050233)

[111] Ma Yilong, Liu Ying, Li Jun, Du Huilong, Gao Jing (2009) Microstructure And Magnetic Properties Of Bulk Magnets $Nd_{14-x}Fe_{76+x}Co_3Zr_1b_6$ (X=0, 0.5, 1) Prepared By Spark Plasma Sintering. *Journal of Rare Earths*, Vol. 27, No. 6 P. 1023 [Doi: 10.1016/S1002-0721\(08\)60381-6](https://doi.org/10.1016/S1002-0721(08)60381-6)

[112] Anil Prasad, Somi Doja, Lukas Bichler (2017) On the Effect of Electric Field during Spark Plasma Sintering – A “Faraday Cage” Approach. Processing, Properties, And Design of Advanced Ceramics and Composites Ii: Ceramic Transactions, Volume 261, 127-135

[113] Isaac M. Makena, Mxolisi B. Shongwe, Ronald Machaka, Wallace R. Matizamhuka (2019) Influence Of Spark Plasma Sintering Temperature On Porous Titanium Microstructural Integrity, Airflow Resistance, And Space Holder Removal. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology 104: 2501-2511
<https://doi.org/10.1007/S00170-019-04008-2>