

People's Democratic Republic of Algeria
Ministry of Higher Education and Scientific Research
Mohamed Boudiaf University of M'sila
Faculty of Technology

الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية
وزارة التعليم العالي والبحث العلمي
جامعة المسيلة
كلية التكنولوجيا



Département de Génie Mécanique

MEMOIRE DE FIN D'ETUDE

En vue de l'obtention du diplôme de :

MASTER

En Génie Mécanique

Option : fabrication mécanique

Présenté par :

Hamouma Aboubaker assadiq & Zitouni Walid

Thème

**SIMULATION NUMERIQUE DE SOUGAGE
TIG DE SUPERALLAGE A BASE DE NIKEL**

Devant le jury composé de :

NOM et Prénom	Grade	Qualité
DAOUDARI Ameer	Maitre assistant A	Président
SAIB Cherif	MCA	Encadreur
KHLDOUNE Abderraouf	Doctant	Examineur

Année Universitaire: 2020 / 2021

N° d'ordre: GM/...../2020



Dédicaces

Je dédie ce travail:

- ✚ A mon cher père et ma chère mère.
- ✚ *A mes chers frères et sœurs.*
- ✚ *A toute ma famille.*
- ✚ *A tous ceux qui ont sacrifié leur temps pour la science et à tous ceux qui utilisent la science pour le bien et la prospérité de l'humanité.*

Remerciements

*MES REMERCIEMENTS A DIEU TOUT PUISSANT POUR
PLA VOLONTE, LA SANTE ET LA PATIENCE QU'IL M'A
DONNEE TOUJOURS.*

*JE TIENS A REMERCIER CHALEUREUSEMENT MON
ENCADREUR : CHERIF SAIB*

*KAMEL D'AVOIR ACCEPTE DE DIRIGER CE TRAVAIL ET DE
M'AVOIR PRODIGUE DES CONSEILS SCIENTIFIQUES, ONT
ETE PRECIEUX ET DES ORIENTATIONS POUR LA
REALISATION DE CE TRAVAIL.*

*DES REMERCIEMENTS AUX MEMBRES DU JURY, POUR
L'INTERET ET D'AVOIR ACCEPTE DE JUGER CE TRAVAIL.*

*A L'ENSEMBLE DES ENSEIGNANTS QUI ONT CONTRIBUE A
MA FORMATION AINSI QUE TOUT LE PERSONNEL
ADMINISTRATIF QUI, A PARTICIPE AU BON DEROULEMENT
DE CE TRAVAIL, LES ENSEIGNANTS DU DEPARTEMENT DE
GENIE MECANIQUE. POUR SA DISPONIBILITE, SA PATIENCE
ET SES CONSEILS QU'ILS ONT PRODIGUE.*

*MES REMERCIEMENTS VONT AUSSI A TOUS MES PARENTS,
MES ENSEIGNANTS, MES AMIS ET MES COLLEGUES DE LA
PROMOTION 2021*

*A TOUS CEUX QUI, PAR LEUR ENCOURAGEMENT OU LEUR
AMITIE.*

Liste des figures

CHAPITRE I : LE SUPERALLIAGE À BASE NICKEL INC738LC

Figure.I.1. evolution de la microstructure des superalliages.	15
Figure I.3. Diagramme de soudabilité des superalliages à base nickel, selon leur en Ti et Al.....	22
Figure I.4. Fissure de solidification lors de soudage de l'inconel 718.	23
Figure I.5. a) trace de liquation dans la ZAT lors de soudage de l'INC 738, b) Schématisation du mécanisme de fissuration par liquation.	24

CHAPITRE II: SOUDAGE TIG

Figure II.1. Classification des procédés soudage.....	26
Figure II.2. Sources thermiques et densités d'énergies.	27
Figure II.3. La torche TIG.....	28
Figure II.4. Répartition de la tension le long de l'arc électrique.....	29
Figure II.5. Répartition de la chaleur dans l'arc en fonction de longueur d'arc pour une intensité fixée.....	30
Figure II.6. Forces et courants de convection dans le bain de fusion de soudage TIG	32
Figure II.7. Influence de la vitesse de soudage et du rapport largeur/ épaisseur de la zone fondue à la sensibilité à la fissuration de liquation de l'Inconel 718 (laminé, ASTM 5 à 6, état mis en solution) soudé TIG ou FE	33
Figure II.8. Carte de soudabilité de l'Inconel 718	33
Figure II.9. Carte de soudabilité de l'Inconel 718 avec line de formation des microporosités.....	34
Figure II.10. Les formes du bain de fusion.....	35
Figure II.11. Germination par épitaxie à la ligne de fusion et de la croissance de grain compétitive en métal soudé.....	36
Figure II.12. Représentation schématique d'un bain de fusion elliptique : la variation du gradient thermique locale G, vitesse de croissance linéaire de solidification R et la structure des grains correspondant.....	37
Figure II.13. Profil de la température actuelle et la température d'équilibre du liquidus, effet du gradient de température G et le ΔT_c sur le mode de solidification des sous structures.....	39
Figure II.14. Schéma du gradient de température en fonction de la vitesse de solidification montre les modes de solidification possibles.....	40
Figure IL.15. Représentation schématique de la répartition des contraintes résiduelles induites par le soudage.....	41

Figure II.16. Schéma des transformations des phases et l'évolution des fractions de précipités y 'lors d'une opération de soudage.....	42
Figure II.18. Evolution de la solidification au cours du soudage.	44
Figure II.19. Isothermes autour du bain de fusion et représentation des limites entre zones en traction et zones en compression.	44
Figure II.20. Evolution des zones à ductilité nulle au cours du passage de la torche.	45
Figure II.21. Représentation schématique du domaine NDR pour l'INC 738 LC.	46
Figure II.22. Préparation des bords en assemblage bout-à-bout.....	47
Figure II.23. Assemblages en angles	48
Figure II.24. Assemblage à bords relevés.....	48
Figure II.25. Assemblage à recouvrement.....	49
Figure II.26. Défauts de soudage . -Porosité et inclusions, - manque de fusion et pénétration, -Crevasses et fissures	50

CHAPITRE III : GÉNÉRALITÉS SUR LOGICIEL ABAQUS

Figure.III.1 : Structure d'une analyse sous Abaqus.....	54
Figure III.2 : Organisation d'abaqus.....	56
Figure III.3 : Réalisation de la mise en données d'un problème	56
Figure III.4 : Module Part.....	57
Figure III.5 : création de la géométrie	58
Figure III.6 : propriété Matériaux et section.....	59
Figure III.7 : Instance et assemblage	60
Figure .III.8 : Création de step.....	60
Figure III.9 : interaction.....	61
Figure III.10 : création des chargements.....	62
Figure III.11 : Création de maillage.....	63
Figure. III.12 : Lancement de calcul.....	63
Figure. III.13. Affichage des résultats.	64
Figure 2.14.Quelque élément dans Abaqus.	65
FigureIII.15.Les types d'intégrations et le nombre de nœuds.	66
Figure III.16. Exemple d'élément poutre.....	67
Figure III.17. Éléments solides 1D.	68
Figure III.18. Éléments solides 2D	68
Figure III.19.Éléments axisymétriques 2D.....	69
Figure III.20. Éléments coques et 3D.	69

CHAPITRE IV : SIMULATION DE SOUDAGE SUR ABAQUS

Figure.IV.2. Les coordonnées et partitions du modèle.	75
Figure.IV.3. Modèle de maillage utilisé pour l'analyse.	75
Figure.IV.4. Le flux de chaleur de Goldak à 6,292 s, a) vue de dessus, b) vue isométrique.	75
.....	76
Figure.IV.5. La distribution de température de l'apport de chaleur de Goldak à 6,292 s,	76
a) vue de dessus, b) vue isométrique.	76
Figure.IV.6. Contraintes résiduelles transversales d'apport de chaleur de Goldak à 8,35 s.	77

Liste des Tableaux

Tableaux I.1.La Présente la composition chimique de l'Inconel 738.	18
Tableaux I.2.Composition chimique de l'Inconel 738.	18
Tableaux I.3.Principales applications des superalliages.	21
Tableau.IV.1. Paramètres du procédé de soudage TIG.	74
Tableau.IV.2. Propriétés thermo physiques des matériaux.	75

TABLE DES MATIERES

Dédicaces	1
Remerciements.....	2
Liste des figures	3
Liste des Tableaux	5
Introduction Générale :	8

CHAPITRE I : LE SUPERALLIAGE À BASE NICKEL INC738LC

I.1.Introduction :	12
I.2.le superalliage à base Nickel :	12
I. 3.Les différents groupes des superalliages à base de Ni :	12
I. 3.1.Les alliages Ni-Cr ou « Inconel » :	12
I. 3.2.Les alliages Ni-Cu ou « Monel »	13
I. 3.3.Les alliages Ni-Cr-Mo-Fe ou « Hastelloy ».....	13
I. 3.4.Les alliages Ni-Fer-Cr ou « Incoloy» :	13
I. 4.des superalliages dans les turbomoteurs :	13

I.5.Le superalliage INC 738 LC :	16
I.5.1.Présentation du matériau de l’Inconel 738 :	16
I.5.3.Composition de l’Inconel 738 :	17
I. 6.Métallurgie physique de INC 738LC	19
I.7.Les applications des superalliages à base nickel :	20
I.7.1.Nickel et alliages nickel-cuivre :	20
I.8. Le problème de soudabilité du superalliage à base Ni INC738LC	21
I.8.1 Les fissures induites par le rechargement –procédé de soudage TIG	22
I.8.2.Les mécanismes de fissuration à chaud	22
I.8.3.La fissuration induite par la solidification	23
I.8.4.La fissuration par liquation	23

CHAPITRE II: SOUDAGE TIG

Introduction.....	26
II.1. Le soudage.....	26
II.2.Classification des procédés de soudage	26
II.3.Le soudage TIG.....	27
II.4. paramètres de soudage :	28
II.4.1. Phénomènes physiques propres à la zone fondue.....	31
II.4.2. Influence des traitements thermiques pré soudage : l’énergie de soudage et de la vitesse de soudage	32
II.4.3. Influence de la forme du bain de fusion :	34
II.4.4. Processus de solidification des soudures par procédé de soudage TIG :	35
II.4.5. Aspects métallurgiques du soudage :	37
II.4.5.1. Structure globale de solidification :	37
II.4.5.2. Sous structure de solidification :	37
II.4.6. Effet de la vitesse de refroidissement :	39
II.5.Phénomènes mécaniques associés au soudage TIG :	40
II.6. Métallurgie de soudage dans le superalliage à base Ni INC 738 LC :	41
II.6.1. Influence sur la taille de la ZAT :	42
II.6.2. Influence sur la ductilité :	43
II.7. Types des assemblages soudés :	46
II.7.1 Assemblage bout-à-bout :	46
II.7.2 Assemblage en coin ou en angles:	47
II.7.3 Assemblage à bords relevés :	48

II.7.4 Assemblage par recouvrement :	48
II.8. Avantages de soudage TIG :	49
II.9. Défauts macrographiques de soudage :	49
II.10. Méthodes et critères de validation des paramètres d'assemblages:	50
II.10. 1. Contrôle surfacique :	50
II.10.1.1. Contrôles visuel :	50
II.10.1.2. Ressuage fluorescent :	50
II.10.2. Contrôle en volume.	51
II.10.2.1. Radiographie X.	51

CHAPITRE III : GÉNÉRALITÉS SUR LOGICIEL ABAQUS

III.1. Introduction :	53
III.2. Généralité sur le code de calcul ABAQUS :	53
III.2.1. ABAQUS/Standard :	53
III.2.2. ABAQUS/Explicit :	54
III.2.3. ABAQUS/CAE :	54
III.3. Les différents fichiers pour la simulation sous Abaqus :	55
III.3.1. Fichier d'entrée (Input file) :	55
III.3.1.1. Extension .inp : contient des mots clés décrivant la géométrie, les matériaux, les conditions limites et les chargements de la structure étudiée :	55
III.3.2. Fichier de résultats (output file) :	55
III.3.2.1. Extension .odb : Contient les contours et courbes de résultats :	55
III.4. Autres fichiers créés par Abaqus lors de la simulation :	55
III.5. Organisation de l'interface Abaqus CAE (complète Abaqus environnement) :	55
III.6. Les modules :	56
III.6.1. Module part :	57
III.6.2 Module Property :	58
III.6.3 Module Assembly :	59
III.6.4. Module Step :	60
III.6.5. Module Interaction :	61
III.6.6. Module Load :	61
III.6.7. Module Mesh :	62
III.6.8. Module JoB :	63
III.6.9. Module visualization :	64
III.6.10. Module sketch :	64

III.8. Les éléments dans ABAQUS :	64
III.8.1. Degré de liberté (DDL) :	65
III.9. Les Types de non-linéarités :	69
III.9.1. Non-linéarités matérielles :	70
III.9.2. Non-linéarités géométriques :	70
III.9.3. Non-linéarités de contact :	70
III.10. Domaines physiques :	70

CHAPITRE IV : SIMULATION DE SOUDAGE SUR ABAQUS.

IV.1. Introduction :	72
IV.2. Modélisation de l'apport de chaleur :	72
IV.3. Conditions aux limites :	73
IV.4. Élément fini pour la simulation :	74
IV.5. Paramètres de soudage et modèle de matériau:	74
IV.5.2. Propriétés thermo physiques des matériaux	74
IV.6. La distribution de température :	76
IV.7. La distribution de contraintes résiduelles :	77
Conclusion générale :	79
Références	80

Introduction Générale :

Les superalliages à base de nickel durcis par précipitation γ , et notamment l'Inconel 738 LC (IN738LC), sont largement utilisés dans des pièces constitutives des parties chaudes de turbomachines. La raison vient de leurs excellentes propriétés mécaniques à haute température et de leurs très bonnes résistances à l'oxydation et à la corrosion. L'élaboration de ces pièces par voie liquide (fonderie) génère une multitude de défauts, tels que des criques, des inclusions ou encore des retassures. De plus, en service, les pièces subissent d'importantes usures et des fissures peuvent s'amorcer du fait des environnements extrêmement agressifs dans lesquels elles opèrent. Afin de diminuer les coûts de fabrication et de maintenance, il peut donc être intéressant de réparer ces pièces. Cependant, les superalliages à base de nickel sont très sensibles aux problèmes de fissuration lors des opérations de soudage destinées à les réparer.

L'opération de soudage conduit à des modifications métallurgiques du matériau (zone fondue, zone affectée thermiquement) conférant des propriétés particulières aux soudures. Pour donner aux soudures les propriétés attendues, les paramètres de soudage sont optimisés en réalisant des cas tests de soudage. Ceci permet de valider les paramètres de soudage et de minimiser les contraintes résiduelles introduites par les opérations de soudage. Aujourd'hui, les constructeurs d'ensembles mécano-soudés se tournent vers les possibilités de fiabilisation des assemblages offertes par la simulation numérique des procédés de soudage. Les industriels entendent ainsi limiter le nombre d'essais nécessaires à la mise au point du procédé de soudage.

La solidification est l'étape au cours de laquelle se forment les microstructures du joint soudé. La compréhension de ces phénomènes thermo métallurgiques est un enjeu majeur à plusieurs titres pour la simulation numérique du soudage. On peut citer le comportement mécanique lié à la structure métallurgique, la mise au point du procédé de soudage et l'interprétation des contrôles.

Le premier objectif de cette thèse est d'identifier et caractériser les phénomènes métallurgiques expliquant les mécanismes de formation du joint soudé. Le second objectif est d'évaluer la capacité du modèle de simulation de la solidification du soudage. Il faut donc vérifier que la soudure numérique possède les mêmes propriétés microstructurales que la soudure vraie. La démarche utilisée est donc de réaliser, dans un premier temps, des maquettes de soudage test. La caractérisation de ces maquettes de soudage permet de mettre en avant les phénomènes métallurgiques recherchés.

Dans un second temps, ces expériences de soudage sont réalisées de façon numérique. La validation du modèle s'effectue en comparant les propriétés du cordon de soudure vraie avec celles du cordon de soudure numérique. Pour remplir ces deux objectifs, l'analyse fine de la solidification des alliages utilisés dans ce travail est réalisée au préalable.

Cette thèse est divisée en quatre chapitres.

Dans le premier chapitre, nous avons présenté le superalliage INC 738LC en termes de ses composants et propriétés.

Dans le deuxième chapitre, nous avons discuté du soudage TIG, de ses paramètres et des facteurs affectant le soudage et les types des assemblages soudés.

Dans le troisième chapitre, nous avons présenté le programme de simulation ABAQUS.

Dans le quatrième chapitre, nous avons simulé le processus de soudage du superalliage INC738LC à l'aide du programme ABAQUS et étudié la répartition de la chaleur et des contraintes pendant le processus de soudage.

CHAPITRE I :
LE SUPERALLIAGE À BASE
NICKEL INC738LC

CHAPITRE I : LE SUPERALLIAGE À BASE NICKEL INC738LC

I.1.Introduction :

Malgré la diversité des matériaux dans la nature et la diversité de leurs caractéristiques physiques, chimiques et autres, mais ne répondant pas aux besoins de l'industrie avancée, de nouveaux types de matériaux ont émergé, tels que les alliages et les superalliages. Un de ces superalliages est INC738, qui est apparu en 1963, il a été caractérisé par une bonne tenue au fluage, une bonne résistance à la corrosion chaude et une meilleure résistance à l'oxydation, il est utilisé dans divers applications dans le domaine de températures de 650°C à 1050°C.

I.2.le superalliage à base Nickel :

Le superalliage à base nickel est un composé de plus de dix éléments chimiques, ils ont tous une base commune le Ni et d'autres éléments, (de Cr entre 10 à 20%, d'Al et Ti jusqu'à 8%, de Co de 5 à 10%, et des faibles quantités de B, C et Zr (pourcentage massiques). Parmi les éléments classiques ajoutés, on peut citer le Mo, le W, le Fe, le Nb, le Ta [1].

Les conditions de performance des superalliages à base nickel (Ni) sont :

1. Une bonne tenue au fluage.
2. Une bonne ductilité.
3. Une meilleure résistance mécanique à haute température.
4. La densité est proche de celle des aciers inoxydables.
5. Une excellente résistance à la corrosion, l'oxydation et à la sulfuration.
6. Le coefficient de dilatation qui varie de (+5 μ m/C) dans la plage de (500-1200C).

I. 3.Les différents groupes des superalliages à base de Ni : [3]

Les alliages de nickel par solution ou par précipitation sont connus par leurs groupes commerciaux :

I. 3.1.Les alliages Ni-Cr ou « Inconel » :

Présentent une forte teneur en nickel et en chrome, leur conférant une résistance aux milieux oxydants et réducteurs. Ils sont adaptés aux milieux corrosifs à température élevée. Certains alliages présentent d'exceptionnelles tenues à la fatigue.

CHAPITRE I : LE SUPERALLIAGE À BASE NICKEL INC738LC

I. 3.2. Les alliages Ni-Cu ou « Monel » :

Les « monels » présentent une teneur en cuivre autour de 30 %. Ces alliages présentent une haute résistance mécanique, une bonne soudabilité et une excellente tenue à la corrosion dans une vaste gamme de températures et de conditions d'environnement.

I. 3.3. Les alliages Ni-Cr-Mo-Fe ou « Hastelloy » :

Les « hastelloys » sont spécialement résistants aux milieux corrosifs aussi bien oxydants que réducteurs. Leur polyvalence et leur tenue à la fatigue en font des alliages utilisés en chimie fine. Certains sont utilisés en incinération d'ordures ménagères.

I. 3.4. Les alliages Ni-Fer-Cr ou « Incoloy » :

Le nom de marque déposée, Incoloy, est appliqué en tant que nom de préfixe à plusieurs alliages métalliques, à haute résistance à la corrosion et fortement résistant aux températures élevées, produit par des Corporation Spéciale en Métaux. Ces alliages Incoloy sont des alliages à base de nickel qui révèlent des caractères qui incluent une bonne résistance à la corrosion dans des milieux aqueux, l'excellente force et résistance à l'oxydation dans des milieux à haute température, le fluage de bonne résistance à la rupture, et la facilité de fabrication.

I. 4. des superalliages dans les turbomoteurs : [4]

Les superalliages à base nickel sont utilisés à des températures comprises entre 700 et 1200C, dans des atmosphères agressives. Pour se comporter de manière satisfaisante dans de telles conditions, ils doivent posséder des propriétés thermiques optimales, ainsi qu'une bonne résistance mécanique couplée à une importante ductilité. Pour atteindre ces objectifs, leur microstructure ainsi que leur composition ont évolué au fil des ans, comme en témoigne la figure une meilleure compréhension de l'influence des éléments d'additions a permis de créer des microstructures de plus en plus complexes, avec les carbures aux joints de grains permettent de combiner ductilité et résistance

CHAPITRE I : LE SUPERALLIAGE À BASE NICKEL INC738LC

mécanique et de plus en plus de précipités intra et inter granulaire de type γ' s'opposant au déplacement des dislocation et assurant ainsi au

Matériau une bonne tenue au fluage. Les dernières générations des superalliages (solidification dirigée et monocristaux) utilisent en plus des techniques des fonderies particulières permettent d'obtenir un alignement des grains dans la direction des efforts, afin d'augmenter encore les propriétés mécaniques de ces matériaux et en particulier leur tenue au fluage.

L'inconel 738 apparu vers 1970 est constitué en majorité d'une matrice austénitique base nickel appelée phase γ , dans laquelle est présente une fraction importante de précipités intermétallique de type Ni \square (Ti-Al) appelée phase γ' . La phase γ a une structure cubique faces centrées (c.f.c). Lors de la solidification, cette dernière se met en place, à partir du liquide, sous forme d'un réseau dendritique dont la croissance des branches se développe selon les trois directions $\langle 100 \rangle$ du système cubique. Les orientations des trois directions de croissance des branches sont indépendantes d'une dendrite à l'autre. La microstructure obtenue dépend des Conditions de solidification. Pour les vitesses de refroidissement élevées, les dendrites croissent en adoptant une des directions de solidification préférentielle $\langle 100 \rangle$, dite primaire, autour de laquelle se développent des branches secondaires. Les dendrites possèdent alors une forme allongée dite colonnaire, plus ou moins alignée dans la direction du gradient thermique. Le terme de solidification dirigée est utilisé dans ces cas. À l'inverse, pour les faibles vitesses de refroidissement, il n'existe pas de direction préférentielle de croissance par rapport au gradient thermique. Les dendrites présentent une structure de taille relativement isotrope. La microstructure est alors qualifiée d'équiaxe.

CHAPITRE I : LE SUPERALLIAGE À BASE NICKEL INC738LC

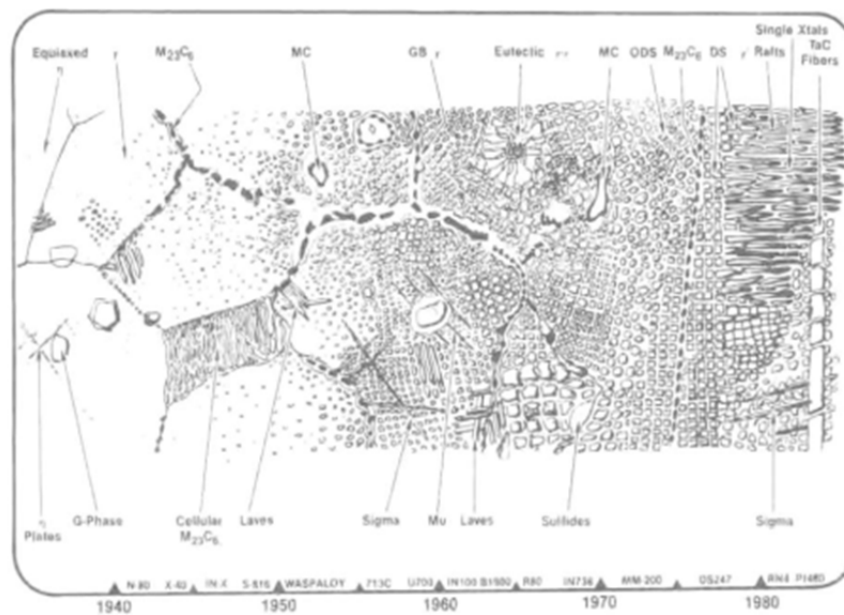


Figure.I.1. evolution de la microstructure des superalliages[4].

Les précipités intermétallique, de structure cubique faces centrées (c.f.c), composent la phase γ' (figure.2a). La précipitation de la phase γ' intervient en phase solide, à partir d'une température appelée sol vus de la phase γ' . Le faible désaccord paramétrique entre les deux phases γ et γ' , généralement compris entre 0 et 2% suivant la composition chimique de l'alliage, permet une précipitation cohérente de la phase γ' au sein de la phase γ . (figure.2b).

Bien que la structure de ces alliages puisse être décrite assez simplement, leur composition chimique est en général très complexe et à évolué de façon important d'une génération de superalliages à l'autre. Il est en effet fréquent de retrouver des systèmes à dix constituants ou plus les excellentes propriétés mécaniques des superalliages à base nickel proviennent, d'une part, de la précipitation au sein de phase γ' à haute température .les dislocation doivent en effet, pour se déplacer, contourner ou cisailer les particules de γ' .

CHAPITRE I : LE SUPERALLIAGE À BASE NICKEL INC738LC

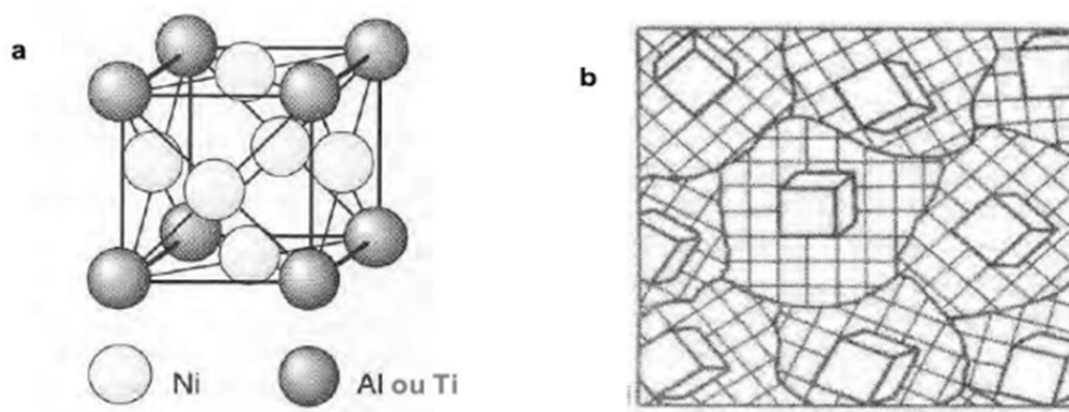


Figure I.2. (a), Structure cristallographique d'un précipité $\text{Ni}_3(\text{Ti-Al})$, (b)-cohérence Cristallographie des précipités γ' dans la matrice γ [4].

Le contrôle et la maîtrise de la caractéristique de la phase durcissant sont essentiels et passent par la compréhension des mécanismes de transformation de phase ainsi que par la connaissance de l'influence des traitements thermiques sur la microstructure.

I.5. Le superalliage INC 738 LC :

IN738LC est un superalliage à base de nickel renforcé par une solution solide et les mécanismes de durcissement par précipitation. Il est largement utilisé comme composants de la partie chaude des moteurs d'avion et de l'énergie terrestre turbines de génération, en raison de son excellente résistance à haute température, résistance à la corrosion à chaud et résistance à l'oxydation. L'inconel 738 est un superalliage à base de nickel de large utilisation Pour les applications de haute température, spécialement pour la fabrication d'aubes de turbines à gaz récentes. Il présente une bonne résistance au sont produites :

- a) Inconel 738C (high carbon version).
- b) Inconel 738LC (low carbon version).

La différence entre les deux est le pourcentage de carbone, le premier avec 0.17%C et le deuxième avec 0.11%C ; le premier est largement utilisé [5].

I.5.1. Présentation du matériau de l'Inconel 738 :

Les alliages à base de Nickel-Chrome, appelée les (Inconel) présentent une forte teneur en nickel et chrome, qui leur confèrent une résistance aux milieux oxydant et réducteurs. Ils s'adaptent également aux milieux corrosifs à température élevée.

CHAPITRE I : LE SUPERALLIAGE À BASE NICKEL INC738LC

<<Inconel>> est une marque déposée son nom dérive de la compagnie canadienne INCO (International of Nickel Company of Canada) [6].

L'Inconel 738 est un superalliage à base nickel, avec comme principaux éléments d'alliage le chrome et le cobalt. Il a été développé dans les années 1970 par Clarence G. Bieber et ses collègues travaillant au Paul D. MericaResearchLaboratory de The International Nickel Company, Inc. (Suffern, New York, États-Unis), pour être un alliage de fonderie structurellement stable en alliant la résistance mécanique de l'inconel 718 et la résistance à l'oxydation et à la corrosion, notamment par le soufre, de l'Udimet-500. Il possède de bonnes propriétés en fluage à haute température et peut être utilisé jusqu'à 980 °C. Cet alliage est principalement utilisé dans les moteurs aéronautiques, par exemple au niveau des aubes de turbines qui sont soumises à une contrainte et à une température élevées. Une importante caractéristique de l'Inconel 738 est sa métastabilité thermodynamique qui conduit à une modification interne du matériau lors d'un maintien à haute température. Ainsi, la morphologie, la composition, la distribution et les propriétés des différentes phases, majeures ou mineures, sont modifiées. Les interactions entre phases peuvent donner naissance à de nouvelles phases, indésirables, qui accentuent la sensibilité à la fissuration [5]. Traditionnellement, l'Inconel 738 est fondu puis coulé sous vide avec les procédures standards utilisées pour les autres superalliages. Les conditions typiques de fonderie sont un maintien de 100°C à 200°C au-dessus du liquide avant coulée dans un moule préchauffé entre 800°C et 900°C. Le matériau ainsi obtenu est sujet à une certaine microporosité qui peut être en grande partie éliminée par une compaction isostatique à chaud [7]. Les alliages Inconel sont une famille de superalliages non magnétiques à base de nickel. L'alliage Inconel 738 Contient 60% de nickel, 16% de chrome et 8,5% de cobalt et d'autres métaux tels que l'aluminium ou le titane ou le tungstène en concentrations plus faibles. La haute teneur en chrome de l'Inconel 738 élève sa résistance à l'oxydation considérablement au-dessus de celle du nickel pur, tandis que sa haute teneur en nickel offre une bonne résistance à la corrosion dans des conditions réductrices. Ainsi, il est souvent utilisé dans des conditions extrêmes, telles que des pièces de moteur d'avion, dans des aubes de turbine de centrales à gaz, des roues de turbocompresseur, des cuves de traitement chimique et sous pression [8]

I.5.3.Composition de l'Inconel 738 :

CHAPITRE I : LE SUPERALLIAGE À BASE NICKEL INC738LC

Elément	Composition (% en masse)			
	IN-738C (high carbon)		IN-738LC (low carbon)	
	Gamme	Nominale	Gamme	Nominale
Carbone	0.15-0.20	0.17	0.09-0.13	0.11
Cobalt	8.00-9.00	8.50	3.00-9.00	8.5
Chrome	15.70-16.30	16.00	15.70-16.30	16.00
Molybdène	1.50-2.00	1.75	1.50-2.00	1.75
Tungstène	2.40-2.80	2.60	2.40-2.80	2.60
Tantale	1.50-2.00	1.75	1.50-2.00	1.75
Niobium	0.60-1.10	0.90	0.60-1.10	1.75
Aluminium	3.20-3.70	3.40	3.20-3.70	3.40
Titan	3.20-3.70	3.40	3.20-3.70	3.40
Zirkonium	0.05-0.15	0.10	0.03-0.08	0.05
Bore	0.005-0.015	0.010	0.007-0.012	0.10
Fer	0.05max	+	0.05max	*
Manganèse	0.02max	+	0.02max	*
Silicium	0.30max	+	0.30max	*
Sulfure	0.015max	+	0.015max	*
Nickel	Balance	Balance (61)	Balance	Balance (61)

* minimum possible

Tableaux I.1. La Présente la composition chimique de l’Inconel 738[5].

C	Cr	Ti	Al	Fe(max)	Nb	Ta	Co(max)	Zr	Ni
0.09	15.7	3.20	3.20		0.60	1.50	8.00	0.03	
-	-	-	-	0.35	-	-	-	-	rest
0.13	16.3	3.70	3.70		1.10	2.00	9.00	0.08	

Tableaux I.2. Composition chimique de l’Inconel 738 LC.[9]

Le nickel permet une certaine stabilité du matériau à haute température. De nombreux autres éléments sont nécessaires et ajoutés à la composition de l’alliage, pour que celui-ci puisse prétendre à ses bonnes propriétés :

- le chrome protège de l’oxydation et de la corrosion par le soufre ou le chlore ;
- le cobalt élève la température d’utilisation en augmentant les températures de solvus et de solidus.
- le molybdène, le tungstène et en particulier le tantale sont importants pour les propriétés mécaniques car ils contribuent au durcissement par solution solide.

Le tungstène est plus efficace que le molybdène pour augmenter la résistance à la déformation. Il est alors Possible d’augmenter le durcissement par solution solide et de réduire le grossissement des précipités de phase γ' en augmentant la quantité de tungstène au détriment du molybdène.

CHAPITRE I : LE SUPERALLIAGE À BASE NICKEL INC738LC

- l'aluminium et le titane permettent de durcir le matériau, à la fois par solution solide et par précipitation de la phase γ' -Ni₃ (Ti, Al). Il est possible de réduire la fraction Volumique de phase γ' en substituant une partie de l'aluminium par du titane, du niobium et
- du tantale. Cette modification de composition a aussi tendance à augmenter le désaccord Paramétrique entre la phase γ et la phase γ' . En outre, le titane permet la formation de carbure de type TIG :
- le niobium autorise la présence de carbure de type NBC.

D'autres éléments tels que le fer, le manganèse, le soufre, le phosphore ou encore le silicium, présents dans l'alliage du fait de l'élaboration par fonderie, sont plutôt à proscrire car ils fragilisent les joints de grains par ségrégation. Les proportions d'aluminium et de titane sont toutes deux supérieures à 3 % en masse. Ces teneurs en éléments durcissants placent l'Inconel 738 dans la catégorie des superalliages à base nickel difficilement soudables [7].

I. 6.Métallurgie physique de INC 738LC : [10]

L'Inconel 738 est un superalliage à base de nickel renforcé à la fois par une solution solide et durcissement par précipitation. Il possède une excellente résistance à la rupture par fluage et à la corrosion à chaud résistance aux températures élevées. Inconel 738 se compose d'un cfc (face centrée cubique) matrice de solution solide austénitique, généralement appelée phase gamma, avec une intermétallique phase appelée gamma prime incorporée. IN 738 tire sa force de la précipitation de l'intermétallique L12 ordonné (phase gamma prime). Deux types de l'alliage existe ; la version à haute teneur en carbone, normalement désignée comme IN 738C, et la version à faible teneur en carbone version désignée IN 738LC. La version à haute teneur en carbone IN 738C contient environ 0,15-0,20% en poids de carbone tandis que la version à faible teneur en carbone IN 738LC contient du carbone plage de 0,09 à 0,13% en poids. IN 738LC contient également une plus faible teneur en zirconium qu'améliore sa coulabilité.

CHAPITRE I : LE SUPERALLIAGE À BASE NICKEL INC738LC

Afin d'éviter la formation de micropores pendant le lingot4solidification, pression isostatique chaude, qui implique l'application d'une pression isostatique, est appliqué dans une atmosphère inerte (argon) à haute température. L'alliage est soumis à un traitement thermique en solution standard (SHT) à 1120oC pendant 2 heures et refroidi à l'air. C'est suivi directement d'un traitement de vieillissement standard à 845oC pendant 24 heures, puis à l'air Refroidi. La plage de fusion de l'IN 738 se situe entre 1230oC et 1315oC alors que sa densités de 8,11 g / cm³.

I.7.Les applications des superalliages à base nickel :

Les superalliages à base de nickel sont largement utilisés dans la fabrication des turbines à gaz, particulièrement dans la fabrication des aubes qui sont en contact direct avec les gaz chauds, lors de leur exploitation. De ce fait, ces aubes sont soumises à des températures élevées, à des contraintes statiques et dynamiques importantes et à une érosion et/ou une corrosion à chaud pouvant être très sévères [2].

I.7.1.Nickel et alliages nickel-cuivre : (Monel)[2]

1. Le nickel non allié est utilisé dans les industries alimentaires. Il est employé dans les matériels de fabrication et de manipulation du fluor et du brome.
Il résiste à l'acide fluorhydrique anhydre jusqu'à 600 °C. Dans les solutions aqueuses décent acide, il peut être utilisé jusqu'à 100 °C. Aux températures plus élevées, on lui préfère' alliage NiCu30. Il est enfin très résistant à la soude caustique.
Pour les emplois à plus de 300 °C, on utilise la nuance à bas carbone pour éviter une fragilisation par précipitation de carbone aux joints de grains du métal.
2. L'alliage NiCu30 est utilisé dans les ambiances marines et l'industrie chimique. Il est employé pour la manipulation de l'acide sulfurique en conditions réductrices et pour celle de l'acide fluorhydrique. Il est aussi utilisé en contact avec l'eau de mer en mouvement et en particulier sur les plates-formes off-shore. Bien que moins résistant que le nickel non allié, il est aussi employé en contact avec les solutions alcalines.
3. L'alliage au soufre – Monel R-405 de l'Inco – est une nuance à usinabilité améliorée réservée à la fabrication de visserie.
4. La nuance NiCu30Al3Ti est utilisée pour des pièces fortement sollicitées. Elle est, par exemple, employée pour des arbres de pompe en service marin et aussi dans le matériel de forage pétrolier.

CHAPITRE I : LE SUPERALLIAGE À BASE NICKEL INC738LC

Les superalliages sont principalement utilisés dans les industries chimiques et pétrochimiques et dans la construction des turboréacteurs aéronautiques et des turbines à gaz. Le tableau I.1 donne une répartition de leurs principales familles d'applications [2].

Applications	Production des alliages (tonnes)	Consommation nette (tonnes)
Turboréacteurs	29 000	7 000
Chimie, pétrochimie	24 000	18 000
Turbines à gaz	4 500	2 300
Traitement du charbon	1 600	1 100
Autres	2 400	1 800

Tableaux I.3.Principales applications des superalliages[2].

I.8. Le problème de soudabilité du superalliage à base Ni INC738LC

Les superalliages à base de Ni qui possèdent une composition chimique en Ti+Al > 6 % sont difficilement soudable, cette difficulté est traduite par l'apparition des fissures au niveau de la zone affectée thermiquement ZAT.

CHAPITRE I : LE SUPERALLIAGE À BASE NICKEL INC738LC

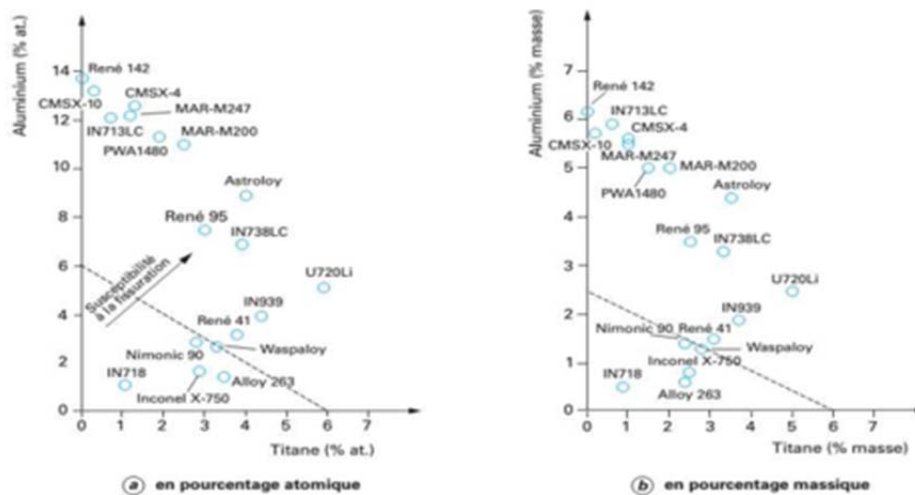


Figure I.3. Diagramme de soudabilité des superalliages à base nickel, selon leur en Ti et Al.

La difficulté de soudabilité de superalliage à base nickel INC738LC se traduit par l'apparition des différentes fissures :

I.8.1 Les fissures induites par le rechargement –procédé de soudage TIG

Le soudage TIG, s'effectue par fusion locale de la matière, il peut être assimilé à un procédé de fonderie. Dans ce cas, le soudage est susceptible de produire les mêmes défauts que ceux rencontrés dans la fonderie tels que : les soufflures, les retassures et les fissures. En plus le confinement de l'apport calorifique dans un faible volume entraîne des gradients thermiques importants qui engendrent de fortes contraintes mécaniques.

Plusieurs types de fissures peuvent apparaître au cours du soudage de l'INC738 LC, ou plus tard au cours du traitement de relaxation des contraintes. Les fissures engendrées par le soudage des superalliages à base Ni, peuvent être classées en deux catégories :

- fissuration à chaud engendrée << au cours de soudage >> ,
- fissuration au revenu << certain âge cracking >> qui se manifeste après un << traitement thermique post soudage >> .

I.8.2. Les mécanismes de fissuration à chaud

Les principaux types de fissuration à chaud généralement rencontrés sont :

- la fissuration induite par la solidification
- la fissuration induite par liquation

CHAPITRE I : LE SUPERALLIAGE À BASE NICKEL INC738LC

- la fissuration par manque de ductilité (D'utility Dip cracking-DDC)

I.8.3. La fissuration induite par la solidification

Les fissures induites par solidification peuvent être internes ou déboucher en surface, elles se localisent dans les espaces inter dendritiques et suivent les directions de solidification. Elles apparaissent dans la zone fondue ZF de la soudure, et elles sont perpendiculaires en tous les points aux isothermes. Les paramètres influents sur la formation de ces fissures sont :

La composition chimique du matériau qui est liée avec l'écart la température entre le solidus et le liquides, un état qui peut entraîner à la persistance d'un eutectique liquide à basse température (phénomène de ségrégation),

- Les caractéristiques de mouillage de la phase liquide en contact avec le métal déjà solidifié
- La viscosité de la phase liquide,
- La dilatation thermique de l'alliage.

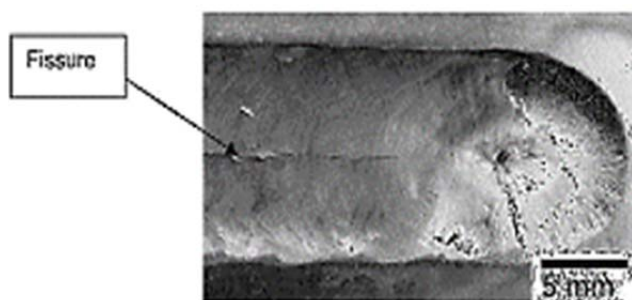


Figure I.4. Fissure de solidification lors de soudage de l'inconel 718.

Au cours de la solidification, ces fissures apparaissent, et la composition du solide n'est pas la même que celle du liquide, qui peut enrichir en soluté jusqu'à atteindre la composition eutectique. Cet état peut rendre possible la persistance de zones fondues à des températures bien inférieures à température de solidus de l'alliage. Pour l'inconel 738, le problème de fissuration ne se présente que dans la zone affectée thermiquement ZAT lors soudage.

I.8.4. La fissuration par liquation

La liquation : à l'origine, le terme est utilisé pour désigner le procédé de séparation de l'argent contenu dans le cuivre à l'aide du plomb. Actuellement, il désigne le phénomène d'une fusion partielle d'un alliage jusqu'à l'apparition d'une fusion

CHAPITRE I : LE SUPERALLIAGE À BASE NICKEL INC738LC

eutectique de la matrice et de certains précipités propres aux alliages, présents dans la ZAT. Cette fusion conduira à la formation d'un film liquide inter granulaire dont la fragilité ne tolère pas d'accommoder les contraintes axiales développées dans la ZAT ou les fissures qui apparaissent sont orientées perpendiculairement au plan axial de la soudure.

La liquation des joints des grains, peut se produire par deux mécanismes principaux, à savoir :

- 1) En raison de la liquation constitutionnelle des particules intermétalliques présentes dans les joints des grains,
- 2) En raison de la ségrégation des éléments repoussée au point de fusion de la matrice comme B (le bore) sur les joints des grains pendant le traitement thermique pré-soudé.

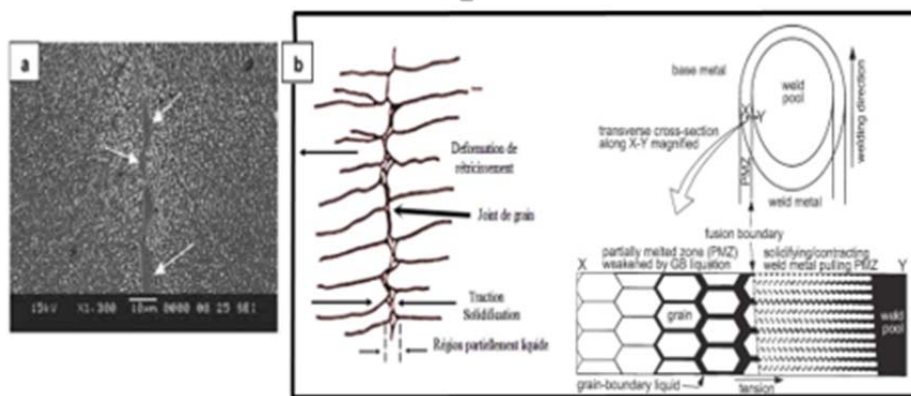


Figure I.5. a) trace de liquation dans la ZAT lors de soudage de l'INC 738, b) Schématisation du mécanisme de fissuration par liquation.

CHAPITRE II :

SOUDAGE TIG

CHAPITRE II: SOUDAGE TIG

Introduction

Les pièces mécaniques sont assemblées par de nombreuses méthodes, y compris le soudage par fusion. Le soudage est un procédé qui assure la continuité des matériaux à assembler. Types de soudage, y compris le soudage TIG, et dans ce chapitre nous étudions les réglages de soudage TIG, les méthodes de contrôle du TIG procédé de soudage et les facteurs qui l'affectent.

II.1. Le soudage

Le procédé de soudage rétablit la continuité métallique entre les surfaces des éléments à assembler. La continuité métallique de la pièce au niveau de l'assemblage, sont similaires à celles du métal assemblé. Il est permanent car il est insensible aux changements de température, aux conditions climatiques... il garantit l'étanchéité de la pièce à souder [11]. Pour activer les surfaces, la fusion est une méthode très efficace qui permet le nettoyage des surfaces et elle permet aussi l'établissement de la liaison métallique [12,13], donc la réalisation d'assemblages fixes.

II.2. Classification des procédés de soudage

Il existe de nombreux procédés de soudage dont les principes et la mise en œuvre sont très différents. Pour les uns, l'assemblage est obtenu par fusion locale des éléments à assembler, pour d'autres la continuité métallique est obtenue sans fusion par effets purement mécaniques. On peut aisément ces procédés en fonction des énergies mises en œuvre (figure II.1).

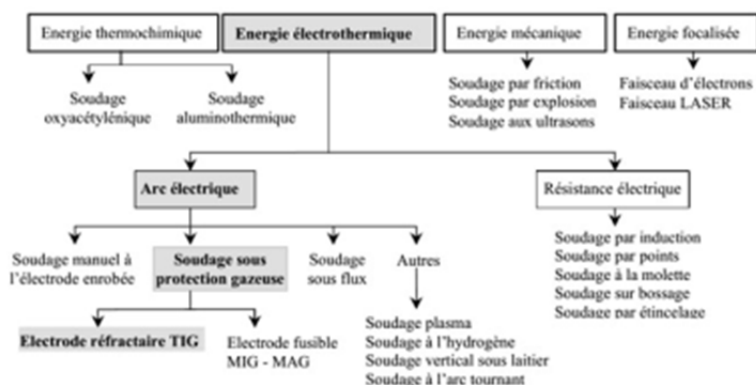


Figure II.1. Classification des procédés soudage [14].

La comparaison des énergies des différentes sources est la conséquence directe de cette classification. Notons qu'il est préférable d'employer la notion d'énergie spécifique (énergie par unité de surface) pour comparer les différents procédés entre eux (figure II.2).

CHAPITRE II: SOUDAGE TIG

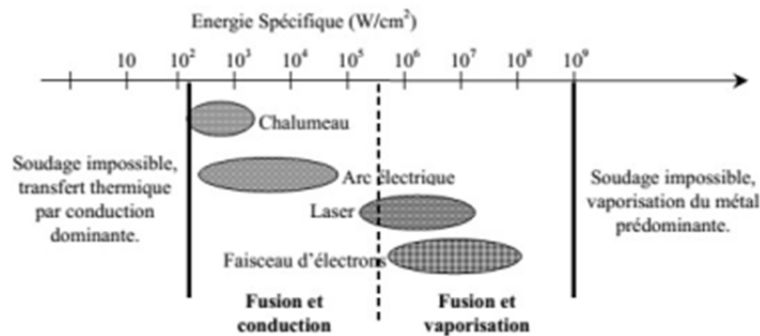


Figure II.2. Sources thermiques et densités d'énergies[14].

Les procédés à l'arc électrique ont des densités d'énergie moyennes et leur efficacité va changer suivant que l'on ait ou non transfert de métal. En effet, ce dernier facteur va conditionner l'efficacité de l'arc mais surtout le taux de dépôt de métal qui est un des critères de production important dans le choix du procédé pour une réalisation donnée.

II.3.Le soudage TIG

Le soudage TIG fait partie des procédés à faible densité d'énergie spécifique (énergie par unité de surface) développé dans les années quarante (1940) [15]. Il fait aussi partie des procédés de soudage à l'arc tout comme le soudage avec électrode enrobée. Un arc électrique éclate entre une électrode non fusible (tungstène) et assemblage à souder. S'il faut un métal d'apport, celui-ci est porté dans le bain de fusion à la main (baguette d'apport) ou mécaniquement (bobine de fil d'apport). Le métal est protégé de l'oxydation par un gaz inerte émanant de la buse, couramment de l'argon ou de l'hélium, il sert également à refroidir l'électrode en tungstène et à canaliser le plasma de l'arc vers la pièce [16].

Le plasma engendré par le passage de l'arc apporte la chaleur provoquant la fusion de la pièce (figure II.3). Ce procédé présente une bonne qualité de caron [14].

CHAPITRE II: SOUDAGE TIG

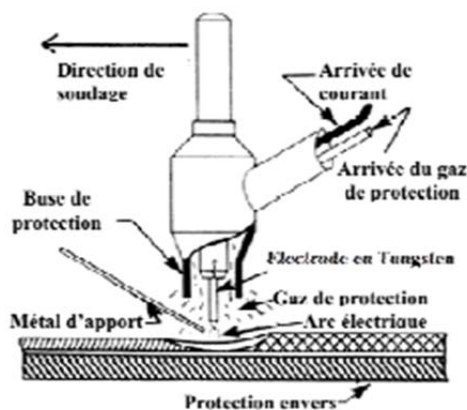


Figure II.3. La torche TIG [11].

On note que la température de l'arc TIG est de 3400 à 4000°C [15].

II.4. paramètres de soudage :

Les paramètres de soudage contrôlent la forme, les dimensions et les structures des régions chauffées du cordon de soudure. L'énergie nécessaire à la fusion du métal, dépend des paramètres puissance et vitesse de soudage, contrôle la vitesse de refroidissement. La vitesse de soudage régit directement la vitesse de croissance du front de solidification et la forme du bain de fusion. La structure et mode de croissance des grains dépendent de l'apport calorifique linéaire. La croissance des grains devient plus rapide et donne lieu à une structure grossière avec un apport calorifique croissant alors qu'une structure fine est obtenue avec une énergie linéaire modérée. Ces paramètres affectent les contraintes thermiques induites qui s'appliquent sur la soudure et qui entraînent la formation de contraintes résiduelles et des distorsions géométriques

L'arc électrique est utilisé comme source de chaleur du soudage TIG. La quantité d'énergie délivrée dépend de la puissance électrique utilisée pour le soudage.

L'amorçage d'un arc est réalisé si d'une part la différence de potentiel entre l'électrode et la pièce est suffisante et d'autre part si la hauteur d'arc est suffisamment faible (figure II.5). Une grande masse d'électrons émanant de la cathode sera attirée par l'anode et accélérée par le champ électrique induit. La collision de ces électrons avec les atomes du gaz protecteur entraîne la libération de nouveaux électrons et de nouveaux chocs. Dans le cas du soudage TIG le contact électrode –pièce est interdit afin d'éviter toute inclusion de tungstène.

CHAPITRE II: SOUDAGE TIG

L'amorçage de l'arc est réalisé grâce à l'utilisation d'un générateur de courant haute fréquence (HF) permettant la création d'un premier arc électrique à l'intérieur de la buse. Cet arc est ensuite par l'anode, puis stabilisé. Afin d'éviter les perturbations radioélectriques, la HF est normalement coupée après l'amorçage de l'arc. La figure II.5 présente la répartition de la tension le long de l'arc électrique.

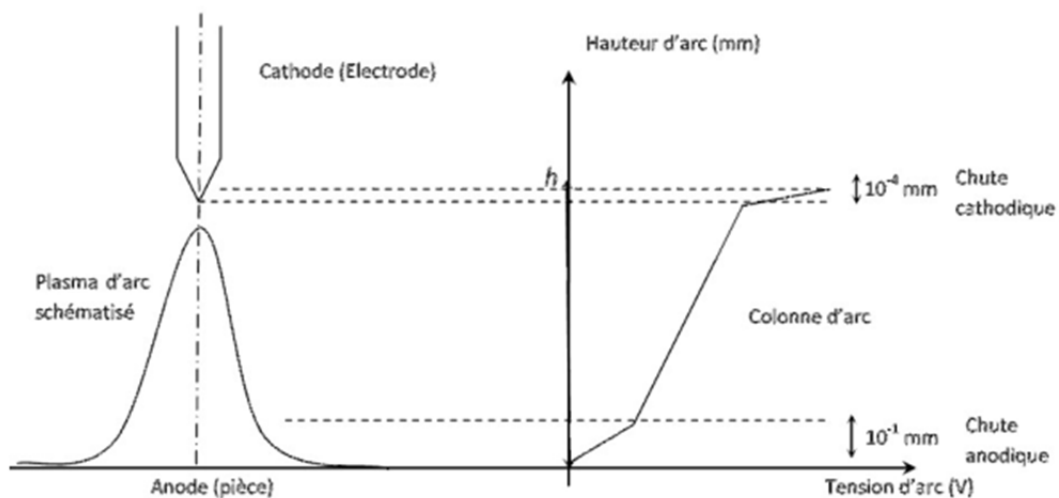


Figure II.4. Répartition de la tension le long de l'arc électrique [14].

La puissance de soudage est alors fonction de la tension U dépendante de h , de l'intensité I et du rendement η :

$$P = \eta U(h)I \quad (1)$$

Dans le cadre du soudage TIG, la chaleur produite par l'arc contribue à la fusion de la pièce (Q2) ou est dissipée l'électrode (Q1) ou le milieu environnant (Q3) (figure II.5) :

CHAPITRE II: SOUDAGE TIG

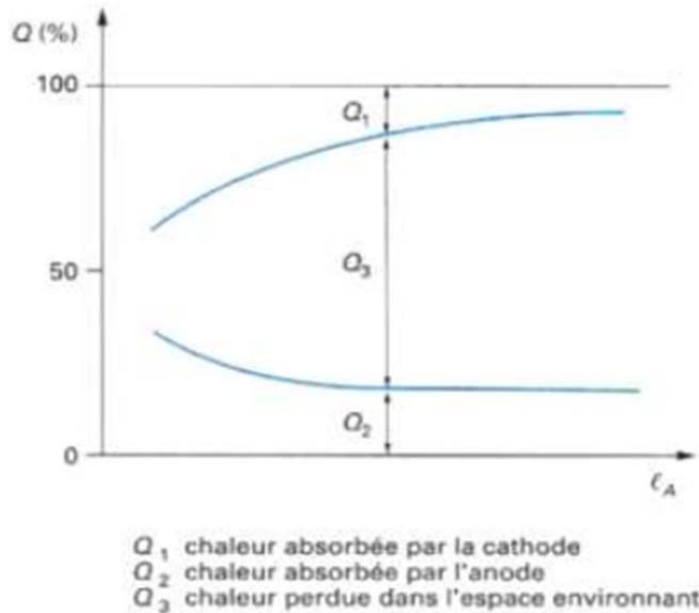


Figure II.5. Répartition de la chaleur dans l'arc en fonction de longueur d'arc pour une intensité fixée [19].

On définit le rendement η par le rapport entre l'énergie absorbée par la pièce et celle fournie par l'arc qui est exprimé par la relation :

$$\eta = \frac{Q_2}{Q_1 + Q_2 + Q_3} \quad (2)$$

Cependant, le rendement lors d'une opération de soudage TIG est difficilement quantifiable. Sa valeur varie entre 30 et 90 % selon les études. L'énergie apportée au cours du soudage est fonction de la puissance électrique appliquée choisie mais également de la vitesse d'avance de la torche. On exprime l'énergie linéaire moyenne de soudage par la relation suivante :

$$E_i = \frac{\eta \cdot U \cdot I}{\text{Vitesse d'avance}} \quad (3)$$

Elle définit l'énergie apportée à la pièce pour une longueur unitaire de soudage. En diminuant l'intensité, il devient nécessaire, pour conserver les dimensions de la zone fondue, de diminuer la vitesse d'avance.

CHAPITRE II: SOUDAGE TIG

Afin d'éviter l'oxydation des soudures, le plasma est protégé par un flux de gaz inerte imposé par la buse de la torche. Il existe plusieurs types de gaz de protection tels que l'argon, qui est le plus utilisé, l'azote ou l'hélium. Afin d'obtenir une protection optimale contre l'oxydation, chaque opération de soudage réalisée sous atmosphère contrôlée grâce à un montage spécifique permettant un chambrage de la soudure. Ainsi, un flux de gaz est envoyé sur les faces endroit et envers de la soudure.

II.4.1. Phénomènes physiques propres à la zone fondue

La forme et la construction du bain de fusion dépendent de multiples facteurs tels que la nature du matériau à souder, les caractéristiques de l'arc ou du plasma permettant la fusion du métal qui sont liées aux paramètres technologiques du procédé, et les mouvements du bain de fusion. Les bains de fusion créés lors des opérations de soudage sont le siège de processus thermo physiques très complexes mettant en jeu des phénomènes thermiques, convectifs, chimiques et électromagnétiques interdépendants selon la nature du procédé utilisé. Ces mouvements de convection du métal liquide ou gazeux influencent de façon importante la forme du cordon et les transferts de chaleur pouvant induire des hétérogénéités (ségrégations) ou la présence de défauts tels que les inclusions ou porosités. D'une façon globale le bain de fusion est en équilibre sous l'action de forces aux effets variables. Ces forces d'origine différentes sont :

- les forces de gravité (ou flottabilité),
- les tensions superficielles (forces de Marangoni),
- la pression du plasma ou de l'arc en surface,
- les forces électromagnétiques (forces de Lorentz) pour les procédés de soudage à l'arc,

La figure IL7 présente les forces agissant sur la forme du bain de fusion par procédé de soudage TIG. Une partie seulement de l'énergie calorifique produite par l'arc sert au soudage, le reste étant perdu par rayonnement, convection et conduction dans le métal adjacent [14].

CHAPITRE II: SOUDAGE TIG

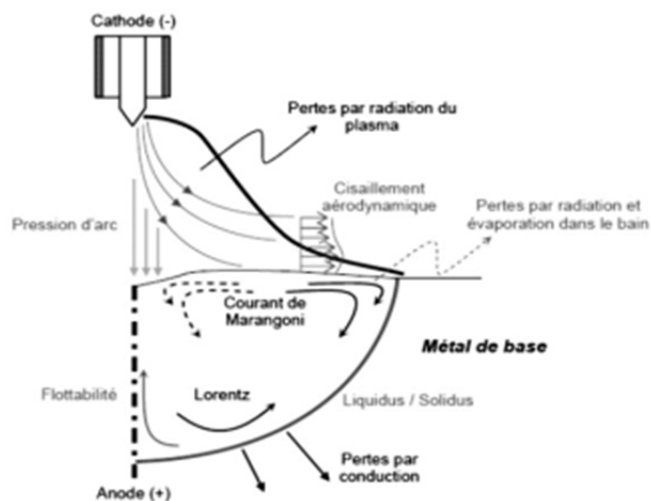
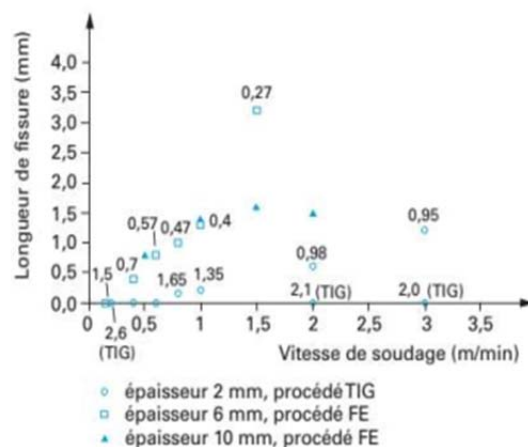


Figure II.6. Forces et courants de convection dans le bain de fusion de soudage TIG [14].

II.4.2. Influence des traitements thermiques pré soudage : l'énergie de soudage et de la vitesse de soudage

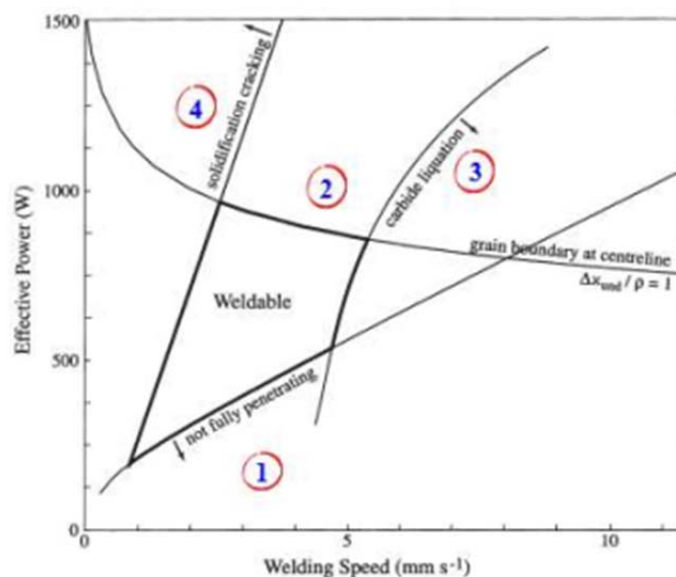
Le moyen le plus efficace pour diminuer la sensibilité de l'Inconel 738 à la fissuration consiste à utiliser une énergie de soudage minimale permettant de limiter le niveau de contraintes développées en cours de soudage [16]. Plusieurs travaux de recherche [16,20, 21] se sont concentrés sur la détermination des conditions optimales de soudage des superalliages à base nickel par précipitation sans risque à la fissuration ZAT en diminuant l'énergie d'apport, parmi eux se trace notre étude (AXE I). La figure ILS8 présente l'influence de la vitesse de soudage et du rapport largeur/épaisseur de la zone fondue à la sensibilité à la fissuration de liquation de l'Inconel 718.



CHAPITRE II: SOUDAGE TIG

Figure II.7. Influence de la vitesse de soudage et du rapport largeur/ épaisseur de la zone fondue à la sensibilité à la fissuration de liquation de l'Inconel 718 (laminé, ASTM 5 à 6, état mis en solution) soudé TIG ou FE [19].

La figure II.8 établit par D. Dey et al. [22] représente le domaine de soudabilité du superalliage l'Inconel 718. Il met en évidence la grande complexité de la recherche de paramètres opératoires satisfaisants afin d'éviter la formation de fissures. Sur cette carte de soudabilité, on peut en effet voir qu'un intervalle de solidification trop important et une puissance élevée couplée à une faible vitesse, occasionnent de la fissuration de solidification. A l'inverse, les fissures de liquation apparaissent quand la puissance ainsi que la vitesse sont élevées, c'est-à-dire quand les gradients ainsi que les vitesses de chauffage et de refroidissement deviennent très importants.



La zone(1) la pénétration complète ne se produit pas
La zone (2) limites des grains sur l'axe de soudage
La zone (3) la liquation des carbures et dans HAZ
La zone (4) la fissuration par solidification est prévue.

Figure II.8. Carte de soudabilité de l'Inconel 718 [22].

Et compléter par l'ajout de la ligne de prédiction de la microporosité dans les zones inter-dendritiques (figure II.9).

CHAPITRE II: SOUDAGE TIG

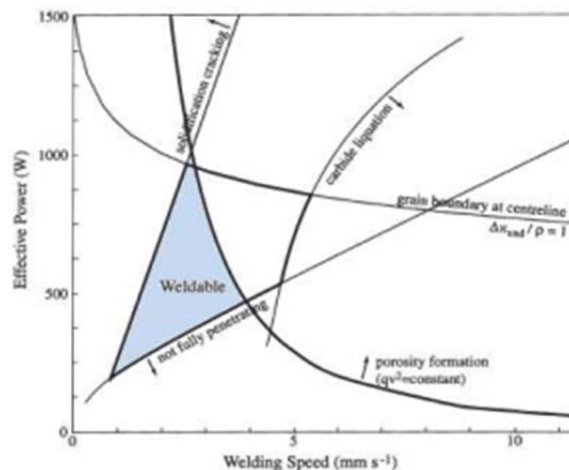


Figure II.9. Carte de soudabilité de l'Inconel 718 avec ligne de formation des microporosités [22].

En dessous d'un certain couple vitesse/puissance, la pénétration complète n'est plus assurée. Le même problème se pose toujours lors de la recherche de paramètres opératoires adaptés à l'Inconel 738 LC.

II.4.3. Influence de la forme du bain de fusion :

La forme du bain de fusion dépend principalement de la vitesse de soudage qui influence la cinétique de solidification par le contrôle de la vitesse de croissance du front de solidification. Pour une vitesse de soudage faible, comme lors du soudage par procédé TIG, le bain de fusion présente une forme elliptique. Le gradient maximal de température varie continuellement en direction et en intensité. Il impose de ce fait une variation de la direction et de la vitesse de croissance des grains.

Les grains vont s'incurver progressivement lors de la solidification avec une croissance compétitive jusqu'à l'axe de la soudure où ils deviennent parallèles à celui-ci. Pour une vitesse de soudage plus importante, comme pour le soudage par faisceau laser, la forme du bain tend à s'étirer vers l'arrière en créant un front de solidification plan. De ce fait les grains vont se développer perpendiculairement au front de solidification dans la direction du gradient maximal de température. Ils vont se rejoindre au centre de la soudure en formant une ligne centrale de joints de grains successifs. Les soudures qui se solidifient avec cette forme étirée présentent une faible résistance à la fissuration à chaud à cause des impuretés et des constituants à bas

CHAPITRE II: SOUDAGE TIG

points de fusion qui vont ségréger au centre de la soudure. La figure IL.11 présente ces différences de structure de solidification.

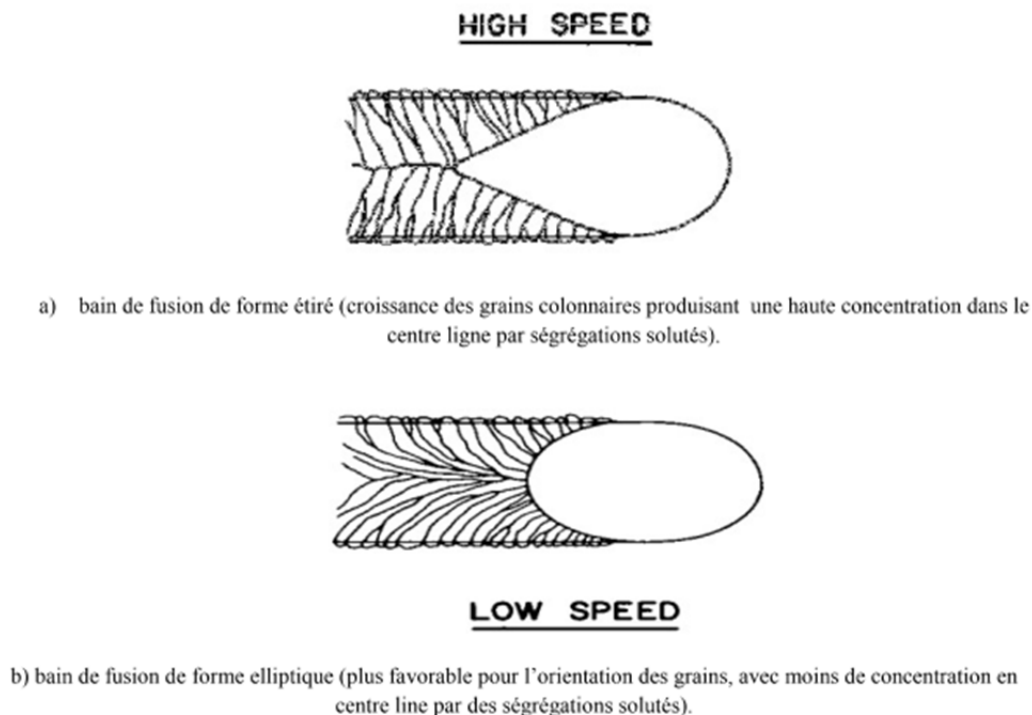


Figure II.10. Les formes du bain de fusion [23].

II.4.4. Processus de solidification des soudures par procédé de soudage TIG :

Pour les structures de solidification au cours du soudage, la formation des premiers cristaux solides se fait de manière très différente. Alors qu'en fonderie la solidification s'effectue par un procédé de germination hétérogène et croissance, la solidification des soudures s'effectue par croissance épitaxiale à partir des grains non fusionnés de la zone affectée thermiquement adjacente (zone de fusion partielle) ou la ligne de fusion. La croissance des grains progresse parallèlement à la direction du gradient maximal de température produit par le mouvement de la source de chaleur, perpendiculairement au front de solidification. De plus, la distribution thermique dans le métal fondu dépend de la forme du bain de fusion.

Notons que la croissance des grains se fait de manière compétitive dans des directions cristallographiques privilégiées et les grains favorablement orientés (direction cristallographique pour les cristaux cubiques) tendent à croître plus vite que leurs voisins qui seraient défavorablement orientés, comme le montre la figure II.11. Cette

CHAPITRE II: SOUDAGE TIG

croissance épitaxiale et compétitive va donc être perturbée par les variations du gradient thermique et donc par la forme du bain de fusion.

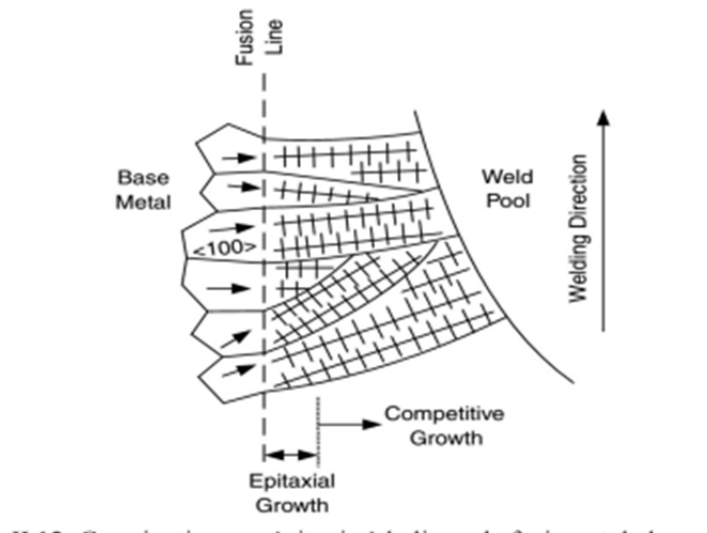


Figure II.11. Germination par épitaxie à la ligne de fusion et de la croissance de grain compétitive en métal soudé [12].

La forme du bain de fusion dépend principalement de la vitesse de soudage qui influence la cinétique de solidification par le contrôle de la vitesse de croissance du front de solidification. Cette vitesse est décrite sur la figure II.12, et s'exprime par la relation suivante :

$$R = V_s \cdot \cos \alpha$$

R : vitesse de croissance linéaire en tout point du front de solidification (Cm/min).

V_s : vitesse de soudage (cm/min).

α : angle entre la direction de soudage et la direction de croissance des cristaux.

CHAPITRE II: SOUDAGE TIG

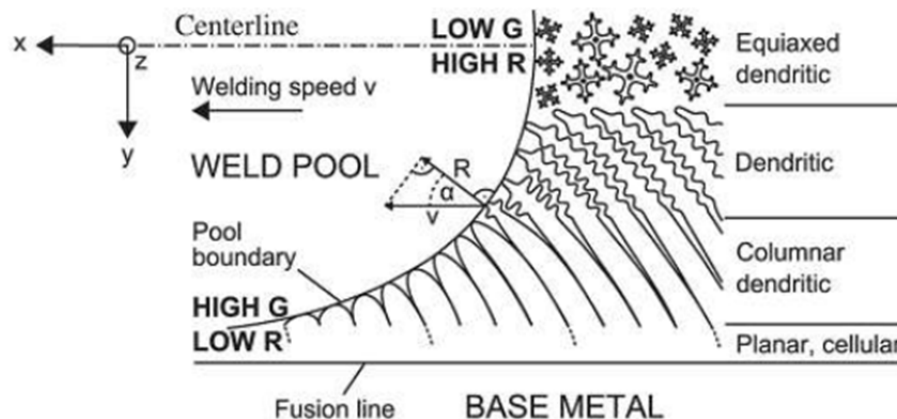


Figure II.12. Représentation schématique d'un bain de fusion elliptique : la variation du gradient thermique local G , vitesse de croissance linéaire de solidification R et la structure des grains correspondant [12].

II.4.5. Aspects métallurgiques du soudage :

II.4.5.1. Structure globale de solidification :

La structure de solidification lors du soudage par fusion en zone de fusion se réalise à partir de la structure du métal solide des zones voisines. La solidification s'établit à l'interface solide-liquide à partir des grains existant à cette interface. Ces grains servent de substrats à partir desquels la croissance débute et se développe selon la direction du gradient maximum de température. Cette direction de croissance est celle de l'avancée du front de solidification afin de dissiper la chaleur latente de solidification vers le métal solide proche. La structure d'une soudure est beaucoup influencée par les cycles thermiques du soudage. La taille et la forme des anciens grains ainsi que les transformations de phase qui se produisent lors du refroidissement sont des caractéristiques essentielles qui décrivent les propriétés mécaniques des assemblages. Selon la nature des métaux de base à assembler et les cycles thermiques appliqués, les microstructures des cordons de soudure des zones de fusion et des zones affectées thermiquement, vont présenter des différences de morphologie et des caractéristiques mécaniques.

11.4.5.2. Sous structure de solidification :

Mécanisme de formation des sous structures

Les conditions de solidification, hors équilibre, pendant le soudage par fusion impliquent la déstabilisation du front plan solide-liquide avec la formation d'une sous structure de solidification. Chaque grain colonnaire de la structure d'une soudure d'un

CHAPITRE II: SOUDAGE TIG

alliage contient une sous structure de solidification sous forme cellulaire ou dendritique. Même si la composition globale de la soudure est homogène, les sous structures cellulaires ou dendritiques représentent des formes de micro ségrégations. La micro ségrégation est caractérisée par une différence de composition entre le cœur et la périphérie des cellules individuelles ou des dendrites cellulaires. Les cellules sont des excroissances de métal solide microscopiques en forme de crayon qui refroidissent en avant de l'interface solide-liquide. Les dendrites sont plus développées que les cellules et ont une forme d'arbre avec un bras de dendrite primaire et des branches orthogonales appelées bras de dendrite secondaires. Généralement, les paramètres importants contrôlant les sous structures cellulaires ou dendritiques dans les soudures sont :

- le coefficient de partage à l'équilibre K qui indique le potentiel de ségrégation d'un alliage.

$$K = \frac{C_S^*}{C_L^*}$$

(C_S^* : Concentration du soluté à l'interface solide-liquide, C_L^* : concentration du liquide à l'interface solide-liquide).

- la composition de l'alliage elle-même (C_0).
- le gradient de température (G) dans le liquide à l'interface (en °C/mm)
- la vitesse de croissance ou vitesse d'avance du front de solidification à l'interface (R) (en mm/s).

$$dT/t = G \cdot R \quad (\text{en } ^\circ C/s)$$

Qu'elle soit planaire, cellulaire ou dendritique, la sous structure qui se produit au refroidissement est déterminée par G et R qui contrôlent la quantité de surfusion constitutionnelle. La zone de surfusion constitutionnelle est la région du liquide où la température réelle est inférieure à la température d'équilibre à cause des variations de compositions et des gradients thermiques. Si une soudure est réalisée à vitesse constante, la vitesse d'avance du front de solidification R est fixe (figure IL.13).

CHAPITRE II: SOUDAGE TIG

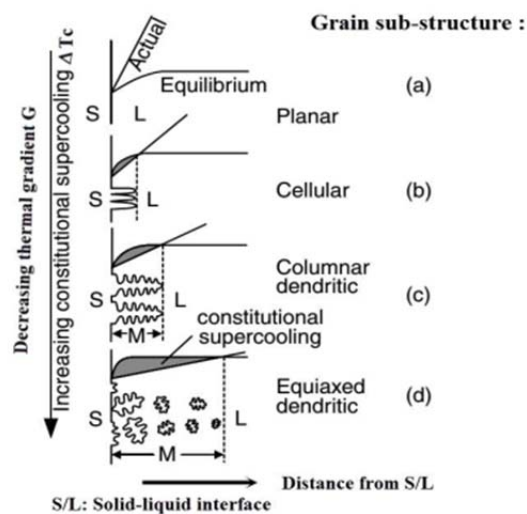


Figure II.13. Profil de la température actuelle et la température d'équilibre du liquidus, effet du gradient de température G et le ΔT_c sur le mode de solidification des sous structures [12].

En induisant un gradient de température extrêmement élevé (pente importante) il n'y a pas de surfusion constitutionnelle et la structure de solidification est plane. Quand le gradient décroît légèrement, les protubérances du métal solide à l'interface croissent plus vite que l'interface plate restante car le solide croît dans une zone de liquide en surfusion. De ce fait les excroissances solides sont présentes à une température en dessous du liquidus de l'alliage. Il en résulte une sous structure cellulaire dans chaque grain à croissance épitaxiale.

Si la valeur du gradient de température décroît encore, la zone de surfusion est si importante que des bras secondaires se forment et une croissance dendritique cellulaire ou dendritique colonnaire est observée. Dans une sous structure dendritique cellulaire chaque grain contient plusieurs dendrites cellulaires alors que dans une structure dendritique colonnaire, un grain est occupé par une seule dendrite.

II.4.6. Effet de la vitesse de refroidissement :

L'effet cumulé de G et de R gouverne le mode de croissance et donc la forme de la sous structure de solidification. Le produit $(G \times R)$ est équivalent à une vitesse de refroidissement exprimé en $^{\circ}\text{C/s}$ et par conséquent plus $(G \times R)$ sera important et plus les structures cellulaires, dendritiques colonnaires ou même dendritiques équiaxes seront fines.

CHAPITRE II: SOUDAGE TIG

L'espace entre les bras des dendrites est aussi influencé par la vitesse de refroidissement, une faible vitesse favorisant un espace plus grand et donc un effet de grossissement de la sous structure. L'effet du gradient de température G et de la vitesse de solidification R sur la morphologie de la sous structure sont résumés dans le schéma suivant (figure II.14).

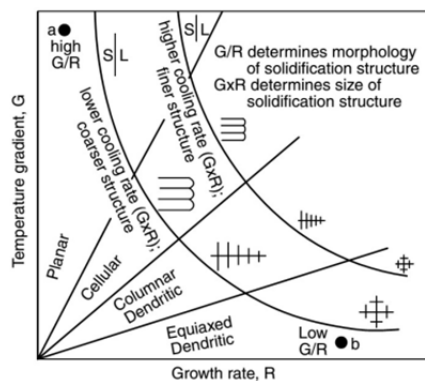


Figure II.14. Schéma du gradient de température en fonction de la vitesse de solidification montre les modes de solidification possibles [12].

En pratique, les sous structures cellulaires et dendritiques cellulaires sont les plus fréquemment observés dans les structures de soudage. De plus, il est très difficile de contrôler G et R indépendamment lors du processus de soudage car en règle générale une vitesse de soudage importante, et donc une vitesse d'avance de l'interface R grande, produira un gradient thermique élevé. De ce fait la sous-structure de solidification d'un alliage donné dépendra des concentrations en soluté, du degré de partage, à l'équilibre des éléments d'alliage et des paramètres de soudage [12].

II.5. Phénomènes mécaniques associés au soudage TIG :

Lors du soudage, l'apport focalisé de chaleur provoque la dilatation de la ZF et de la ZAT. Cette dilatation est fortement limitée puisque les parties froides voisines jouent le rôle d'éléments de bridage. La ZAT est en compression pendant le chauffage. Au cours du refroidissement, les ZF et ZAT ne peuvent plus se rétracter librement et se trouvent alors dans un état de tension. Après soudage, les contraintes résiduelles sont donc positives dans les zones ayant subi le plus fort chauffage (figure II.15).

CHAPITRE II: SOUDAGE TIG

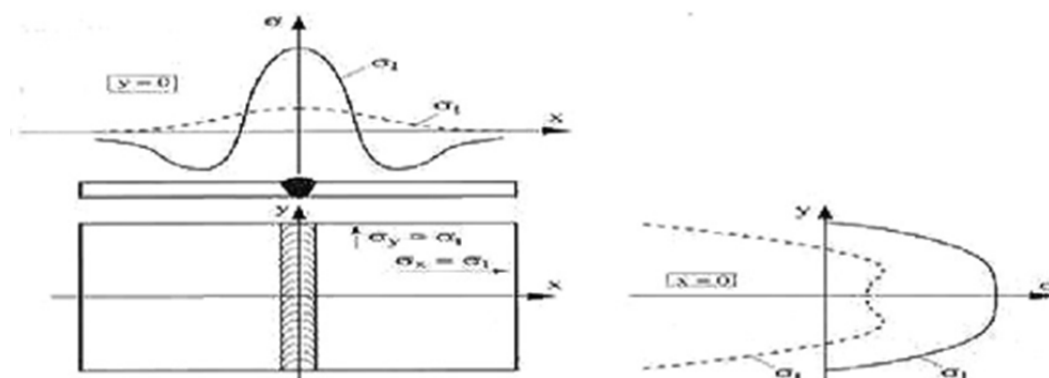


Figure IL.15. Représentation schématique de la répartition des contraintes résiduelles induites par le soudage [16].

Dans certains cas, les contraintes résiduelles de soudage peuvent diminuer la tenue en service des assemblages, et il est nécessaire d'incliner leur niveau par des traitements de relaxation.

En général, ceci est réalisé par un traitement thermique post soudage [16].

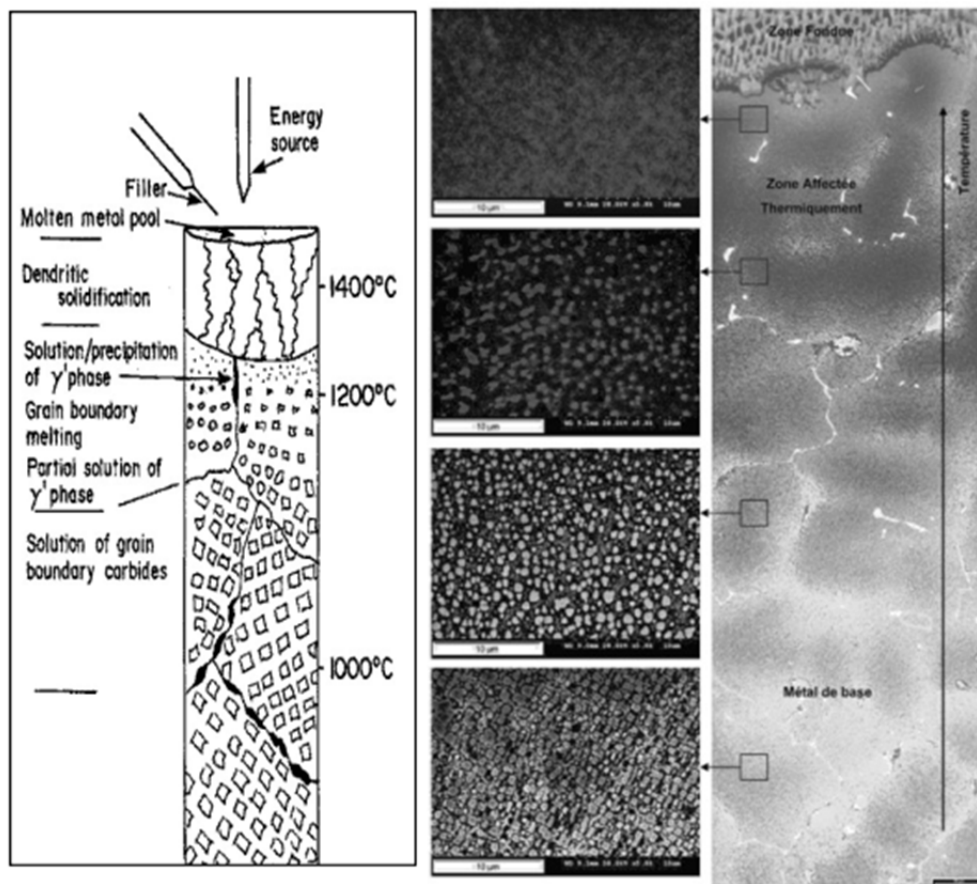
II.6. Métallurgie de soudage dans le superalliage à base Ni INC 738 LC :

Lors de l'opération de soudage, l'apport focalisé de chaleur entraîne la fusion du métal dans le bain de fusion. Le bain de fusion crée lors du soudage TIG est le siège de processus thermo-physique très complexes mettant en jeu des phénomènes thermiques, convectifs et électromagnétiques. Les mouvements de convection liés aux forces électromagnétiques (forces de Lorentz) et à la convection (Effet Marangoni) influencent très fortement la forme du bain de fusion. Après solidification de la ZF, la microstructure rencontrée est caractéristique d'une microstructure de fonderie. La solidification se produit par épitaxie et croissance des grains restés à l'état solide.

La matière qui se trouve autour du bain de fusion est affectée par l'apport de chaleur et l'échauffement qui en résulte. Dans cette zone, le soudage agit alors comme un véritable traitement thermique et peut provoquer des transformations métallurgiques et microstructurales. On parle de ZAT. Dans le cas des superalliages à base de Ni, et en particulier de l'INC 738, la ZAT pourra être corrélée et mesurée par l'évaluation

CHAPITRE II: SOUDAGE TIG

des fractions restantes de précipités γ' . En effet, lors du soudage, le réchauffement de la ZAT provoque la dissolution des précipités γ' primaires.



a) Schéma illustratif des transformations des phases dans la ZAT au cours de soudage des superalliages à base nickel [14]. b) Evolution des fractions des précipités γ' lors d'une opération de soudage [6].

Figure II.16. Schéma des transformations des phases et l'évolution des fractions de précipités γ' lors d'une opération de soudage [24,16].

II.6.1. Influence sur la taille de la ZAT :

La diminution de la puissance et de la vitesse de soudage jouent un rôle important sur les dimensions de la zone dans laquelle les traces de liquation apparaissent dépendent toutefois des traitements thermiques du matériau avant soudage. Cette zone s'étend de l'interface entre la ZF et la ZAT, jusqu'à 0,4 mm [22]. La taille de la ZAT est liée à la puissance de soudage, dans la mesure où c'est elle qui conditionne la localisation de l'apport de chaleur et les gradients thermiques qui en découlent. Quelle que soit la

CHAPITRE II: SOUDAGE TIG

dimension de la ZAT, elle forme une zone transitoire entre la structure de fonderie de la ZF et la structure du MB. Dans cette zone, les températures atteintes sont comprises entre le solidus de l'alliage et la température de dissolution de la phase γ' (1165°C à l'équilibre). En bordure de la ZF, la température maximale atteinte est proche du solidus de l'alliage. La vitesse de refroidissement est également maximale en bordure de la ZF.

Les vitesses de refroidissement impliquées dans la ZAT au cours de l'opération de rechargement sont très importantes et peuvent atteindre plusieurs centaines de degrés par seconde. Il a été vu que les cinétiques de précipitation étaient très rapides. En revanche, la cinétique de croissance des précipités est plus lente. Les vitesses de refroidissement impliquées dans la ZAT permettent à la phase durcissant de précipiter mais pas grossir. Sachant par ailleurs, que plus les précipités sont gros, plus leur dissolution prend du temps. En s'appuyant sur le critère défini pour la liquation, il ressort de cette constatation que le risque de liquation aux joints de grains est également important dans cette partie de la ZAT [22].

11.6.2. Influence sur la ductilité :

La fissuration à chaud en soudage ne peut survenir que si le matériau présente à un instant donné une ductilité nulle ou très faible. Les auteurs Ojo et al. ont par conséquent prouvé qu'il pouvait apparaître lors du soudage des zones à ductilité nulle. « Ces zones sont généralement appelées BTR pour Brittle Temperature Range ou NDR pour Nil Ductility Range » (figure II.18).

CHAPITRE II: SOUDAGE TIG

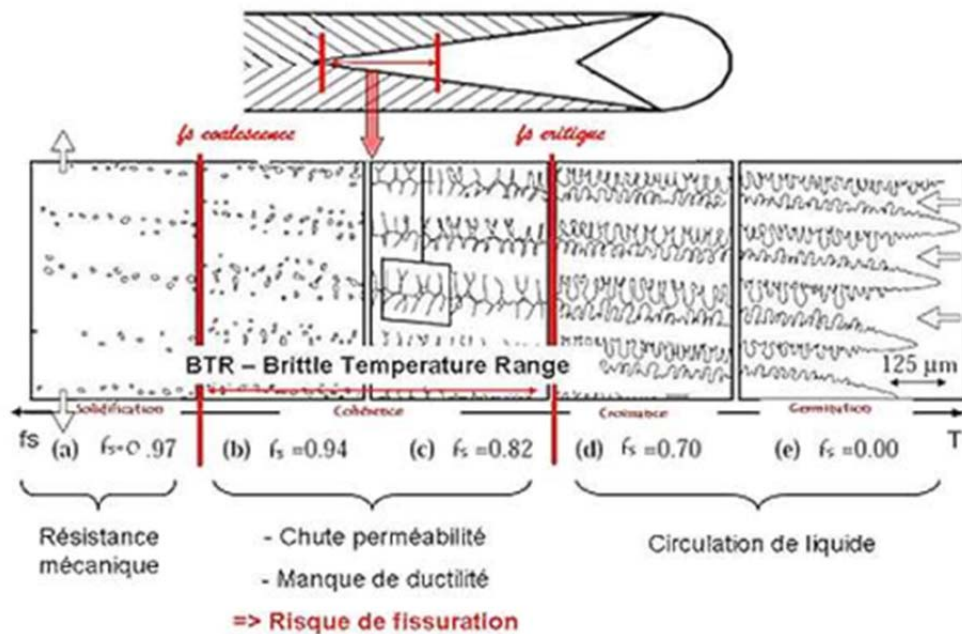


Figure II.18. Evolution de la solidification au cours du soudage [25].

Le mécanisme de formation de cette zone à ductilité nulle est expliqué par Sims. Si on trace les isothermes d'une pièce au voisinage de la ZF, les points de tangence aux isothermes parallèles au parcours de la torche constituent la limite entre la zone qui chauffe et la zone qui commence à refroidir (figure II.19).

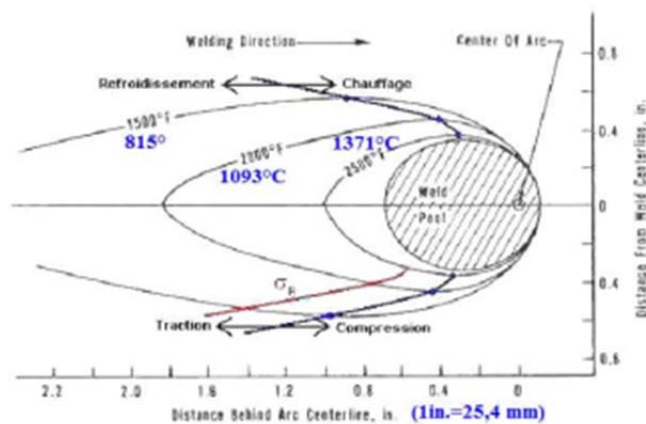


Figure II.19. Isothermes autour du bain de fusion et représentation des limites entre zones en traction et zones en compression [16].

La surface située à droite de ces points est en train de chauffer, tandis que la zone située à gauche de ces points refroidit. Dans la partie qui subit la chauffe, la matière se

CHAPITRE II: SOUDAGE TIG

dilate. Etant bridée par le reste de la pièce, elle développe des contraintes de compression, tandis que la zone située à l'arrière de ces points se rétracte et elle est donc soumise à des contraintes de tension. La limite entre chauffage et refroidissement constitue donc également la limite entre les contraintes de tension et les contraintes de compression. Suivant le même raisonnement et en supposant que la limite élastique est constante quelle que soit la température, il est possible de tracer à l'arrière de cette limite une courbe correspondant aux points soumis à une contrainte égale à la limite d'élasticité du matériau. Du fait des points de fusion locaux, des zones de ductilité nulle peuvent apparaître de part et d'autre du bain de fusion (figure II.20) :

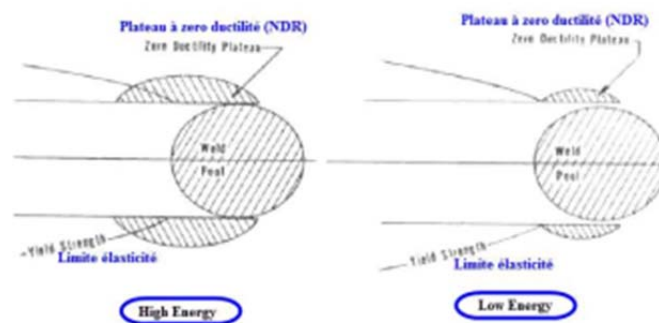


Figure II.20. Evolution des zones à ductilité nulle au cours du passage de la torche [16].

Si les paramètres de soudage (puissance, vitesse) sont tels que la limite d'élasticité du matériau rencontre la NDR, il y a risque de fissuration. A l'inverse, si la limite d'élasticité ne présente pas d'intersection avec la NDR, il ne se produira pas de fissuration à chaud. Cette mise en évidence de la présence d'une limite correspondant à la limite d'élasticité du matériau montre qu'une zone présentant une ductilité nulle peut exister sans autant engendrer de fissuration. D'après ces schémas, il est évident qu'un choix judicieux des paramètres de soudage peut permettre de jouer sur la taille et la forme de la zone de ductilité nulle ou de déplacer la limite entre contraintes de tension et de compression, afin d'éviter la présence de contraintes dépassant la limite d'élasticité dans cette zone [16].

Par ailleurs, des mesures de ductilité à chaud à l'aide d'une installation Gleeble, ont permis à Ojo O.A. [16] de mettre en évidence l'existence d'un domaine de ductilité

CHAPITRE II: SOUDAGE TIG

nulle pour l'Inconel 738 (sans traitement thermique) à la figure 11.20. Le domaine NDR est défini comme la différence entre la température de perte de ductilité au chauffage et la température à laquelle il retrouve sa ductilité. Il est représenté à la figure II.20. Il correspond à l'intervalle de temps pendant lequel une partie de la ZAT est à une température comprise entre 1160°C au chauffage et 970°C au refroidissement. L'importance du domaine NDR de l'Inconel 738(190°C) est justifiée par l'apparition au chauffage d'un film liquide aux joints de grains, qui persiste jusqu'à des températures basses [16].

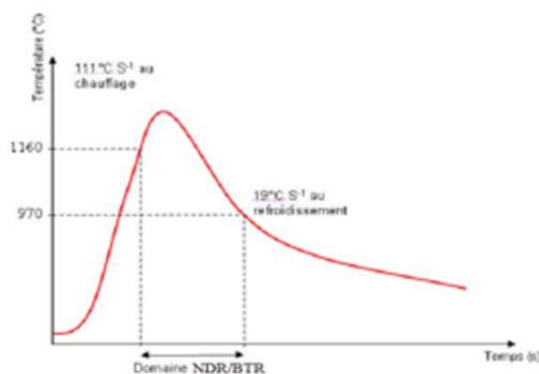


Figure II.21. Représentation schématique du domaine NDR pour l'INC 738 LC.

Dans le cas de l'INC 625 le domaine NDR est de 210°C, plus le domaine NDR croît, plus les contraintes de solidification qui peuvent causer les fissures sont faibles [23].

II.7. Types des assemblages soudés :

La création d'une liaison métallique implique le rapprochement des surfaces à unir, ce qui permette de loger le métal d'apport entre eux et le soudage en pleine pénétration.

Il existe quatre principaux types d'assemblages différents, chacun ayant ses particularités qui répondent à différents besoins bien précis.

II.7.1 Assemblage bout-à-bout :

La soudure bout-à-bout (figure II.22) est la plus courante et la plus facile à utiliser, elle est composée de deux pièces plates ou de même section disposées de façon parallèle. Elle assure une bonne continuité géométrique et un bon comportement aux différentes sollicitations.

CHAPITRE II: SOUDAGE TIG

La préparation des bords (chanfreinage) est nécessaire pour les épaisseurs supérieures ou égale à 5 MM.

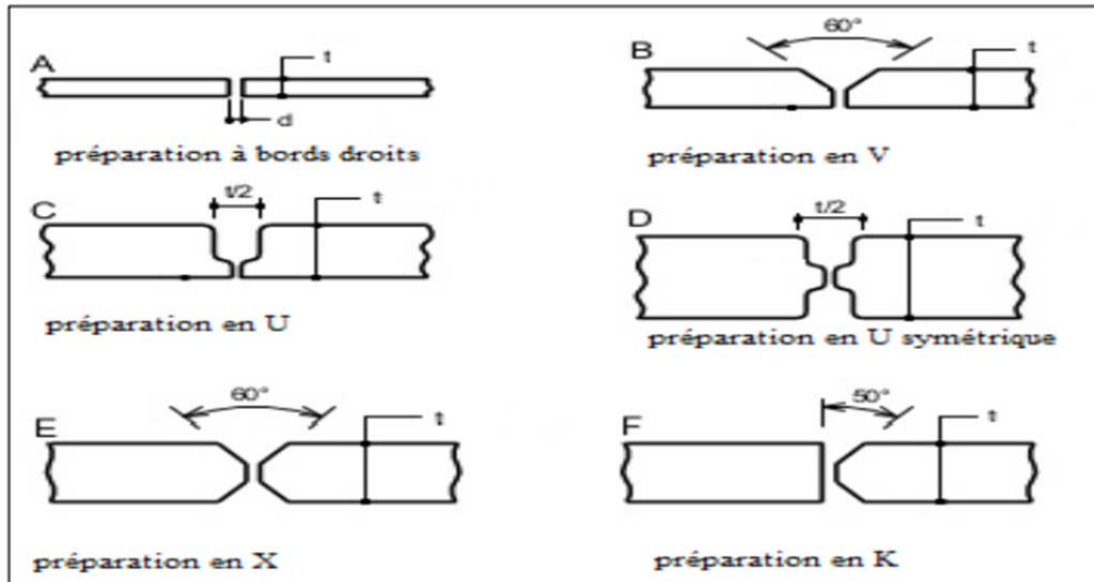


Figure II.22. Préparation des bords en assemblage bout-à-bout

II.7.2 Assemblage en coin ou en angles:

Comme son nom l'indique, il est utilisé pour connecter deux pièces ensemble à un certain angle et le jeu entre eux doit être approprié pour éviter l'effondrement du bain de fusion.

Lorsque les deux pièces se croisent à un angle de 90° faisant en sorte que les bords se réunissent au centre d'une composante ou d'une plaque on parle d'un assemblage en T (figure II.23).

CHAPITRE II: SOUDAGE TIG

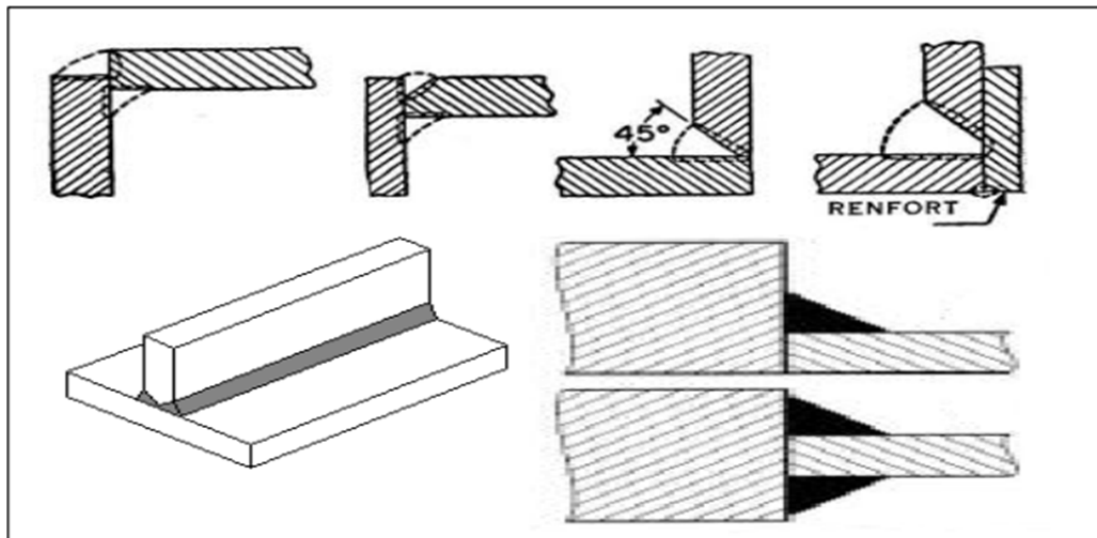


Figure II.23. Assemblages en angles

II.7.3 Assemblage à bords relevés :

Un type soudure à rainure, est fait de deux pièces placées côte à côte et soudés sur le même côté. Il s'agit du type de joint qui doit être remplacé le plus fréquemment en raison des résidus qui s'accumulent sur ses rebords. Il est souvent appliqué aux pièces de tôlerie qui ont des rebords incurvés ou formés de façon à ce qu'une soudure doive être faite pour réunir deux pièces adjacentes (figure II.24).

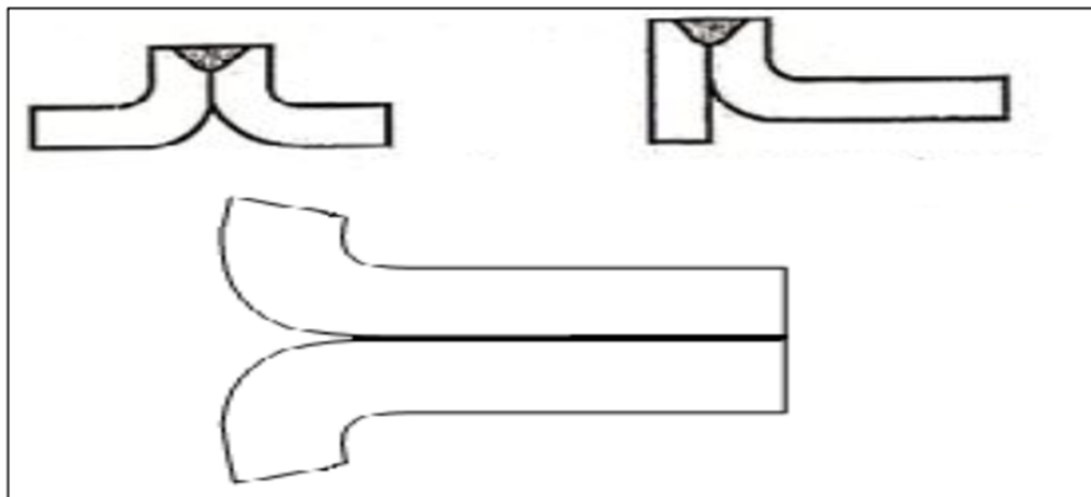


Figure II.24. Assemblage à bords relevés

II.7.4 Assemblage par recouvrement :

Il se forme lorsque deux pièces sont placées une au-dessus de l'autre sur une certaine distance le long du bord (figure II.25). Le soudage peut être fait sur une ou deux

CHAPITRE II: SOUDAGE TIG

faces, en fonction du symbole de soudure ou des exigences du plan. C'est la méthode la plus utilisée pour joindre des pièces d'épaisseur différente.

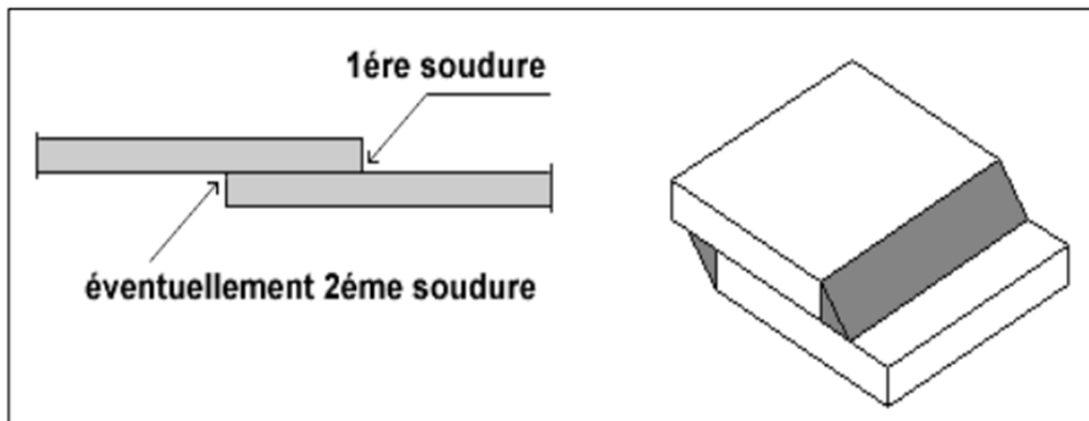


Figure II.25. Assemblage à recouvrement.

II.8. Avantages de soudage TIG :

- Permettre de réaliser des soudures (cordons de soudure) de haute qualité, coté étanchéité,
- Assure une pleine pénétration,
- Sans projections et sans laitier,
- Contrôle du bain de fusion et de la quantité du métal d'apport,
- Matériel portable et assurant la réparation in-situ,
- Employé pour souder la plupart des métaux et des épaisseurs de 0.3 à 6 mm.

II.9. Défauts macrographiques de soudage :

Les défauts qui peuvent résulter de l'opération de soudage sont nombreux (porosités, oxydation, fissuration à chaud, manque de fusion) (figure II.26). Quelle que soit l'attention portée à la préparation de l'opération de soudage (choix du matériau, préparation des surfaces), ces défauts sont susceptibles d'apparaître ; le but est donc de limiter le plus possible les conditions de leur apparition.

CHAPITRE II: SOUDAGE TIG

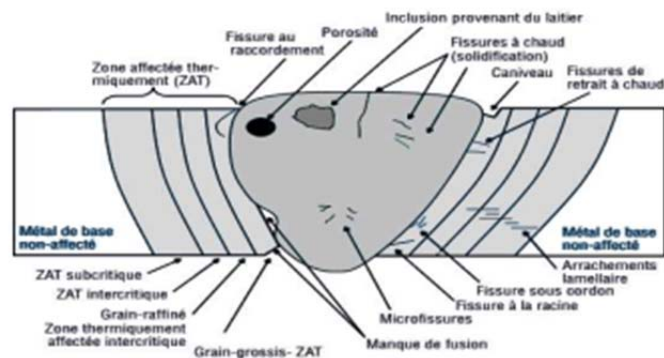


Figure II.26. Défauts de soudage [27]. -Porosité et inclusions, - manque de fusion et pénétration, -Crevasses et fissures [26, 28, 29, 30].

II.10. Méthodes et critères de validation des paramètres d'assemblages:

Contrôles non destructifs (CND) utilisés dans notre étude.

Après chaque opération de soudage, un contrôle visuel à la loupe binoculaire est effectué, suivi par un contrôle par ressuage fluorescent suivant la norme 4386-3 ou un contrôle par radiographie de rayons X suivant la norme ISO 5817 et ISO 6520-1.

II.10. 1. Contrôle surfacique :

II.10.1.1. Contrôles visuel :

Les cordons de soudure issus du procédé TIG, présentent un aspect argenté brillant qui est synonyme d'une absence de contamination.

II.10.1.2. Ressuage fluorescent :

Le contrôle par ressuage est la technique de contrôle non destructif (CND) la plus utilisée, pour détecter les défauts débouchant en surface tels que : les criques, les retassures... etc. Ces défauts sont les plus courants et les plus dangereux. Le principe du contrôle consiste à amplifier artificiellement le phénomène synonyme de la présence du défaut. Le contrôle de ressuage permet de déterminer la nature, la forme et la dimension du défaut. La surface à contrôler est d'abord nettoyée et séchée puis recouverte d'un pénétrant liquide qui contient des traceurs fluorescents, ce dernier est étalé parfaitement sur la surface, et pénétrant dans les moindres discontinuités.

CHAPITRE II: SOUDAGE TIG

L'excès de pénétrant est éliminé par l'application d'un émulsifiant, puis la surface est séchée dans une étuve. Un révélateur est appliqué par la suite sur la surface sous forme de nuage de poudre micronisée qui fait ressortir le pénétrant hors des discontinuités. L'examen des indications est effectué dans une chambre noire en utilisant un éclairage ultraviolet pour détecter l'émission fluorescente qui provient des défauts éventuels. Elles apparaissent en couleur jaune verte sous fond bleu.

II.10.2. Contrôle en volume.

II.10.2.1. Radiographie X.

Le contrôle par radiographie de rayons X permet de détecter des :

- hétérogénéités (forte ségrégation chimique ou les inclusions),
- défauts de continuité (défauts volumiques (soufflures, porosités, retassures, cavités, etc.)),
- défauts bidimensionnels (manque de liaison dans le cas des soudures).

Le cordon de soudure est irradié par des rayons X produits par un tube à émission, les interactions rayonnement avec la matière provoquent des différences d'absorption du rayonnement selon les hétérogénéités présentes. Les zones sans hétérogénéités traversées par le rayonnement, sont vues en clair par contre les défauts présentent des zones sombres. Généralement les assemblages réalisés par TIG, ne contiennent pas de défauts volumiques, et les soudures présentent des anomalies au cours du contrôle, seront remplacées par des soudures conformes [31].

CHAPITRE III :

GÉNÉRALITÉS SUR LOGICIEL ABAQUS

CHAPITRE III : GÉNÉRALITÉS SUR LOGICIEL ABAQUS

III.1. Introduction :

L'avenir est à l'outil numérique et à la réalité virtuelle ; la simulation et l'analyse numérique se sont développées ces dernières années dans la recherche industrielle privée ou publique (constructeurs automobile, aéronautique, spatial...) améliorant ainsi la productivité des industriels et la vie de tous les consommateurs [32].

La solution d'analyse par éléments finis optimise le prototypage virtuel et la simulation numérique pour l'entreprise en utilisant les hypothèses de la mécanique de la rupture en élasticité et de la dynamique. Ainsi elle simule et améliore les performances.

La simulation et l'analyse numérique ont un impact direct sur la qualité des composants, des matériaux et des produits sujets à de fortes exigences opérationnelles (sécurité, endommagement...). et le temps de mise sur le marché des produits ; de plus, elles accroissent les performances des solutions de gestion du cycle de vie du produit. Elles sont apparues, dans le désir de minimiser le coût d'une étude avec un nombre d'essais optimisés. La difficulté est de créer un modèle C.A.O. se rapprochant au maximum de la réalité (matériaux, conditions aux limites...). L'étude ne sera validée qu'à partir d'essais physiques entraînant des mesures pour la comparaison entre la réalité et la simulation (crash test).

D'un point de vue technique, les résultats obtenus grâce à ABAQUS sont le bilan des énergies, des forces nodales, des déformations, des déplacements, des contraintes, des vitesses, des accélérations et de toutes les grandeurs physiques nécessaires à la conception d'un modèle.

ABAQUS est un code de calcul par la méthode des éléments finis créé en 1978. Il est avant tout un logiciel de simulation de problèmes très variés en mécanique. Simuler la réponse physique des structures soumises à des chargements, des températures, des impacts ou autres conditions extérieures, Il est connu et répandu, en particulier pour ses traitements performants de problèmes non-linéaires [33].

III.2. Généralité sur le code de calcul ABAQUS :

ABAQUS compose de trois produits : ABAQUS/Standard, ABAQUS/Explicit et ABAQUS/CAE, figure III.1.

III.2.1. ABAQUS/Standard :

ABAQUS Est un solveur généraliste qui recourt à un schéma traditionnel d'intégration implicite [34].

CHAPITRE III : GÉNÉRALITÉS SUR LOGICIEL ABAQUS

*Résolution basée sur l'algorithme de Newton-Raphson et la méthode de Riks

* Problèmes linéaires et non linéaires

Géométrie 1D, 2D, 3D et Axisymétrique

* Nombreuses procédures d'analyse dans le domaine temporel et fréquentiel.

III.2.2. ABAQUS/Explicit :

ABAQUS/ Explicit Un schéma d'intégration explicite pour résoudre des problèmes dynamique ou quasi-statiques non-linéaires.

- Analyse non linéaire (discrétisation spatiale et temporelle)
- Problème transitoire et dynamique des structures
- Résolution basée sur la méthode explicite d'intégration en temps

III.2.3. ABAQUS/CAE :

ABAQUS /CAE Constitue une interface intégrée de visualisation et de modélisation pour lesdits solveurs. Chacun de ces produits est complété par des modules additionnels et optionnels, spécifiques à certaines applications.

ABAQUS fut d'abord conçu pour analyser les comportements non-linéaires. Il possède en conséquence une vaste gamme de modèles de matériau. Ses modélisations d'élastomères, en particulier, méritent d'être reconnues.

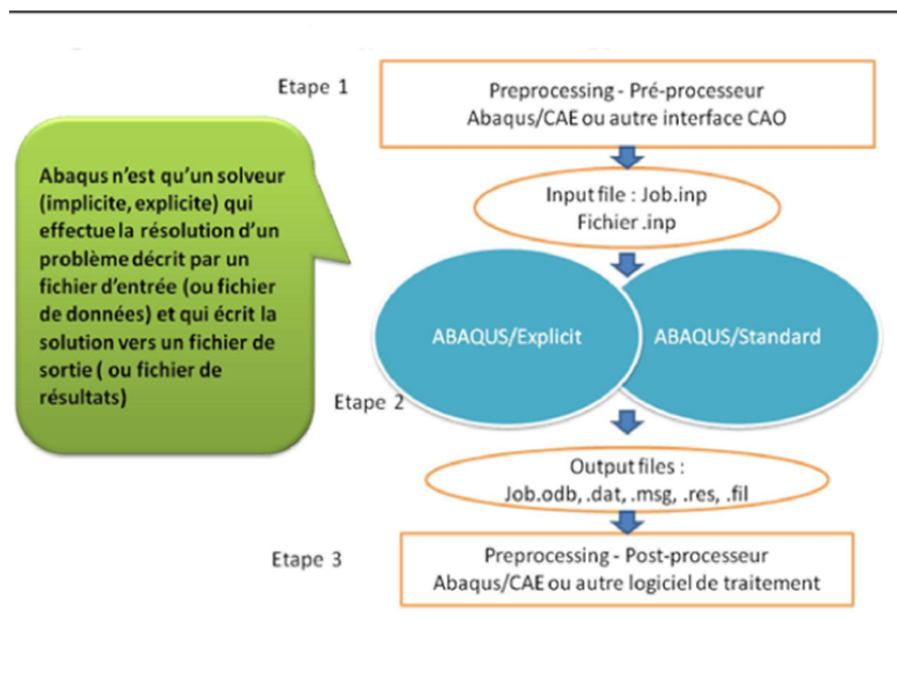


Figure.III.1 : Structure d'une analyse sous Abaqus [34].

CHAPITRE III : GÉNÉRALITÉS SUR LOGICIEL ABAQUS

III.3. Les différents fichiers pour la simulation sous Abaqus

:

III.3.1. Fichier d'entrée (Input file) :

III.3.1.1. Extension .inp : contient des mots clés décrivant la géométrie, les matériaux, les conditions limites et les chargements de la structure étudiée :

Génération du fichier .inp :

- Avec un éditeur (fichier texte) ou programme en connaissant les divers mots clés de commande Abaqus
- Avec l'interface graphique Abaqus/CAE
- Avec un logiciel annexe (I-DEAS, NASTRAN, ...).

III.3.2. Fichier de résultats (output file) :

III.3.2.1. Extension .odb : Contient les contours et courbes de résultats :

III.4. Autres fichiers créés par Abaqus lors de la simulation

:

- Fichier .com : exécutable de vos calculs
- Fichier .res : fichier binaire de reprise
- Fichier .dat : liste des résultats, résumé de votre modélisation
- Fichier .msg : résumé du déroulement du calcul en cours, message d'erreur
- Fichier .fil : fichier binaire des résultats
- Fichier log : fichier de procédure
- Fichier .sta : Fichier statistique .ets.

III.5. Organisation de l'interface Abaqus CAE (complète Abaqus environnement) :

Il est important de savoir que le module CAE figure III.2 que vous allez utiliser pour créer votre jeu de données est relativement récent (quelques années) et qu'il est plutôt destiné à la mise en données de problèmes relativement classiques.

Donc pas toutes les commandes utilisables dans Abaqus et fait souvent le choix de paramètres par défaut [35].

CHAPITRE III : GÉNÉRALITÉS SUR LOGICIEL ABAQUS

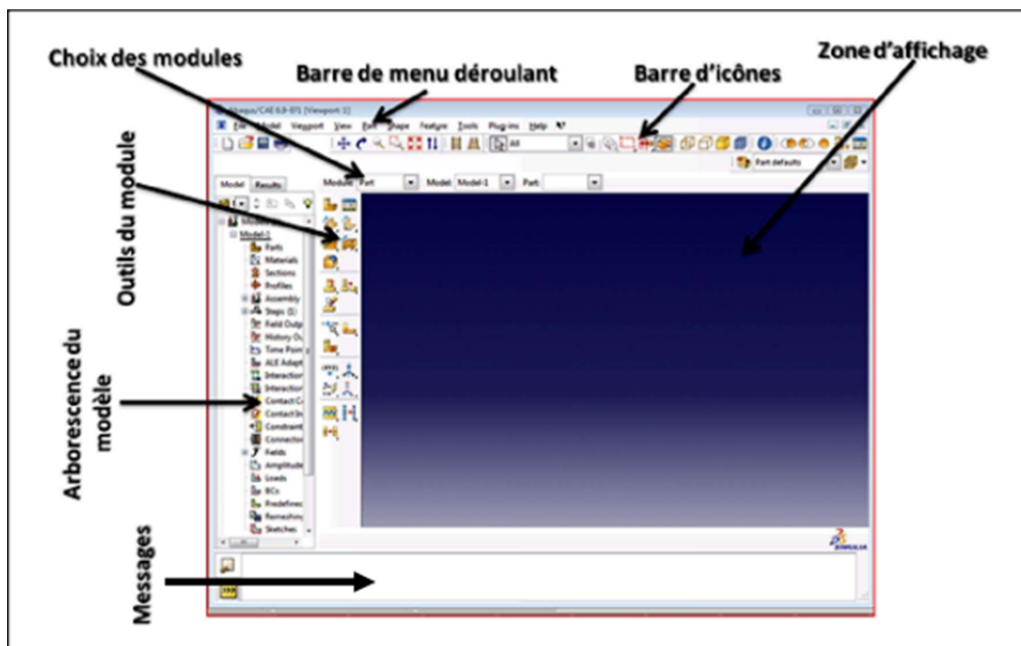


Figure III.2 : Organisation d'abaqus [35].

III.6. Les modules :

La réalisation complète d'un jeu de données s'effectue après un passage successif dans les modules, figure III.3 .

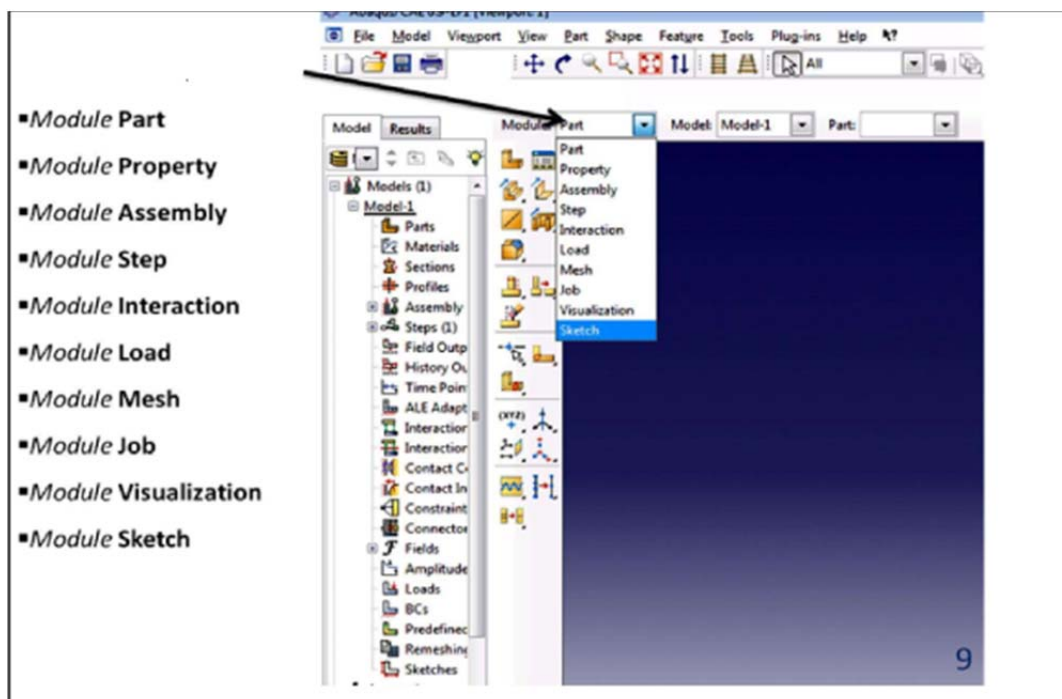


Figure III.3 : Réalisation de la mise en données d'un problème.

CHAPITRE III : GÉNÉRALITÉS SUR LOGICIEL ABAQUS

III.6.1. Module part :

PART ce module qu'est définie la géométrie des entités du modèle. Figure 2.4 et figure 2.5. Elles comprennent à la fois les parties déformables et les parties rigides.

Pour créer les créer, il faut utiliser l'icône de création en haut à gauche.

Il ne vous reste plus qu'à sélectionner convenablement :

- L'espace de modélisation : 3D par exemple
- Le type d'entité à générer : déformable
- La forme de l'entité.

Dans tous les cas vous passez dans un autre environnement de type CAO où vous dessinez vos pièces.

Dans le cas d'un solide rigide, il est nécessaire de définir un point de référence. C'est en fait en ce point que sont définis les degrés de liberté du solide sur lesquels vous imposerez des conditions aux limites par la suite. Ceci se fait dans le menu Tools, grâce à la commande Référence point.

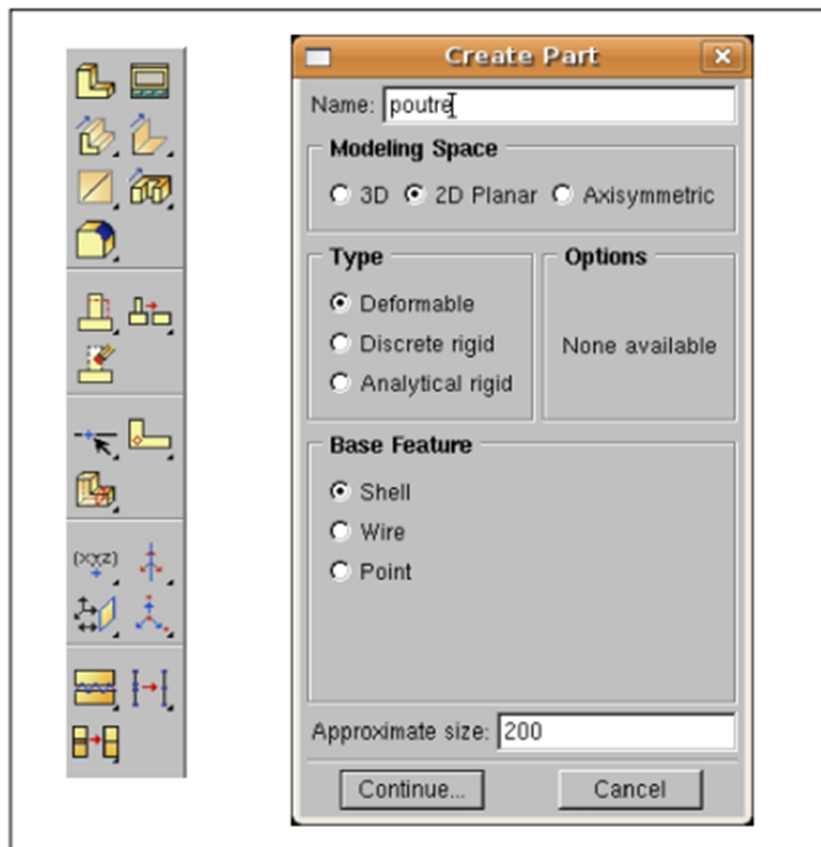


Figure III.4 : Module Part.

CHAPITRE III : GÉNÉRALITÉS SUR LOGICIEL ABAQUS

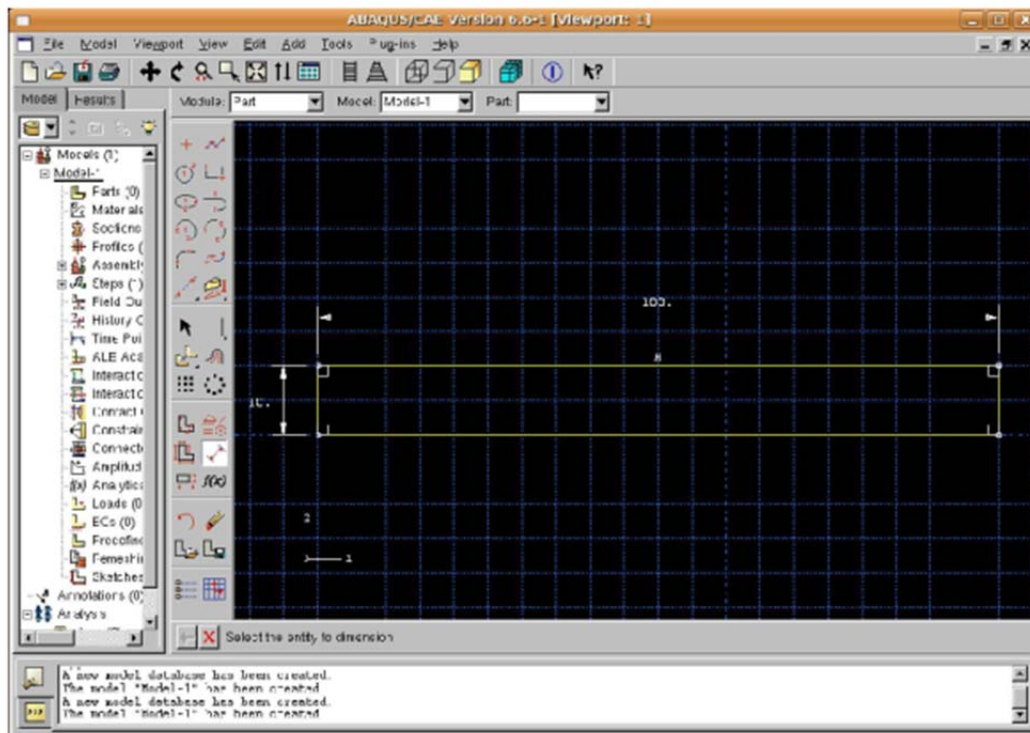


Figure III.5 : création de la géométrie [37].

III.6.2 Module Property :

On y définit les propriétés du ou des matériaux figure 2.6 (des parties déformables du modèle) et la masse des corps rigides si nécessaire. Dans le cas présent, vous avez à définir des propriétés élastiques et/ou plastiques. Pour créer un matériau, il suffit de cliquer sur l'icône en haut à gauche.

Il vaut mieux ensuite donner un nom spécifique à chacun de vos matériaux ce qui permet éventuellement la création d'une base de données, il vous reste à définir :

- ❖ Les propriétés élastiques via Mechanical, Elasticity, Elastic (module d'Young et le coefficient de Poisson pour un matériau isotrope).
- ❖ Les propriétés plastiques via Mechanical, Plasticity, Plastic. (Sous l'hypothèse d'un écrouissage isotrope, la courbe d'écrouissage est entrée sous la forme : limite d'élasticité/déformation plastique. Dans cette courbe, la contrainte est de type Cauchy (F divisée par la surface actuelle) et la déformation est logarithmique ($\ln(L/LO)$).

Il faut ensuite affecter les propriétés matériau à une entité du maillage : pour cela il est nécessaire de créer tout d'abord une section avec l'icône en forme de poutre. Vous

CHAPITRE III : GÉNÉRALITÉS SUR LOGICIEL ABAQUS

aurez à faire référence à un matériau et il ne vous restera plus qu'à Donner une valeur à l'épaisseur.

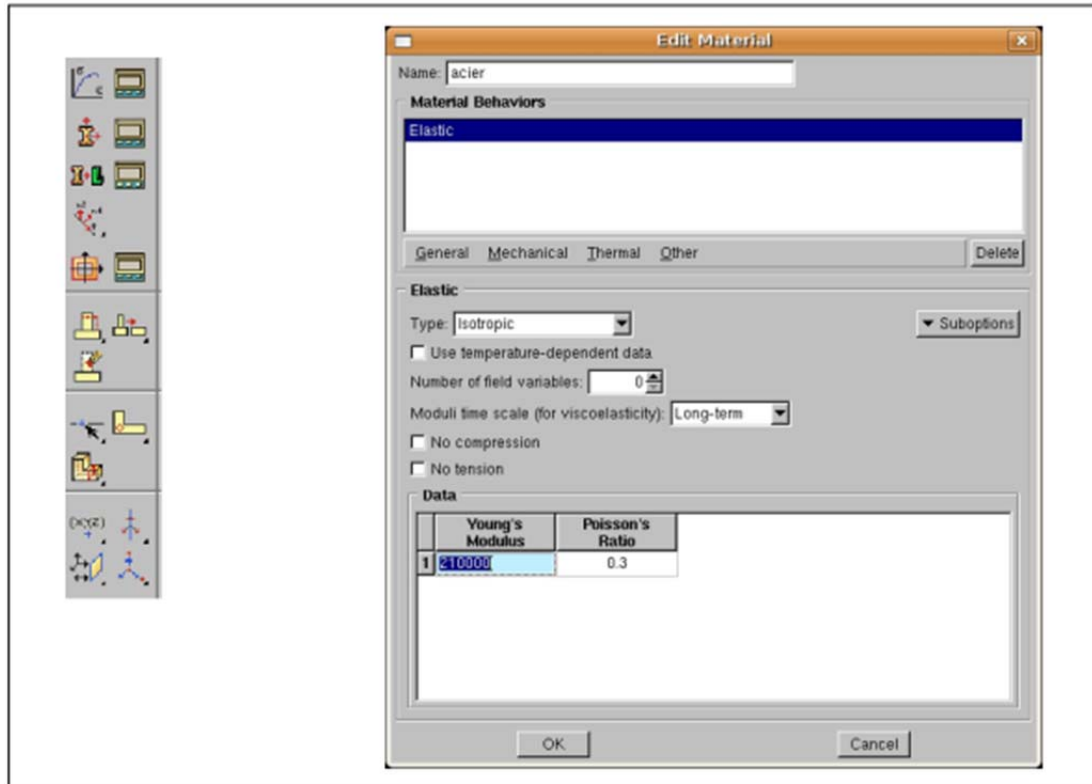


Figure III.6 : propriété Matériaux et section.

III.6.3 Module Assembly :

Assembly ce module, il s'agit de créer une instance figure 2.7 à partir des entités que vous avez définies dans le module Part. Ces instances seront celles que vous manipulerez par la suite dans le modèle. Dans le cas général, à partir de l'icône en haut à gauche, pour créer une instance vous sélectionnez tous les éléments créés dans Part. Vous pouvez le cas échéant faire subir des mouvements d'ensemble à ces instances pour les repositionner dans l'espace.

CHAPITRE III : GÉNÉRALITÉS SUR LOGICIEL ABAQUS

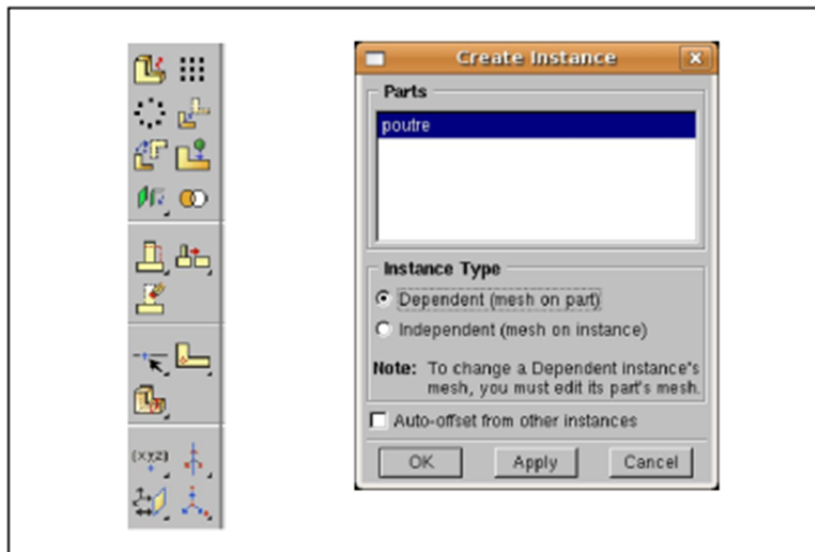


Figure III.7 : Instance et assemblage.

III.6.4. Module Step :

C'est ici que vous choisirez, figure 2.8 dans le cas d'études de crash ou d'impact, le module « Dynamic explicit ». Vous remarquerez au passage les nombreuses autres possibilités qui sont offertes par ce code de calcul.

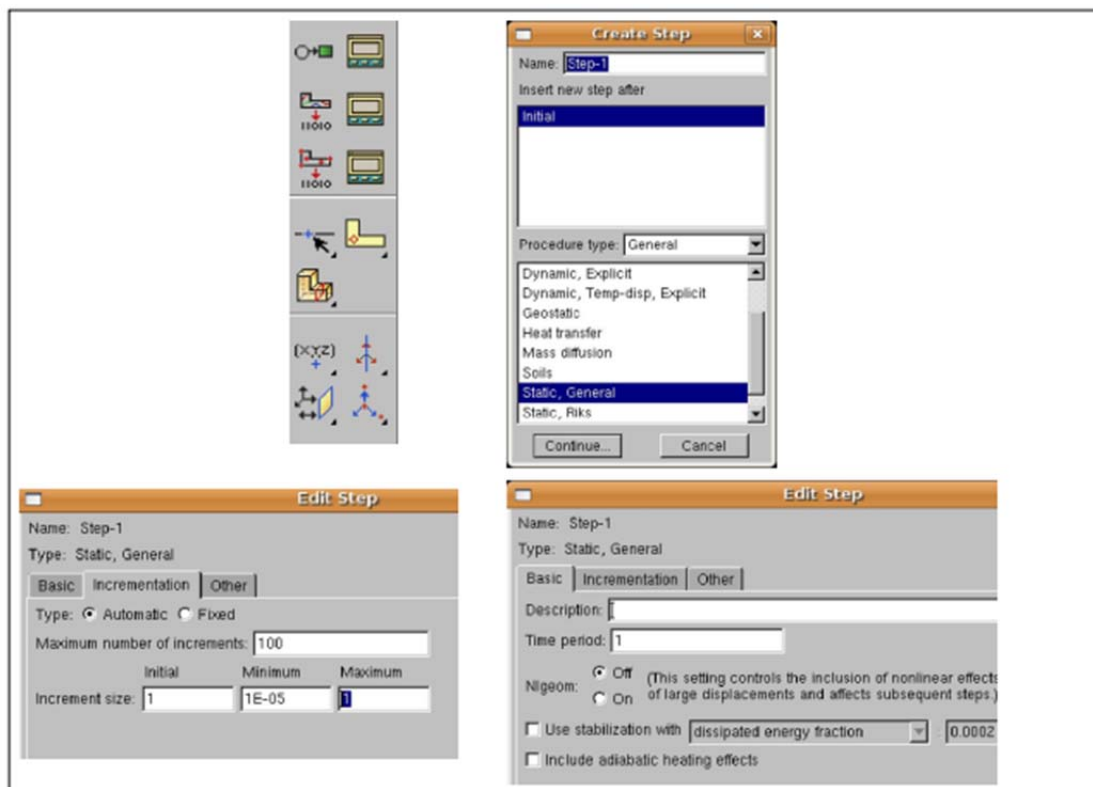


Figure .III.8 : Création de step.

CHAPITRE III : GÉNÉRALITÉS SUR LOGICIEL ABAQUS

III.6.5. Module Interaction :

Grâce ce module, il est possible de spécifier toutes les interactions entre les différentes parties et régions du modèle, qu'elles soient mécaniques, thermiques ou autres. Il faut savoir qu'ABAQUS ne prend en compte que les interactions explicitement définies, la proximité géométrique n'étant pas suffisante Figure 2.9.

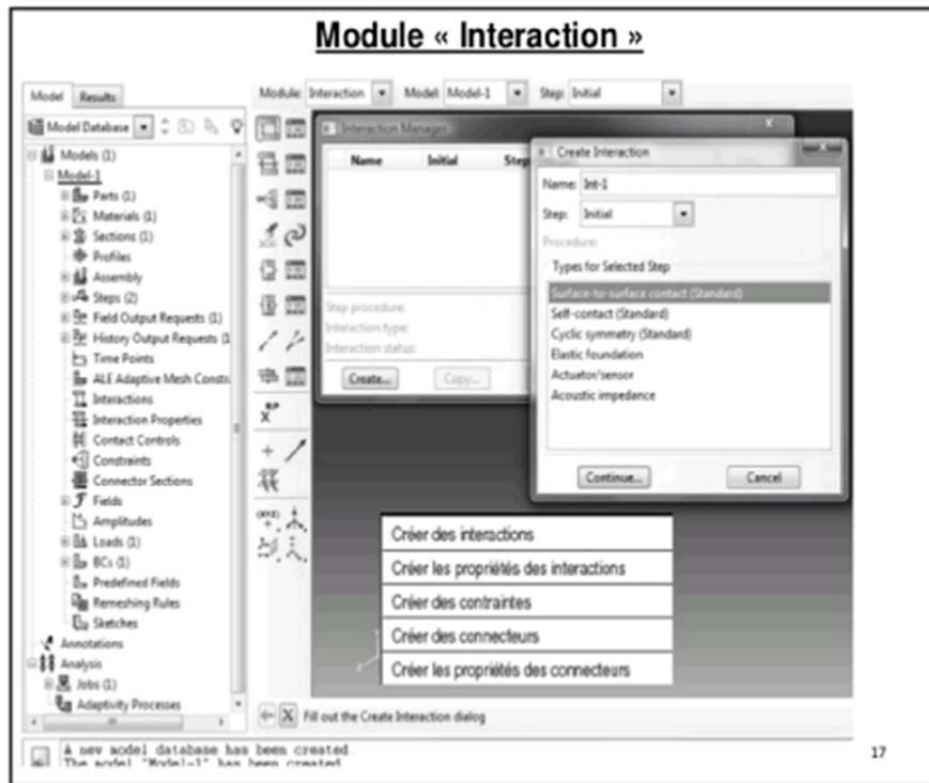


Figure III.9 : interaction.

III.6.6. Module Load :

Le module Load permet de spécifier tous les chargements, conditions limites et champs. Figure 2.10 .Il faut savoir que les chargements et le conditions limites sont dépendants des steps, par exemple une force est appliquée au step 1 mais inactive au step 2.

CHAPITRE III : GÉNÉRALITÉS SUR LOGICIEL ABAQUS

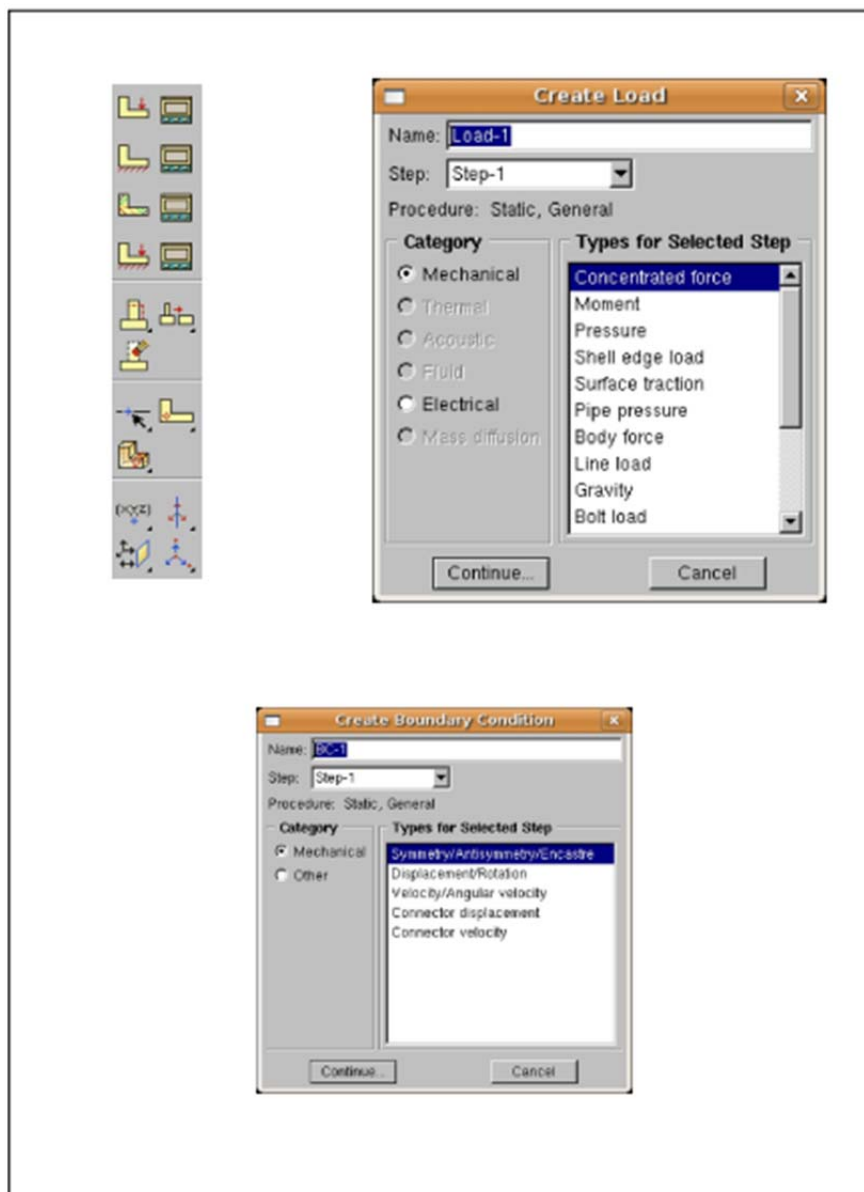


Figure III.10 : création des chargements.

III.6.7. Module Mesh :

Mesh contient tous les outils nécessaires pour générer un maillage élément fini sur un assemblage, figure 2.11

CHAPITRE III : GÉNÉRALITÉS SUR LOGICIEL ABAQUS

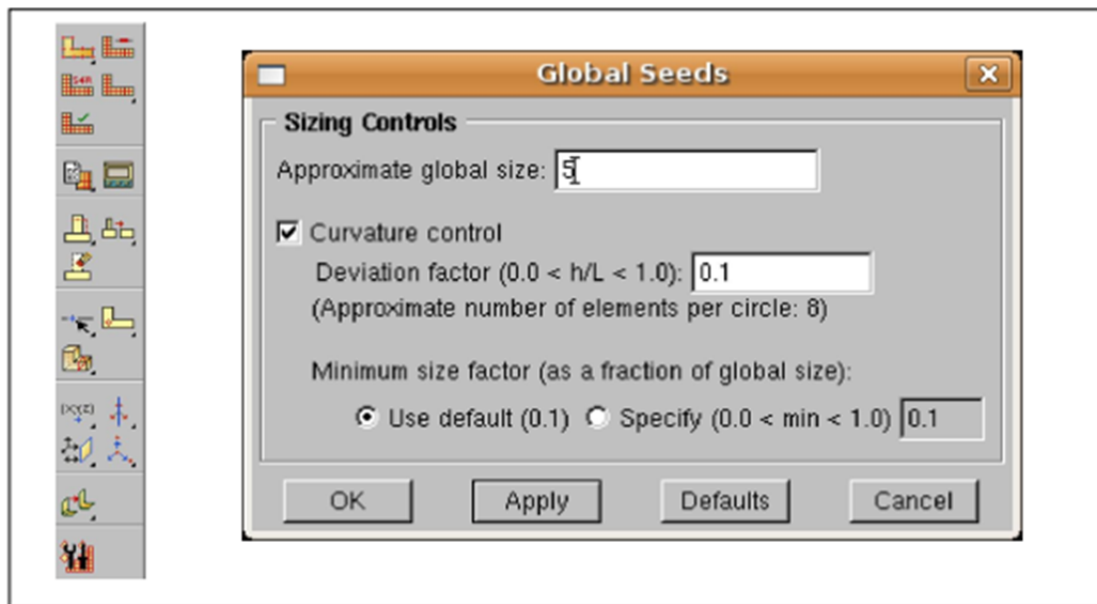


Figure III.11 : Création de maillage.

III.6.8. Module Job :

Le « lancement » du calcul est classique. Figure 2.12, Après avoir lancé le calcul, vous pouvez suivre l'évolution du procès en cliquant sur Monitor : vous pouvez ainsi avoir en temps réel l'évolution des incréments de chargement et apprécier la convergence des calculs.

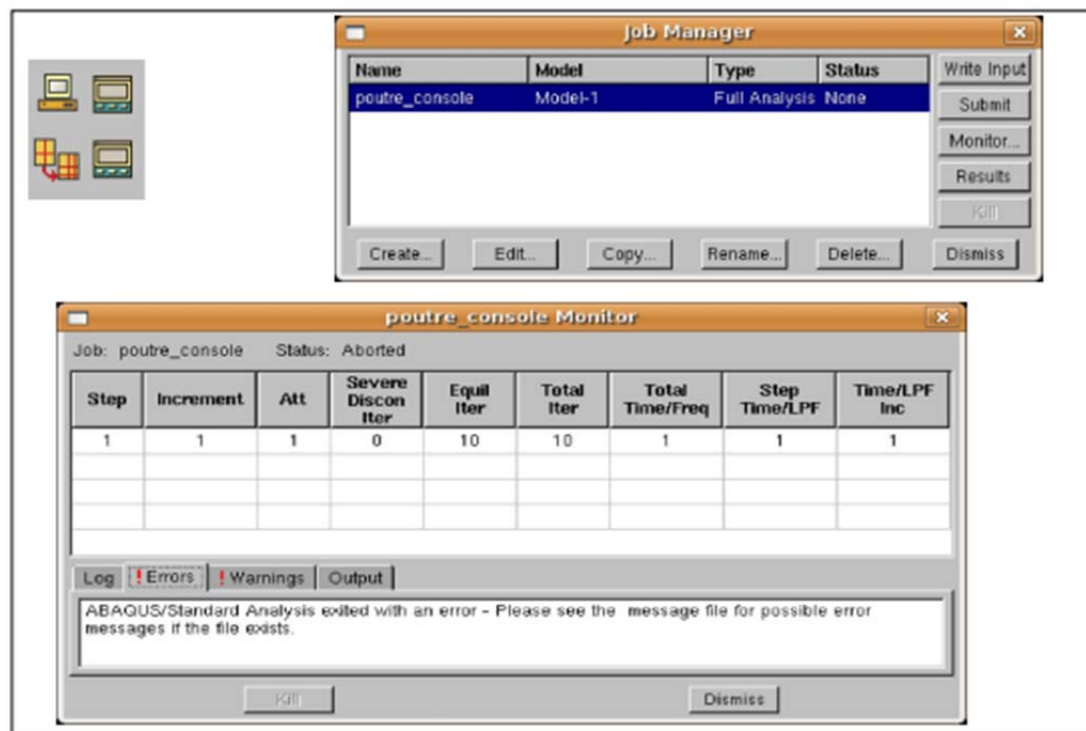


Figure. III.12 : Lancement de calcul.

CHAPITRE III : GÉNÉRALITÉS SUR LOGICIEL ABAQUS

III.6.9. Module visualization :

Visualization Est un module qui affiche tout les résultats de la pièce soit contrainte ou déformation, figure 2.13.

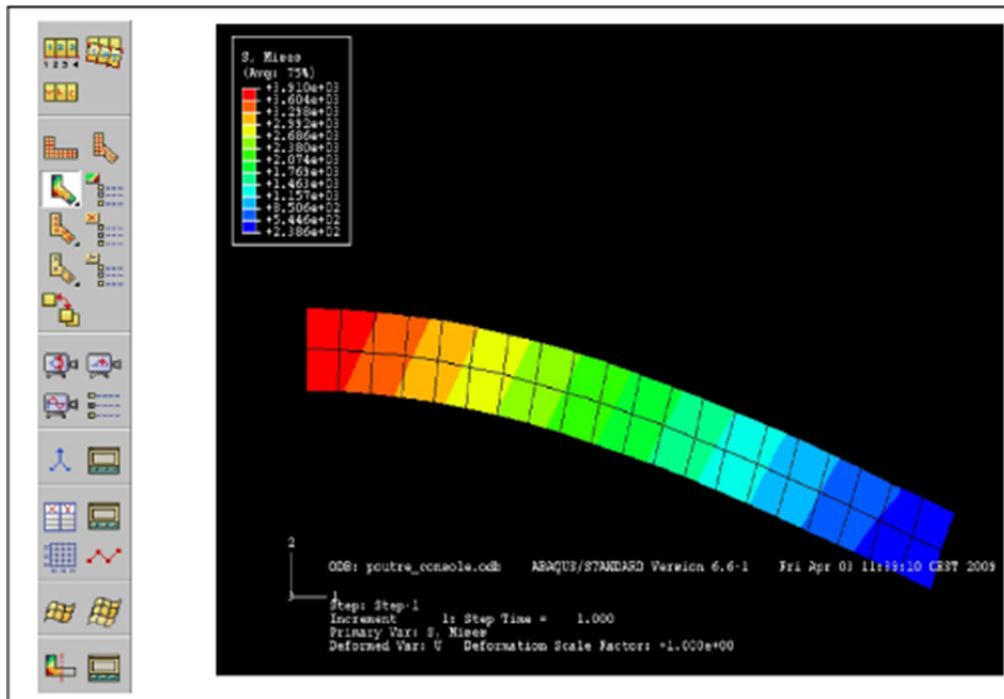


Figure. III.13. Affichage des résultats [37].

III.6.10. Module sketch :

Sketch permet de créer des formes bidimensionnelles qui ne sont pas associés à un objet.

Il peut être utilisé pour des extrusions par exemple.

III.7. L'arbre du modèle :

L'arbre donne une description visuelle de la hiérarchie des objets du modèle. Tous les objets sont indiqués par de petites icônes avec en parenthèses le nombre de ces objets. L'ordre de l'arbre reflète l'ordre classique d'élaboration du modèle.

A partir de cet arbre il est possible de retrouver la plupart des fonctionnalités de la barre de menu principale. Par exemple, double cliquer sur Part permet de créer une nouvelle Part comme sélectionner **Part -> Create** dans la barre de menu.

III.8. Les éléments dans ABAQUS :

Un très large choix d'éléments (plus de 100), figure 2.14.

CHAPITRE III : GÉNÉRALITÉS SUR LOGICIEL ABAQUS

Chaque élément est caractérisé par : famille, ddl, nombre de nœuds, intégration.

Possibilités de programmer de nouveaux éléments (en FORTRAN, sur ABAQUS/Standard) [10].

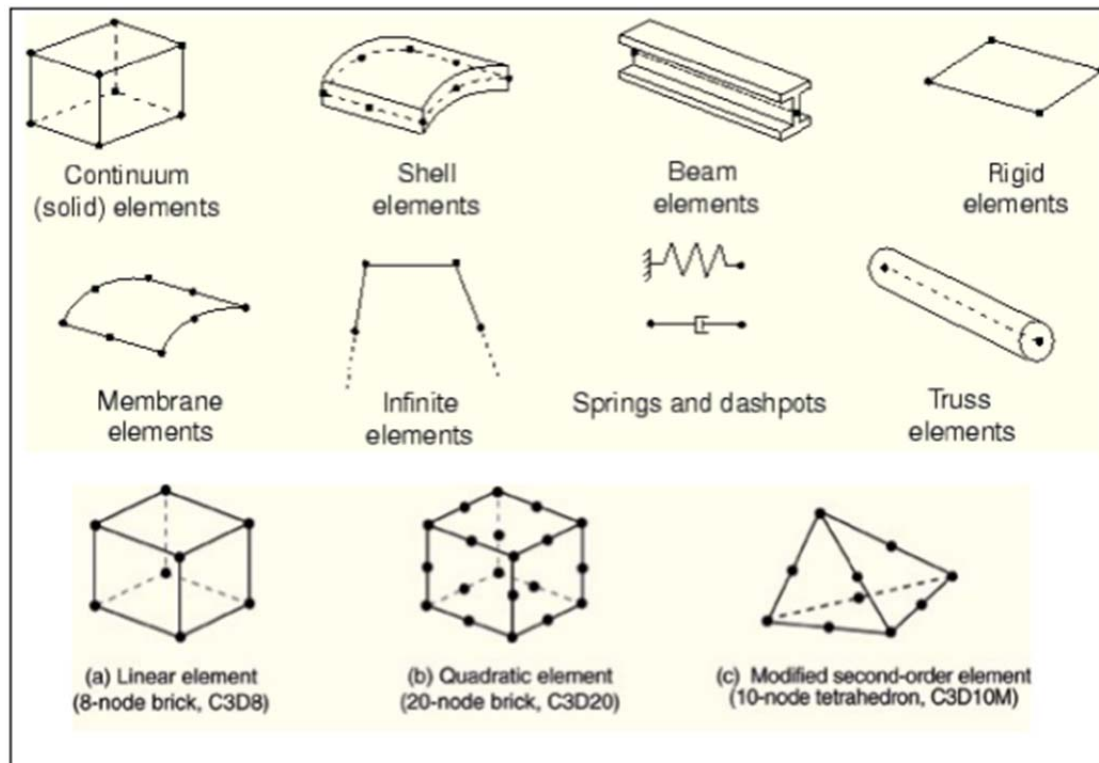


Figure 2.14. Quelque élément dans Abaqus [38].

III.8.1. Degré de liberté (DDL) :

- 1 Translation en direction 1
- 2 Translation en direction 2
- 3 Translation en direction 3
- 4 Rotation autour de l'axe 1
- 5 Rotation autour de l'axe 2
- 6 Rotation autour de l'axe 3
- 7 Voilement dans les éléments poutres à profil ouvert
- 8 Pression acoustique, pression de pores, ou pression hydrostatique
- 9 Potentiel électrique
- 11, 12+ Température k

CHAPITRE III : GÉNÉRALITÉS SUR LOGICIEL ABAQUS

Les éléments axisymétriques ont exceptionnellement, les degrés de liberté de déplacement

et de rotation suivant :

1 Translation en direction r

2 Translation en direction z

6 Rotation autour du plan r - z

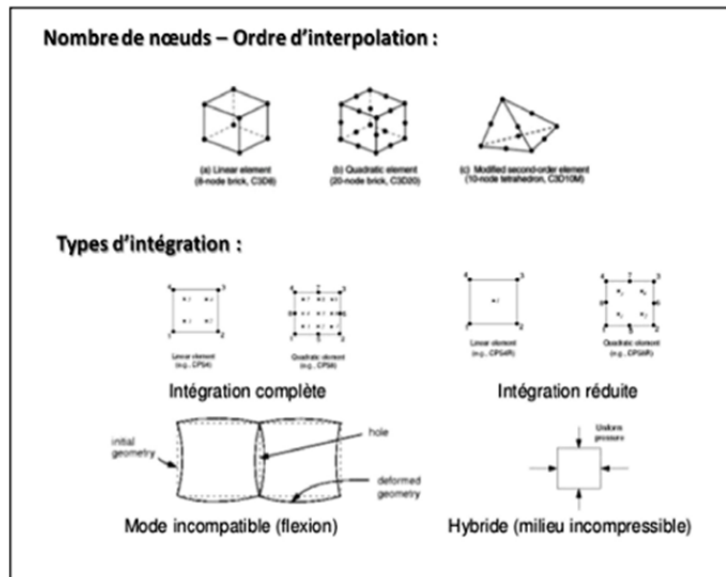




Figure III.15. Les types d'intégrations et le nombre de nœuds.

CHAPITRE III : GÉNÉRALITÉS SUR LOGICIEL ABAQUS

Éléments poutres :

Type d'analyse	Degré(s) de liberté nodaux	Type	Réf.	Schéma
MECANIQUE	(u, v, w) : 1, 2, 3	2 noeuds, linéaire	B21/B31	
	(α, β, γ) : 4, 5, 6	3 noeuds, quadratique	B22/B32	

B	3	1	OS	H	
					facultatif H Hybride
					facultatif OS section ouverte
					Degré du polynôme 1 et 2 poutre Timoshenko 3 poutre bernoulli
					2 ou 3 ou 2 Problème plan, 3 problème tridimensionnel
					B (Beam: élément poutre)

Figure III.16. Exemple d'élément poutre.

CHAPITRE III : GÉNÉRALITÉS SUR LOGICIEL ABAQUS







Éléments solides 1D				
Type d'analyse	Degré(s) de liberté nodaux	Type	Ref.	Schéma
MECANIQUE	(u, v, w) : 1, 2, 3	2 noeuds, linéaire	C1D2	
		3 noeuds, quadratique	C1D3	
TRANSFERT DE CHALEUR	(température) : 11	2 noeuds, linéaire	DC1D2	
		3 noeuds, quadratique	DC1D3	
TEMPERATURE-DEPLACEMENT	(u, v, w) : 1, 2, 3 (température) : 11	2 noeuds, linéaire	DC1D2T	
		3 noeuds, quadratique	DC1D3T	

Figure III.17. Éléments solides 1D.









Éléments solides 2D :				
Type d'analyse	Degré(s) de liberté nodaux	Type	Ref.	Schéma
MECANIQUE DEFORMATIONS/ LANES / CONTRAINTES PLANES	(u, v) : 1, 2	3 noeuds, linéaire	CPE3 CPS3	
		4 noeuds, quadratique	CPE4 CPS4	
	(u, v) : 1, 2	4 noeuds, linéaire	CPE4 CPS4	
		8 noeuds, quadratique	CPE8 CPS8	
TRANSFERT DE CHALEUR	(température) : 11	3 noeuds, linéaire	DC2D3	
		4 noeuds, linéaire	DC2D4	
TEMPERATURE-DEPLACEMENT DEFORMATIONS/ LANES / CONTRAINTES PLANES	(u, v) : 1, 2 (température) : 11	4 noeuds, linéaire	CPE4T CPS4T	
		8 noeuds, degré-cinque quadratique, température linéaire	CPE8T CPS8T	

Figure III.18. Éléments solides 2D

CHAPITRE III : GÉNÉRALITÉS SUR LOGICIEL ABAQUS

Eléments axisymétriques 2D :				
Type d'analyse	Degré(s) de liberté(nous)	Type	Ref.	Schema
MECANIQUE	(u, v) : 1, 2	3 nœuds, linéaire	CAX3	
		6 nœuds, quadratique	CAX6	
	(u, v) : 1, 2	4 nœuds, linéaire	CAX4	
		8 nœuds, quadratique	CCAX8	
TRANSFERT DE CHALEUR	(température) : 11	3 nœuds, linéaire	DCAX3	
		4 nœuds, linéaire	DCAX4	
TEMPÉRATURE-DEPLACEMENT	(u, v) : 1, 2 (température) : 11	4 nœuds, linéaire	CAXGT	
		8 nœuds, déplacement quadratique, température linéaire	CAXGT	

Figure III.19.Éléments axisymétriques 2D.

Eléments coques (Shell) :				
Type d'analyse	Degré(s) de liberté (nous)	Type	Ref.	Schema
MECANIQUE	(u, v, w) : 1, 2, 3 (α, β, γ) : 4, 5, 6	3 nœuds, linéaire	SIR	
		4 nœuds, linéaire	SIR	
		8 nœuds, quadratique	SIR	
TRANSFERT DE CHALEUR	(température) : 11 12...17	4 nœuds, quadratique	DS4	
TEMPÉRATURE-DEPLACEMENT COUPLEE	(u, v, w) : 1, 2, 3 (α, β, γ) : 4, 5, 6 (température) : 11 12...17	8 nœuds, quadratique	SIRT	

Eléments 3D :

Tetrahedra

Triangular prisms (wedges)

Hexahedra

La dénomination des éléments est la suivante :

S K R S W

- Gauchissement pris en compte
- Option S → S4R ou S formulation en petite déformation
- Option R → intégration réduite
- Nombre de nœuds
- S élément standard, SC Continuum shell, STRI élément mince

Les éléments général proposés qui affectivement seront souvent les plus utiles sont les suivants :

- S4 S4R éléments triangulaires
- S4 S4R S4RS

Figure III.20. Éléments coques et 3D.

III.9. Les Types de non-linéarités :

CHAPITRE III : GÉNÉRALITÉS SUR LOGICIEL ABAQUS

- ❖ Matériaux
- ❖ Géométries
- ❖ Contact

III.9.1. Non-linéarités matérielles :

- ❖ Hyper-élasticité
- ❖ Plasticité
- ❖ Visco-plasticité
- ❖ Endommagement
- ❖ Non-isotrope (y compris laminates = composites)

III.9.2. Non-linéarités géométriques :

- ❖ Grands déplacements
- ❖ Grandes rotations
- ❖ Instabilités (bifurcations, points-limites)

III.9.3. Non-linéarités de contact :

- ❖ Grands déplacements
- ❖ Contact 2D et 3D
- ❖ Rigide/Rigide, Rigide/Déformable, Déform./Déform.
- ❖ Lois de frottement diverses et complexes

III.10. Domaines physiques :

- ❖ Mécanique
- ❖ Thermique
- ❖ Électrique (piézo et thermique)
- ❖ Problèmes couplés
- ❖ Statique et dynamique
- ❖ Linéaires et non linéaires

CHAPITRE IV :

SIMULATION DE SOUDAGE SUR ABAQUS

CHAPITRE IV : SIMULATION DE SOUDAGE SUR ABAQUS

IV.1. Introduction :

De nos jours, la simulation numérique est très utilisée afin de déterminer les niveaux de contraintes et déformations résiduelles générés par les procédé de soudage. En effet, la réalisation de structures mécano-soudées complexes n' nécessite la prise en compte fine des contraintes et déformations résiduelles d' es l' étape de conception. En outre, de plus en plus d' études sont consacrées à l' établissement de critères thermo-mécano-métallurgiques pour améliorer la soudabilité des matériaux, dans un but de limiter au maximum l' apparition de fissures en cours de fabrication. Dans cet esprit, nous nous attacherons à voir comment la simulation numérique peut nous aider à améliorer la répétabilité de l' Inconel 738 LC par fabrication additive.

IV.2. Modélisation de l'apport de chaleur :

Les transferts de chaleur en phase solide au cours de l' opération de soudage sont décrits par l' équation de la chaleur :

$$\rho c_p \frac{\delta T}{\delta t} - \lambda \left(\frac{\delta^2 T}{\delta X^2} + \frac{\delta^2 T}{\delta Y^2} + \frac{\delta^2 T}{\delta Z^2} \right) - q = 0 \quad (1)$$

Où ρ représente la masse volumique, c , la capacité calorifique, λ la conductivité thermique, et q la quantité de chaleur apportée par la torche.

Le procédé de rechargement TIG consiste à chauffer localement la pièce à réparer jusqu' à fusion du métal. Le flux de chaleur généré au cours du soudage TIG est le résultat d' interactions complexes entre le plasma de l' arc et la matière. Lors d' une opération de soudage, la puissance globale apportée par l' arc à la pièce peut être exprimée par :

$$p = \eta * U * I \quad (2)$$

Où U représente la tension (V), I l' intensité (A) et η le rendement.

La répartition d' énergie entre l' avant et l' arrière de la torche est représentée par les variables f_f et f_r , (proportionnelles aux énergies distribuées à l' avant et à l' arrière de la torche) avec les conditions permettant d' assurer la continuité entre les flux à l' avant et à l' arrière de la source :

$$f_f + f_r = 2$$

CHAPITRE IV : SIMULATION DE SOUDAGE SUR ABAQUS

$$\frac{f_f}{a_f} = \frac{f_r}{a_r}$$

Généralement, les valeurs pour f_f et f_r sont respectivement prises égales à 0,6 et 1,4 [39].

La distribution volumique d'énergie à l'avant et à l'arrière de la torche est donnée respectivement par les expressions suivantes :

$$\begin{cases} P_f(x, y, z) = f_f \frac{6\sqrt{3}}{a_f b c \pi^{3/2}} \eta UI * e^{-3z^2/a_f^2} e^{-3y^2/b^2} e^{-3x^2/c^2} \\ P_r(x, y, z) = f_r \frac{6\sqrt{3}}{a_r b c \pi^{3/2}} \eta UI * e^{-3z^2/a_f^2} e^{-3y^2/b^2} e^{-3x^2/c^2} \end{cases} \quad (4)$$

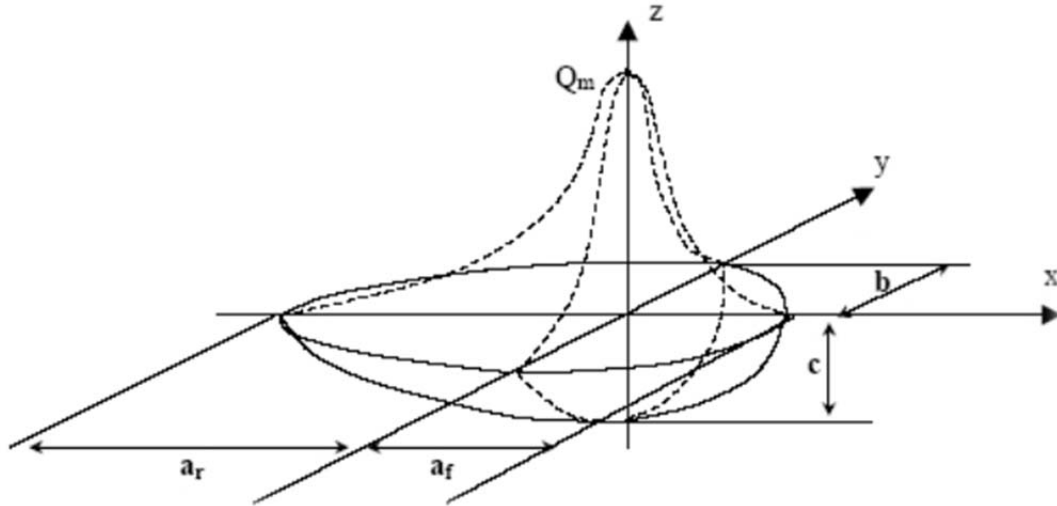


Figure.IV.1. Double ellipsoïde de Goldak.

IV.3. Conditions aux limites :

Au cours de l'opération de soudage, le matériau échange de la chaleur avec le milieu environnant par convection et rayonnement.

Les pertes de chaleur par convection sont respectivement exprimées par la relation :

$$\phi_c = h_c (T - T_\infty) \quad (5)$$

Où h_c ($h_c = 15 \text{ W.m}^{-2} \cdot \text{K}^{-1}$) est le coefficient de convection, T la température de la paroi de la pièce et T_∞ la température du fluide environnant

Les pertes de chaleur par rayonnement sont respectivement exprimées par la relation :

$$\phi_r = \sigma \cdot \varepsilon \cdot (T^4 - T_\infty^4) \quad (6)$$

CHAPITRE IV : SIMULATION DE SOUDAGE SUR ABAQUS

Où σ est la constante de Stefan — Boltzmann ($\sigma = 5,7. 10^{-8} W. m^{-2}. k^{-4}$), ε

l'émissivité de la pièce ($\varepsilon = 0,6$).

Pour les aspects mécaniques, le blocage de la pièce à souder est en général assuré par une liaison encastrement.

IV.4. Élément fini pour la simulation :

Les équations de chaleur (8) peuvent être représentées sous forme de tenseur de sorte que l'équation de chaleur transitoire élémentaire est obtenue et plus tard additionné pour obtenir l'équation du système qui est analysé avec le temps.

$$[K(T)\{T\}] + [C(T)\{T\}] = \{Q(T)\} \quad (11)$$

Où K est une matrice de conductivité dépendante de la température. C'est la matrice de capacitance dépendante de la température sur la chaleur spécifique c'est produit avec le taux de température donne la chaleur. L'équation ci-dessus peut être résolu numériquement, avec modèles FEM standard avec des modèles d'intégration de temps Crank Nicholson ou Euler. Une température initiale T_i est supposée K, C et Q sont calculés à cette température et la température suivante T à i+1 est obtenue. Encore une fois K, C et Q sont calculé et la température à l'intervalle de température suivant est calculée. L'itération est poursuivie pour la convergence des valeurs de la température ou du flux thermique. Il s'agit d'une procédure d'analyse des éléments finis transitoires. Dans la présente étude, le travail est fait en utilisant ABAQUS.

IV.5. Paramètres de soudage et modèle de matériau:

IV.5.1. Paramètres du procédé de soudage TIG.

Courant (A)	Tension (v)	Efficacité de l'arc	L'apport calorifique net par unité de temps Q(W)	Vitesse (m/s)	L'apport calorifique net par unité de longueur Q(J/m)	Flux d'argon (l/min.)
40	10	0.8	320	0.004	80×10^3	8

Tableau.IV.1. Paramètres du procédé de soudage TIG.

IV.5.2. Propriétés thermo physiques des matériaux

Parameter	Densité (Kg/m3)	Chaleur latente (J/KgK)	T _{Solidus} (°C)	T _{Liquidus} (°C)
Value	8110	300	1255	1355

CHAPITRE IV : SIMULATION DE SOUDAGE SUR ABAQUS

Tableau.IV.2. Propriétés thermo physiques des matériaux.

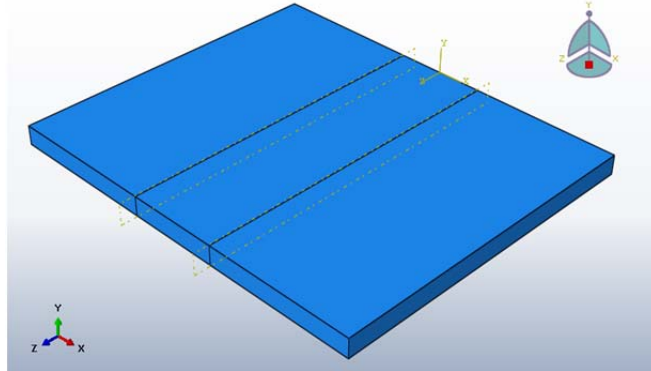


Figure.IV.2. Les coordonnées et partitions du modèle.

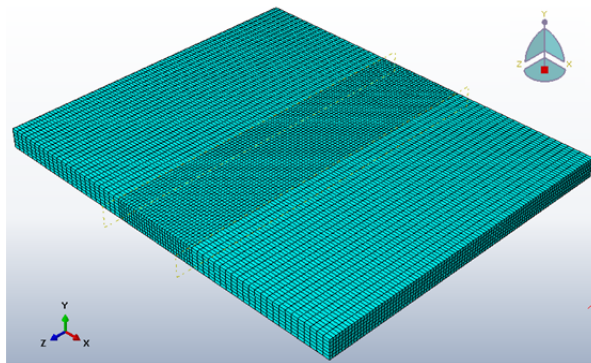


Figure.IV.3. Modèle de maillage utilisé pour l'analyse.

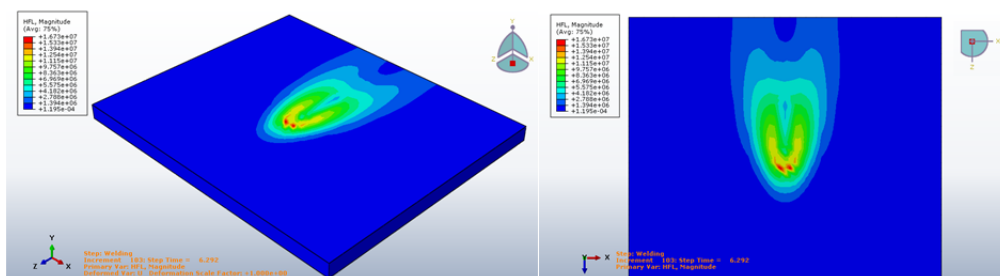


Figure.IV.4. Le flux de chaleur de Goldak à 6,292 s, a) vue de dessus, b) vue isométrique.

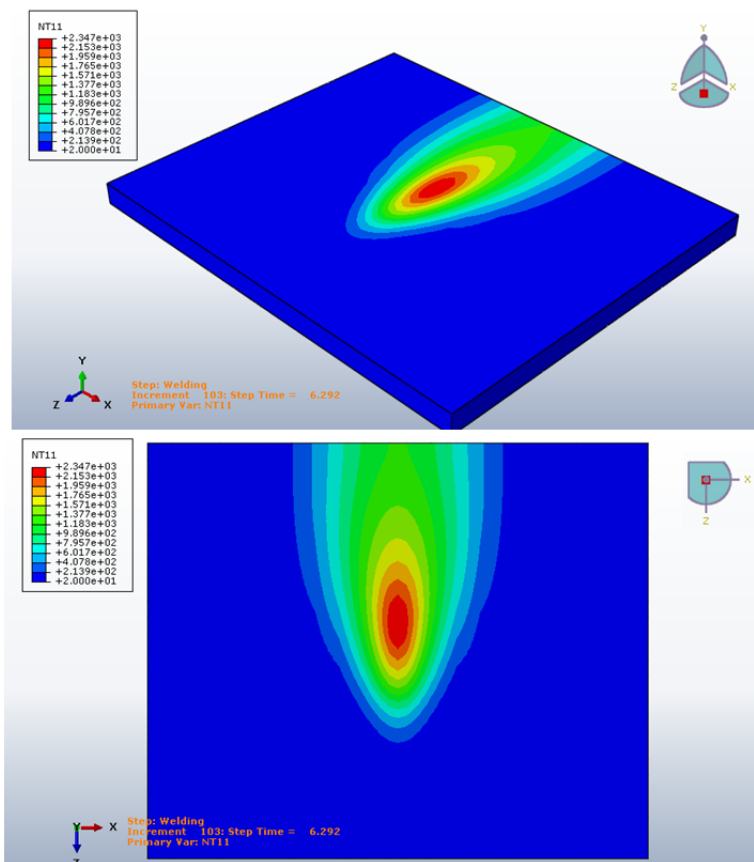


Figure.IV.5. La distribution de température de l'apport de chaleur de Goldak à 6,292 s,

a) vue de dessus, b) vue isométrique.

IV.6.La distribution de température :

Répartition de la température dans la section transversale de l'élément chauffé par la source de chaleur à faisceau laser avec distribution de puissance est présentée dans la figure.IV.5 respectivement. Sur ces figures, les iso lignes de température caractéristiques ont été signalés, qui déterminent la chaleur affectée zone (ZAT), c'est-à-dire des zones de transformations structurales. De comparaison de la distribution de la température, on peut observer que différentes sections du faisceau laser (circulaire et rectangulaire) contribuent à la formation de différentes zones de chauffe.

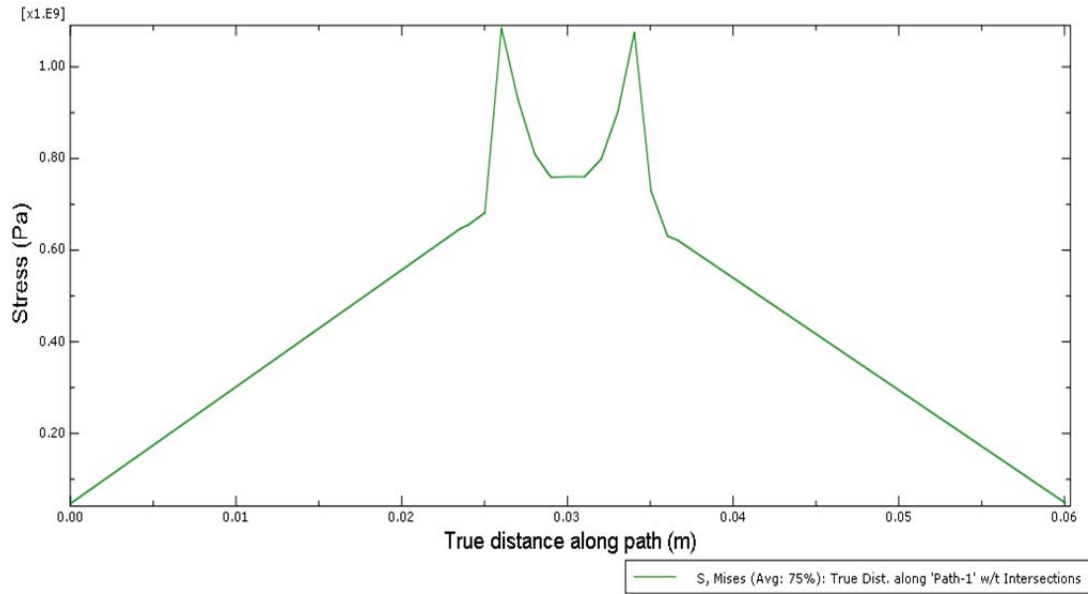


Figure.IV.6. Contraintes résiduelles transversales d'apport de chaleur de Goldak à 8,35 s.

IV.7.La distribution de contraintes résiduelles :

Les pressions transversales résiduelles de l'apport de chaleur Goldak à 8,35 s, commencent à augmenter jusqu'à atteindre une valeur de 1 Pa de 0,025 m à 0,035 m puis commencent à diminuer jusqu'à disparaître à 0,06 m.

CONCLUSION GÉNÉRALE

Conclusion générale :

Dans cette thèse, nous étudions des simulations de procédé de soudage TIG pour le superalliage INC 738 LC en utilisant le programme de simulation ABAQUS. Où nous avons fait la connaissance du superalliage INC 738 LC.

On sait en quoi consiste ce superalliage, la proportion de chacun de ses composants et les propriétés qui le distinguent.

Ce superalliage se caractérise par une bonne ductilité, une meilleure résistance mécanique à haute température, une excellente résistance à la corrosion, à l'oxydation et au soufre. coefficient qui varie de (+ 5 μ m / C) dans la plage de (500-1200C) Il est utilisé dans les industries chimiques et pétrochimiques et dans la construction des turboréacteurs aéronautiques et des turbines à gaz..

Où nous avons également étudié le soudage TIG et ce qui le distingue des autres types de soudage, ses préparations et les facteurs qui l'affectent.

Nous avons également appris sur les problèmes de soudage des alliages de super nickel, les types de joints soudés que nous pouvons créer, certains défauts de soudage macrographiques, et les méthodes les plus importantes de contrôle du soudage.

Nous nous sommes familiarisés avec le programme de simulation ABAQUS et en quoi il consiste. Divers fichiers de simulation sous abaqus et l'organisation de son interface.

Et nous avons appris la répartition de la chaleur et du stress en utilisant le programme de simulation ABAQUS.

Références

- [1] S.A. David, J.A Siefert J.N. Dupont & J.P. Shingledecker, "Weld ability and weld performance of candidate nickel base super alloys for advanced ultra-supercritical fossil power plants part I: fundamentals", Science and Technology of welding, and VOL20NO7, P:532-552, 2015.
- [2] L'usine nouvelle série matériaux ; matériaux métallique michel colombie et coll ; © Dunod, Paris, 2001, 2008 ISBN 978-2-10-053918-5, p ; 567- 570.
- matériaux métallique michel colombie et coll ; © Dunod, Paris, 2001, 2008 ISBN 978-2-10-053918-5, p ; 567- 570.
- [3] Terzi S, 2003, Matériaux pour disques de turbines RCG, Étude du glissement inter granulaire d'un superalliage Udimet 720 élaboré par métallurgie des poudres, Stage de DEA, Rapport Technique CEA DTEN/DL/2003/064.
- [4] Thèse doctorat, Yann Danis ; Etude de la soudabilité d'un superalliage base nickel fortement chargé en éléments durcissant titane et aluminium l'inconel 738, l'université bordeaux 1, 18 décembre 2008, p (6-8).
- [5] D. W. Gandy and G. Frederick, J.T. Stover, R. Viswanathan, Overview of Hot Section Component Repair Methods, , EPRI Annual report, 2000. Arfaoui Ali, Chaker Med Amir ISET Kasserine Matériaux Métalliques Année 2009/2010.
- [6] A. Poutrat, <étude expérimentale quantitative de la solidification du superalliage 718 en fonderie> thèse de doctorat, Spécialité "Science et génie des matériaux", école nationale supérieure des mines de paris, (juillet 2013).
- [7] Thèse : Frédéric Royer ; Fonctionnement et singularités du procédé de fusion laser sélective. Illustration par application à deux superallages à base nickel et considérations énergétiques, p : 203

- [8] Applicationsheet, Metals/alloys–aerospace Inconel 738.netzsch Thermal Analysis.
- [9] Données techniques de l'alliage IN-738, The International nickel Company INC. One New York Plaza, New York, N.Y. 10004.
- [10] Ceux-ci ; Markyao Amegadzie, Effet de la pression de forge sur la microstructure de l'alliage Inconel 738 Super soudé par friction linéaire ; p 3 © Copyright 2012, Mark Yao Amegadzie.
- [11] N. Perry, «Étude et développement des flux solides en vue d'application en soudage ATIG appliqué au titane et ses alliages ainsi qu'aux aciers inoxydables ». Thèse doctorat, Université de Nantes, (2000).
- [12] N. Chérifi, « Effet du soudage par TIG sur l'aluminium industriel 1050A ». Thèse doctorat, Spécialité : Génie Chimique, avril 2015, Université Mohamed Khider — Biskra.
- [13] C. Bouremel, « Etude du Joint soudé d'un Alliage d'Aluminium ». Thèse doctorat science, option : métallurgie physique, Université Mohamed Khider- Biskra.
- [14] F. Pichot, « Développement d'une méthode numérique pour la prédiction des dimensions d'un cordon de soudure tig : application aux superalliages bases Cobalt Et Nickel ». Thèse doctorat spécialité : Mécanique et Ingénierie, Université Bordeaux 1, Fév. 2012.
- [15]W. Klas, « Procédés de soudage », Dunod, Paris, ISBN 978-2-10-057810-8, 2012.
- [16]Y. Danis, « Etude de la soudabilité d'un superalliage base nickel fortement chargé en éléments durcissants titane et aluminium : l'inconel 7388 ». Thèse doctorat sciences physiques spécialité : mécanique et ingénierie, Université de Bordeaux1, Sept. 200.

- [17] M. Touboul, « Etude du comportement mécanique a chaud de l'acier P91 : vers la compréhension du rôle des mécanismes intra/inter granulaires sur la tenue en fluage. Application aux structures soudées ». Thèse doctorat Spécialité Sciences et Génie des matériaux, École nationale supérieure des mines de Paris, Nov. 2012.
- [18] C. Ferdinand, « Mise en oeuvre et caractérisation d'assemblages soudés par procédés tig et laser de toles d'alliages de titane réfractaires ». Thèse Doctorat, spécialité : Science et Génie des Matériaux, INP Toulouse, Nov. 2005.
- [19] J.P. Ferte, « Assemblage métallurgique dans la construction des turboréacteurs », technique de l'ingénieur, transport aérien, (2006), BM 7 778 — 1-20.
- [20] Q.Wang, D.L.Sun, Y.Na, Y.Zhou, X.L.Han & J. Wang, “Effects of TIG Welding Parameters on Morphology and Mechanical Properties of Welded Joint of Ni-base Superalloy”, *Procedia Engineering* 10, 37-41 (2011).
- [21] F. Nematzadeh, M. R. Akbarpour, S. Parvizi, A. H. Kokabi & S. K. Sadrnezhaad, “Effect of welding parameters on microstructure, mechanical properties and hot cracking phenomenon in Udimet 520 superalloy”, *Materials and Design* 36, 94-99(2012).
- [22] D. Dye, O. Hunziker & R. C. Reed, “Numerical analysis of the weldability of Superalloys”, *Acta mater.* 49, 683-697, (2001).
- [23] D. J. Tillack, “Crack free welding of Nickel-base alloys”, AWS weld cracking conference, Denver, Avril 2014.
- [24] P. Lowden, C. Pilcher & J. Liburdi, “Integrated Weld Automation for Gas Turbine Blades”, International Gas Turbine and Aeroengine Congress and Exposition Orlando, FL, 1991-91-GT-159, June 3-6.

- [25] A. Niel, C. Bordreuil, F. Deschaux-Beaume & G. Fras, « Essai de fissuration à chaud en soudage TIG sur un alliage d'aluminium 6061 », Université de Montpellier II, April 2013.
- [26] O. A. Ojo, “On liquation cracking of cast inconel 738lc superalloy welds”, thesis PhD, The university of manitoba, Dec. 2004.
- [27] B. Taylor, A. Guesnier, « Métallographie des soudures », www.struers.com/-/media/Library/Brochures/.../Metallographie-des-soudures.pdf
- [28] S. Olbani, « Influence de la fatigue mécanique sur la microstructure et les propriétés mécaniques d’un joint soudé en acier inoxydable austénitique 316L ». Mémoire de magister spécialité : maintenance des systèmes mécaniques, UMB Boumèrdès, 2008.
- [29] K. Mariche, «Comportement structural et mécanique de soudures d’acier inoxydable austénitique du type 316 L vieilles ». Thèse doctorat, spécialité : métallurgie, ENP El Harrach, 2013.
- [30] I. Hadji, « Etude de la soudabilité et du comportement mécanique des alliages de titane ». Mémoire de i spécialité : maintenance des systèmes mécaniques, UMB Boumèrdès, 2012.
- [31] S. Kou, “Welding metallurgy -2nd ed”. Copyright © by John Wiley & Sons, Inc, 2003.
- [32] DENIS ABRY. Présentation général d’Abaqus. Formation des masters ; école central de paris. 2008.
- [33] PATRICKH ROZICHI. Formation ABAQUS ; Université de Nantes. France 2007.
- [34] MEFTEH KAMEL. Cours : Introduction général au logiciel Abaqus université de Biskra. 2013.
- [35] MEFTEH KAMEL. Présentation Abaqus. Formation des masters ; université de Biskra .2014.
- [36] ABAQUS. Formation sur le code de calcul ABAQUS – module Explicit, élève ingénieur ; université de Nantes. 2007.

- [37] STEPHANE BOUCHARÉ. Descriptif ABAQUS ; École d'ingénieurs en génie industrie. Bretagne. 2012.
- [38] MICKAEL ABBAS. Principe et fonctionnement ABAQUS .université de technologie de Compiègne .2011
- [39] Goldak J. and Chakravarti A., A new finite element model for welding heat sources. Metallurgical transactions, 15B :299–305, 1984.
- [40] Kerrouault N., Fissuration à chaud en soudage d'un acier inoxydable austénique. PhD thesis, Centrale Paris, 2000.