

الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية
وزارة التعليم العالي والبحث العلمي

UNIVERSITE BADJI MOKHTAR - ANNABA
BADJI MOKHTAR – ANNABA UNIVERSITY



جامعة باجي مختار – عنابة

Faculté : Sciences de l'ingénierat
Département : Métallurgie et Génie des Matériaux
Domaine : science et technologie
Filière : Métallurgie et génie des matériaux
Spécialité : Génie des matériaux

Mémoire

Présenté en vue de l'obtention du Diplôme de Master

Thème:

SIMULATION SUR ABAQUS DE L'EXTRUSION COUDEE A AIRES EGALES D'ALLIAGES D'ALUMINIUM

Présenté par : *TALANTIKITE Massil*

Encadrant : *Mebarek Abdelmalek* Grade:Professeur *Badji mokhtar –annaba-*

Jury de Soutenance :

FARES M.L	Professeur	BADJI MOKHTAR ANNABA	Président
MEBAREK ABDELMALEK	Professeur	BADJI MOKHTAR ANNABA	Encadrant
BENCHIHEUB O	DOCTEUR	BADJI MOKHTAR ANNABA	Examineur

Année Universitaire : 2019/2020

Remerciements

Tout d'abord je tiens à remercier Pr MEBAREK Abdelmalek mon encadrant pour sa disponibilité, ses précieux conseils, sa patience, sa compréhension et pour l'intérêt constant qu'il a porté à ce travail. Qu'il trouve ici l'expression de ma profonde gratitude.

J'exprime toute ma reconnaissance à Pr BOUSSAID pour son m'avoir initié au logiciel ABAQUS et suivi durant ce travail et pour ses précieuses orientations et sa disponibilité.

Mes remerciements vont également au doctorant M.A.BOUSSADA pour m'avoir aidé, orienté et guidé lors de ce travail, ainsi qu'aux membres du jury, pour avoir accepté d'évaluer cet humble travail.

Tous les mots que je peux utiliser ne pourront pas exprimer ma reconnaissance, ma tendresse, ma gratitude pour les personnes qui m'ont encouragée, aidée et soutenue tout le long de mon parcours et jusqu'à l'aboutissement de ce modeste travail. À vous, mes parents, ma sœur, mes deux frères, à mon collègue Chouichi.S ,mes amis et toutes les personnes rencontrées sur mon chemin.

SOMMAIRE :

INTRODUCTION :	1
I. GENERALITES sur l'aluminium:	2
1. METALLURGIE DE L'ALUMINIUM :	3
2. Principe du procédé Bayer :	3
3. Les étapes du procédé :	3
a) Broyage et séchage de la bauxite :	3
b) Attaque sous pression par la soude :	4
c) Evaporation, calcination :	4
4. Fabrication électrolytique de l'aluminium :	4
5. Structure de l'aluminium :	5
6. Propriétés de l'aluminium :	7
a) Propriétés physique :	7
b) Caractéristiques mécaniques.....	8
c) Usinage, Décolletage :	10
d) Tenue à la corrosion :	10
e) Propriétés magnétiques :	11
f) Propriétés optiques :	11
7. Les alliages d'aluminium :	11
a) Addition de Mg :	12
b) Addition de (Mg + Mn) :	12
c) Addition (le (Cu + Si) :	12
d) Addition de (Co + Ti + Zn) :	12
e) Addition de (Mg + Zn + Cu) :	12
8. Désignation des alliages d'aluminium :	12
a) Les alliages corroyés :	12
Désignation numérique :	12
Désignation symbolique :	13
b) Les alliages de moulage :	14
Désignation numérique :	14
9. Utilisation :	16
II. METHODES DE DEFORMATION PLASTIQUE SEVERE ET FORMATION DE NANOSTRUCTURE :	17
1. RENFORCEMENT DE LA FRONTIERE DE GRAIN (HALL-PETCH) :	17
2. TORSION A HAUTE PRESSION :	18

3.	ACCUMULATIVE ROLL-BONDING (ARB) :.....	19
4.	FORGEAGE MULTIPLE :.....	20
5.	ONDULATION ET REDRESSEMENT CONTINUS (RCS) :.....	21
6.	LINEAR FLOW SPLITTING (LFS) :.....	22
7.	TREFILAGE :.....	23
8.	Extrusion et compression cyclique :.....	23
10.	TORSION EXTRUSION (TE) :.....	25
11.	PROPRIETES DES MATERIAUX TRAITES PAR SPD :.....	25
III.	PROCEDE DE L'ECAP.....	27
1.	PRINCIPE DE L'ECAP :.....	27
2.	PARAMETRES FUNDAMENTALE DANS L'ECAP :.....	28
3.	LES DIFFERENTES ROUTES DANS L'ECAP :.....	31
4.	LES CHEMINS DE DEFORMATIONS POUR CHAQUE ROUTE :.....	32
5.	PARAMETRES EXPERIMENTAUX DU PROCEDE ECAP :.....	33
a)	INFLUENCE DE L'ANGLE Φ :	33
b)	INFLUENCE DE L'ANGLE Ψ :	34
c)	INFLUENCE DE LA VITESSE DE PRESSION :.....	35
d)	INFLUENCE DE LA TEMPERATURE :.....	36
e)	LA CONTRE-PRESSION :.....	37
IV.	SYNTHESE bibliographique :.....	39
V.	La simulation :.....	55
1.	Définition :.....	55
2.	OBJECTIF DE LA DÉMARCHE.....	55
3.	MODÉLISATION.....	55
4.	DISCRÉTISATION.....	56
5.	SIMULATION NUMÉRIQUE.....	56
6.	POST-TRAITEMENT, ANALYSE ET INTERPRÉTATION DES RÉSULTATS	56
7.	Abaqus :.....	57
8.	Fonctionnement :.....	57
9.	logiciel :.....	57
a)	-Part:	57
b)	Property:	58
c)	Assembly:	58
d)	Step:.....	58
e)	Interaction:	58

f) Load:.....	58
g) Mesh:	58
h) Job:.....	58
i) Visualisation:	58
10. Réalisation de la simulation :.....	59
11. Résultats :	59
12. Interprétation des résultats :.....	74
VI. Conclusion :	75
VII. REFERENCES.....	76

LISTE DES FIGURES

FIGURES	TITRES	PAGE
FIGURE 1	PROCEDE BAYER POUR L'EXTRACTION DE L'ALUMINE	3
FIGURE 2	STRUCTURE CFC	5
FIGURE 3	PROJECTION D'UNE STRUCTURE CFC	5
FIGURE 4	L'INFLUENCE DU FER ET DU SILICIUM SUR LES PROPRIETES MECANIQUES DE L'ALUMINIUM A L'ETAT DE RECRISTALLISATION	9
FIGURE 5	RAPPORT ENTRE LA PURETE DE L'ALUMINIUM ET SON POUVOIR REFLECTEUR	11
FIGURE 6	VARIATION DE LA RELATION D'HALL-PETCH COMME UNE FONCTION DE LA TAILLE DE GRAINS	18
FIGURE 7	SCHEMA DE LA TORSION A HAUTE PRESSION	18
FIGURE 8	DIAGRAMME REPRESENTATIF DU PROCESSUS (ARB)	19
FIGURE 9	ETAPES DU FORGEAGE MULTIPLES POUR UN ECHANTILLON DE RAPPORT 0,54(D/H)	21
FIGURE 10	PRINCIPE DE L'ONDULATION ET REDRESSEMENT CONTINUS	21
FIGURE 11	PRINCIPE DU LFS	22
FIGURE 12	LE PRINCIPE DU TREFILAGE	23
FIGURE 13	SCHEMA ILLUSTRANT L'EXTRUSION ET LA COMPRESSION CYCLIQUE	24
FIGURE 14	PRINCIPE DU PROCESSUS DE TORSION EXTRUSION	25
FIGURE 15	ILLUSTRATION MONTRANT LA TENDANCE GENERALE DU CHANGEMENT DE RESISTANCE ET DE DUCTILITE PENDANT LA SPD.	26
FIGURE 16	SCHEMA DU PROCESSUS ECAP	27
FIGURE 17	PRINCIPE DE L'ECAP OU Φ EST L'ANGLE D'INTERSECTION DES DEUX CANAUX ET Ψ EST L'ANGLE SOUS-TENDU PAR L'ARC DE COURBURE AU POINT D'INTERSECTION : (A) $\Psi = 0$, (B) $\Psi = \pi - \Phi$, (C) UNE VALEUR ARBITRAIRE DE Ψ SITUEE ENTRE $\Psi = 0$ ET $\Psi = \pi - \Phi$	28
FIGURE 18	VARIATION DE LA DEFORMATION EQUIVALENTE, E, AVEC L'ANGLE DU CANAL, Φ , SUR UNE PLAGE ANGULAIRE DE Φ DE 45 A 180° POUR LES VALEURS DE L'ANGLE DE L'ARC DE COURBURE, Ψ , DE 0 A 90 : LES DEFORMATIONS SONT INDIQUEES POUR UN SEUL PASSAGE OU N = 1	30
FIGURE 19	LES QUATRE ROUTES FONDAMENTALES DANS L'ECAP	31
FIGURE 20	LES CHEMINS D'APRES LESQUELS LA DEFORMATION EST IMPOSEE DANS LES QUATRE ROUTES FONDAMENTALES DU PROCEDE ECAP	32
FIGURE 21	LES DISTORSIONS D'UN ELEMENT CUBIQUE VUES DANS LES TROIS PLANS ORTHOGONAUX JUSQU'A HUIT PASSES DANS LES QUATRE ROUTES FONDAMENTALES DU PROCEDE ECAP [FURUKAWA98].	33
FIGURE 22	VARIATION DE LA DEFORMATION EN FONCTION DE Φ POUR $\Psi=0$	34

FIGURE 23	VARIATION DE LA DEFORMATION EN FONCTION DE Ψ POUR $\Phi:90^\circ$	34
FIGURE 24	VARIATION DE LA LIMITE D'ELASTICITE AVEC LA VITESSE DE PRESSAGE POUR UN ALLIAGE AL-1%MG APRES ECAP PAR 1, 2, 3 ET 4 PASSAGES : DONNEES ENREGISTREES A TEMPERATURE AMBIANTE EN UTILISANT UN TAUX DE DEFORMATION DE $1,0 \cdot 10^{-1} \text{ S}^{-1}$	35
FIGURE 25	CHANGEMENT DE LA TAILLE DES GRAINS APRES ECAP A DIFFERENTES TEMPERATURES POUR AL PURE ET LES ALLIAGES AL-3%MG ET AL-3%MG-0.2%SC	37
FIGURE 26	LE PRINCIPE DE L'ECAP AVEC CONTRE-PRESSION : (A) ILLUSTRATION SCHEMATIQUE DE LA MATRICE ECAP OU P1 EST LA FORCE DE PRESSAGE, P2 EST LA FORCE DE CONTRE-PRESSION ET Y EST L'ANGLE D'INTERSECTION DU CANAL ET (B) MISE EN ŒUVRE DE CE PRINCIPE EN UTILISANT UN MILIEU VISQUEUX-DUCTILE DANS LE CANAL DE SORTIE	38
FIGURE 27	DEPENDANCE DE LA RESISTANCE A LA TRACTION ULTIME PAR RAPPORT AU NOMBRE DE PASSAGES ECAP, A LA VOIE DE TRAITEMENT ET A LA TENEUR EN CUIVRE POUR L'ALUMINIUM PUR ET LES ALLIAGES AL-CU.	40
FIGURE 28	DEPENDANCE DE LA LIMITE D'ELASTICITE PAR RAPPORT AU NOMBRE DE PASSAGES ECAP, A LA VOIE DE TRAITEMENT ET A LA TENEUR EN CUIVRE POUR L'ALUMINIUM PUR ET LES ALLIAGES AL-CU.	40
FIGURE 29	DEPENDANCE DE L'ALLONGEMENT PAR RAPPORT AU NOMBRE DE PASSAGES ECAP, A LA VOIE DE TRAITEMENT ET A LA TENEUR EN CUIVRE POUR L'ALUMINIUM PUR ET LES ALLIAGES AL-CU.	41
FIGURE 30	DEPENDANCE DE LA MICRODURETE PAR RAPPORT AU NOMBRE DE PASSAGES ECAP, A LA VOIE DE TRAITEMENT ET A LA TENEUR EN CUIVRE POUR L'ALUMINIUM PUR ET LES ALLIAGES AL-CU.	42
FIGURE 31	RESISTANCE A LA TRACTION DE L'ALLIAGE AL 2014 TEL QUE REÇU, SOLUTIONNE A 768 K PENDANT 1 H, SOLUTIONNE A 768 K PENDANT 1 H + VIEILLI A 468 K PENDANT 5 H TRAITES PAR LA ROUTE A JUSQU'A 3 PASSES	43
FIGURE 32	RESISTANCE A LA TRACTION DE L'ALLIAGE AL 2014 TEL QUE REÇU, SOLUTIONNE A 768 K PENDANT 1 H, SOLUTIONNE A 768 K PENDANT 1 H + VIEILLI A 468 K PENDANT 5 H TRAITES PAR LA ROUTE BA JUSQU'A 3 PASSES	44
FIGURE 33	RESISTANCE A LA TRACTION DE L'ALLIAGE AL 2014 TEL QUE REÇU, SOLUTIONNE A 768 K PENDANT 1 H, SOLUTIONNE A 768 K PENDANT 1 H + VIEILLI A 468 K PENDANT 5 H TRAITES PAR LA ROUTE BC JUSQU'A 3 PASSES	44
FIGURE 34	RESISTANCE A LA TRACTION DE L'ALLIAGE AL 2014 TEL QUE REÇU, SOLUTIONNE A 768 K PENDANT 1 H, SOLUTIONNE A 768 K PENDANT 1 H + VIEILLI A 468 K PENDANT 5 H TRAITES PAR LA ROUTE C JUSQU'A 3 PASSES	45
FIGURE 35	DURETE DE L'ALLIAGE AL 2014 TEL QUE REÇU, SOLUTIONNE A 768 K PENDANT 1 H, SOLUTIONNE A 768 K PENDANT 1 H + VIEILLI A 468 K PENDANT 5 H TRAITES PAR LA ROUTE A.	46
FIGURE 36	DURETE DE L'ALLIAGE AL 2014 TEL QUE REÇU, SOLUTIONNE A 768 K PENDANT 1 H, SOLUTIONNE A 768 K PENDANT 1 H + VIEILLI A 468 K PENDANT 5 H TRAITES PAR LA ROUTE BA.	46
FIGURE 37	DURETE DE L'ALLIAGE AL 2014 TEL QUE REÇU, SOLUTIONNE A 768 K PENDANT 1 H, SOLUTIONNE A 768 K PENDANT 1 H + VIEILLI A 468 K PENDANT 5 H TRAITES PAR LA ROUTE BC.	47
FIGURE 38	DURETE DE L'ALLIAGE AL 2014 TEL QUE REÇU, SOLUTIONNE A 768 K PENDANT 1 H, SOLUTIONNE A 768 K PENDANT 1 H + VIEILLI A 468 K PENDANT 5 H TRAITES PAR LA ROUTE C.	47

FIGURE 39 .A	COURBES DE CONTRAINTE DE TRACTION-DEFORMATION DE L'ALLIAGE AL-2,77 % MG SOUMIS A ECAP	48
FIGURE 39 .B	COURBES DE CONTRAINTE DE TRACTION-DEFORMATION DE L'ALLIAGE AL-2,77 % MG SOUMIS A ECAP+RECUIT	49
FIGURE 40 .A	DEPENDANCE DE LA RESISTANCE A LA TRACTION ULTIME SUR LE NOMBRE DE PASSES ECAP POUR AL-2,77% MG ALLIAGE.	50
FIGURE 40 .B	DEPENDANCE DE L'ALLONGEMENT SUR LE NOMBRE DE PASSES ECAP POUR AL-2,77% MG ALLIAGE.	50
FIGURE 40 .C	DEPENDANCE DE LA TENACITE STATIQUE SUR LE NOMBRE DE PASSES ECAP POUR AL-2,77% MG ALLIAGE	51
FIGURE 41	MICRODURETE VICKERS PAR RAPPORT NOMBRE DE PASSAGES (N) DE L'ALLIAGE A3103 ET 5083.	53
FIGURE 42	FONCTIONNEMENT DU LOGICIEL ABAQUS	57
FIGURE 43	IMAGE REPRESENTATIF DE L'EMPLACEMENT DES ECHANTILLONS LORS DE LA SIMULATION.	59
FIGURE 44	CAPTURE DE LA SIMULATION DE L'EXTRUSION COUDEE A T ₀ .	60
FIGURE 45	CAPTURE DE LA SIMULATION DE L'EXTRUSION COUDEE A T ₁ .	60
FIGURE 46	CAPTURE DE LA SIMULATION DE L'EXTRUSION COUDEE A T ₂ .	61
FIGURE 47	CAPTURE DE LA SIMULATION DE L'EXTRUSION COUDEE A T ₃ .	61
FIGURE 48	CAPTURE DE LA SIMULATION DE L'EXTRUSION COUDEE A T ₄ .	62
FIGURE 49	CAPTURE DE LA SIMULATION DE L'EXTRUSION COUDEE A T ₅	62
FIGURE 50	CAPTURE DE LA SIMULATION DE L'EXTRUSION COUDEE A T ₆ .	63
FIGURE 51	CAPTURE DE LA SIMULATION DE L'EXTRUSION COUDEE A T ₇ .	63
FIGURE 52	CAPTURE DE LA SIMULATION DE L'EXTRUSION COUDEE A T ₈ .	64
FIGURE 53	CAPTURE DE LA SIMULATION DE L'EXTRUSION COUDEE A T ₉ .	64
FIGURE 54	CAPTURE DE LA SIMULATION DE L'EXTRUSION COUDEE A T ₁₀ .	65
FIGURE 55	CAPTURE DE LA SIMULATION DE L'EXTRUSION COUDEE A T ₁₁ .	65
FIGURE 56	CAPTURE DE LA SIMULATION DE L'EXTRUSION COUDEE A T ₁₂	66
FIGURE 57	CAPTURE DE LA SIMULATION DE L'EXTRUSION COUDEE A T ₁₃ .	66
FIGURE 58	CAPTURE DE LA SIMULATION DE L'EXTRUSION COUDEE A T ₁₄ .	67
FIGURE 59	CAPTURE DE LA SIMULATION DE L'EXTRUSION COUDEE A T ₁₅ .	67

FIGURE 60	CAPTURE DE LA SIMULATION DE L'EXTRUSION COUDEE A T ₁₆ .	68
FIGURE 61	CAPTURE DE LA SIMULATION DE L'EXTRUSION COUDEE A T ₁₇ .	68
FIGURE 62	CAPTURE DE LA SIMULATION DE L'EXTRUSION COUDEE A T ₁₈ .	69
FIGURE 63	CAPTURE DE LA SIMULATION DE L'EXTRUSION COUDEE A T ₁₉ .	69
FIGURE 64	CAPTURE DE LA SIMULATION DE L'EXTRUSION COUDEE A T ₁₉ .	70
FIGURE 65	LES NŒUDS SELECTIONNES POUR LA VISUALISATION DE LA PROGRESSION DES CONTRAINTES POUR CHAQUE ECHANTILLON EN FONCTION DU TEMPS.	71
FIGURE 66	PROGRESSION DES CONTRAINTES EN FONCTION DU TEMPS POUR A1100 (1)	71
FIGURE 67	PROGRESSION DES CONTRAINTES EN FONCTION DU TEMPS POUR A1100-LAMINEE(2)	72
FIGURE 68	PROGRESSION DES CONTRAINTES EN FONCTION DU TEMPS POUR A1100 (3)	72
FIGURE 69	PROGRESSION DES CONTRAINTES EN FONCTION DU TEMPS POUR A1100-LAMINEE (4)	73
FIGURE 70	PROGRESSION DES CONTRAINTES EN FONCTION DU TEMPS POUR A1100 (5)	73

LISTE DES TABLEAUX :

TABLEAU	TITRE	PAGE
TABLEAU 1	IDEE SUR LA TENUE DE LA CORROSION DE L'ALUMINIUM ET DE SES ALLIAGES	10
TABLEAU 2	LES GROUPES D'ALLIAGES CORROYES	13
TABLEAU 3	COMPOSITION DES ALLIAGES D'ALUMINIUM CORROYE	15-16
TABLEAU 4	CHANGEMENTS GEOMETRIQUES DE DEUX PLAQUES DE 1 MM D'EPaisseur AU COURS DU PROCESSUS ARB OU LE LAMINAGE EST LIE PAR UNE REDUCTION DE 50 % PAR CYCLE	20
TABLEAU 5	DIFFERENTS NOMINATION DES ROUTES DE L'ECAP	31
TABLEAU 6	MICRODURETE VICKERS (4,9 N) AVEC LE NOMBRE DE PASSAGES (N)	52

INTRODUCTION :

Les matériaux à grains ultrafin (<100nm) ont fait objet de nombreuse recherche durant ces dernière décennie, Il a été démontré que des structures à grains nanométriques peuvent être produites dans une large gamme de matériaux (métaux purs, alliages métalliques, superalliage et les semi-conducteurs) en les soumettant à une déformation plastique sévère (SPD) [9]

Les matériaux nanostructures présentent des propriétés nettement différentes. En effet, les changements structuraux influents grandement sur plusieurs propriétés mécaniques et physiques des matériaux telle qu'ils augmentent largement la dureté et la résistance mécanique, et ils nous confèrent une superplasticité et un comportement tribologique intéressant qui sont autant des caractéristiques recherchées pour des applications spécifiques. L'affinement de la taille des grains conduit à l'amélioration de certaines de ces propriétés mécaniques comme la micro dureté, la limite d'élasticité et la résistance à la traction [10].

Un des processus d'obtention de grain ultrafin par déformation plastique sévère est l'ECAP (Equal channel angular pressing). L'ECAP est un processus utilisé pour infliger une déformation plastique sévère sans avoir de changement de dimension et de la forme de la pièce traitée (Segal, 1981) [11]. On utilise des logiciels de simulation comme l'Abaqus pour l'ECAP pour prédire les résultats des études expérimentale et les comprendre, entretemps, les expériences nous fournis des données pour améliorer les modèles physique et phénoménologique de matériaux à utiliser dans les calculs et delà la simulation peut nous conférer des opportunités pour réduire le nombre requis des futures expériences en optimisant la taille de la forme des échantillons [12].

I. GENERALITES SUR L'ALUMINIUM:

L'abondance et les propriétés attirantes de l'aluminium en fait de lui un métal très convoité dans l'industrie telle que sa demande ne cesse de croître année après année depuis le XXe siècle.

L'aluminium est l'élément chimique de numéro atomique 13, de symbole Al. Il appartient au groupe 13 du tableau périodique ainsi qu'à la famille des métaux pauvres, il est de couleur blanc-argent, brillant et de faible densité.

Il est très abondant dans la croûte terrestre puisqu'il constitue environ 15% de celle-ci, on le trouve combiné à plus de 270 minéraux différents. Son minerai principal est la bauxite : il y est présent sous forme d'oxyde hydraté dont on extrait l'alumine (Al_2O_3).

L'extraction de l'aluminium de la bauxite s'effectue en trois étapes : exploitation minière, raffinage et réduction.

La bauxite est facile à extraire, mais sa transformation en aluminium est complexe. La production de l'aluminium de première fusion comprend deux phases : la première consiste à extraire l'alumine de la bauxite par un procédé chimique. La seconde, à réduire l'alumine en aluminium par un procédé électrolytique.

L'aluminium trouve des applications dans plusieurs secteurs de la vie courante. Il est utilisé, entre autres, dans les domaines du transport, du bâtiment et de l'architecture ornementale

Sa durée de vie de l'aluminium est pratiquement illimitée. À l'inverse d'autres métaux, ce matériau peut être réutilisé à 100 % parce que le processus de recyclage peut être appliqué presque indéfiniment sur le même matériau.(1)(2)

1. METALLURGIE DE L'ALUMINIUM :

Elle comporte deux phases distinctes :

-**traitement chimique du minerai** : pour extraire l'alumine (Al_2O_3) aussi pur que possible.

-**réduction électrolytique de l'alumine** : mise en solution dans un bain de fluorure fondus constitué par de la cryolithe ($AlF_3 \cdot NaF$) et de fluorure d'aluminium.

2. PRINCIPE DU PROCEDE BAYER :

Il a été mis au point par Karl Josef Jason Dan Bayer en 1887. Il est basé sur la dissolution de l'alumine provenant de la bauxite par de la soude.

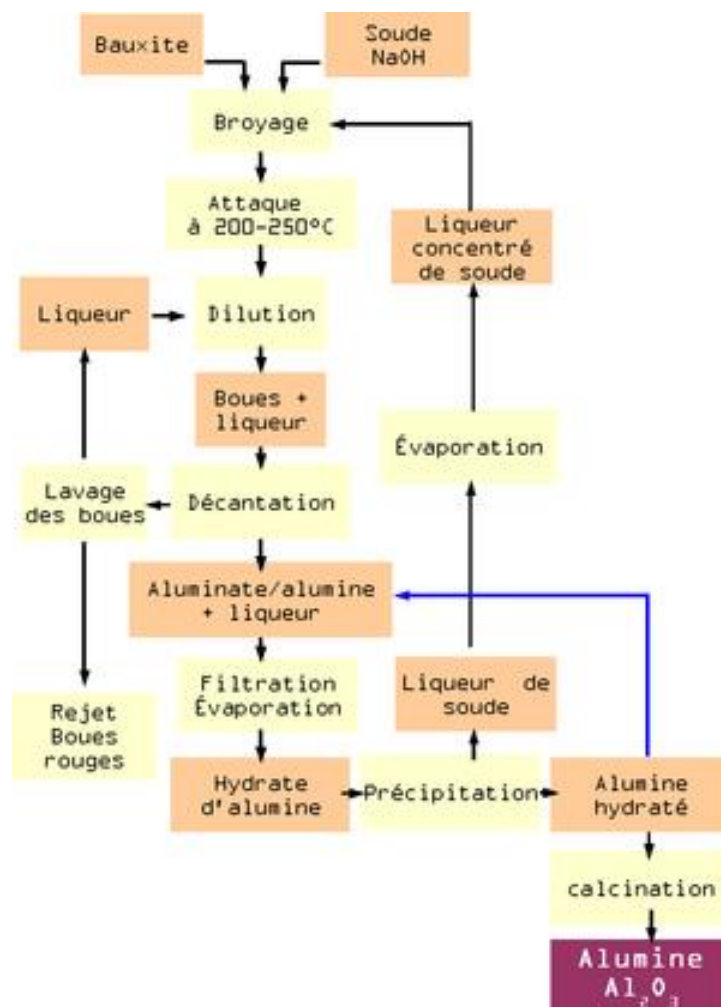


Figure 1 : Procédé Bayer pour l'extraction de l'alumine (1)

3. LES ETAPES DU PROCEDE :

a) Broyage et séchage de la bauxite :

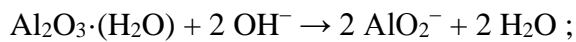
concassage, séchage au four (150 à 200° C), broyage fin.

b) Attaque sous pression par la soude :

La bauxite est traitée dans un auto-clave en acier vers 230° C, sous une pression de 30 bars environ, par de la soude (Na₂O) à raison de 250 g/l soude caustique ou hydroxyde de sodium est une base forte qui fournit des ions hydroxyde : $\text{NaOH} \rightarrow \text{Na}^+ + \text{OH}^-$.

Le chauffage est assuré par une injection de vapeur, À chaud, la soude dissout l'alumine alors que les impuretés (oxyde de fer, silice, oxydes divers), restent insolubles.

Les réactions de dissolution sont les suivantes :



Par cette opération, on obtient une solubilisation de l'alumine que se transforme en aluminate de sodium soluble.

Avec la soude et l'alumine la silice forme un silicate double (3 Al₂O₃, 3 Na₂O, 5 SiO₂, 5 H₂O) insoluble qui entraîne une perte en alumine et en soude, pour cette raison, on utilise des minerais pauvres en silice. Les oxyde de fer et de titane sont pratiquement insolubles. Tout l'insoluble constitue les <<boues-rouges>>.

c) Evaporation, calcination :

Avant l'opération de calcination, il est nécessaire d'évaporer toute l'eau ajoutée dans les décomposeurs et au cours des lavages (1kg de vapeur pour 4 kg d'eau). L'alumine est ensuite calcinée au-dessus de 1150° dans des fours rotatifs inclinés, de 80 m de long, chauffés au mazout. Son point de fusion est de 2000°C.(1)(2)(3)

4. FABRICATION ELECTROLYTIQUE DE L'ALUMINIUM :

La fabrication de l'aluminium se fait par électrolyse dans l'alumine, dissout dans la cryolithe fondue à 1000°C, dans une cuve en acier garnie de charbon. L'électrolyse produit de l'aluminium qui se dépose sur le fond de la cuve formant la cathode ainsi que de l'oxygène qui brûle les anodes de Carbone pur. Le courant continu d'électrolyse est obtenue par des groupes turbine-dynamo ou redresseurs à vapeur de mercure. Actuellement les redresseurs à semi-conducteurs se généralisent (germanium ou silicium).(3)

5. STRUCTURE DE L'ALUMINIUM :

La structure de l'aluminium est celle du Cubique à Faces Centrées (compact). La maille du CFC est présentée en figure 2 qui montre la structure en perspective :

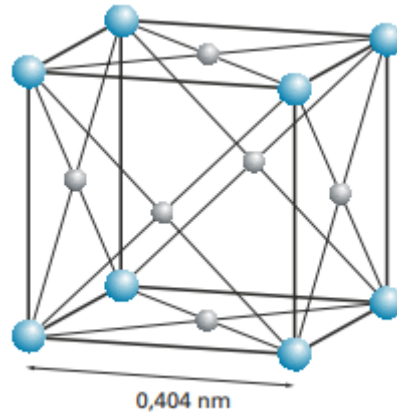


Figure 2 : structure CFC

Pour simplifier encore plus la schématisation, cette maille peut être réalisée en projection sous la forme d'un cube afin de faciliter la lecture comme il est montré en figure 3.

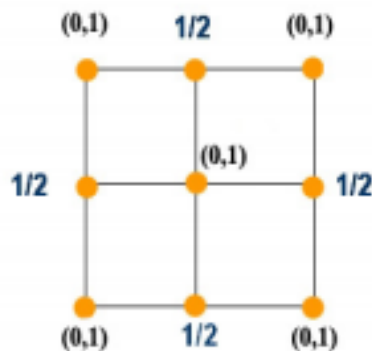


Figure 3 : projection d'une structure CFC

Pour une structure de type CFC, les plans d'empilement sont de type ABC car le système cristallin est un cube posé sur un sommet. On note « a » la valeur de l'arête du cube formé ($a = 400\text{pm}$), et « r » le rayon des atomes considérées comme des sphères dures ($r = 140\text{pm}$). Ainsi, le lien entre le paramètre de maille (a) et le rayon des atomes (r) pour une structure CFC est : $a\sqrt{2} = 4r$.

Cependant, tous les atomes ne sont pas entiers dans la maille, Les atomes aux sommets de la maille sont partagés en 8 mailles et donc divisés par 8 et les 6 particules aux centres des faces sont divisés en 2 mailles, et sont donc divisés par 2. alors on a « n » le nombre de motif : $n = 8 \cdot \frac{1}{8} + 6 \cdot \frac{1}{2} = 4$ sphères entières par maille.

La coordinence est le nombre d'atomes les plus proches qui sont en contact dans la structure cristalline. Chaque particule d'aluminium dans le cubique à faces centrées est en contact avec 12 sphères voisines (issues des autres mailles).

La compacité, notée « C », correspond au taux d'occupation réel de l'espace dans la maille. Elle s'obtient en réalisant le rapport du volume occupé par les atomes et du volume total de la maille.

En supposant que les atomes sont des sphères dures, on obtient le calcul suivant :

$$C = n \times \frac{V_{\text{sphères}}}{V_{\text{total}}} = 4 \times \frac{\frac{4}{3} \pi r^3}{a^3} = 4 \times \frac{\frac{4}{3} \pi \times \left(\frac{a\sqrt{2}}{4}\right)^3}{a^3} = \frac{\pi\sqrt{2}}{6} = 0.74$$

Donc on en déduit que l'aluminium a une grande compacité.

Enfin, il est également possible d'obtenir la masse volumique par le rapport entre la masse des atomes et le volume total du cube. On sait que la masse molaire de l'aluminium est de 27 g/mol et son paramètre de maille « a » est de 400 pm, on peut en tirer la masse volumique par la relation suivante :

$$\rho = \frac{m_{\text{cristal}}}{V_{\text{total}}} = n \frac{M_{\text{atome}}}{V_{\text{total}} \times N_A} = 4 \frac{27}{(400 \times 10^{-12})^3 \times 6.02 \times 10^{23}} = 2803.1 \text{ kg/m}^3$$

L'aluminium a une électronégativité de 1.61 et ne possède pas d'électrons localisés, en effet les électrons sont libres de leurs mouvements ce qui est à l'origine des propriétés conductrices de ce matériau. C'est pour cela que ce métal possède des liaisons fortes appelés « liaisons métalliques ». La particularité de cette liaison est qu'elle est l'interaction de groupe entre les cations et un nuage d'électron libre. Ainsi cette liaison est non dirigée (les électrons ne se déplacent pas suivant un axe).

Contrairement à d'autres métaux usuels, l'aluminium a toujours, à l'état solide, la même structure cristalline CFC quelle que soit la température : de 4 K à la température de fusion (933 K). Il n'y a donc aucune « variété allotropique » de la structure cristalline de l'aluminium. Il en est de même pour ses alliages.(4)(2)(5)

6. PROPRIETES DE L'ALUMINIUM :

a) Propriétés physique :

Température de fusion : 660°C.

- Point d'ébullition : 2060°C.

- Chaleur spécifique :

f A 20°C : 0,214 cal/g°C

f A 100°C : 0,223 cal/g°C

f A 500°C : 0,266 cal/g°C

- Conductibilité thermique : (c'est un excellent conducteur de chaleur)

f A 0°C : 0,50 cal/cm.s°C.

f A 100°C : 0,51 cal/cm.s°C.

f A 200°C : 0,52 cal/cm.s°C.

- Résistivité à l'état pur $2,63 \cdot 10^{-8} \Omega \cdot m$.

- Allongement linéaire : 20 à 100°C : $24 \cdot 10^{-6} / ^\circ C$ et jusqu'à 600°C : $28,5 \cdot 10^{-6} / ^\circ C$.

- Densité (à 20°C) : 2,7 g/cm³.

- Conductibilité électrique : (65% de celle du cuivre pour l'aluminium pur à 99,5 %).

La conductibilité électrique de l'aluminium diminue lorsque les impuretés augmentent.

L'aluminium, grâce à sa résistivité, est surtout utilisé pour la fabrication de chaudière et d'ustensiles de cuisine. Lorsqu'il est poli, c'est un métal blanc et brillant et avec un grand pouvoir de réflexion, on l'utilise comme réflecteur pour chauffage et éclairage ou surface réfléchissante des miroirs de télescopes. La capacité de réflexion peut atteindre jusqu'à 90 %.

Un conducteur d'aluminium, comparé avec un autre en cuivre, peut avoir la même résistance, la moitié de son poids, mais 1,3 fois plus grand. Donc l'utilisation de l'aluminium dans l'électrotechnique est très limitée à cause du diamètre des conducteurs.

L'aluminium a une conductivité thermique très élevée environ 66 % de celle du cuivre, celle des alliages d'aluminium, étant plus faible car les électrons dans l'aluminium ont une grande mobilité de mouvement (électrons libres), donc la structure de l'aluminium permet une grande

diffusion de l'énergie cinétique par chocs de particule et ainsi transmettre rapidement la chaleur. La diffusivité thermique de l'aluminium est du même ordre de grandeur que celle du cuivre. La diffusivité thermique a exprimé l'aptitude d'un métal à transmettre la chaleur plutôt qu'à l'absorber. Une diffusivité élevée signifie que la chaleur y transite rapidement, ce qui est le cas pour l'aluminium.(5)

b) Caractéristiques mécaniques

A cause de sa structure du type CFC, l'aluminium pur est très bien déformable à froid et à chaud, il est donc très ductile. Cette plasticité élevée à l'état recuit rend très aisé le corroyage, par contre, son usinage étant mal aisé. L'aluminium se prête bien à toutes les modalités de soudage sous gaz inerte tels que l'argon ou l'hélium (gaz de protection), sinon l'aluminium s'oxyde facilement et forme une pellicule de Al_2O_3 . Sa faible dureté et sa faible limite élastique sont défavorables pour son emploi en mécanique. Les propriétés mécaniques de l'aluminium dépendent :

- Des traitements mécaniques (forgeage, laminage, etc.).
- Des traitements thermiques (trempe, recuit, etc.).
- Des éléments d'addition (Fe, Cu, Mn, Zn, Mg, Si).

A titre d'exemple :

- Les propriétés mécaniques de l'aluminium (99,6 %) coulé sont :

$f R$ (résistance à la traction) = 70 à 100 N/mm².

$f R_{0,002}$ (limite élastique) = 30 à 40 N/mm².

$f A$ (allongement) = 15 à 25 %.

$f HB$ (dureté brinell) = 15 à 25 HB.

$f E$ (module d'élasticité) = 67500 N/mm².

- Les propriétés mécaniques de l'aluminium (haute pureté) recuit :

$f R$ = 50 N/mm².

$f R_{0,002}$ = 15 N/mm².

$f A$ = 50 %.

$f E = 71000 \text{ N/mm}^2$.

Une déformation plastique à froid de l'aluminium industriel augmente sa charge de rupture jusqu'à 150 N/mm^2 mais l'allongement baisse jusqu'à 6 %.

L'influence du fer et du silicium sur les propriétés mécaniques de l'aluminium à l'état de recristallisation (après un traitement thermique de 5 heures à 420°C) est montrée sur la figure 4.

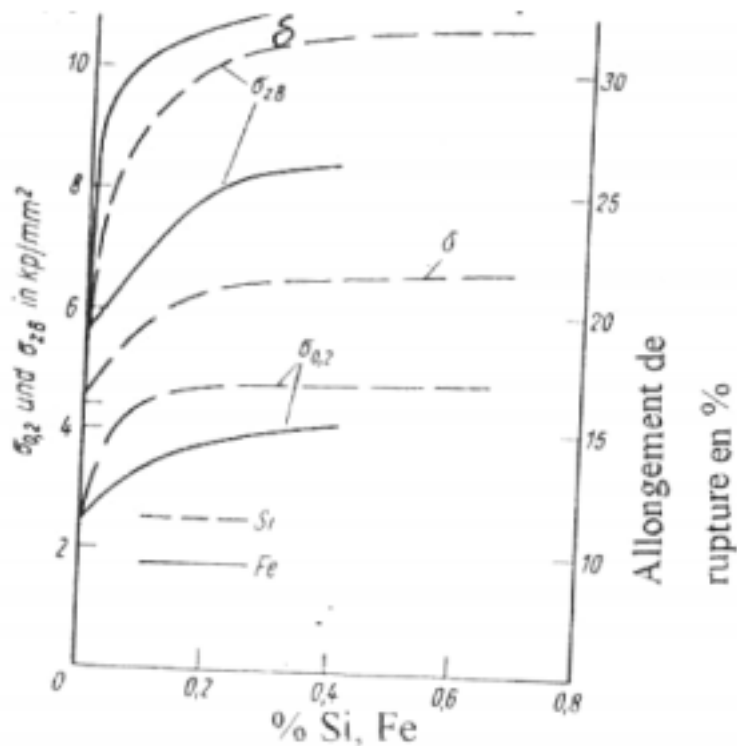


Figure 4 : L'influence du fer et du silicium sur les propriétés mécaniques de l'aluminium à l'état de recristallisation

Le silicium augmente la limite d'élasticité et la résistance de l'aluminium plus que le fer. Tandis que le fer améliore l'allongement, cela est expliqué par la précipitation des particules fines et hétérogènes de Al_3Fe dans l'alliage binaire Al-Fe, qui seront transformés en grain fins lors du recuit de recristallisation. Les grains fins donnent essentiellement une plasticité meilleure que celle des gros grains. Le fer stabilise la grosseur des gros grains de recristallisation et améliore les propriétés mécaniques et surtout la valeur de l'allongement et celle de rupture. Le cuivre aussi améliore la résistance, tandis que le zinc et le magnésium, avec de petites concentrations, ne montrent aucun effet.

A cause de la faible résistance à l'état recuit d'adoucissement, les produits en aluminium pur et très pur subissent un durcissement à froid répété. - Al 99,99 % : $\sigma_{0,2} = 15$ à 25 N/mm^2 et $\sigma_{ZB} = 40$ à 60 N/mm^2 . - Al 99,5 % : $\sigma_{0,2} = 35$ à 45 N/mm^2 et $\sigma_{ZB} = 70$ à 90 N/mm^2 .(5)(3)

c) Usinage, Décolletage :

L'aluminium et ses alliages s'usinent avec facilité à condition de prendre quelques précautions aux grandes vitesses de coupe et d'utiliser des outils adaptés. Les alliages d'aluminium s'usinent mieux que l'aluminium pur et ne provoquent pas d'étincelles lors de leur usinage. D'une manière générale, les alliages à hautes caractéristiques mécaniques c'est à dire ayant des capacités de déformation à froid faibles, s'usinent bien. (Fraisage, perçage, cisaillement...)(2)

d) Tenue à la corrosion :

Le phénomène de la tenue à la corrosion est expliqué par la formation d'une pellicule ($\approx 0,7 \mu\text{m}$) non soluble dans l'eau et protégeant le métal contre les milieux oxydants et une éventuelle attaque chimique. L'aluminium est très résistant contre l'influence atmosphérique et contre beaucoup de produits de l'industrie chimique et alimentaire. Le tableau ci-dessous donne une idée sur la tenue de la corrosion de l'aluminium et de ses alliages (sans couche de protection) pour les différents milieux.(6)(5)

Milieu	Al 99,5 %		Al Mg		Al Cu Mg	
Eau de mer	2	3	1	2	3	5
Viande	1		-		-	
glace	1		1		2	
Fréon	1		1		-	
Eau distillée	1	2	1	2	-	
Essence	1		1		1	3
Gasoil	1		1		1	
Plâtre	1	2	-		-	
Matériaux de construction	3	6	-		-	
Atmosphère et industrie	2	3	3	2	3	
Eau de fleuve	1	2	1		3	
Acétylène	1		-		2	3
Ammoniaque	1	2	1	2	-	
Alcool éthylique sans eau	5		-		-	
Alcool éthylique avec eau	1	2	-		-	
Ethane	1		1		-	
Produit alimentaire	1		-		-	
Légende						
1. Bon résistant		2. Résistant		3. Peu résistant		
4. Encore utilisable		5. Presque résistant		6. Non résistant		

Tableau 1 : idée sur la tenue de la corrosion de l'aluminium et de ses alliages

e) Propriétés magnétiques :

L'aluminium est paramagnétique. Il ne possède pas une aimantation spontanée à cause de sa valence impaire et du peu d'électrons célibataires sur les derniers niveaux d'énergies, mais, sous l'effet d'un champ magnétique extérieur, il acquiert une aimantation dirigée dans le même sens que ce champ d'excitation.

Cette aimantation disparaît lorsque le champ d'excitation est coupé et Sa susceptibilité magnétique décroît avec la température.(2)(5)

f) Propriétés optiques :

Le pouvoir réflecteur de l'aluminium poli est excellent et varie avec la longueur d'onde. Dans le spectre visible il est de l'ordre de 85% à 90%, ce que le classe en 2eme position après l'argent.

Cette propriété peut être améliorée par des traitements de surface comme le polissage et le brillantage, en effet, le pouvoir réflecteur dépend de l'état de la surface du métal. Une surface rugueuse perd beaucoup en pouvoir réflecteur.(2)

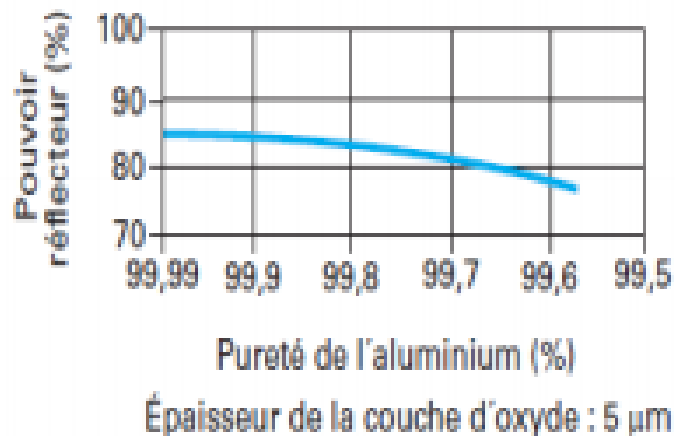


Figure 5 : Rapport entre la pureté de l'aluminium et son pouvoir réflecteur

7. LES ALLIAGES D'ALUMINIUM :

Les propriétés mécaniques de l'aluminium peuvent être modifiées avec l'addition d'autres métaux, notamment le cuivre, le magnésium, le manganèse, le silicium, le lithium et le zinc, formant ainsi des alliages. Ces éléments entrent en solution solide ou formant des précipités qui entraînent des compositions d'alliages industriels

Tous les éléments jouent, par leur nature et leur teneur, sur les caractéristiques de l'alliage. Il est possible d'augmenter les caractéristiques mécaniques, mais aussi de réduire

significativement la ductilité de l'aluminium ainsi que de tous ses alliages, par déformation à froid appelée écrouissage. L'écrouissage réduit également la conductivité électrique et la résistance à la corrosion des alliages, en revanche la charge de rupture et la dureté sont augmentées.

L'avantage des alliages d'aluminium est qu'ils permettent d'avoir une bonne résistance mécanique tout en conservant une faible masse volumique.

a) Addition de Mg :

Les alliages formés, possèdent une résistance mécanique moyenne. Ils sont utilisés dans le domaine de placage, lorsqu'avec l'aluminium, il s'avère difficile. Ils sont faciles à polir et conservent longtemps leur poli à cause de la haute résistance chimique.

b) Addition de (Mg + Mn) :

Ces deux éléments augmentent la résistance mécanique sans modifier la déformabilité. Ils se prêtent bien à l'emboutissage et au polissage.

c) Addition (le (Cu + Si) :

Ce sont des alliages de fonderie, présentant une bonne coulabilité et conviennent surtout pour les pièces compliquées.

d) Addition de (Co + Ti + Zn) :

Accroissent la résistance mécanique sans altérer la coulabilité, l'addition de Cu et de Zn facilite l'usinage.

e) Addition de (Mg + Zn + Cu) :

Ils sont aptes aux traitements mécaniques et présentent une résistance mécanique maximum. La présence de cuivre les rend durcissables à chaud.(5)

8. DESIGNATION DES ALLIAGES D'ALUMINIUM :

On distingue deux classes d'alliages d'aluminium :

a) Les alliages corroyés :

produit obtenus par des procédés de déformation plastique a chaud ou à froid tels que le filage, le laminage.

Désignation numérique :

La désignation comporte les éléments suivants :

- Le préfixe EN suivi d'un espace
- La lettre A qui représente l'aluminium
- La lettre W qui représente les produits corroyés
- Un tiret -
- Quarts chiffres représentant la composition chimique

-1^{er} chiffre : indique le groupe d'alliage selon le tableau ci-dessous :

Groupe	Aluminium ou alliage
1	Aluminium non allié
2	Aluminium - cuivre
3	Aluminium - manganèse
4	Aluminium - silicium
5	Aluminium - magnésium
6	Aluminium - magnésium - silicium
7	Aluminium - zinc
8	Autres alliages d'aluminium

Tableau 2 : Les groupes d'alliages corroyé

-2eme chiffre : pour le groupe 1 : les limites de certaines impuretés, pour les autres groupes, les modifications successives de l'alliage.

-3eme et 4eme chiffres : indiquent pour le groupe 1 le pourcentage d'aluminium au-delà de 99% et pour les autres groupes, l'identification de l'alliage.

Désignation symbolique :

Son rôle est de compléter la numérique. Pour l'aluminium non allié elle est constituée du symbole chimique du métal (Al) suivi d'un espace et du pourcentage de pureté

Exemple : EN AW-1199 [Al99,99]

Et pour l'aluminium allié la désignation est constituée du symbole Al suivie d'un espace et du symbole des éléments d'addition respectivement suivi de leur teneur par ordre décroissant.

Exemple : EN AW-6061 [Al Mg1SiCu]

b) Les alliages de moulage :

Destiner à la fonderie

Désignation numérique :

La désignation comporte les éléments suivants :

- Le préfixe EN suivi d'un espace
- La lettre A qui représente l'aluminium
- La lettre C qui représente les produits moulés
- Un tiret –
- Cinq chiffres représentant la composition chimique :
 - 2 premiers indiquent le groupe d'alliage
 - 3 derniers indiquent la composition chimique

Exemple : EN AC-21000 : alliage d'aluminium à 4% de cuivre avec des traces de manganèse et de titan.

Désignation symbolique :

La désignation comporte les éléments suivants :

- Le préfixe N suivi d'un espace
- La lettre A qui représente l'aluminium
- La lettre C qui représente les produits moulés
- Un tiret –
- Les symboles chimiques des éléments d'addition, successivement suivis de leur teneur dans l'ordre décroissant de celle-ci

Exemple : EN AC-AlCu4MgTi : alliage d'aluminium à 4% de cuivre avec des traces de manganèse et titan.(7)(1)

Alliage	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr
1050	0,25	0,40	0,05	0,05	0,05	
1080	0,15	0,15	0,03	0,02	0,02	
1100	Si+Fe : 0,95		0,05-0,020	0,05		
1200	Si+Fe : 1,00		0,05	0,05		
2011	0,40	0,7	5,0-6,0			
2014	0,50-1,2	0,7	3,9-5,0	0,4-1,2	0,2-0,8	0,1
2017	0,20-0,8	0,7	3,5-4,5	0,40-1,0	0,40-1,0	0,1
2024	0,50	0,50	3,8-4,9	0,30-0,9	1,2-1,8	0,1
2030	0,8	0,7	3,3-4,5	0,20-1,0	0,50-1,3	0,1
2618	0,15-0,25	0,9-1,4	1,8-2,7	0,25	1,2-1,8	
3003	0,6	0,7	0,05-0,20	1,0-1,5		
3004	0,30	0,7	0,25	1,0-1,5	0,8-1,3	
3005	0,6	0,7	0,30	1,0-1,5	0,20-0,6	0,1
3105	0,6	0,7	0,30	0,30-0,80	0,20-0,8	0,2
5005	0,30	0,7	0,20	0,20	0,50-1,1	0,1
5050	0,40	0,7	0,20	0,10	1,1-1,8	0,1
5052	0,25	0,40	0,10	0,10	2,2-2,8	0,15-0,35
5083	0,40	0,40	0,10	0,40-1,0	4,0-4,9	0,05-0,25
5086	0,40	0,50	0,10	0,20-0,7	3,5-4,5	0,05-0,25
5454	0,25	0,40	0,10	0,50-1,0	2,4-3,0	0,05-0,20
5754	0,40	0,40	0,10	0,50	2,6-3,6	0,30

6005	0,50-0,9	0,35	0,30	0,50	0,40-0,7	0,30
6060	0,30-0,6	0,10-0,30	0,10	0,10	0,35-0,6	0,05
6061	0,40-0,8	0,7	0,15-0,40	0,15	0,8-1,2	0,04-0,35
6082	0,7-1,3	0,50	0,10	0,40-1,0	0,6-1,2	0,25
6106	0,30-0,6	0,35	0,25	0,05-0,20	0,4-0,8	0,20

Alliage	Ni	Zn	Ti	Autres additions	Autres	
					Chaque ≤	Total ≤
1050		0,07	0,05	Al ≥ 99,50	0,03	
1080		0,03	0,05	Al ≥ 99,80	0,02	
1100		0,10		Al ≥ 99,00	0,05	0,15
1200		0,10		Al ≥ 99,00	0,05	0,15
2011		0,30		Bi : 0,2-0,6 Pb : 0,20-0,6	0,05	0,15
2014		0,25	0,15		0,05	0,15
2017		0,25		Zr+Ti : 0,25	0,05	0,15
2024		0,25	0,15		0,05	0,15
2030		0,50	0,20	Pb : 0,8-1,5 Bi : 0,20	0,10	0,30
2618	0,8-1,4	0,15	0,20	Zr+Ti : 0,25	0,05	0,15
3003		0,1			0,05	0,15
3004		0,25			0,05	0,15
3005		0,25	0,10		0,05	0,15
3105		0,40	0,10		0,05	0,15
5005		0,25			0,05	0,15
5050		0,25			0,05	0,15
5052		0,10			0,05	0,15
5083		0,25	0,15		0,05	0,15
5086		0,25	0,15		0,05	0,15
5454		0,25	0,20		0,05	0,15
5754		0,20	0,15	Mn+Cr : 0,1-0,6	0,05	0,15

6005		0.20	0.10	Mn+Cr :0.1-0.6	0.05	0.15
6060		0.15	0.10		0.05	0.15
6061		0.25	0.15		0.05	0.15
6082		0.20	0.10		0.05	0.15
6106		0.10			0.05	0.15
7020		4.0-5.0		Zr :0.08-0.20 Zr+Ti :0.08-0.25	0.05	0.15
7049		7.2-8.4		Zr+Ti :0.25	0.05	0.15
7075		5.1-6.1	0.20		0.05	0.15

Tableau 3 : Composition des alliages d'aluminium corroyé

9. UTILISATION :

L'aluminium est un excellent matériau d'emballage, en raison de son innocuité, de son imperméabilité et de son opacité aux rayons ultraviolets. Il est surtout utilisé dans la fabrication de profilés laminés : cornières, profils en U, en double T, tubes de sections ronde ou rectangulaire.. Une grande quantité d'alliages d'aluminium est dépensée à la fabrication de rivets et de boulons. Dans le bâtiment, l'aluminium présente de nombreux atouts en termes de développement durable : - sa légèreté permet d'alléger les structures, - la rigidité et sa facilité de mise en forme permettent des réalisations techniques performantes pour longtemps : profilés à coupure thermique, fenêtres ou menuiseries durablement étanches, garantissant une parfaite isolation thermique et acoustique, intégration aux façades de châssis de panneaux solaires pour la production d'électricité renouvelable, etc. , - sa résistance à la corrosion réduit les travaux de maintenance et étend la durée de vie des constructions, - ininflammable, non toxique au contact, non émetteur de poussière ni de vapeur, l'aluminium dans le bâtiment est un matériau sain et sûr. L'aluminium est 100% recyclable. Dans les secteurs du bâtiment et du transport, le taux d'aluminium récupéré et recyclé atteint 95%. Du point de vue du développement durable, le recyclage de l'aluminium représente donc des avantages décisifs : - il permet une importante économie de ressource, - il n'utilise que 5% de l'énergie nécessaire à la production primaire, - il émet 95% de gaz à effet de serre en moins.(8)

II. METHODES DE DEFORMATION PLASTIQUE SEVERE ET FORMATION DE NANOSTRUCTURE :

La demande de fabrication de matériaux nanostructurés ayant un rapport poids/performance élevé, comme les alliages à base de Mg, Al- et Ti, a augmenté dans l'industrie. Actuellement, l'une des façons les plus populaires et économiques de produire des matériaux nanostructurés en vrac est l'approche par déformation plastique sévère (SDP) [13] ; Ces procédés sont réalisés aux températures relativement basses et sous une pression hydrostatique élevée afin d'éviter tous les processus de restauration comme la recristallisation; néanmoins, dans beaucoup de cas elle ne peut pas être complètement évitée [14]. Un certain nombre d'exigences doivent aussi être pris en compte lors de la fabrication de nanomatériaux à partir de la méthode de déformation plastique sévère qui sont :

Premièrement, il est important d'obtenir des structures à grains ultra fins avec des limites de grains à grand angle dominantes, car ce n'est que dans ce cas qu'un changement qualitatif des propriétés des matériaux peut se produire. Deuxièmement, la formation de nanostructures uniformes dans l'ensemble du volume d'un échantillon est nécessaire pour fournir des propriétés stables des matériaux transformés. Troisièmement, bien que les échantillons soient exposés à de grandes déformations plastiques, ils ne devraient pas avoir de dommages mécaniques ni de fissures [15]. Ces techniques de déformations plastiques sévères sont par exemple l'ECAP, la torsion à haute pression (HPT) et le forgeage multiple [16].

1. RENFORCEMENT DE LA FRONTIERE DE GRAIN (HALL-PETCH) :

En science des matériaux, la relation mathématique qui permet de relier la limite d'élasticité à la taille des grains est appelée équation de Hall-Petch. D'après cette relation, la taille des grains "d" constituant d'un matériau affecte sa résistance mécanique.[21]

$$\sigma_e = \sigma_0 + k d^{-1/2}$$

k est le coefficient de renforcement (une constante unique à chaque matériau), le σ_0 est une constante pour chaque matériau qui désigne l'effort nécessaire pour le mouvement des dislocations, d est le diamètre de grain moyen, et le σ_e est la limite d'élasticité [17].

En théorie, un matériau peut être infiniment fort si les grains sont faits infiniment petit. Ceci est impossible cependant, parce que la limite inférieure de la taille des grains est une seule cellule de l'unité de la matière. Même alors, si les grains d'un matériau sont la taille d'une seule cellule

de l'unité, le matériau est en fait amorphe, non cristallin, car il n'y a pas d'ordre à longue distance, et dislocations ne peut pas être définie dans un matériau amorphe. Il a été observé expérimentalement que la microstructure de la limite d'élasticité plus élevée est une taille de grain d'environ 10 nm [22]

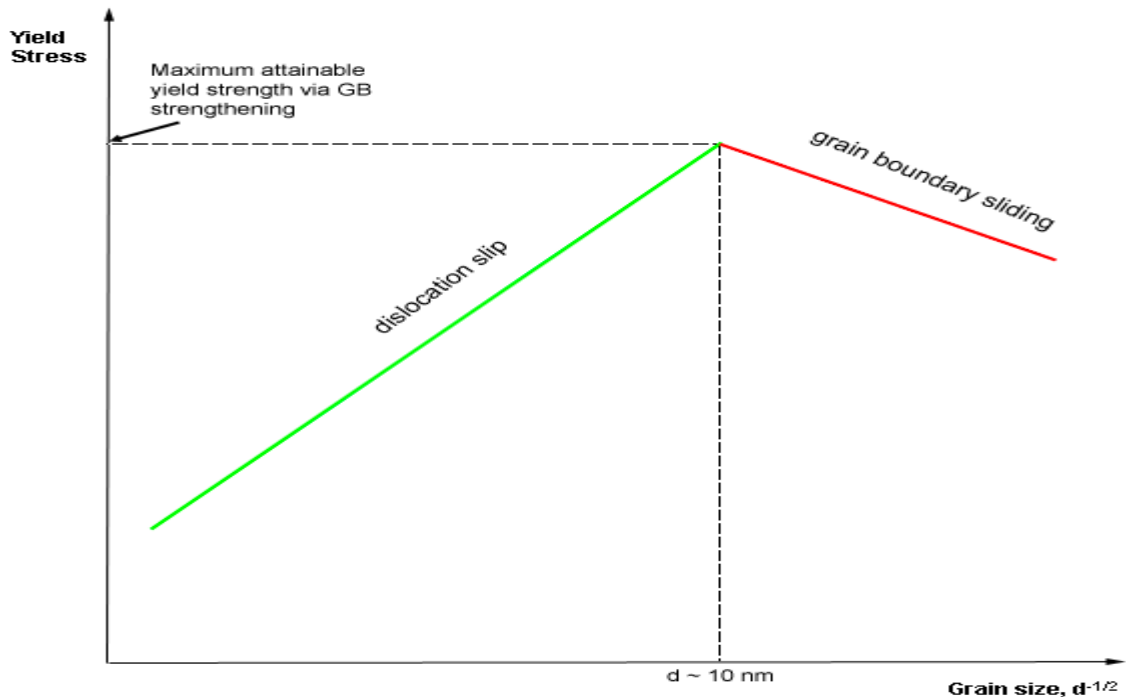


FIGURE 6 : Variation de la relation d'Hall-Petch comme une fonction de la taille de grains

2. TORSION A HAUTE PRESSION :

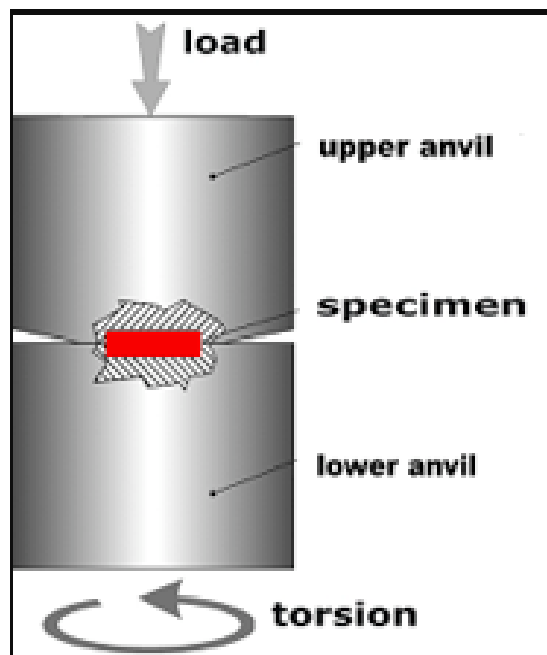


Figure 7 : schéma de la torsion à haute pression

La torsion à haute pression (HPT) peut être retracée aux expériences qui ont gagné Percy Bridgman le prix Nobel de physique 1946, bien que son utilisation dans le traitement des métaux est considérablement plus récente.[23]

Des échantillons relativement petits sont soumis à des déformations torsionales sévères et à haute pression à l'aide de presse multiaxial large. Des différentes pressions sont utilisées, et les déformations en torsion peuvent être très grandes (selon l'angle total de torsion), étant donné qu'on prend en considération des échantillons minces, les déformations générées par la compression sont relativement petite, pour chaque augmentation de l'angle de torsion Θ [18] ,

La formule suivante est utilisée pour le calcul de la déformation dans une torsion à une distance R de l'axe du disque [15]

$$\gamma = 2\pi RN/l$$

ou R est la distance de l'axe du disque et N est le nombre de rotation et l c'est l'épaisseur de l'échantillon

Cette technique présente l'inconvénient d'utiliser des échantillons sous forme de disque de diamètre relativement petit et n'est pas utilisable pour la production de grands échantillons en vrac, un autre inconvénient est que les microstructures obtenues dépendent de l'emplacement de l'échantillon dans le disque et de la pression appliquée [19]

3. ACCUMULATIVE ROLL-BONDING (ARB) :

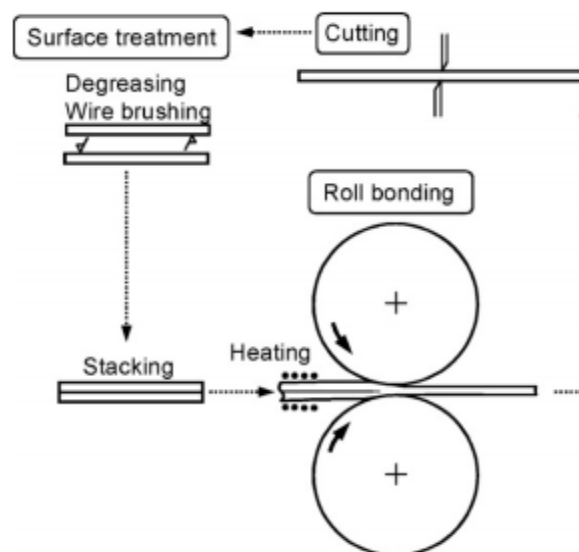


Figure 8 : diagramme représentatif du processus (ARB)

Le processus d'ARB a été développé la première fois par Saito et al en 1998, il est le procédé le plus important pour la production continue des feuilles en bloc; Dans ARB, le matériau roulé est coupé, empilé pour être égal à l'épaisseur initiale et roulé encore. Théoriquement, la déformation réalisée est illimitée dans ce procédé parce qu'on peut répéter ce processus sans fin [14]. L'empilage des feuilles et le collage classique des rouleaux sont répétés dans le processus. D'abord, une bande est bien placée sur une autre bande. La surface des deux bandes sont traitées à l'avance pour améliorer la résistance au collage. Les deux couches sont unies par le laminage, Ensuite, la longueur du matériau laminé est divisée par deux, les bandes sectionnées sont à nouveau traitées en surface, empilées et roulées [19]

La déformation après n cycle de ARB est exprimé par :

$$\xi = (\sqrt{3}/2)\ln(r) , r = 1 - (t/t_0) = 1 - 1/2^n$$

Où t est l'épaisseur des feuilles empilées et t c'est leurs épaisseurs après laminage. r est la réduction de l'épaisseur par cycle

No. of cycles	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	n
No. of layers	2	4	8	16	32	64	128	256	512	1024	2 ⁿ
No of bonded boundaries	1	3	7	15	31	63	127	255	511	1023	2 ⁿ -1
Layer interval (µm)	500	250	125	62.5	31.2	15.6	7.8	3.9	1.9	0.96	1000/2 ⁿ
Total reduction (%)	50	75	87.5	93.8	96.9	98.4	99.2	99.6	99.8	99.9	(1 - 1/2 ⁿ) × 100
Equivalent strain	0.8	1.6	2.4	3.2	4.0	4.8	5.6	6.4	7.2	8.0	$\left(\frac{2}{\sqrt{3}} \ln 2\right) n = 0.8 n$

Tableau 4 : changements géométriques de deux plaques de 1 mm d'épaisseur au cours du processus ARB où le laminage est lié par une réduction de 50 % par cycle [24]

4. FORGEAGE MULTIPLE :

Le forgeage multiple a été développé par Salishchev et al. Ce processus est généralement lié à la recristallisation dynamique. Le principe du forgeage multiple est une répétition multiple d'opération de forge libre : définition-dessin avec changement de l'axe de la charge appliquée de 90° pour chaque étape. L'homogénéité de la déformation fournie par le forgeage multiple est plus faible que dans les autres procédés [20]. la température de déformation a été déterminé après plusieurs essais, ces résultat montre que la température la plus basse qui peut être applique lors des étapes du processus est 250°C ; Le rapport diamètre hauteur est un autre paramètre qui

doit être pris en considération, les résultats expérimentaux montrent que le rapport le plus approprié est $0,54(D/H)$ [25].

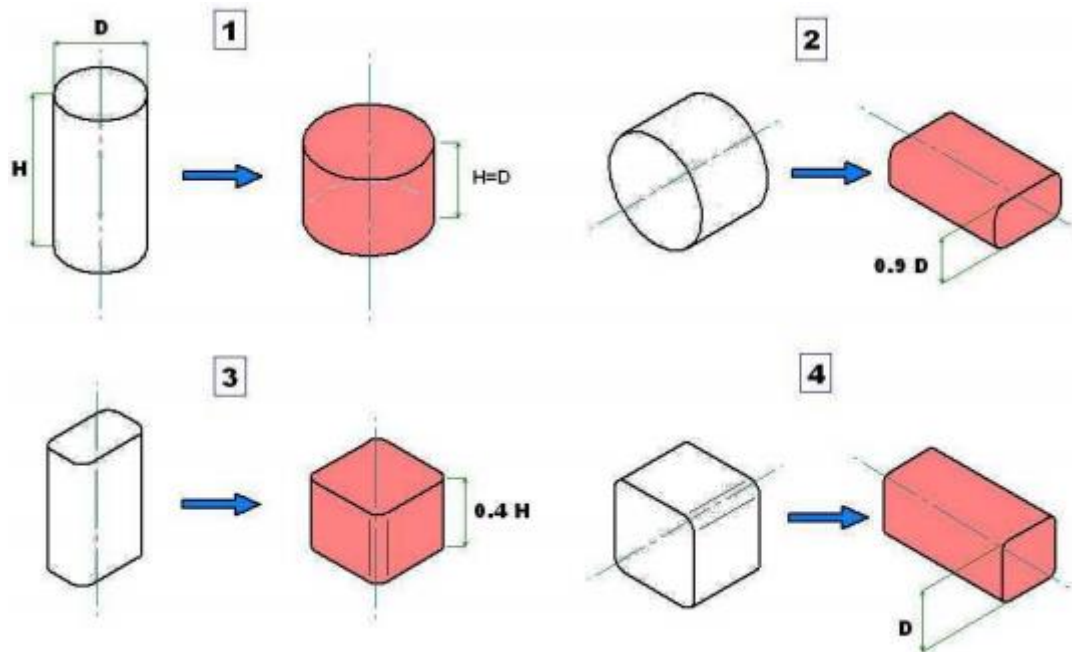


Figure 9 : étapes du forgeage multiples pour un échantillon de rapport $0,54(D/H)$

5. ONDULATION ET REDRESSEMENT CONTINU (RCS) :

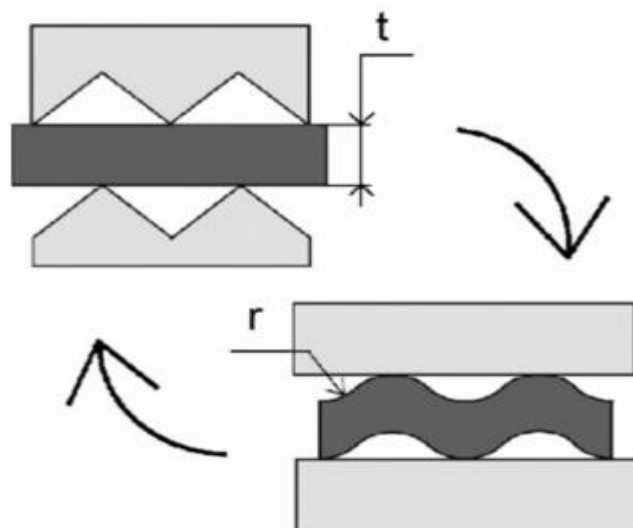


Figure 10 : principe de l'ondulation et redressement continu

Ce processus est développé par Huang et al. Le RCS est un procédé répétitif à deux temps. La pièce est d'abord déformée en ondulé, puis redressée entre deux plateaux plats en utilisant un cycle de traitement qui peut être répété plusieurs fois. Dans RCS, la pièce est soumise à la flexion et au cisaillement en même temps ce qui favorise le raffinement du grain. L'avantage

du RCS est qu'il peut être facilement adapté aux installations de laminage industrielles actuelles parce qu'il n'est pas difficile d'usiner une série de dents ondulées dans les rouleaux d'un laminoir conventionnel, permettant ainsi le processus RCS ce qui le rend un procédé intéressant économiquement [19]. La déformation équivalente pour une opération est donnée par la relation :

$$\xi = 4\ln\left(\frac{(r+t)}{(r+0,5t)}\right)/\sqrt{3}$$

Où t est l'épaisseur de l'échantillon et r est la courbure de la zone courbée [20].

6. LINEAR FLOW SPLITTING (LFS) :

Le fractionnement linéaire développé par groche et al, est une autre possibilité d'obtenir du métal à grain ultra fin. Le principe de ce processus est : Une tôle est comprimé entre le rouleau de division est le rouleau de support. Dans cet état de contrainte, deux brides sont formées dans l'espace entre les rouleaux de fractionnement et les rouleaux de support. Le flux de matière est principalement associé à un élargissement de surface du bord de bande. Un grand nombre de déformation plastique se produisent. En conséquence, les surfaces extérieures des brides sont constituées de grain ultra fin. Les propriétés du métal dans cette état peuvent être utilisées pour augmenter la capacité de charge.[19]

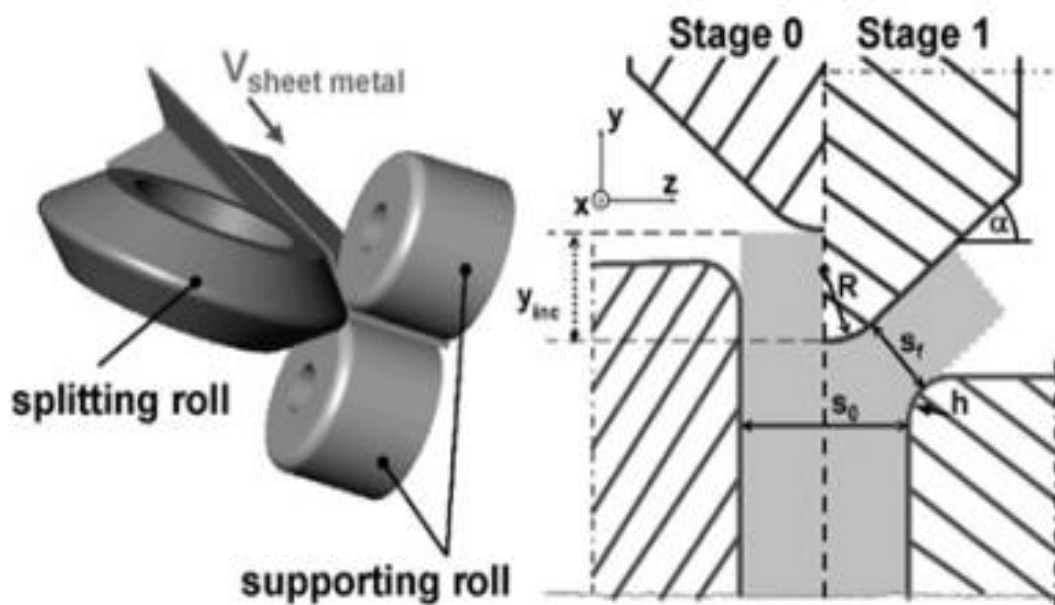


Figure 11 : principe du LFS

7. TREFILAGE :

Le tréfilage est un procédé de SPD employé pour réduire ou changer le diamètre d'un fil ou une tige en le tirant par un simple ou des séries de dessin de matrice (s). Il y a beaucoup de demandes de tréfilage notamment pour le câblage électrique, les câbles, les composants structuraux de chargement de tension, les trombones de ressort ... etc.

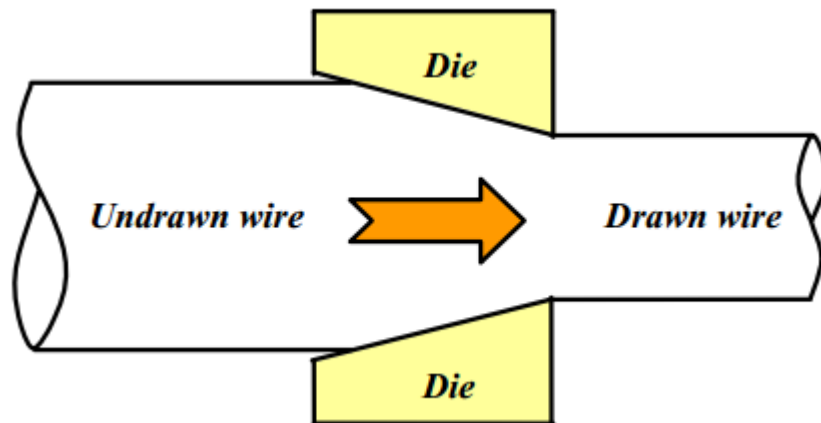


Figure 12 : le principe du Tréfilage

Pour diminuer le frottement entre le fil et la paroi interne de la matrice, la surface du fil est lubrifiée généralement par la poudre de graphite. Pendant le tirage du fil par la matrice, il n'y a pas de changement de volume, par contre le changement du diamètre est inversement proportionnel au changement de la longueur, c.-à-d. quand le diamètre diminue, la longueur augmente. Les réductions du diamètre du fil peuvent s'étendre jusqu'à 45 % par passage; de plus petits fils étant réduits à 15-25 %, et plus grandes tailles à 20-45 %. La déformation imposée dans ce procédé dépend du diamètre d'entrée et de sortie du fil, et de la matrice. Le procès est habituellement exécuté à la température ambiante, mais il peut être exécuté aux températures élevées pour de grands fils ou tiges ou sections creuses afin de réduire les forces imposées. Des fils et des tiges peuvent également être créés dans différentes formes en employant des matrices différemment formées. C'est un procédé très difficile cependant, et demande beaucoup d'expérience pour exécuter correctement [14].

8. EXTRUSION ET COMPRESSION CYCLIQUE :

Le « pressage au sablier » par extrusion et compression cycliques est un processus qui semble être plus adaptable pour les applications industrielles. En plus , il est très adaptable pour le raffinement des grain de matériaux très dure a déformé telle que les alliages de magnésium [26]. Ce processus est effectué en poussant un échantillon d'une chambre cylindrique de diamètre D

à une autre avec des dimensions égales à travers une filière de diamètre d , et avec un rapport de diamètre typiquement $d/D = 0,9$. Ainsi, le traitement induit l'extrusion et les chambres fournissent la compression de sorte que, pendant un cycle, le matériau est poussé pour éprouver d'abord la compression, puis l'extrusion, et finalement la compression à nouveau. Dans le second cycle, la direction d'extrusion est inversée, ce qui conduit à la même séquence de modes de déformation. Le processus peut être répété N fois en poussant l'échantillon d'avant en arrière pour donner une souche vraie accumulée de $\epsilon = 4n \ln(D/d)$. La contrainte imposée au matériau dans un cycle est $\epsilon = 0,4$. Bien que les déformations atteintes avec cette méthode soient beaucoup plus élevées que celles de toute technique SPD unidirectionnelle, la microstructure et/ou les propriétés mécaniques sont similaires en raison de l'annihilation supplémentaire des dislocations due au caractère cyclique de la déformation.[19]

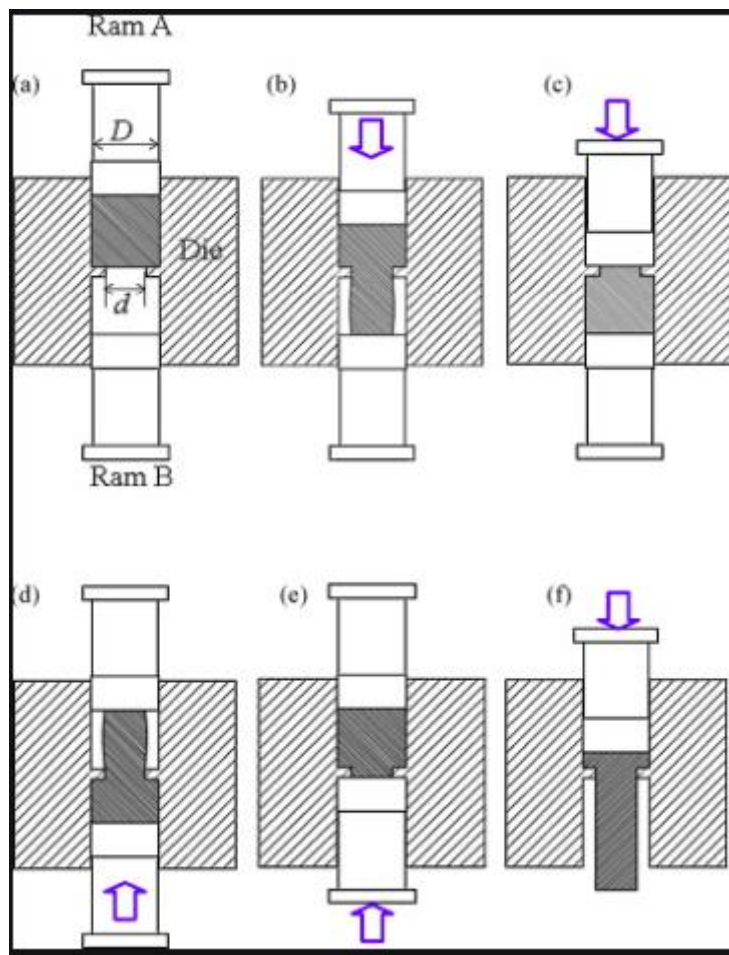


Figure 13 : schéma illustrant l'extrusion et la compression cyclique

10. TORSION EXTRUSION (TE) :

Le principe du processus d'extrusion par torsion est développé par Mizunuma et al [20]. Ce processus est caractérisé par la rotation d'une filière ou d'un conteneur au cours d'un processus d'extrusion pour introduire une très grande déformation dans le métal. Comme la haute pression hydrostatique impliquée dans l'extrusion augmente la ductilité des métaux, une très grande déformation de torsion peut être introduite dans la pièce à usiner. La valeur moyenne de la déformation représentative sur une section transversale d'une colonne peut être calculée comme suit : $\xi = (4 \pi RN) / 3 \sqrt{3} H$

où R est le rayon de la colonne, H la hauteur de la colonne et N le nombre de rotation.[20]

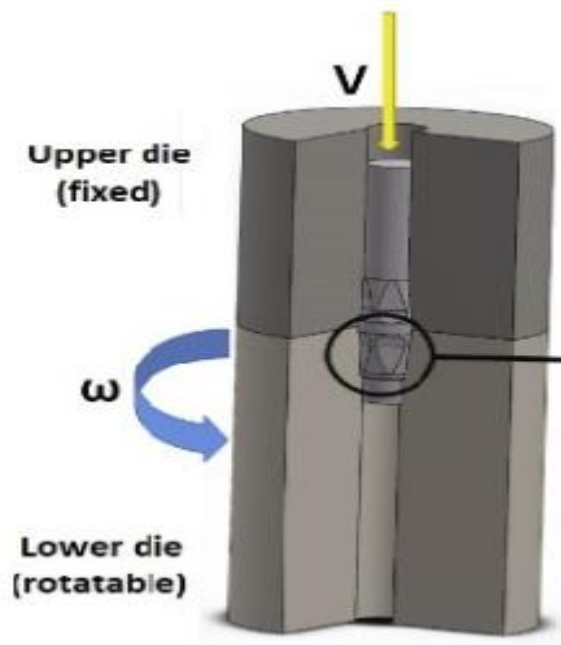


Figure 14 : Principe du processus de Torsion Extrusion

11. PROPRIETES DES MATERIAUX TRAITES PAR SPD :

Les métaux traités par SPD ont généralement des structures à grain ultrafin qui ne peuvent pas être obtenues par traitement thermomécanique classique. Un certain nombre d'études ont été menées sur la résistance et la ductilité de divers types de matériaux métalliques traités par divers procédés SPD. Les matériaux traités par SPD ont généralement une résistance très élevée par rapport aux métaux conventionnels ayant une taille de grain grossier de plusieurs dizaines de micromètres. La figure suivante illustre une tendance générale du changement de la résistance et de la ductilité pendant le SPD. La résistance des matériaux augmente continuellement avec l'augmentation de la contrainte appliquée, puis se sature progressivement. D'un autre côté, la

ductilité diminue considérablement avec une contrainte relativement faible, puis garde une valeur presque constante ou diminue légèrement à mesure que la contrainte augmente.

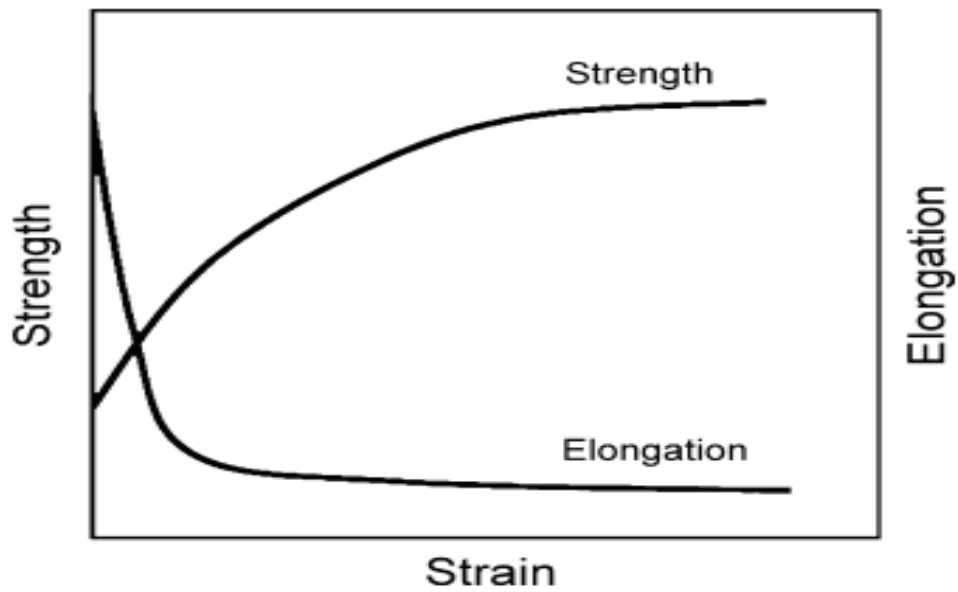


Figure 15 : Illustration montrant la tendance générale du changement de résistance et de ductilité pendant la SPD.

III. PROCÉDE DE L'ECAP.

Comme on a vu précédemment, les procédés de déformations plastiques sévères sont des techniques prometteuses pour le raffinement de la microstructure des matériaux. La plus connue et la plus répandue est celle de L'Equal Channel Angular Extrusion (ECAE) ou ECAP. Inventée par le russe Segal au milieu des années 70 [27]. Mais malgré le grand nombre de publications portant sur l'ECAP et le gain correspondant de connaissances scientifiques dans le domaine de la déformation plastique sévère au cours des deux dernières décennies, les applications pratiques des matériaux UFG produits par l'ECAP sont encore rares[29] ;

1. PRINCIPE DE L'ECAP :

l'ecap nous permet d'introduire une déformation plastique sévère aux matériaux plusieurs fois sans engendré un changement de dimension des billets [15]. La matrice utilisée pour l'ECAP, illustrée dans la figure 7, se compose de deux canaux de section transversale égale qui se croisent selon un angle de « Φ » et avec un angle d'angle extérieur de « Ψ » définit l'arc circulaire de raccordement des deux canaux. Un échantillon (ou) billette bien lubrifié est inséré dans le canal d'entrée et extrudé dans le canal de sortie par un poinçon [28]. Lors du pressages répétitifs, la déformation en cisaillement s'accumule dans la billette, ce qui aboutit finalement à une structure à grain ultrafin.

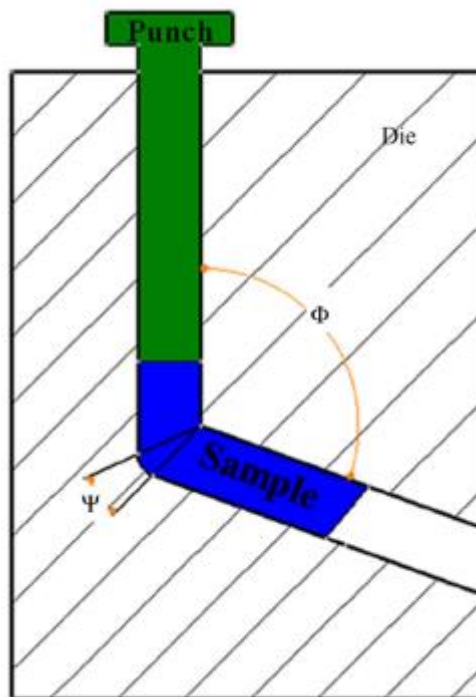


Figure 16 : schéma du processus ecap

2. PARAMETRES FUNDAMENTALE DANS L'ECAP :

LES CONTRAINTES IMPOSEES DANS L'ECAP :

Une déformation sévère est imposée à un échantillon à chaque passage à travers une matrice ECAP. L'ampleur de cette déformation peut être estimée à l'aide d'une approche analytique basée sur les différentes configurations illustrées schématiquement dans la représentation bidimensionnelle montrée dans la figure 17. La déformation est estimée en supposant un spécimen entièrement lubrifié de sorte que les effets de frottement peuvent être négligés.

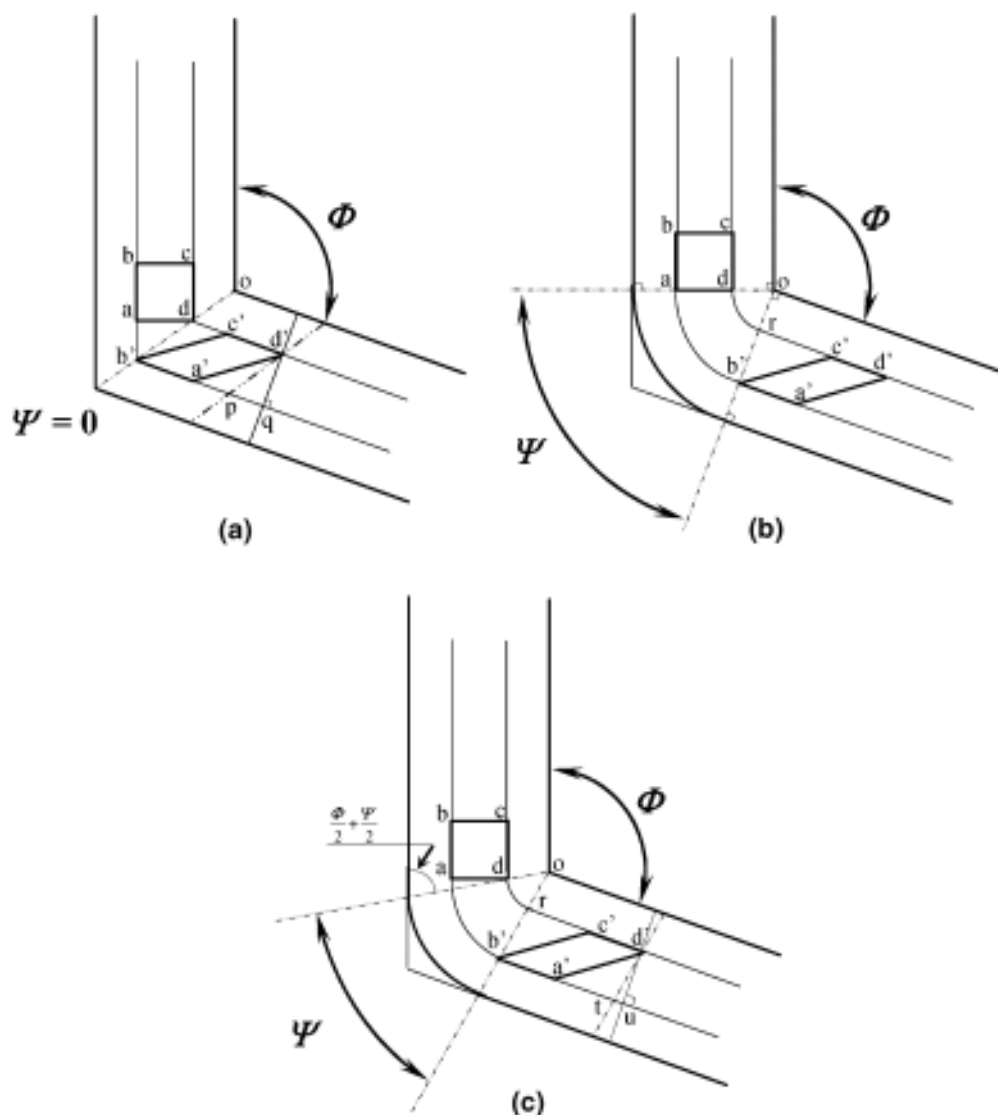


Figure 17 : Principe de l'ECAP où Φ est l'angle d'intersection des deux canaux et Ψ est l'angle sous-tendu par l'arc de courbure au point d'intersection : (a) $\Psi = 0$, (b) $\Psi = \pi - \Phi$, (c) une valeur arbitraire de Ψ située entre $\Psi = 0$ et $\Psi = \pi - \Phi$

Dans la figure 7(a) où $\Psi = 0$, un petit élément de l'échantillon, initialement carré en coupe transversale avec des dimensions données par $abcd$, se déforme par cisaillement lors du passage à travers la matrice dans la configuration donnée par $a'b'c'd'$. En utilisant la notation de la Fig. 17(a), il s'ensuit que la contrainte de cisaillement, y , est donnée par $a'q/qd'$, où $qd' = ad$ et $ab' = dc' = a'p = pq = \text{adcot}(\Phi/2)$ de sorte que $a'q = 2\text{adcot}(\Phi/2)$. Par conséquent, pour la condition où $\Psi = 0$,

$$y = 2 \cot (\Phi / 2) \quad (1)$$

Dans la figure 7(b) où $\Psi = \pi - \Phi$, la contrainte de cisaillement est donnée par $y = rc'/rb'$, où $rb' = da = (oa - od)$ et $ab' = dc' = oa\Psi = (rc' + od\Psi)$ de sorte que $rc' = (oa - od)\Psi$. Par conséquent, pour cette condition,

$$y = \Psi \quad (2)$$

Enfin, dans la figure 7(c) où Ψ représente une situation intermédiaire, la déformation au cisaillement est $y = a'u/d'u$ où $d'u = ad$ et $a'u$ peut être obtenue à partir des relations $a'u = (a't + tu) = (rc' + as)$, $as = \text{adcot}(\Phi/2 + \Psi/2)$, $ab' = dc' = (as + os\Psi) = rc' + od\Psi$ et $(os - od) = \text{ad cosec}(\Phi/2 + \Psi/2)$, de sorte qu' $a'u = 2\text{adcot}(\Phi/2 + \Psi/2) + \text{ad}\Psi \text{cosec}(\Phi/2 + \Psi/2)$. Par conséquent, la contrainte de cisaillement pour cette condition intermédiaire est donnée par

$$\gamma = 2 \cot \left[\frac{\phi}{2} + \frac{\varphi}{2} \right] + \varphi \text{ cosec} \left[\frac{\phi}{2} + \frac{\varphi}{2} \right] \quad (3)$$

On constate que l'équation(3) est réduite à l'équation(1) quand $\Psi=0$ et à l'équation (2) quand $\Psi=\pi-\Phi$ [1]

La déformation équivalente, ϵ_{eq} , est représenté par

$$\epsilon_{eq} = \left[\frac{2 \left(\epsilon_x^2 + \epsilon_y^2 + \epsilon_z^2 + \frac{\gamma_{xy}^2 + \gamma_{yz}^2 + \gamma_{zx}^2}{2} \right)}{3} \right]^{1/2} \quad (4)$$

Donc la déformation après 1 cycle est

$$\varepsilon = \left[\frac{2 \cot \left[\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2} \right] + \varphi \operatorname{cosec} \left[\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2} \right]}{\sqrt{3}} \right] \quad (5)$$

Comme la déformation est accumuler après chaque passage , la déformation devient après N cycles ε_N est donné :

$$\varepsilon_N = N \left[\frac{2 \cot \left[\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2} \right] + \varphi \operatorname{cosec} \left[\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2} \right]}{\sqrt{3}} \right] \quad (6)$$

Ainsi, la déformation peut être estimée à partir de l'équation (6) pour toutes les conditions de pressage, à condition que les angles Φ et Ψ soient connus.

Pour fournir une meilleure compréhension des angles Φ et Ψ , on a représenté l'équation 6 graphiquement, [17]

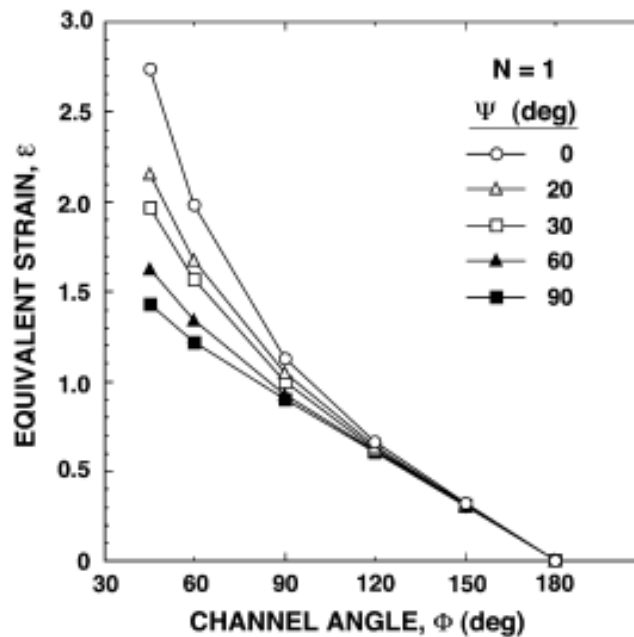


Figure 18 : Variation de la déformation équivalente, ε , avec l'angle du canal, Φ , sur une plage angulaire de Φ de 45 à 180° pour les valeurs de l'angle de l'arc de courbure, Ψ , de 0 à 90 : les déformations sont indiquées pour un seul passage où $N = 1$

3.LES DIFFERENTES ROUTES DANS L'ECAP :

Le changement d'orientation entre chaque passe successive s'avère être un paramètre primordial du procédé. Les différents systèmes de glissement associés à ces différentes voies de traitement sont représentés schématiquement dans la figure 19

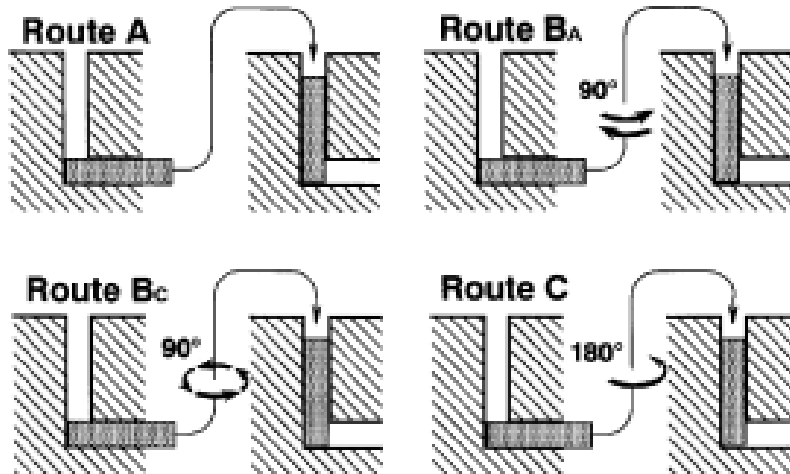


Figure 19 : les quatre routes fondamentales dans l'ecap [17]

Le tableau 6 nous donne les différentes nominations qu'on peut trouver dans la littérature

Rotation autour de de l'axe de révolution	Convention Langdon (Oh-Ishi <i>et al.</i> [1998])	Convention Segal (Segal [1999])	Convention Dupuy (Dupuy [2000])
0°	A	A	A
+90°/-90°/+90° ...	Ba	B	B+B-
+ 90°	Bc	D	B+
+ 180°	C	C	C

Tableau 5 : différents nomination des routes de l'ecap

On a trois voies de traitement distinctes : la voie A dans laquelle l'échantillon n'est pas tourné entre des passages répétitifs, la voie B dans laquelle l'échantillon est tourné de 90° entre chaque passage et la voie C dans laquelle l'échantillon est tourné de 180° entre chaque passage. Une autre possibilité peut être introduite lorsqu'il est noté que la voie B peut être entreprise soit en faisant tourner l'échantillon de 90 dans des directions alternées entre chaque pression individuelle, appelé route BA, ou par rotation de l'échantillon de 90 dans la même direction entre chaque pression individuelle, appelée route BC.

4.LES CHEMINS DE DEFORMATIONS POUR CHAQUE ROUTE :

Les chemins d'après lesquels la déformation par cisaillement est imposée ainsi que le sens du cisaillement sont présentés schématiquement dans la figure 20. Ainsi, les plans notés avec des numéros de 1 à 4 correspondent aux quatre premières passes en ECAE tandis que les plans X, Y et Z correspondent aux trois plans orthogonaux de l'échantillon.[30]

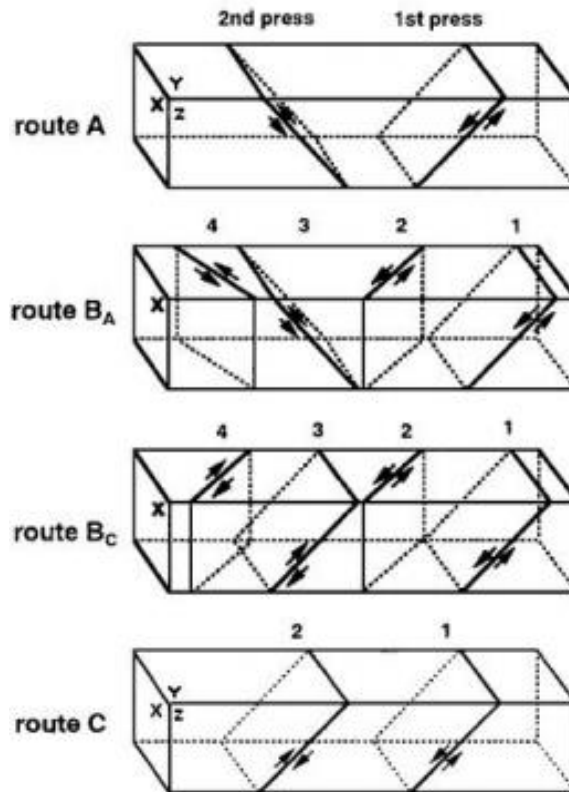


Figure 20 : Les chemins d'après lesquels la déformation est imposée dans les quatre routes fondamentales du procédé ECAP

L'effet de ces chemins est montré dans la figure 21 où on représente schématiquement la distorsion d'un élément cubique vue dans les trois plans X, Y et Z jusqu'à huit passes. Ces chemins de déformation et le choix des routes joueront un rôle très important dans le processus d'affinement de la microstructure [31]. Pour mettre ces illustrations en perspective, il est pratique de considérer les plans de cisaillement qui sont activés dans le matériau dans chacun de ces quatre routes, Le traitement par la voie A conduit donc au cisaillement sur deux plans qui se croisent à 90° , le traitement par la voie C conduit à des cisaillements répétitifs sur le même plan, et le traitement par les voies B_A et B_C conduit au cisaillement sur un ensemble de plans qui se croisent à 120° [32].

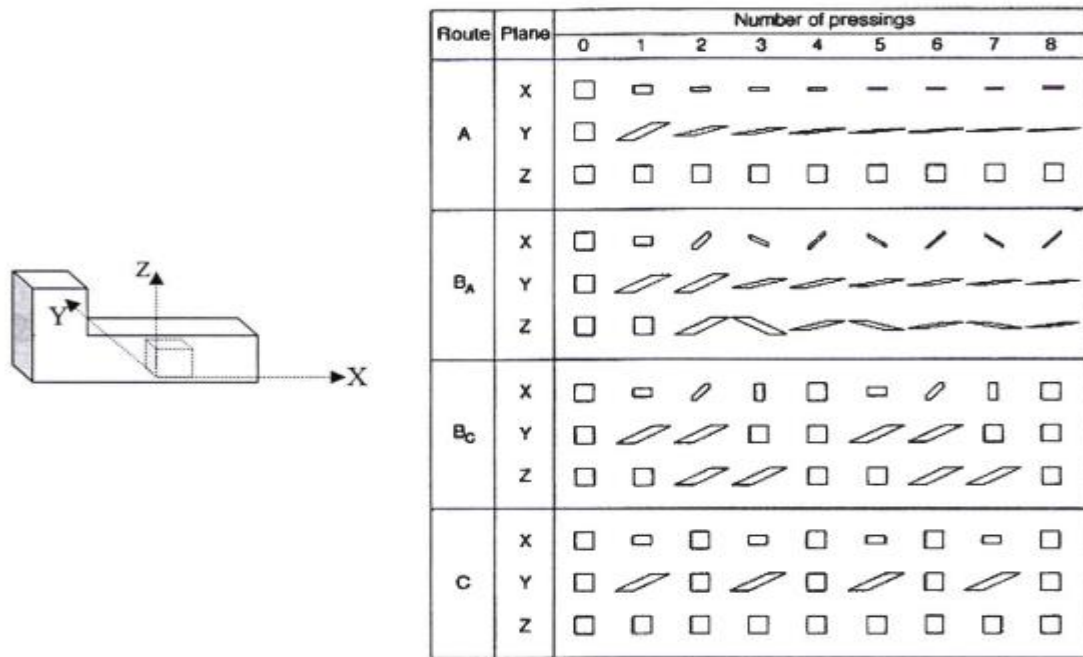


Figure 21 : Les distorsions d'un élément cubique vues dans les trois plans orthogonaux jusqu'à huit passes dans les quatre routes fondamentales du procédé ECAP [Furukawa98].

5. PARAMETRES EXPERIMENTAUX DU PROCEDE ECAP :

a) INFLUENCE DE L'ANGLE Φ :

L'angle du canal, Φ , est le facteur expérimental le plus significatif puisqu'il dicte la contrainte totale imposée à chaque passage et donc il a une influence directe sur la nature de la microstructure [17]. Si l'angle Φ est pris proche de 120° , il permet d'effectuer des passes dans de bonnes conditions et de soumettre le matériau à de fortes déformations équivalentes en multipliant les passages. Cependant, uniquement un angle proche de 90° permet d'atteindre les déformations plastiques les plus importantes et les tailles de grains les plus réduites [31] ; Pour certains matériaux très durs ou avec des matériaux ayant une faible ductilité, cela peut être une considération importante. Par exemple, des expériences ont montré qu'il n'était pas possible de presser du tungstène de pureté commerciale à travers une matrice avec un angle de 90° canaux à une température de 1273 K en raison de la fissuration dans les billettes, mais d'excellents résultats ont été obtenus à la même température de pression lorsque l'angle du canal a été porté à 110° . Des études ont montré qu'on peut aussi utiliser des angles inférieures à 90° mais qui nécessitent des pressions plus importantes pour éviter le craquage sauf qu'on obtient une diminution très légère de la taille des grains. Donc il est plus raisonnable de dire que l'angle Φ optimale est de 90° [17].

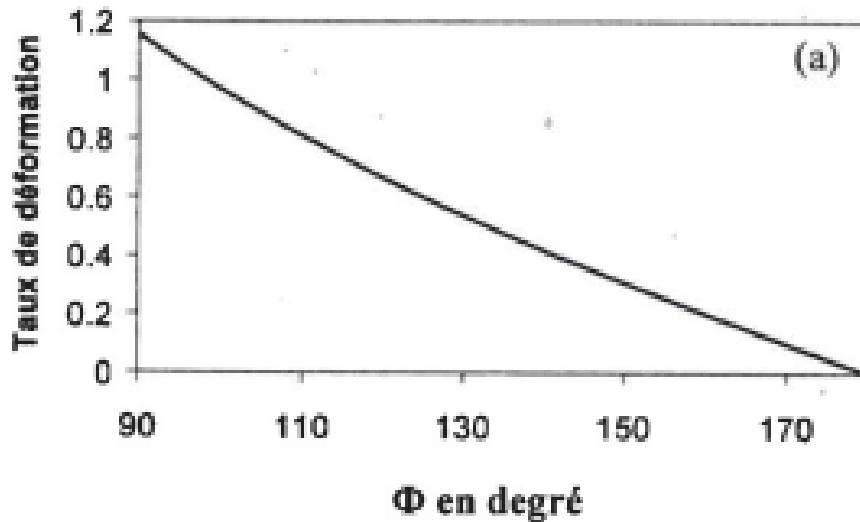


Figure 22 : Variation de la déformation en fonction de Φ pour $\Psi=0$

b) INFLUENCE DE L'ANGLE Ψ :

L'angle Ψ est un raccordement circulaire entre les deux canaux, il permet de réduire les effets des frottements entre échantillon et outil mais au prix d'une perturbation des mécanismes de déformation (Segal[2003],Park& Suh[2001]). Dans le cas extrême où Ψ est maximal et vaut $\pi - \Phi$, l'échantillon se trouve déformé de façon hétérogène. Cependant elle est moins marquée pour les angles (0° et 22°). L'écoulement ainsi que l'homogénéité dès la distribution des contraintes et possible pour ces angles, on doit donc tenir compte de ce paramètre dans la procédure de construction des dispositifs d'ECAP.[17][14]

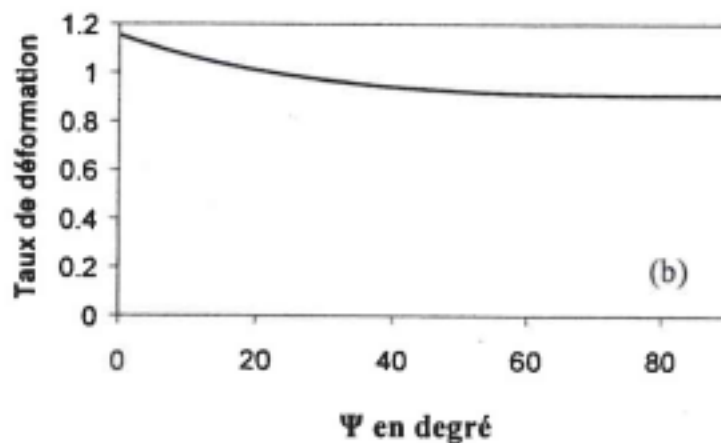


Figure 23 : Variation de la déformation en fonction de Ψ pour $\Phi:90^\circ$.

Une étude récente de Nagasekhar & Tick-Hon [12][17] a démontré que les conditions optimales d'homogénéité de la déformation étaient obtenues pour $\Phi:90^\circ$ et $\Psi:10^\circ$. Des paramètres tels que l'écroutissage et les frottements de contact entre la matrice et l'échantillon ont été pris en compte dans leurs simulations par éléments finis [31][17].

c) INFLUENCE DE LA VITESSE DE PRESSION :

L'ECAP est habituellement conduite à l'aide de grandes pressions avec des vitesses relativement élevées, typiquement, les vitesses de pression sont dans la gamme de 1-20 mm s⁻¹ néanmoins, la construction des dispositifs, pour l'usage dans des machines d'essai mécaniques conventionnelles, fournit les possibilités d'élargir la gamme des vitesses d'extrusion ou de pression. La première étude expérimentale détaillée sur la vitesse d'extrusion a été réalisée sur un alliage [Al-1%Mg] avec une gamme de vitesses variant entre 10⁻² à 10 mm s⁻¹. Ces études ont montré que la gamme de vitesse d'extrusion choisie contribue peu à l'affinement de la taille des grains [VALIEV 2006] qui trace la limite d'élasticité en fonction de la vitesse d'extrusion, ce graphe nous indique que c'est le nombre de passes qui influe sur la limite d'élasticité et par conséquent sur la taille des grains. [17][14]

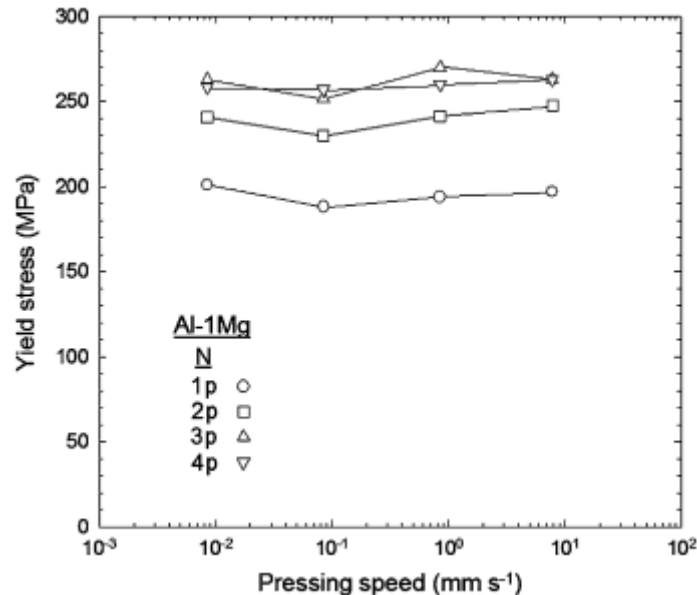


Figure 24 : Variation de la limite d'élasticité avec la vitesse de pressage pour un alliage Al-1%Mg après ECAP par 1, 2, 3 et 4 passages : données enregistrées à température ambiante en utilisant un taux de déformation de $1,0 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$

Une conclusion similaire a été obtenue après l'étude d'échantillon en Al pur et des alliages à base d'aluminium extrudés à des vitesses de 0,18 et 18 mm·s⁻¹ [Yamaguchi99]. Un échauffement plus grand a été observé pour des grandes vitesses. Des tests sur du titane pur en utilisant des vitesses de 0,2 et 2,8 mm·s⁻¹ ont révélé des différences mineures entre les microstructures obtenues après une passe [Kim03] [30]

d) INFLUENCE DE LA TEMPERATURE :

La température de pressage est un facteur clé dans toute utilisation de l'ECAP car il peut être contrôlé relativement facilement. La première étude détaillée de l'influence de la température a porté sur des échantillons d'Al pur, d'un alliage Al-3 %Mg et d'un alliage Al-3 %Mg-0,2 %Sc, le pressage ayant été effectué à partir de la température ambiante jusqu'à 573°K Afin d'assurer une surveillance soignée et correcte de la température à l'intérieur de la matrice à 5°K près pendant chaque opération de pressage, une matrice solide a été construite avec un thermocouple inséré dans un petit trou qui a été percé horizontalement à une position à 5 mm de la paroi du canal dans le voisinage du plan de cisaillement. Une surveillance minutieuse a permis d'établir qu'il fallait environ 1 h pour atteindre la température requise dans la matrice et 10 min pour la stabilisation de la température. En conséquence, le pressage a été effectué à l'aide de deux éprouvettes séparées, le premier étant chauffé, placé dans la matrice, maintenu à la température pendant 10 min, puis pressé et le second étant maintenu dans un four séparé à la même température avant l'insertion dans la matrice et le pressage. Ainsi, l'opération a été entreprise en utilisant deux spécimens et un four séparé pour maintenir les spécimens à une température raisonnablement constante en tout temps.

Les résultats de ces expériences ont révélé deux tendances importantes. Les résultats de cette étude indiquent l'existence de deux tendances importantes. Premièrement, il existe une augmentation de la taille finale des grains avec l'augmentation de la température et deuxièmement, la fraction des angles à petites désorientations augmente avec la température. Cette dernière conclusion a été considérée comme due aux plus grands taux de restauration à des hautes températures qui amènent à un plus important phénomène d'annihilation des dislocations à l'intérieur des grains et par conséquent à une diminution des dislocations qui sont absorbées dans les parois des sousgrains. Toutefois, il y avait également une dépendance importante à l'égard du matériau, car la transition vers une fraction élevée des limites à angle bas s'est produite à des températures de pression de 473 K en Al pur et de 573 K dans l'alliage Al-3 %Mg. De plus, il n'y a pas eu de transition vers des réseaux de faible désorientation dans l'alliage Al-3 %Mg-0,2 %Sc

La tendance à former des grains ou sousgrains ayant des tailles plus grandes avec l'augmentation de la température a aussi été confirmée par d'autres études [Shin02, Chen03, Huang04, Goloborodko04, Wang04]. Des analyses détaillées des clichés de Kikuchi ont confirmé aussi la tendance à former des joints fortement désorientés à des basses températures [Shin02, Chen03, Goloborodko04, Wang04]. La conclusion généralement acceptée est qu'en maintenant une température basse pendant l'extrusion on peut atteindre la plus petite taille des grains possible ainsi que la plus grande fraction de joints de grains fortement désorientés.[17][30].

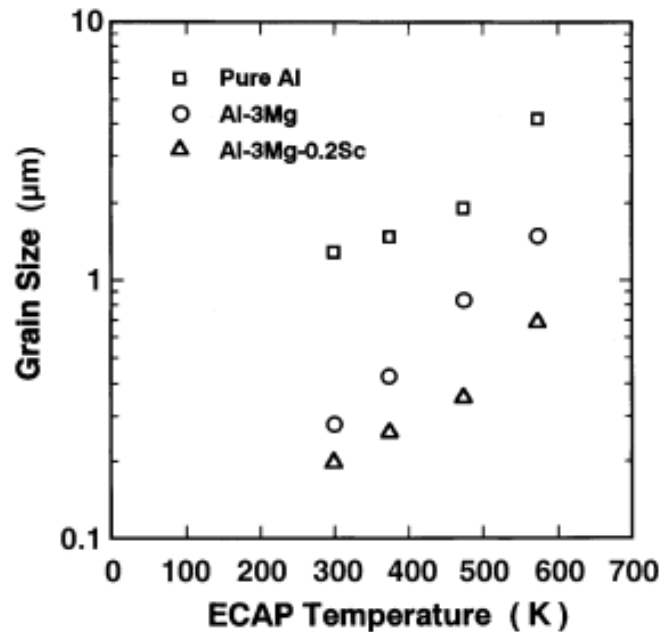


Figure 25 : changement de la taille des grains après ECAP à différentes températures pour Al pure et les alliages Al-3%Mg et Al-3%Mg-0.2%Sc

e) LA CONTRE-PRESSION :

Le rôle important de la contre-pression dans l'extrusion ECAE a été proposé pour la première fois par Segal et ses collaborateurs au début des années 80 [Segal81]. Durant ces dernières années des études ont été faites sur l'application d'une contre-pression contrôlée par l'ordinateur. Pendant l'extrusion du Cu pur sans l'application de la contre-pression généralement les échantillons présentent des fissures en surface tandis que par l'application d'une contre-pression de 300 Mpa les fissures n'apparaissent plus même après 16 passes [Valiev02]. De façon similaire, un échantillon en Al trempé présentait des fissures après une passe sans contre-pression tandis que par l'application d'une contre-pression de 450 Mpa l'échantillon a pu être extrudé jusqu'à 4 passes sans l'apparition des fissures [Krasilnikov05]. Un autre avantage important de l'utilisation de la contre-pression est l'amélioration visible introduite dans

l'écoulement du métal dans le coude. Comme il a déjà été montré par Semiatin et DeLo, pendant l'ECAE le coin extérieur du coude ne se remplit pas toujours en formant une zone nommée "zone morte", spécialement dans les matériaux subissant un fort durcissement pendant la déformation. Ce phénomène fait que la forme de la zone de déformation, qui théoriquement est une ligne, devient plus large en prenant la forme d'un éventail. En conséquence, le processus d'affinement de la microstructure devienne moins uniforme, spécialement dans la partie inférieure des billettes [Semiatin00]. Par contre, l'application de la contre-pression amène à une disparition de la "zone morte" pour tous les métaux purs et alliages. Techniquement, une contre-pression peut être imposée de plusieurs façons différentes. La procédure la plus simple consiste à augmenter le niveau de frottement dans le canal de sortie ou à utiliser un milieu visqueux-ductile. Cependant, une procédure améliorée et plus contrôlée est d'utiliser des dispositifs spéciaux tels que l'application d'un deuxième poinçon dans le canal de sortie. [17][30]

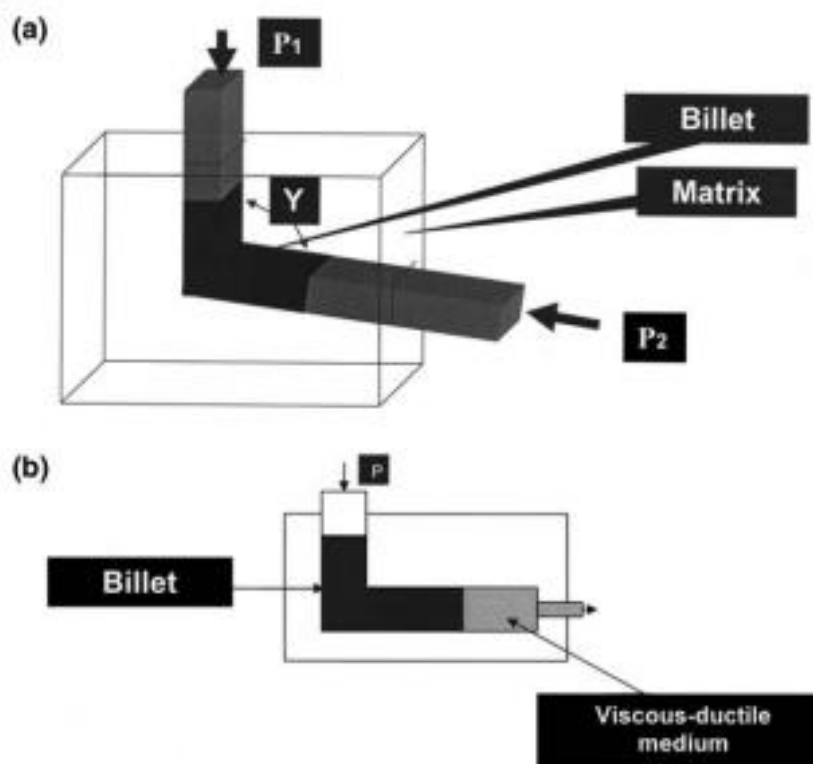


Figure 26 : Le principe de l'ECAP avec contre-pression : (a) illustration schématique de la matrice ECAP où P1 est la force de pressage, P2 est la force de contre-pression et Y est l'angle d'intersection du canal et (b) mise en œuvre de ce principe en utilisant un milieu visqueux-ductile dans le canal de sortie

IV. SYNTHÈSE BIBLIOGRAPHIQUE :

Les alliages Al-Cu avec 2, 3 et 5 % en poids de Cu qui ont fait l'objet d'étude de Nahed EL Mahallawy ont été coulés puis homogénéisés à 550 C pendant 7 jours. L'aluminium de pureté commerciale sous forme de lingots tels que reçus a également été utilisé. Les échantillons ont été usinés à 15 mm de diamètre et 80 mm de longueur pour l'ECAP. Une matrice a été construite avec une conception qui permet à l'ECAP de se produire et d'être répétée d'une manière rapide et facile. La filière a un angle intérieure 15°, un angle intérieur de 110° et un diamètre de 15 mm, cette matrice donne une contrainte de 0,77 pour chaque passage. Les échantillons ont été bien lubrifiés avec du stéarate de zinc. Pour les échantillons d'aluminium, on a utilisé les routes A et B_c, puis la route A pour les différents alliages Al-Cu. L'ECAP a été effectuée à la température ambiante et jusqu'à 10, 9 et 8 passes pour Al, Al-2 wt. %Cu, et Al-3 wt. % et 5 wt. %Cu, respectivement.

Effet du nombre de passages ECAP et de la teneur en cuivre sur les propriétés mécaniques :

L'effet du nombre de passes lors de l'ECAP sur les propriétés de traction des alliages Al-Cu est illustré à la figure 27. On constate que la résistance à la traction a augmenté après deux passages de 257 %, 261 % et 236 % pour Al-2 %, 3 % et 5 % d'alliages Cu respectivement. Les valeurs de la résistance à la traction augmentent rapidement après la première passe puis continuent à augmenter avec un taux plus lent avec plus de passes atteignant les valeurs de 363, 446 et 493 Mpa dans le cas d'Al-2 %Cu après neuf passes, d'Al-3 %Cu après huit passes, Al-5 %Cu après huit passages respectivement. La limite d'élasticité a le même comportement qu'à la figure 28. Cela peut s'expliquer par l'augmentation de la déformation accumulée dans le matériau d'une à une autre, ce qui entraîne une plus grande réduction de la taille du grain du matériau et augmente le durcissement.

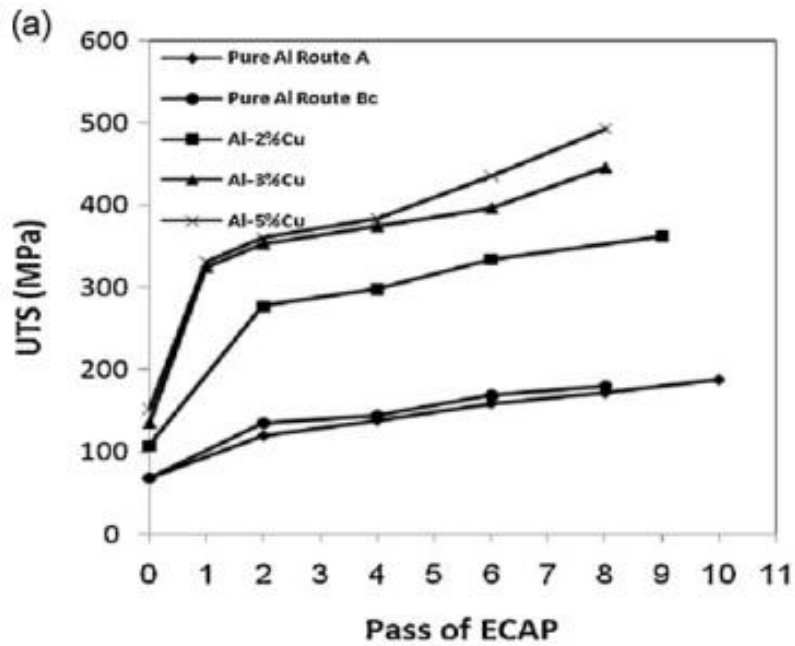


Figure 27 : Dépendance de la résistance à la traction ultime par rapport au nombre de passages ECAP, à la voie de traitement et à la teneur en cuivre pour l'aluminium pur et les alliages Al-Cu.

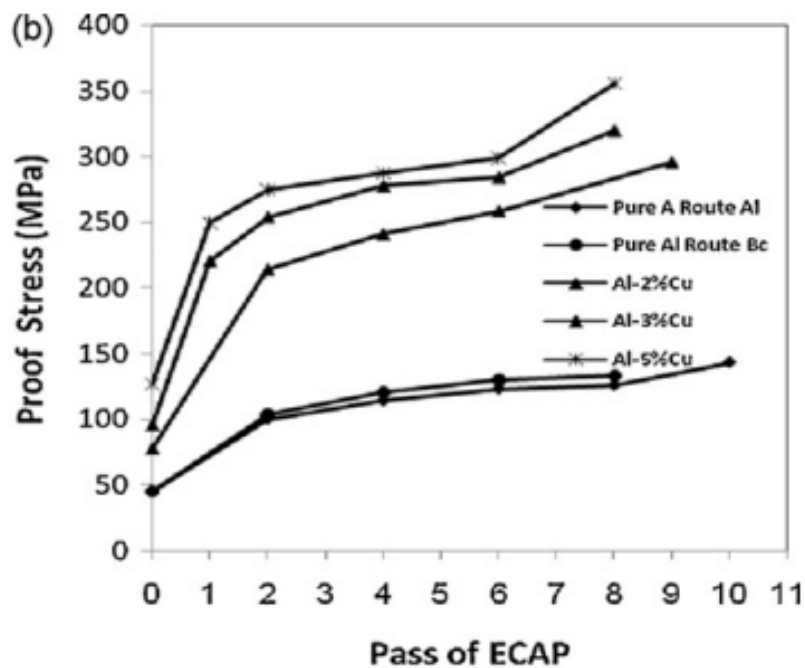


Figure 28: Dépendance de la limite d'élasticité par rapport au nombre de passages ECAP, à la voie de traitement et à la teneur en cuivre pour l'aluminium pur et les alliages Al-Cu.

Avec le travail à froid, on s'attend à ce que l'allongement diminue avec l'augmentation du nombre de passes ECAP. Ce comportement était dans le cas de l'aluminium pur et des alliages

Al-2% Cu, où la diminution de l'allongement était plus grave pour Al que pour Al-Cu figure 29. Toutefois, pour une teneur plus élevée en Cu – 3 % Cu et 5 % Cu – l'allongement diminue après les premiers passages puis augmente progressivement. Ceci peut s'expliquer par la diminution de la taille de la seconde phase qui atteint l'échelle nano avec l'augmentation des passes, ceci peut être expliqué par l'augmentation de la formation du second les particules de phase à l'échelle nano, comme avec l'augmentation de la formation des particules de phase second à l'échelle nano, les limites de grain à angle élevé sont formé dans les zones de déformation entourant les particules et de même l'évolution des limites du grain de bas à haut angle en raison de graves déformation.

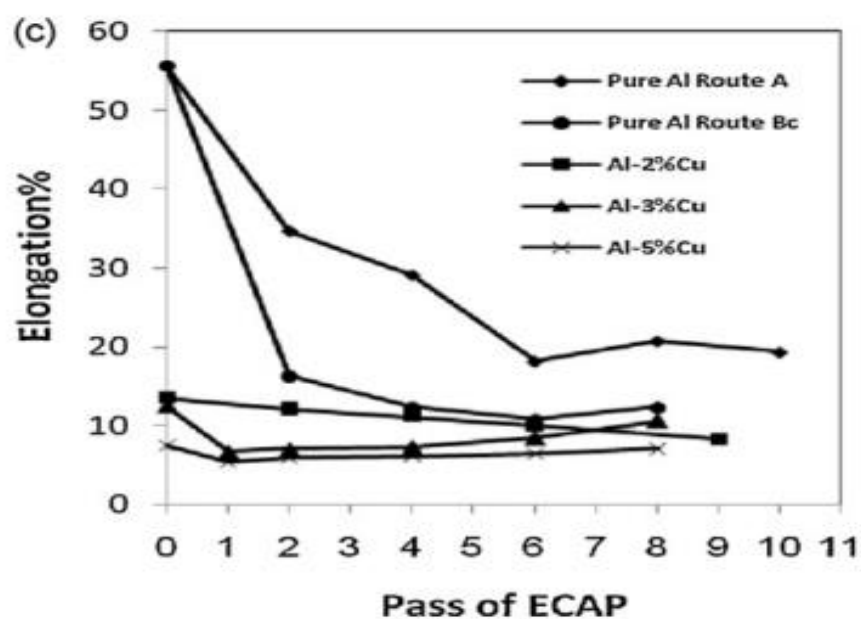


Figure 29: Dépendance de l'allongement par rapport au nombre de passages ECAP, à la voie de traitement et à la teneur en cuivre pour l'aluminium pur et les alliages Al-Cu.

La figure 30 montre l'effet du nombre de passages ECAP sur la microdureté où une augmentation similaire à celle de la résistance à la traction s'explique par la diminution de la taille des grains et durcissement dû à l'augmentation de la déformation accumulée dans les spécimens d'une passe à l'autre Avec l'augmentation de la teneur en Cu plus grande quantité de phase Θ est présente dans les alliages, donc, la microdureté est en outre augmentée en raison de la présence de la phase dure qui, après la fragmentation entraîne un durcissement ultérieur du matériau qui les entoure.

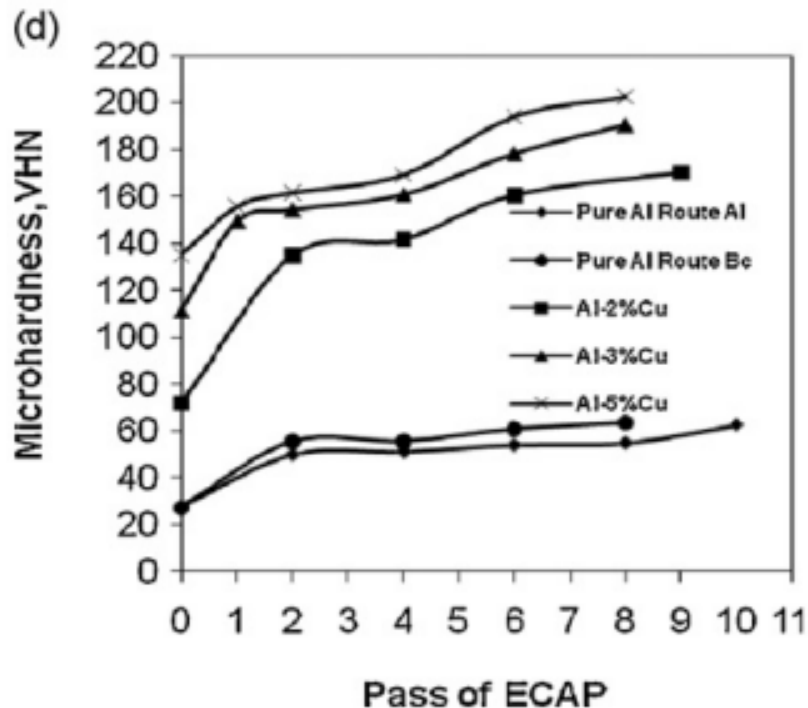


Figure 30: Dépendance de la microdureté par rapport au nombre de passages ECAP, à la voie de traitement et à la teneur en cuivre pour l'aluminium pur et les alliages Al-Cu.

Effet des routes de traitement sur les propriétés mécaniques :

Les essais expérimentaux ont été faits sur l'alliage A2014. La billette initiale était une tige circulaire de diamètre de 12 mm et une longueur de 50 mm. Les billettes ont été soumises aux traitements thermiques suivants : 1) solutionnées à 768 K pendant 1 h, puis trempées à la température ambiante ; 2) solutionnées à 768 K pendant 1 h, trempées et ensuite traitées à 468 K pendant 5 h. La matrice ECAP utilisée dans le présent travail se compose de deux canaux avec une section transversale égale qui se croise à un angle Φ , appelé angle de filière, qui est de 90° , et le coin extérieur de l'angle de matrice est appelé angle de matrice, qui est de 30° . La contrainte effective acquise sur une seule passe à travers le dé est 1,07. Le processus ECAP a été effectué par les routes A, Ba, Bc et C jusqu'à 5 passes. Le Disulfure de molybdène (MoS_2) a été utilisé comme lubrifiant. microdureté Vickers et des essais de microtraction ont été effectués pour évaluer la dureté et la résistance des échantillons Ecapé. microdureté Vickers (HV) a été mesurée sur la plaine perpendiculairement à l'axe d'extrusion en appliquant une charge de 2,94 N pour 15 à 10 points différents sélectionnés au hasard pour chaque spécimen et la valeur moyenne est indiquée.

les angles des billettes ont été évités parce que les billettes proche de la paroi interne et externe seront confrontées à un effet de frottement menant à la formation de zones mortes.

Les figures 31, 32, 33, 34 montrent la résistance à la traction de l'Alliage Al 2014 solutionné, solutionné + vieilli traités par les voies A, Ba, Bc et C. La résistance à la traction augmente avec l'augmentation du nombre de passes dans toutes les voies de traitement et pour les trois conditions. C'est un phénomène courant dans les matériaux sévèrement déformés. Un renforcement important n'est évident que pour les trois premiers passages. Cette tendance est observée en raison de la présence d'une forte densité de dislocation lors des premiers passages. La mobilité de la dislocation devient difficile après avoir atteint une saturation de la densité de dislocation, et l'augmentation du nombre de passages peut ne pas entraîner une augmentation significative de la force. Mais, cette tendance ne peut pas être observée dans la voie de traitement Bc parce que la rotation de la billette dans différents plans cristallographiques résulte en croix-durcissement par dislocation mobile dans différentes directions de sorte que l'accumulation de dislocation dans la même direction est évitée et l'annihilation de la dislocation est réduite.

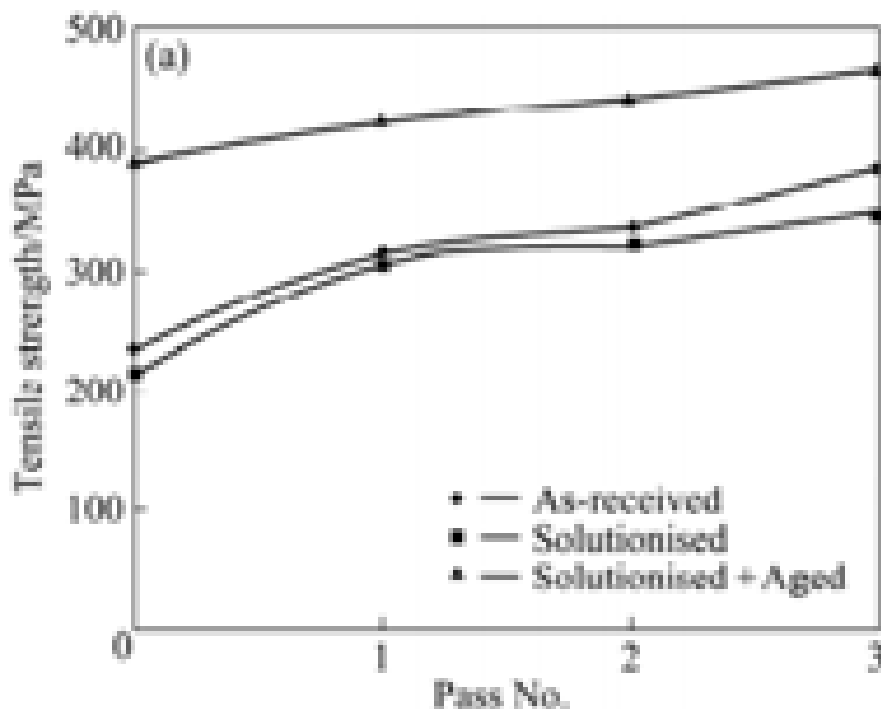


Figure 31: Résistance à la traction de l'alliage Al 2014 tel que reçu, solutionné à 768 K pendant 1 h, solutionné à 768 K pendant 1 h + vieilli à 468 K pendant 5 h traités par la route A jusqu'à 3 passes

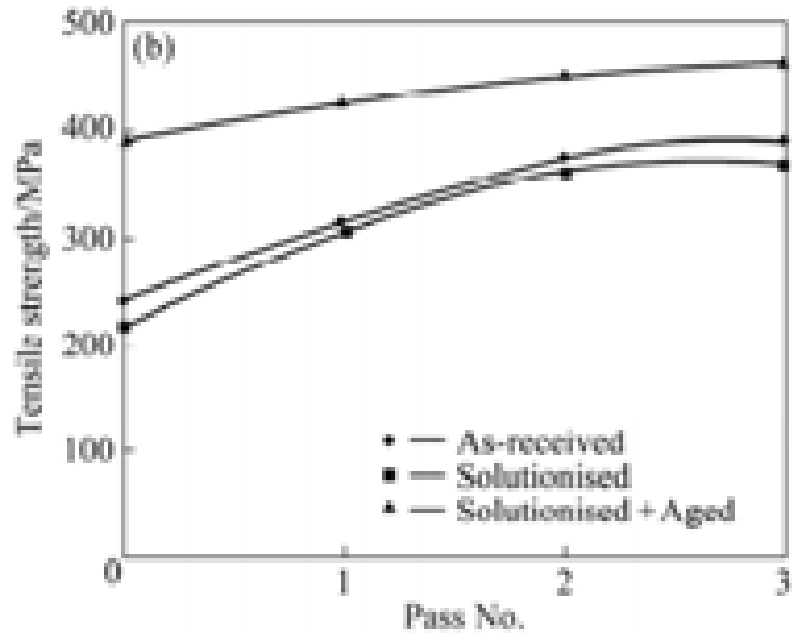


Figure 32: Résistance à la traction de l'alliage Al 2014 tel que reçu, solutionné à 768 K pendant 1 h, solutionné à 768 K pendant 1 h + vieilli à 468 K pendant 5 h traités par la route Ba jusqu'à 3 passes

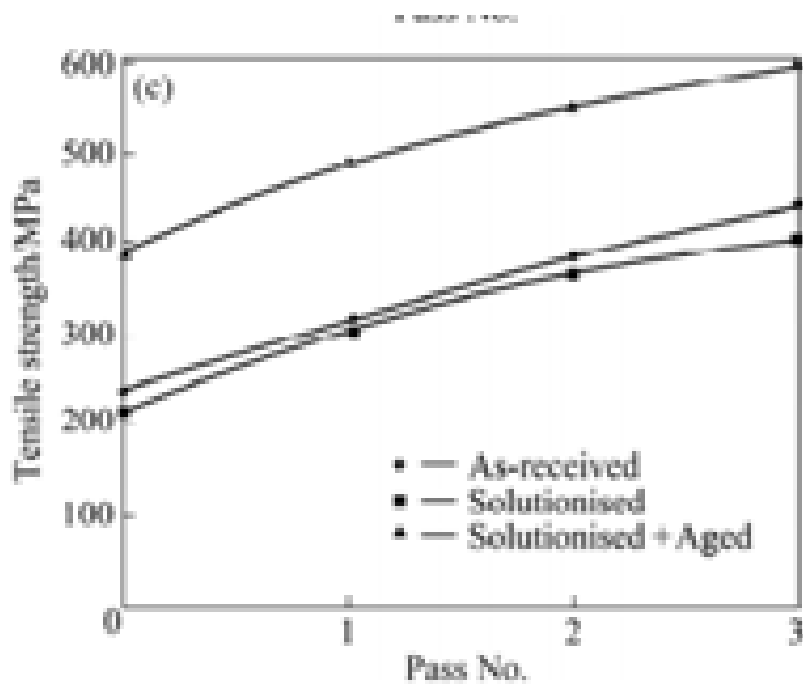


Figure 33: Résistance à la traction de l'alliage Al 2014 tel que reçu, solutionné à 768 K pendant 1 h, solutionné à 768 K pendant 1 h + vieilli à 468 K pendant 5 h traités par la route Bc jusqu'à 3 passes

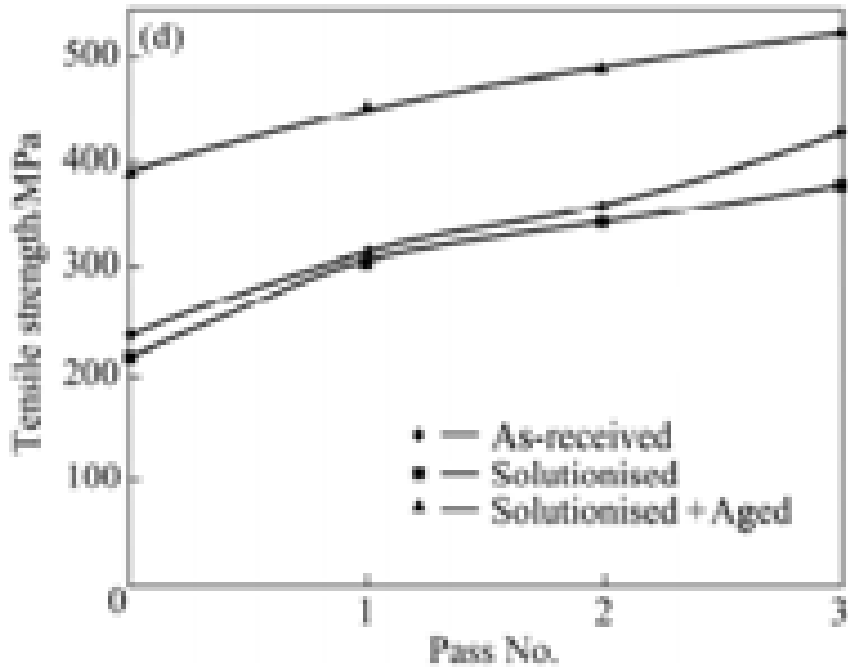


Figure 34 : Résistance à la traction de l'alliage Al 2014 tel que reçu, solutionné à 768 K pendant 1 h, solutionné à 768 K pendant 1 h + vieilli à 468 K pendant 5 h traités par la route C jusqu'à 3 passes

Les figures 35, 36, 37, 38 montrent la micro dureté Vickers de l'alliage Al2014 tel-reçu, solutionné, solutionné + vieilli et traité jusqu'à 5 passes par les voies A, Ba, Bc et C. On peut observer que Al 2014 solutionné + vieilli traité par voie Bc a une dureté plus élevée que les autres voies de traitement. L'amélioration maximale de la dureté a été de HV 105 (tel que reçu) à HV 184 (solutionné + vieilli) dans la voie de traitement Bc. L'amélioration de la dureté était due à un durcissement important due à la multiplication des dislocations durant l'ECAP. Le résultat de dureté suggère que les précipités et la trajectoire de déformation dans l'ECAP ont une forte influence sur le comportement à l'écroutissage de l'alliage Al 2014. Dans toutes les voies de traitement, l'écroutissage est important au début de la déformation ($\epsilon < 3$) et diminue avec l'augmentation de la déformation ($\epsilon > 3$). L'augmentation de la dureté de la souche ($\epsilon < 3$) est significative en raison de la présence de précipités et d'une meilleure densité de dislocation. Mais à des tensions plus élevées ($\epsilon > 3$), la densité de dislocation devient saturée, ce qui diminue la mobilité des dislocations. Par conséquent, le taux de durcissement est plus lent pour les contraintes plus élevées ($\epsilon > 3$).

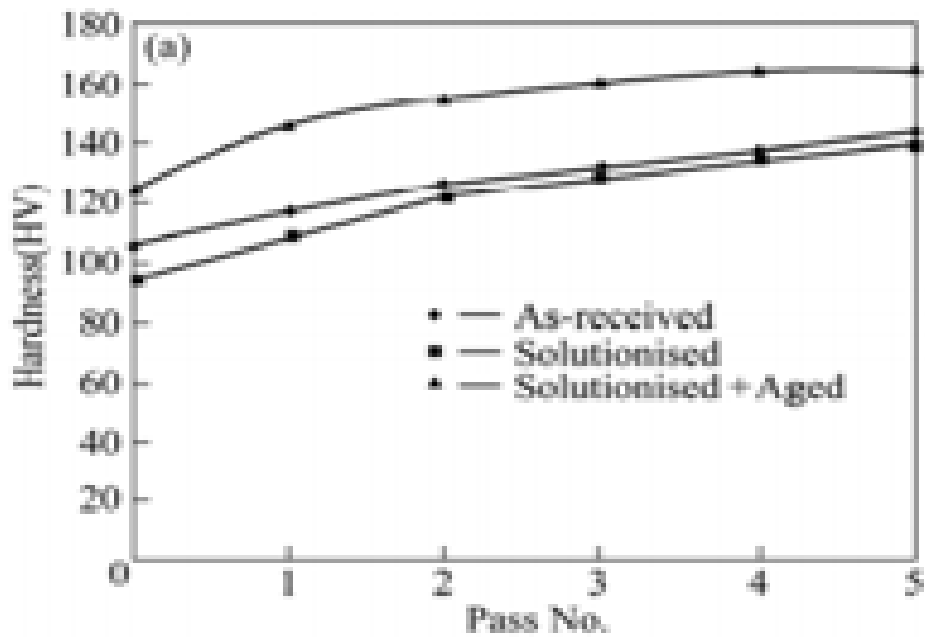


Figure 35 : Dureté de l'alliage Al 2014 tel que reçu, solutionné à 768 K pendant 1 h, solutionné à 768 K pendant 1 h + vieilli à 468 K pendant 5 h traités par la route A.

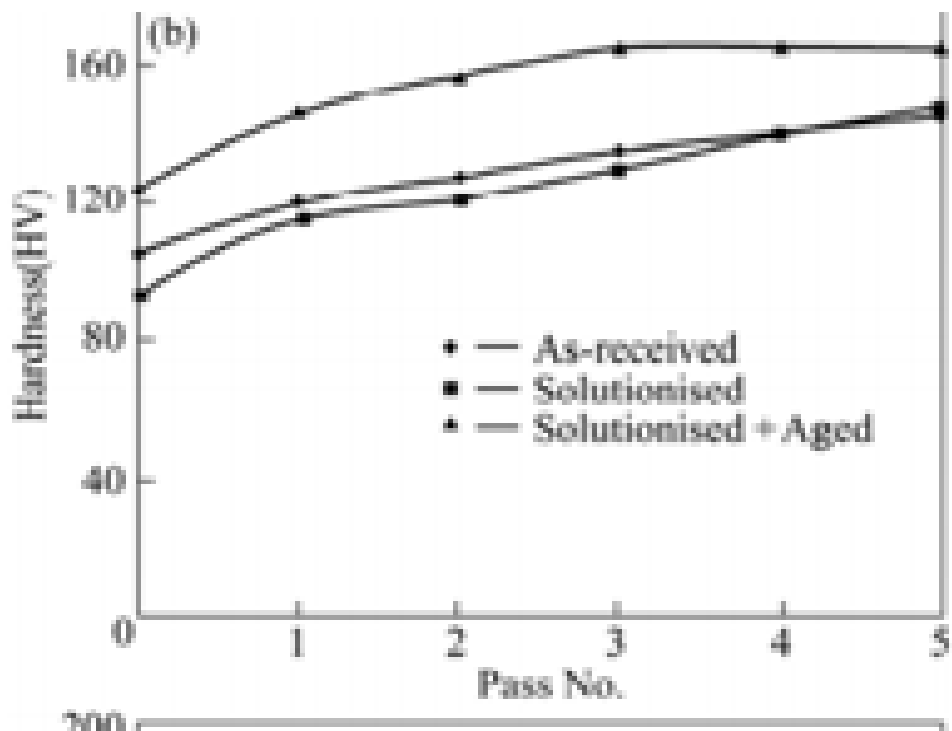


Figure 36 : Dureté de l'alliage Al 2014 tel que reçu, solutionné à 768 K pendant 1 h, solutionné à 768 K pendant 1 h + vieilli à 468 K pendant 5 h traités par la route Ba.

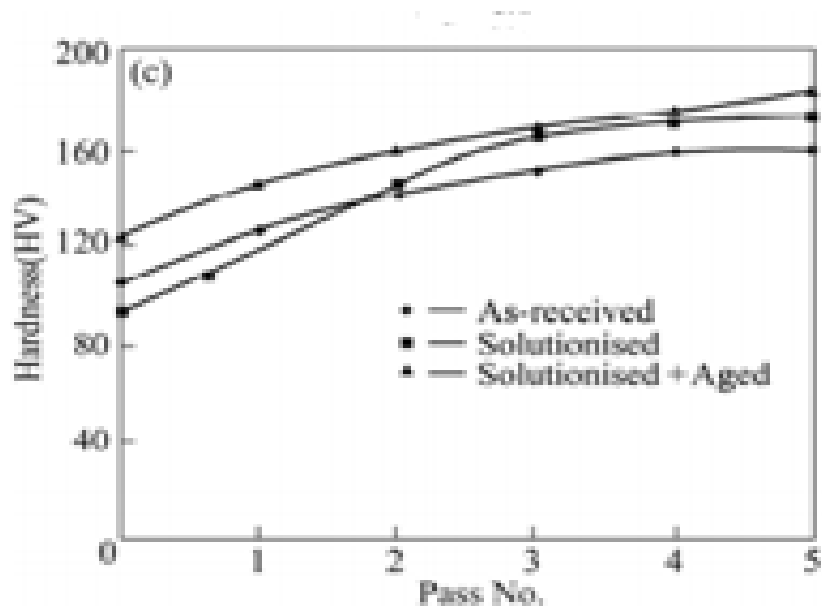


Figure 37 : Dureté de l'alliage Al 2014 tel que reçu, solutionné à 768 K pendant 1 h, solutionné à 768 K pendant 1 h + vieilli à 468 K pendant 5 h traités par la route Bc.

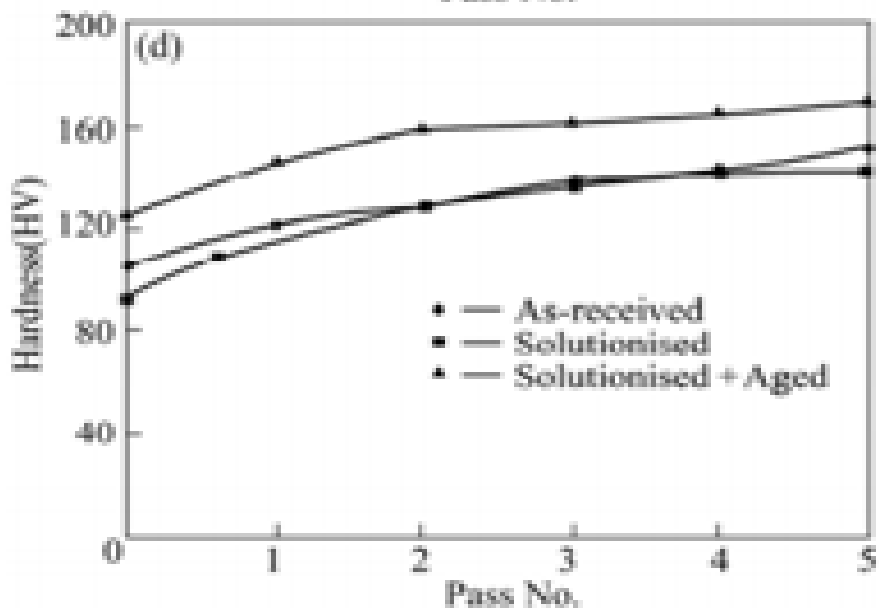


Figure 38 : Dureté de l'alliage Al 2014 tel que reçu, solutionné à 768 K pendant 1 h, solutionné à 768 K pendant 1 h + vieilli à 468 K pendant 5 h traités par la route C.

D.R.Fang quant à lui a utilisé un alliage d'aluminium à 2,77% de Mg sous forme de tiges ayant des dimensions 10mm en diamètre et 80mm de longueur. L'extrusion a été effectuée à température ambiante à l'aide d'une filière solide ayant un angle de 90° entre les deux canaux. Les échantillons soumis à un pressage répétitif ont été tournés de 90° dans la même direction entre chaque passage dans la procédure désignée comme route BC. Avant le pressage, les tiges

ont été enduites de Mos2 comme lubrifiant. Le nombre de passes ECAP est un, deux et quatre, respectivement. Certains des échantillons traités par l'ECAP ont été recuits à 523 K pendant 90 min. Par la suite, un petit morceau a été coupé de chaque échantillon pour l'essai de dureté. La dureté Vickers a été mesurée avec un testeur de dureté Vickers MVK-H3 en utilisant une charge de 50 g pendant 10 s.

Des éprouvettes de traction de 14 mm et 3 mm X 5 mm de section transversale ont été usinées à partir des éprouvettes Ecapé avec leurs axes de traction parallèles à la direction de pressage. Le plan vertical parallèle à la direction d'extrusion est défini comme le plan Y. Les éprouvettes de traction ont été polies mécaniquement puis électropolissées dans une solution de HClO₂ et de C₂H₅OH. Ces éprouvettes ont été soumises à une charge de traction jusqu'à la rupture à température ambiante à l'aide d'une mini-machine d'essai MTS fonctionnant à un taux constant de déplacement de la tête transversale avec un taux de déformation d'environ $5 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$. La figure 39 montre les courbes de contrainte de traction et de déformation des échantillons Al-Mg. Il peut être vu à la figure 39 (a) que, la résistance de l'alliage augmente clairement avec l'augmentation du nombre de passes ECAP en raison de l'affinage des grains et l'augmentation continue de la densité de dislocation.

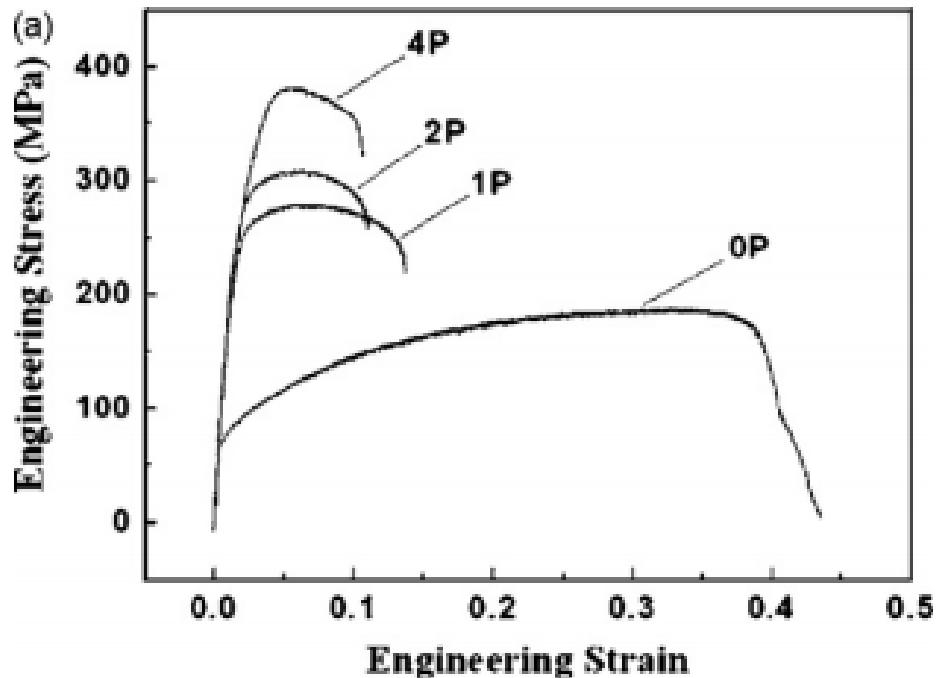


Figure 39.a : Courbes de contrainte de traction-déformation de l'alliage Al-2,77 % Mg soumis à ECAP

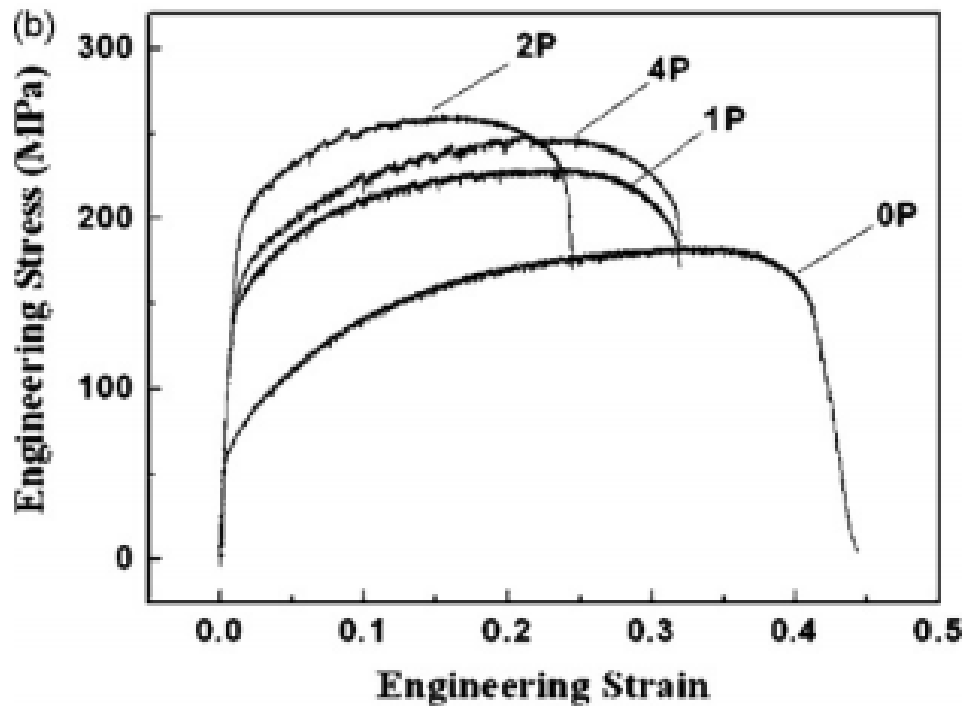


Figure 39.b : Courbes de contrainte de traction-déformation de l'alliage Al-2,77 % Mg soumis à ECAP+recuit

Pour l'alliage Al-Mg coulé, la résistance à la traction (UTS) est d'environ 190 Mpa après un passage et atteint environ 380 Mpa après quatre passages. Cependant, son allongement passe de 43 % (coulée) à 10 % (quatre passes). Pour les échantillons après recuit, l'UTS et l'allongement montrent une tendance similaire à celle des échantillons soumis uniquement à l'Ecap.

D'après les fig. 40(a) et (b), il est noté que la résistance de l'alliage Al-Mg diminue alors que l'allongement est évidemment amélioré après recuit à 523 K.

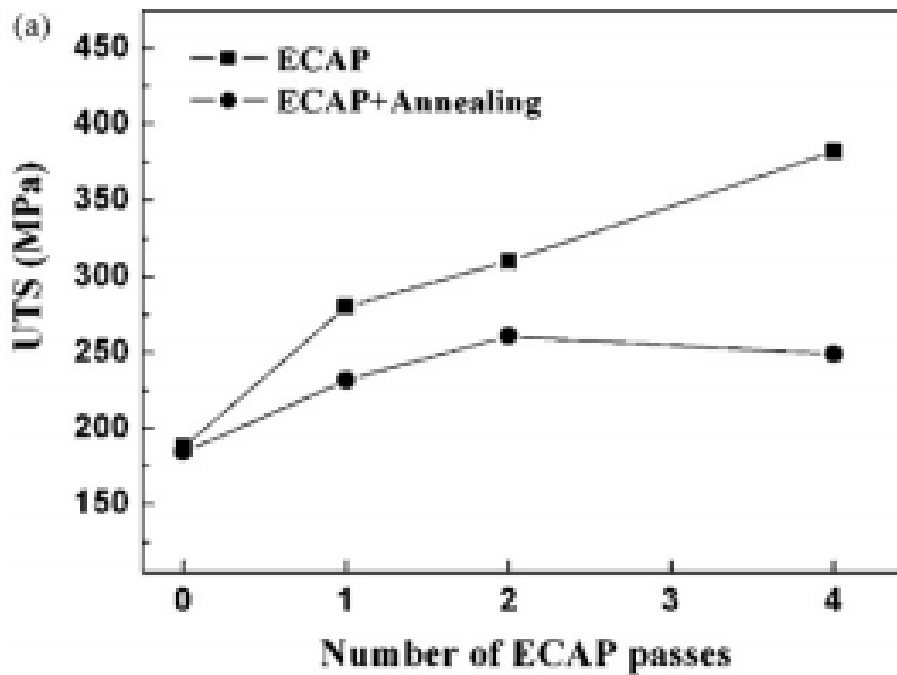


Figure 40.a : Dépendance de la résistance à la traction ultime sur le nombre de passes ECAP pour Al-2,77% Mg alliage.

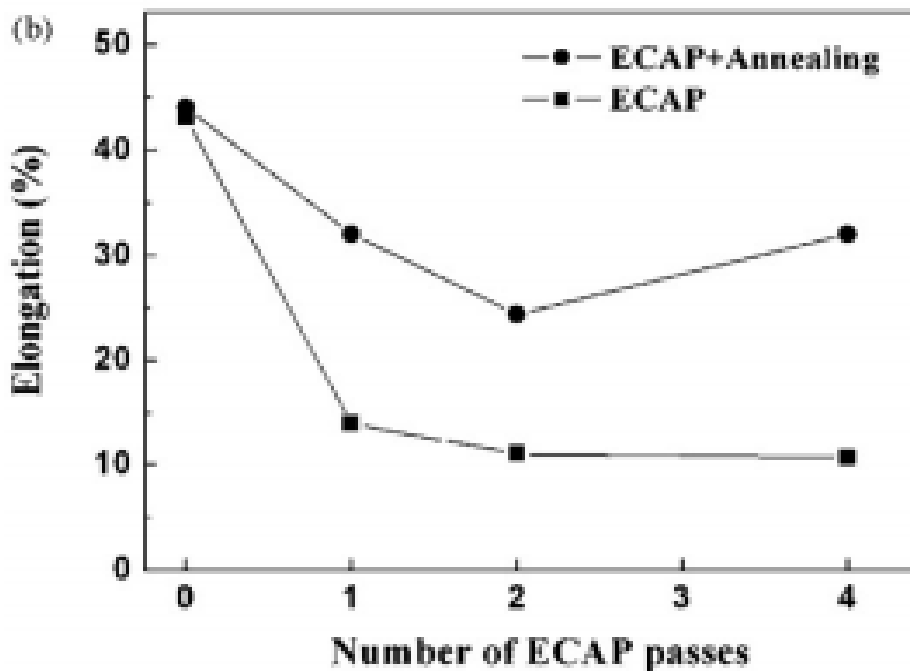


Figure 40.b : Dépendance de l'allongement sur le nombre de passes ECAP pour Al-2,77% Mg alliage.

Par exemple, l'échantillon pressé pour quatre passes et recuit, la résistance est d'environ 250 Mpa et l'allongement peut être amélioré à environ 32%. Il est évident que lorsque l'alliage Al-

Mg a été traité par ECAP et par la suite recuit à basse température, son allongement a été récupéré dans une large mesure, alors qu'une résistance élevée est encore conservée. Cet allongement élevé peut s'expliquer par la distribution bimodale de la taille du grain dans l'échantillon Ecapé puis recuit.

La figure 40(c) montre la variation de la ténacité statique de l'alliage Al-Mg avec le nombre de passages ECAP. La résistance statique représente la propriété mécanique complète des matériaux et indique une combinaison de la résistance et de la plasticité des matériaux

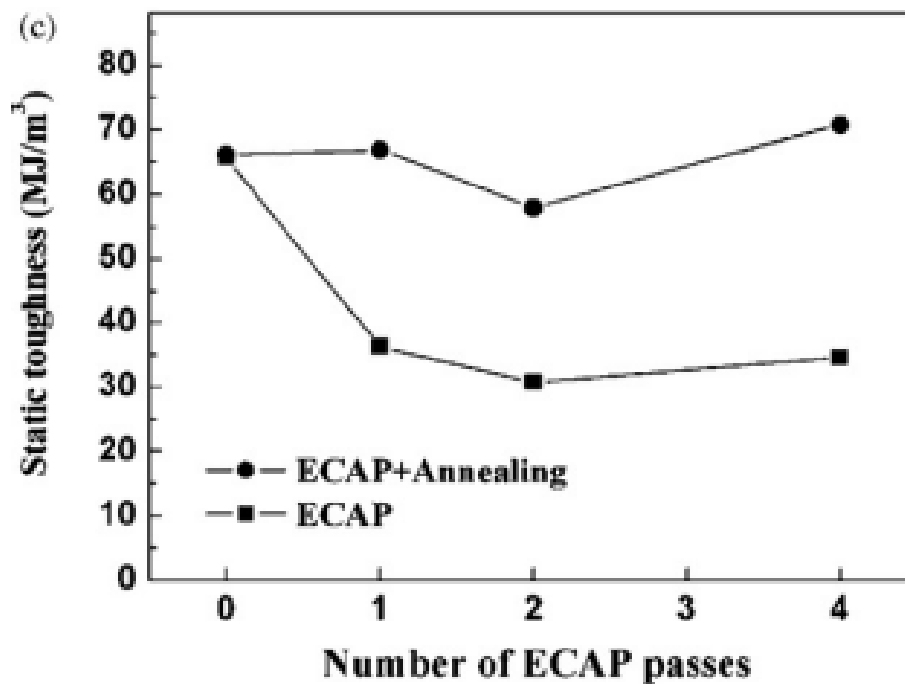


Figure 40.c : Dépendance de la ténacité statique sur le nombre de passes ECAP pour Al-2,77% Mg alliage

La résistance statique U des matériaux peut être calculée en utilisant cette équation :

$$U = \int_0^{\epsilon_f} \sigma d\epsilon$$

Où σ est la contrainte de débit et ϵ_f est la déformation totale à la rupture.

La ténacité statique a été rarement mentionnée dans l'étude sur les propriétés mécaniques des matériaux Ecapé. On peut voir que la résistance statique de l'alliage Al-Mg coulé est d'environ 65 MJ/m³, après un passage de l'ECAP, sa résistance statique diminue considérablement. Il peut être expliqué que son allongement est inférieur à celui en état de coulée, bien que sa résistance soit évidemment améliorée. De plus, il est évident que la résistance statique des

échantillons soumis à l'Ecrap et au recuit est toujours supérieure à celle des échantillons sans post-recuit. Lorsque l'alliage Al-2,77 % Mg a été pressé pendant quatre passes et recuit, sa résistance statique atteint 70 MJ/m³. Il est donc suggéré qu'il est possible d'ajuster les propriétés mécaniques complètes des matériaux par une combinaison de traitement ECAP et post-recuit.

Les matériaux utilisés par C.J. Luis Pérez pour son étude sont les alliages d'aluminium extrudés : l'alliage 3103 (97,8 % en poids Al; 1,21 % en poids Mn) et l'alliage 5083 (93,63 % en poids d'Al; 4,67 % en poids de Mg; 0,70 % en poids de Mn). La technique ECAP a été réalisée dans une machine d'essai à une vitesse de 50mm/min. Les échantillons avaient une longueur de 100 mm et un diamètre de 15 m. Les expériences ont été menées en utilisant la route A, c'est-à-dire sans rotation des échantillons entre les passes consécutifs. L'alliage Al-Mn a été traité à température ambiante, mais l'alliage Al-Mg nécessite une température de traitement de 200 C en raison de la dureté et de la fragilité de cet alliage qui rend impossible la réalisation du processus ECAP à température ambiante. L'alliage 3103 a été traité avec un angle de 120° jusqu'à N = 6 (N, nombre de passes) et le deuxième alliage avec 90°, jusqu'à N = 8. La vitesse de traitement était de 50 mm/min. PTFE en bande et graphite ont été utilisés comme lubrifiants.

Ensuite, les échantillons ont été coupés dans le sens de l'axe d'extrusion et polis. La microdureté Vickers a été mesurée avec une charge de 4,9 N (500 gf). Les résultats des mesures sont présentés dans le tableau 7.

Aluminium alloy	As-cast material	N = 1	N = 2	N = 4	N = 6	N = 8
3103	43.1	63.9	68.9	77.6	75.9	–
5083	84.9	104.4	107.2	113.0	110.6	113.6

Tableau 6 : Microdureté Vickers (4,9 N) avec le nombre de passages (N)

Selon la figure 6, les deux alliages évoluent de la même façon. Une augmentation significative de la valeur de dureté est observée à partir du matériau coulé jusqu'au premier passage. Après cela, de petits incréments de N = 1 à 4, sont montrés à la Fig. 41. Il semble que les alliages atteignent leur valeur maximale en N = 4. De ce passage, un effet de saturation semble

apparaître, et la dureté diminue légèrement au sixième passage. Dans le cas de l'alliage 5083, la valeur de dureté en N = 8 est presque égale à 6.

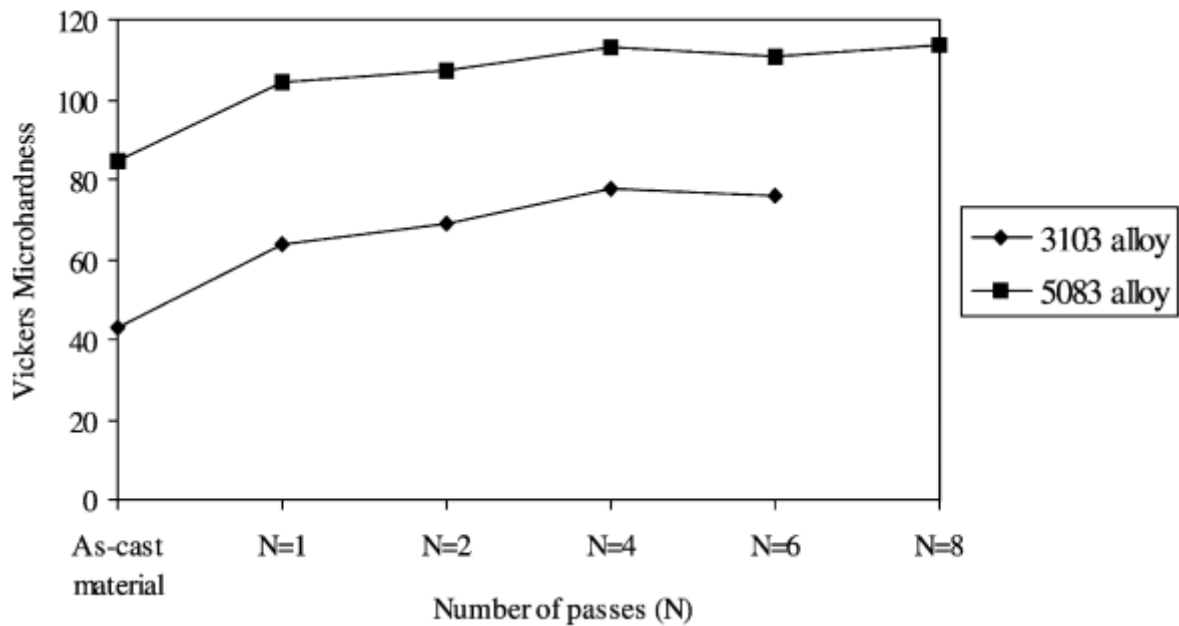


Figure 41 : Microdureté Vickers par rapport nombre de passages (N) de l'alliage A3103 et 5083.

Conclusion :

- La résistance à la traction et la résistance à l'épreuve augmentent avec le nombre de passages ECAP et la teneur en cuivre. Une augmentation moyenne de 250% de la résistance est atteinte, tandis que la ductilité est encore dans la gamme ductile.
- Pour les alliages 3 % et 5 % de Cu, la ductilité augmente à nouveau après sa diminution au premier passage en raison de la rupture de la phase dure à l'échelle nano.

-L'effet de la route de traitement dans ECAP sur Les propriétés mécaniques et l'évolution des grains ont été analysées. En route Bc, une déformation continue dans tous les trois plans peuvent entraîner une homogénéisation efficace des déformations, Par conséquent, l'évolution du grain est raisonnablement équivalente. Un Examen microscopique à transmission électronique sur tous

les voies de traitement montrent que l'ECAP de l'alliage AL 2014 solutionné et vieilli jusqu'à 5 passes conduit à la formation de grain de 159 nm et correspond à la route de traitement Bc.

- Sur les quatre routes différentes, la route Bc produit la dureté maximale après 5 passes. La dureté augmente de HV 105 à HV 160 et de HV 120 à HV 184 tel que reçu et solutionnés et âgés. De même, la résistance à la traction atteint ses valeurs maximales à partir de 236Mpa (tel

que reçu) à 602 Mpa (solutionné et vieilli), après 3 ECAP passe pour la route de traitement Bc. En précis, 2014 Al alliage traité dans la voie Bc montre une microstructure et des propriétés mécaniques raisonnablement équivalentes par rapport à d'autres voies et d'autres conditions. -La résistance à la traction maximale des alliages augmente avec l'augmentation du nombre de passes ECAP, tandis que l'allongement diminue. Après recuit, l'allongement est récupéré dans une large mesure. Par conséquent, la résistance statique de l'alliage est renforcée par une combinaison de traitement ECAP et recuit.

V. LA SIMULATION :

1. DEFINITION :

La simulation informatique, ou simulation numérique, est une série de calculs effectués sur un ordinateur et reproduisant un phénomène physique. Elle aboutit à la description du résultat de ce phénomène, comme s'il s'était réellement déroulé. Cette représentation peut être une série de données, une image ou même un film vidéo.

Une simulation numérique peut représenter des phénomènes physiques complexes dont la description repose sur un modèle mathématique comportant des équations aux dérivées partielles. L'ordinateur résout alors ces équations numériquement en utilisant la méthode des éléments finis. C'est le cas, par exemple, pour la modélisation, appuyée sur la mécanique des fluides, de l'écoulement de l'air ou de l'eau autour d'un avion ou d'un navire.[37]

2. OBJECTIF DE LA DÉMARCHE

- Identification du problème : phénomène à étudier, domaine d'utilisation.
- Analyse des interactions avec l'extérieur (conditions aux limites).
- Analyse du comportement à étudier (état initial et évolutions).

3. MODÉLISATION

La modélisation numérique est la transcription du phénomène physique en langage informatique.

Concrètement, le modèle numérique se construit en plusieurs étapes :

- Dessin de la structure à étudier et éventuelle décomposition du système en structures calculables (simplification du modèle, pièces non étudiées déterminées rigides et indéformables)
- Définition des propriétés du modèle :
 - Caractéristiques matériaux
 - Conditions aux limites et interactions
 - Chargements qui peuvent être sous différentes formes : vitesse, déplacement, effort, température...

4. DISCRÉTISATION

Le modèle numérique de la structure étant composé d'une infinité de points, il est impossible de résoudre les équations aux dérivées partielles, même numériquement. La structure est donc découpée en un nombre fini de points qui se traduit par une décomposition de la géométrie en forme simple. L'ensemble de ces nœuds et éléments constituent le maillage du modèle.

5. SIMULATION NUMÉRIQUE

Le solveur du code utilisé résout de manière approchée les équations en chaque nœud du maillage, en respectant les principes fondamentaux de la physique (conservation de masse et d'énergies).

En effet, en chaque nœud, l'une des deux composantes suivantes est connue : son déplacement ou la force extérieure appliquée. En supposant un comportement linéaire de la structure, la relation effort déplacement s'écrit $\{F\} = [K].\{q\}$. Les deux composantes peuvent ainsi être déterminées pour chacun des nœuds du modèle à chaque pas du calcul.

6. POST-TRAITEMENT, ANALYSE ET INTERPRÉTATION DES RÉSULTATS

Les résultats sont visualisés à l'aide de l'interface graphique du logiciel de calcul. Le phénomène peut alors être observé à chaque incrément. Plusieurs paramètres peuvent être affichés en fonction du post-traitement voulu :

Sous forme de champs : déplacements (mm), contraintes de Von Mises (MPa), contraintes maximales principales (traction, MPa) et minimales principales (compression, MPa), pressions de contact (MPa), déformation élastiques (%), déformations plastiques cumulées (%), etc.

Sous forme de graphiques : énergies (interne, plastique, de frottement, cinétique, totale, ...), positions, vitesses, accélérations, efforts résultants, etc.

En fonction du phénomène étudié, différents critères de tenue sont définis : par exemple, pour un calcul statique (poutre en flexion etc...), les champs de déformations de la structure et les contraintes sont généralement étudiés pour valider ou non la tenue mécanique de la structure.

Il faut néanmoins être conscient que la méthode des éléments finis est une solution approchée d'un problème : il est nécessaire de vérifier la précision du calcul en validant la convergence du maillage et la cohérence des résultats (continuité des déformations dans la matière, ...).[38]

7. ABAQUS :

Abaqus est un logiciel de simulation par éléments finis, développé par Dassault Systèmes. La simulation par éléments finis ou «méthode des éléments finis» désigne un ensemble de techniques numériques permettant de résoudre approximativement une certaine catégorie de problèmes mathématiques basés sur des équations aux dérivées partielles, dont on ne sait généralement pas trouver de solutions exactes.

Abaqus se compose de trois produits:

- Abaqus/Standard (solveur utilisant un schéma d'intégration implicite)
- Abaqus/Explicit (solveur utilisant un schéma d'intégration explicite)
- Abaqus/CAE (interface de modélisation et de visualisation des résultats)[38]

8. FONCTIONNEMENT :

Pour modéliser un problème, on utilise Abaqus/CAE. Ce dernier permet de générer un fichier de données «.inp» décrivant l'ensemble du problème. Ce fichier de données peut ensuite être utilisé par un des solveurs pour effectuer les simulations demandées. Abaqus stocke ensuite les résultats dans un fichier au suffixe «.odb». Ce fichier «.odb» peut enfin être ouvert avec un «viewer» qui permet de visualiser les résultats. On peut noter que les fichiers «.inp» peuvent être ouverts et modifiés comme des fichiers texte. On peut ainsi changer certaines propriétés du modèle sans utiliser Abaqus/CAE.[39]

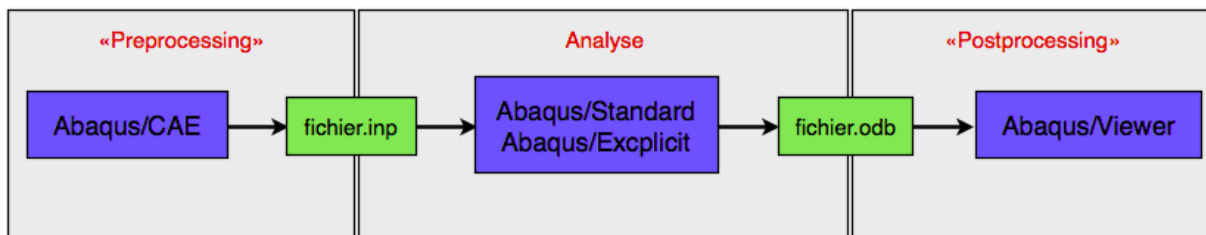


Figure 42 : fonctionnement du logiciel abaqus

9. LOGICIEL :

Le logiciel est divisé en neuf modules indépendants les uns des autres :

a) -Part:

C'est le premier module où l'utilisateur commence à créer ou plus dessiner les éléments constituant sa pièce en 3D ou en 2D

b) Property:

Dans ce module l'utilisateur entre les propriétés des matériaux constituent les pièces du modèle

c) Assembly:

L'utilisateur assemble tous les éléments constituent le modèle

d) Step:

L'utilisateur définit tous les critères de calcul utilisés par Abaqus dans le module Job. En particulier il détermine l'incrément, valeur du pas de temps, et la valeur du temps final

e) Interaction:

Il définit les interactions entre chaque pièce et introduit les premières hypothèses portant sur les contacts, les contraintes et les connections éventuelles.

f) Load:

L'utilisateur définit le système à partir de 'Create Boundary Condition' et de 'Create Load' :

La partie 'BC' regroupe tous les mouvements possibles que l'on rencontre, le nombre de degrés de liberté pour chaque pièce.

La partie 'Load' regroupe l'ensemble des forces auxquelles le système est soumis

g) Mesh:

Dans le module 'Mesh'. En effet, l'art du maillage repose essentiellement sur deux critères : Les éléments de maillage (par exemple, hexaédriques, cubiques, tétraédrique dans « Mesh Control ») et la complexité topologique de chaque pièce. Plus la difficulté est accrue, plus la couleur se rapproche du rouge, et inversement, plus le maillage sera aisé, plus la pièce se verra colorée en vert.

h) Job:

on lance le calcul dans ce module

i) Visualisation:

Si tout est cohérent dans les étapes précédentes L'utilisateur voit le résultat du calcul numérique dans 'Result' : soit par la visualisation des déformations dans 'Field Output' : Par Exemple, les déformations, les contraintes, les vitesses ou les forces nodales ; soit par les courbes dans 'History Output' : Par exemple, l'énergie cinétique ou l'énergie totale de l'ensemble du modèle, l'énergie de dissipation ou des déformations.[40]

10.REALISATION DE LA SIMULATION :

Dans cette simulation on a créé 5 échantillons de dimension 2x50 mm². Ces échantillons sont placée en sandwich comme suit : (A1100(1)/A1100-LAMINEE(2)/A1100(3)/A1100-LAMINEE(4)/A1100(5))

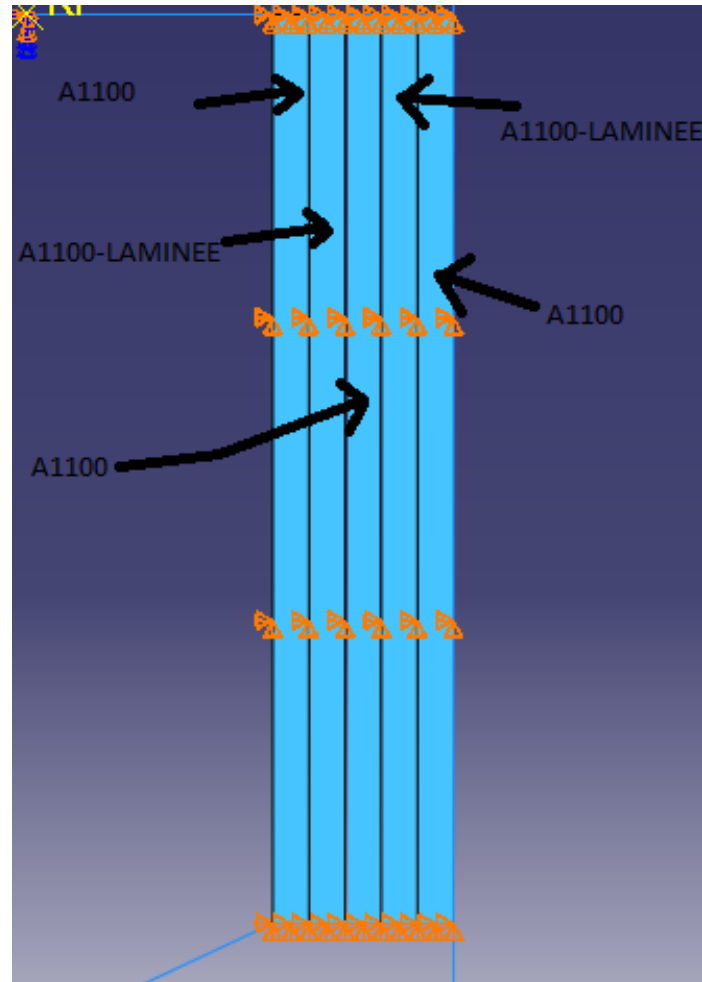


FIGURE 43 : image représentatif de l'emplacement des échantillons lors de la simulation.

11.RESULTATS :

Dans cette partie nous présentons la progression de la simulation en fonction du temps.

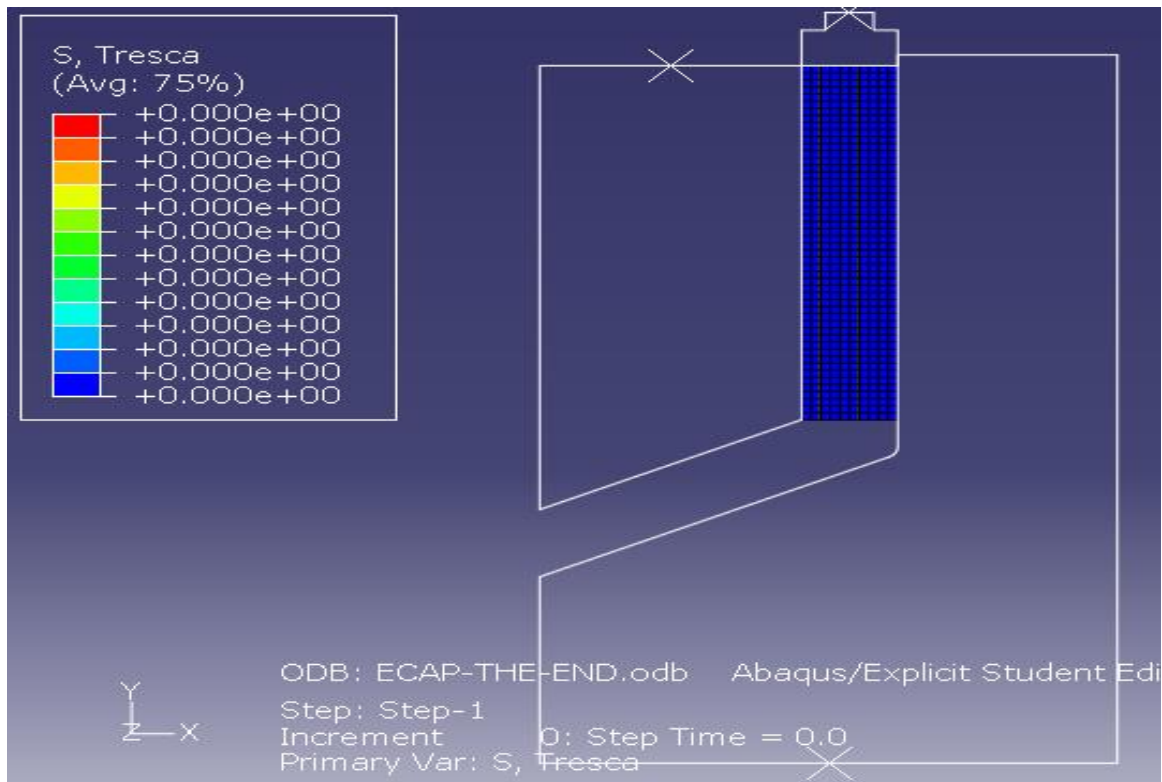


Figure 44 : capture de la simulation de l'extrusion coudée à t_0 .

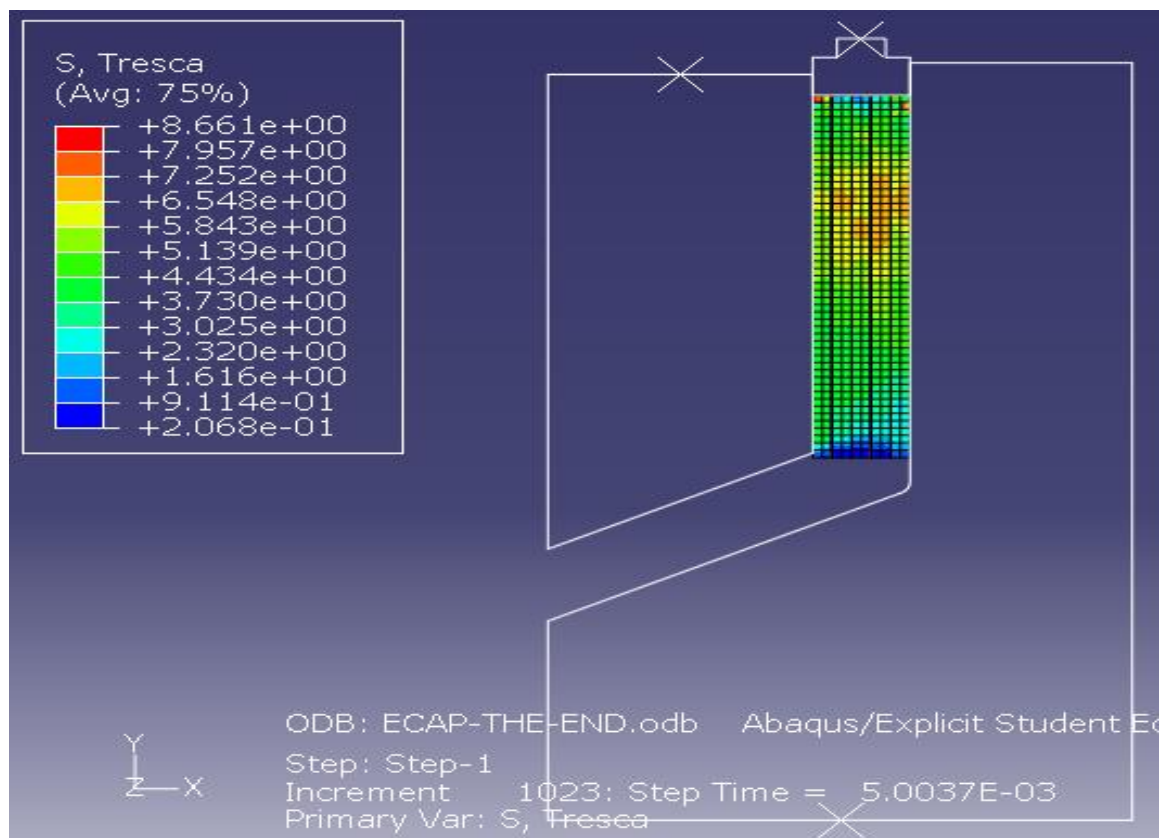


Figure 45 : capture de la simulation de l'extrusion coudée à t_1 .

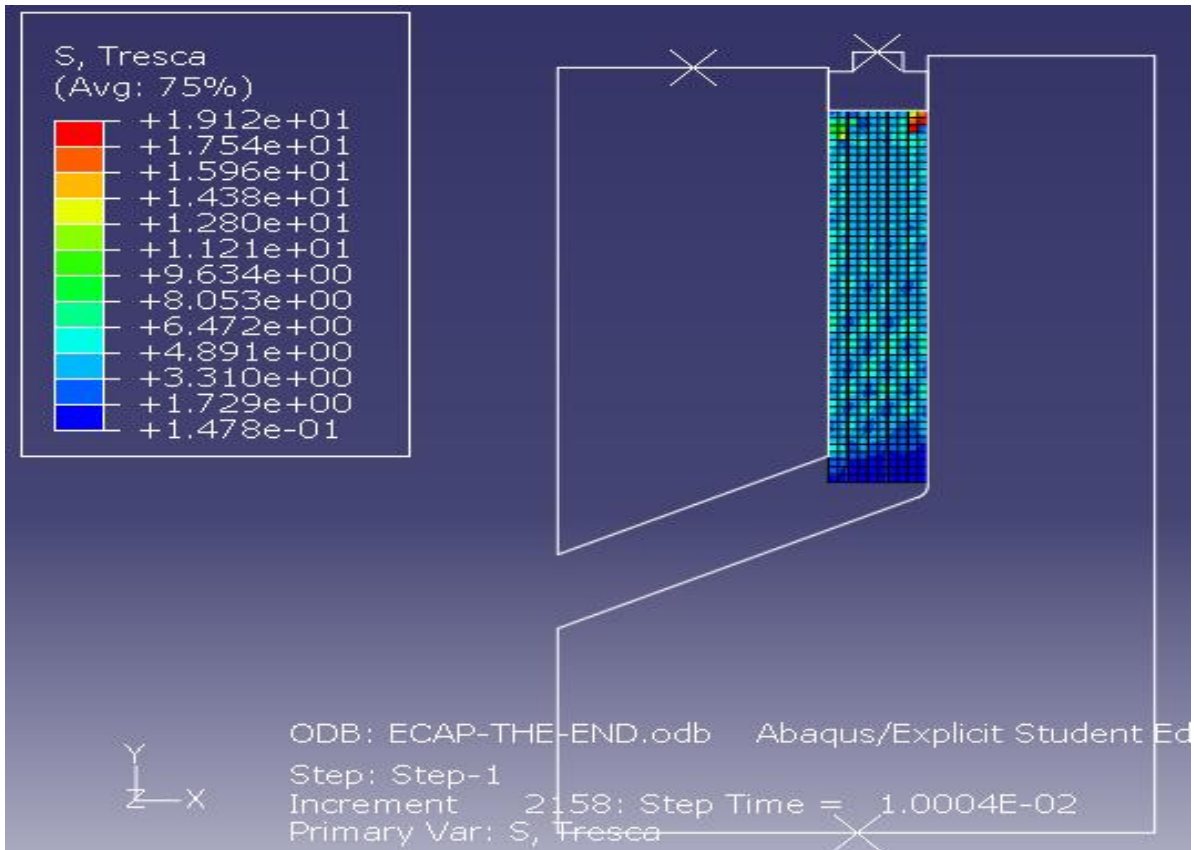


Figure 46 : capture de la simulation de l'extrusion coudée à t_2 .

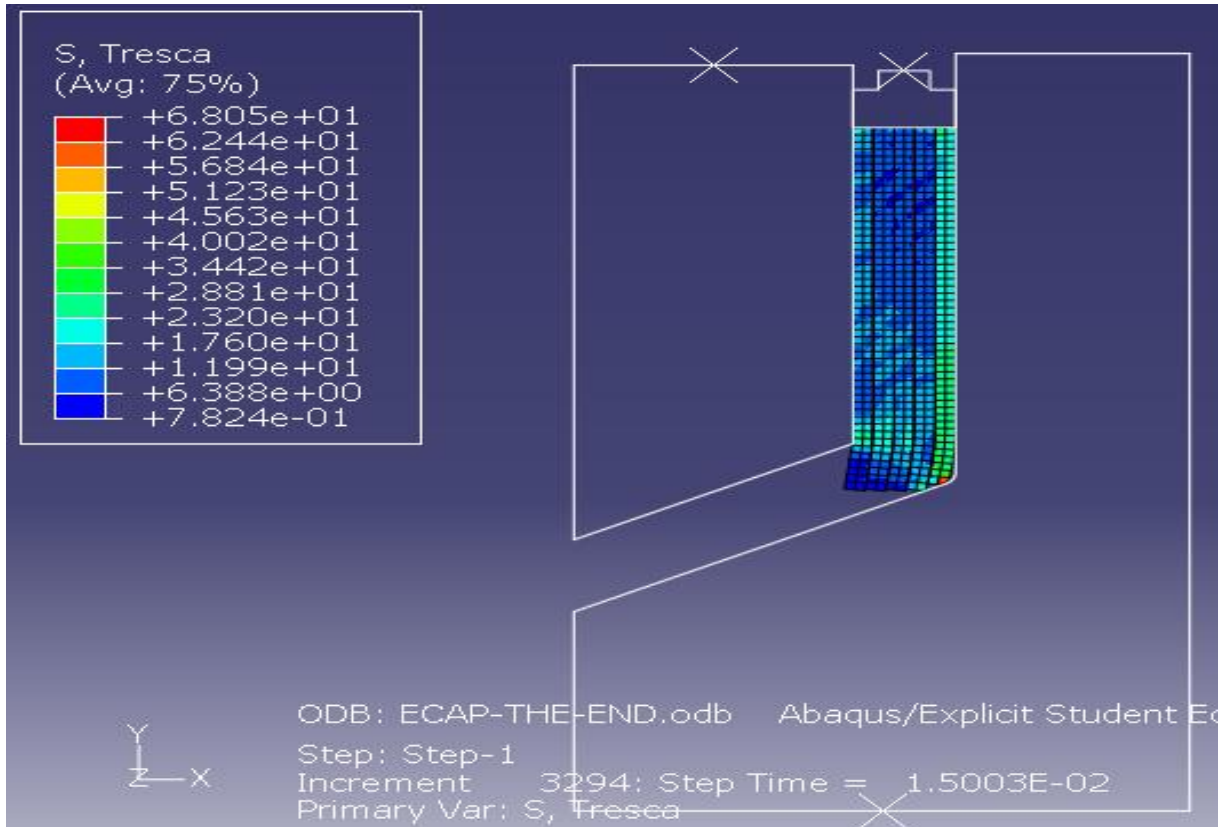


Figure 47 : capture de la simulation de l'extrusion coudée à t_3 .

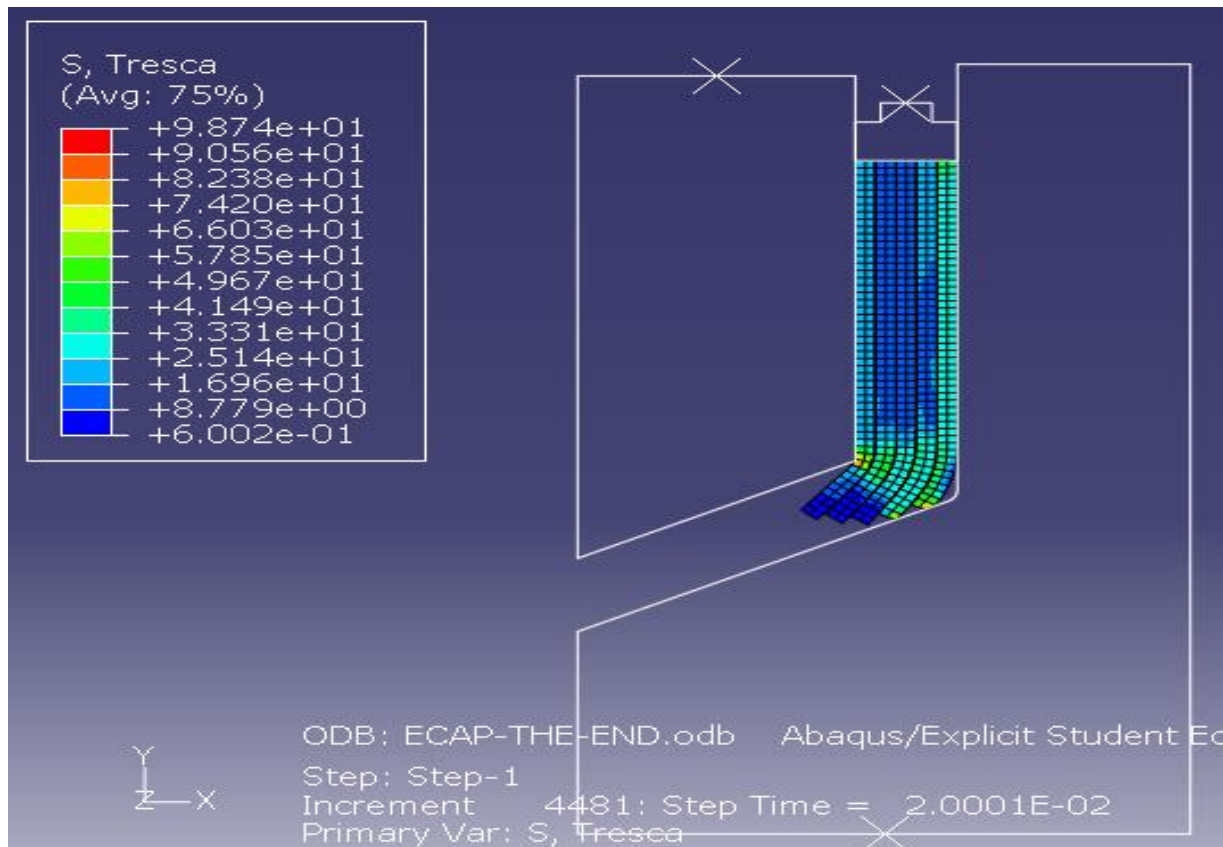


Figure 48 : capture de la simulation de l'extrusion coudée à t_4 .

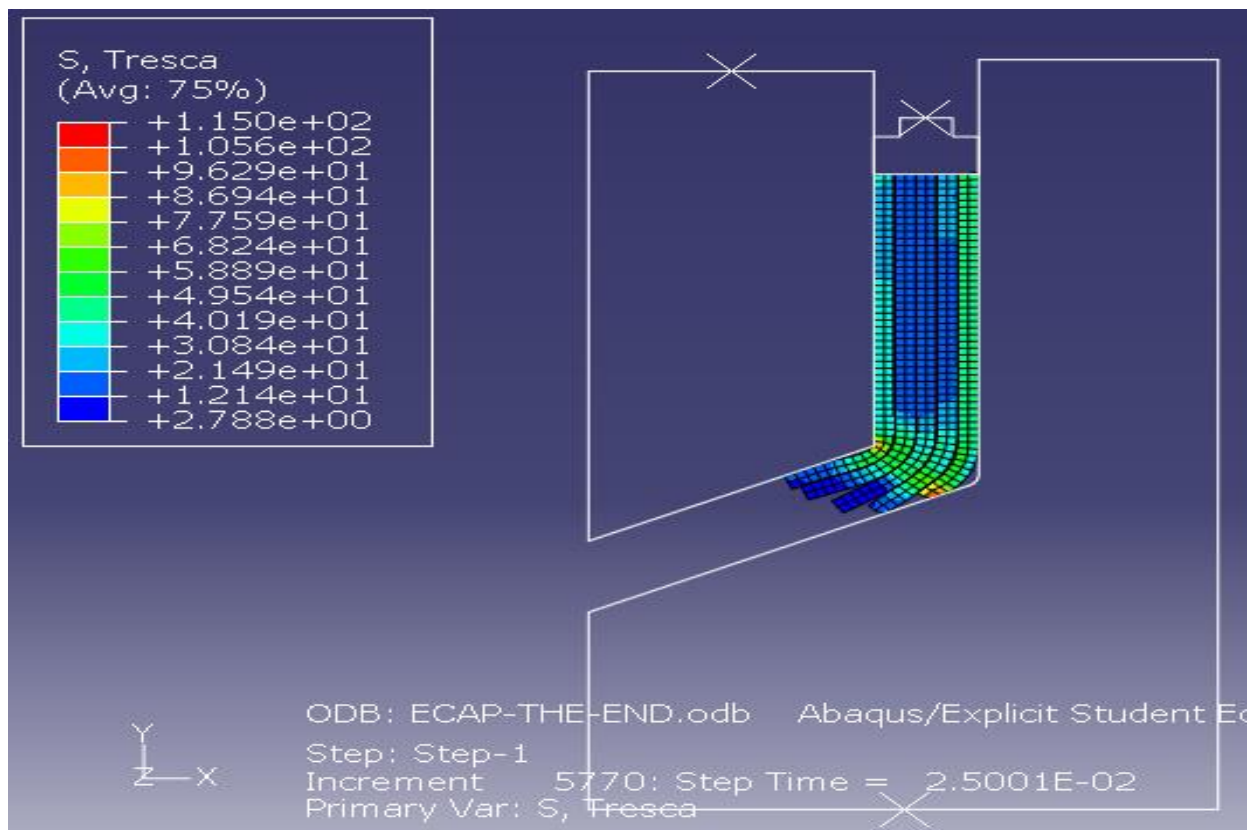


Figure 49 : capture de la simulation de l'extrusion coudée à t_5 .

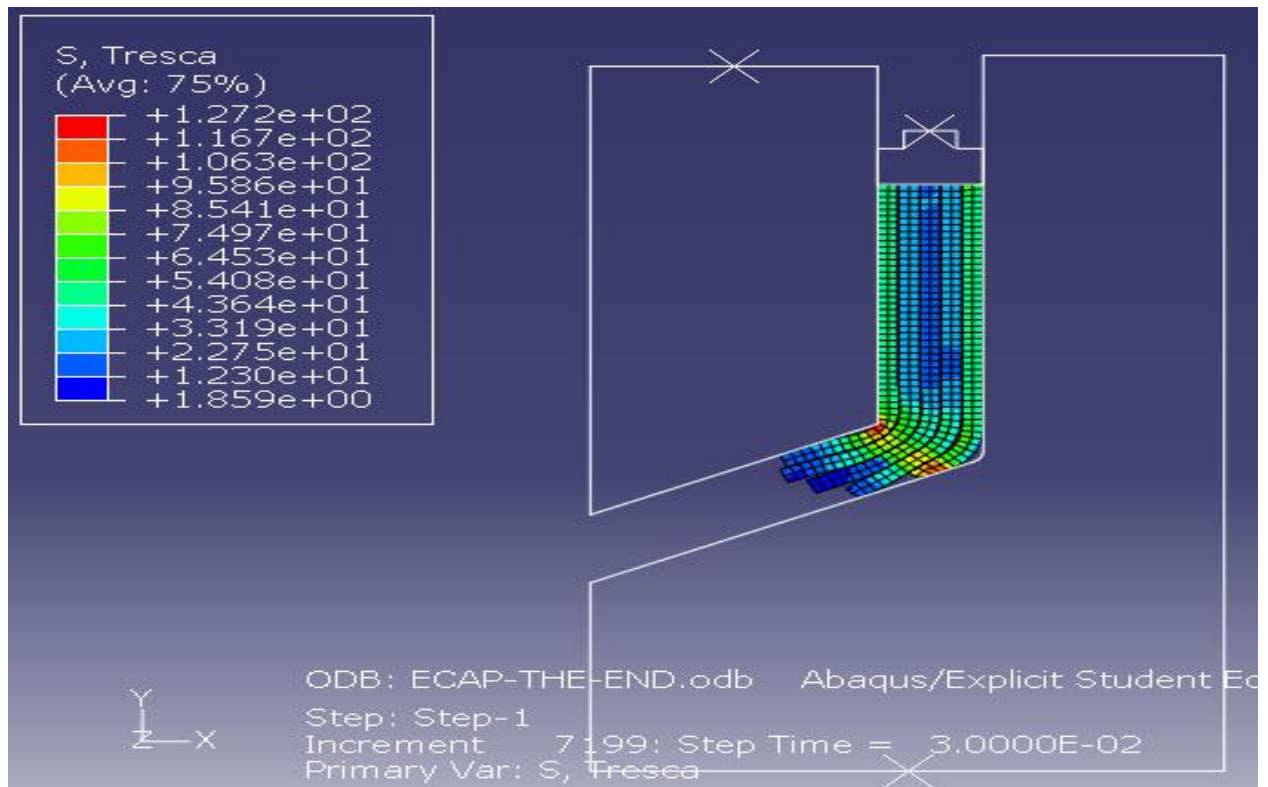


Figure 50 : capture de la simulation de l'extrusion coudée à t_6 .

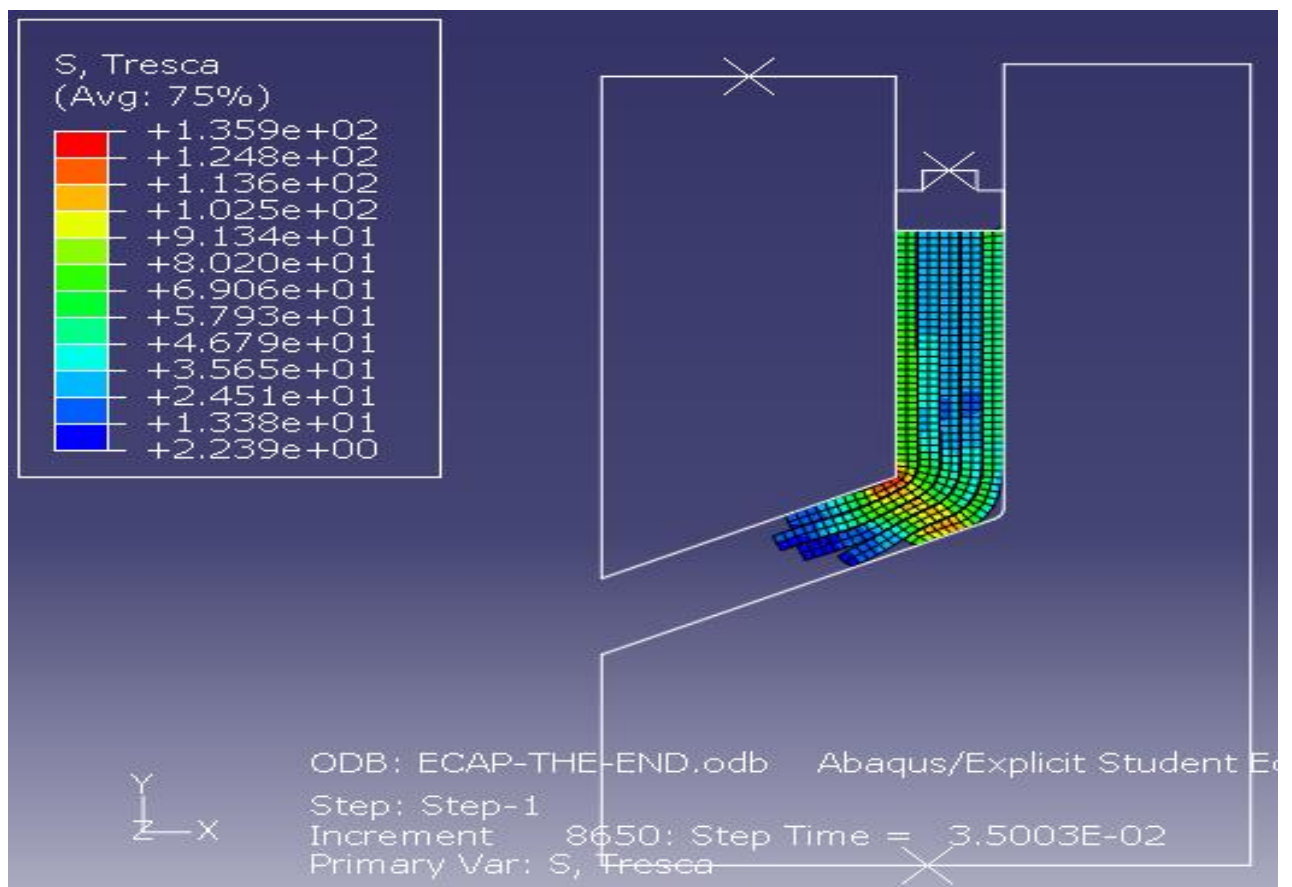


Figure 51 : capture de la simulation de l'extrusion coudée à t_7 .

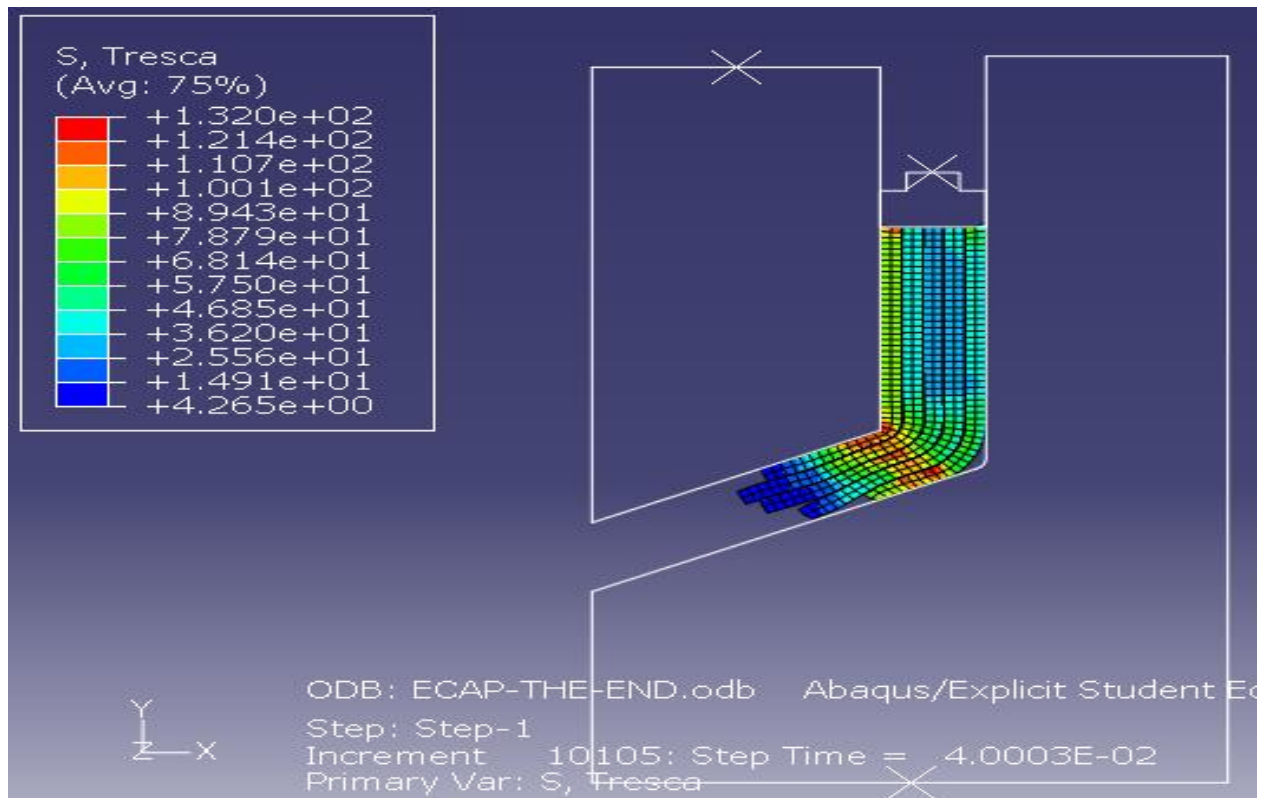


Figure 52 : capture de la simulation de l'extrusion coudee à t_8 .

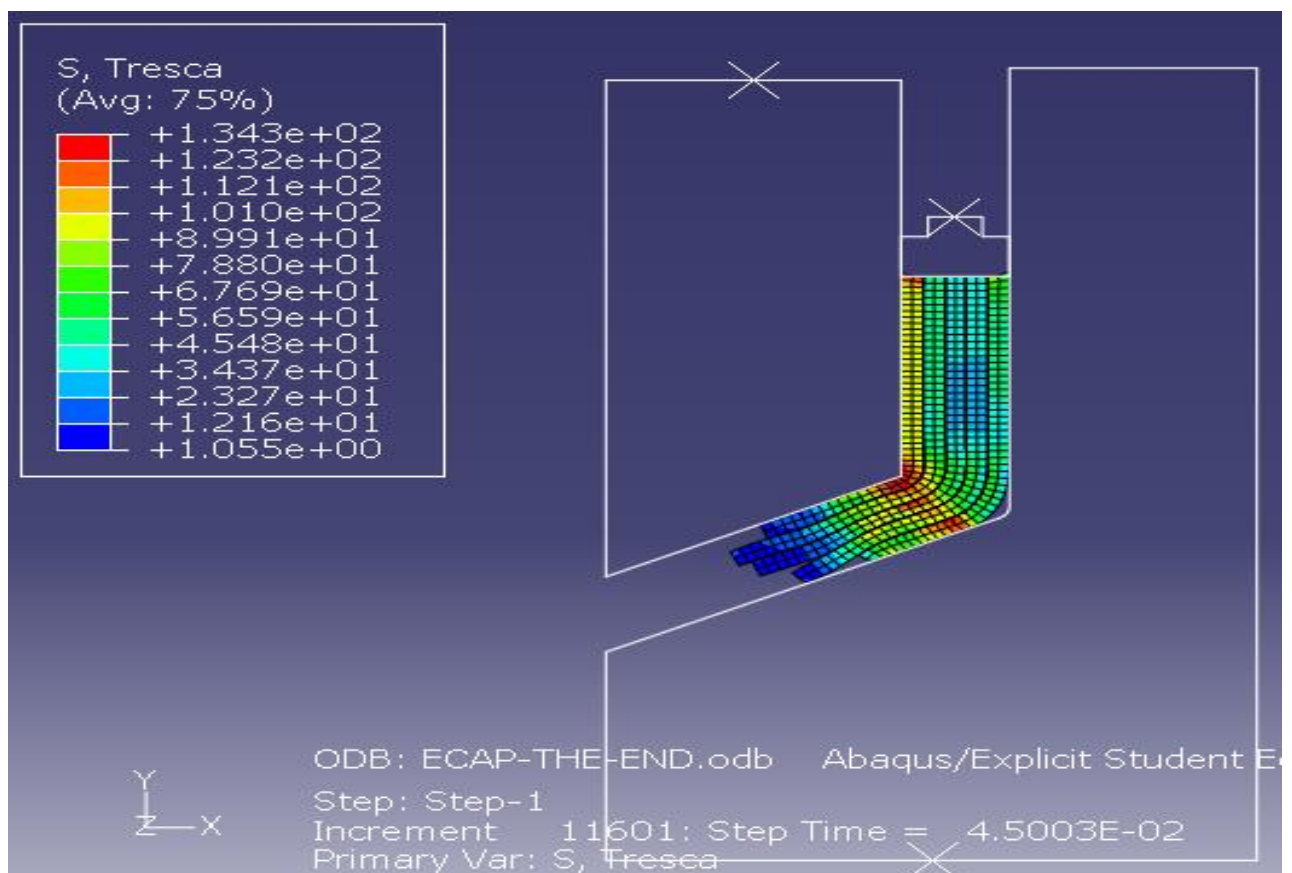


Figure 53 : capture de la simulation de l'extrusion coudee à t_9 .

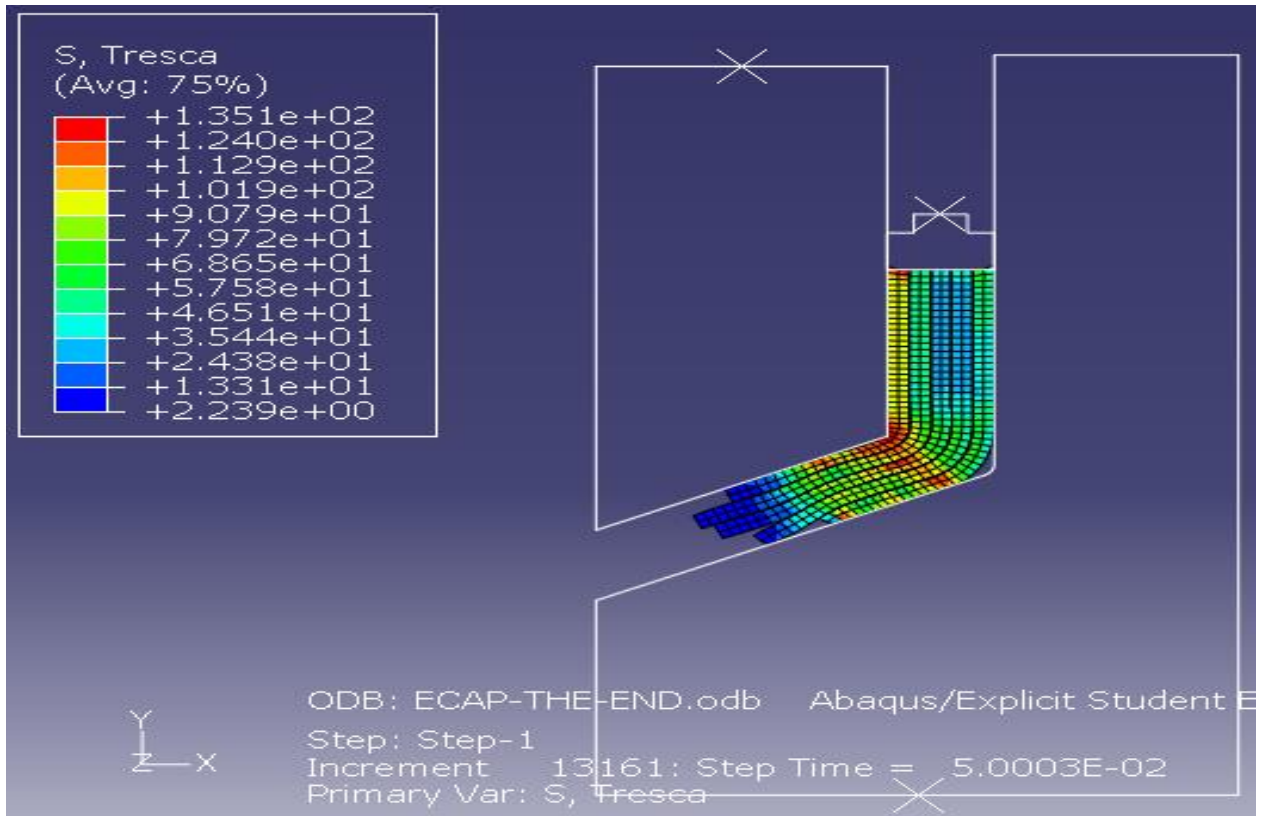


Figure 54 : capture de la simulation de l'extrusion coudée à t_{10} .

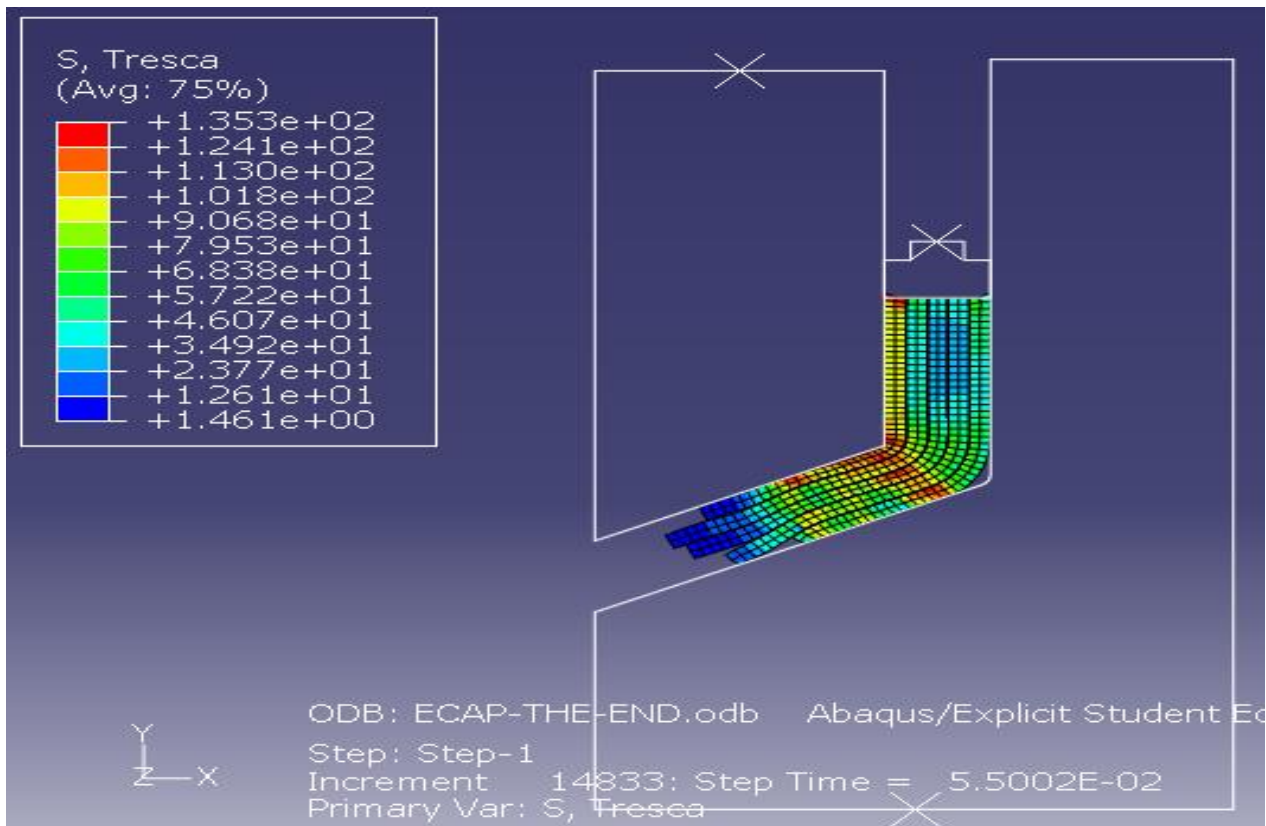


Figure 55 : capture de la simulation de l'extrusion coudée à t_{11} .

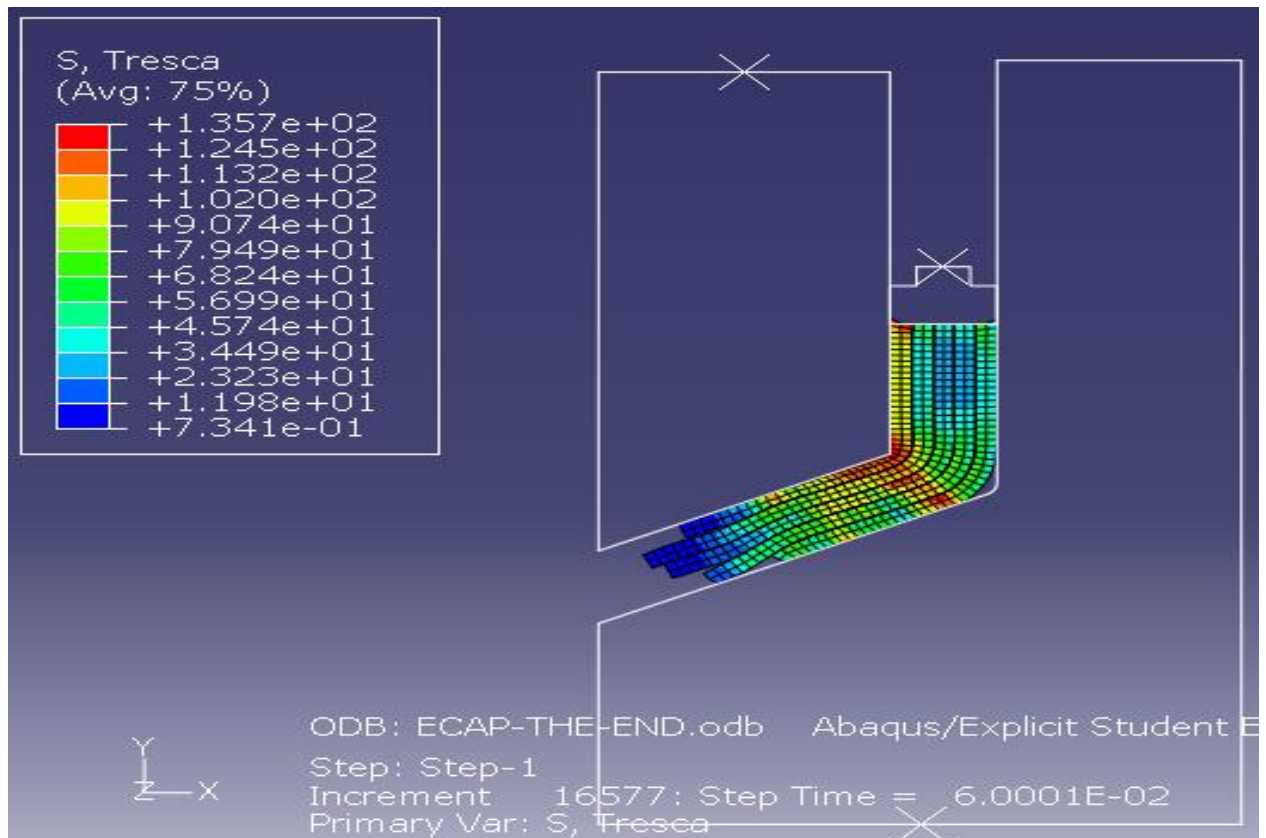


Figure 56 : capture de la simulation de l'extrusion coudée à t_{12} .

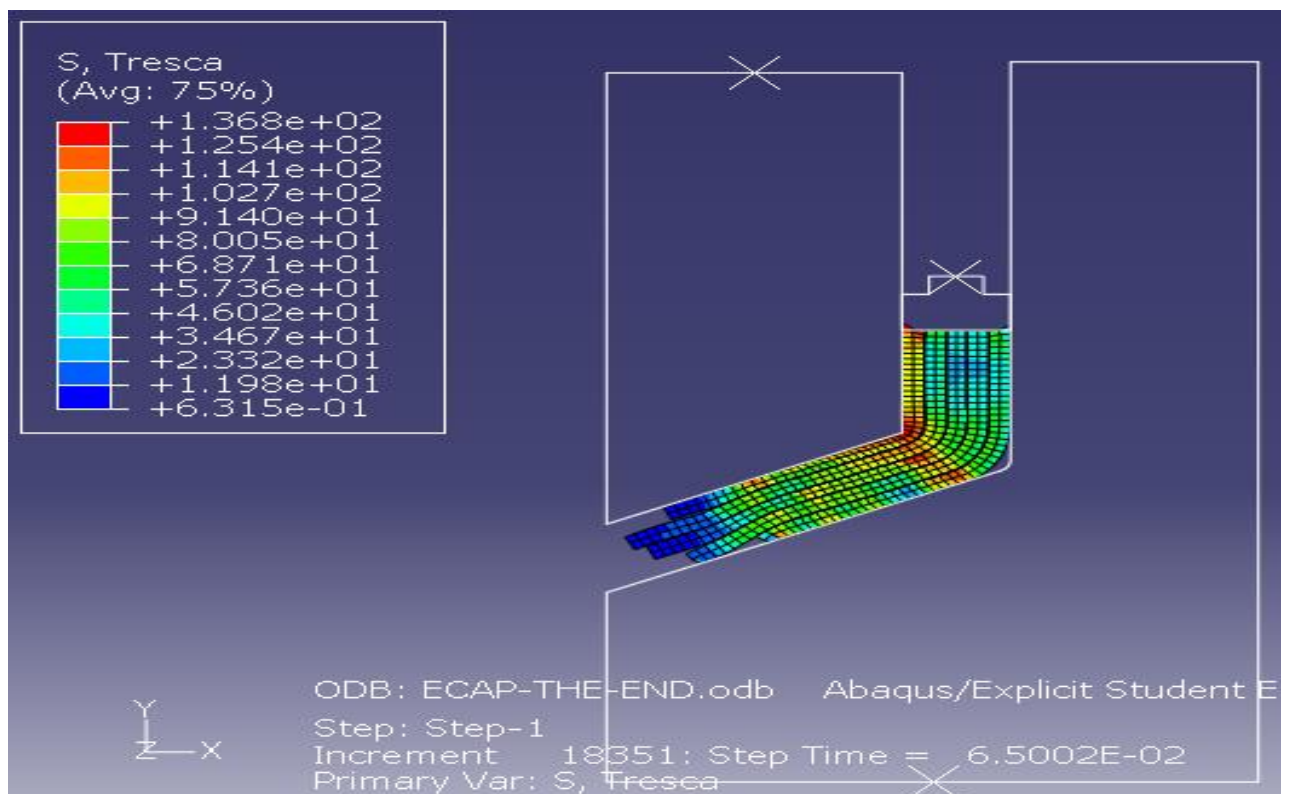


Figure 57 : capture de la simulation de l'extrusion coudée à t_{13} .

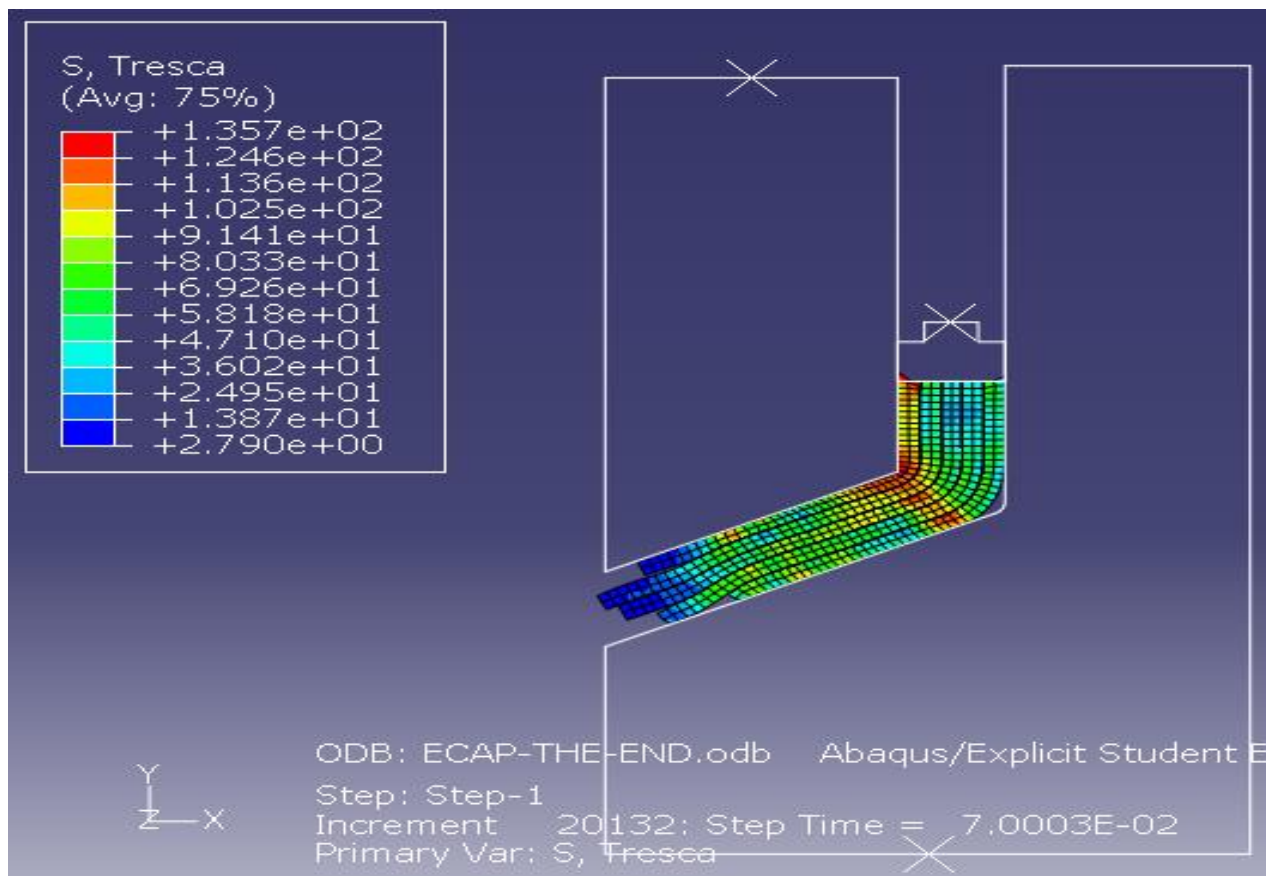


Figure 58 : capture de la simulation de l'extrusion coudée à t_{14} .

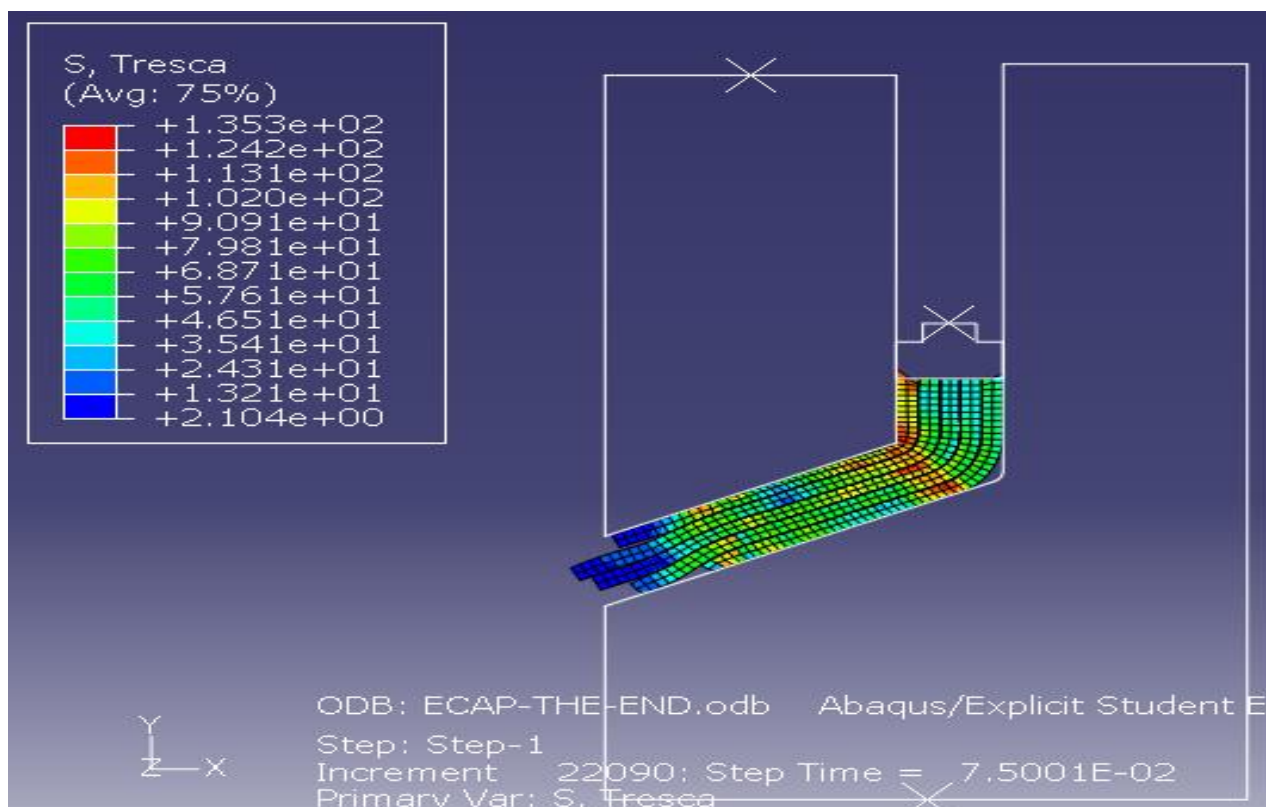


Figure 59 : capture de la simulation de l'extrusion coudée à t_{15} .

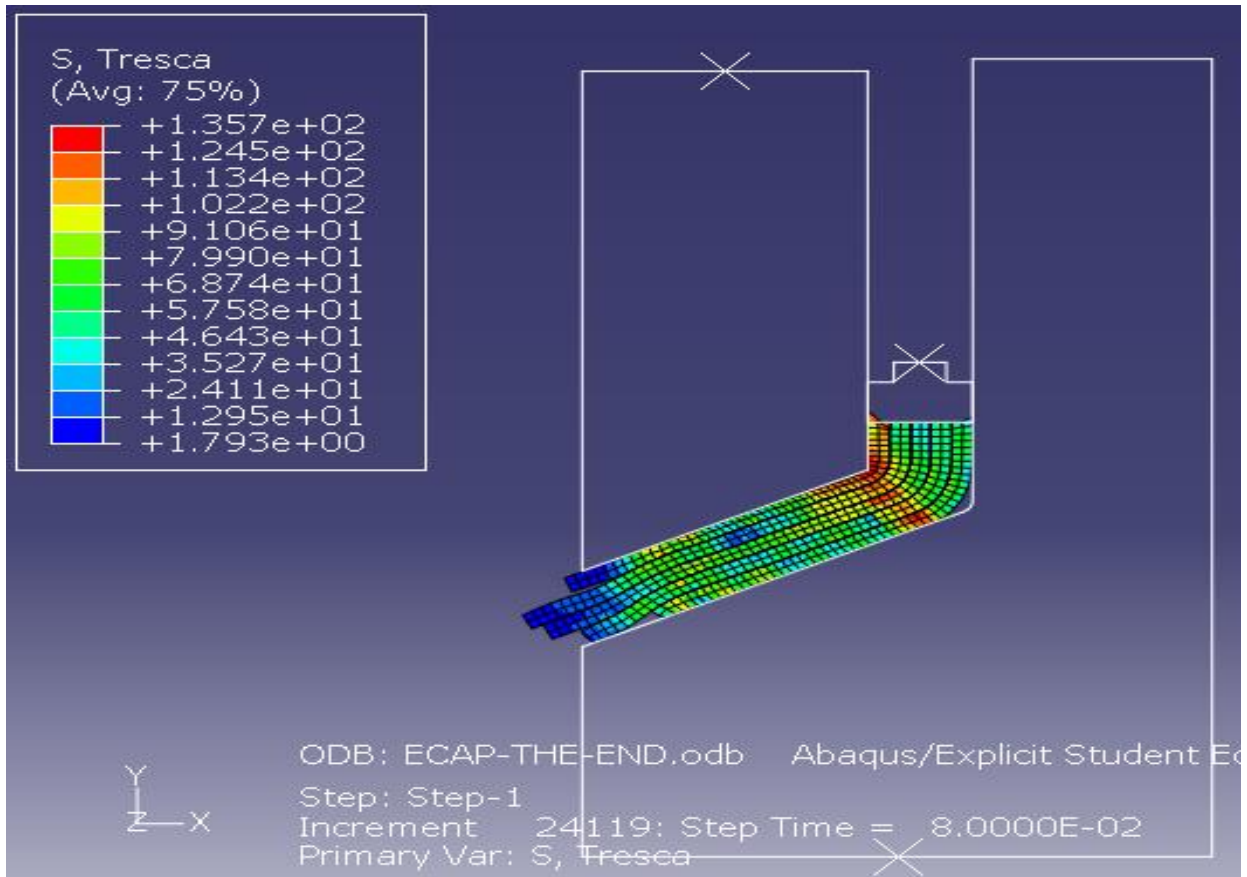


Figure 60 : capture de la simulation de l'extrusion coudée à t_{16} .

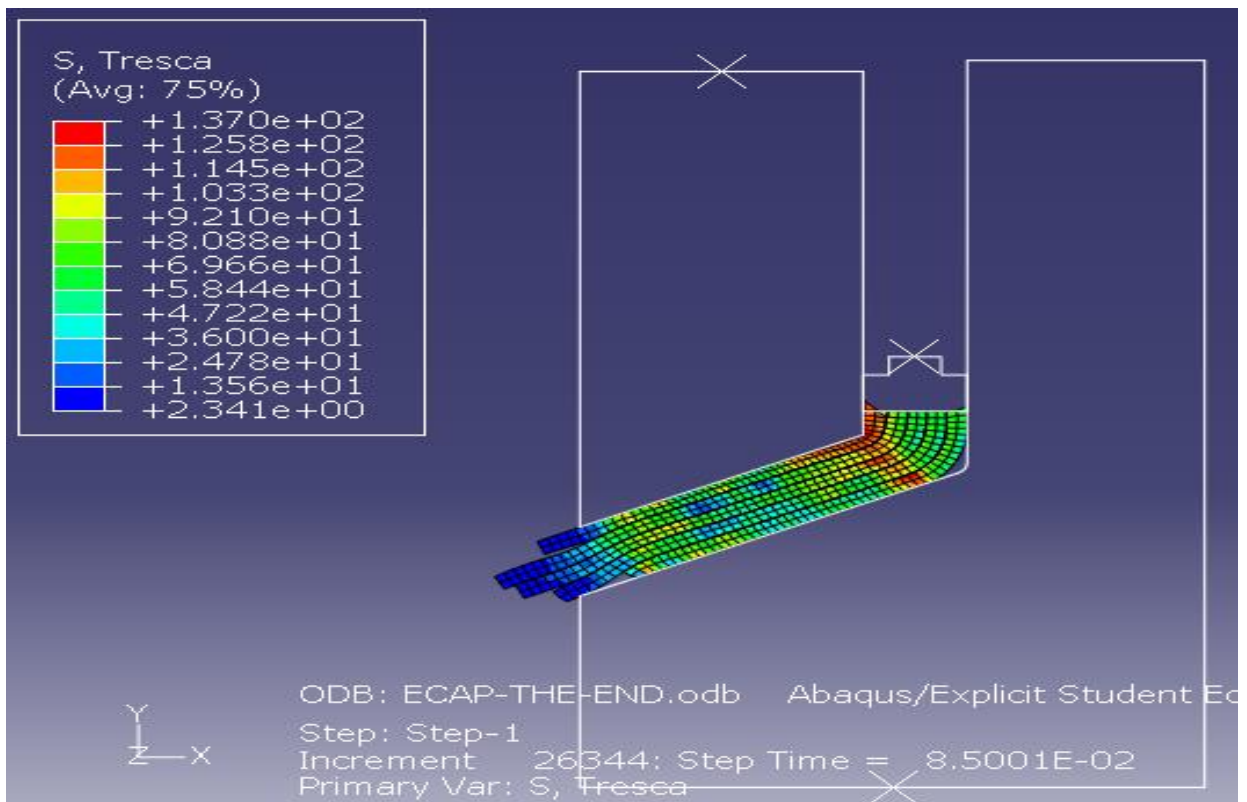


Figure 61 : capture de la simulation de l'extrusion coudée à t_{17} .

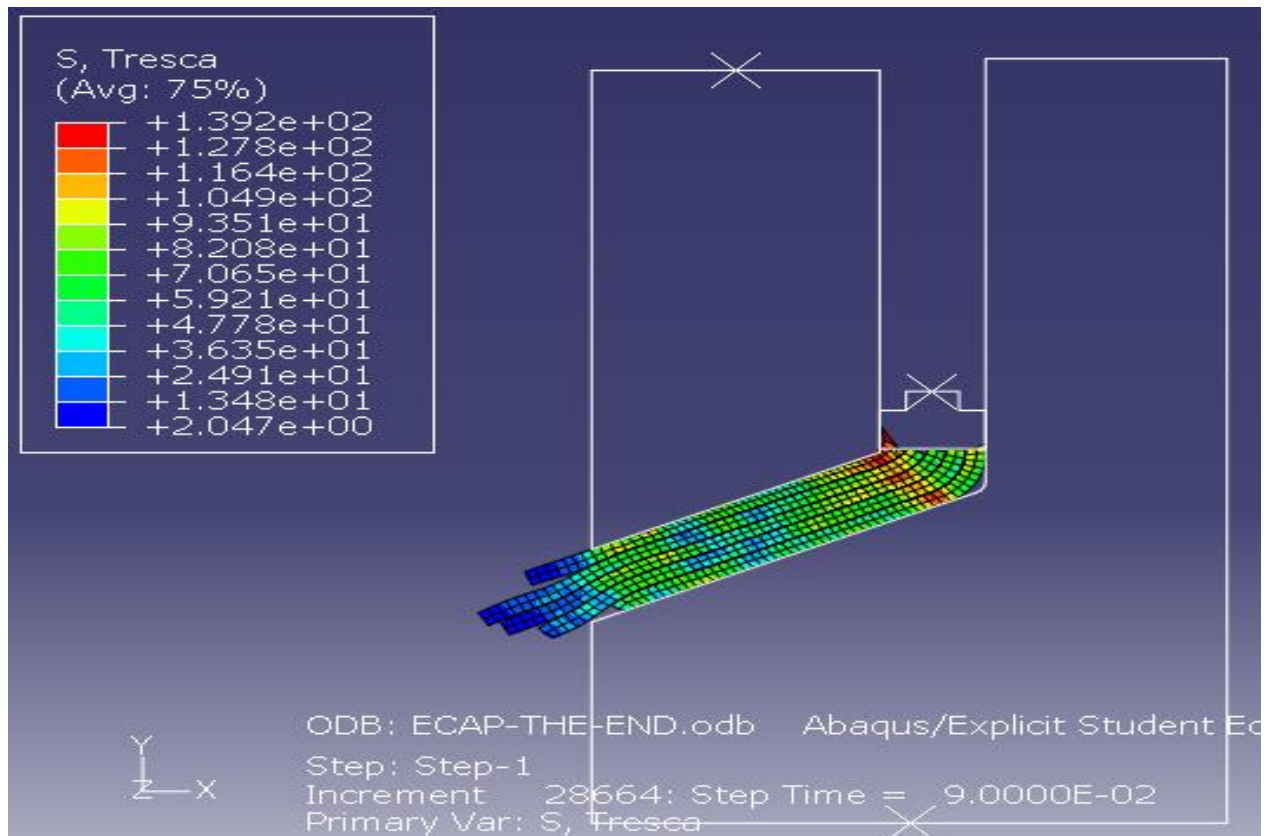


Figure 62 : capture de la simulation de l'extrusion coudée à t_{18} .

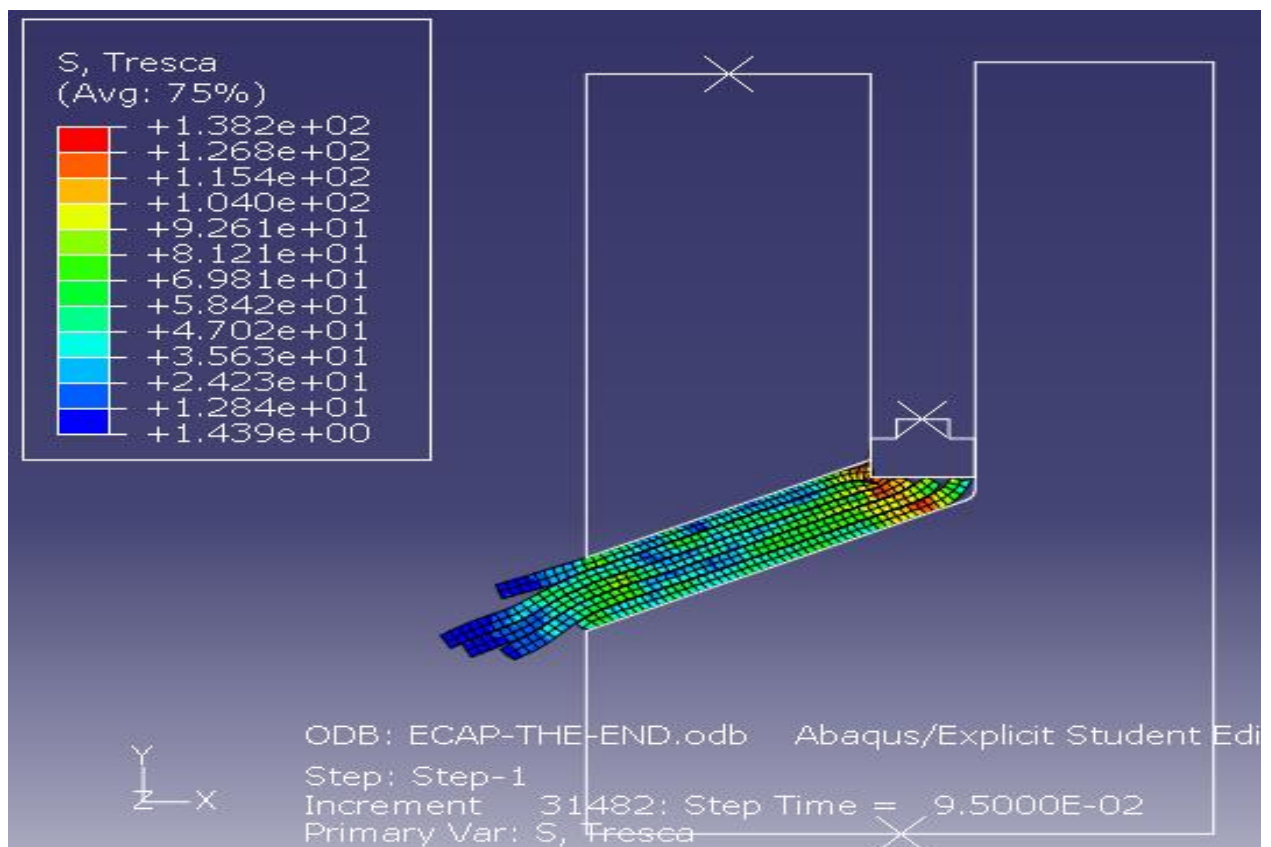


Figure 63 : capture de la simulation de l'extrusion coudée à t_{19} .

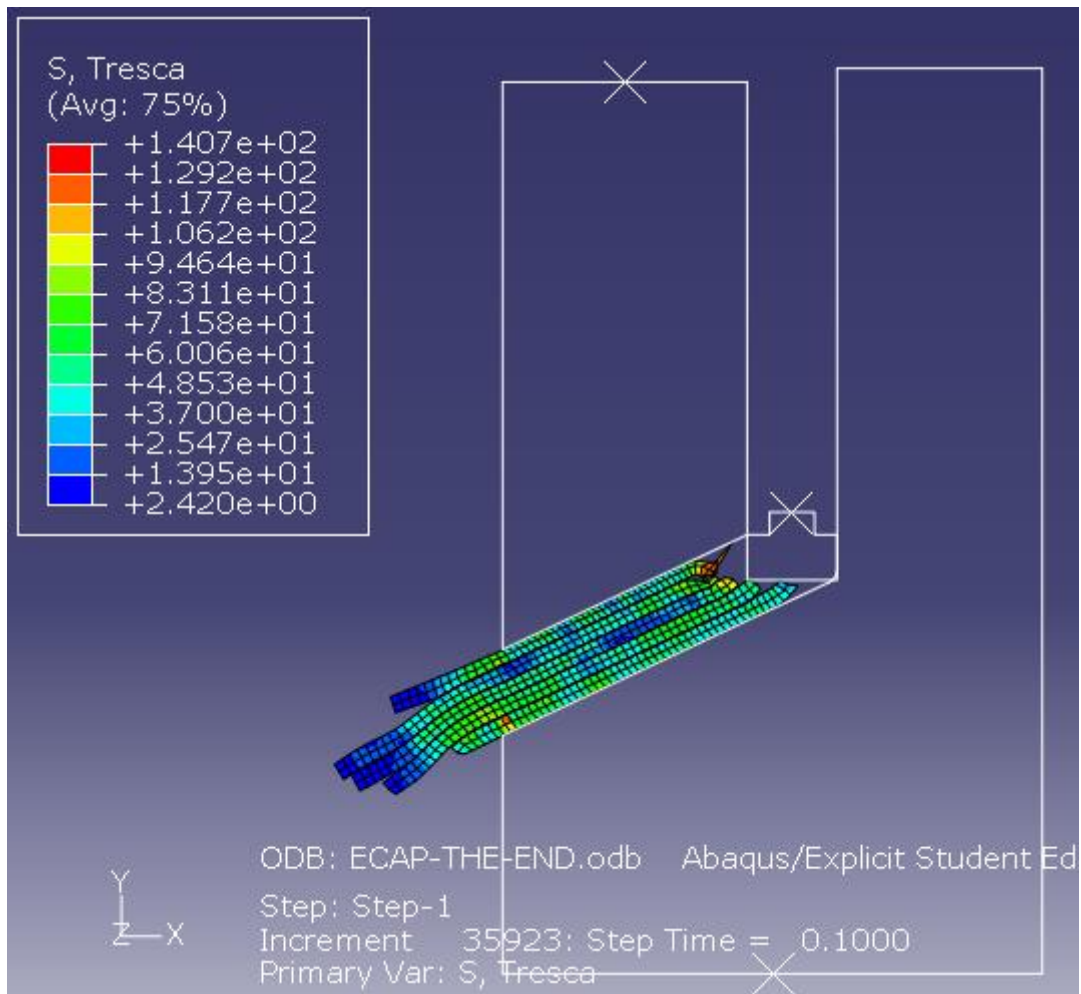


Figure 64 : capture de la simulation de l'extrusion coudée à t_{20} .

Dans cette partie on montre la progression des contraintes de chaque échantillon en fonction du temps.

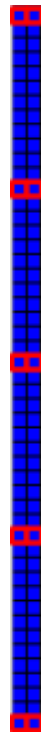


Figure 65: les nœuds sélectionnés pour la visualisation de la progression des contraintes pour chaque échantillon en fonction du temps.

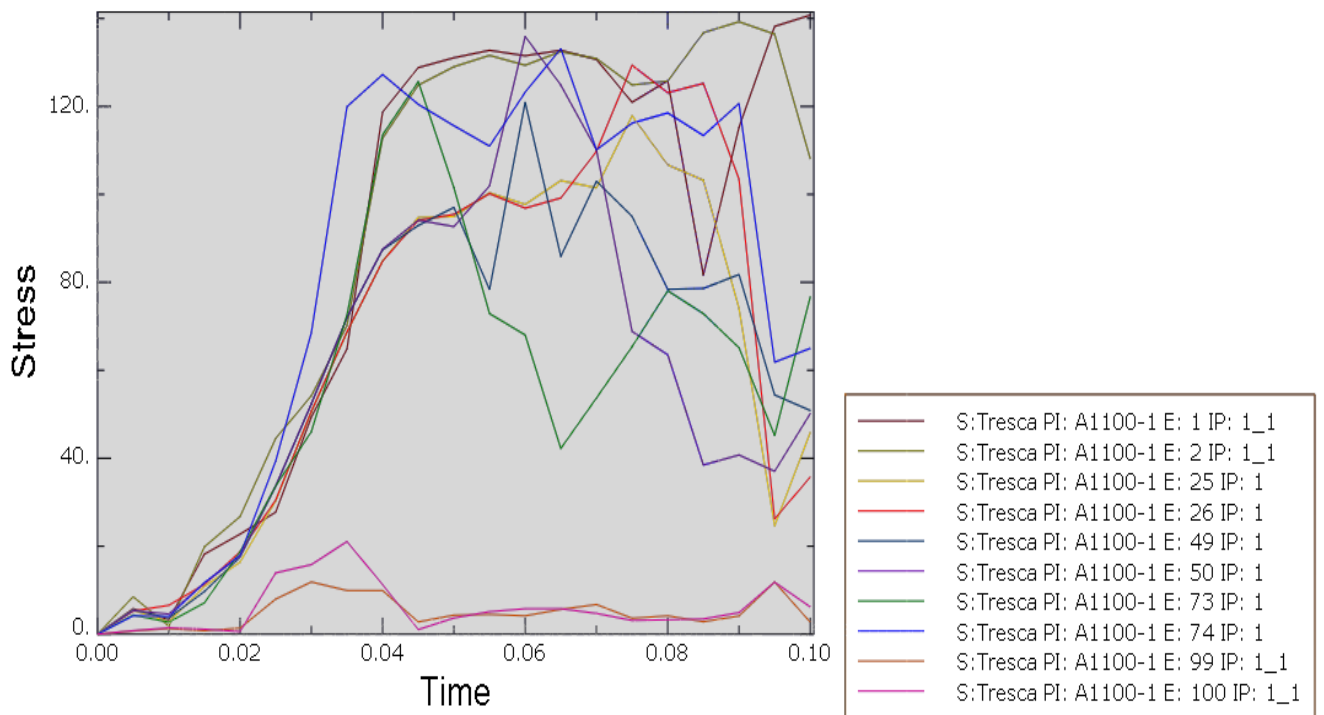


Figure 66 : progression des contraintes en fonction du temps pour A1100 (1)

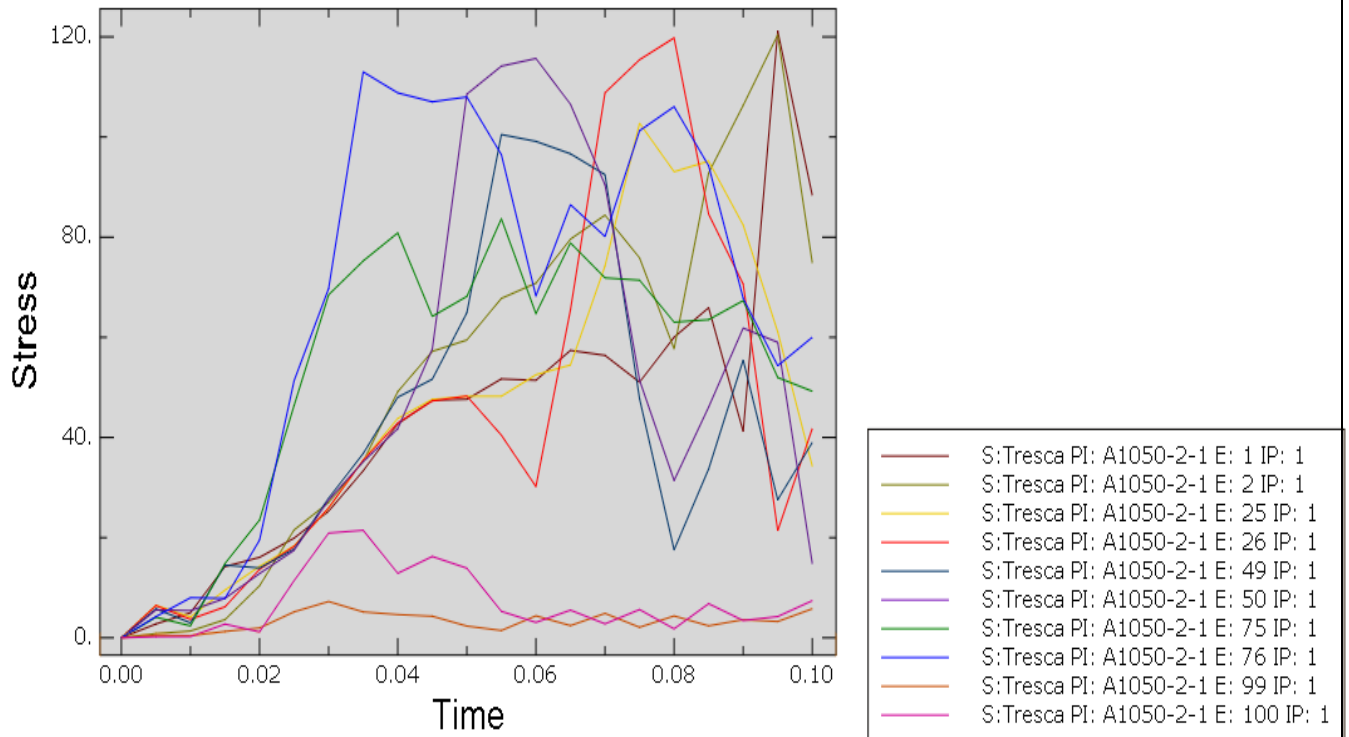


Figure 67 : progression des contraintes en fonction du temps pour A1050-laminee (2)

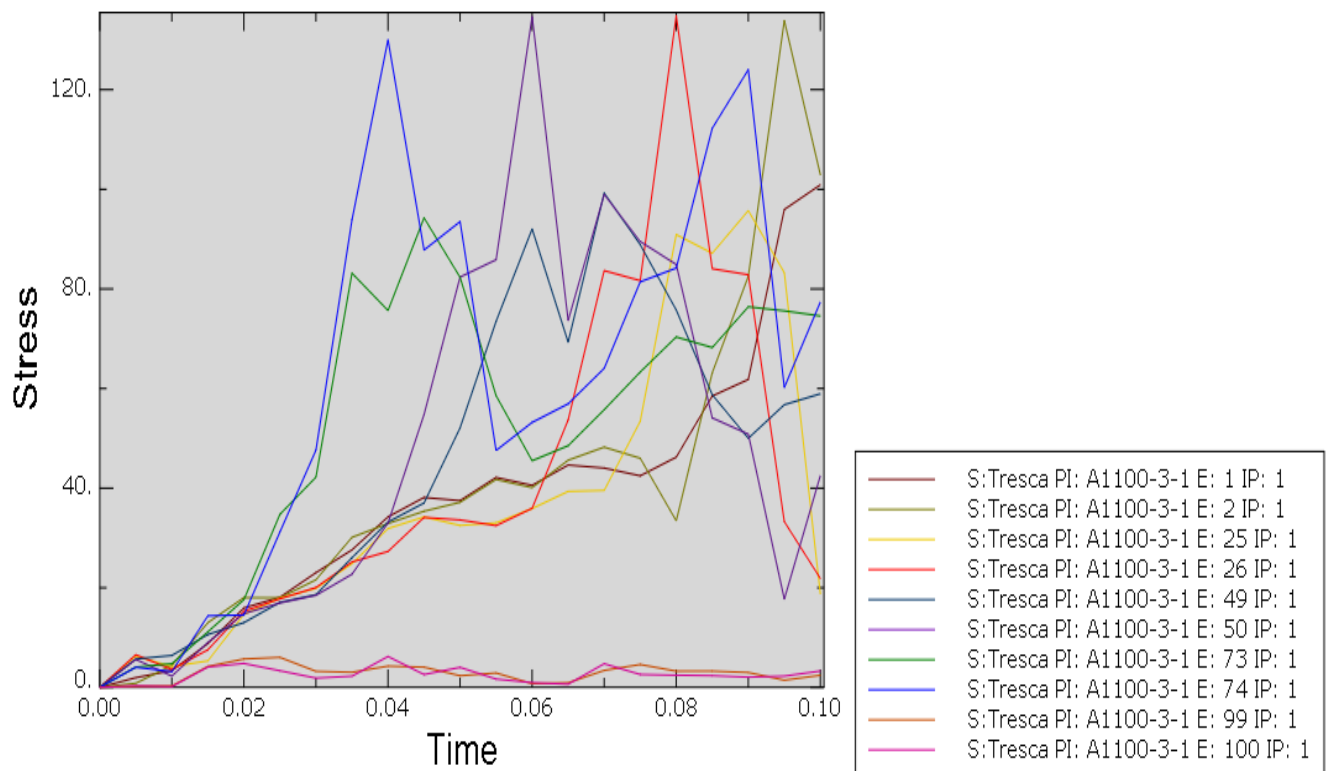


Figure 68 : progression des contraintes en fonction du temps pour A1100 (3)

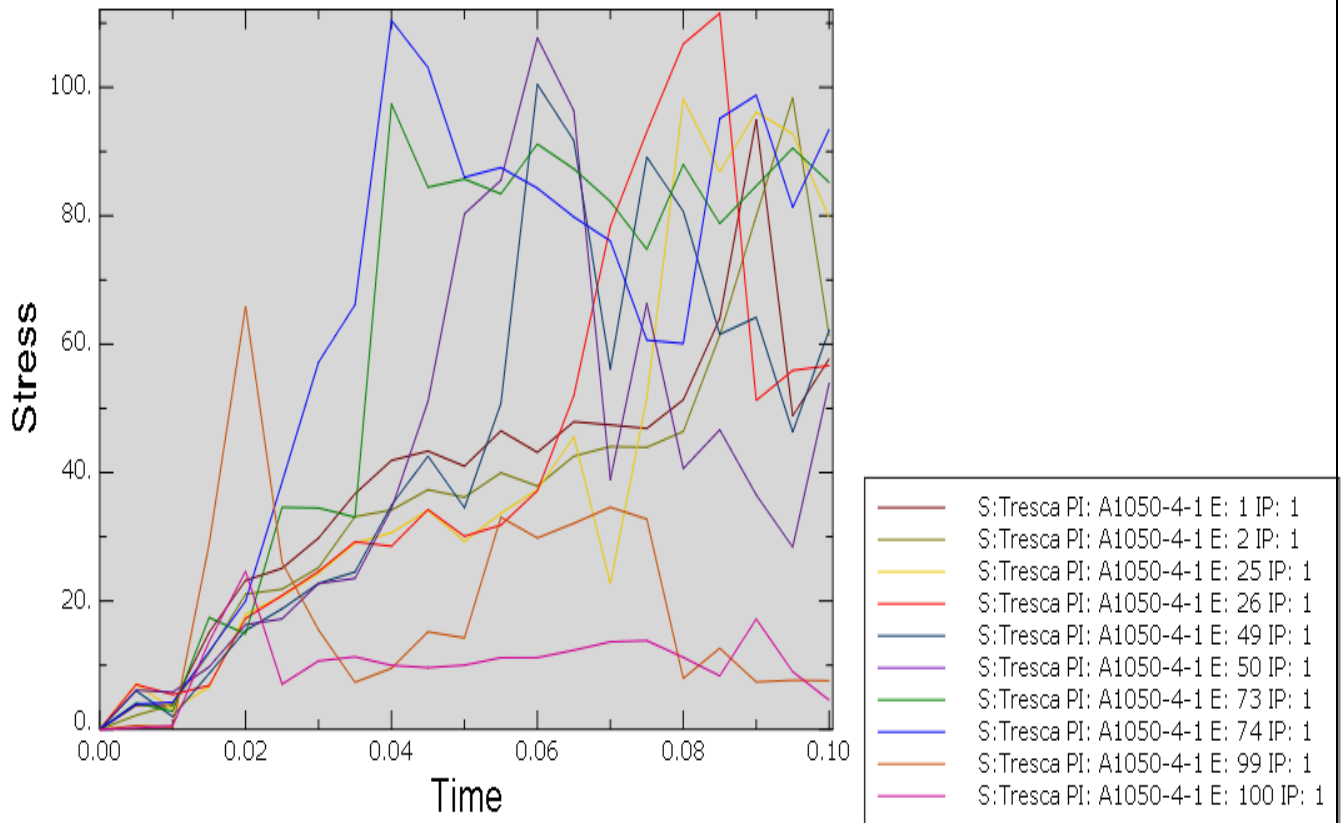


Figure 69 : progression des contraintes en fonction du temps pour A1050-laminee (4)

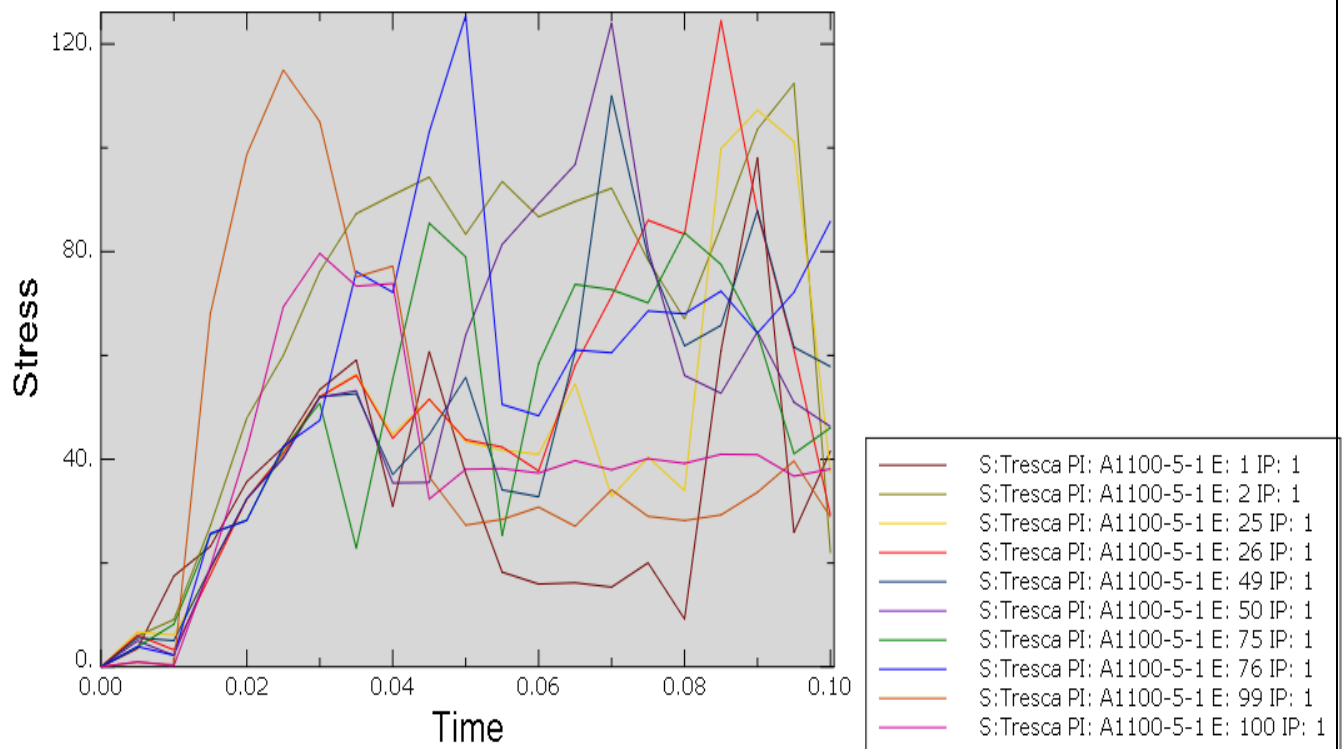


Figure 70 : progression des contraintes en fonction du temps pour A1100 (5)

12.INTERPRETATION DES RESULTATS :

On observe que :

- Le premier échantillon à subir des contraintes est l'échantillon A1100(5).
- Les échantillons qui subissent le plus de contraintes sont : A1100(1), A1100(3), A1100(5). Cela peut s'expliquer par le fait que :

A1100(5) : c'est le premier échantillon à s'engager dans le coude ce qui fait qu'il subit un choc direct d'où les contraintes élevées.

A1100(1) : c'est l'échantillon en contact direct avec l'angle interne ce qui fait qu'on a une concentration de contrainte à ce niveau.

A1100(3) : cette échantillon est sous l'influence des contraintes qui proviennent des deux angles interne et externe ce qui explique les grandes valeurs de contraintes.

- En étudiant les courbes des figures 67 et 69 qui traitent les valeurs des contraintes du même échantillon mais à deux emplacements différents (A1100 laminée aux emplacements 2 et 4) on observe que les valeurs des contraintes au niveau de l'emplacement 2 sont nettement plus supérieures que celle de l'emplacement 4, on en conclut que l'angle intérieure a une plus grande importance que l'angle extérieure.
- Les résultats précédents nous dévoilent un autre paramètre lié à l'angle intérieure qui influe sur les contraintes soumise lors de l'ECAP qu'on nommera le paramètre X qui est en cours d'étude.

VI. CONCLUSION :

L'ECAP est un processus de déformation plastique sévère qui nous permet d'obtenir une microstructure à grain ultrafins voire nanométrique.

Ce procédé est en cours d'étude au laboratoire de mise en forme des matériaux métalliques localisé au département de Métallurgie. L'extrudeuse coudée, réalisée au niveau du laboratoire, présente un canal d'angle $\Phi=115^\circ$ et $\Psi=8^\circ$.

Les échantillons d'aluminium à extruder sont placés dans le canal par paquet de 5, disposés en sandwich alternés (A1100)/ (A1100 laminé).

Il nous a donc paru intéressant de simuler ce processus en utilisant le logiciel Abaqus (version étudiant) et les données que nous avons sur l'aluminium A1100 et A1100 préalablement laminé.

Ce travail nous a permis de :

- maîtriser le logiciel de simulation ABAQUS et de réaliser un modèle d'ECAP
- Avoir un support visuel qui nous permet de visualiser le processus ECAP et de ce fait de mieux le comprendre.
- Voir l'influence des angles Φ et Ψ du canal sur les propriétés des échantillons.

VII. REFERENCES

- [1] <https://fr.wikipedia.org/wiki/Aluminium>
- [2] <https://iut.univ-amu.fr/sites/iut.univ-amu.fr/files/rapport-projet-1a.pdf>
- [3] <http://permamath.e-monsite.com/medias/files/6-metaux-non-ferreux.pdf>
- [4] file:///C:/Users/USER/Downloads/extrait_42357210.pdf
- [5] https://www.researchgate.net/publication/337155355_8_Metaux_et_alliages_non_ferreux_65_pages
- [6] http://ww2.acpoitiers.fr/vehiculesmateriels/sites/vehiculesmateriels/IMG/pdf/1_aluminium_prof.pdf
- [7] <https://www.yumpu.com/fr/document/read/16692010/lycee-raymond-loewy-aluminium-et-alliages-daluminium>
- [8] <https://ft.univ-tlemcen.dz/assets/uploads/pdf/departement/gc/partie2/aluminium.pdf>
- [9] Iwahashi, Y., Wang, J., Horita, Z., Nemoto, M., & Langdon, T. G. (1996). Principle of equal-channel angular pressing for the processing of ultra-fine grained materials. *Scripta Materialia*, 35(2), 143–146
- [10] *Technique de l'ingénieur. Ti155 - Nanosciences et nanotechnologies. Réf. Internet : 42194 | 3e édition. P116*
- [11] C.J. Luis Pérez *, R. Luri . Study of the ECAE process by the upper bound method considering the correct die design *Mechanics of Materials* 40 (2008) 617–628
- [12] P.N. Nizovtsev, A.A. Smolyakov , A.I. Korshunov and V.P. Solovyev .3D numerical simulations of the ECAP process *Rev. Adv. Master. Sci.* 10 (2005) 479-482.
- [13] F. Djavanroodi , B. Omranpour & M. Sedighi (2013) Artificial Neural Network Modeling of ECAP Process, *Materials and Manufacturing Processes*, 28:3, 276-281,
- [14] Arman Hasani, *Modélisation de lignes d'écoulement en extrusion angulaire à section constante et non-constante*, université Paul Verlaine-Metz 2009.
- [15] R.Z. Valiev*, R.K. Islamgaliev, I.V. Alexandrov Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation *Progress in Materials Science* 45 (2000) 103–189

- [16] R. Melicher Numerical simulation of plastic déformation of aluminium workpiece induced by ECAP technology Applied and Computational Mechanics 3 (2009) 319–330
- [17] Ruslan Z. Valiev a,1, Terence G. Langdon Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement Progress in Materials Science 51 (2006) 881–981
- [18] K.T. Ramesh, Nanomaterials, DOI 10.1007/978-0-387-09783-1 1,
- [19] A. Azushima (1)a, *, R. Kopp (1)b , A. Korhonen (1)c , D.Y. Yang (1)d , F. Micari (1)e , G.D. Lahoti (1)f , P. Groche (2)g , J. Yanagimoto (2)h , N. Tsuji i , A. Rosochowski j , A. Yanagida a(2008) Severe plastic deformation (SPD) processes for metals CIRP Annals - Manufacturing Technology 57 ;716–735
- [20] M. El-Masry* and M.M.S. Abo-Elkhair .ULTRAFINE-GRAINED MATERIALS PRODUCED BY SEVERE PLASTIC DEFORMATION. Proceedings of the 17 MS 142 th Int. AMME Conference, 19-21 April, 2016
- [21] <https://www.techniques-ingenieur.fr/actualite/articles/des-metaux-a-ultra-hauteresistance-obtenus-sous-haute-pression-77300/>
- [22] https://fr.qwe.wiki/wiki/Grain_boundary_strengthening#History
- [23] https://en.wikipedia.org/wiki/Severe_plastic_deformation#High_pressure_torsion
- [24] Tsuji, N., Saito, Y., Lee, S.-H., & Minamino, Y. (2003). ARB (Accumulative Roll-Bonding) and other new Techniques to Produce Bulk Ultrafine Grained Materials. Advanced Engineering Materials, 5(5), 338–344. doi:10.1002/adem.200310077
- [25] Naser, T. S. B., & Krállics, G. (2012). The Effect of Multiple Forging and Cold Rolling on Bending and Tensile Behavior of Al 7075 Alloy. Materials Science Forum, 729, 464–469. doi:10.4028/www.scientific.net/msf.729.464
- [26] Lin, J., Wang, Q., Peng, L., & Roven, H. J. (2009). Microstructure and high tensile ductility of ZK60 magnesium alloy processed by cyclic extrusion and compression. Journal of Alloys and Compounds, 476(1-2), 441–445. doi:10.1016/j.jallcom.2008.09.031
- [27] F. BOUAKSAa , T. TAMINEb Hyper déformation plastique de polymère amorphe par extrusion coudée à aires égales 22 ème Congrès Français de Mécanique Lyon, 24 au 28 Août 2015

- [28] S. K. Lua, H. Y. Liua, L.Yuba*, Y.L Jiangb, J. H. Suc 3D FEM simulations for the homogeneity of plastic deformation in aluminum alloy HS6061-T6 during ECAP 2011 SREE Conference on Engineering Modelling and Simulation (CEMS 2011)
- [29] Stephanie Frint, Matthias Hockauf, Philipp Frint, Martin F.-X. Wagner Scaling up Segal's principle of Equal-Channel Angular Pressing
- [30] <http://docnum.univ-lorraine.fr/public/UPV-M/Theses/2007/Goran.Daniel.SMZ0721.pdf>
- [31] Roxane ARRUEFAT-MASSION Modélisation des textures et de l'écroutissage dans le procédé d'extrusion angulaire à section constante UNIVERSITE DE METZ
- [32] M. FURUKAWA Z. HORITA, M. NEMOTO T. G. LANGDON Processing of metals by equal-channel angular pressing JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE 36 (2001) 2835 – 2843
- [33]Effect of Cu content and number of passes on evolution of microstructure and mechanical properties of ECAPed Al/Cu alloys Nahed El Mahallawy a,1, Farouk A. Shehata b, Mohamed Abd El Hameed b, Mohamed Ibrahim Abd El Aal b,*
- [34]P. VENKATACHALAM, et al/Trans. Nonferrous Met. Soc. China 20(2010) 1822-1828
- [35]Tensile properties and fracture mechanism of Al–Mg alloy subjected to equal channel angular pressing D.R. Fang a,b, Q.Q. Duan b, N.Q. Zhao a, J.J. Li a, S.D. Wu b, Z.F. Zhang b,*
- [36]Equal channel angular extrusion in a commercial Al–Mn alloy C.J. Luis Pérez*, P. González, Y. Garcés .Journal of Materials Processing Technology 143–144 (2003) 506–511
- [37] <https://www.futura-sciences.com/tech/definitions/informatique-simulation-informatique-11319/>
- [38] <https://www.ec2-modelisation.fr/presentation/simulation-numerique>
- [39] https://souslecapot.fr/html_css/dossiers/abaqus/abaqus.php
- [40] http://perso.univ-lemans.fr/~fcalvay/projetsmnriv/model_crash_abacus