
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 : Génie des Matériaux
Présenté par :
SOUAIKEUR Bachir & BETKA Mohammed elamin
Thème

**CARACTERISATION D'UN JOINT SOUDE PAR PHOTOGRAPHIE
DE SPECKLE**

Devant le jury composé de :

NOM et Prénom	Grade	Qualité
Dr. Makri hocine	MCA	Président
Dr. Zemmamouche.R	MCB	Encadreur
Dr.Ben hamadouche. L	MAA	Examineur

Année Universitaire : 2019 / 2020

Remerciements

Nous remercions Dieu pour tout le courage qu'il nous a donné à mener bien et jusqu'au bout ce travail. Bien entendu, les paroles ne suffiront jamais pour reconnaître à Dieu tous les biens dont il nous a comblés.

Nous exprimons nos sincères reconnaissances au Monsieur ZEMMAMOUCHE Redouanne notre encadreur qui a bien nous encadrer durant tout le processus d'élaboration de ce travail et dont la disponibilité, le savoir-faire et le soutien ne nous ont jamais fait défaut.

Un grand merci à toutes nos familles en particulier nos parents et nos amis proches.

Enfin le plus grand merci à tous nos collègues de Génie des matériaux.

SOMMAIRE

I.Chapitre 1 : Métallurgie des aciers et comportement mécanique	1
I.1 Alliages	2
I.2 Diagramme de phase	2
1.2.1 Diagrammes fer-carbone	2
I.3 Principales microstructures des matériaux	3
I.3.1 Solidification des métaux purs	3
I.3.2 Structures de solidification et de précipitation observées dans les alliages métalliques	3
I.3.3 Principales microstructures des alliages fer-carbone	5
I.4 Classification des aciers	7
I.4.1 Les aciers au carbone d'usage général	8
I.4.2 Les aciers de traitements thermiques	8
I.4.3 Aciers à outils	8
I.4.4 Aciers inoxydables	8
I.5 Traitements thermiques des aciers	9
I.5.1 Définitions et procédés des traitements thermiques	9
I.5.2 Le but du traitement thermique	9
I.5.3 Opérations des traitements thermiques	9
I.5.3.1 Chauffage de la pièce	9
I.5.3.2 Refroidissement des pièces	10
I.5.4 Transformations isothermes	11
I.5.4.1 Transformation perlitique	11
I.5.4.2 Transformation intermédiaire (bainitique)	12
I.5.4.3 Transformation martensitique	13
I.5.5 Traitements thermiques classique	13
I.5.5.1 Le recuit	14
I.5.5.2 La trempe	15
I.5.5.3 Le revenu	18
I.6. Comportement mécanique des aciers	19
I.6.1 La déformation élastique	20
I.6.2 Déformation plastique	22

I.6.2.1 Mécanismes de déformation plastique	23
I.6.2.2 Les ruptures.....	23
I.7 Essais mécaniques.....	25
I.7.1 Intérêt des essais.....	25
I.7.2 Essai de traction :	26
I.7.3 Essai de dureté :	27
I.7.4 Essai de résilience	28
I.7.5 Essai de flexion trois points.....	29
I.7.5.1 Principe de l'essai	29
II.Chapitre 2 : procédés de soudage des aciers	32
II.1 Définition du soudage.....	32
II.2 Classification des procédés de soudage	33
II.2.1 Procédés de soudage spéciaux	33
II.2.2 Procédés à l'arc (AW)	33
II.2.3 Soudage à l'état solide	37
II.3 Métallurgie de soudage.....	41
II.3.1 Aspect thermique du soudage.....	42
II.4 Défauts de soudage	45
II.4.1 Fissurations.....	45
II.4.2 Soufflures	48
II.4.3 Pollution ferreuse	49
II.4.4 Inclusions.....	49
II.4.5 Retassures et criques de solidification	50
II.4.6 Morsures et caniveaux.....	50
II.4.7 Effondrements et trous	51
II.4.8 Défauts géométriques du cordon	51
II.4.9 Débordements du cordon.....	53
II.4.10 Défauts de pénétration.....	54
II.4.11 Collage ou manque de fusion	55
II.4.12 Projections	56
II.5 Traitement thermique de zones soudées	59
II.5.1 Méthodes de chauffage	60
II.5.2 Méthodes de refroidissement.....	61
III.Chapitre 3 :Technique de photographie de spéculé	62
III.1 Définition.....	63

III.2 Propriétés statistiques du speckle	63
III.2.1 Statistiques de premier ordre.....	64
III.2.2 Statistiques du second ordre.....	66
III.3 Types et dimensions du speckle	67
III.3.1 Speckle objectif	67
III.3.2 Speckle subjectif.....	69
III.4 Photographie speckle.....	70
III.4.1 Photographie speckle focalisée	70
III.4.1.1 Observation des franges et détermination des déplacements	72
III.5 Photographie de speckle digitale	75
III.6 Corrélation de l'intensité et de l'amplitude	76
III.7 Déplacement du speckle objectif	77
III.8 Déplacement du speckle subjectif	80
III.9 Détermination des déplacements par photographie de speckle digitale	84
IV.Chapitre 4 : Partie Expérimentale	87
IV.1 Introduction	88
IV.2 Matériaux et méthodes de la première étude.....	88
IV.3 Matériel et méthodes de la deuxième étude	90
IV.4 Résultats et discussion de la première étude	94
IV.5 Résultats et discussion de la deuxième étude	98
IV.6 Conclusions	104

LISTE DES FIGURES

Figure I.1 Diagramme Fer-Carbone [1].....	2
Figure I.2[1].	
Figure I.3[1].....	3
Figure I.4 Structures de solidification [1].....	4
Figure I.5 Courbes de refroidissements d'un métal pur et d'un alliage [1].	5
Figure I.6 Transformation eutectoïde d'un acier [1].	5
Figure I.7 Structure de la Perlite [1].	6
Figure I.8 Formation de la perlite [1].	6
Figure I.9 Exemple de deux microstructures d'un acier [1].	7
Figure I.10 Temps de chauffage en min, recommandés pour revenu normal et trempe en dépendance de C_{eq} pour une pièce de diamètre 60 mm [3].	10
Figure I.11 Diagramme TTT [3].	11
Figure I.12 Transformation perlitique [3].	12
Figure I.13 Transformation bainitique [3].	13
Figure I.14 Effet de la vitesse de refroidissement sur les transformations de l'austénite [3].	13
Figure I.15 Cycle thermique d'un recuit [3].	15
Figure I.16 Cycle thermique d'une trempe isotherme (étagée) martensitique [3].	17
Figure I.17 Cycle thermique d'une trempe isotherme (étagée) bainitique [3].	18
Figure I.18 Cycle thermique d'un revenu [3].	19
Figure I.19 Schéma descriptif des efforts : Figure I.20 Évaluations du module d'élasticité E.....	21
Figure I.21 Schéma d'une déformation	
Figure I.22 Schéma d'une déformation.....	22
Figure I.23 Schéma d'une courbe de traction [5].	22
Figure I.24 Schémas de la déformation d'un cristal : a) par maclage mécanique; b) par glissement [6].	23
Figure I.25 Schéma de la formation des cupules lors d'une rupture ductile [4].	24
Figure I.26 Courbe de traction [7].	27
Figure I.27 Dispositif d'essai de dureté [7].	28
Figure I.28 [6].	28
Figure I.29 Flexion trois points [8].	29
Figure I.30 Modélisation d'un essai de flexion trois points [10].	30
Figure I.31 Définition de l'angle $\Delta\phi$ [10].	30
Figure I.32 Exemple de montage pour l'essai de flexion à trois points [11].	31
Figure I.33 L'effet du test de flexion sous contrainte est de trois points [11].	31
Figure II.1 Vue schématique du soudage à l'arc submergé en cours de réalisation. Le flux protège l'arc et le métal en fusion de l'oxydation.	34
Figure II.2 Schéma d'une soudure électrode en cours de réalisation. Les patins sont refroidis à l'eau et se déplacent vers le haut au fur et à mesure que la soudure s'effectue. Un gaz de protection ou une électrode fourrée de flux protège le métal en fusion de l'oxydation.	34
Figure II.3 Comparaison des préparations de joints en soudage à l'arc à l'électrode enrobée (SMAW), en soudage à l'arc submergé (SAW) et en soudage sur chanfrein étroit. Notez que le remplissage du joint sur chanfrein étroit nécessite moins de métal [13].	35
Figure II.4 Soudage d'un goujon sur une plaque d'acier.	35
Figure II.5 Soudage MIG-MAG [15].	36
Figure II.6 Vue en coupe d'une torche plasma type. Les dimensions importantes de la buse sont indiquées en rouge [13].	36
Figure II.7 Exemples de pièces soudées à froid. Les deux parties sont de l'aluminium (1003). Notez la forte indentation de la surface.	37
Figure II.8 Diagramme schématique d'un montage de soudage par explosion [13].	38

Figure II.9 Une forge utilisée pour chauffer le métal pour le soudage par forgeage [13].....	38
Figure II.10 Différentes étapes lors du soudage de deux barres en acier deux de 25 mm de diamètre [13].	39
Figure II.11 Un Outil comportant un épaulement et un pion est mis en rotation et traverse la pièce le long du plan de joint. Le métal atteint la température de déformation plastique grâce à la chaleur de la friction et à la pression appliquée.	40
Figure II.12 Principe du soudage par ultrasons avec une vibration latérale.	40
Figure II.13 Augmentation de la résistance à la rupture du fer par effet de solution solide de divers éléments [Garland, 1974].	41
Figure II.14 Diagrammes de transformation en refroidissement continu [IRSID, 1974].	42
Figure II.15 Abaque IRSID [IRSID, 1977]1.....	44
Figure II.16 Représentation schématique du joint soudé [17].	45
Figure II.17 Fissure de cratère.	47
Figure II.18 Types de fissures à froid.	47
Figure II.19 Soufflures.	48
Figure II.20 Inclusions.	49
Figure II.21 Retassures.....	50
Figure II.22 Morsures et caniveaux.	50
Figure II.23 Morsures et caniveaux.	51
Figure II.24 Trou.	51
Figure II.25 Convexité et concavité.	51
Figure II.26 Surépaisseur.....	52
Figure II.27 Mouillage d'un cordon de soudure.	52
Figure II.28 Débordement.....	54
Figure II.29 Collage ou manque de fusion.	56
Figure II.30 Projections.	56
Figure II.31 Isothermes de température dans la zone de la soudure.	60
Figure III.1 Contour microscopique d'une surface diffusante [18].	64
Figure III.2 Addition des amplitudes complexes aléatoire [18].	64
Figure III.3 fonction de densité de probabilité de la distribution de l'intensité dans champ speckle [18].	65
Figure III.4 formation de speckle objectif [18].	67
Figure III.5 Paramètre de la formation du speckle subjectif [18].	69
Figure III.6 Formation d'un speckle subjectif [18].....	69
Figure III.7 Arrangement optique de photographie speckle focalisé [18].....	71
Figure III.8 Principe de Filtrage point par point d'un specklogramme à doubles expositions [18].	72
Figure III.9 Principe de Filtrage à champ complet [18].....	74
Figure III.10 Schéma de la technique de corrélation. Deux petites sous-régions sont utilisées et une position de meilleur ajustement est déterminée qui correspond au déplacement moyen [19].	75
Figure III.11 Système de coordonnées pour le calcul du déplacement de speckle dans le champ de diffraction [18].....	77
Figure III.12 Système de transmission linéaire pour la détermination du déplacement de speckle dans le cas générale [18].	80
Figure III.13 Système de coordonnées pour la détermination de déplacement de speckle dans le champ image [18].....	81
Figure III.14 Suivi du déplacement des grains de speckle par corrélation. L'image de la figure de speckle est divisée en sous-images [20].	85
Figure III.15 Champs des déplacements mesurés par notre algorithme de corrélation (DSP).	86
Figure IV.1.	89
Figure IV.2.	89
Figure IV.3 Soudure en acier inoxydable austénitique à section épaisse (64 mm) montrant les emplacements d'extraction des éprouvettes de fluage. Les positions de rupture des éprouvettes dans les essais de traction par	

soudure croisée et les essais de fluage sont également indiqués (notez que les éprouvettes à température ambiante utilisaient une longueur de jauge plus longue de 70 mm). Le schéma montre l'orientation de la soudure dans la section du tuyau [22].	91
Figure IV.4 Schémas montrant les principaux composants du système de mesure DIC haute température utilisé pour (a) les essais de fluage de soudure, (b) les essais de validation de fluage et (c) l'essai de validation de traction. La configuration utilisant un extensomètre à entraxe latérale à la place de la fenêtre est également illustrée en (d) [22].	92
Figure IV.5 Conception de l'éprouvette développée pour une utilisation dans les essais de fluage DIC [22].	93
Figure IV.6 Position des sections mesurées [21].	95
Figure IV.7 Champ de déformation pour la charge maximale ($F = 71$ kN) pour l'éprouvette n° 1 [21].	96
Figure IV.8 Champ de contrainte avant rupture ($F = 54$ kN) de l'éprouvette n° 1 [21].	96
Figure IV.9 Champ de déformation pour la charge maximale ($F = 68$ kN) de l'éprouvette n° 2 [21].	96
Figure IV.10 Champ de déformation avant rupture ($F = 3,46$ kN) de l'éprouvette n° 2 [21].	97
Figure IV.11 Points de référence des champs de déformation locaux [21].	97
Figure IV.12 Clarté des différentes zones [21].	98
Figure IV.13 Analyse DIC de la déformation dans la section de jauge dans l'éprouvette interne de la soudure en acier inoxydable à une durée de vie au fluage de 1000 h. À gauche, l'image d'origine avec des pseudo couleurs, au centre la carte de déplacement calculée et à droite la carte de déformation locale longitudinale. L'interface HAZ 45° est à la position 2485 pixels et l'interface HAZ 90° est à 1678 pixels [22].	100
Figure IV.14 Déformation moyenne sur toute la largeur des échantillons externes et internes à 1000 h et à la rupture, avec une contrainte appliquée de 315 MPa à 545 ° C [22].	100
Figure IV.15 Tracés de surface 3D montrant la variation de la déformation de fluage mesurée le long des longueurs de jauge par rapport à l'interface soudure / HAZ 90° de (a) les éprouvettes d'essai de soudure croisée en acier inoxydable externe, (b) en fonction de la durée de l'essai pendant une contrainte appliquée de 315 MPa à 545 ° C [22].	101
Figure IV.16 Répartition des déformations de fluage à travers la zone de soudure de l'échantillon externe après 2250 h montrant un comportement inhomogène dû aux cordons de soudure (taille ~ 6,5 mm) [22].	102
Figure IV.17 Comparaisons des courbes de déformation par fluage (a) parent, (b) HAZ et (c) du métal de soudure à partir d'éprouvettes d'essai de soudure croisée externe et interne pour une contrainte appliquée de 315 MPa à 545 ° C [22].	102

LISTE DES TABLEAUX

Tableau II.1 Evaluation du cycle thermique à partir de l'abaque IRSID [IRSID, 1977].....	43
Tableau II.2 Causes et moyens de prévention liés à la fissuration.....	46
Tableau II.3 Types d'inclusions.....	49
Tableau II.4 Défauts d'un cordon de soudure.....	53
Tableau II.5 Défauts de pénétration, causes et moyens de prévention.....	55
Tableau II.6 Défauts de soudage et correctifs.....	57
Tableau II.7 Défauts communs par métal et moyens de prévention.....	58
Tableau II.8 Défauts les plus fréquemment rencontrés en fonction du procédé utilisé.....	59
Tableau IV.1 Composition chimique (%) [21].....	89
Tableau IV.2 Propriétés mécaniques [21].....	89
Tableau IV.3 Taux maximale % de déformation à différentes zones de l'échantillon n° 1 [21].....	97
Tableau IV.4 Taux maximale % de déformation à différentes zones de l'échantillon n° 2 [21].....	98
Tableau IV.5 Contrainte appliquée, température, durée et allongement de chaque essai de fluage pour les éprouvettes de soudure croisée AISI 316H [22].....	101

Introduction générale :

L'acier présente une position particulière et prestigieuse entre les métaux et l'industries métalliques à cause de leur flexibilité et leur caractéristiques : mécanique, chimique et physiqueetc.

Dans notre travail, on présente le procédé de soudage comme une manière très utilisable pour l'assemblage des pièces métalliques. Le contrôle des propriétés mécaniques des joints de soudure est un travail aussi important pour assurer la rigidité de ces structures métalliques. Nous proposons donc de faire une étude des propriétés mécaniques des joints soudés par la technique de corrélation de speckle. Puis faire une comparaison avec les résultats obtenus par les méthodes conventionnelles tel que les essais de traction et de fluage.

Après l'introduction générale on a divisé cette thèse sur quatre chapitres :

Le premier chapitre : est réservé à l'étude du comportement mécanique de l'acier et diverses informations sur l'acier.

Le deuxième chapitre : est consacré à la définition des divers procédés de soudage.

Le troisième chapitre : présente la technique de photographie de speckle et les méthodes qui en découlent pour la mesure des déplacements et des déformations des structures métalliques tel que la technique de corrélation de speckle.

Le quatrième chapitre : dans ce chapitre nous proposons une étude comparative pour la détermination des propriétés mécaniques (traction et fluage) des joints soudés par la technique de corrélation d'images.

Et dans la fin du travail on est arrivé à une conclusion générale sur ce thème.

I.Chapitre 1 : Métallurgie des aciers et comportement mécanique

I.1 Alliages

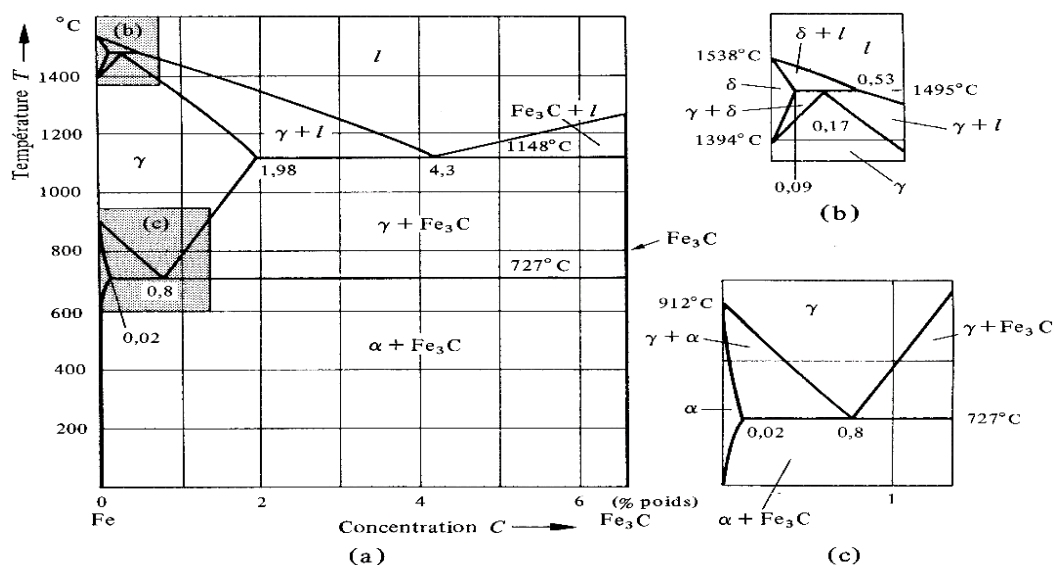
La notion d'alliage était initialement réservée aux métaux. De manière classique, un alliage est un matériau à caractère métallique combinant un ou plusieurs métaux et éventuellement des éléments à caractère non métallique. Cette notion, qui est actuellement en pleine évolution, est progressivement étendue aux autres matériaux (céramiques, polymères), et on définit maintenant un alliage comme une combinaison d'atomes, d'ions, ou de molécules pour former un matériau dont les propriétés diffèrent de celles des constituants. Un alliage est généralement composé de plusieurs phases de taille microscopique ayant une composition et une structure différente qui contribuent de manière synergique aux propriétés du matériau [1].

I.2 Diagramme de phase

En principe, tout matériau peut exister sous trois états physiques distincts: solide, liquide ou gazeux. Le matériau pur de principe peut exister sous ces trois formes en fonction de la température et de la pression. Un diagramme schématisé du diagramme d'équilibre de phase du matériau apparaît, et il existe plusieurs diagrammes, notamment:

1.2.1 Diagrammes fer-carbone

Les alliages fer-carbone, c'est-à-dire les **aciers** et les **fontes**, jouent un rôle capital dans la technologie actuelle. Malgré l'apparition de nouveaux matériaux venant concurrencer les aciers, le système fer-carbone reste d'une grande importance pour le monde industrialisé. Le diagramme d'équilibre fer-carbone est très complexe, mais il peut être décomposé en une série de diagrammes simples [1].



I.3 Principales microstructures des matériaux

I.3.1 Solidification des métaux purs

Lors de la solidification des métaux, il se forme en général un solide polycristallin (**Figure I.2** (a)). La taille du grain, en fin de solidification, est déterminée par le nombre de germes actifs au début de la solidification. Les métaux forment en général des dendrites qui sont également schématisées à la **Figure I.2** (a) (temps $t = t_4$). Les dendrites ne sont plus observables après solidification complète. On observe la formation d'une microstructure polycristalline en grains comme celle montrée à la **Figure I.2** (a) (à t_5) et à la **Figure I.10** (b) [1].

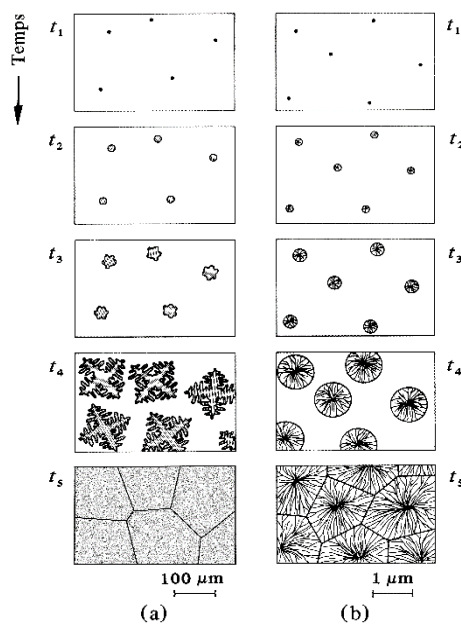


Figure I.2[1].

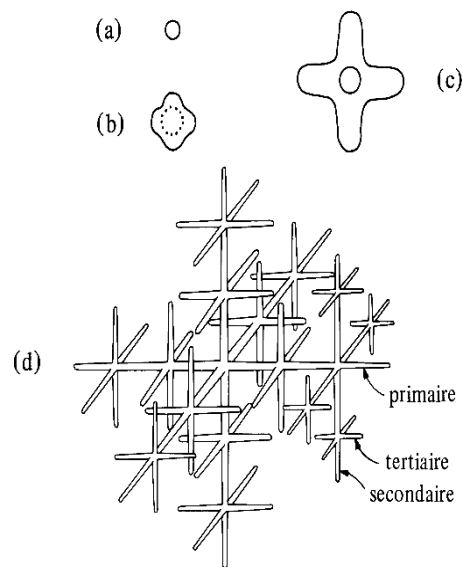


Figure I.3[1].

I.3.2 Structures de solidification et de précipitation observées dans les alliages métalliques

Les microstructures observées dans les alliages métalliques sont principalement de quatre types:

- Les **cristaux dendritiques** formés durant la solidification et qui deviennent visibles après attaque chimique dans le cas des alliages en raison de variations locales de composition chimique (ségrégation) (**Figure I.4** (a)).

Ces variations sont dues à la diffusion lente des éléments à l'état solide qui ne permet pas d'atteindre l'équilibre thermodynamique. Sans attaque chimique, la microstructure a un aspect analogue à un métal pur polycristallin (**Figure I.10** (b)).

- Les **microstructures eutectiques** formées à partir du liquide (transformation eutectique) ou du solide (transformation eutectoïde). Les microstructures eutectiques ont une morphologie lamellaire (**Figure I.4** (b)) ou fibreuse constituée de deux ou de plusieurs phases différentes.

- Les **microstructures mixtes** dendritiques et eutectiques (**Figure I.4 (c)**).
- Les **particules** de petite taille qui apparaissent à l'état solide au départ d'une phase sursaturée par précipitation (**Figure I.4 (d)**).

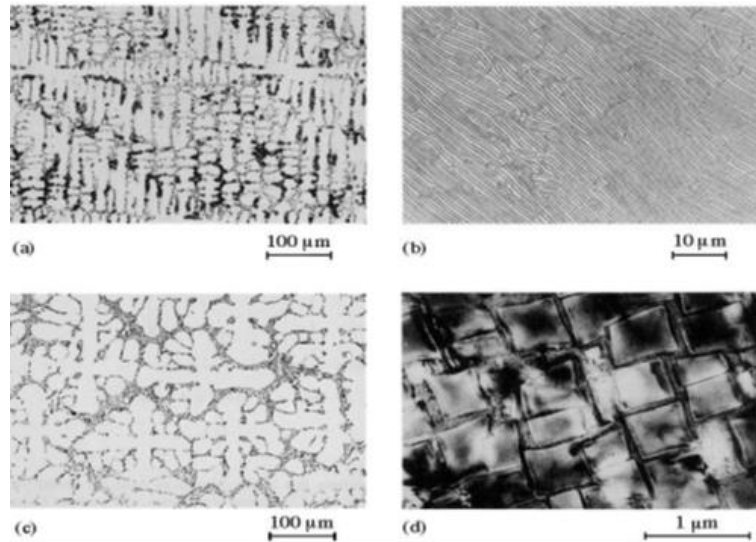


Figure I.4 Structures de solidification [1].

On peut déterminer les conditions d'apparition de ces microstructures en fonction des diagrammes d'équilibre de phases et des cinétiques de transformation de phases. Ainsi, lors de la solidification des matériaux, il y a toujours un dégagement important de chaleur (chaleur latente de cristallisation) qui se produit durant la cristallisation de la phase liquide, ce qui ralentit considérablement le refroidissement du matériau métallique. Dans le cas d'un métal pur et pour des vitesses de refroidissement peu élevées, le refroidissement s'arrête au point de fusion pendant le temps nécessaire à la croissance des grains dendritiques (**Figure I.5 (b)**). Dans le cas des alliages à solution solide (**Figure I.5 (c)**), la solidification ne se produit pas de manière isotherme comme dans les métaux purs. Les cristaux dendritiques se forment de manière progressive dans tout l'intervalle de solidification [1].

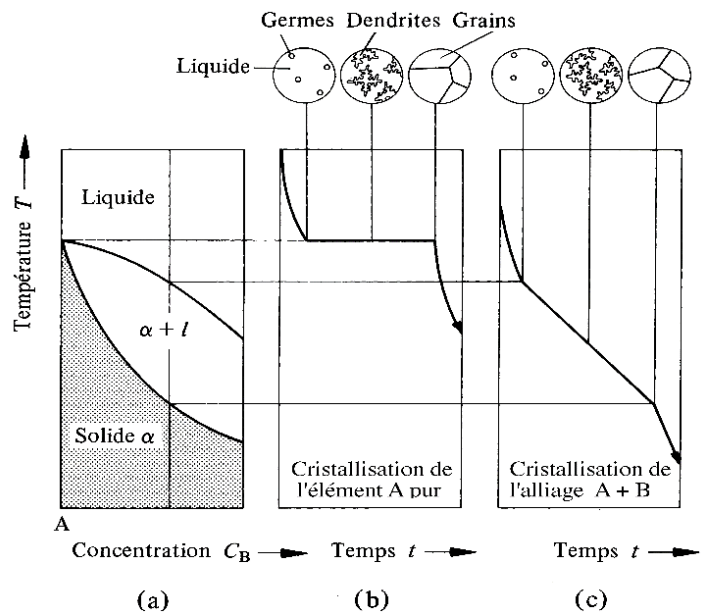


Figure I.5 Courbes de refroidissements d'un métal pur et d'un alliage [1].

I.3.3 Principales microstructures des alliages fer-carbone

On distingue deux catégories importantes d'alliages fer-carbone: les **aciers** et les **fontes**. Le domaine des aciers au carbone correspond aux alliages fer-carbone contenant moins de 1,5% pds de carbone. Les alliages comportant plus de 2% de carbone constituent les fontes.

D'après les **Figures 1.1 et 1.6**, nous constatons qu'à une température de 727 °C et à une concentration en carbone de 0,8%, le diagramme Fe-C est caractérisé par une transformation eutectoïde entre les phases γ austénite et α (ferrite) + Fe_3C (cémentite).

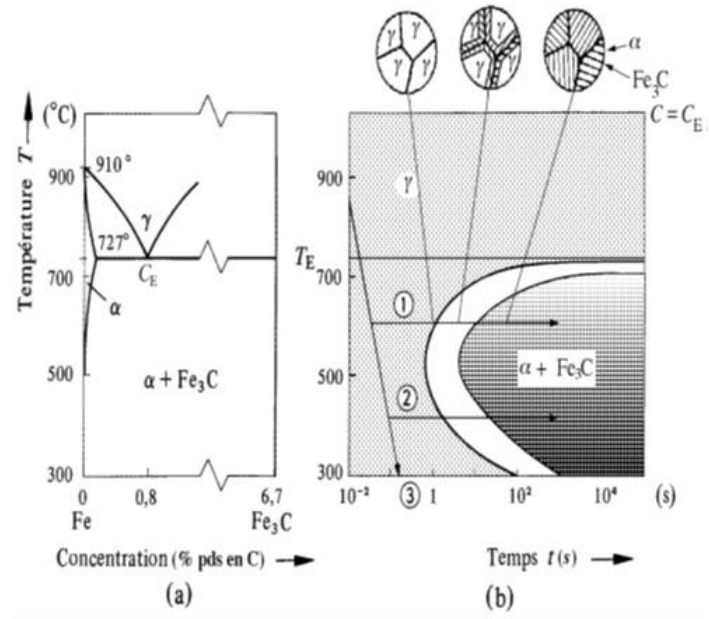


Figure I.6 Transformation eutectoïde d'un acier [1].

La microstructure d'un acier eutectoïde, refroidi lentement, est représentée à la **Figure I.7**. On distingue clairement les couches alternées de ferrite et de cémentite.

Cette structure lamellaire, qui apparaît au microscope optique aux faibles grossissements sous un aspect chatoyant similaire à celui de la nacre, a reçu le nom de **perlite**.

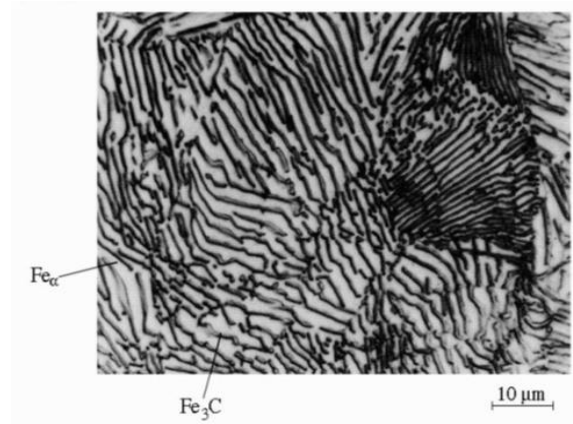


Figure I.7 Structure de la Perlite [1].

La formation de la perlite se fait d'une façon analogue à la formation d'une microstructure eutectique (**Figure I.8**), avec le cristal γ -fcc comme phase en transformation a la place du liquide.

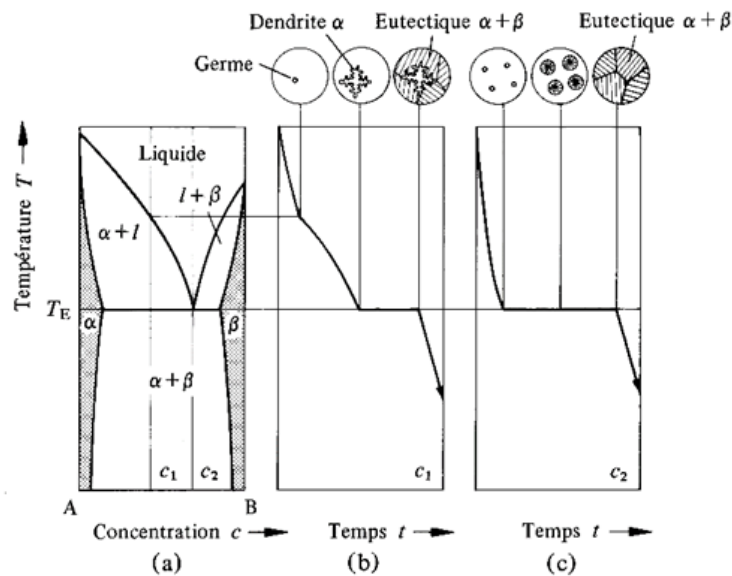


Figure I.8 Formation de la perlite [1].

Lorsqu'on refroidit un acier de composition hypereutectoïde (> 0,8% pds C), il se forme d'abord de la cémentite (Fe₃C) et la perlite eutectoïde apparaît ensuite. La germination de cette cémentite proeutectoïde s'effectue préférentiellement sur les joints de grains de l'austénite car la germination et la croissance le long des joints de grains est nettement plus facile, ce qui favorise l'implantation d'une nouvelle phase.

La perlite apparait ensuite à la température de transformation eutectoïde. En raison de la présence d'un réseau de carbures aux joints de grains, ces aciers sont généralement fragiles. Dans le cas d'un acier hypoeutectoïde ($< 0,8\% \text{ C}$), il se forme un mélange de grains de ferrite, solution solide de fer α contenant moins de $0,02\% \text{ C}$, et de grains de perlite. C'est la microstructure caractéristique des aciers de construction (**Figure I.9 (a)**).

Par des traitements thermiques et des trempes appropriés, on peut induire dans les aciers une grande variété de microstructures comme par exemple, la martensite (**Figure I.9 (b)**) qui est obtenue par trempe de l'austénite (Fey) et qui possède une dureté et une limite élastique élevées.

Les alliages contenant plus de $2\% \text{ C}$ constituent les **fontes**. L'addition de $4,3\%$ pds de carbone au fer abaisse la température de fusion du fer de près de 400°C . Cela permet d'obtenir des alliages eutectiques d'un prix de revient peu élevé et dotés de propriétés intéressantes et convenant pour le moulage de pièces compliquées.

Il existe trois grandes catégories de fontes: les **fontes grises** qui contiennent du graphite soit sous forme de lamelles eutectiques, ce qui les rend fragiles, soit sous forme de graphite sphérolithique, et les **fontes blanches** où le carbone est présent à l'état précipité sous forme de lamelles eutectiques de carbure de fer (Fe_3C). La morphologie lamellaire des fontes grises traditionnelles est favorisée par la présence d'impuretés comme le soufre. Les propriétés des fontes grises peuvent être adaptées aux besoins des applications en ajustant les teneurs en éléments additionnels [1].

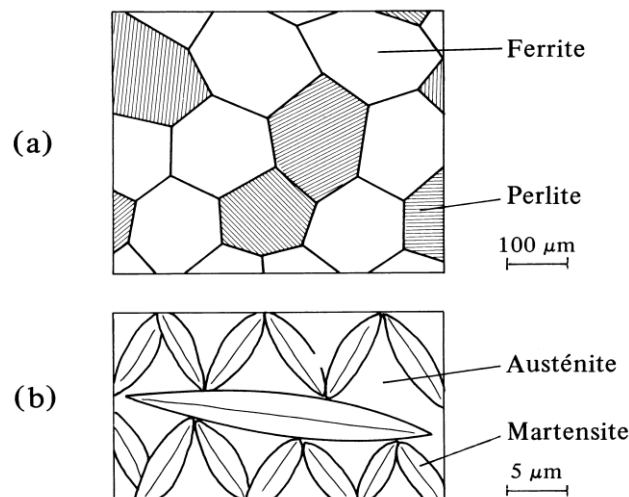


Figure I.9 Exemple de deux microstructures d'un acier [1].

I.4 Classification des aciers

On peut classer les aciers selon leur composition chimique ou selon leur domaine d'utilisation. C'est cette dernière classification qui nous permet de considérer les quatre familles suivantes [2].

I.4.1 Les aciers au carbone d'usage général

Les aciers au carbone d'usage général, utilisés tels quels, sans traitement ultérieur, constituent environ 85 % de la production des aciers. Ce sont des matériaux produits en très grande quantité et dont le prix est relativement bas. Outre le carbone, ces aciers contiennent des éléments d'addition (manganèse, silicium...) et des impuretés (*soufre et phosphore*) dont la présence découle de leur mode d'élaboration [2].

I.4.2 Les aciers de traitements thermiques

Les aciers alliés ou non alliés de traitements thermiques sont définis en fonction de leur composition. La composition chimique de ces aciers permet de déterminer les traitements qu'on peut leur appliquer en fonction des propriétés recherchées [2].

- **Aciers non alliés** : Ces aciers sont, en fait, intermédiaires entre les aciers d'usage général de type A et les aciers fins de type XC; on peut leur faire subir un traitement thermique mais les caractéristiques mécaniques obtenues peuvent être assez variables d'un lot à l'autre et même à l'intérieur d'un même lot.
- **Aciers alliés** : On distingue deux grandes catégories d'aciers alliés :
 - **Aciers faiblement alliés** : Ce sont des aciers dans lesquels aucun élément d'addition n'atteint la teneur de 5% [2].
 - **Aciers fortement alliés** : Dans ces aciers, au moins un élément d'addition atteint la teneur supérieure ou égale à 5% [2].

I.4.3 Aciers à outils

Sont des aciers utilisés pour la fabrication d'outils mécaniques tels que les mèches, outils de coupe, cisailles, marteaux, burins...etc. Les caractéristiques d'utilisation des aciers à outils sont semblables à celles des aciers alliés, mais elles exigent l'amélioration d'un certain nombre de propriétés : la dureté, la trempabilité ; la tenue à chaud, la ténacité, la résistance et la résistance aux chocs thermiques [2].

I.4.4 Aciers inoxydables

Les aciers inoxydables comprennent un ensemble de familles d'alliages à base de fer dont la principale propriété est la résistance à la corrosion généralisée. Toutefois, bien qu'on les qualifie d'inoxidables, ces aciers ne sont pas dans tous les cas totalement exempts d'une possibilité de corrosion. Le chrome est l'élément essentiel qui, à des teneurs supérieures à environ 12 %, rend l'acier inoxydable en favorisant, en milieu oxydant, la formation d'un film passif à sa surface [2].

I.5 Traitements thermiques des aciers

I.5.1 Définitions et procédés des traitements thermiques

Le procédé de traitement thermique d'un acier consiste à lui faire subir une variation de la température en fonction du temps. Il se compose d'un certain nombre d'opérations de chauffage et de refroidissement. Le but étant d'améliorer les caractéristiques des matériaux (résistance à la rupture, augmentation de la limite d'élasticité, dureté) pour une meilleure adaptation aux conditions en service.

Cette amélioration vient des modifications structurales de la structure :

- Meilleure homogénéisation, amélioration de la taille des grains (il permet de régénérer, par exemple, un métal ayant subi le forgeage et qui présente un grain trop grossier en affinant les grains).
- Il permet également de réduire les contraintes internes des matériaux, qui peuvent être néfastes pour la pièce [9].

I.5.2 Le but du traitement thermique

Les traitements thermiques sont constitués par un certain nombre d'opérations combinées de chauffage et de refroidissement ayant pour but :

- D'améliorer les caractéristiques des matériaux et rendre ceux-ci plus favorables à un V emploi donné, à partir des modifications suivantes :
- Augmentation de la résistance à la rupture et de la limite élastique R_m , R_e , $A\%$ en donnant une meilleure tenue de l'élément.
- Augmentation de la dureté, permettant à des pièces de mieux résister à l'usure ou aux chocs [3].

I.5.3 Opérations des traitements thermiques

Conduire un traitement thermique sur une pièce, c'est l'exposer à un changement de température en fonction du temps. Le processus de traitement thermique comprend [3]:

I.5.3.1 Chauffage de la pièce

La première étape de chaque traitement thermique consiste à chauffer la pièce à la température souhaitée. Le chauffage doit être effectué très rapidement pour une faible consommation d'énergie et une productivité élevée. Il existe deux possibilités pour le chauffage.

- Par transfert de chaleur: Par conductivité, par convection, par rayonnement,
- En produisant de la chaleur dans la pièce: La pièce peut être chauffée en créant un flux de courant en elle, soit en utilisant la pièce comme conducteur dans un circuit électrique (chauffage par résistance) ou l'emplacement de la pièce dans un champ variable (chauffage Par induction).

En général, le système de chauffage de l'acier est déterminé en fonction du diamètre de la pièce et des caractéristiques déterminées par le carbone équivalent.

Les paliers représentés sur les courbes (**Figure I.10**) ont pour but de diminuer la différence de température entre le cœur et la couche extérieure de la pièce (égalisation de la température).

Ces courbes sont valables pour des chauffages de trempe et de recuit de normalisation.

Pour les différents chauffages, on peut choisir les vitesses suivantes :

- Chauffage lent : 3 à 10°C/min.
- Chauffage technique conventionnel (normal) : 50°C/s.
- Chauffage rapide : > 50°C/s [3].

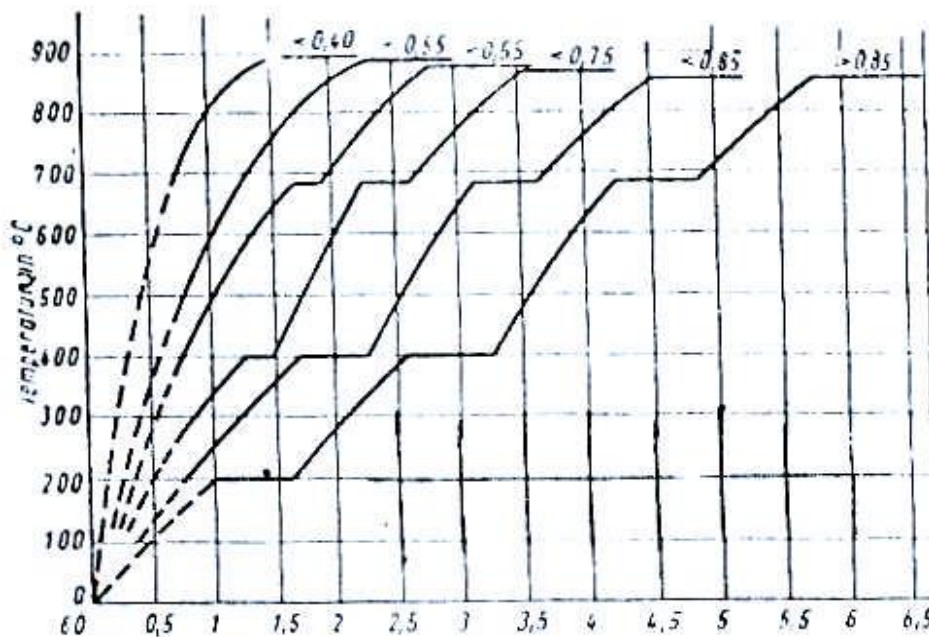


Figure I.10 Temps de chauffage en min, recommandés pour revenu normal et trempe en dépendance de Ceq pour une pièce de diamètre 60 mm [3].

I.5.3.2 Refroidissement des pièces

Le point important pour la détermination du régime de refroidissement de la pièce est celui de l'état de structure souhaitée à obtenir. Bien sûr, on cherche toujours à refroidir rapidement pour avoir une productivité élevée, mais on doit prendre en considération les dangers de fissuration et d'étirage des pièces. La vitesse de refroidissement nécessaire à l'obtention d'un état de structure est déterminée selon le diagramme TTT (Température, Transformation, Temps). Le refroidissement s'effectue dans des bacs utilisant l'eau ou l'huile, dans les deux cas, le bain est maintenu à température constante. L'eau chaude se trouvant constamment remplacée par de l'eau froide arrivant par le bas du bac [3].

I.5.4 Transformations isothermes

L'expérience prouve que la constitution d'équilibre d'un acier n'est acquise que si la température varie assez lentement pour donner aux transformations le temps de s'effectuer. Dans le cas contraire, non seulement les transformations pourront ne pas avoir lieu du tout ou au contraire se faire incomplètement.

On obtient dans ces deux cas de nouveaux constituants que le diagramme d'équilibre ne peut indiquer, ils correspondent à des états hors d'équilibre ou états trempés. Si un acier à structure austénitique est obtenu par chauffage à une température supérieure à AC_3 , est surfusionné à une température inférieure à A_1 , l'austénite acquiert un état métastable et subit des transformations. Pour décrire l'allure cinétique des transformations, on utilise le diagramme TTT (**Figure I.11**) [3].

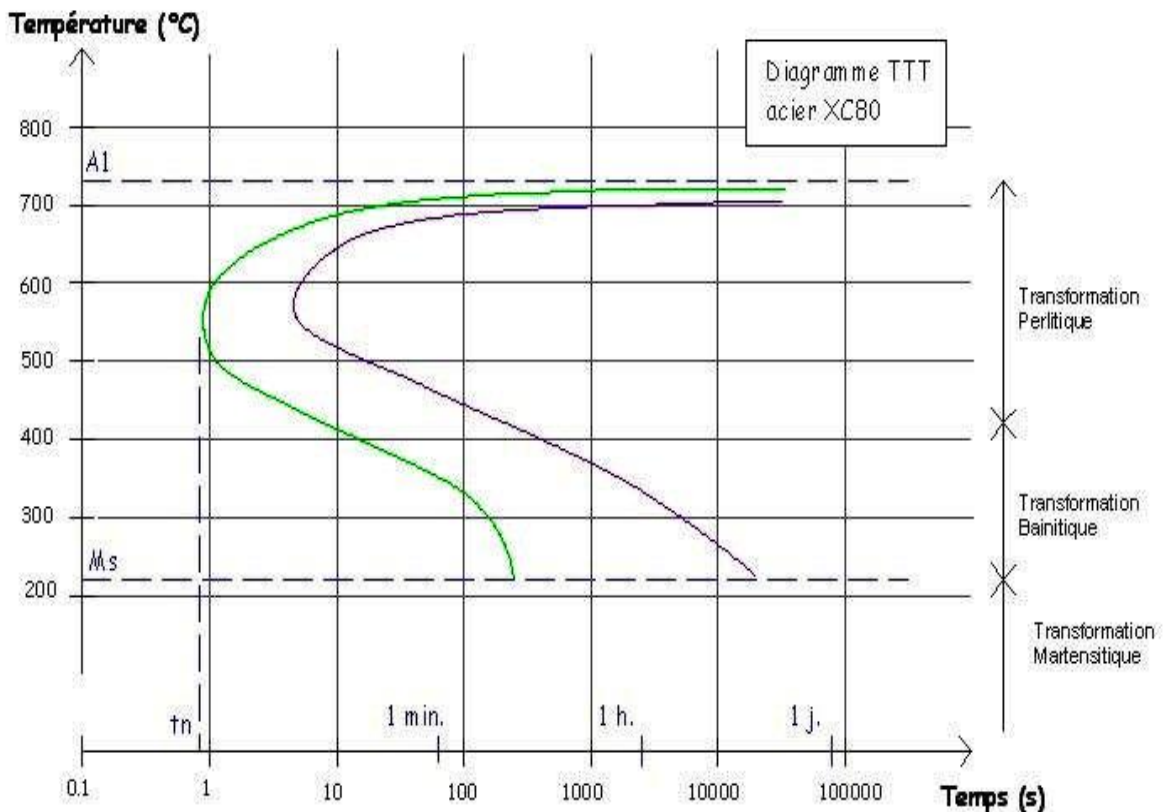


Figure I.11 Diagramme TTT [3].

I.5.4.1 Transformation perlitique

Pour des températures de transformation entre 720°C et 450°C (phase perlitique), débute la transformation par la formation des premiers germes de cémentite sur les joints des cristaux de l'austénite, ces germes se développent à l'intérieur des cristaux γ et le voisinage des cristaux de cémentite s'appauvrit en carbone et se fustige en ferrite α . La solubilité du carbone dans la ferrite est très faible, ce qui conduit à la précipitation du carbone se trouvant dans la ferrite dans le domaine de

l'austénite voisin et ce qui donne la formation de la perlite ($Fe\alpha + \text{cémentite}$). La **Figure I.12** donne les différentes étapes de la formation de la perlite (transformation austénite en perlite).

La transformation perlite a le caractère de diffusion, à première étape, elle est caractérisée par l'apparition des germes de cémentite sur les joints des grains de l'austénite.

La deuxième étape montre le développement des germes de la cémentite tout en provoquant l'appauvrissement des places voisines en carbone et en se transformant en ferrite et enfin la troisième étape c'est la formation de la perlite.

Une petite surfusion donne un petit nombre de germes de cémentite avec des lamelles épaisses, mais quand la vitesse est assez considérable, c'est à dire le degré de surfusion est élevé, dans ce cas le nombre de grains est plus grand et les lamelles de la perlite sont plus fines c'est à dire on a le constituant Sorbite ou Troostite.

La perlite, la sorbite et la troostite se distinguent l'une de l'autre par l'épaisseur des lamelles. Dans la perlite, leur dureté est aussi différente [3].

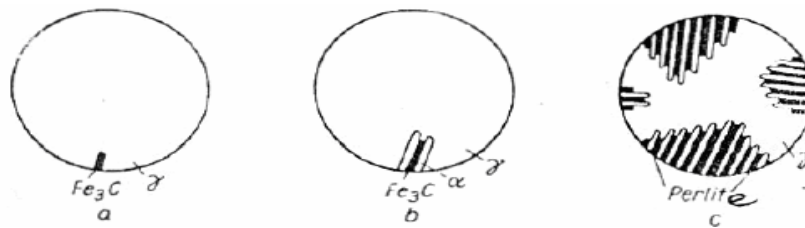


Figure I.12 Transformation perlitique [3].

I.5.4.2 Transformation intermédiaire (bainitique)

Comme pour la transformation perlitique, l'austénite se décompose en deux phases par diffusion, mais cette diffusion ne se produit pas jusqu'à la fin et la phase de la ferrite, dans ce cas, elle représente une solution solide de carbone dans le fer α , mais elle est sursaturée lors de la transformation bainitique. On peut arriver au fait qu'il reste une quantité de l'austénite résiduelle, qui peut se transformer en martensite lors d'un refroidissement ultérieur.

Pour des surfusions très élevées, entre 400°C et le point M_s (transformation bainitique) se forme la bainite à partir de l'austénite. Les températures très basses empêchent la diffusion du carbone dans l'austénite (elle est pratiquement arrêtée), le début de la décomposition se ralentit et la durée de la transformation augmente. La représentation schématique de la formation de la bainite (transformation austénite bainite) est donnée par la **Figure I.13** [3].

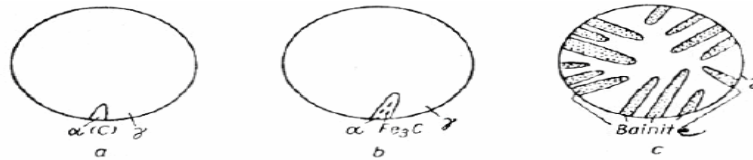


Figure I.13 Transformation bainitique [3].

I.5.4.3 Transformation martensitique

C'est au-dessous d'une température d'environ 180°C que se forme la cémentite à partir de l'austénite sur fusionnée. Lorsque la température de l'austénite sur fusionnée diminue jusqu'à environ T 180°C, ou même plus bas, le processus de diffusion est complètement arrêté et une transformation sans diffusion se produit, elle est appelée transformation martensitique.

La martensite est une solution solide de carbone dans le fer α mais très saturée, son réseau cristallin est très distorsé (déformé). La transformation martensitique se produit sans déplacement des atomes de carbone, seulement les atomes de fer qui se déplacent à une distance plus petite que la distance interatomique, cette transformation se produit très vite.

Les points de début et fin de transformation dépendent du pourcentage de carbone, avec l'augmentation du % C, les points M_f et M_s diminuent.

Pour des refroidissements continus, les diagrammes TTT ne correspondent plus à cette réalité, mais il existe d'autres types de diagramme appelés diagramme de surfusion.

La **Figure I.14** nous donne une idée de l'influence de la vitesse de refroidissement sur les différentes transformations de l'austénite [3].

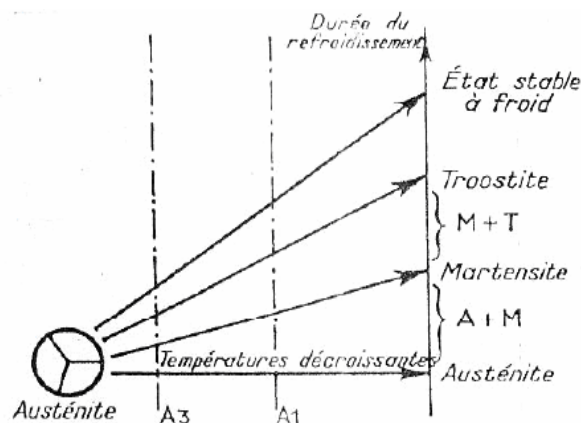


Figure I.14 Effet de la vitesse de refroidissement sur les transformations de l'austénite [3].

I.5.5 Traitements thermiques classique

Les modes principaux de traitement thermique qui modifient de diverses manières la structure et les propriétés d'un alliage par des opérations de chauffage jusqu'à une certaine température, de

maintien à cette température, et suivies d'un refroidissement à une vitesse plus ou moins accélérée sont :

- **Le recuit.**
- **La trempe.**
- **Le revenu**

Les principaux facteurs qui permettent de distinguer entre les différents types de traitements thermiques sont la température de maintien et la vitesse de refroidissement [3].

I.5.5.1 Le recuit

Les aciers possèdent un caractère apte d'acquérir grâce à des traitements thermiques variés, toute une gamme de propriétés très différentes. Les recuits en général amèneront les alliages en équilibre physico-chimique et mécanique. Ils tendent à réaliser l'équilibre structural en faisant disparaître les états hors d'équilibre résultants des traitements thermiques et mécaniques antérieurs.

Le recuit correspond aux valeurs maximales des caractéristiques de ductilité. (Résilience et allongement) et aux valeurs minimales des caractéristiques de résistance (dureté, limite élastique, charge à la rupture). Le recuit a pour but de :

- Diminuer la dureté d'un acier trempé.
- Obtenir le maximum d'adoucissement pour faciliter l'usinage ou les traitements mécaniques.
- Régénérer un métal écroui ou surchauffé.
- Homogénéiser les textures hétérogènes.
- Réduire les contraintes internes

Le cycle thermique d'un recuit comprend :

- a. Un chauffage jusqu'à une température dite de recuit qui dépend du type de recuit à réaliser.
- b. Un maintien isotherme à la température de recuit ou des oscillations autour de cette température.
- c. Un refroidissement très lent généralement à l'air calme. La vitesse de refroidissement doit être inférieure à la vitesse critique de recuit, voir (**figure I.15**).

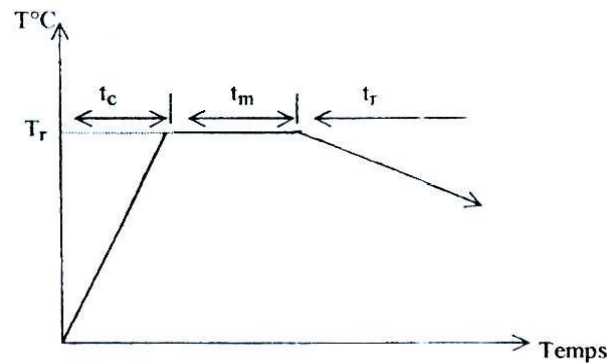


Figure I.15 Cycle thermique d'un recuit [3].

T_r : température de recuit. t_m : temps de maintien
 t_c : temps de chauffage. t_r : temps de refroidissement.

Suivant l'état initial de l'acier et la température de recuit, on distingue:

- Recuit d'homogénéisation (recuit de diffusion).
- Recuit de recristallisation.
- Le recuit complet.
- Recuit de régénération (affinage structural).
- Recuit isotherme.
- Recuit incomplet (ou coalescence, ou globulisation, ou sphéroïdisation).
- Recuit d'adoucissement [3].

I.5.5.2 La trempe

La trempe consiste à un chauffage de l'acier à une température de 30 à 50°C au dessus de la ligne GOSK supérieure à celle de AC3, pour les aciers hypoeutectoïdes et supérieure à AC1, pour les aciers hypereutectoïdes, A cette température l'acier est maintenu jusqu'à l'achèvement du chauffage complet c'est à dire jusqu'à la transformation des phases, ensuite l'acier subit un refroidissement rapide avec une vitesse supérieure à la vitesse critique de la trempe, Le but du refroidissement rapide est d'obtenir une structure martensitique, donc éviter une transformation perlitique. La transformation de l'austénite doit commencer et se termine dans le domaine de la martensite [3].

a) Modalités de la trempe

Le procédé le plus usité est celui de la trempe dans un milieu refroidissant unique ou trempe continue. Mais on utilise également d'autres modes de trempes dans les cas où la forme des pièces est complexe où il faut diminuer les déformations [3].

- **Trempe à deux bains :**

On refroidit d'abord à l'eau jusqu'à 300 ou 400°C (un peu au-dessus de Ms), ensuite rapidement on place la pièce dans un milieu à sévérité de trempe plus faible, par exemple l'huile ou l'air où elle se refroidit jusqu'à la température ambiante. Le transfert de la pièce dans un agent refroidisseur différent affaiblit les contraintes internes qui apparaissent avec le refroidissement rapide dans un seul agent refroidisseur [3].

- **Trempe suivie d'autorevenu :**

Ce mode est destiné à obtenir une dureté plus faible au cœur de la pièce qu'à sa surface.

Dans ce cas, le refroidissement de la pièce dans un bain de trempe est interrompu lorsqu'elle garde encore quelque chaleur à l'intérieur.

En se dégageant, cette chaleur élève la température des couches superficielles plus refroidies et produit ainsi l'autorevenu. Lorsque la température atteint la valeur requise, la pièce est de nouveau plongée dans le bain de trempe. Ce mode de trempe est très employé pour les pièces qui supportent des charges dynamiques et qui doivent combiner une dureté superficielle élevée à ductilité accrue au cœur, telles que burins, massettes, marteaux d'ajusteur, pointeaux [3].

- **Trempe isotherme (étagée) martensitique :**

La pièce prévue pour être trempée par ce procédé est chauffée jusqu'à la température de trempe, puis refroidie dans un bain dont la température est légèrement supérieure au point Ms (**Figure I.16**), généralement de l'ordre de 180 à 250°C), et maintenue à cette température un temps relativement courts. Ensuite la pièce est refroidie à l'air jusqu'à l'ambiante. Le séjour dans le bain de trempe assure le nivellement de la température suivant toute la section de la pièce sans provoquer la décomposition de l'austénite avec formation de la bainite. La transformation martensitique assurée par un refroidissement à l'air est moins complète que celle produite par la trempe continue. L'acier garde donc un peu plus d'austénite résiduelle. La trempe martensitique diminue :

- Les modifications volumiques produites par la présence d'une grande quantité d'austénite résiduelle et la propension de la martensite à l'autorevenu.
- Le gauchissement, car la transformation martensitique se produit presque simultanément dans toutes les sections de la pièce.
- Le danger de la formation des tapures.

Les transformations structurales, y compris la transformation martensitique, s'accompagnent de la diminution de la résistance de l'acier, alors que sa plasticité augmente [3].

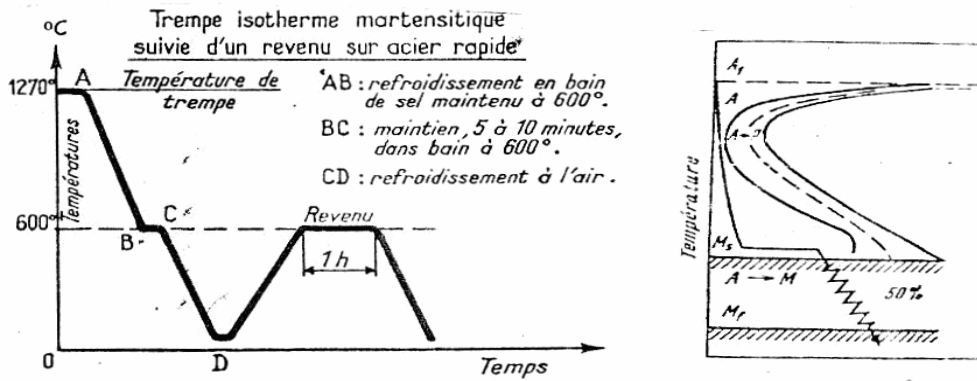


Figure I.16 Cycle thermique d'une trempe isotherme (étagée) martensitique [3].

- **La tempe isotherme (étagée) bainitique :**

Ce type de trempe, (**Figure I.17**), s'effectue en principe, de la même façon que la trempe martensitique, mais elle impose un séjour plus long au-dessus du point M_s . Un tel séjour assure la décomposition de l'austénite avec la formation de bainite inférieure. La trempe bainitique des aciers au carbone n'améliore pas sensiblement les caractéristiques mécaniques par rapport à celles obtenues par trempe usuelle et revenu. Dans la majorité des aciers alliés, l'austénite ne se décompose pas complètement dans le domaine bainitique. Si l'austénite qui ne s'est pas décomposée lors du maintien isotherme ne subit pas de transformation martensitique pendant le refroidissement ultérieur, l'acier reçoit une structure constituée de bainite et de 10 à 20 % d'austénite résiduelle (enrichie en carbone). Une telle structure assure une résistance très élevée et une ductilité suffisante. Pour de nombreux aciers, la trempe bainitique augmente nettement la résistance fonctionnelle, c'est à dire, la résistance des éprouvettes de forme complexe.

Comparée à la trempe et au revenu usuel à 250 ou 400 °C, la trempe bainitique augmente de 1,5 à 2 fois la plasticité de l'entaille. Mais si le quasi total de l'austénite qui ne s'est pas décomposée après transformation bainitique subit, lors du refroidissement ultérieur, la transformation martensitique, les propriétés mécaniques obtenues par trempe suivie de revenu, la plasticité se trouve alors diminuée. Pour donner aux aciers alliés de construction (0,3 à 0,5 % C), des propriétés mécaniques optimales, la trempe bainitique doit prévoir un séjour dans la partie inférieure du domaine bainitique de la décomposition isotherme de l'austénite (quelque peu au-dessus de M_s) [3].

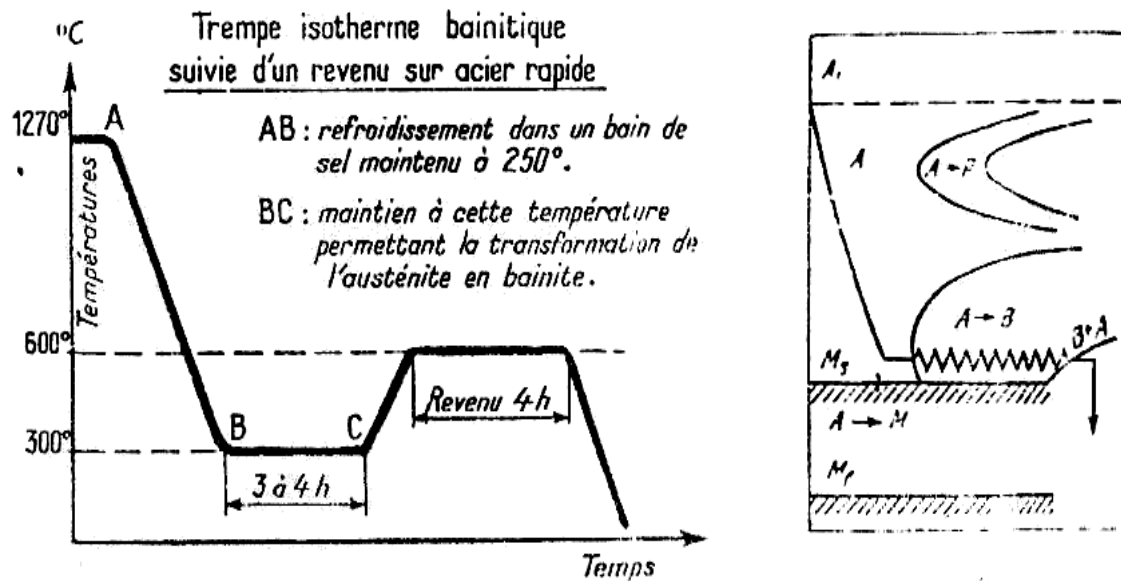


Figure I.17 Cycle thermique d'une trempe isotherme (étagée) bainitique [3].

I.5.5.3 Le revenu

Le revenu est un traitement thermique pratique, généralement après trempe, et qui a pour but de corriger les défauts causés par la trempe d'un acier (contraintes internes et fragilités). Le chauffage de l'acier trempé est effectué à une température inférieure à AC_1 , (selon la résistance exigée), suivi d'un maintien à cette température et au refroidissement jusqu'à la température ambiante (**figure I.18**).

Le revenu est destiné à provoquer un retour plus ou moins marqué vers l'état stable à froid, donc d'obtenir les propriétés mécaniques requises, c'est à dire la martensite se transforme en de nouveaux constituants (sorbite, bainite).

Donc le revenu permet de supprimer les contraintes internes provoquées par la trempe, de diminuer la fragilité des pièces trempées tout en conservant une dureté suffisante. Cette suppression de contraintes est d'autant plus complète que la température du revenu est plus élevée, c'est à dire, l'affaiblissement des contraintes est le plus intense lorsque le maintien atteint 15 à 30 min à 550°C. La vitesse de refroidissement après revenu, a une influence faible sur l'état des contraintes résiduelles. Néanmoins plus le refroidissement est lent, plus les contraintes résiduelles sont faibles. Un refroidissement rapide dans l'eau à partir de 600°C produit des contraintes thermiques nouvelles. Pour éviter un gauchissement après revenu, surtout pour les pièces de formes complexes, il faut refroidir lentement. Les aciers alliés sont refroidis rapidement. Les propriétés d'un acier obtenu par revenu dépendent surtout de la température. Il existe trois modalités de revenus [3]:

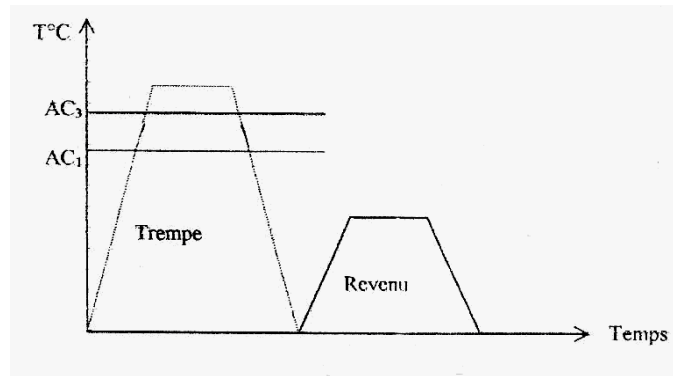


Figure I.18 Cycle thermique d'un revenu [3].

a. Revenu à basse température :

Le revenu à basse température s'effectue avec un chauffage vers 250°C et permet de diminuer les contraintes internes. Il transforme la martensite de trempe en martensite de revenu. Ce revenu augmente la résistance et améliore la ductilité sans altérer sensiblement la dureté (58 à 63 HRC), d'où une bonne tenue à l'usure. Il s'applique aux outils de coupe et aux instruments de mesure en aciers au carbone et faiblement alliés. La durée de ce revenu varie de 1 à 3 heures [3].

b. Revenu à température intermédiaire :

Le revenu à température intermédiaire se réalise entre 350 et 500°C et s'emploie pour les ressorts variés et les estampes. Il permet d'obtenir une limite élastique et une résistance à la fatigue élevées. La structure est de type troostite de revenu ou troostite - martensite dont les duretés varient de 40 à 50 HRC. Le refroidissement après revenu à 400 ou 450°C se fait à l'eau [3].

c. Revenu à haute température :

Le revenu à haute température se fait entre 500 et 680°C, il donne à l'acier la structure sorbite de revenu. Ce type de revenu crée un meilleur rapport entre la résistance et la ductilité de l'acier. La trempe suivie de revenu à haute température (ce traitement double est appelé amélioration) améliore, par rapport à l'état normalisé, ou recuit, les limites de rupture et d'élasticité, la striction et surtout la résilience. L'amélioration est appliquée surtout aux aciers de construction à moyen carbone (0,3 à 0,5%) [3].

I.6. Comportement mécanique des aciers

Lorsque l'on soumet un morceau de métal à l'action d'une force, on peut le rompre mais si cette force n'est pas trop grande on constate que le bloc ne fait que se déformer. Lorsque l'on supprime l'effort, cette déformation peut évoluer de deux façons différentes :

- Elle disparaît et le bloc reprend sa forme initiale ; la déformation est donc réversible ; elle est dite « élastique »;

• Elle ne disparaît pas totalement ; il subsiste une déformation permanente qui modifie la géométrie initiale du bloc. Cette partie de la déformation qui n'est pas réversible est dite «plastique».

• L'expérience montre qu'il existe un niveau d'effort en deçà duquel la déformation reste élastique et au-delà duquel apparaît une déformation plastique; ainsi est définie la « limite d'élasticité ». Au-delà de cette limite, quand l'effort augmente, la déformation plastique croît et s'achève au moment de la rupture [4].

I.6.1 La déformation élastique

Le comportement élastique (réversible) correspond à de petits déplacements (réversibles) des atomes autour de leurs positions d'équilibre. Sous l'action d'une force de traction extérieure, les atomes s'écartent dans la direction de cette dernière. Il apparaît de ce fait une réaction qui tend à les rapprocher et qui équilibre l'effort extérieur par le jeu des forces de liaison (voir **Figure I.19** qui rappelle la **Figure I.20**). Ce mouvement des atomes génère la déformation qui se traduit ici par un allongement dans le sens de la force exercée.

Le comportement élastique des métaux est généralement linéaire, c'est à dire que les déformations sont proportionnelles aux efforts appliqués ce que traduit la loi de Hooke qui relie :

- l'allongement relatif $\Delta l/l_0$ (rapport de l'allongement Δl à la longueur l_0 de la base de mesure);
- l'effort unitaire F/S_0 (rapport de l'effort appliqué F à la section initiale S_0 du métal qui subit cet effort).

Cette loi s'écrit :

$$\Delta l/l_0 = K \times (F/S_0) \quad (1.1)$$

Mais on préfère écrire que $K = 1/E$ et donc :

$$\Delta l/l_0 = (F/S_0)/E \quad (1.2)$$

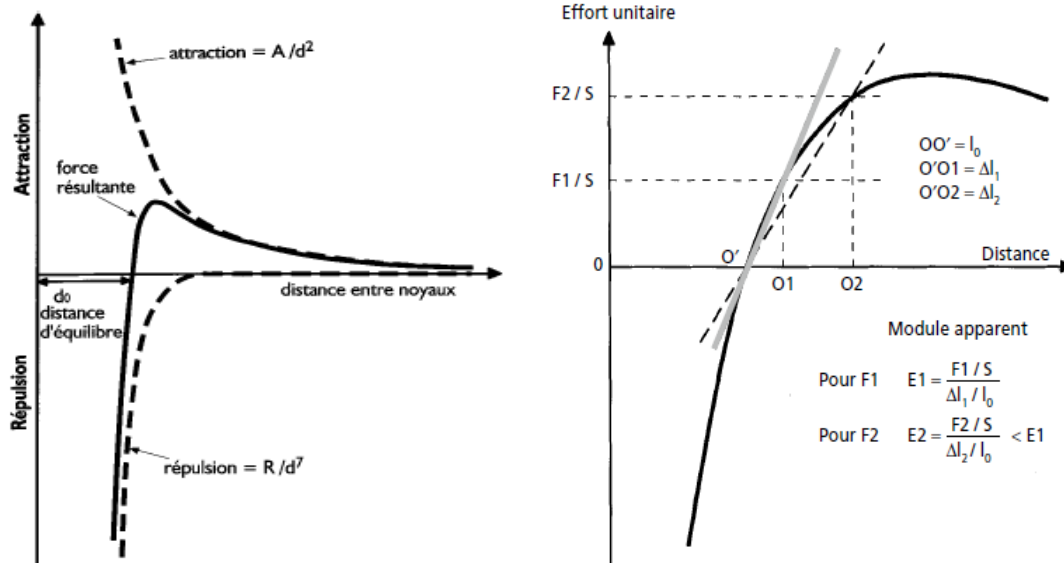


Figure I.19 Schéma descriptif des efforts : **Figure I.20** Évaluations du module d'élasticité E d'attraction, de répulsion, résultant; entre noyaux (nœuds du réseau) [4].

L'examen de la **Figure I.20** montre aussi que lorsque les efforts appliqués et les déformations en traction croissent beaucoup (dans la mesure du possible), le module d'élasticité peut décroître (ce phénomène sera sensible, par exemple, sur un monocristal ayant une grande capacité de déformation élastique).

Dans le système cubique centré (CC) qui n'est pas compact (les sphères atomiques n'y sont pas toutes au contact), les distances entre certains nœuds sont déjà, au repos, supérieures à la distance normale d'équilibre; ces nœuds s'écarteront donc plus facilement de leur position. En effet pour obtenir un même $\Delta l/l_0$, il faudra appliquer un effort plus faible (la pente de la tangente à la courbe diminue).

Dans le cas de la tension, on note qu'il existe une relation inverse entre la déformation sur l'axe de la force appliquée et entre l'axe vertical sur celle-ci comme le montre la **Figure I.22**.

A l'espacement, ce qui provoque un gonflement, tout en maintenant le rapport du module élastique E dans les deux cas. On définit un module de cisaillement G (dit second module de Lamé ou module de Coulomb) qui décrit le comportement élastique sous une sollicitation de cisaillement, c'est-à-dire lorsque l'effort appliqué tend à déplacer les nœuds du réseau dans des plans parallèles aux plans définis par la structure cristalline (**Figure I.21**) (contrairement à un effort de traction qui tend à écarter les nœuds pour les séparer). Sur une section rectangulaire ABCD on provoque ainsi, par exemple, une déformation (dite cisaillement ou glissement) qui conduit à AB'C'D par translation du plan supérieur qui contient B et C par rapport au plan inférieur qui contient A et D. L'effort T est alors dit tranchant et on parle de :

- contrainte de cisaillement $\tau = T/S$, S étant la surface du plan de base invariant contenant AD;
- glissement (déformation relative) $\text{tg}(\gamma) = BB'/AB = CC'/CD$;
- module de cisaillement $G = \tau/\text{tg}(\gamma)$ [4].

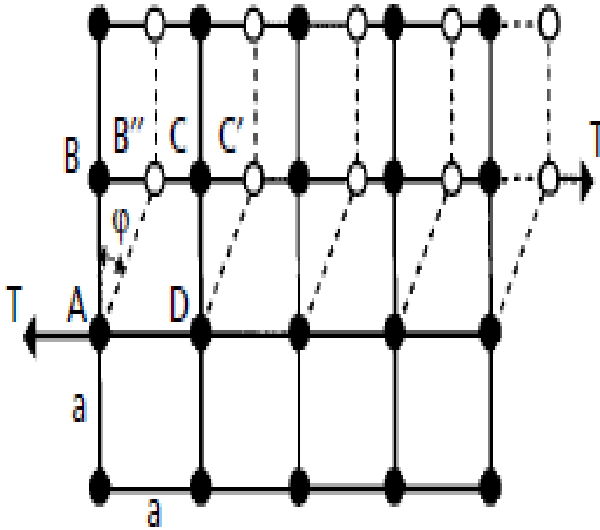


Figure I.21 Schéma d'une déformation Élastique sous un effort de cisaillement [4]

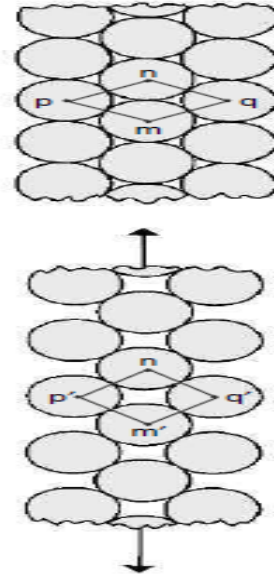


Figure I.22 Schéma d'une déformation Élastique sous un effort de traction [4].

I.6.2 Déformation plastique

Tout solide auquel est appliqué un effort mécanique se déforme. Différents essais de laboratoire (traction, compression, torsion...) permettent d'étudier les modes de déformation des matériaux d'un point de vue macroscopique, et phénoménologique, et de déterminer leurs lois de comportement. Lors de tels essais, tant que le matériau est soumis à une contrainte inférieure à une valeur spécifique (appelée limite d'élasticité), il va se comporter de manière réversible : si l'on effectue décharge (annulation de la contrainte appliquée), le matériau recouvre sa forme initiale. A l'inverse, si l'on contraint au-delà de sa limite d'élasticité, une déformation persiste après la décharge : c'est la déformation plastique (**Figure I.23**). La déformation plastique est donc (essentiellement) irréversible. En générale, elle est isochore : le volume de l'objet qui se déforme reste inchangé tout au long du processus de déformation plastique.

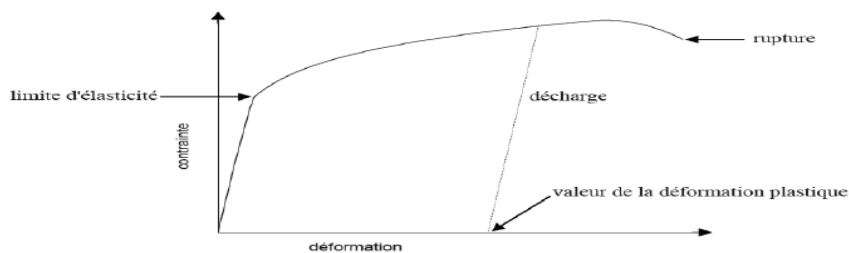


Figure I.23 Schéma d'une courbe de traction [5].

Déformations plastiques sous contrainte mécanique : dues à un dépassement de la limite élastique du matériau. Une inspection des pièces vérifiant l'apparition d'une zone de striction peut prévenir le risque d'une rupture prochaine. Déformation plastique sous contrainte thermique et dans le temps : c'est le fluage qui est une déformation apparaissant sous contrainte mécanique associée à des températures de service supérieure à 40% de la température de fusion [5].

I.6.2.1 Mécanismes de déformation plastique

- **Maclage mécanique :**

Le cristal accommode les efforts qu'il supporte par combinaison de maclages (**figure 1.24 (a)**). Ce mécanisme n'est possible que dans les cristaux où existent des plans de macle et il est moins courant que les mécanismes liés aux déplacements des dislocations [6].

- **Glissement :**

Les feuillets constitués par les plans denses du cristal glissent les uns par rapport aux autres dans les directions atomiques de forte densité contenues dans ces plans, par paquets qui se décalent d'un nombre entier de distances interatomiques (**figure 1.24 (b)**) [6].

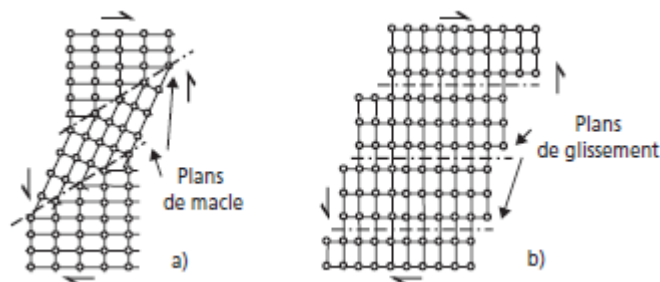


Figure I.24 Schémas de la déformation d'un cristal : a) par maclage mécanique; b) par glissement [6].

I.6.2.2 Les ruptures

La réalisation d'une déformation plastique de plus en plus importante conduit à la rupture du métal, rupture qui peut prendre plusieurs aspects dépendant du (ou des) mécanisme(s) mis en jeu. C'est ainsi que l'on distingue :

- la rupture ductile.
- la rupture fragile.
- les ruptures « à temps » [4].

- **La rupture ductile**

C'est un mode de rupture qui apparaît à l'issue d'une déformation plastique généralement importante.

La rupture ductile s’amorce sur des particules présentes dans le métal (précipités, inclusions), particules autour desquelles le métal se déforme plastiquement, ce qui entraîne, dans le sens de la déformation, un décollement à l’interface particule-métal et donc la création de microcavités. Celles-ci croissent au cours de la déformation (**figure 1.25**) et les ponts métalliques subsistant entre elles s’amincissent et finalement se rompent. La surface de rupture apparaît creusée de cupules qui sont les demi-cavités formées au cours des dernières étapes de la déformation plastique. Au fond de ces cupules subsistent généralement les particules qui les ont initiées.

Ce processus de rupture peut être perturbé par la présence d’inclusions présentant un grand développement dans le sens perpendiculaire à l’effort appliqué ; ces inclusions sont responsables, dès le début de l’application de l’effort, de décollements de grande surface affaiblissant rapidement la résistance du métal et conduisant à la rupture après une faible (voire négligeable) déformation plastique (cassure dite en « bois pourri ») [4].

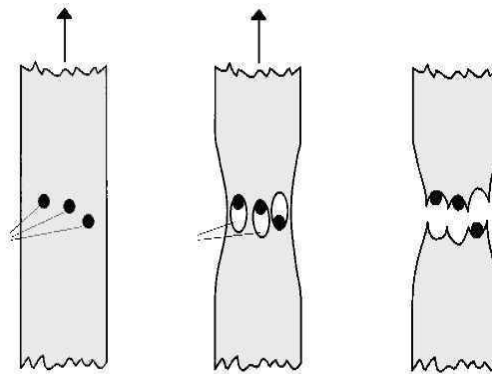


Figure I.25 Schéma de la formation des cupules lors d’une rupture ductile [4].

- **La rupture fragile**

Au contraire de la précédente, la rupture fragile n’est pas précédée d’une déformation plastique. Elle peut revêtir deux aspects :

– le clivage : le phénomène élémentaire est alors la rupture d’un grain par séparation le long d’un plan du réseau cristallin (« décohésion »).

La cassure d’un grain apparaît très plate avec des microreliefs dûs au fait que la séparation ne se fait pas uniquement entre deux plans du réseau mais qu’elle se développe parfois entre deux autres plans voisins.

Il se forme ainsi :

- des marches qui traduisent le saut de la décohésion entre deux plans voisins. On les appelle « rivières » car elles sont très ramifiées (intervention de plusieurs plans parallèles),
- des languettes qui sont des perturbations dues à la présence de défauts de structure.

Dans un métal polycristallin, la rupture par clivage des grains donne à la cassure un aspect à facettes. Au passage des joints de grains les rivières sont interrompues.

Ce type de rupture par clivage peut apparaître :

- dans les métaux CC parallèlement aux plans (110) et équivalents,
- dans les métaux HC selon les plans (0001).

Il est important de noter qu'il n'apparaît pas dans les métaux CFC;

– la rupture intergranulaire : c'est la conséquence d'une décohésion qui se développe dans les joints de grains et qui est due à une fragilité particulière de ceux-ci. Pratiquement on peut dire que les grains se « décollent » les uns des autres. La fragilité des joints peut être engendrée par des précipités qui s'y sont formés ou par la ségrégation de certaines impuretés [4].

- **Les ruptures à temps**

Ces modes de rupture qui se développent pendant des durées importantes passent généralement par plusieurs étapes faisant intervenir des mécanismes différents.

- La rupture par fatigue.
- La rupture par fluage.
- La rupture par corrosion sous tension [4].

I.7 Essais mécaniques

I.7.1 Intérêt des essais

Pendant plus longtemps, l'empirisme et l'habitude suffisaient pour mener à bien les opérations de mise en œuvre des matériaux tels que : le laminage, le filage, l'extrusion, le forgeage, l'usinage, etc. Or, l'augmentation de la dimension des demi-produits, les exigences accrues de qualité et de précision, les économies d'énergie et même la fiabilité du produit fini à réaliser concourent à rendre nécessaires les calculs détaillés de ces diverses opérations.

La fabrication des diverses structures mécaniques et le rôle fonctionnel que joue chaque pièce dans son assemblage exige en premier lieu de connaître le comportement mécanique du matériau vis-à-vis les sollicitations qui sont imposées par le milieu extérieur. En fait connaître les propriétés mécaniques d'un matériau, c'est un indice technique indispensable pour les ingénieurs qui s'occupent des calculs des structures à chaque étape de mise en œuvre des matériaux. Il est évident que ces calculs ne peuvent être menés à bien sans une connaissance précise des lois de comportement mécanique des matériaux souvent influencées par d'autres phénomènes extérieurs telles que : la vitesse de sollicitation, la température, ou même les interactions entre les propriétés mécaniques et les évolutions de la structure microscopique.

Quoique plusieurs modèles et des lois de comportement mécanique ont vu le jour ces derniers temps ; la validation de ces modèles ne peut être signée qu'une fois les résultats trouvés seront en bonne corrélation avec les valeurs expérimentales. C'est à dire que les essais mécaniques qui fournissent directement la réponse des matériaux face à une sollicitation donnée, sont d'un grand intérêt pour la caractérisation de ceux-ci. [2].

I.7.2 Essai de traction :

L'essai de traction est un test dans lequel une éprouvette préalablement usinée est placée dans une machine et soumise à la traction jusqu'à sa rupture. Cet essai permet de déterminer plusieurs caractéristiques de l'éprouvette. Les valeurs correspondantes sont utilisées pour déterminer le comportement d'une soudure en service. Une construction soudée doit pouvoir supporter tous les efforts auxquels elle est soumise. L'essai de traction permet de déterminer quel effort de traction ou charge de rupture, une éprouvette est capable de supporter avant de se rompre (**Figure 1.26**)

Pour réaliser cet essai, une éprouvette est prélevée dans un assemblage soudé. Elle est ensuite préparée afin de créer une section réduite dans laquelle se situe la soudure. L'éprouvette casse toujours dans la section réduite qui est la zone de plus faible résistance. Pour cette raison, l'essai fournit des indications utiles sur la soudure.

Les trois valeurs suivantes sont obtenues lors d'un essai de traction:

- La résistance à la traction
- La limite d'élasticité
- L'allongement (ductilité)

La résistance à la rupture équivaut à la valeur de la contrainte, en kilo Pascals (kPa) ou en psi, nécessaire pour obtenir la rupture de l'éprouvette. Cette valeur est obtenue en mesurant la largeur et l'épaisseur de l'éprouvette avant le début de l'essai. Le produit de la largeur sur l'épaisseur donne l'aire de la section droite de l'éprouvette. L'aire de la section droite d'une éprouvette cylindrique est fois le carré du diamètre, le tout divisé par 4 (C'est-à-dire: $\pi D^2 / 4$).

Au cours de l'essai, l'effort maximal appliqué à l'éprouvette est enregistré. On obtient la résistance à la traction en divisant l'effort de traction maximal par l'aire de la section droite de l'éprouvette conformément à la formule suivante:

$$\text{Résistance à la traction} = \frac{\text{charge maximale de traction}}{\text{aire de la section droite}} \quad \sigma = \frac{F}{S} \quad (1.3)$$

La limite d'élasticité d'un métal est la contrainte qu'il peut supporter sans présenter de déformation résiduelle après suppression de l'effort. Lorsqu'un effort plus élevé est appliqué, le matériau dépasse sa limite d'élasticité. Une déformation plastique se produit alors et le matériau ne

retrouve ni sa forme ni sa condition d'origine. La limite d'élasticité correspond au point où l'éprouvette s'étire.

Après essai et rupture de l'éprouvette, les deux parties de l'éprouvette sont réajustées et la distance entre les deux points est mesurée à nouveau. La formule suivante permet de calculer l'allongement (ΔL) à la rupture [7] :

$$\Delta L = \frac{L_f - L_i}{L_i} \times 100 \quad (1.4)$$

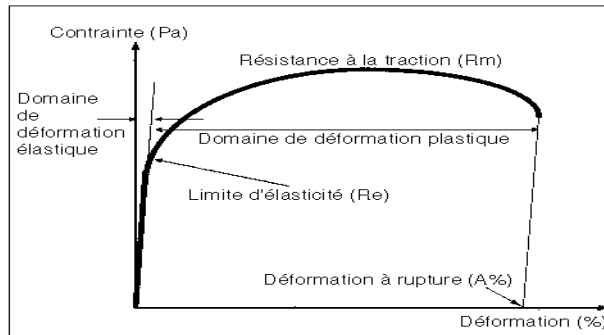


Figure I.26 Courbe de traction [7].

I.7.3 Essai de dureté :

La dureté du matériau distingue sa résistance à la pénétration:

Une pénétration d'ingénierie connue est appliquée à la surface du matériau à tester avec une résistance connue pendant une certaine période. Plus l'empreinte est petite, plus le matériau sera difficile. Bien que la dureté ne soit pas une propriété simple à déterminer, les tests de dureté sont largement utilisés en raison de leur simplicité et de leur faible nature destructrice. Leurs résultats donnent un aperçu artificiel des propriétés mécaniques des matériaux testés [6].

Les méthodes de détermination de la dureté sont normalisées. La méthode la plus répandue est la méthode Rockwell. La **Figure I.27** illustre une machine de dureté Rockwell, Il existe de nombreuses méthodes de test, notamment: [7]

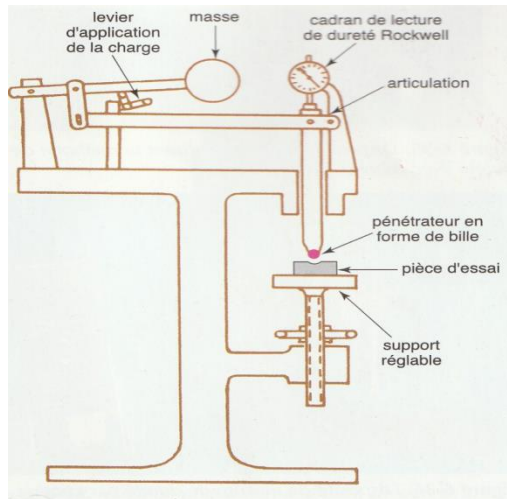


Figure I.27 Dispositif d'essai de dureté [7].

a) Essai Rockwell

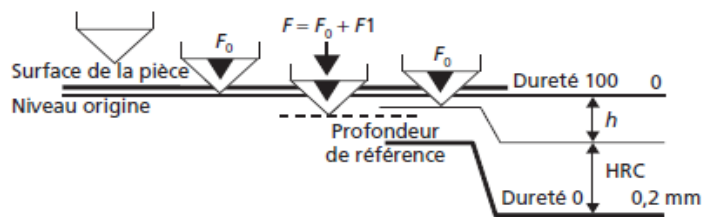


Figure I.28 [6].

$$\text{HRC} = F(h) \quad (1.4)$$

$$\text{HRB} = F(h) \quad (1.5)$$

b) Essai Brinell

$$\text{HBS ou HBW} = \frac{0,102 \cdot 2F}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})} \quad (1.6)$$

c) Essai Vickers

$$\text{HV} = 0,102 \frac{2F \cdot \sin(136^\circ/2)}{d^2} = 0,189 \frac{F}{d^2} \quad (1.7)$$

I.7.4 Essai de résilience

La résilience, de symbole général K, caractérise la capacité d'un matériau à absorber les chocs sans se rompre. Ce risque est amplifié aux basses températures. Elle est mesurée sur des machines du type Charpy (éprouvette sur deux appuis) ou Izod (éprouvette encastrée).

L'essai, qui est un essai comparatif entre matériaux, mesure l'énergie qu'il faut fournir à un pendule pesant pour briser une éprouvette entaillée du matériau à tester. L'énergie absorbée par l'éprouvette

(W) est égale à la différence des énergies potentielles du pendule entre le début ($W=P \times h_0$) et l'arrivée ($W_1=P \times h_1$) :

$$W=P \times h_0-P \times h_1=P(h_0-h_1) \quad (1.8)$$

La résilience est égale au rapport de W sur l'aire de la section au droit de l'entaille.

$$KCU \text{ ou } KCV = \frac{W_0-W_1}{S_0} \quad (1.9)$$

On appelle résilience l'énergie de rupture ramenée ou non à la section sous entaille de l'éprouvette : elle s'exprime donc en joules ou en joules/cm². Les notations précises pour cette résilience sont : **KU** pour la résilience sur éprouvette à entaille en U en Joules, **KCU** pour la résilience sur éprouvette à entaille en U en Joules/cm² [7].

I.7.5 Essai de flexion trois points

L'essai de flexion trois points est le plus utilisé pour la détermination de la rigidité et la résistance en flexion des matériaux composites. Cet essai est simple à mettre en œuvre et d'une bonne reproductibilité. Contrairement à l'essai de traction ou de compression, il permet de surmonter les problèmes de tenue des talons collés (glissement dans les mors) ainsi que les problèmes d'alignements [8].

I.7.5.1 Principe de l'essai

L'essai de flexion monotone trois points est réalisé suivant les instructions de la norme NFT57-105.

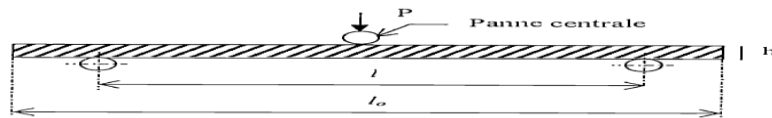


Figure I.29 Flexion trois points [8].

L'assemblage comporte une machine de flexion statique, instrumentée d'un capteur de déplacement, situé dans le prolongement de la panne centrale et d'un capteur d'effort à jauges de déformation.

Le dépouillement de la courbe effort - déplacement, assuré par un système d'acquisition informatisé, permet une évaluation des principales caractéristiques du matériau.

- Le module de flexion

$$E_{app} = \frac{l^3}{4bh^3} \times \frac{\Delta P}{\Delta f} \quad (1.10)$$

- La contrainte à rupture

$$\sigma_r = \frac{3P_{max} l}{2ph^2} \quad (1.11)$$

- La déformation à rupture en flexion [8].

$$\tau = \frac{3 p}{4 b h} \quad (1.12)$$

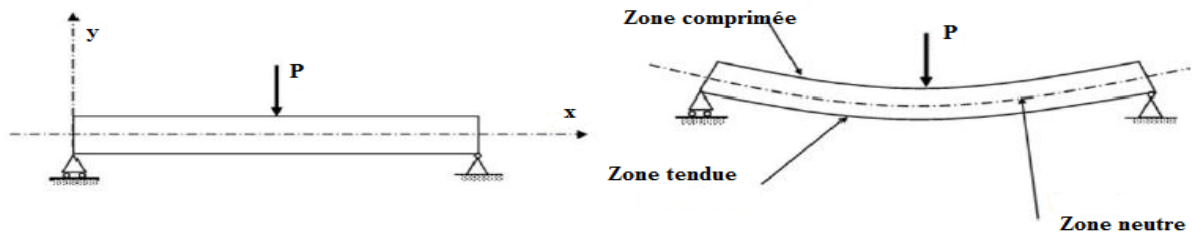


Figure I.30 Modélisation d'un essai de flexion trois points [10].

Considérons une poutre reposant sur deux appuis soumise à une charge concentrée verticale (**Figure I.30**).

Après déformation, cette poutre fléchit : On constate que les matériaux situés dans la partie supérieure sont sollicités en compression tandis que celles situées en partie inférieure sont sollicitées en traction.

Entre ces deux régions il existe un matériau qui reste ni tendue ni comprimée : le matériau neutre.

Les allongements ou raccourcissements relatifs sont proportionnels à la distance y de la fibre considérée [10].

Répartition des contraintes

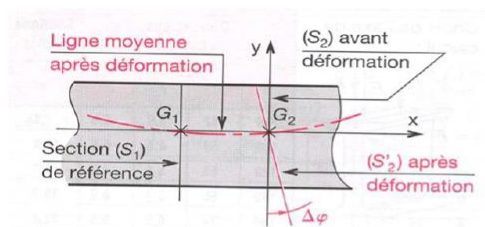


Figure I.31 Définition de l'angle $\Delta\varphi$ [10].

Lorsque la poutre fléchit, la section droite pivote d'un angle $\Delta\varphi$.

Les contraintes normales engendrées sont proportionnelles à la distance qui les sépare du plan de la zone moyenne [10].

Machine de flexion

Une machine de flexion est constituée d'un bâti rigide qui comprend une traverse fixe à laquelle est fixée la base du montage de flexion sur laquelle repose l'éprouvette. La partie du complément du montage qui va appuyer sur l'éprouvette est fixée à une traverse mobile [11].

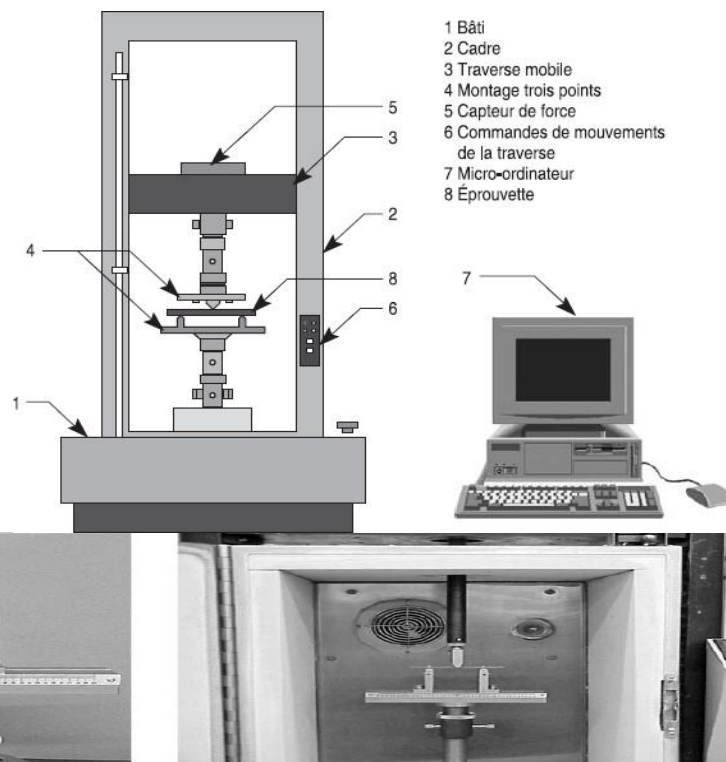


Figure I.32 Exemple de montage pour l'essai de flexion à trois points [11].

Dans l'essai de flexion, les contraintes varient de façon continue de part et d'autre de l'axe neutre où elles sont nulles :

- d'un côté, elles sont en compression (côté concave de l'éprouvette).
- de l'autre, en tension [11].

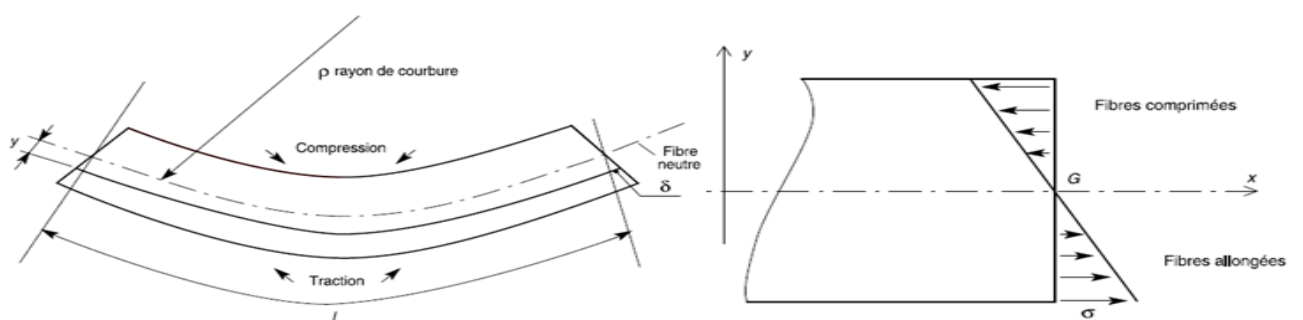


Figure I.33 L'effet du test de flexion sous contrainte est de trois points [11].

II. Chapitre 2 : procédés de soudage des aciers

II.1 Définition du soudage

Le soudage est une opération qui consiste à réunir deux ou plusieurs parties constitutives d'un assemblage, de manière à assurer la continuité entre les parties à assembler [12]. Dans le cas des métaux, cette continuité est réalisée à l'échelle de l'édifice atomique. En dehors du cas idéal où les forces interatomiques et la diffusion assurent lentement le soudage des pièces métalliques mises entièrement en contact suivant des surfaces parfaitement compatibles et exemptes de toute pollution, il est nécessaire de faire intervenir une énergie d'activation pour réaliser rapidement la continuité recherchée.

II.2 Classification des procédés de soudage

Les classifications générales des procédés de soudage incluent des méthodes spécifiques ou non usuelles qui ont été développées pour réaliser la fusion des métaux. Certaines d'entre elles sont extrêmement spécialisées. D'autres sont brevetées et ne peuvent être utilisées qu'avec la permission de l'inventeur. Certaines d'entre elles sont des variantes de méthodes classiques des procédés de soudage à l'arc, aux gaz ou par résistance [13].

II.2.1 Procédés de soudage spéciaux

Les trois principales classes de procédés de soudage sont, selon l'AWS (American Welding Society), l'oxysoudage, le soudage à l'arc et le soudage par résistance. Pour chacune de ces catégories, on trouve un certain nombre de procédés relatifs à la technique concernée. Quoi qu'il en soit, toute méthode de soudage capable de produire la cohésion des molécules est considérée comme un procédé de Soudage. Un grand nombre de procédés de soudage ont été développés. Certains de ces procédés sont proches d'une catégorie principale et y sont listés.

Deux classes additionnelles contiennent le reste des procédés de soudage. Ce sont le soudage à l'état solide (SSW) et les autres procédés de soudage [13].

II.2.2 Procédés à l'arc (AW)

a- Soudage à l'arc submergé (SAW)

Le soudage à l'arc submergé ou le soudage à l'arc sous flux (SAW) est un procédé de soudage dont la popularité est rapidement devenue grandissante. Il possède certains avantages indéniables. Il est très rapide. Il n'y a pas de visible, pas de projections et les soudures sont de grande qualité. Le soudage à l'arc submergé sollicite un arc électrique entre une électrode consommable et le joint à souder, l'arc étant recouvert par un flux granulaire, comme du silicate d'oxyde de titane (**figure II.1**) [13].

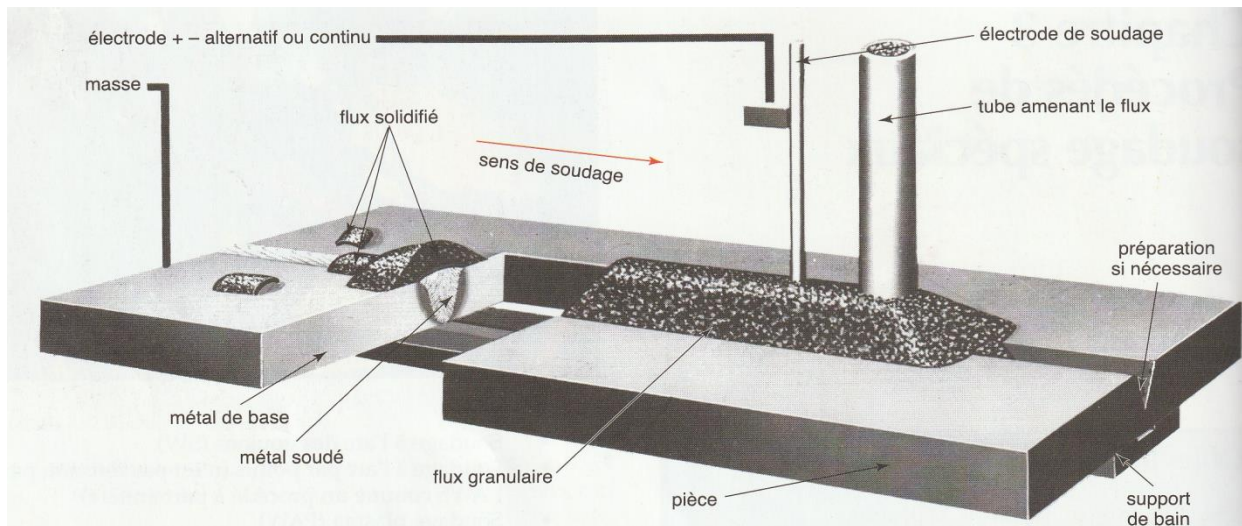


Figure II.1 Vue schématique du soudage à l'arc submergé en cours de réalisation. Le flux protège l'arc et le métal en fusion de l'oxydation.

b- Soudage électrogaz (EGW)

Le procédé de soudage électrogaz (EGW) est un procédé à l'arc. Il a été développé afin de pouvoir souder toutes les épaisseurs imaginables. En général, on réalise des soudures entre 10 mm (3/8 ") et 102 mm (4"). Ces soudures peuvent être effectuées en une passe sans préparation de joint (**figure II.2**) [13].

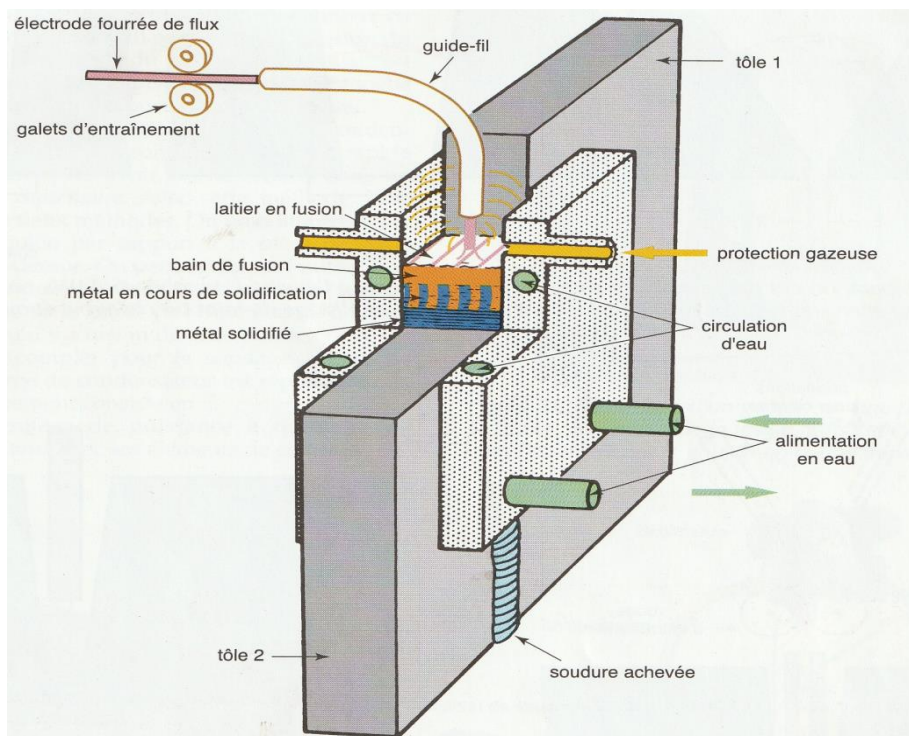


Figure II.2 Schéma d'une soudure électrogaz en cours de réalisation. Les patins sont refroidis à l'eau et se déplacent vers le haut au fur et à mesure que la soudure s'effectue. Un gaz de protection ou une électrode fourrée de flux protège le métal en fusion de l'oxydation.

c- Soudage sur chanfrein étroit

Le soudage sur chanfrein étroit (également appelé soudage narrow gap) a été développé pour souder des sections épaisses avec un chanfrein plus étroit que la normale (**figure II.3**). Cette procédure de soudage épargne de la matière et permet une économie de temps. Elle requiert cependant un équipement spécial [13].

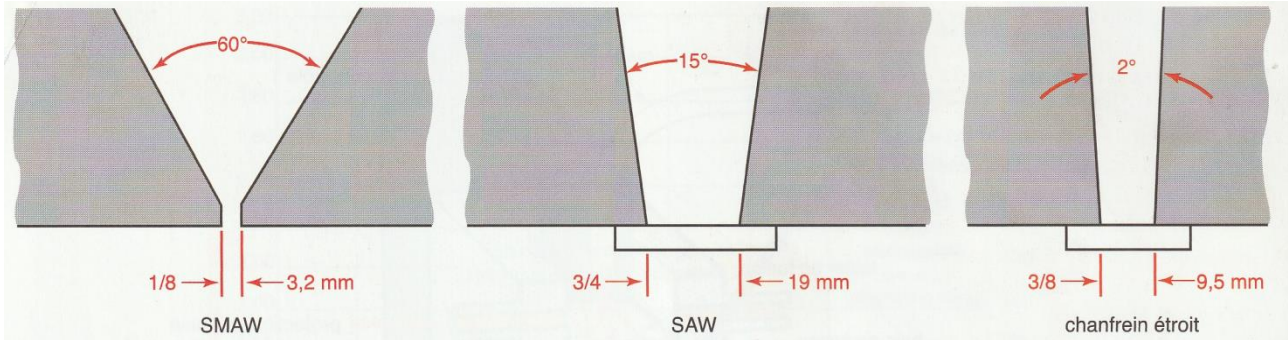


Figure II.3 Comparaison des préparations de joints en soudage à l'arc à l'électrode enrobée (SMAW), en soudage à l'arc submergé (SAW) et en soudage sur chanfrein étroit. Notez que le remplissage du joint sur chanfrein étroit nécessite moins de métal [13].

d- Soudage à l'arc des goujons (SW)

Le soudage à l'arc des goujons a été développé spécialement pour souder rapidement et efficacement les goujons et autres pièces servant de liaisons mécaniques sur des tôles ou d'autres surfaces. Le procédé permet d'attacher un ensemble à une structure, et à assurer la liaison des différentes parties de cette structure sans effectuer de perçage (**figure II.4**) [13].

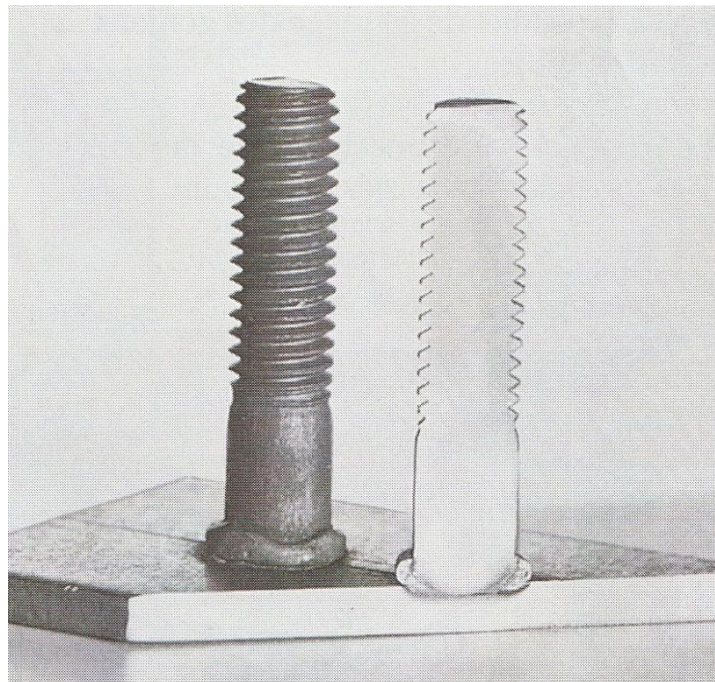


Figure II.4 Soudage d'un goujon sur une plaque d'acier.

e- Soudage à l'arc par points

Le soudage TIG (GTAW) et le soudage MIG/MAG (GMAW) peuvent être utilisés pour produire des soudures par points entre deux tôles métalliques ou entre une tôle métallique et une plaque ou un composant structural. Le procédé de soudage par points consiste à amorcer un arc et à le maintenir à la même place. La tôle supérieure fond complètement et se mélange à l'élément structural qui se trouve au-dessous. La figure II.5 montre les soudages MIG-MAG.

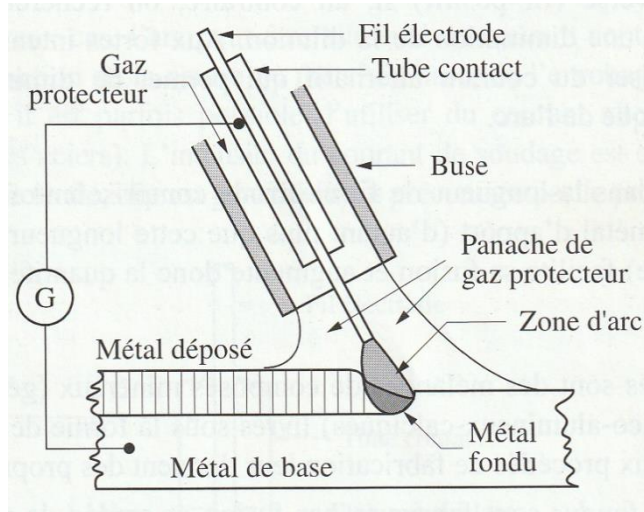


Figure II.5 Soudage MIG-MAG [15].

f- Soudage plasma (PAW)

Une vue en coupe d'une buse de soudage à l'arc plasma est illustrée à la **figure.II.6**. Cette figure identifie les différentes zones et les dimensions critiques de la buse. Le diamètre de l'orifice peut être cylindrique, divergent ou convergent,

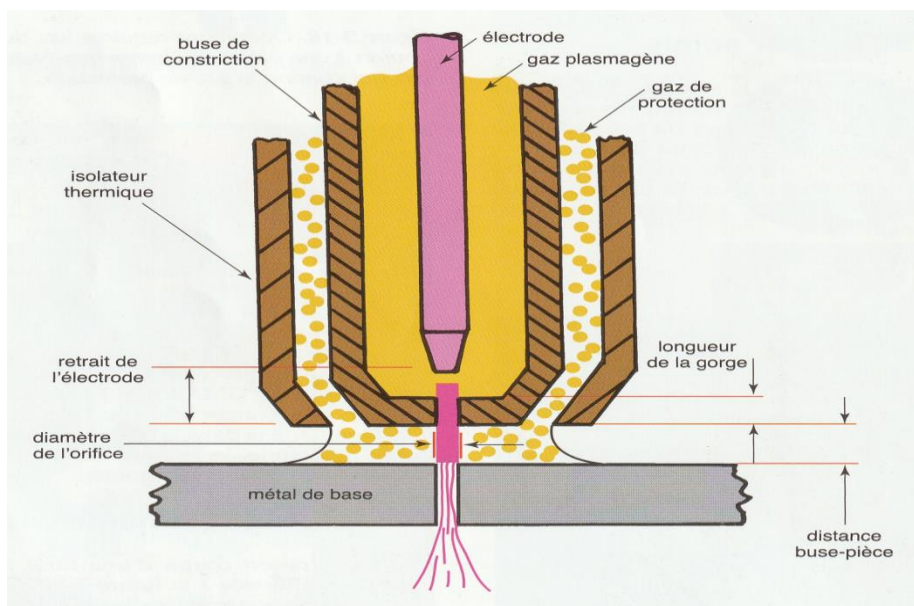


Figure II.6 Vue en coupe d'une torche plasma type. Les dimensions importantes de la buse sont indiquées en rouge [13].

II.2.3 Soudage à l'état solide

L'AWS (American Welding Society) définit le soudage à l'état solide de la façon suivante « procédés de soudage qui produisent une coalescence par application d'une pression à une température de soudage inférieure à la température de fusion du métal de base et du matériau d'apport » [13].

a- Soudage à froid (CW)

D'un point de vue théorique, le procédé de soudage à froid (CW) consiste en l'application d'une pression en surface qui provoque la fusion de quelques molécules. Cela est suffisant pour maintenir les matériaux ensemble et conférer à la liaison une bonne résistance. Ce procédé de soudage par pression à température ambiante s'applique le mieux aux matériaux tendres et ductiles comme l'aluminium et ses alliages, le cuivre, les alliages de cadmium, le nickel, le plomb, le zinc, etc. Aucune source de chaleur n'est nécessaire. On peut réaliser des assemblages bout à bout et à recouvrement. La **figure II.7** montre trois soudures à froid sur un assemblage à recouvrement.

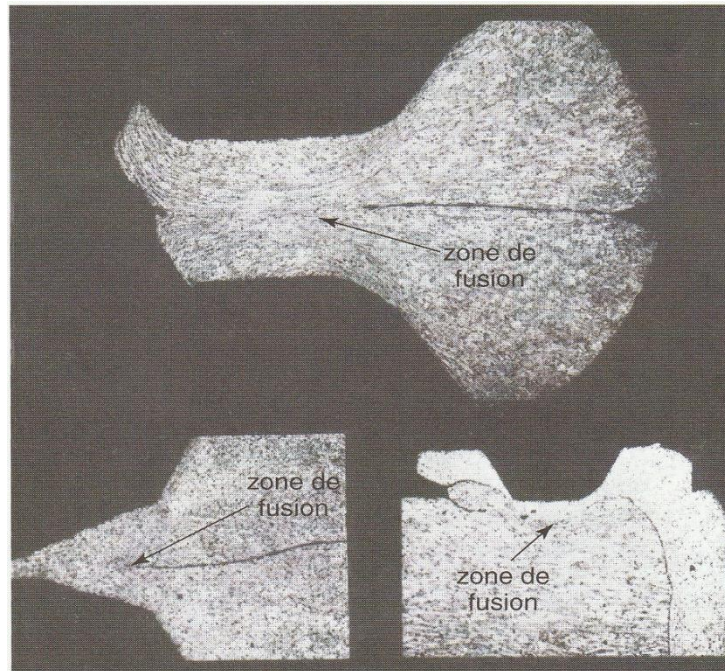


Figure II.7 Exemples de pièces soudées à froid. Les deux parties sont de l'aluminium (1003). Notez la forte indentation de la surface.

b- Soudage par explosion (EXW)

On peut utiliser l'énergie d'une explosion pour souder des pièces métalliques entre elles; ce procédé est appelé soudage par explosion (EXW). Ce procédé est extrêmement dangereux. Il ne doit être mis en œuvre que par des experts en explosifs et dans des enceintes spécifiquement construites pour, ou encore remplies d'eau. Avant de réaliser ce type de travaux, des autorisations spéciales doivent être obtenues au niveau local, national et fédéral. Un montage de soudage par explosion est illustré à la **figure II.8**.

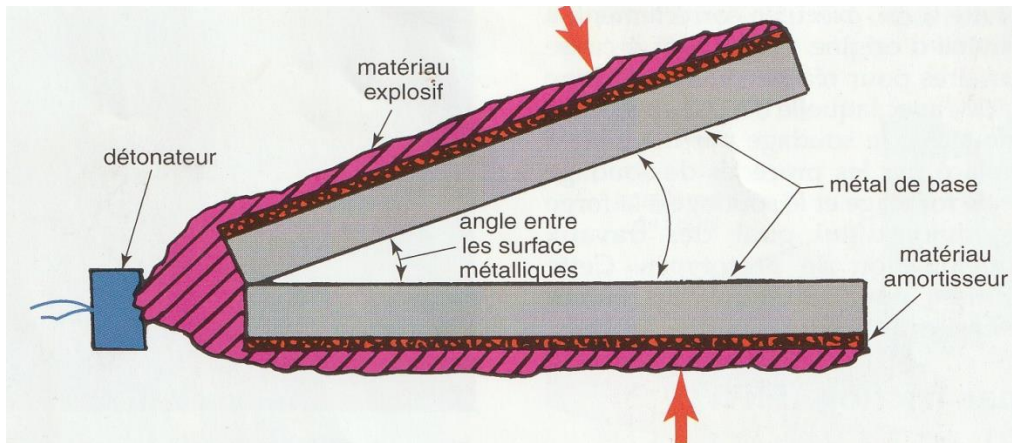


Figure II.8 Diagramme schématique d'un montage de soudage par explosion [13].

c- Soudage à la forge (FOW)

La façon la plus ancienne de fusionner deux pièces métalliques ensemble est le soudage par forgeage (FOW). Ce type de soudage requiert des compétences considérables de la part du forgeron. En général, on le limite à l'assemblage de deux pièces métalliques massives. Les deux pièces à assembler sont chauffées dans une forge. Comme celle présentée à la **figure II.9**.

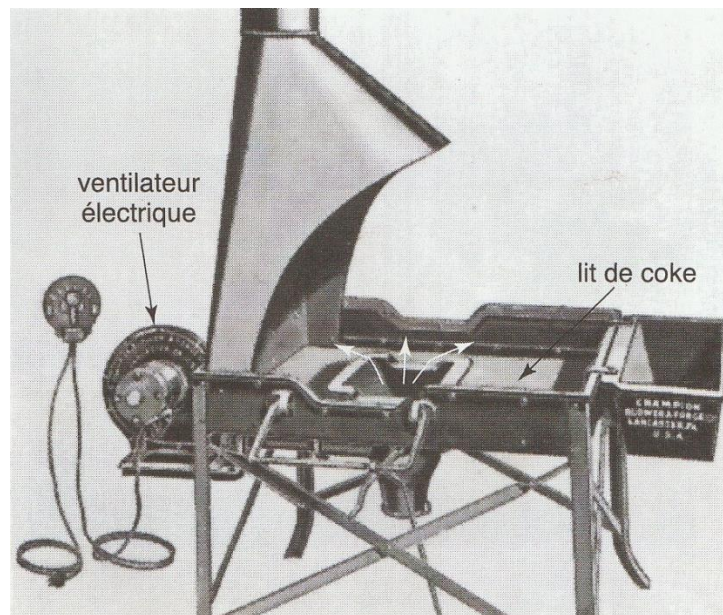


Figure II.9 Une forge utilisée pour chauffer le métal pour le soudage par forgeage [13].

d- Soudage par friction (FRW)

La friction dégage de la chaleur. Si deux surfaces sont frottées, l'une contre l'autre, une chaleur suffisante pour faire fusionner les pièces en friction peut être générée. C'est le principe du soudage par friction (FRW). L'évolution d'une soudure par friction est présentée à la **figure II.10**.

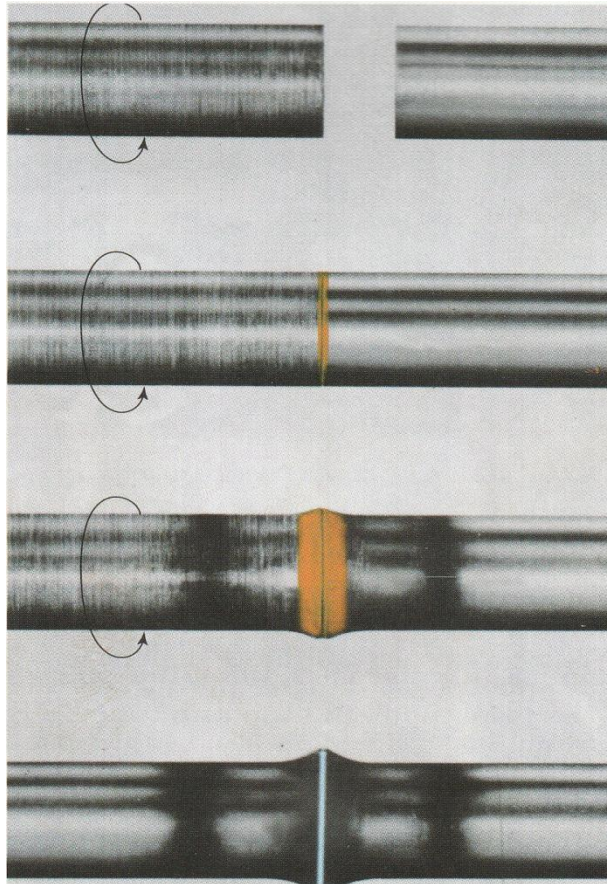


Figure II.10 Différentes étapes lors du soudage de deux barres en acier deux de 25 mm de diamètre [13].

e- Soudage par friction-malaxage (FSW)

Le soudage par friction-malaxage ou friction de proche en proche est dans son concept de base similaire au soudage par friction. C'est un procédé relativement nouveau. Il a été développé et breveté par des ingénieurs du TWI (Cambridge, Grande-Bretagne) en 1991. Les pièces à souder sont positionnées sur une plaque de support et bridées fermement. Un outil rotatif spécial est utilisé pour réaliser la soudure. Cet outil présente un large épaulement qui est en contact avec la surface métallique de la pièce, ainsi qu'un pion qui dépasse dans la pièce. Lorsque cet outil est en rotation, il génère de la chaleur par friction et pression. La quantité de chaleur générée est suffisante pour adoucir le matériau de base et rendre le métal fluide, sans pour autant causer sa fusion. L'outil rotatif mélange la matière provenant de chacune des pièces à souder. La matière s'écoule de l'avant de l'outil (front d'avance) et se refroidit à l'arrière. La **figure II.11** illustre les principes du soudage par friction-malaxage.

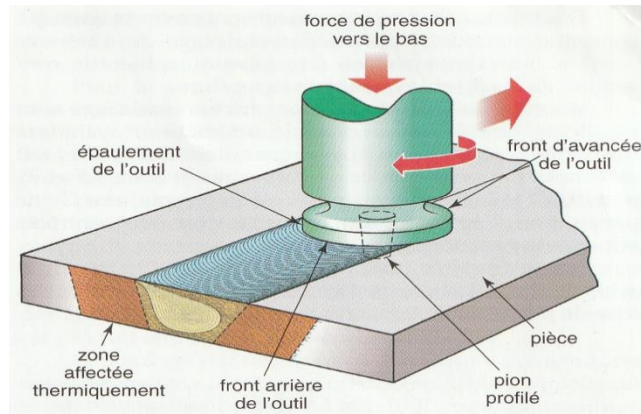


Figure II.11 Un Outil comportant un épaulement et un pion est mis en rotation et traverse la pièce le long du plan de joint. Le métal atteint la température de déformation plastique grâce à la chaleur de la friction et à la pression appliquée.

f- Soudage par ultrasons (USW)

En soudage par ultrasons (USW), les parties à souder sont maintenues ensemble par pression et on y génère des vibrations à haute fréquence grâce à une pointe de soudage ou sonotrode. Les vibrations, dans un domaine de fréquence non perceptible par l'oreille humaine, rompent les films de surface et permettent à ces métaux solides de créer une jonction solide. Cela se produit sans dégagement de chaleur et sans fusion du métal. Il n'est pas nécessaire de procéder à un nettoyage soigneux. La pression de bridage relativement faible limite les déformations. Le principe du soudage par ultrasons avec une vibration latérale est présenté à la **figure II.12**.

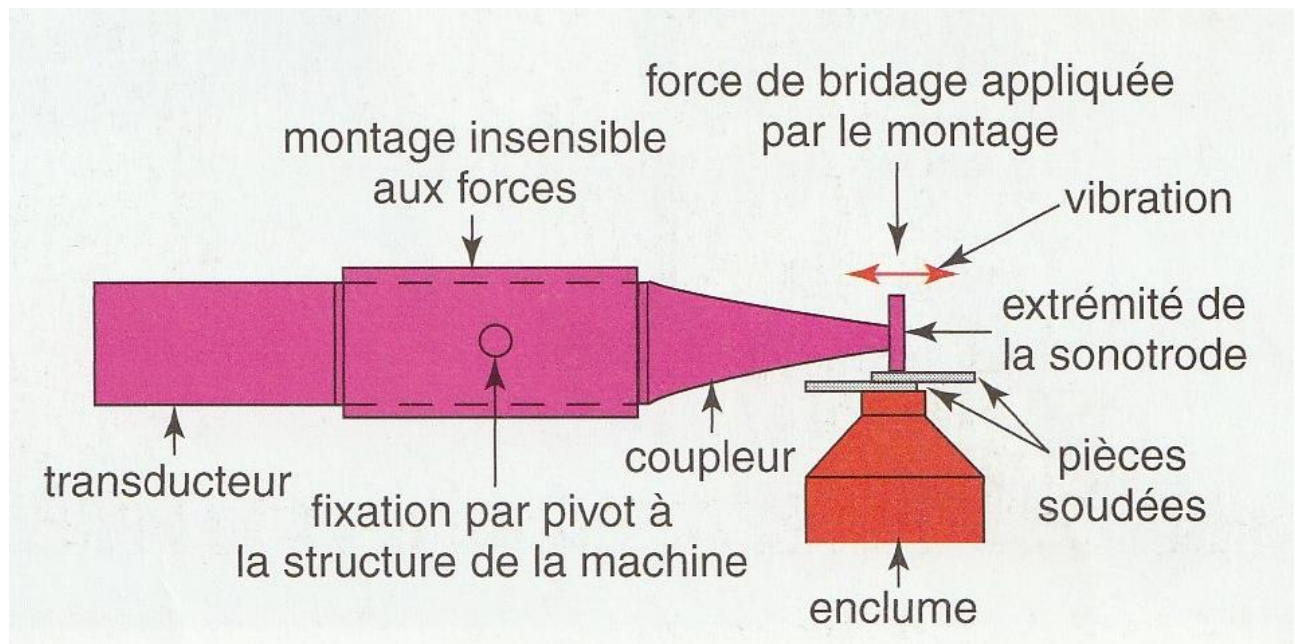


Figure II.12 Principe du soudage par ultrasons avec une vibration latérale.

II.3 Métallurgie de soudage

D'une manière tout à fait générale, les caractéristiques mécaniques d'un acier résultent de sa structure et de sa composition chimique. Pour une structure donnée, la composition chimique influence les propriétés mécaniques par l'effet des éléments en solution solide [14].

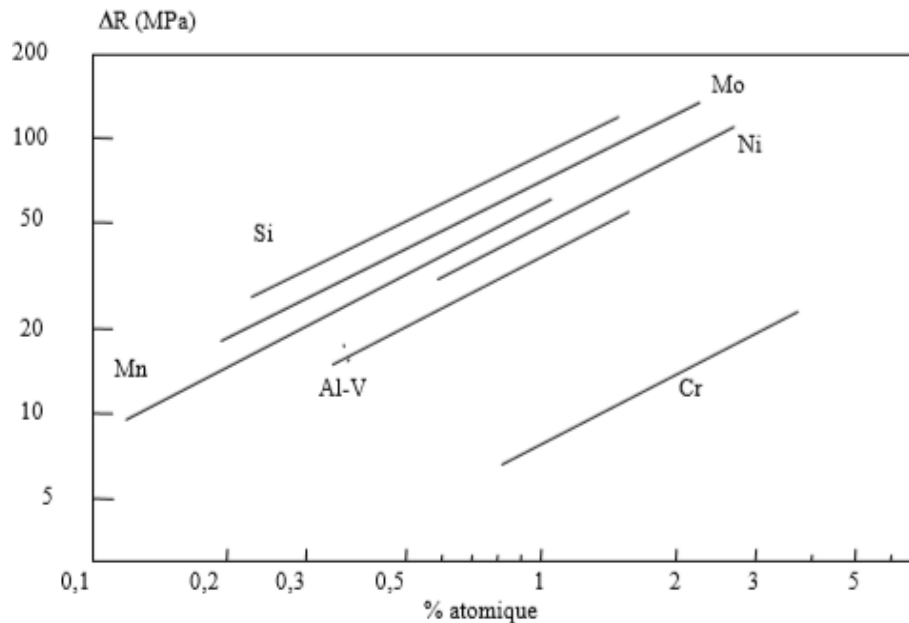


Figure II.13 Augmentation de la résistance à la rupture du fer par effet de solution solide de divers éléments [Garland, 1974].

La **figure II.13** montre que cet effet est modeste puisqu'une addition de 1% atomique de chrome ou de molybdène ne modifie la résistance à la rupture de la ferrite que de respectivement 6 ou 70 MPA.

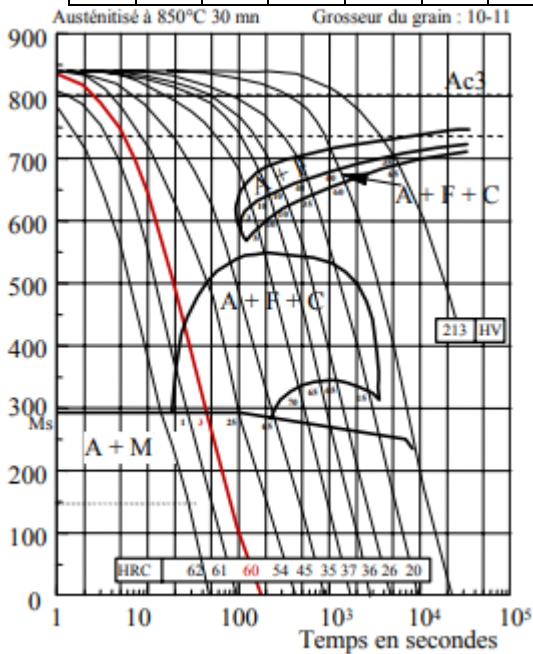
La structure de l'acier dépend, quant à elle, du traitement thermique mais aussi de la composition chimique qui détermine sa trempabilité. Ainsi, deux aciers de composition chimique différente ne conduiront pas à la même structure pour un même traitement thermique et auront donc des propriétés mécaniques différentes.

Les diagrammes de transformation en refroidissement continu des aciers XC48 et 50CD4 montrent très clairement que l'influence de la structure est infiniment supérieure à l'effet de solution solide des éléments d'alliage. En effet, ces deux aciers ayant une teneur en carbone similaire, présentent des duretés voisines lorsqu'ils sont dans un même état structural (dureté: 210 / 220 Hv à l'état de ferrite + perlite; 60 / 62 HRC à l'état martensitique) mais ont des caractéristiques fort différentes lorsqu'ils sont soumis au même traitement thermique. Ainsi, pour la vitesse de refroidissement représentée en trait fort sur la figure II.14, l'acier 50CD4 présente une structure

essentiellement martensitique qui lui confère une dureté de 60 HRC tandis que l'acier XC48 présente une structure ferrite + perlite dont la dureté n'est que de 23 HRC.

Pour l'acier 50CD4

C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	Mo	Cu
0,52	0,60	0,40	0,011	0,013	0,17	1,00	0,22	0,38



Pour l'acier XC48

C	Mn	Si	S	P
0,50	0,67	0,24	0,022	0,031

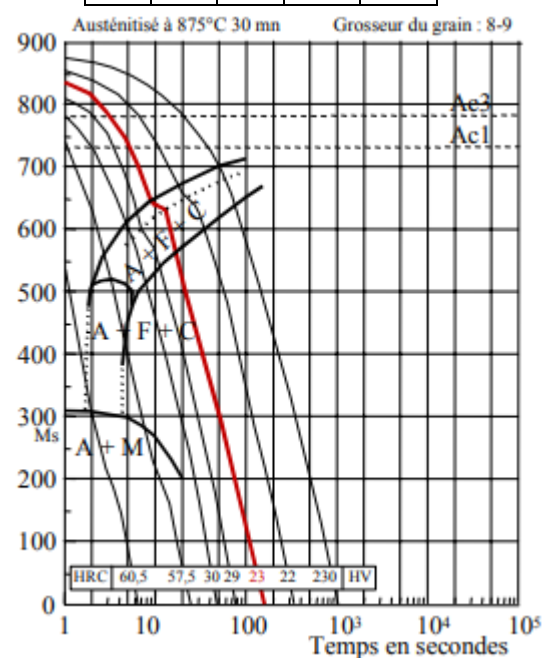


Figure II.14 Diagrammes de transformation en refroidissement continu [IRSID, 1974].

Ces principes métallurgiques sont tout à fait généraux et s'appliquent donc aussi à la métallurgie du soudage. De ce fait, on devra examiner toute opération de soudage sous son aspect thermique aussi bien que chimique [15].

II.3.1 Aspect thermique du soudage

Les caractéristiques mécaniques d'un acier pouvant être profondément modifiées en jouant sur le traitement thermique (**Fig. II.14**) de la même façon, les cycles thermiques engendrés par l'opération de soudage vont modifier les propriétés de l'acier dans la zone affectée thermiquement et vont conditionner celles de la zone fondue [14]. La **figure II.16** montrant les différentes zones de soudage sur le segment.

Généralement, on caractérise le cycle thermique de soudage par le temps qui s'écoule pour passer de 800 à 500 °C (Δt 800/500) ou de 700 à 300°C (Δt 700/300).

Ces critères ont été retenus parce qu'ils caractérisent les conditions de refroidissement dans le domaine de transformation de l'austénite et doivent donc régir les transformations structurales. Les principaux facteurs qui ont une influence sur le cycle thermique sont :

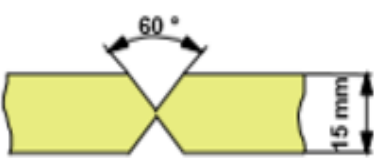
– l'énergie de soudage : $E \left(\frac{j}{cm} \right) = \left(\frac{60U(v)I(A)}{V_s \left(\frac{cm}{min} \right)} \right)$ (2.1)

- la forme du joint.
- le procédé de soudage.
- l'épaisseur du métal de base.
- la température de préchauffage et la température entre passes.

Divers abaques prennent en compte ces différents facteurs et permettent de prévoir le Δt 800/500 pour une soudure donnée.

A partir de l'abaque IRSID par exemple (**figure II.15**), il est possible de déterminer avec suffisamment de précision les conditions de refroidissement de chacune des passes d'un assemblage pourvu que l'on connaisse l'énergie de soudage, le type de joint, le procédé, la ou les épaisseurs concernées, la température de préchauffage et/ou la température entre passes. L'effet de variations des conditions opératoires sur le cycle thermique est généralement sous-estimé par la plupart des « soudeurs ». Au moyen de l'abaque IRSID par exemple, on peut se rendre compte que des modifications « mineures » des paramètres électriques ou de la température entre passes peuvent modifier considérablement le cycle thermique de soudage et par voie de conséquence, les propriétés mécaniques du joint soudé (**tableau II.1**). De telles variations peuvent être pratiquées par un soudeur pour améliorer le mouillage ou gagner du temps lors de l'exécution d'un coupon d'homologation de petite dimension ce qui conduira à une température entre passes très supérieure à ce qu'elle sera dans la construction réelle [14].

Soudage bi-passes Arc submergé			
Influence de l'énergie de soudage			
1 ^{ère} passe	Exemple N° 1	Ecart	Exemple N° 2
Paramètres de soudage	600 A ; 28 V ; 50 cm/min		660 A ; 30 V ; 40 cm/min
Energie de soudage	20.16 kJ/cm	47.3 %	29.7 kJ/cm
Δt 800/500	11 s	263 %	40 s



Influence de la température entre passes			
2 ^{ème} passe	Exemple N° 1	Ecart	Exemple N° 2
Paramètres de soudage	600 A ; 28 V ; 50 cm/min		600 A ; 28 V ; 50 cm/min
Température	20 °C	130 °C	150 °C
Energie de soudage	20.16 KJ/cm		20.16 kJ/cm
Δt 800/500	11 s	82 %	20 s

Tableau II.1 Evaluation du cycle thermique à partir de l'abaque IRSID [IRSID, 1977].

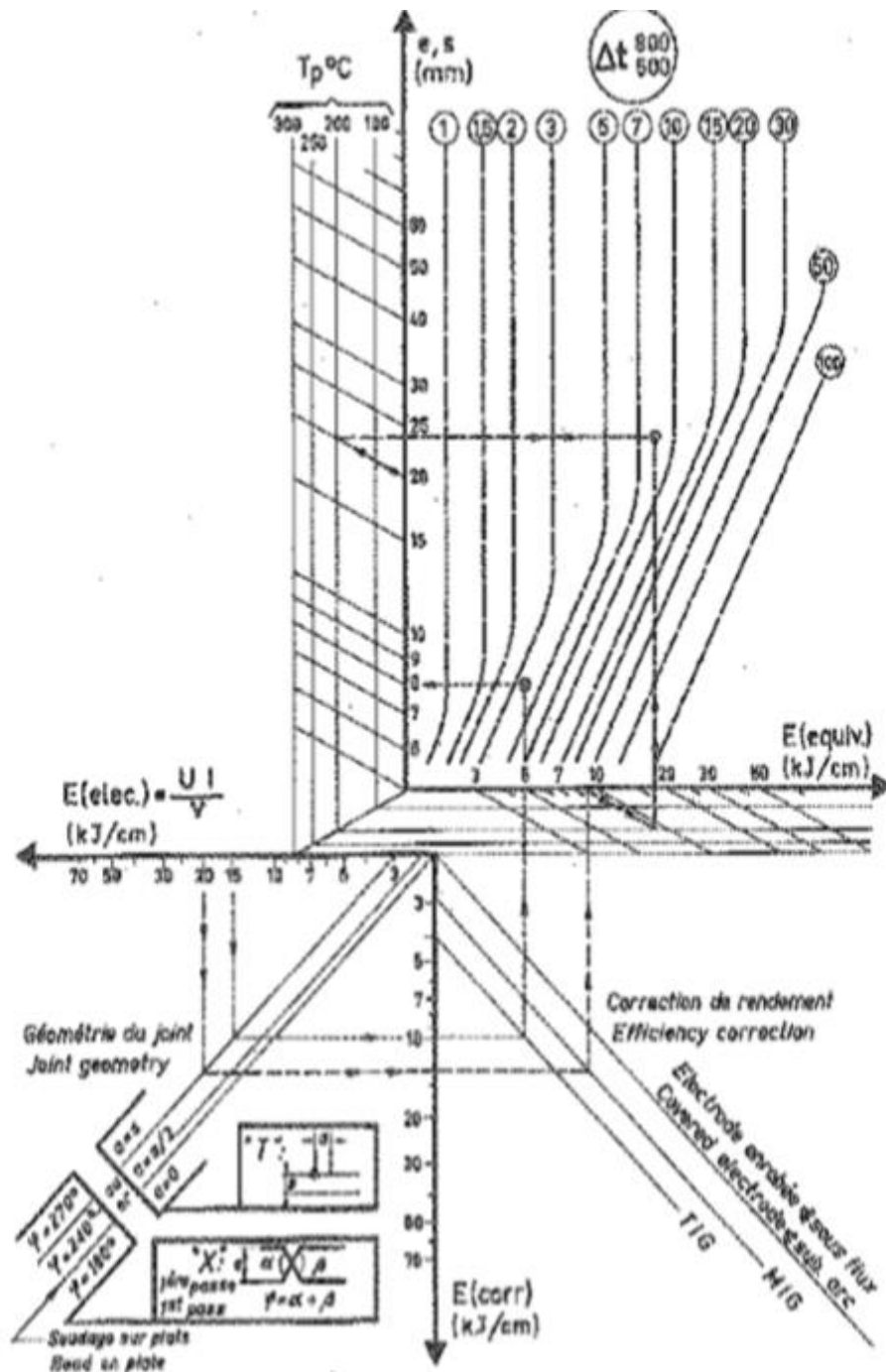


Figure II.15 Abaque IRSID [IRSID, 1977]1.

Pour utiliser cet abaque, on part de l'énergie de soudage (UI/Vs , axe $E(\text{elec.})$ **fig.II.15**), on prend en compte la géométrie du joint (cadran inférieur gauche), puis le rendement du procédé utilisé (cadran inférieur droit) ce qui conduit à l'axe $E(\text{equiv.})$. La position du point d'abscisse $E(\text{equiv.})$ et d'ordonnée l'épaisseur des pièces à assembler en bout à bout (e (mm)) ou de la semelle dans le cas d'une soudure d'angle (s (mm)), indique le Δt 800/500 du cordon de soudure si celui-ci est exécuté sur la pièce initialement à la température ambiante (exemple en pointillés courts de la **figure.II.15**

Dans le cas contraire, on doit encore procéder à un changement de repère selon les obliques du diagramme en se positionnant sur les axes des abscisses et des ordonnées qui correspondent à la température des pièces avant le début d'exécution du cordon (exemple en pointillés longs de la figure)[14].

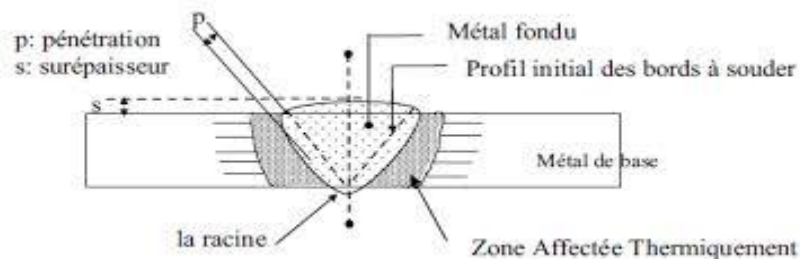


Figure II.16 Représentation schématique du joint soudé [17].

II.4 Défauts de soudage

Il existe plusieurs types de défauts de soudure ainsi que différentes méthodes pour les prévenir et les corriger. Dans ce qui suit on va décrire les défauts les plus courants en fonction du métal travaillé ou du procédé de soudage utilisé. Commençons d'abord par les fissurations [16].

II.4.1 Fissurations

Les fissurations constituent l'un des défauts de soudure les plus fréquents. Elles sont causées par la présence de tensions internes trop importantes à l'intérieur du métal soudé. L'utilisation d'un métal d'apport incompatible avec le métal de base, un cordon trop petit ou des tensions internes créées par le retrait peuvent être à l'origine des fissures. Le bon choix du métal d'apport, un préchauffage approprié, une bonne préparation des joints et la formation d'un cordon respectant les dimensions exigées peuvent donc prévenir les fissures. Les fissures dans un métal sont divisées en deux catégories selon l'endroit où elles apparaissent :

- Les fissures peuvent être localisées dans le métal fondu ; elles dépendent alors de la nature du métal d'apport et des conditions d'exécution de la soudure.
- Les fissures peuvent aussi se retrouver dans le métal de base, dans la zone de liaison ; ces dernières sont généralement reliées à une plus faible soudabilité du métal. On peut aussi distinguer deux types de fissurations selon le moment où elles surviennent à la suite d'une soudure : la fissuration à chaud et la fissuration à froid. Le tableau II.2 présente les causes les plus fréquentes de fissurations à chaud et à froid, et les moyens de les prévenir [16].

	Causes	Moyens de prévention
Fissuration à chaud	<ul style="list-style-type: none"> – Joints trop étroits – Présence d'impuretés dans la soudure (soufre, phosphore) – Métal d'apport incompatible avec le métal de base – Cordon trop petit – Trop de retrait durant ou après le soudage 	<ul style="list-style-type: none"> – Bonne mesure des angles des chanfreins – Préchauffage et chauffage en cours de soudure – Bon choix du métal d'apport – Refroidissement lent – Traitement thermique après soudage (normalisation, recuit) – Cordon suffisamment large, réduction de la vitesse au besoin – En cas de retrait, léger retour en arrière et ajustement de la procédure de soudage
Fissuration à froid	<ul style="list-style-type: none"> – Hydrogène coincé dans la soudure – Tensions internes résiduelles importantes 	<ul style="list-style-type: none"> – Préchauffage et chauffage en cours de soudure – Refroidissement lent – Utilisation d'électrodes basiques – Entreposage des électrodes dans un four, au chaud – Traitement thermique après soudage (normalisation, recuit) – Dessoudage (au besoin)

Tableau II.2 Causes et moyens de prévention liés à la fissuration.

a- Fissuration à chaud

La fissuration à chaud survient au moment de la solidification du bain de fusion. Elle est plus susceptible d'apparaître en présence d'impuretés dans le métal de base (comme le soufre ou le phosphore).

Si on doit souder un métal à risque, il est recommandé d'utiliser des électrodes à flux basique. Par ailleurs, le métal d'apport doit être compatible avec le métal de base et le cordon de soudure doit être suffisamment large.

Dans d'autres cas, si on relève trop brusquement l'électrode à la fin de la soudure, on peut provoquer l'apparition d'un cratère formant une cavité interne provoquant une fissure (**figure II.17**).

On peut prévenir ces fissures en effectuant un léger retour en arrière avec l'électrode, mais aussi en préchauffant le métal, en diminuant l'écartement entre les pièces ou en nourrissant le cratère par un apport plus important de métal [16].

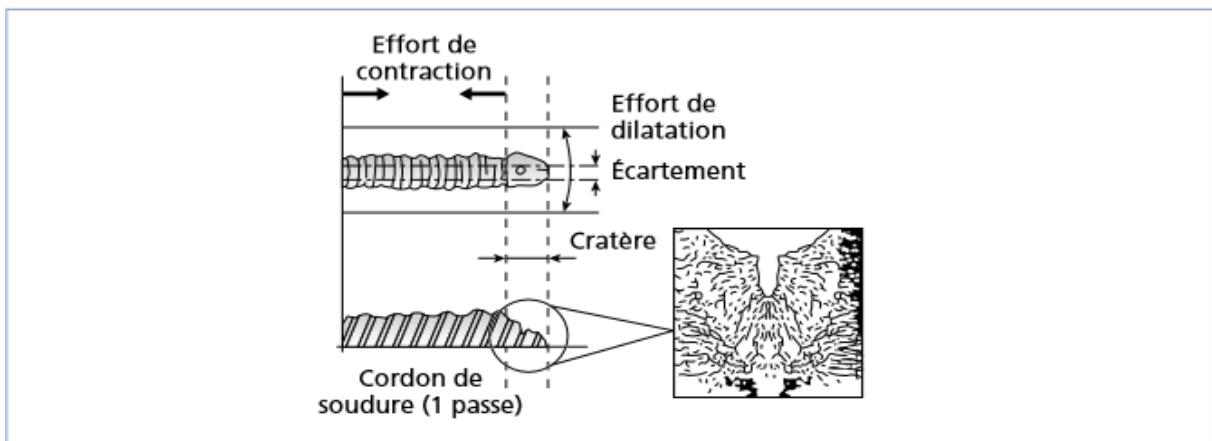


Figure II.17 Fissure de cratère.

b- Fissuration à froid

La fissuration à froid peut apparaître des heures, voire des jours après le soudage. Elle survient dans la zone de soudage ou dans la ZTA (**figure II.18**) et est causée par l'hydrogène coincé dans la soudure ou par des tensions internes résiduelles importantes. Les aciers à forte teneur en carbone de même que les aciers faiblement alliés sont plus susceptibles de subir la fissuration à froid [16].

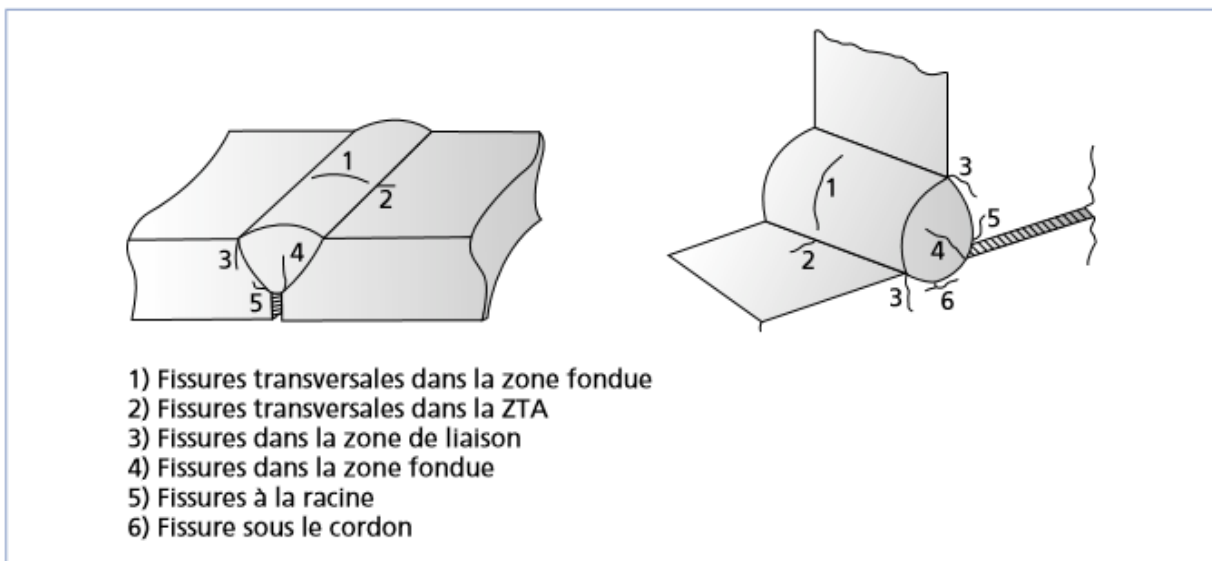


Figure II.18 Types de fissures à froid.

Plusieurs facteurs influent sur la vulnérabilité d'une pièce à la fissuration à froid, dont les suivants :

- la trempabilité reliée au carbone équivalent ;
- la présence d'hydrogène due à l'humidité sur l'enrobage ou sur la pièce ou à certains composés comme la rouille et la calamine ;
- l'humidité dans l'air ;
- le refroidissement rapide de la pièce ;
- la présence de défauts à la surface de la pièce (inclusions, soufflures, trop grande épaisseur de la soudure, caniveau, etc.).

La meilleure prévention de la fissuration à froid est un préchauffage approprié des pièces à souder afin d'évaporer l'hydrogène contenu dans l'humidité présente sur la pièce (le préchauffage doit atteindre au moins 100 °C, soit la température d'ébullition de l'eau). On peut aussi choisir des électrodes préchauffées à basse teneur en hydrogène (basiques). On prend soin de refroidir les pièces susceptibles de fissuration à froid très lentement pour éviter l'apparition de tensions internes favorisant l'apparition de fissures [16].

II.4.2 Soufflures

Les soufflures sont des défauts creux, généralement sphériques, formés par la présence de gaz (**figure II.19**). Quant aux piqûres, ce sont plus précisément des soufflures débouchâtes (en surface).

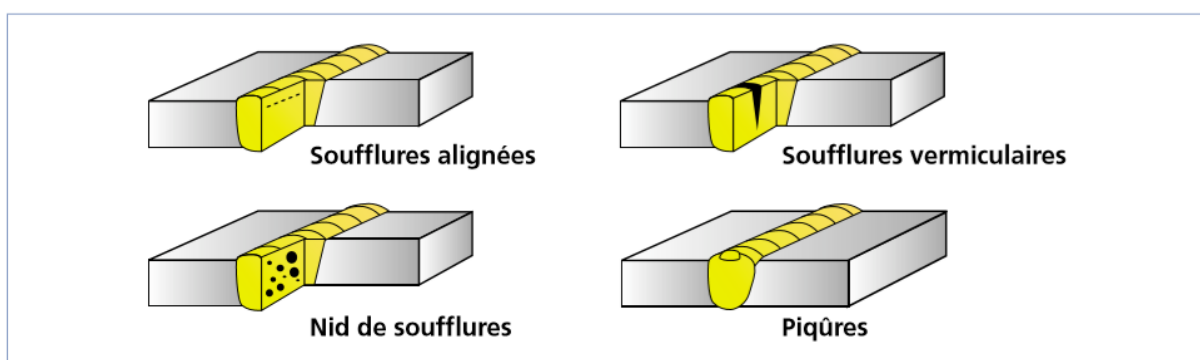


Figure II.19 Soufflures.

Les soufflures peuvent être causées par la présence de courants d'air, un manque de gaz de protection, la présence d'une substance grasseuse sur le métal de base ou le métal d'apport, l'obstruction de la buse, un mauvais angle de soudage, un arc trop long, de l'eau ou des impuretés dans le joint à souder.

Pour prévenir les soufflures, on doit s'assurer que la surface du métal de base est propre de même que l'équipement utilisé. Il est également important de bien protéger le bain de fusion. Une intensité de courant trop faible ainsi qu'une vitesse de soudage trop élevée peuvent aussi être responsables de

la formation de soufflures. Enfin, les piqûres sont généralement causées par le contact entre l'électrode et le métal de base [16].

II.4.3 Pollution ferreuse

La pollution ferreuse est une corrosion des aciers inoxydables causée par la destruction de la couche superficielle. Elle résulte généralement de l'utilisation d'outils qui ne sont pas en acier inoxydable (brosse ou autres) pendant l'usinage, la mise en forme ou le nettoyage. Dans d'autres cas, elle survient en conséquence des projections de métal fondu lors des opérations de soudage [16].

II.4.4 Inclusions

Les inclusions désignent l'incorporation, dans le cordon de soudure, d'un composé étranger (**figure II.20**). On distingue différents types d'inclusions (**Tableau II.3**).

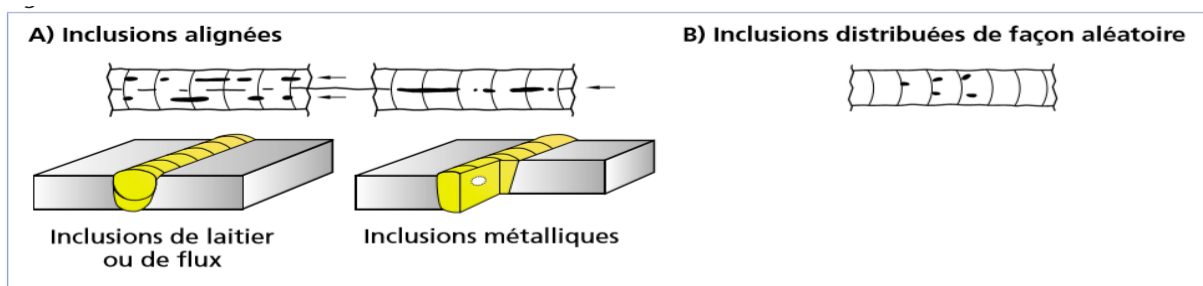


Figure II.20 Inclusions.

Type d'inclusion	Description
Inclusion solide	Corps solide étranger emprisonné dans la masse de métal fondu (ex. : poussières)
Inclusion de laitier	Résidu de laitier emprisonné dans le métal fondu Les inclusions de laitier peuvent être alignées (ou en chapelet), isolées ou distribuées de façon aléatoire.
Inclusion de flux	Résidu de flux emprisonné dans la soudure Les inclusions de flux peuvent être alignées (ou en chapelet), isolées ou distribuées de façon aléatoire.
Inclusion d'oxyde	Oxyde métallique emprisonné dans le métal fondu au cours de la solidification
Inclusion métallique	Particule de métal étranger emprisonnée dans la masse du métal fondu (ex. : le tungstène lors du soudage GTAW, le cuivre et tout autre métal étranger)

Tableau II.3 Types d'inclusions.

II.4.5 Retassures et criques de solidification

À la suite d'un retrait du métal lors de son refroidissement, un espace vide se forme et apparaît visuellement à la surface ainsi qu'à l'intérieur du cordon (**figure II.21**). Certaines retassures ne sont visibles qu'au microscope.

Les criques de solidification sont, quant à elles, des retassures non apparentes. Une retassure à la racine apparaît sous la soudure au moment de la solidification, tandis qu'une retassure de cratère est une cavité dans une reprise non corrigée avant l'exécution de la passe suivante [16].

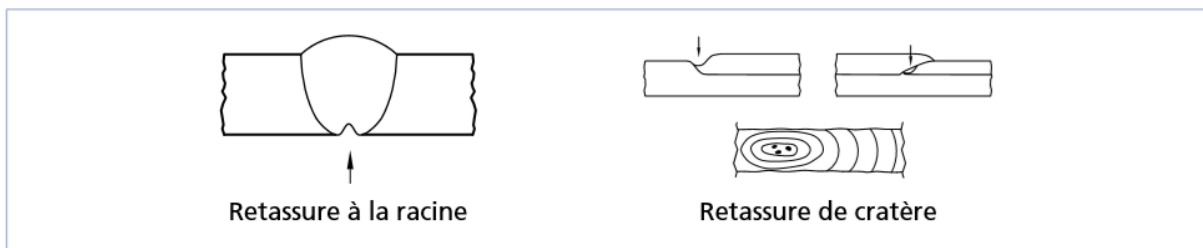


Figure II.21 Retassures.

II.4.6 Morsures et caniveaux

Une morsure est un défaut caractérisé par le creusage ou une insuffisance du métal de base sur une partie du cordon. Un caniveau traverse une grande part du métal de base en raison d'une trop grande chaleur du métal d'apport par rapport à l'épaisseur ou à la densité du métal de base (**figure II.22**).

Un courant trop fort ou une vitesse d'avance trop élevée favorise l'apparition de caniveaux.

Un mauvais angle de soudage de même qu'une longueur d'arc incorrecte peuvent aussi être à l'origine de ce type de défaut.

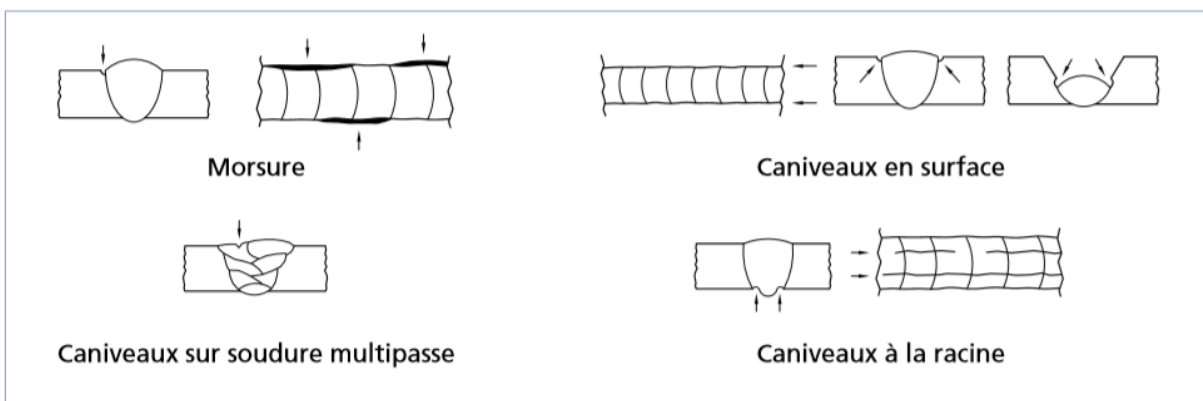


Figure II.22 Morsures et caniveaux.

II.4.7 Effondrements et trous

L'effondrement est le résultat de l'affaissement du métal déposé dû à une fusion excessive. On distingue différents types d'effondrements (**figure II.23**).



Figure II.23 Morsures et caniveaux.

Lorsque l'effondrement du bain de fusion entraîne la perforation de la soudure, on parle alors de trou (**figure II.24**). Une soudure effectuée trop lentement (vitesse d'avance trop faible) risque de causer un effondrement. Si on travaille avec des plaques minces, le courant ne doit pas être trop fort.

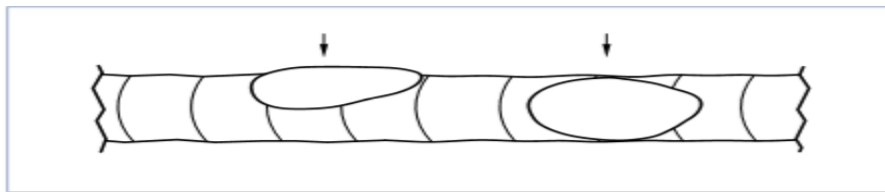


Figure II.24 Trou.

II.4.8 Défauts géométriques du cordon

Ce sont des défauts associés à une mauvaise forme de la surface du cordon. Le cordon peut être trop convexe ou trop concave (**figure II.25**).

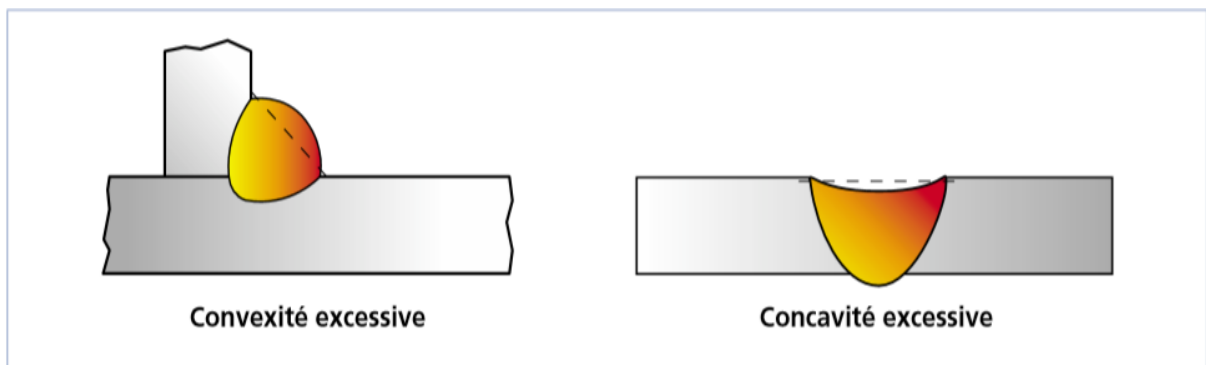


Figure II.25 Convexité et concavité.

Aussi, une surépaisseur excessive du cordon survient lorsqu'il y a trop de métal déposé sur le cordon au cours des dernières passes et que l'épaisseur du cordon dépasse les normes tolérées (partie

A de la **figure II.26**). Dans d'autres cas, il manque de métal à la surface du cordon ; ce manque peut être localisé (partie B) ou continu.

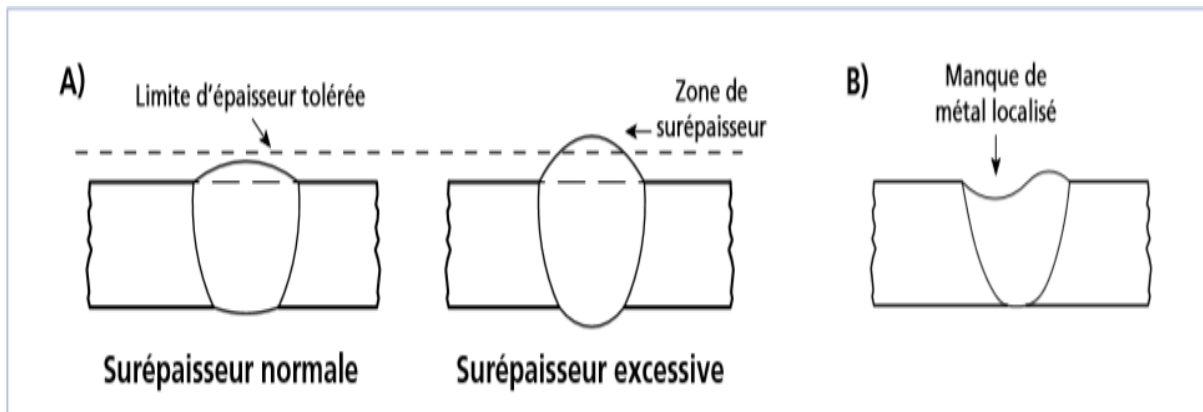


Figure II.26 Surépaisseur.

L'angle du raccordement du cordon, pour les cordons convexes, ne doit jamais excéder 30° (**figure II.27**). Un manque de mouillage du cordon peut entraîner un angle de raccordement trop élevé.

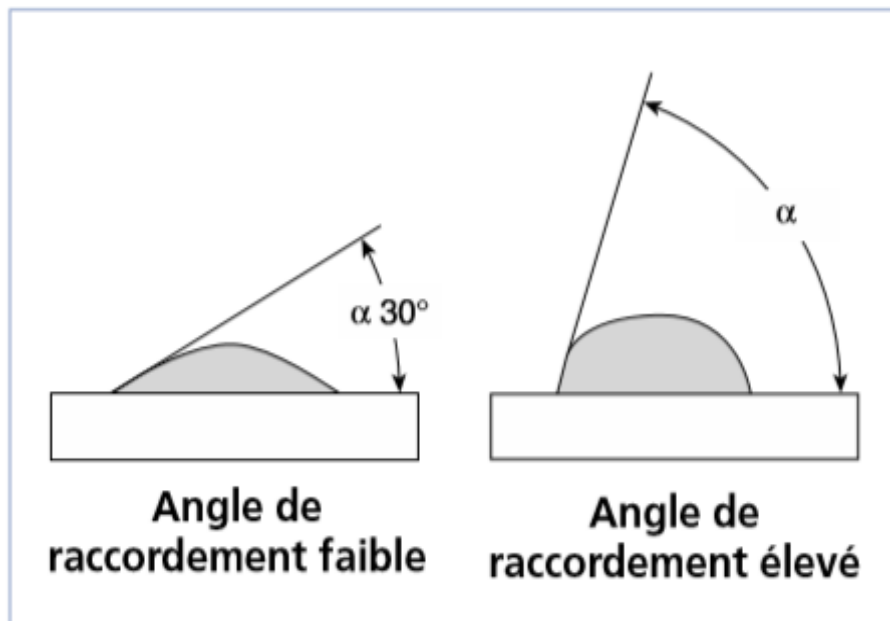


Figure II.27 Mouillage d'un cordon de soudure.

Le **tableau II.4** résume les causes associées aux défauts d'un cordon de soudure ainsi que les moyens de les prévenir.

Aspect du cordon	Causes possibles	Moyens de prévention
Trop large	<ul style="list-style-type: none"> – Vitesse d’avance trop lente – Mauvais angle de soudure – Arc trop long 	<ul style="list-style-type: none"> – Augmenter la vitesse. – Corriger l’angle. – Rapprocher la torche (ou l’électrode).
Trop étroit	<ul style="list-style-type: none"> – Vitesse d’avance trop rapide 	<ul style="list-style-type: none"> – Diminuer la vitesse.
Irrégulier	<ul style="list-style-type: none"> – Intensité du courant trop faible – Mauvais angle de soudure – Arc irrégulier – Mouvements du soudeur non stables 	<ul style="list-style-type: none"> – Augmenter l’intensité. – Corriger l’angle. – Vérifier que le métal de base et l’électrode sont propres, que l’électrode est appropriée, que le courant est constant, que la haute fréquence fonctionne et qu’il n’y a pas de matériel magnétique près de l’arc. – S’assurer que la vitesse d’avance et la longueur d’arc sont stables et ne varient pas.

Tableau II.4 Défauts d’un cordon de soudure.

II.4.9 Débordements du cordon

Il s’agit d’un excès de métal déposé à la surface du métal de base, mais qui ne se lie pas avec ce dernier (**figure II.28**).

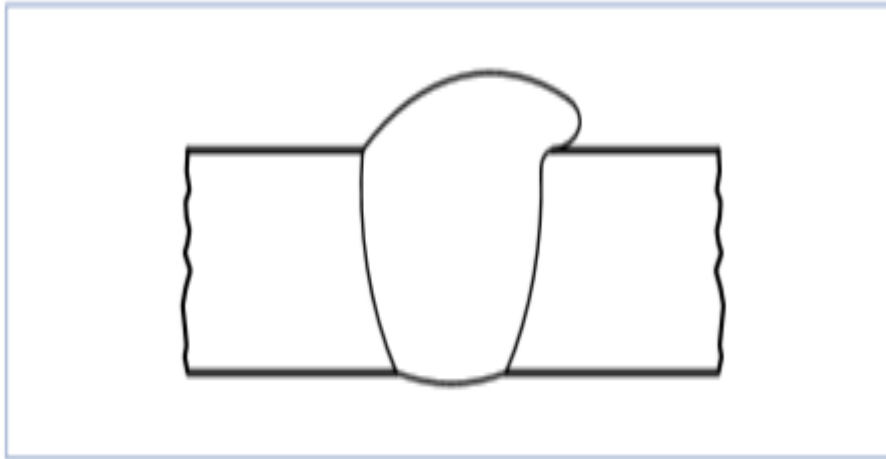


Figure II.28 Débordement.

II.4.10 Défauts de pénétration

Un excès de pénétration est un excès de métal à la racine. Pour une soudure multipasse, il s'agit d'un excès de métal à travers le cordon déjà déposé (**tableau II.5**). Un manque de pénétration constitue une absence partielle de fusion des bords à souder qui laisse un espace entre ceux-ci.

Le manque de pénétration constitue souvent une conséquence d'un courant trop faible ou d'une vitesse d'avance trop élevée. Il est aussi possible que le chanfrein soit trop étroit ou absent, ou que l'arc soit trop long. Dans le cas de pièces épaisses, un préchauffage insuffisant peut aussi être à l'origine d'un manque de pénétration de la soudure.

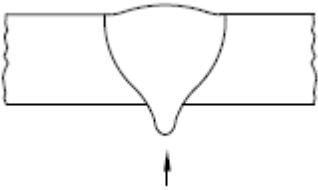
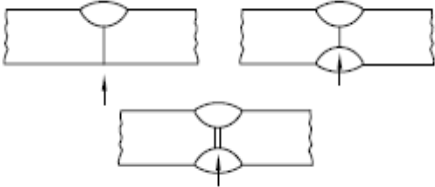
Défaut de pénétration	Causes possibles	Moyens de prévention
<p>Excès de pénétration</p> 	<ul style="list-style-type: none"> – Vitesse d’avance trop lente – Intensité du courant trop forte – Mauvaise préparation des bords – Trop de distance entre les pièces – Arc trop court 	<ul style="list-style-type: none"> – Augmenter la vitesse. – Diminuer l’intensité. – Utiliser le joint approprié. – Rapprocher les pièces. – Éloigner la torche.
<p>Manque de pénétration</p> 	<ul style="list-style-type: none"> – Vitesse d’avance trop élevée – Intensité du courant trop faible – Chanfrein trop étroit ou absent – Métal de base trop épais et froid 	<ul style="list-style-type: none"> – Diminuer la vitesse. – Augmenter l’intensité. – Élargir le chanfrein ou modifier l’écartement des pièces. – S’assurer que le métal de base est préchauffé de façon appropriée.

Tableau II.5 Défauts de pénétration, causes et moyens de prévention.

II.4.11 Collage ou manque de fusion

Dans ce cas, le métal de base est non fondu, ce qui crée un manque de liaison entre le métal déposé et le métal de base. Le manque de fusion diminue la section efficace de la soudure. Le collage peut être latéral, entre passes ou à la racine de la soudure (**figure II.29**). Ce type de problème risque de survenir si le courant de soudage est trop faible ou si la vitesse est trop grande. Un bon préchauffage des pièces épaisses permet de prévenir ce défaut. Aussi, il peut être très difficile à repérer même avec

les rayons X puisqu'il n'a que deux dimensions. On le retrouve plus fréquemment avec le procédé GMAW. Pour éviter ce problème, on doit s'assurer de la bonne procédure de soudage et effectuer des tests destructifs [16].

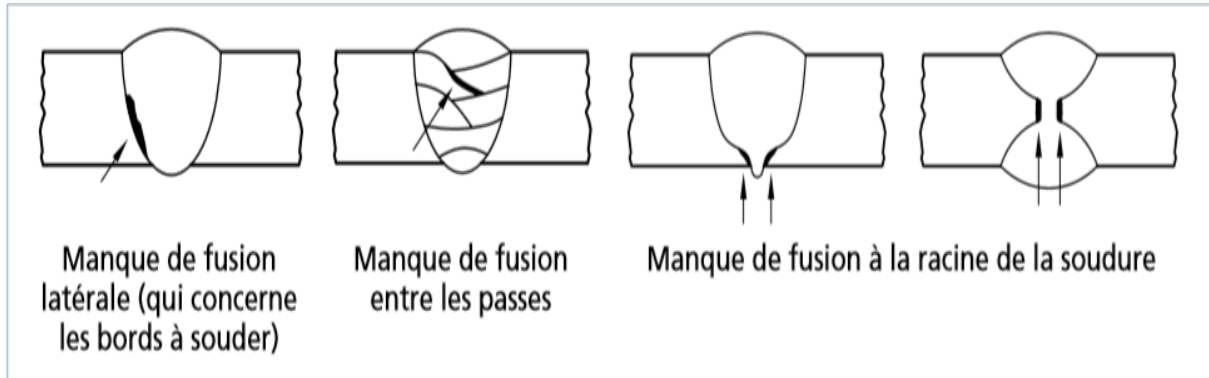


Figure II.29 Collage ou manque de fusion.

II.4.12 Projections

Une projection est une éclaboussure de métal en fusion projeté pendant le soudage et qui adhère au métal de base (**figure II.30**) ou au cordon déjà solidifié. Les projections peuvent être causées par un courant trop fort, un arc trop long ou le soufflage de l'arc. Un mauvais débit et certains gaz de protection peuvent aussi favoriser l'apparition de projections.

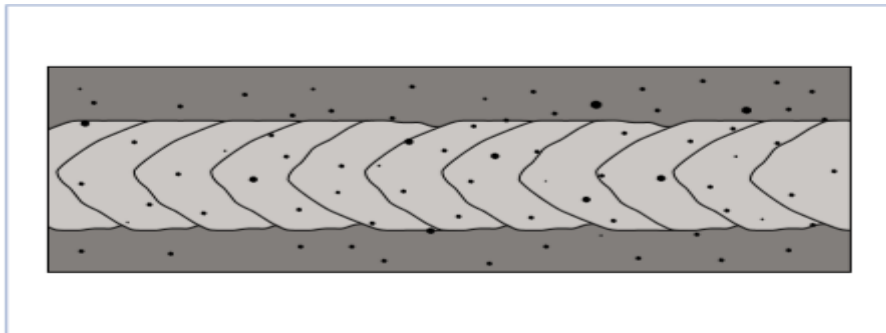




Figure II.30 Projections.

Les défauts de soudage peuvent être causés par de nombreux facteurs. Cependant, la plupart d'entre eux peuvent être évités si on modifie les paramètres appropriés en cours de soudage (**Tableau II.6**).

Défauts	Correctifs				
	Intensité	Tension	Vitesse d'avance	Longueur terminale	Angle de traînée
Soufflures	5 ↑	1 ↓	4 ↓	2 ↑	3 ↑
Projections	4 ↓ *	1 ↑	5 ↓	3 ↓	2 ↓
Convexité	4 ↓	1 ↑	5 ↓	2 ↓	3 ↓
Soufflage	4 ↓	3 ↓	5 ↓	2 ↑	1 ↑
Pénétration insuffisante	2 ↑	3 ↓	4 ↑	1 ↓	5 ↓
Manque de continuité du bain	4 ↑	1 ↓	5 ↓	2 ↑	3 ↓
Collage de l'électrode	4 ↓	1 ↑	5 ↓	3 ↓	2 ↑

Tableau II.6 Défauts de soudage et correctifs.

Note : Les chiffres indiquent l'ordre dans lequel on devrait envisager les correctifs énumérés.

-  : Augmenter
-  : Diminuer

* Avec certains fils-électrodes, la taille des gouttelettes diminue quand le courant augmente, ce qui diminue les projections.

Le **tableau II.7** présente les défauts communs en fonction du métal soudé de même que les principaux moyens de les prévenir. Quant au **tableau II.8**, il présente les principaux défauts en fonction du procédé de soudage utilisé [16].

Métal	Défauts communs	Moyens de prévention
Acier	<ul style="list-style-type: none"> - Fissuration à chaud (inclusion de contaminant dans le bain de fusion) - Fissuration à froid (hydrogène coincé dans la soudure) - Soufflures 	<ul style="list-style-type: none"> - Technique de soudage : éliminer la présence d'impuretés à la surface du métal de base (soufre, phosphore). - Composition de l'acier : bien assécher en préchauffant.
Acier inoxydable	<ul style="list-style-type: none"> - Précipitations de carbure de chrome 	<ul style="list-style-type: none"> - Utiliser un alliage à faible taux de carbone ou contenant des agents stabilisants (ex. : titane). - Utiliser un alliage à forte teneur en chrome ou en nickel, ou les deux. - Éviter de maintenir la pièce à des températures variant entre 425 et 814 °C.
Fonte	<ul style="list-style-type: none"> - Fissures à chaud 	<ul style="list-style-type: none"> - Utiliser un alliage à faible taux de carbone ou contenant des agents stabilisants (ex. : titane). - Utiliser un alliage à forte teneur en chrome ou en nickel, ou les deux. - Éviter de maintenir la pièce à des températures variant entre 425 et 814 °C.
Aluminium	<ul style="list-style-type: none"> - Soufflures – Fissuration - Imperfection de la soudure (irrégulière ou peu profonde) 	<ul style="list-style-type: none"> - Nettoyer pour éliminer la couche d'alumine en surface. – Effectuer un préchauffage et un postchauffage.
Titane	<ul style="list-style-type: none"> - Contamination du bain de fusion : soufflures contamination par des produits lubrifiants) , fragilité (contamination par de l'oxygène ou de l'hydrogène) et fissuration (contamination par des saletés) 	<ul style="list-style-type: none"> - Utiliser un procédé avec protection gazeuse.

Tableau II.7 Défauts communs par métal et moyens de prévention.

Procédé	Défauts communs
SMAW	<ul style="list-style-type: none"> – Aspect du cordon – Mauvaise reprise (cratère de reprise) – Défauts de pénétration (manque de pénétration surtout) – Inclusions de laitier
GTAW	<ul style="list-style-type: none"> – Fissures – Cavités – Inclusions de tungstène – Manque de fusion ou de pénétration – Défauts de formes du cordon – Oxydation en surface
GMAW	<ul style="list-style-type: none"> – Soufflures – Collage – Manque de pénétration – Projections – Joints irréguliers – Convexité excessive
FCAW/MCAW	<ul style="list-style-type: none"> – Soufflures – Projections – Caniveaux – Inclusions de laitier

Tableau II.8 Défauts les plus fréquemment rencontrés en fonction du procédé utilisé.

II.5 Traitement thermique de zones soudées

Les méthodes de traitement thermique après soudage incluent, le plus souvent, la normalisation et le recuit. On les utilise presque exclusivement pour l'acier. La normalisation est appliquée après un

soudage qui a requis beaucoup de chaleur. C'est une technique de prévention qui vise à atténuer les tensions internes présentes dans le métal. Le recuit est une technique de correction applicable lorsque la zone de soudure a subi un effet de trempe, généralement causé par un refroidissement trop rapide. En procédant au recuit, on parvient à renverser cet effet et à conserver les propriétés de soudure désirées [16].

Lors du soudage, le métal dans le joint soudé et dans la zone environnante est porté à différentes températures, l'échauffement étant fonction de la distance au plan de joint. Cette différence de température du métal entre la zone soudée et le métal adjacent est appelée gradient de température. Dans les aciers, il arrive que le métal dans la zone de soudage dépasse la température d'un seul point critique, voire de deux points critiques. Certains endroits n'atteignent que 260 °C (500 °F), comme l'illustre la **figure II.31**.

A cause de cette répartition inégale de l'échauffement, la résistance mécanique, la ductilité, la taille de grains et d'autres propriétés du métal peuvent varier fortement entre la soudure et la zone affectée thermiquement (ZAT). L'opérateur est susceptible d'utiliser un préchauffage et/ou un apport de chaleur lors du soudage, pour réduire les gradients de température dans la zone de soudage. Le chauffage du métal avant soudage contribuera à éviter l'apparition de contraintes et déformations internes qui peuvent mener à la rupture de la soudure. Un chauffage continu peut être appliqué dans le même but. Un traitement thermique après soudage est utilisé pour relaxer les contraintes et amener l'ensemble du métal de la zone de soudage au même état de traitement thermique [7].

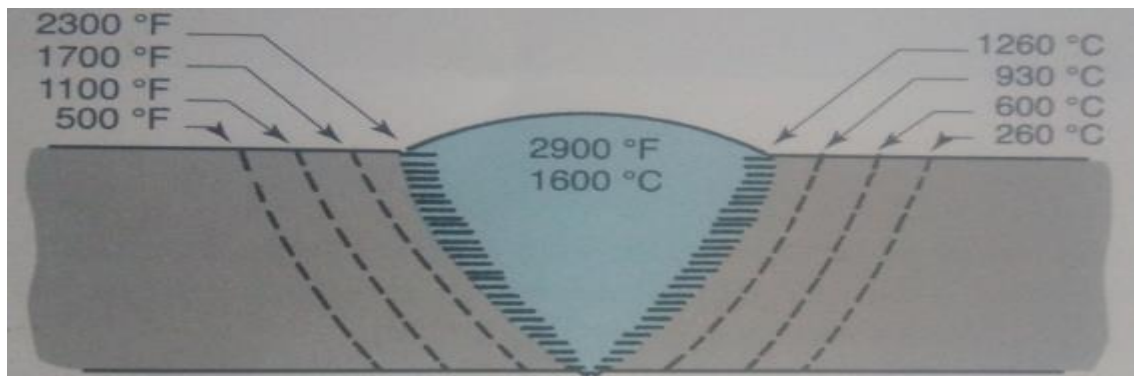


Figure II.31 Isothermes de température dans la zone de la soudure.

II.5.1 Méthodes de chauffage

Le chauffage d'un métal est une opération complexe. Tous les métaux se dilatent lorsqu'ils sont chauffés et se rétractent au refroidissement. Une modification importante de volume se produit lorsque le métal est chauffé au-delà de ses températures critiques, ou s'il est refroidi en-deçà de celles-ci. Une température critique est un point où un changement de phase a lieu ou lorsque la

structure cristalline se modifie. Un échauffement ou un refroidissement non homogène résultent en une dilatation ou un retrait inégal. De telles déformations par expansion ou contraction résultent souvent en un gauchissement de la structure. Cette possibilité de gauchissement du métal lors de l'échauffement n'est pas toujours un inconvénient. Des pièces de formes gauches peuvent être consolidées par un chauffage local approprié du métal [7].

II.5.2 Méthodes de refroidissement

La vitesse et l'homogénéité du refroidissement d'un objet métallique déterminent dans une large proportion les propriétés du métal. Le refroidissement peut être effectué de différentes manières. La perte de chaleur au refroidissement est généralement une combinaison de:

- La convection
- La conduction
- Le rayonnement

Le refroidissement dans un gaz a principalement lieu par convection et rayonnement. Le refroidissement dans un liquide se produit principalement par convection et conduction. Le refroidissement peut uniquement s'effectuer jusqu'aux environs de la température ambiante du milieu. Plus le milieu environnant est froid, plus le refroidissement sera rapide. Le refroidissement dans un gaz (par convection) est le plus lent. Le refroidissement dans un liquide froid est le plus rapide. Le liquide peut être à toute température préalablement définie. Par exemple, de l'eau à température ambiante (21 °C, 70 °F), de l'eau glacée (0° C, 32 °F), ou de l'azote liquide (-146 °C,- 230 °F) [7].

III. Chapitre 3 : Technique de photographie de spéculaire

III.1 Définition

Lorsqu'un objet diffusant est éclairé par un laser, il donne l'impression d'être recouvert par une structure granulaire très fine. Cette structure appelée plus communément speckle n'est autre que le résultat de l'interférence des ondes aléatoires issues de l'objet.

Lors des premières années de l'invention des sources laser, le phénomène de speckle été considéré comme une nuisance qui affecte sévèrement la résolution des images.

C'est dans les années soixante-dix qu'as commencé l'étude du speckle comme un phénomène indépendant qui a trouvé sa place dans différents domaines scientifiques. En particulier, en métrologie optique, ou les techniques de speckle sont utilisées pour caractériser les états de surfaces et mesurer les déformations.

Le développement de nouveaux systèmes de capture d'images (caméra CCD) couplés à des outils informatiques de traitement d'images a rendu les techniques de speckle plus intéressantes pour le contrôle industriel en temps réel et non destructif.

En métrologie de speckle la photographie et l'interférométrie speckle sont les deux méthodes qui offrent la possibilité d'analyser et de déterminer les déformations des structures [18].

III.2 Propriétés statistiques du speckle

Un speckle est dit Gaussien ou idéal quand ces propriétés statistiques sont indépendantes de la nature de l'objet diffusant. Par conséquent, la rugosité de l'objet n'a pour rôle que la modulation aléatoire de la phase des ondes diffusées et n'influence aucunement les lois des distributions statistiques d'intensité et de phase.

Pour parvenir à une distribution Gaussienne, on doit considérer les hypothèses suivantes :

- La longueur de cohérence de la source lumineuse, et le diamètre de la zone éclairé sont très grande devant la plus grande différence de marche causée par la rugosité de la surface.
- Les variations d'épaisseur de la surface sont supérieures à la longueur d'onde de la lumière d'éclairage.
- La longueur de corrélation de la surface doit être très petite devant les dimensions de la zone contribuant à la formation du speckle.
- Un grand nombre N d'éléments de surface indépendants servent à la formation du speckle.
- La surface ne dépolarise pas les vibrations lumineuses incidentes [18].

III.2.1 Statistiques de premier ordre

a) Fonction de densité de probabilité

Pour une description quantitative, on considère la formation des speckles lorsque la lumière laser est diffusée par une surface rugueuse dont son contour microscopique est présenté sur la **figure III.1**.

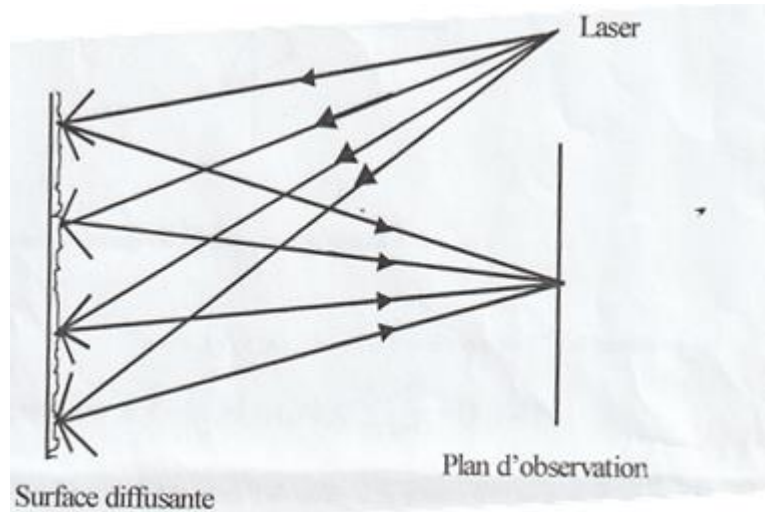


Figure III.1 Contour microscopique d'une surface diffusante [18].

L'amplitude complexe reçue par un détecteur placé à un point quelconque de l'espace de coordonnées (x, y, z) est :

$$U(x, y, z) = a(x,y;z)\exp(-i\phi(x,y,z)) \quad (3.1)$$

et peut être représentée comme un vecteur dans le plan complexe donnée par la **Figure III.2**. Ce diagramme se répète en tout point de l'espace.

Cette amplitude complexe est actuellement la somme d'un grand nombre N de composantes qui représente la lumière reçue par chaque point de la surface diffusante.

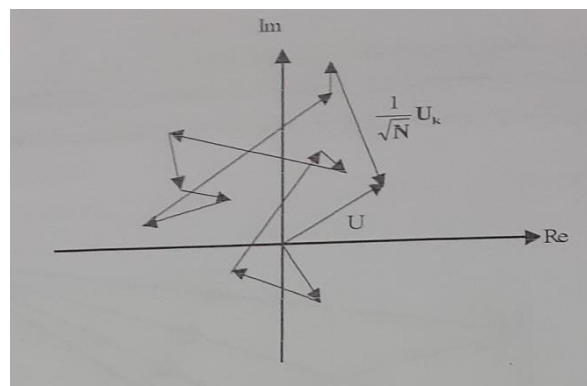


Figure III.2 Addition des amplitudes complexes aléatoire [18].

Si on dénote la K^{eme} composante par $N^{1/2} U_k(x,y,z)$, alors :

$$U(x,y,z) \frac{1}{\sqrt{N}} \sum_{K=1}^N U_k(x,y,z) = \frac{1}{\sqrt{N}} \sum_{K=1}^N a_k \exp(-i \Phi_k) \quad (3.2)$$

Où: $\frac{a_k}{\sqrt{N}}$ et Φ_k sont l'amplitude et la phase de l'onde diffusée.

Il est supposé que:

-l'amplitude et la phase de chaque composante sont statistiquement des variables irrégulières indépendantes.

- Les phases Φ_k sont uniformément distribuées entre $-\pi$ et $+\pi$.

J. W. Goodman avait démontré que l'amplitude complexe obéit aux statistiques gaussienne, en particulier la fonction de densité de probabilité des parties réelles et imaginaires de U représentée par :

$$P_{r,i}(U^r U^i) = \frac{1}{2\pi\sigma^2} \exp\left(-\frac{(U^r)^2 + (U^i)^2}{2\sigma^2}\right) \quad (3.3)$$

Nous ne sommes intéressés que par l'intensité $I = U \cdot U^*$ puisque c'est la quantité qui est actuellement défectée. Goodman (1) a démontré que l'équation précédente peut être transformée pour donner la fonction de densité de probabilité de l'intensité P (I)

$$P(I) = \frac{1}{\langle I \rangle} \exp\left(-\frac{I}{\langle I \rangle}\right) \quad (3.4)$$

Dans cette dernière fonction, P (I) est la probabilité qu'un speckle a une intensité entre les valeurs I et I + d I. $\langle I \rangle$ est l'intensité moyenne. L'intensité dans la figure de speckle obéit ainsi aux statistiques d'une exponentielle négative.

L'équation (3. 4) tracée sur la **Fig III.3**, montre que l'intensité la plus probable dans un champ speckle est l'intensité nulle, cela est confirmé expérimentalement par la présence d'un grand nombre de grains noir dans la figure de speckle [18].

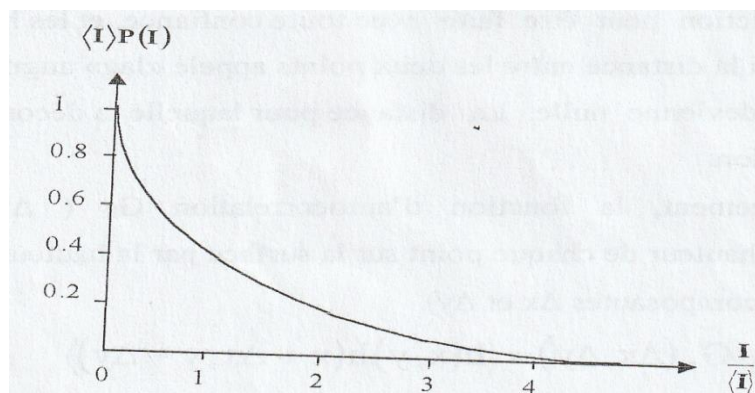


Figure III.3 fonction de densité de probabilité de la distribution de l'intensité dans champ speckle [18].

b. Déviation standard

La deuxième propriété statistique du premier ordre qui est importante pour la mesure du contraste du speckle, est la déviation standard (ou son carré, la variance). Cette dernière décrit l'étendue ou l'étalement des valeurs d'intensités autour de la moyenne.

Sachant que les moments successifs sont données par :

$$\langle I \rangle^n = n! \langle I \rangle^n$$

La déviation standard de l'intensité dans une figure de speckle est déterminée par :

$$\sigma^2 = \langle I^2 \rangle - \langle I \rangle^2 = \langle I \rangle^2 \quad (3.5)$$

Le contraste de la figure de speckle est donné par le rapport $C = \frac{\sigma}{\langle I \rangle}$

Pour la distribution d'intensité donnée par l'équation (3.4), le contraste du speckle est unitaire [18].

III.2.2 Statistiques du second ordre

Les statistiques du second ordre d'une figure de speckle renseignent sur la distribution spatiale de l'amplitude et de l'intensité dans le champ speckle. Ces dernières donnent des indications sur les dimensions et la distribution de la grandeur du speckle dans le champ [18].

a. Autocovariance

L'autocovariance est une mesure pour laquelle la hauteur de surface à un point peut être prédit à partir de la connaissance de la hauteur d'un second point. Si ces deux points sont très proches, cette prédiction peut être faite avec toute confiance, et les hauteurs dans les deux points seront corrélées. Si la distance entre les deux points appelé « lag » augmente, la corrélation diminue jusqu'à ce qu'elle devienne nulle. La distance pour laquelle la décorrélation arrive est appelée la longueur de corrélation.

Mathématiquement, la fonction d'autocorrélation $G(\Delta x, \Delta y)$ est définie par la multiplication de la hauteur de chaque point sur la surface par la hauteur du même point déplacé par la valeur du lag (les composantes Δx et Δy).

$$G_R(\Delta x, \Delta y) = \langle h(x, y) \cdot h(x + \Delta x, y + \Delta y) \rangle \quad (3.6)$$

L'autocovariance $C(\Delta x, \Delta y)$ est définie de la même manière, sauf que la valeur moyenne de h est soustraite de chaque valeur de h avant l'exécution de la multiplication.

$$C_R(\Delta x, \Delta y) = \langle [h(x, y) - \langle h \rangle][h(x + \Delta x, y + \Delta y) - \langle h \rangle] \rangle \quad (3.7)$$

Il est possible de déterminer une autocovariance normalisée.

$$c_R(\Delta x, \Delta y) = \frac{C_R(\Delta x, \Delta y)}{\sigma^2} \quad (3.8)$$

La statistique du second ordre la plus ordinairement utilisée dans l'étude des figures de speckle est l'autocovariance normalisée de l'intensité, elle est définie par :

$$c^{(2)}(\Delta u, \Delta v) = \frac{\langle [I(u,v) - \langle I \rangle][I(u+\Delta u, v+\Delta v) - \langle I \rangle] \rangle}{\sigma^2} \quad (3.9)$$

L'exposant (2) est utilisé pour indiquer que c'est l'autocovariance normalisée. La quantité c a une valeur maximale de 1 pour un lag nul ($\Delta u = \Delta v = 0$) et tombe à zéro pour un lag infini. La valeur du lag (u à v) pour laquelle c tombe à une valeur donnée arbitrairement, peut être utilisée comme une mesure pour la détermination des dimensions du speckle. L'autocovariance de l'intensité à l'infini peut être exprimée par la transformée de Fourier de la distribution d'intensité de la lumière diffusée par la surface [18].

b. Puissance du speckle

Appelée aussi spectre de Wiener, cette caractéristique décrit la distribution des dimensions du speckle dans la figure. La puissance du spectre est déterminée par la transformée de Fourier de l'autocovariance [18].

$$W(u,v) = \iint_{-\infty}^{+\infty} C_R(\Delta x, \Delta y) \exp[-2\pi i(\Delta x \cdot u + \Delta y \cdot v)] d(\Delta x) d(\Delta y) \quad (3.10)$$

III.3 Types et dimensions du speckle

La caractéristique la plus importante du speckle dans l'étude des déplacements et des déformations d'objet est sa dimension. Cette dernière est déterminée à partir des statistiques du second ordre du speckle, en particulier la fonction d'autocorrelation [18].

III.3.1 Speckle objectif

Dans le cas du speckle objectif, présenté dans in **figure III.4**, toute l'aire éclairée de l'objet participe à la formation de chaque speckle individuel sur l'écran d'observation. Donc les dimensions du speckle dépendent de l'aire éclairée de la surface objet.

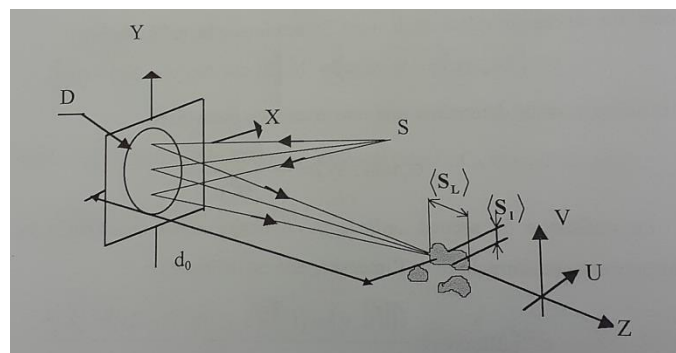


Figure III.4 formation de speckle objectif [18].

Pour un processus aléatoire gaussien, l'autocorrélation de l'intensité s'exprime en fonction de l'autocorrélation de l'amplitude par:

$$C_I(\Delta u, \Delta v) = \langle I(u,v)I(u+\Delta u, v+\Delta v) \rangle = \langle I \rangle^2 [1 + |C_A(\Delta u, \Delta v)|^2] \quad (3.11)$$

$$C_A(\Delta u, \Delta v) = \frac{\langle A(u,v).A^*(u+\Delta u,v+\Delta v) \rangle}{\sqrt{\langle A(u,v).A^*(u,v) \rangle \langle A(u+\Delta u,v+\Delta v).A^*(u+\Delta u,v+\Delta v) \rangle}} \quad (3.12)$$

L'amplitude dans le plan d'observation (u, v) est exprimée en fonction de l'amplitude sur la surface de l'objet (x, y) au moyen de l'intégrale de Fresnel- Kirchhoff :

$$C_A(\Delta u, \Delta v) = TF[|C(x, y)|^2] \quad (3.13)$$

où $|C(x, y)|^2$ représente l'intensité sur la surface de l'objet.

Supposant deux cas importante dans l'éclairage de la surface diffusante :

- La zone éclairée est circulaire de diamètre D, l'observation se fait sur un écran placé à une distance de d_0 l'objet, donc C_A devient comme suit :

$$C_A(\Delta u, \Delta v) = \frac{2J_1\left(\frac{\pi D \sqrt{\Delta u^2 + \Delta v^2}}{\lambda d_0}\right)}{\left(\frac{\pi D \sqrt{\Delta u^2 + \Delta v^2}}{\lambda d_0}\right)} \quad C_I(\Delta u, \Delta v) = \langle I \rangle^2 \left[1 + \left(\frac{2J_1\left(\frac{\pi D \sqrt{\Delta u^2 + \Delta v^2}}{\lambda d_0}\right)}{\left(\frac{\pi D \sqrt{\Delta u^2 + \Delta v^2}}{\lambda d_0}\right)} \right)^2 \right] \quad (3.14)$$

- Lorsque l'air éclairé prend une forme carré de coté L, C_A et C_i deviennent :

$$C_A(\Delta u, \Delta v) = \sin c \frac{L\Delta u}{\lambda d_0} \cdot \sin c \frac{L\Delta v}{\lambda d_0} \quad C_I(\Delta u, \Delta v) = \langle I \rangle^2 \left[1 + \sin^2 c \frac{L\Delta u}{\lambda d_0} \cdot \sin^2 c \frac{L\Delta v}{\lambda d_0} \right] \quad (3.15)$$

Les dimensions pour lesquelles l'amplitude, l'intensité ou la phase du speckle présentent une relation stable sont données par les valeurs du premier zéro des fonctions d'autocorrélation précédentes; valeurs que l'on prend par conséquent pour dimensions moyennes latérales du speckle [S1] respectivement,

$$\langle S_1 \rangle = 1.22 \frac{\lambda d_0}{D} \quad (3.16) \quad \langle S_1 \rangle = \frac{\lambda d_0}{L} \quad (3.16)$$

Donc la grandeur moyenne du speckle est la figure de diffraction produite à l'infini d'une surface éclairée.

Puisque le phénomène speckle n'est pas stationnaire le long de l'axe z, sa structure longitudinale a été moins détaillée par les chercheurs.

On remarquant que la différence de marche évolue le plus rapidement entre le rayon axial et le rayon marginal lorsqu'on se déplace d'une quantité Δa , sur l'axe oz et change de $\Delta \delta$.

$$\Delta \delta = \frac{D^2}{8d_0^2} \Delta a_z \quad \text{ou} \quad \Delta \delta = \frac{L^2}{8d_0^2} \Delta a_z$$

On déduit que la dimension moyenne longitudinale des grains de speckle (SL) correspond à une variation d'une différence de marche de λ [1]:

$$\langle S_L \rangle = \frac{8\lambda d_0^2}{D^2} \quad \text{ou} \quad \langle S_L \rangle = \frac{8\lambda d_0^2}{L^2} \quad (3.17)$$

III.3.2 Speckle subjectif

Dans ce type d'arrangement, illustré dans la **figure (III.5)**, les dimensions des speckles sont aussi déterminées par la figure de diffraction d'une ouverture, qui est dans ce cas la pupille du système optique utilisé :

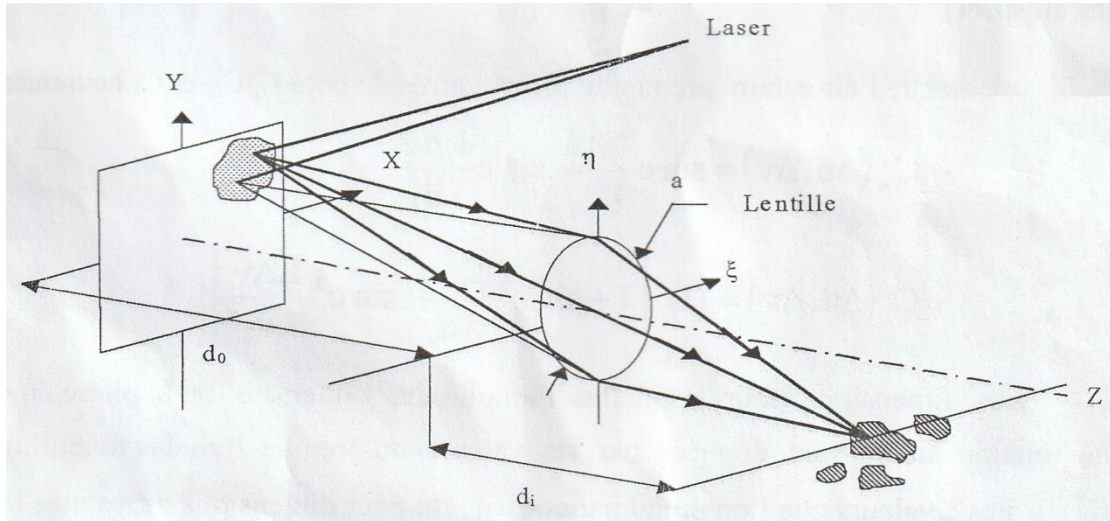


Figure III.5 Paramètre de la formation du speckle subjectif [18].

Chaque lentille possède une limite de résolution qui définit sa limite de diffraction. La cellule de résolution dans le plan image de la lentille correspond à la cellule de résolution dans le point objet. Par conséquent la lumière qui contribue à la formation de l'image, ne passe pas d'un point objet à un point image, mais de la tâche de diffraction objet à la tâche de diffraction image. L'intensité dans la cellule de résolution image résulte de l'interférence des ondes arrivant à cette dernière de la cellule objet correspondante. La **figure (III.6)** démontre ce phénomène. .

On peut aussi décrire la formation du speckle dans le système optique, en considérant que l'intensité à n'importe quel point image, comme le résultat de superposition des fonctions impulsionnelles de points objet adjacents.

C'est l'importante différence avec le speckle objectif dont lequel la lumière de toute l'aire éclairée participe à la formation de chaque speckle.

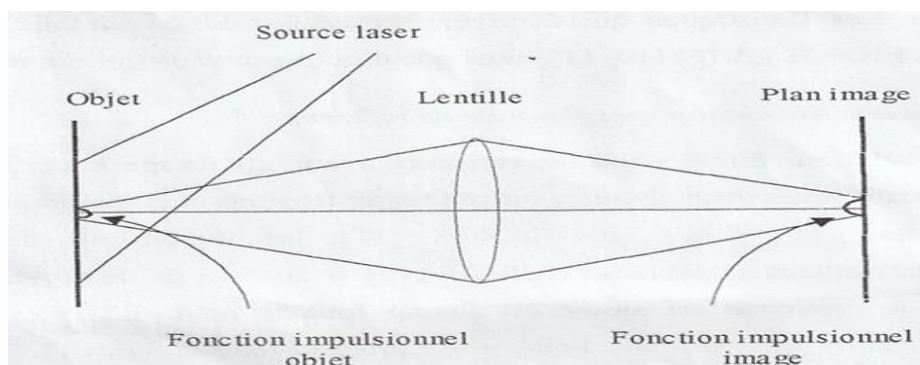


Figure III.6 Formation d'un speckle subjectif [18].

Dans ce cas le diamètre du speckle est donnée par la limite de résolution du système optique qui constitue le diamètre du disque d'AIRY.

Les formules (3. 14) et (3. 15), restent valables à condition de remplacer la fonction d'intensité $|c(x, y)|^2$ par la fonction pupillaire $|CL(\xi, \eta)|^2$ qui décrit la transparence en amplitude de la lentille.

Le diamètre des speckles individuelles est relié au rapport du nombre d'ouverture F (qui est le rapport entre la distance focale et le diamètre de l'ouverture $(\frac{f}{a})$ de la lentille) et du grandissement g (rapport $g = \frac{d_i}{d_o}$) ou d_i et d_o sont respectivement les distances lentille-image et objet-lentille.

Les dimensions latérale et longitudinale du speckle subjectif sont données par [18]:

$$\langle s_1 \rangle = 1.22\lambda \frac{d_i}{a} = 1.22\lambda(1 + g)F \quad (3.18)$$

$$\langle s_L \rangle = 8\lambda \frac{d_i^2}{a^2} = 8\lambda(1 + g)^2 \cdot F^2 \quad (3.19)$$

III.4 Photographie speckle

La photographie speckle est une technique qui rend simple la mesure des déplacements dans le plan, les dérivés des déplacements, et les inclinaisons de surfaces, en utilisant des systèmes optiques simples. La procédure générale consiste à éclairer l'objet par un seul faisceau laser et faire un enregistrement photographique sur une seule plaque photographique de l'objet avant et après déplacement. La plaque développée est appelée speckleogramme à double exposition.

Le plan d'enregistrement des figures de speckles doit être situé soit dans le plan où l'image de l'objet est formée ou bien dans le plan focal ou bien dans un plan intermédiaire du système optique.

Par conséquent, on distingue deux types de photographie speckle selon la position du plan d'enregistrement, la photographie speckle focalisée et non-focalisée. En général, la technique de photographie speckle focalisée génère des franges sensibles aux déplacements dans le plan, par contre la photographie speckle non-focalisée est sensible aux déplacements hors du plan [18].

III.4.1 Photographie speckle focalisée

La méthode de photographie speckle focalisée a double exposition est la technique la plus utilisée pour déterminer les composantes de déplacement dans le plan basé sur l'effet speckle. Considérant la procédure d'enregistrement du specklogramme k double exposition illustrée dans la **figure (III.7)**. Une surface diffusante est éclairée par un faisceau laser divergent. La lentille L de

focale f et d'ouverture numérique $F = f/a$ (ou a est le diamètre de la pupille de la lentille) forme dans le plan (X, Y) l'image de la surface objet. La plaque photographique est exposée à deux reprises, l'une avant et l'autre après déplacement.

En tenant compte du principe de l'optique géométrique, les distances d_o et d_i , séparant l'objet et la lentille d'une part et la lentille et le plan d'enregistrement d'autre part, sont reliées à la distance focale f de la lentille par la relation $\frac{1}{d_o} + \frac{1}{d_i} = \frac{1}{f}$

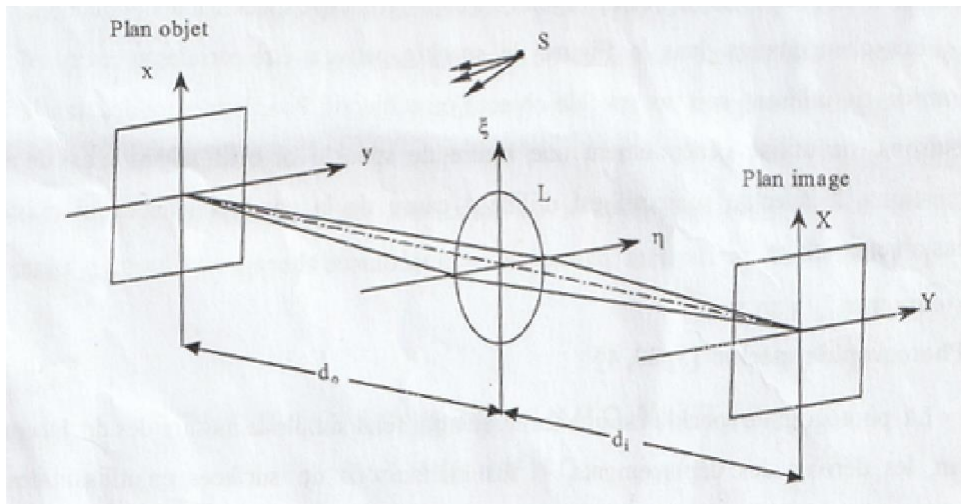


Figure III.7 Arrangement optique de photographie speckle focalisé [18].

La distribution d'amplitude de chaque point (X, Y) dans l'image de l'objet est exprimée par

$$U(X, Y) = k \int \int \int U_0(x, y) \cdot P_L(\xi, \eta) \cdot \exp\left\{\frac{-ik[\xi(X+Mx) + \eta(Y+My)]}{d_i}\right\} dx dy d\xi d\eta \quad (3.20)$$

K est une constante complexe, $U(x, y)$ représente la distribution d'amplitude juste devant la surface objet, $P_L(\xi, \eta)$ est la fonction pupillaire, et M est le grandissement du système optique.

La distribution d'intensité enregistrée sur la plaque avant déplacement est proportionnelle à

$$[U(X, Y)U^*(x, Y)] = I(x, Y)$$

Lorsque l'objet subit une déformation de telle sorte que les points objet se déplacent d'une valeur qui dépasse le diamètre moyen d'un speckle, il y aura changement dans la distribution d'amplitude qui correspond à $U(X + A_X, Y + A_Y)$ où A_X et A_Y sont les composantes de déplacement des grains de speckle dans le plan (X, Y) avec $(A_X, A_Y) = M(u_x, u_y)$, où (u_x, u_y) sont les composantes de déplacement des grains de speckle dans le plan (x, y) .

L'intensité totale enregistrée sur la plaque après les deux expositions est

$$\begin{aligned} I &= U(X, Y)U^*(X, Y) + U(X + A_X, Y + A_Y)U^*(X + A_X, Y + A_Y) \\ &= I(X, Y) + I(X + A_X, Y + A_Y) \end{aligned} \quad (3.21)$$

Après le développement photographique du specklogramme à doubles expositions, ce dernier aura les propriétés d'une transparence; d'où l'amplitude de la fonction de transmittance $T(X, Y)$ est définie par :

$$T(X, Y) = b_0 + b_1 \tau [I(X, Y) + I(X + A_x, Y + A_y)] \quad (3.22)$$

b_0 et b_1 sont des constantes qui dépendent de l'émulsion photographique et t est le temps d'exposition.

Lorsque le milieu d'enregistrement a une résolution suffisante de façon à séparer une grandeur moyenne d'un speckle individuel, deux figures de speckle identiques légèrement décalées l'une de l'autre seront enregistrées sur la plaque photographique. L'information sur la déformation de l'objet est contenue dans les propriétés de corrélation entre les deux champs speckles enregistrés. Le processus de filtrage spatial optique est utilisé pour transformer ces propriétés de corrélations en franges visibles [18].

III.4.1.1 Observation des franges et détermination des déplacements

a. Filtrage point par point et franges de Young

Le processus de filtrage point par point est effectué par une simple projection d'un faisceau laser mince sur une région quelconque du specklogramme à double expositions, et observer sa figure de diffraction à une distance L plus grande que celle du diamètre du faisceau d'éclairage (**figure III.8**). Cette figure est un halo de diffraction dont le diamètre est inversement proportionnel au diamètre moyen d'un speckle individuel. Le halo est modulé par un système de franges équidistantes résultant de l'interférence à travers deux grains de speckle identiques mais légèrement décalés l'un de l'autre. Ces franges de Young contiennent les informations concernant la direction et la valeur du vecteur du déplacement.

Il faut noter que dans cette technique de filtrage, le déplacement des grains de speckle est constant dans l'aire éclairée du specklogramme, sinon aucune frange n'apparaîtra dans le halo de diffraction.

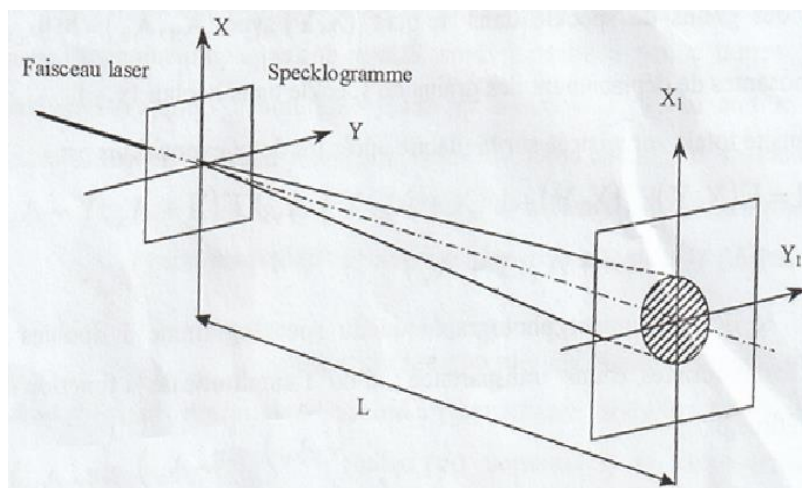


Figure III.8 Principe de Filtrage point par point d'un specklogramme à doubles expositions [18].

Pour opérer dans une région de diffraction de Fraunhofer, une lentille peut être introduite entre le specklogramme et le plan d'observation, et ainsi obtenir des franges de meilleure qualité.

L'amplitude complexe $U(X_1, Y_1)$ de l'onde lumineuse qui résulte de la diffraction du faisceau Jaser sur le specklogramme est présentée par la transformé de Fourier de la transmittance de l'équation (3.22).

Les constantes et le facteur multiplicateur dans l'équation (3. 22) peuvent être ignorés, parce qu'ils ne sont pas intéressants dans la distribution d'intensité.

$$U_1(X_1, Y_1) = \text{TF}[I(X, Y) + I(X + A_X, Y + A_Y)] \\ = \iint [I(X, Y) + I(X + A_X, Y + A_Y)] \cdot \exp\left[-\frac{2\pi(XX_1 + YY_1)}{\lambda L}\right] dX dY \quad (3.23)$$

L est la distance entre le specklogramme et le plan d'observation. En utilisant la propriété de linéarité de la Transformée de Fourier:

$$I_1(X_1, Y_1) = U_1(X_1, Y_1)U_1^*(X_1, Y_1) \\ = 2|\text{TF}[I(X, Y)]|^2 \left[1 + \cos 2\pi\left(\frac{X_1 A_X + Y_1 A_Y}{\lambda L}\right)\right] \quad (3.24)$$

Le premier terme de l'équation (3. 24) représente la Transformée de Fourier de la figure de spekle originale qui est la distribution du halo de diffraction. Le halo est modulé par des franges en cosinus.

Le maximum de ces franges est obtenu lorsque:

$$\cos 2\pi\left(\frac{X_1 A_X + Y_1 A_Y}{\lambda L}\right) = 1, \quad X_1 A_X + Y_1 A_Y = n\lambda L \quad (3.25)$$

n est un entier. Ces franges représentent une famille de droites situées dans le plan XY.

L'espacement de frange p est donné par :

$$P = \frac{\lambda L}{(A_X^2 + A_Y^2)^{\frac{1}{2}}} \quad (3.26)$$

$(A_X^2 + A_Y^2)^{\frac{1}{2}}$ est la valeur du vecteur de déplacement. Ces franges sont orientées perpendiculairement à la direction de déplacement [18].

b. Filtrage à champ complet et franges isothétique

L'arrangement optique utilisé dans le filtrage à champ complet est présenté dans la **figure (III. 9)**. La transformée de Fourier de la transmittance du specklogramme est réalisée par la lentille L1. Un filtre spatial sous forme d'un masque portant une petite ouverture et placé dans le plan focal de la première lentille. Une seconde lentille dont le plan focal coïncide avec le plan de Fourier de la première lentille, collecte la lumière filtrée pour former une image de l'objet dans son plan focal image.

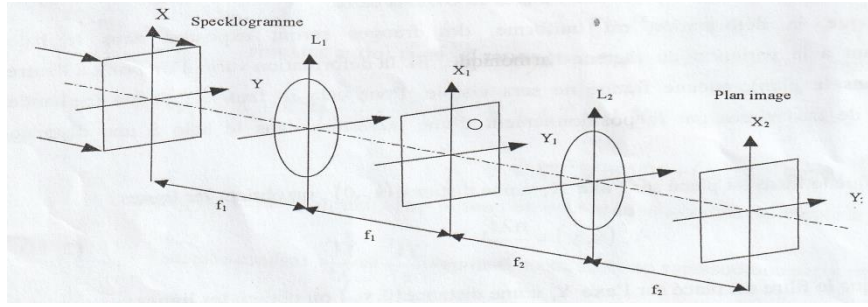


Figure III.9 Principe de Filtrage à champ complet [18].

Le masque placé dans le plan de Fourier de la première lentille bloque toutes informations de différentes fréquences spatiales à l'exception d'un petit faisceau qui traverse la petite ouverture placée à un point de coordonnées (x_f, y_f) . L'image formée dans le plan final de la lentille L_2 correspond à des composantes de fréquences spatiales $\frac{x_f}{\lambda f_1}$ et $\frac{y_f}{\lambda f_1}$ respectivement.

L'amplitude complexe dans le plan de Fourier de la lentille L, prend la forme:

$$U_1(X_1, Y_1) = TF[I(X, Y) + I(X + A_X, Y + A_Y)] \\ = \iint_{-\infty}^{+\infty} [I(X, Y) + I(X + A_X, Y + A_Y)] \cdot \exp\left[-\frac{i2\pi}{\lambda f_1} (x_1 x + y_1 y)\right] dx dy \quad (3.27)$$

La distribution d'intensité dans le plan de Fourier prend la forme suivante.

$$I_1(X_1, Y_1) = U_1(X_1, Y_1) U_1^*(X_1, Y_1) = \\ \iint_{-\infty}^{+\infty} I(X, Y) \cdot \exp\left[-\frac{i2\pi}{\lambda f_1} (x_1 x + y_1 y)\right] dx dy \left\{ 1 + \exp\left[2\pi i \frac{(x_1 A_X + y_1 A_Y)}{\lambda f_1}\right] \right\}^2 \quad (3.28)$$

Etant donné que les composantes de déplacement A_X et A_Y sont des fonctions continues de coordonnées x et y, l'équation (2. 10) peut être simplifiée pour donner:

$$I_1(X_1, Y_1) = I_0(X_1, Y_1) \cdot \cos^2 \left[\frac{\pi}{\lambda f_1} (x_1 A_X + y_1 A_Y) \right] \quad (3.29)$$

où $I_0(X_1, Y_1)$ est la transformée de Fourier de la figure de speckle initiale qui correspond au halo de diffraction, Ce halo est modulé par des franges en cosinus carré.

Lorsque la déformation est uniforme, des franges seront exposées dans le halo correspondant à la variation du facteur harmonique. Si la déformation varie d'un point à l'autre (rotation dans le plan), aucune frange ne sera visible. Pour cela il faut sélectionner une bande particulière de fréquences par le positionnement d'une ouverture dans le halo à une distance (x_f, y_f) .

Lorsque le filtre est placé sur l'axe X_1 à une distance $(x_f, 0)$, on obtient les lignes:

$$A_X(x, y) = \frac{n\lambda f_1}{x_f} \quad (3.30)$$

Lorsque le filtre est placé sur l'axe Y_1 à une distance $(0, y_f)$ on obtient les lignes :

$$A_Y(x, y) = \frac{n\lambda f_1}{y_f} \quad (3.31)$$

Le filtrage à champ complet permet donc de visualiser les lignes d'égale déplacement dans le plan, ou isothétiques, relatives à la figure de speckle enregistrée, avec une sensibilité variable et dans une direction bien choisie.

A une distance x_f ou y_f croissante, la densité des franges croît pour une même déformation.

Le filtrage à champ complet ne donne aucune frange lorsque le déplacement est uniforme.

Dans la photographie speckle focalisé, le specklogramme qui contient deux figures de speckle décalées latéralement peut être analysé par l'une des deux méthodes précédentes pour obtenir le déplacement dans le plan produit par la surface objet.

En un point quelconque (x, y) de la surface diffusante, les décalages du speckle sont donnés par :

$$U_x(x, y) = a_x(x, y) + \frac{x}{d_0} a_z(x, y) \quad U_y(x, y) = a_y(x, y) + \frac{y}{d_0} a_z(x, y) \quad (3.32)$$

a_x, a_y, a_z sont les déplacements produits par le point objet le long des directions x, y et z respectivement. Les speckles se déplacent donc comme s'ils étaient liés rigidement à la surface objet.

L'influence de la composante de déplacement hors du plan a_z , sur la composante de déplacement dans le plan devient importante, dès que l'on s'éloigne de l'axe optique [18].

III.5 Photographie de speckle digitale

En Photographie de speckle digitale, le specklogramme à double exposition est remplacé par une caméra vidéo électronique, une caméra CCD, où le champ de speckle, avant et après un événement, est enregistré sur des images séparées. L'image est divisée en plusieurs petites sous-régions et la corrélation croisée numérique est utilisée pour trouver le déplacement moyen au sein de chaque sous-région, c'est-à-dire pour trouver le meilleur ajustement entre deux régions, voir **figure (III.10)**. En générale les algorithmes utilisés déterminent le déplacement du speckle dans deux dimensions (x, y) avec une résolution de sous-pixels. La corrélation est effectuée dans le domaine fréquentiel pour une vitesse de calcul accrue.

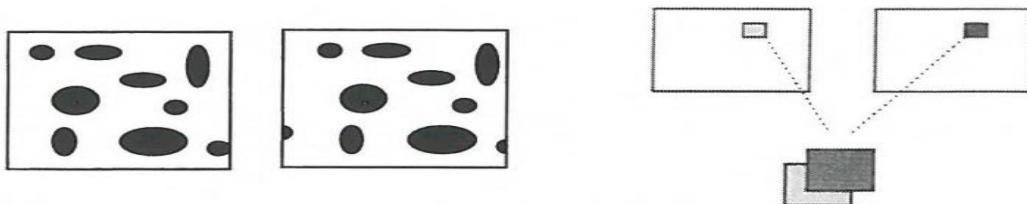


Figure III.10 Schéma de la technique de corrélation. Deux petites sous-régions sont utilisées et une position de meilleur ajustement est déterminée qui correspond au déplacement moyen [19].

La technique de corrélation décrite n'est pas limitée aux taches laser mais pourrait également être utilisée sur des surfaces peintes, un motif projeté sur la surface ou la texture de la surface elle-même. Les critères qui doivent être remplis sont :

a) le motif utilisé doit être distribué au hasard avec une taille et une intensité irrégulière de mouchetures, de sorte que chaque sous-région soit unique.

b) la caméra CCD utilisée doit être capable de résoudre la fréquence spatiale la plus élevée du motif.

La photographie numérique en lumière blanche a été utilisée pour les mesures de déplacement sur divers matériaux comme le papier, le bois et les métaux. Un autre exemple est celui des études à fort grossissement du champ de déplacement autour des fissures. Des mesures de champ de déplacement et de forme en trois dimensions ont également été effectuées avec la technique de photographie numérique à la lumière blanche à l'aide de deux caméras CCD où, pour les mesures de forme, un motif aléatoire a été projeté sur la surface à l'aide d'un dispositif SLM (Spatial Light Modulation) [19].

III.6 Corrélation de l'intensité et de l'amplitude

Si on suppose que la distribution de l'amplitude complexe dans un champ speckle est représentée par un processus aléatoire Gaussien, la fonction de corrélation de l'intensité $\langle I_1(X, Y) \cdot I_2(X + \bar{X}, Y + \bar{Y}) \rangle$ sera exprimée en fonction de la fonction de corrélation des amplitudes $U_1(X, Y)$ et $U_2(X, Y)$ correspondantes et qui est définie par :

$$\langle I_1(X, Y) \cdot I_2(X + \bar{X}, Y + \bar{Y}) \rangle = \langle U_1(X, Y) \cdot U_1^*(X, Y) \cdot U_2(X + \bar{X}, Y + \bar{Y}) U_2^*(X + \bar{X}, Y + \bar{Y}) \rangle \quad (3.33)$$

L'équation (3.33) peut être simplifiée (3, 16) pour prendre la forme suivante :

$$\langle I_1(X, Y) \cdot I_2(X + \bar{X}, Y + \bar{Y}) \rangle = \langle I_1(X, Y) \rangle \langle I_2(X + \bar{X}, Y + \bar{Y}) \rangle + |\langle U_1(X, Y) U_2^*(X + \bar{X}, Y + \bar{Y}) \rangle|^2 \quad (3.34)$$

Le premier terme après le signe d'égalité dans l'équation (3.34) est le produit entre les intensités moyennes avant et après déformation de l'objet et qui est constant.

Le deuxième terme après le signe d'égalité exprime la variation totale dans la corrélation de surface et qui est égale à la corrélation de la fluctuation d'intensité $\Delta I = I - \langle I \rangle$, donc

$$\langle \Delta I_1(X, Y) \Delta I_2(X + \bar{X}, Y + \bar{Y}) \rangle = |\langle U_1(X, Y) U_2^*(X + \bar{X}, Y + \bar{Y}) \rangle|^2 \quad (3.35)$$

Ainsi, la corrélation de l'intensité se réduit à la corrélation de l'amplitude. La fonction de corrélation de l'amplitude complexe dérive de l'intégrale de diffraction de Fresnel-Kirchhoff d'une onde qui se propage du point source au plan d'observation à travers l'objet [18].

III.7 Déplacement du speckle objectif

Dans la **figure (III.11)**, $r(x, y)$ représente la position d'un point sur la surface moyenne de l'objet et $R(X, Y)$ représente la position d'un point image dans le plan d'observation.

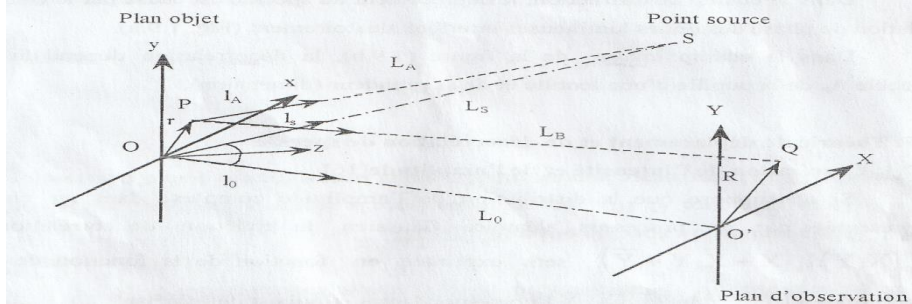


Figure III.11 Système de coordonnées pour le calcul du déplacement de speckle dans le champ de diffraction [18].

L'amplitude complexe dans un point d'observation avant la déformation de l'objet qui est la superposition des ondes sphériques diffusées par le point objet $r(x, y)$ est donnée par :

$$U_1(R) = \int [I_0(r)]^{\frac{1}{2}} \exp[i\phi(r)] \exp[iK\{L_A(r) + L_B(r,R)\}] d^2r \quad (3.36)$$

Soit $I_0(r)$ la distribution d'intensité du faisceau incident, $\phi(r)$ la phase aléatoire représentant la rugosité de surface, $L_A(r)$ le chemin optique du centre de courbure du front d'onde S au point objet et $L_A(r, R)$ la longueur du chemin à partir de l'objet au point d'observation. Après le mouvement ou la déformation de l'objet, le point $r(x, y)$ est déplacé à la position $r + a(r)$ par le vecteur de déplacement $a(r)$. Alors l'amplitude complexe est représentée par:

$$U_2(R) = \int [I_0(r + a_r)]^{\frac{1}{2}} \exp[i\phi(r)] \exp[iK\{L_A(r + a) + L_B(r+a,R)\}] d^2r \quad (3.37)$$

où a_T est la composante de déplacement parallèle à la surface moyenne de l'objet. Après substitution des équations (1.21) et (1.22), la fonction de corrélation de l'amplitude devienne:

$$\langle U_1(R) U_2^*(R + \bar{R}) \rangle = \iint [I_0(r) I_0(r' + a_r)]^{\frac{1}{2}} \langle \exp[i\{\Phi(r) - \Phi(r')\}] \rangle \cdot \exp\{iK[L_A(r) - \langle L_A(r' + a) + L_B(r, R) - L_B(r' + a, R + R') \rangle]\} d^2r d^2r' \quad (3.38)$$

Supposant que la rugosité de surface est très fine par rapport au diamètre du spot incident et que la racine carrée (rms) de la rugosité est plus grande que la longueur d'onde du laser, on utilise l'approximation avec la fonction delta à deux dimensions, qui est:

$$\langle \exp[i\{\Phi(r) - \Phi(r')\}] \rangle \delta^{(2)}(r - r') \quad (3.39)$$

qui conduit à :

$$U_1(R)U_2(R + \bar{R}) = \int [I_0(r)I_0(r' + a_T)]^{\frac{1}{2}} \exp[iK\{L_A(r) - L_A(r + a) + L_B(r + a, R + \bar{R})\}] d^2r \quad (3.40)$$

Lorsque le déplacement a_T est suffisamment petit que le diamètre du spot incident, la position du pic de $|\langle U_1(R)U_2^*(R + \bar{R}) \rangle|$ dépend de l'exposant de l'équation (3.40), ou on adopte l'approximation basée sur la supposition $|a| \ll \overline{SP}$

$$L_A(r + a) = L_A(r) - l_A(r) \cdot a(r) \quad (3.41)$$

avec le vecteur unité $l_A(r)$ le long de \overline{SP} .

De même, on fait l'approximation de la distance entre le point déplacé et le plan d'observation comme suit :

$$L_B(r + a, R + R') = L_B(r, R + R') - l_B(r, R + R') \cdot a(r) \quad (3.42)$$

ou nous avons introduit $L_B(r, R + R') = \overline{PQ}$ et le vecteur unité $l_B(r, R + \bar{R})$ le long de \overline{PQ} . Cependant, le rapport de l'exposant Φ de l'équation (1. 27) sur k devient :

$$\begin{aligned} \frac{\Phi}{K} &= [l_A(r) + l_B(r, R + \bar{R})] \cdot a(r) + L_B(r, R) - L_B(r, R + \bar{R}) \\ &\approx [l_A(r) + l_B(r, R)] \cdot a(r) + L_B(r, R) - L_B(r, R + \bar{R}) \end{aligned} \quad (3.43)$$

Dans le système de coordonnées de la **figure (III.11)**, l_0 et L_0 sont la direction et la distance du centre O' du plan d'observation au centre du spot O . Nous adoptons l'approximation basée sur L_0 $\langle \langle r \rangle, \langle R \rangle$,

$$L_B(r, R) =$$

$$\left[L_0^2 + X^2 + Y^2 + x^2 + y^2 - 2L_0(x \sin \theta_0 + y) - 2(Xx \cos \theta_0 + Yy) \right]^{\frac{1}{2}} \approx L_0 - x \sin \theta_0 - y - \frac{Xx \sin \theta_0}{L_0} - \frac{Yy}{L_0} + \frac{x^2 + y^2 + X^2 + Y^2}{2L_0}$$

$$(3.44)$$

d'où on suppose que le vecteur $l_0(\sin \theta_0, \cos \theta_0) = l_B(0,0)$ est dans le plan xz et on note l'angle entre l_0 et l'axe z par θ_0 . On utilisant l'équation (3.43), on trouve:

$$L_B(r, R) - L_B(r, R + \bar{R}) = \frac{\bar{X}x \cos \theta_0}{L_0} + \frac{\bar{Y}y}{L_0} \quad (3.45)$$

où on garde seulement les termes qui contiennent x et y .

En plus on suppose que la déformation de la région éclairée est homogène, ainsi la distribution de déplacement de chaque point de surface est exprimée par une fonction linéaire de position. Donc au centre de la région éclairée, le développement du premier terme de l'équation (3.44) devient

$$\begin{aligned}
[l_A(r) + l_B(r, R)].a(r) &\approx [l_A(r) + l_B(r, 0)].a(r) = \\
&[l_A(0) + l_B(0, 0)].a(0) + \frac{\partial}{\partial x} \{ [l_A(r) + l_B(r, 0)].a(r) \}_{r=0^x} + \\
&\frac{\partial}{\partial y} \{ [l_A(r) + l_B(r, 0)].a(r) \}_{r=0^y}
\end{aligned} \tag{3.46}$$

La substitution des équations (3.45) et (3.46) dans l'équation (3.43) donne une nouvelle équation définie par :

$$\frac{\Phi}{K} = (l_s + l_0).a(0) + \frac{x \cos \theta_0}{L_0} (\bar{X} - A_x) + \frac{y}{L_0} (\bar{Y} - A_y) \tag{3.47}$$

7 où $l_s = l_A(0)$ est le vecteur unité dirigé de O à S. Dans l'équation (3.47) le vecteur (A_x, A_y) est donné par:

$$\begin{aligned}
A_x &= \frac{L_0}{\cos \theta_0} \left[\frac{\partial}{\partial x} \{ [l_A(r) + l_B(r, 0)].a(r) \} \right]_{x=y=0} \\
&= \\
a_x \left(\frac{L_0 \cos^2 \theta_s}{L_s \cos \theta_0} + \cos \theta_0 \right) - a_z \left(\frac{L_0 \cos \theta_s \sin \theta_s}{L_s \cos \theta_0} + \sin \theta_0 \right) - L_0 \left[\varepsilon_{xx} \left(\frac{\sin \theta_s}{\cos \theta_0} + \tan \theta_0 \right) - \Omega_y \left(\frac{\cos \theta_s}{\cos \theta_0} + 1 \right) \right] \\
a_x \left(\frac{L_0 \cos^2 \theta_s}{L_s \cos \theta_0} + \cos \theta_0 \right) - a_z \left(\frac{L_0 \cos \theta_s \sin \theta_s}{L_s \cos \theta_0} + \sin \theta_0 \right) - L_0 \left[\varepsilon_{xx} \left(\frac{\sin \theta_s}{\cos \theta_0} + \tan \theta_0 \right) - \Omega_y \left(\frac{\cos \theta_s}{\cos \theta_0} + 1 \right) \right]
\end{aligned} \tag{3.48}$$

$$\begin{aligned}
A_y &= -L_0 \left[\frac{\partial}{\partial y} \{ [l_A(r) + l_B(r, 0)].a(r) \} \right]_{x=y=0} = a_y \left(\frac{L_0}{L_s} + l \right) - L_0 \left[\varepsilon_{xy} (\sin \theta_s + \sin \theta_0) - \right. \\
&\left. \Omega_x (\cos \theta_s + \cos \theta_0) - \Omega_z (\sin \theta_s + \sin \theta_0) \right]
\end{aligned} \tag{3.49}$$

où (a_x, a_y, a_z) , $(\Omega_x, \Omega_y, \Omega_z)$, et $(\varepsilon_x, \varepsilon_y, \varepsilon_z)$ sont respectivement les coefficients de translation, rotation et de contrainte de la région éclairée de l'objet. Ces coefficients sont reliés au vecteur de déplacement par:

$$(a_x, a_y, a_z) = [a_x(0), a_y(0), a_z(0)] \tag{3.50}$$

$$(\Omega_x, \Omega_y, \Omega_z) = \left\{ \left(\frac{\partial a_z}{\partial y} \right)_0, - \left(\frac{\partial a_z}{\partial x} \right)_0, \frac{1}{2} \left[\left(\frac{\partial a_y}{\partial x} \right)_0 - \left(\frac{\partial a_x}{\partial y} \right)_0 \right] \right\} \tag{3.51}$$

$$\varepsilon_{xx} = \left(\frac{\partial a_x}{\partial x} \right)_0, \varepsilon_{yy} = \left(\frac{\partial a_y}{\partial y} \right)_0, \varepsilon_{xy} = \varepsilon_{yx} = \frac{1}{2} \left[\left(\frac{\partial a_x}{\partial x} \right)_0 + \left(\frac{\partial a_y}{\partial y} \right)_0 \right] \tag{3.52}$$

θ_s et L_s sont l'angle d'incidence et le rayon de courbure du front d'onde du faisceau incident.

Par substitution de l'équation (3.47) dans l'équation (3.40) et en utilisant l'équation (3.35), on abouti à:

$$\Delta I_1(X, Y) \Delta I_2(X + \bar{X}, Y + \bar{Y}) = \left| \iint [I_0(x, y) \cdot I_0(x + a_x, y + a_y)]^{\frac{1}{2}} \exp \left\{ -\frac{ik[x(\bar{X} - A_X) \cos \theta_0 + y(\bar{Y} - A_Y)]}{L_0} \right\} dx dy \right|^2 \quad (3.53)$$

Pour les petites valeurs de a_x et a_y comparé avec le diamètre du spot, la fonction de corrélation donnée par l'équation (3.53) prend son maximum à $\bar{X} = A_X$ et $\bar{Y} = A_Y$ donc le vecteur (A_X, A_Y) est la déplacement de speckle causé par la déformation l'objet.

La décorrélation de speckle est reliée à la valeur maximale

$$\langle \Delta I_1(X, Y) \Delta I_2(X + \bar{X}, Y + \bar{Y}) \rangle = \left| \iint [I_0(x, y) \cdot I_0(x + a_x, y + a_y)]^{\frac{1}{2}} dx dy \right|^2 \quad (3.54)$$

Qui est dépendante de la translation dans le plan comparé avec le diamètre du faisceau. Alors le degré de corrélation est proportionnel aux aires chevauchées des spots du laser décalé par la translation de l'objet [18].

III.8 Déplacement du speckle subjectif

Dans le cas des configurations contenant des lentilles, il est possible d'utiliser les formulations de transmission linéaire de l'amplitude complexe au plan d'observation. (Voir **figure III.12**). L'amplitude complexe dans le point d'observation R peut être représentée comme une superposition linéaire d'amplitudes complexes arrivant de chaque point de l'objet. Pour cela, les amplitudes complexes avant et après la déformation de l'objet sont données par:

$$U_1(R) = \int [I_0(r)]^{\frac{1}{2}} \cdot \exp[i\Phi(r)] \cdot \exp[ik \cdot L_A(r)] \cdot K(R, r) d^2r \quad (3.55)$$

$$U_2(R) = \int [I_0(r + a_T)] \cdot \exp[i\Phi(r)] \cdot \exp[ik \cdot L_A(r + a)] \cdot K(R, r + a) d^2r \quad (3.56)$$

Où $K(R, r)$ représente la fonction du système de transmission qui est la distribution de l'amplitude complexe caudée par un point source placé au point objet r .

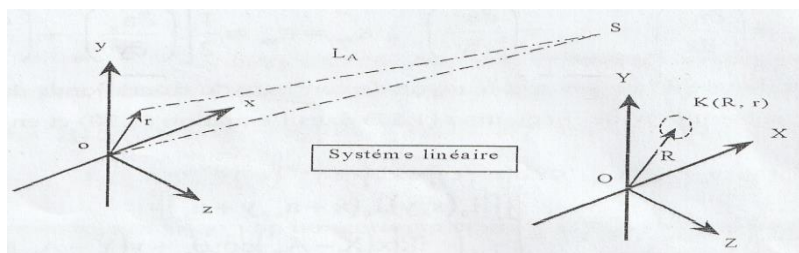


Figure III.12 Système de transmission linéaire pour la détermination du déplacement de speckle dans le cas générale [18].

En utilisant les équations (3.55) et (3.56), la fonction de corrélation de l'amplitude complexe prend la forme suivante :

$$\langle U_1(R).U_2^*(R + \bar{R}) \rangle = \int [I_0(r).I_0(r + a_T)]^{\frac{1}{2}} \exp[ik.l_A(r).a(r)].K(R,r).K^*(R + \bar{R},r + a)d^2r \quad (3.57)$$

Ce résultat est obtenu en utilisant l'approximation précédente, (équation (3.41)). Pour l'étude de déplacement et de décorrélation de speckle dans le champ image présenté dans la **figure (III.13)**, on considère seulement la région avec une intensité moyenne uniforme $I_0(r)=I_0=$ constante; par conséquent l'équation (3.57) devient:

$$\langle U_1(R).U_2^*(R + \bar{R}) \rangle = I_0 \int \exp[ik.l_A(r).a(r)].K(R,r).K^*(R + \bar{R},r + a)d^2r \quad (3.58)$$

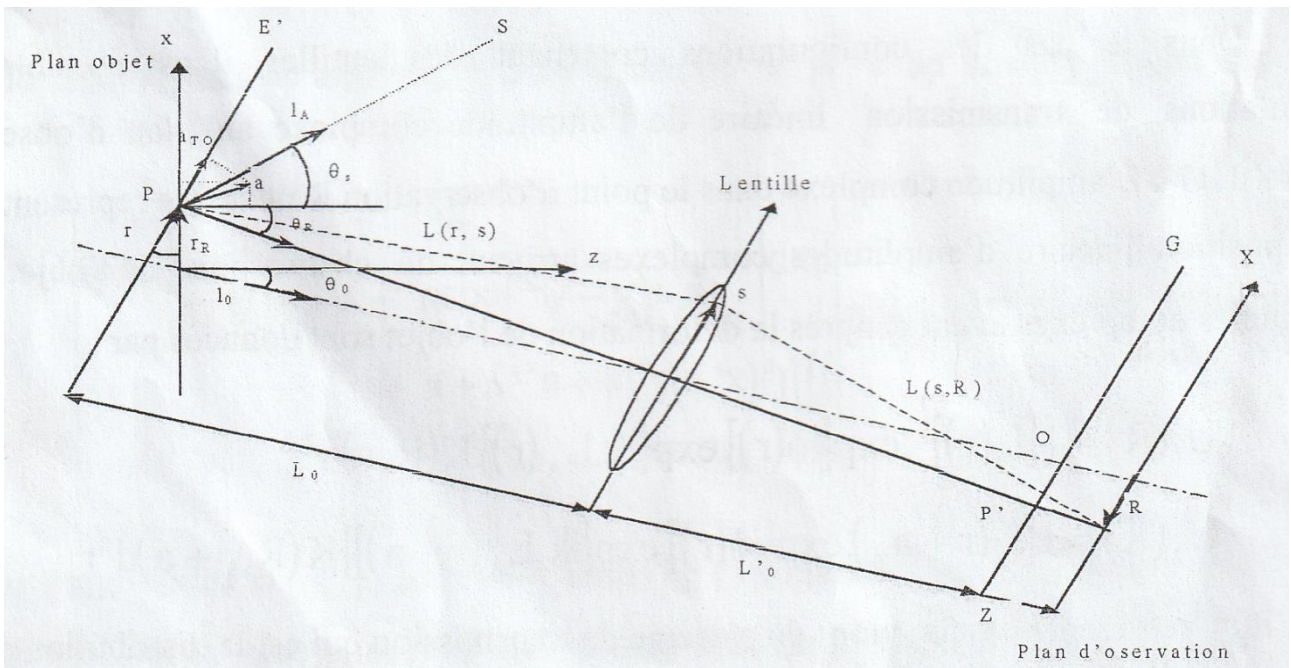


Figure III.13 Système de coordonnées pour la détermination de déplacement de speckle dans le champ image [18].

L'axe du système optique est incliné d'un angle θ_0 par rapport à l'axe Le plan d'observation se trouve à une distance Z du plan Gaussien G du point objet P, qui est située à l'intersection des rayons principaux à travers le point d'observation $(X, Y, Z)=(R, Z)$.

La fonction du système de transmission peut être représentée par l'intégrale de diffraction de Fresnel-Kirchhoff pour l'ouverture de la lentille :

$$K(R,Z,r + a(r)) = \int \exp[ik.|L(r,s) - a|].P(s). \exp\left(-ik\frac{|s|^2}{2F}\right) \exp[ik|(L'_0 + Z)l_0 + R - s|] d^2s \quad (3.59)$$

P(s) et F sont respectivement la fonction pupillaire et la distance focale de la lentille Eh utilisant l'approximation introduite par Yamaguchi base sur la supposition $|a(r)| \ll (L(r,s),L(s,R))$ qui donne,

$$|L(r,s) - a| = L(r,s) - l(r,s).a(r) \approx L(r,s) - l(r,0).a(r) \quad (3.60)$$

On adopte une approximation parabolique donnée par:

$$L(r,s) = L_0 + \frac{|r' - s|^2}{2L_0} \quad (3.61)$$

r' est la projection de r sur le plan E' normal à l'axe optique. La même approximation est appliquée pour la distance $L(s, R)$

$$L(s, R) = |(L_0 + Z)l_0 + R - s| = L'_0 + Z + \frac{|R - s|^2}{2(L'_0 + Z)} \quad (3.62)$$

où l_0 est le vecteur unité le long de l'axe optique et L'_0 est la distance entre l'ouverture de la lentille et le plan image Gaussian G .

La substitution des équations (3.60). (3.61) (3.62) dans l'équation (3.59) conduit à :

$$K[R, Z, r + a(r)] = \exp\left\{ik \left[L_0 + L'_0 + Z + \frac{|r'|^2}{2L_0} + \frac{|R|^2}{2(L'_0 + Z)} \right]\right\} \\ \cdot \int P(s) \exp\left[-ik \frac{|s|^2 Z}{2L'_0(L'_0 + Z)}\right] \cdot \exp\left\{-ik \left[s \left(\frac{r'}{L_0} + \frac{R}{L'_0 + Z} \right) - l(r,s).a(r) \right]\right\} d^2r \quad (3.63)$$

où on a considéré la relation optique $\frac{1}{L_0} + \frac{1}{L'_0} = \frac{1}{F}$

On calcule la fonction de corrélation de l'amplitude complexe par la substitution de l'équation (3.63) dans l'équation (3.58) Initialement on aura:

$$\langle U_1(R, Z).U_2^*(R + \bar{R}, Z) \rangle = \exp\left[ik \frac{R \cdot \bar{R}}{L'_0 + Z}\right] \iiint P(s_a)P^*(s_b) \cdot \exp\left[-ik \frac{Z(|s_a|^2 - |s_b|^2)}{2L'_0(L'_0 + Z)}\right] \\ \cdot \exp\left\{-ik \left[\frac{r' \cdot (s_a - s_b)}{L_0} + \frac{R \cdot s_a - (R + \bar{R}) \cdot s_b}{L'_0 + Z} - m(r, s_b).a(r) \right]\right\} d^2s_a d^2s_b d^2r' \quad (3.64)$$

Où

$$m(r, s) = l_A(r) + l(r, s) \quad (3.65)$$

Pour simplifier l'équation (3.64), on considère que $U_1(R, Z)$ et $U_2(R + \bar{R}, Z)$ reçoivent les contributions seulement des régions limitées sur l'objet.

Puisque $|\bar{R}|$ est suffisamment petit et Z est aussi inférieur à L'_0 on peut appliquer l'approximation linéaire suivante :

$$m(r, s).a(r) = m(r_R, s).a(r_R) + [\nabla m(r, s).a(r)]_{r_R} \cdot (r - r_R) \quad (3.66)$$

Où $r_R = -\frac{L_0 R}{(L'_0 + Z)}$ est le point objet conjugué du point d'observation.

Cette approximation est valable lorsque la déformation dans la région de l'image de diffraction est considérée homogène.

Si l'exposant de l'intégrale de l'équation (3.64) contient seulement des termes inférieurs au troisième ordre de r , s , et R , le premier terme après le signe égale de l'équation (3.66) sera écrit sous la forme suivante:

$$m(r_R, s) \cdot a(r_R) = l_A(r_R) \cdot a(r_R) + \frac{(s-r'_R)}{L_0} a_{T_0}(r_R) \quad (3.67)$$

ou r'_R est la position du vecteur de r_R dans le plan E' et a_{T_0} est la composante de déplacement transversale à l'axe optique de la lentille. Le second terme de la même équation devient

$$[\nabla m(r, s) \cdot a(r)]_{r_R} \cdot (r - r_R) \approx [\nabla m(r, 0) \cdot a(r)]_{r_R} (r - r_R) \quad (3.68)$$

En substituant les équations (3.66), (3.67) et (3.68) dans l'équation (3.64) et en intégrant sur s , et en négligeant les termes de second ordre de a et les facteurs constants de proportionnalité, on obtient finalement:

$$\begin{aligned} \langle U_1(R, Z) \cdot U_2^*(R + \bar{R}, Z) \rangle &= \exp \left\{ ik \left[m(r_R, 0) \cdot a(r_R) + \frac{R \cdot \bar{R}}{L'_0 + Z} \right] \right\} \\ &\cdot \int P^*(s) P(s + L_0 [\nabla m(r, 0) \cdot a]_{r_R}) \cdot \exp \left\{ ik \frac{s}{L'_0 + Z} \cdot [\bar{R} - A(R, Z)] \right\} d^2s \end{aligned} \quad (3.69)$$

d'où le pic de la corrélation est situé à $\bar{R} = A$ avec

$$A = \frac{L'_0 + Z}{L_0} a_{T_0} + \frac{L_0 Z}{L'_0} [\nabla m(r, 0) \cdot a]_{r_R} \quad (3.70)$$

qui est le déplacement de speckle.

Le vecteur de déplacement donné dans l'équation (3.70) est composé de deux composantes, une indépendante de Z et l'autre proportionnelle à la valeur de Z , donc

$$A = \frac{L'_0}{L_0} a_{T_0} - \frac{Z}{L'_0} \left\{ \frac{L'_0}{L_0} a_{T_0} - L_0 [\nabla m(r, 0) \cdot a]_{r_R} \right\} \quad (3.71)$$

Dans le système de coordonnées de la **Figure III.13**, on peut facilement obtenir les relations de composantes dans le plan E'

$$a_{T_0X} = a_x \cos \theta_R + a_z \sin \theta_R \quad (3.72)$$

Et

$$a_{T_0Y} = a_y \quad (3.73)$$

On utilise les équations (3.48) et (3.49) pour obtenir les nouvelles composantes du vecteur de déplacement de speckle :

$$\begin{aligned} A_X &= M(a_x \cos \theta_R + a_z \sin \theta_R) - \frac{Z}{L'_0} \left\{ M(a_x \cos \theta_R + a_z \sin \theta_R) - a_x \left(\frac{L_0 \cos^2 \theta_s}{L_s \cos \theta_R} + \cos \theta_R \right) + \right. \\ &\left. a_z \left(\frac{L_0 \cos \theta_s \sin \theta_s}{L_s \cos \theta_R} + \sin \theta_R \right) + L_0 \left[\varepsilon_{xx} \left(\frac{\sin \theta_s}{\cos \theta_s} + \tan \theta_R \right) - \Omega_y \left(\frac{\cos \theta_s}{\cos \theta_R} + 1 \right) \right] \right\} \end{aligned}$$

(3.74)

$$A_Y = M a_y - \frac{Z}{L'_0} \left\{ M a_y - a_y \left(\frac{L_0}{L_s} + 1 \right) + L_0 [\varepsilon_{xy} (\sin \theta_s + \sin \theta_R) - \Omega_x (\cos \theta_s + \cos \theta_R) - \Omega_z (\cos \theta_s + \sin \theta_R)] \right\}$$

(3.75)

où M est le grandissement de la lentille, et les variables représentant l'angle d'incidence, le rayon de courbure du faisceau d'éclairage et la déformation de l'objet prennent leurs valeurs à :

$$x_R = -\frac{L_0 X}{L'_0 + Z} \quad y_R = -\frac{L_0 Y}{L'_0 + Z}$$

La valeur du pic de la fonction de corrélation qui définit le changement dans la structure du speckle accompagnant le déplacement est donnée par

$$\langle \Delta I_1(R, Z) \Delta I_2(R + A, Z) \rangle = \int |P^*(s) P(s + A_p) d^2 s|^2 \quad (3.76)$$

Où

$$A_p = L_0 [m(r, 0) \cdot a]_{r_R} \quad (3.77)$$

est le déplacement de speckle sur le plan pupillaire. L'équation (3.76) affirme que la hauteur du pic de corrélation est proportionnelle au carré de la fonction de transfert de modulation (FTM) du système optique d'où la fréquence spatiale est proportionnelle au déplacement de speckle dans le plan pupillaire.

Pour cette raison l'effet de déplacement de speckle dans le champ image dépend du déplacement de speckle dans le plan pupillaire [18].

III.9 Détermination des déplacements par photographie de speckle digitale

La photographie speckle digitale (DSP) est une méthode non interférométrique pour la mesure des déformations. Les techniques DSP utilisent des montages optiques simples semblables à ceux présentés par les **figure III.4** et **III.5**. L'objet à étudier est éclairé par une source laser et une figure de speckle est obtenue sur une caméra CCD. Les mesures sont réalisées en analysant les déplacements de cette figure de speckle. Généralement, cette analyse se fait à partir de deux images du speckle. On prend la première alors que le système est dans son état initial. Cette image est l'image de référence. Ensuite, on fait subir à l'objet une déformation, qui provoque un déplacement des grains de speckle dans le plan image. On enregistre alors une seconde image qui pourra être comparée à la référence.

La DSP fonctionne avec le principe de corrélation d'images numériques. L'algorithme de calcul par DSP ne suit pas le mouvement des grains de speckle individuel ; mais le déplacement d'un certain nombre de grains de speckle qui agissent en tant que sous-image (**Figure III.14**). La taille des sous-

images détermine la résolution spatiale du champ de déplacement. Si la taille des sous-images devient très faible, la corrélation entre les images avant et après déplacement diminuera.

L'algorithme trouve la similarité statistique entre les sous images de référence et les différentes sous-images de l'image déplacée. La corrélation est développée pour chaque paire de sous images pour donner le déplacement moyen de chaque paire. Ce processus est répété pour tous les autres sous-images de l'image déplacée trouvée, jusqu'à ce que l'ensemble du champ de déplacement soit déterminée. La hauteur du pic de corrélation fournit le degré de similitude entre les sous-images et par conséquent, il détermine la précision de la mesure.

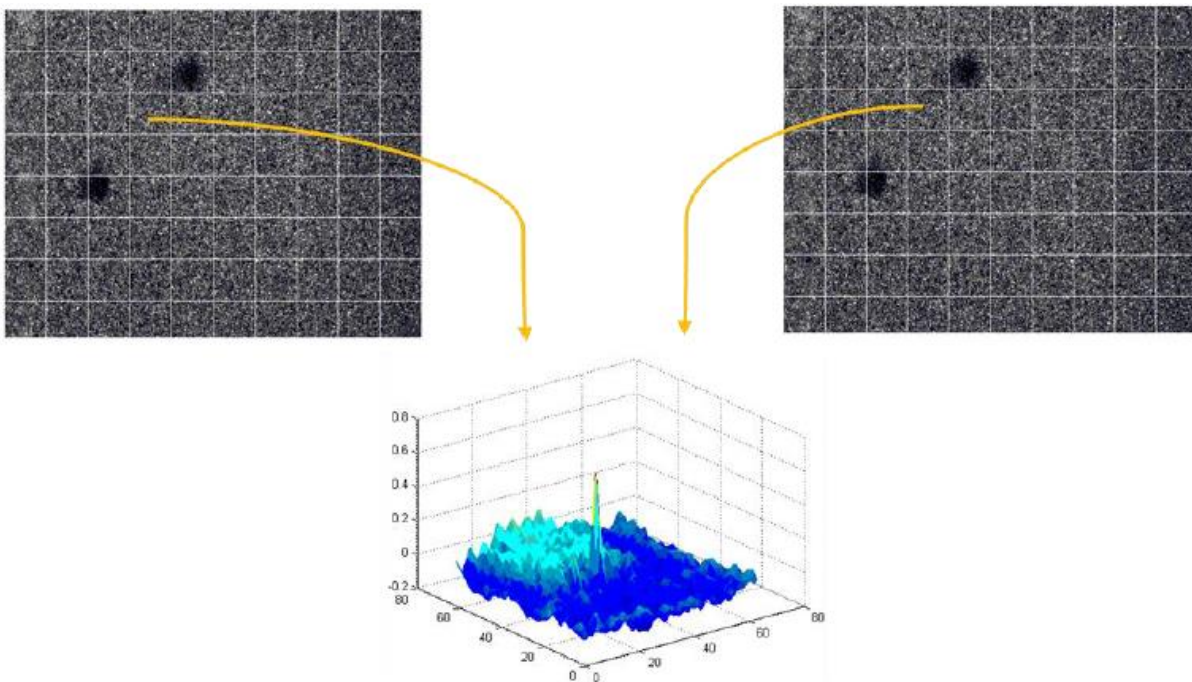


Figure III.14 Suivi du déplacement des grains de speckle par corrélation. L'image de la figure de speckle est divisée en sous-images [20].

Si on considère deux images h_1 et h_2 avant et après déplacement de l'objet de dimensions $N \times M$, la détermination du déplacement d'une image par rapport à l'autre consiste à déterminer le déplacement de chaque point sur h_2 relatif au point correspondant sur h_1 . On suppose que le déplacement est suffisamment petit, on peut considérer que ce déplacement est constant dans des petites sous images de h_1 et h_2 . Le résultat de cette opération peut révéler le déplacement moyen entre ces sous images. Si une sous image carré de côté n_1 de h_1 est dénotée par h_{s1} et la sous image correspondante de côté n_2 de h_2 est dénotée par h_{s2} , la corrélation entre h_{s1} et h_{s2} est définie par :

$$c(k, l) = \sum_{k=0}^{m-1} \sum_{l=0}^{m-1} [h_{s2}^*(i, j) h_{s1}(k + i, l + j)], \quad k, l = 0, 1, \dots, m - 1 \quad (3.78)$$

$$m = n_1 + n_2$$

Les transformées de Fourier discrètes de h_{s1} et h_{s2} sont définies par :

$$H_{s1} = f(h_{s1}) = \frac{1}{m^2} \sum_{k=0}^{m-1} \sum_{l=0}^{m-1} \left\{ h_{s1}(k, l) \exp \left[\frac{-2\pi i (rk+sl)}{m} \right] \right\} \quad (3.79)$$

$$H_{s2} = f(h_{s2}) = \frac{1}{m^2} \sum_{k=0}^{m-1} \sum_{l=0}^{m-1} \left\{ h_{s2}(k, l) \exp \left[\frac{-2\pi i (rk+sl)}{m} \right] \right\} \quad (3.80)$$

$$r, s = 0, 1, \dots \dots m - 1$$

Par la définition des transformées de Fourier discrètes, on peut réécrire l'équation (3.78) comme suit :

$$c(k, l) = f^{-1}(H_{s2}^* H_{s1}) \quad (3.81)$$

k et l , sont les indices de la matrice, f^{-1} est la transformé de Fourier inverse et le produit est effectué élément par élément. Ce calcul est similaire au filtrage point par point de la photographie de speckle classique. Dans ce cas, la zone hs du specklogramme éclairée par le faisceau laser est la somme de h_{s1} et h_{s2} , et la figure de diffraction est représentée par $|f(h_s)|^2 = H_s^* H_s$. La transformée de Fourier de cette figure de diffraction est la fonction d'autocorrélation de hs , c'est telle qui donne le déplacement. Chaque point de (k, l) représente le taux de corrélation entre h_{s1} et h_{s2} . La position de la valeur maximale de (k, l) , indique le déplacement moyen de h_{s2} par rapport à h_{s1} .

Le champ de déplacement résultant est représenté par une figure de flèches (**Figure III.15**). Chaque flèche dans l'image représente un déplacement dans une sous-image. La longueur de chaque flèche représente l'amplitude de déplacement et la direction de la flèche indique la direction du déplacement. Si le déplacement entre les sous-images est grand, beaucoup de bruit est introduit dans la figure de déplacement, indiquant ainsi la présence d'une décorrélacion [20].

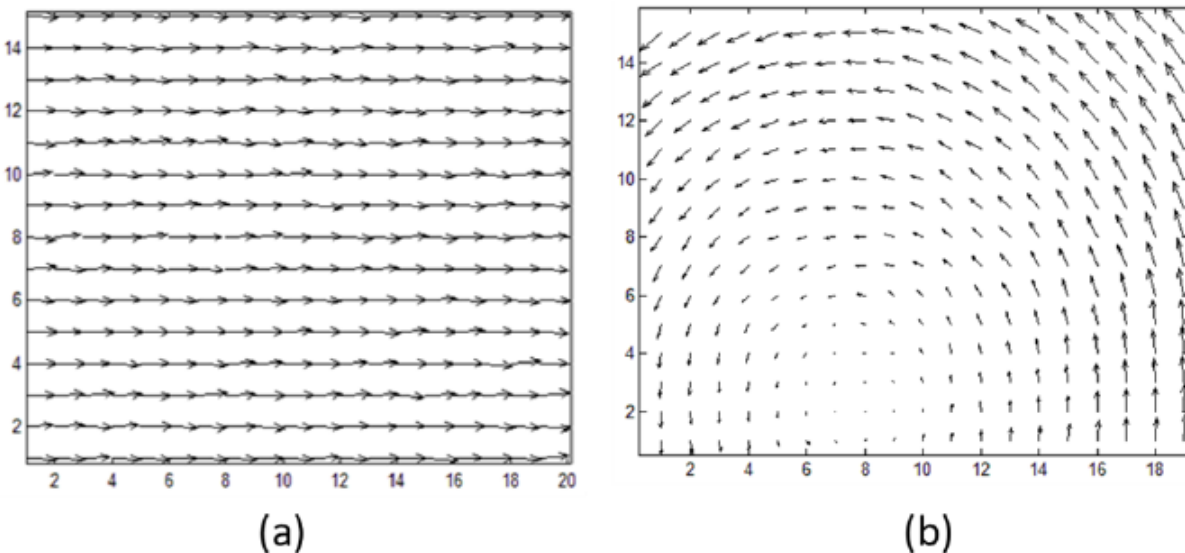


Figure III.15 Champs des déplacements mesurés par notre algorithme de corrélation (DSP). Translation dans le plan ; (b) rotation dans le plan [20].

IV. Chapitre 4 : Partie Expérimentale

IV.1 Introduction

Il est important de déterminer les propriétés mécaniques locales des différentes zones de soudure afin de déterminer la résistance et la ductilité globales du soudage.

Ce chapitre présente une comparaison de deux études sur les propriétés mécaniques d'un joint soudé par la corrélation d'images numériques (DIC) pour obtenir des courbes de contrainte et de déformation locales sur des échantillons de soudure en coupe.

IV.2 Matériaux et méthodes de la première étude

Des plaques en acier S235JRG2 de dimensions (400 × 200 × 10 mm) en ont été soudées bout à bout en utilisant le procédé de soudage MAG pour la préparation des échantillons. La composition chimique et les propriétés mécaniques du métal de base sont indiquées dans le Tableau IV.1 et Tableau IV.2.

Dans cette étude, le soudage suralimentés sera appliqué à l'éprouvette. Les dimensions de l'échantillon sont indiquées à la **Figure IV.1** et **Figure IV.2**.

Le type de métal de soudure VAC 60 a été utilisé pour obtenir un soudage robuste. La composition chimique et les propriétés mécaniques du métal soudé sont indiquées dans le **Tableau IV.1** et **Tableau IV.2**.

La méthode DIC est un processus informatique permettant d'obtenir un champ de déformation / déplacement complet en 3D. La préparation de l'objet à mesurer commence par le placement des points de référence sur la surface. Les points de référence, dans le cas du système Aramis, sont placés avec un spray noir et blanc, afin de créer le meilleur contraste possible, et permettre au logiciel de suivre les changements survenant dans l'objet pendant qu'il subit le chargement.

Les principaux composants du système utilisant la méthode DIC sont:

- Des caméras stéréo et des objectifs qui fournissent une vue stéréo synchronisée de l'échantillon ou de l'objet,
- Support qui assure la stabilité des capteurs,
- Boîte de déclenchement,
- Lumière halogène,
- Un PC.

Le système reconnaît la structure de surface de l'objet à mesurer dans les images des caméras numériques et attribue des coordonnées aux pixels de l'image. Des algorithmes informatiques comparent les images et calculent les déplacements des éléments caractéristiques sur les surfaces

examinées. Aramis est un système de mesure sans contact et indépendant du matériau fournissant, pour les objets de test sous charges statiques, les coordonnées de surface 3D des déplacements, des vitesses, des contraintes et les taux de déformation. La précision de déplacement de l'équipement DIC et du logiciel Aramis 2M utilisé dans ce travail est de 1/100 de pixel et la précision de mesure des déformations est de 0,01% .

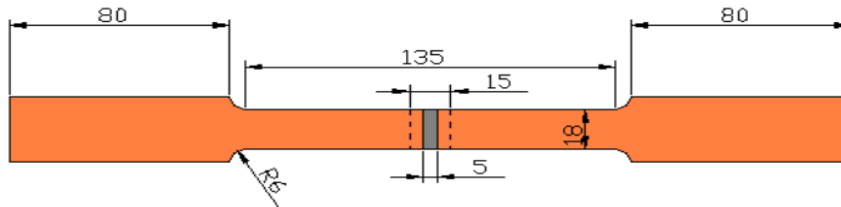


Figure IV.1.

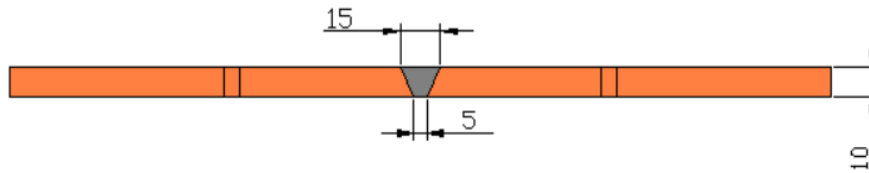


Figure IV.2.

Figure IV.1, Figure IV.2. Dimensions des échantillons [21].

Métal de base	C>0.17	Si<0.4	Mn<1.4	P<0.05	S<0.05
Métal de soudage	C=0.08	Si=0.90	Mn=1.50	P<0.025	S<0.025

Tableau IV.1 Composition chimique (%) [21].

Métal de base	$R_{p0.2}$ [MPa] >235	R_m [MPa] 340-470	A_s [%] >25
Métal de soudage	$R_{p0.2}$ [MPa] >420	R_m [MPa] 500-640	A_s [%] >20

Tableau IV.2 Propriétés mécaniques [21].

IV.3 Matériel et méthodes de la deuxième étude

La soudure étudiée dans ce travail est une soudure multi-passes spécialement conçue en acier inoxydable austénitique à section épaisse (AISI Type 316H) fournie par EDF Energy. Elle a été prélevée à partir d'un récipient sous pression en acier inoxydable austénitique AISI Type 316H de diamètre extérieur de 430 mm et d'épaisseur de paroi de 64 mm. La soudure est illustrée sur la Figure IV.3, et montre les emplacements d'extraction pour les échantillons d'essai de fluage de soudure croisée décrits plus loin. La préparation de la soudure est asymétrique, avec une paroi latérale perpendiculaire aux surfaces intérieure / extérieure. Cette géométrie a été conçue pour donner une limite de fusion convenable à l'extraction des tensions d'éprouvettes pour tester la croissance des fissures dans l'essais de fluage à proximité de l'interface de fusion soudure / HAZ (zone affectée thermiquement). Le matériau de base à droite de la soudure verticale provenait du collecteur HYA 2D2 / 2 (coulé 55,882 avec 0,08% de teneur en N), qui avait été en service pendant 65000 h à une température de fluage moyenne de 519° C. Le matériau de base adjacent à la soudure inclinée provenait du collecteur HYA 1D2 / 4 (coulé 53,547 avec une teneur de 0,029% N), qui avait été en service pendant 87 000 h à une température de fluage équivalente à 515° C. Un procédé de soudage à l'arc circonférentiel au tungstène gazeux (GTAW) a été appliqué pour le premier passage en utilisant un fil de tungstène à gaz inerte (TIG) de 2,4 mm de diamètre. Un procédé de soudage à l'arc métallique blindé (SMAW) a été utilisé pour les 129 passes de remplissage déposées en 26 couches à partir de la racine. Cette soudure cylindrique a été réalisée par EDF Energy à partir d'un matériau parent rare, découpé dans des récipients sous pression en fin de service pour tester le comportement au fluage de nouvelles soudures en matériau vieilli. Cette combinaison de matériaux était intéressante car lorsque des composants opérationnels sont remplacés ou réparés, de nouvelles soudures sont introduites, ce qui peut avoir un effet négatif sur l'état du matériau vieilli in situ.

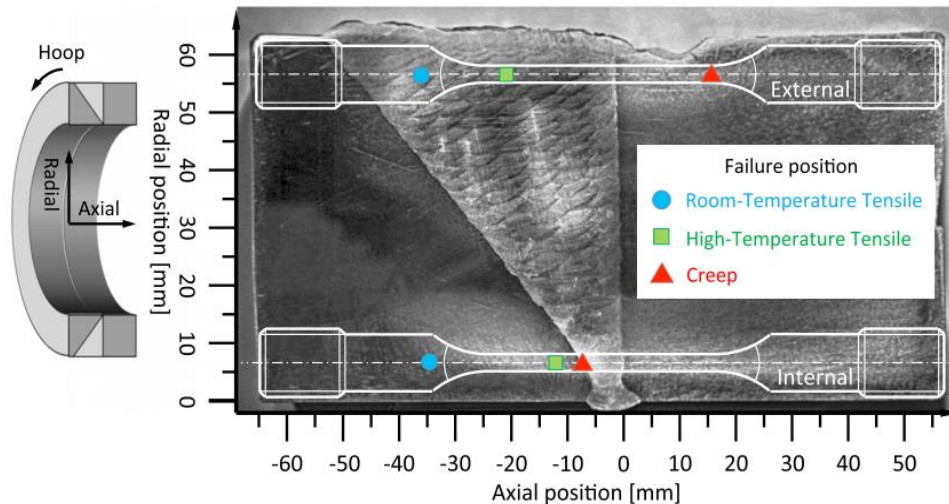


Figure IV.3 Soudure en acier inoxydable austénitique à section épaisse (64 mm) montrant les emplacements d'extraction des éprouvettes de fluage. Les positions de rupture des éprouvettes dans les essais de traction par soudure croisée et les essais de fluage sont également indiqués (notez que les éprouvettes à température ambiante utilisaient une longueur de jauge plus longue de 70 mm). Le schéma montre l'orientation de la soudure dans la section du tuyau [22].

Deux types d'essais ont été réalisés : des essais de déformation / rupture par fluage à haute température sous charge pendant une longue durée et des essais de traction à haute température. La **Figure IV.4** (a) montre le système de mesure de déformation par fluage à haute température DIC développé pour le présent travail. Un four a été spécialement fabriqué avec un hublot dans sa paroi pour prendre des images de la surface de l'échantillon pendant le test. Une étude de température de ce four et de l'assemblage a été réalisée par Sakanashi à l'aide de 8 thermocouples. Il a été constaté que la température était essentiellement uniforme (à $\pm 1^\circ \text{C}$) le long de l'échantillon et que, par conséquent, la température de la section de jauge de l'échantillon pouvait être déterminée en toute confiance en se référant seulement à deux thermocouples. De cette façon, le risque que les thermocouples obscurcissent les images pour DIC pourrait être évité. Le four a été installé sur un bâti de charge à bras de levier standard utilisé pour la déformation par fluage et la rupture. Une fenêtre en saphir de qualité optique recouvrant le hublot a été installée à l'extérieur du four de fluage. La fenêtre a été scellée à l'aide d'un mastic silicone haute température pour empêcher la fuite d'air chaud, ce qui pourrait affecter le trajet de la lumière vers la caméra et provoquer une distorsion de l'image. Les dimensions du hublot de 20 mm de largeur sur 40 mm de hauteur ont été choisies pour minimiser l'influence potentielle du trou d'accès sur l'uniformité de la distribution de température à l'intérieur du four, mais cela a limité le champ de vision de l'échantillon par la caméra.

Une machine d'essai de traction à vitesse de déformation lente Instron 8862 avec une cellule de charge de 100 kN a été utilisée pour les essais de validation de traction. Le refroidissement du système en utilisant de l'eau glacée en recirculation va protéger l'intégrité du bâti de charge et la

cellule de pesée. Le four été utilisé pour chauffer les éprouvettes sur la machine d'essai, permettant un contrôle précis de la température le long de l'éprouvette. Ce four d'essai de traction avait un hublot ouvert de 30 mm de hauteur sur 15 mm de largeur à mi-hauteur, recouvert d'une fenêtre optique en quartz pour le contrôle DIC, de manière similaire à la fenêtre saphir du four de fluage mentionnée précédemment. Un ventilateur a été utilisé pour mélanger l'air entre la fenêtre et l'objectif de la caméra afin de réduire la distorsion de l'image due aux courants d'air thermique résultant d'une étanchéité imparfaite de la fenêtre. Un schéma de l'installation est représenté par la **Figure IV.4** (c). Une éprouvette à côtés plats a été conçue pour les essais de fluage surveillés par DIC, comme indiqué sur la **Figure IV.5**.

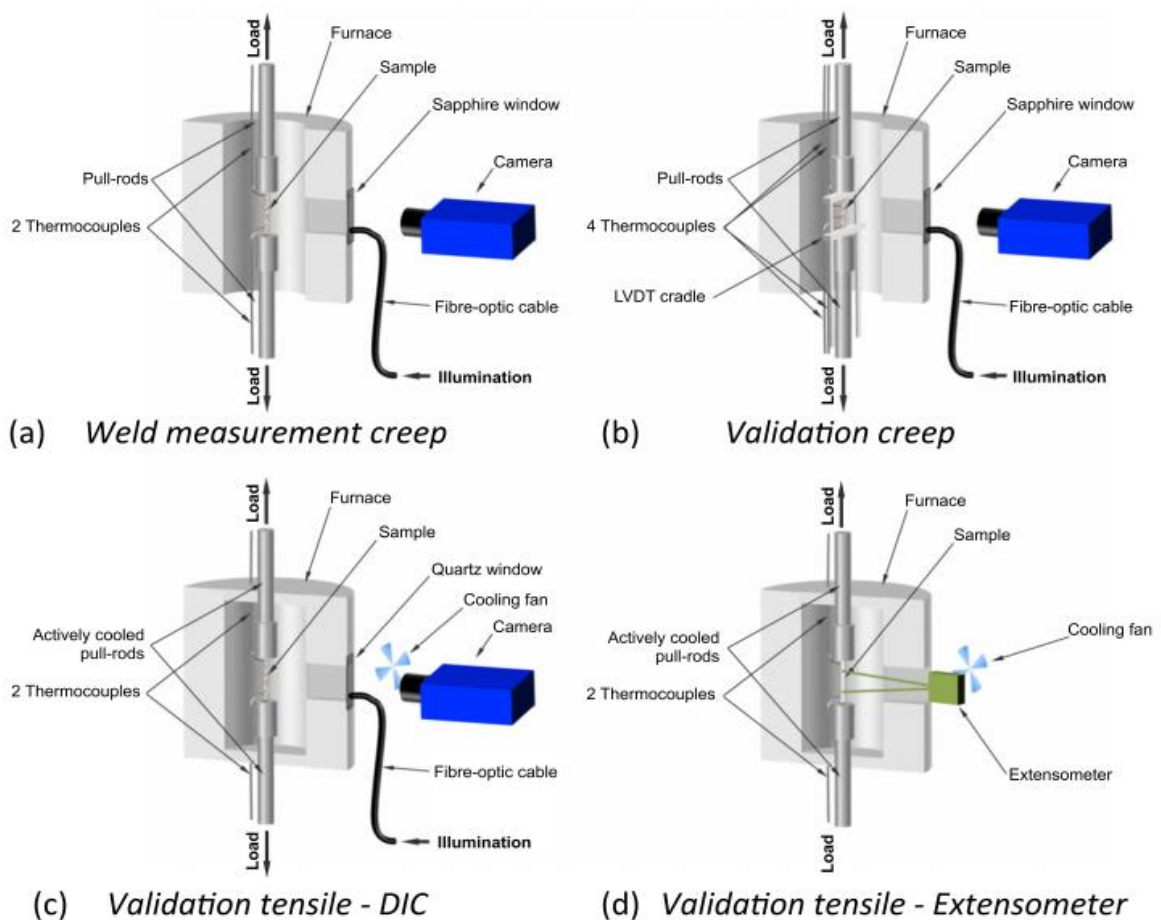


Figure IV.4 Schémas montrant les principaux composants du système de mesure DIC haute température utilisé pour (a) les essais de fluage de soudure, (b) les essais de validation de fluage et (c) l'essai de validation de traction. La configuration utilisant un extensomètre à entrer latérale à la place de la fenêtre est également illustrée en (d) [22].

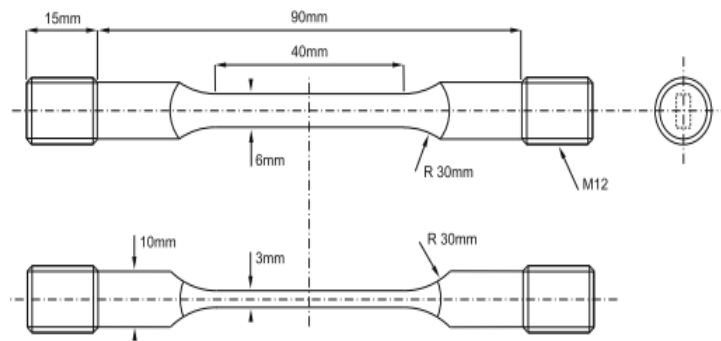


Figure IV.5 Conception de l'éprouvette développée pour une utilisation dans les essais de fluage DIC [22].

La jauge a une section rectangulaire (6 mm de largeur et 3 mm d'épaisseur) avec des extrémités filetées (M12). L'échantillon est fixé dans le cadre de chargement à l'intérieur du four, et les pointes de deux thermocouples ont été insérées dans de petits trous percés en haut et en bas de l'échantillon, au-delà de la section de la jauge. La position verticale et la rotation de la chaîne de charge ont été soigneusement ajustées pour donner à l'appareil photo numérique la vue requise de la section de jauge à travers la fenêtre.

Une caméra numérique (Nikon D300) à objectif unique de focale de 150 mm (DSLR) avec une résolution de 4288×2848 pixels, permet de capturer un objet à une distance de 300 mm dans les essais de traction et les essais de fluage pour le contrôle des soudures par DIC.

Une deuxième caméra numérique Nikon D810 avec une résolution de 7360×4912 pixels et un objectif de distance focale de 200 mm, permet le contrôle de l'éprouvette à une distance de 400 mm pour les tests de validation.

L'acquisition des images de la surface de l'échantillon pendant les tests se fait à intervalles réguliers à l'aide d'un logiciel de capture d'images. La surface de l'échantillon est éclairée à l'aide d'un faisceau de lumière par un fibre optique, couplé à un flash externe déclenché par l'appareil photo numérique. En raison de l'utilisation d'une caméra couleur pour ces expériences, il n'a pas été possible d'utiliser un filtre coloré pour bloquer le rayonnement du corps noir (comme indiqué dans d'autres tests DIC à haute température), car cela aurait considérablement réduit la résolution effective de la caméra. Cependant, l'appareil photo Nikon D810 standard dispose d'un filtre proche infrarouge, ce qui réduira une partie de cet effet. De plus, un éclairage flash de haute intensité a été choisi pour éclairer la surface de l'échantillon, ce qui a rendu la lumière supplémentaire du rayonnement du corps noir négligeable par rapport au signal mesuré, ce qui rendait la lumière supplémentaire du rayonnement du corps noir négligeable par rapport au signal mesuré. La vibration due à la rétraction du miroir dans l'appareil photo D300 a été minimisée en utilisant un délai d'obturation de trois secondes. Cela laisse l'obturateur comme la seule partie mobile nécessaire pour prendre l'image.

Cette autre cause potentielle de vibration de la caméra a été éliminée grâce à l'utilisation de la caméra D810, avec sa fonction d'obturation électronique au premier rideau, pour le test de validation de fluage. Aucune différence mesurable n'a été trouvée entre les images capturées avec les fonctions d'obturation mécanique ou électronique de la caméra D810. Ce résultat est attribué à la fixation rigide de la caméra D810 et à la masse relativement faible du mécanisme d'obturation. Bien que le mécanisme d'obturation du D300 soit d'une construction différente de celle du D810, il est de même peu susceptible de provoquer une erreur mesurable. L'obturateur du D300 est également de plus petite taille, en raison de la plus petite taille du capteur, et la taille physique des pixels est plus grande (5,5 μm pour le D300 contre 4,88 μm pour le D810), réduisant sa sensibilité à vibration.

Une considération importante pour l'application à haute température du DIC est la stabilité de l'apparence de la surface d'essai pendant l'expérience. La précision de la mesure dépend principalement de l'identification des caractéristiques de surface contrastées (c'est-à-dire des taches), qui peuvent être affectées négativement par l'oxydation. Dans le présent travail, les surfaces des échantillons ont été revêtues d'une peinture à base de céramique de silice. Cela a donné un aspect non dégradant au matériau testé. Le motif tacheté a été produit en utilisant de la peinture de deux nuances différentes. Tout d'abord, une couche de peinture blanc mat a été appliquée sur la surface de la longueur de la jauge des échantillons, pour éviter toute réflexion directe de la surface de l'échantillon. Deuxièmement, une peinture en aérosol noir mat a été utilisée pour créer des taches aléatoires sur la base blanche. Après application, la peinture a été durcie à trois températures (dont la plus élevée était de 315 ° C), comme spécifié par le fournisseur [22].

IV.4 Résultats et discussion de la première étude

Les résultats sont présentés pour l'éprouvette sans fissure n° 1 et l'éprouvette avec fissure dans la zone affectée thermiquement n° 2, formée par le procédé de soudage. Sept coupes sur le plan latéral de la surface de l'échantillon sont suivies au cours de l'expérience. Les sections sont situées dans la ligne de fusion des deux côtés, verticalement situées dans le métal de soudure, parallèlement à la ligne de fusion dans la zone thermiquement affecté (HAZ) et horizontalement à 2 mm des surfaces supérieure et inférieure, respectivement, comme indiqué sur la **Figure IV.6**.

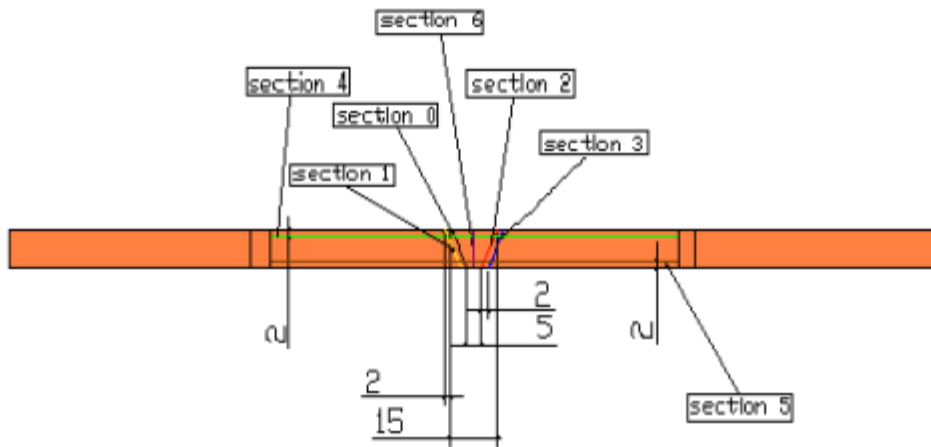


Figure IV.6 Position des sections mesurées [21].

Dans ce papier, les déformations ont été analysées pour les étapes de charge maximale et immédiatement avant la fracture. Ces étapes seront étudiées afin de démontrer la possibilité d'utiliser la technique DIC pour suivre les propriétés mécaniques locales de HAZ dans les structures soudées. La **Figure IV.7** montre le champ de déformation pour une charge maximale de l'éprouvette n° 1. Les courbes du côté gauche montrent la variation des valeurs de déformation par rapport aux positions et à la longueur des sections. La même analyse pour l'étape avant la fracture de l'éprouvette n° 1 est représentée sur la **Figure IV.8**.

Les **Figures IV.9** et **IV.10** montrent respectivement, les champs de déformations équivalent dans les deux états de l'éprouvette avec fissure (n°2). Dans le procédé de soudage choisie, la fracture sera dans le métal de base à moins qu'il n'y ait une fissure dans le métal de soudure ou HAZ. La fissure qui a conduit à la fracture a été initiée pendant le processus de soudage et est située approximativement au milieu de la section 2. La fissure s'est propagée sur la ligne de fusion. En comparant ces deux éprouvettes, l'éprouvette n° 1 s'est fracturée en métal de base en raison de l'absence de fissures, tandis que dans l'éprouvette n° 2, la fracture était dans la HAZ à cause de la fissure.

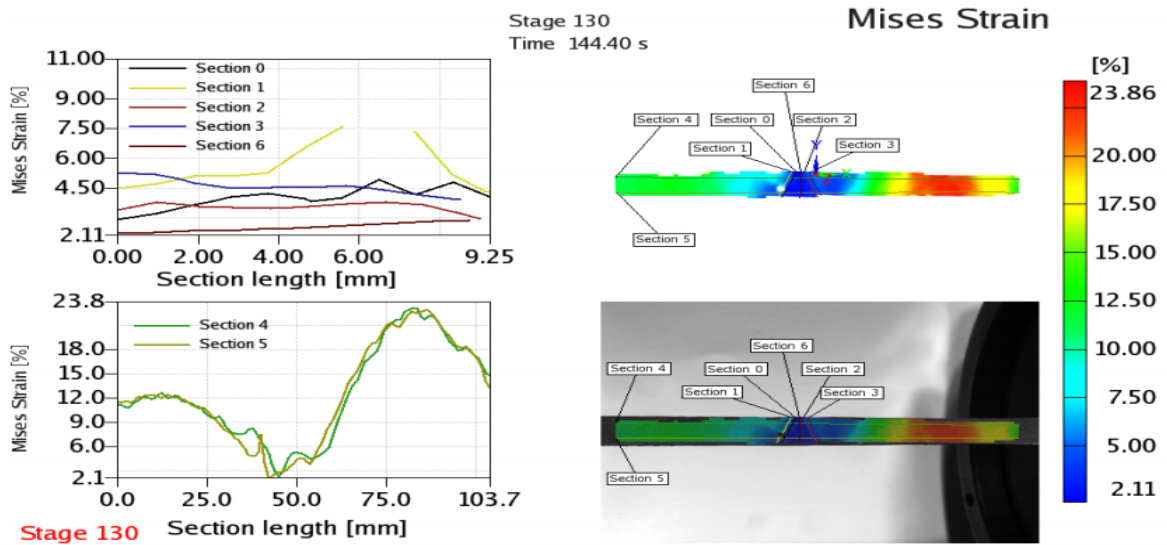


Figure IV.7 Champ de déformation pour la charge maximale ($F = 71 \text{ kN}$) pour l'éprouvette n° 1 [21].

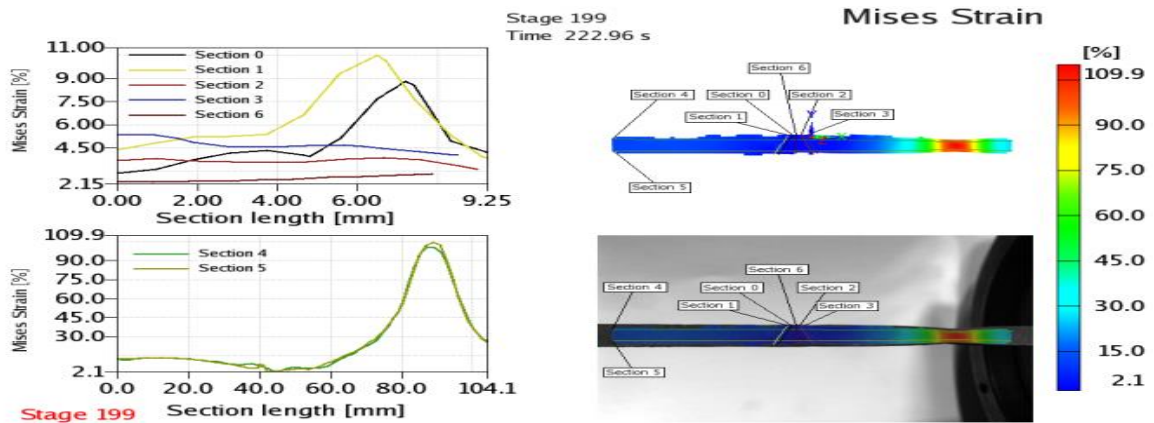


Figure IV.8 Champ de contrainte avant rupture ($F = 54 \text{ kN}$) de l'éprouvette n° 1 [21].

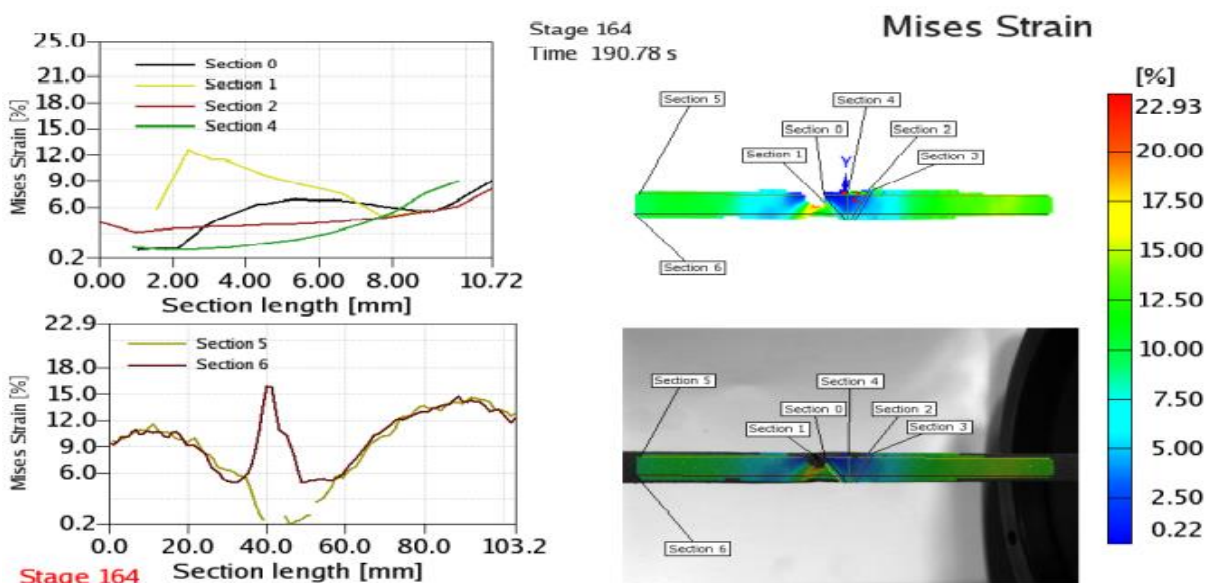


Figure IV.9 Champ de déformation pour la charge maximale ($F = 68 \text{ kN}$) de l'éprouvette n° 2 [21].

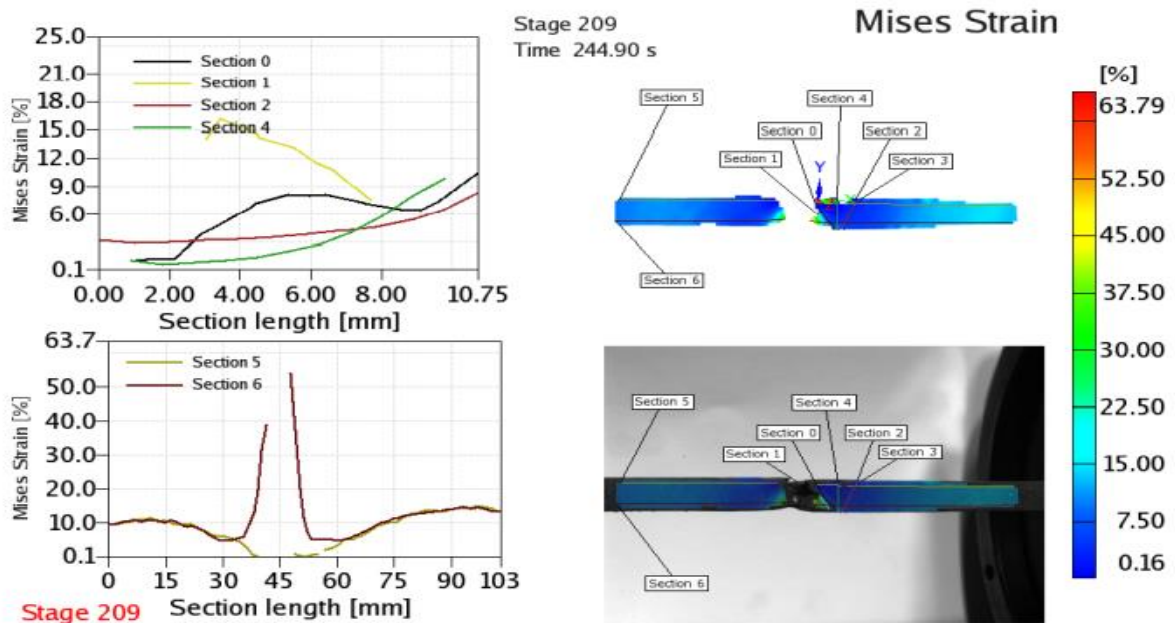


Figure IV.10 Champ de déformation avant rupture ($F = 3,46 \text{ kN}$) de l'éprouvette n° 2 [21].

Pour clarifier l'effet d'hétérogénéité du matériau sur le comportement de l'éprouvette soudée, les cinq points sont pris comme référence dans les différentes zones locales comme illustré à la **Figure IV.11**. Les valeurs de la déformation sont indiquées dans le **Tableau IV.3** et Tableau IV.4 pour l'éprouvette n° 1 et l'éprouvette n° 2 respectivement. Il y a des changements brusques dans le bord de chaque zone, c'est-à-dire de 4% à 23% en cas de charge maximale pour l'éprouvette n° 1, et de 2,5% à 105% pour l'étape avant rupture du même échantillon. Les valeurs de déformation les plus élevées indiquent la position de la rupture.

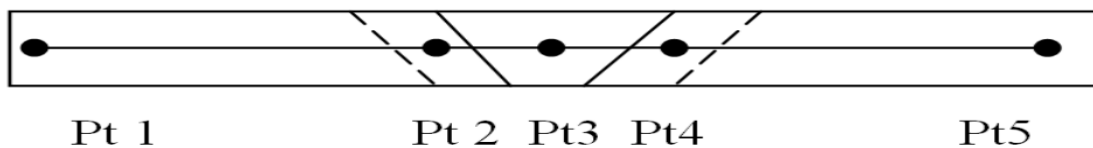


Figure IV.11 Points de référence des champs de déformation locaux [21].

	Pt 1	Pt 2	Pt 3	Pt 4	Pt 5
	BM _L	HAZ _L	WM	HAZ _R	BM _R
F=71KN	12	4.5	3.0	4.0	23
F=54KN	14	10	3.0	4.5	105

Tableau IV.3 Taux maximale % de déformation à différentes zones de l'échantillon n° 1 [21].

	Pt 1 BM _L	Pt 2 HAZ _L	Pt 3 WM	Pt 4 HAZ _R	Pt 5 BM _R
F=68KN	11	16	5	5	14
F=3.46KN	11	85	30	5	15

Tableau IV.4 Taux maximale % de déformation à différentes zones de l'échantillon n° 2 [21]

À des stades spécifiques, différentes zones de joint soudé peuvent être distinguées. La **Figure IV.12** montre l'une de ces étapes où il est possible de caractériser le métal de base, la zone affectée thermiquement et le métal de soudure. Cela peut être fait soit par le champ de contour où se trouvent les changements significatifs des valeurs de déformation. D'après ces résultats, il est clair que pour l'éprouvette n° 1, le champ de déformation local présente des valeurs inférieures pour le matériau de soudure et pour les zones affectée thermiquement (HAZ). Les valeurs de déformation locale les plus élevées sont situées dans le métal de base. Dans le cas de l'éprouvette n° 2, la propagation de la fissure modifie les champs de déformation locaux précédents en fonction des paramètres de la mécanique de la rupture où la rupture sera due à la propagation de la fissure [21].

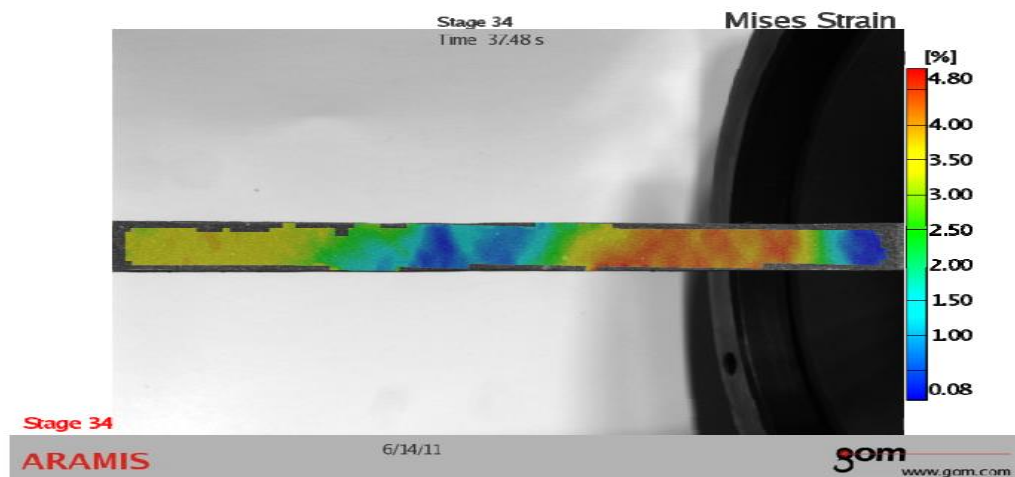


Figure IV.12 Clarté des différentes zones [21].

IV.5 Résultats et discussion de la deuxième étude

L'usinage par électroérosion (EDM) a été utilisé pour extraire des échantillons (comme illustrée à la **Figure IV.5**) à partir de la plaque soudée en acier inoxydable austénitique AISI type 316H à deux endroits (externe et interne) comme indiqué sur la **Figure IV.3**. Des essais de fluage ont été réalisés à 545°C dans le cadre de fluage à charge constante avec le système de mesure DIC haute température décrit dans la section Système DIC haute température pour essais de fluage ci-dessus. Une image de

référence, un vecteur de déplacement et des cartes de déformation longitudinale locale pour l'échantillon interne après 1000 h sont présentés sur la **Figure IV.13**.

La contrainte appliquée, la température, l'allongement local et le temps de rupture pour les deux essais de fluage sont résumés dans le **tableau IV.5**. L'emplacement de la défaillance pour chaque position est illustrée sur la **Figure IV.3**. L'échantillon de fluage externe s'est rampu dans le matériau d'origine et l'échantillon interne dans la région HAZ inclinée à 45°. Ce diagramme marque également le lieu de défaillance des essais de traction par soudure croisée effectués à température ambiante et à 545 ° C, dont les détails peuvent être trouvés ailleurs. Le point zéro arbitraire dans toutes les Figures est considéré comme l'interface soudure / HAZ à 90 °, les valeurs positives désignant le côté métal de base (parent). Les valeurs de position négatives se réfèrent aux positions du côté soudure. Pour l'échantillon externe, toutes les valeurs négatives se trouvent dans la soudure, mais dans l'échantillon interne, l'interface soudure à 45 ° / HAZ est à -8 mm et le matériau parent au-delà de ce point.

Des exemples de l'analyse DIC à 1000 h pour l'éprouvette de fluage interne sont montrés sur la **Figure IV.14**. Il existe une variation notable de la déformation de fluage calculée à travers la ligne de soudure dans l'éprouvette interne. Ceci n'est pas surprenant étant donné les angles différents de préparation de la soudure (90° et 45°) produisant des HAZ de différentes géométries (voir **Figure IV.3**). Cependant, dans l'éprouvette de soudure croisée découpée à partir de l'emplacement externe, une seule interface de soudure est présente au centre de l'éprouvette et elle est perpendiculaire à l'axe de la jauge. Dans cette configuration, une réponse plus uniforme à travers l'échantillon a été observée. La variation de la déformation de fluage mesurée le long de chaque éprouvette de test de soudure croisée en fonction du temps d'exposition est illustrée sur les **Figures IV.15** (a) et (b) pour les éprouvettes de fluage externe et interne respectivement.

Sur la **Figure IV.16**, la déformation de cisaillement par fluage dans le plan est tracée pour l'échantillon externe pour la zone de soudure uniquement. Il est particulièrement intéressant de remarquer une variation de cordon de soudure par cordon de soudure en déformation de fluage, les cordons de soudure ayant une largeur d'environ 6,5 mm. Il apparaît que le métal de soudure multi passe présente un comportement de fluage inhomogène, le centre de chaque cordon présentant une contrainte de cisaillement maximale plus élevée que les bords du cordon.

La déformation de fluage à travers chaque échantillon était très variable (voir Figure IV.15), mais dans chaque cas, les déformations de fluage minimales se sont accumulées dans les régions HAZ (c'est-à-dire à environ 3 mm de la limite de fusion).

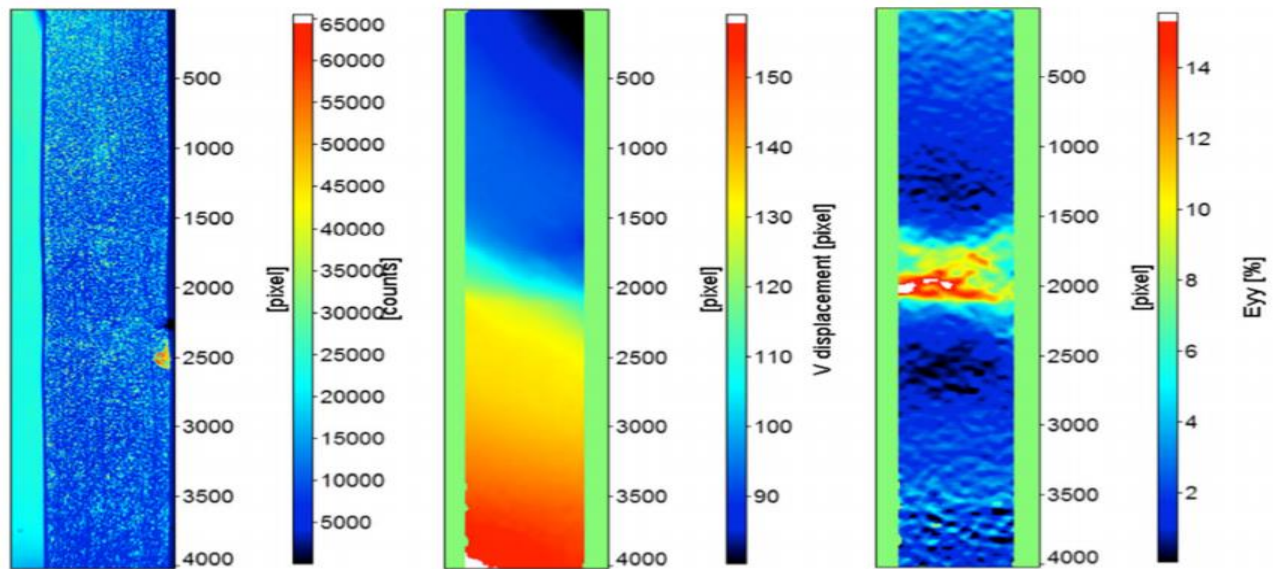


Figure IV.13 Analyse DIC de la déformation dans la section de jauge dans l'éprouvette interne de la soudure en acier inoxydable à une durée de vie au fluage de 1000 h. À gauche, l'image d'origine avec des pseudo couleurs, au centre la carte de déplacement calculée et à droite la carte de déformation locale longitudinale. L'interface HAZ 45° est à la position 2485 pixels et l'interface HAZ 90° est à 1678 pixels [22].

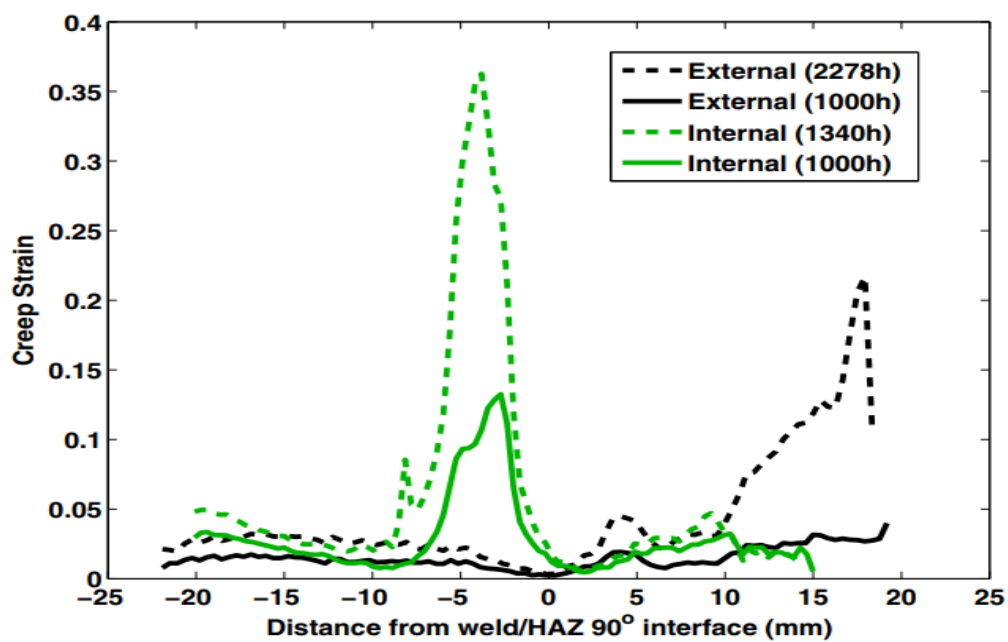


Figure IV.14 Déformation moyenne sur toute la largeur des échantillons externes et internes à 1000 h et à la rupture, avec une contrainte appliquée de 315 MPa à 545 ° C [22].

Position	Haut	Bas	Validation
Contrainte appliquée (MPa)	315	313	330
Température (°C)	545±1	545±1	550±1
Emplacement de l'échec	Parent (x=18 mm)	HAZ(x=-8 mm)	Interface de côté
Ductilité locale (%)	21	2.1	1.5
Durée de l'essai (h)	2187	1339	480

Tableau IV.5 Contrainte appliquée, température, durée et allongement de chaque essai de fluage pour les éprouvettes de soudure croisée AISI 316H [22].

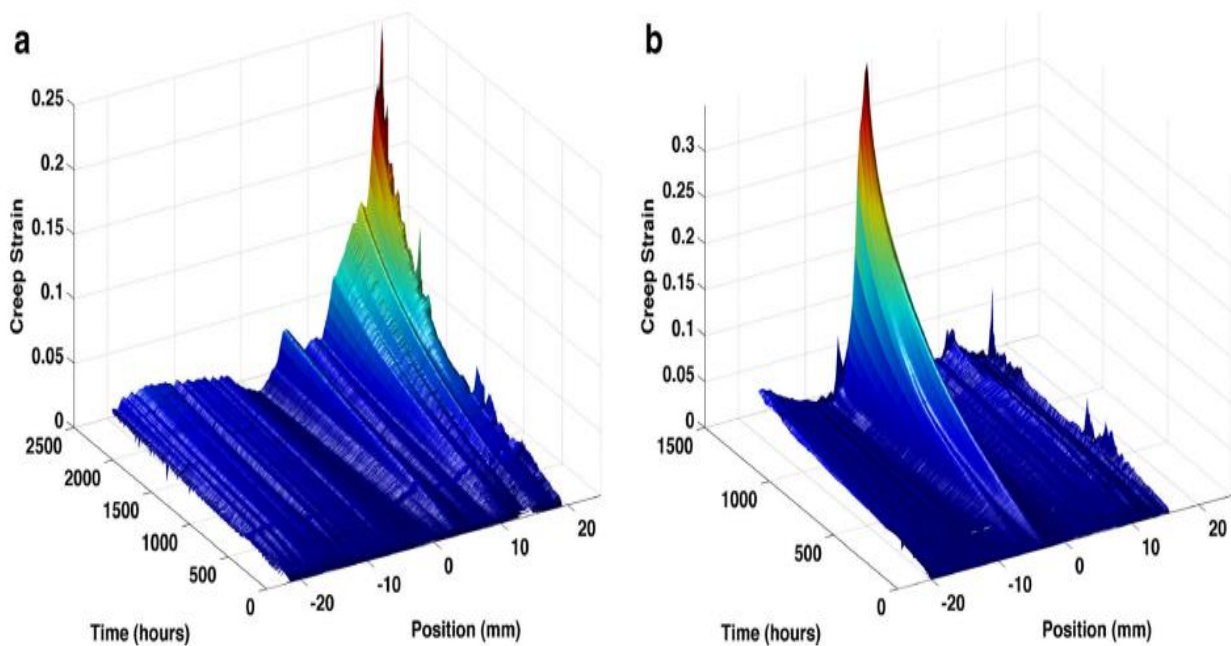


Figure IV.15 Tracés de surface 3D montrant la variation de la déformation de fluage mesurée le long des longueurs de jauge par rapport à l'interface soudure / HAZ 90° de (a) les éprouvettes d'essai de soudure croisée en acier inoxydable externe, (b) en fonction de la durée de l'essai pendant une contrainte appliquée de 315 MPa à 545 ° C [22].

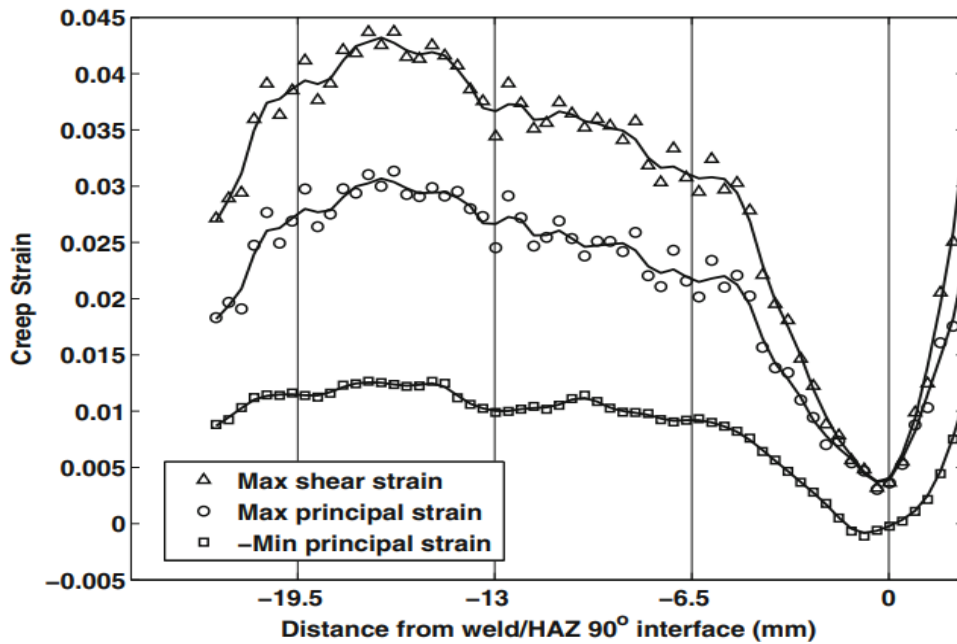


Figure IV.16 Répartition des déformations de fluage à travers la zone de soudure de l'échantillon externe après 2250 h montrant un comportement inhomogène dû aux cordons de soudure (taille ~ 6,5 mm) [22].

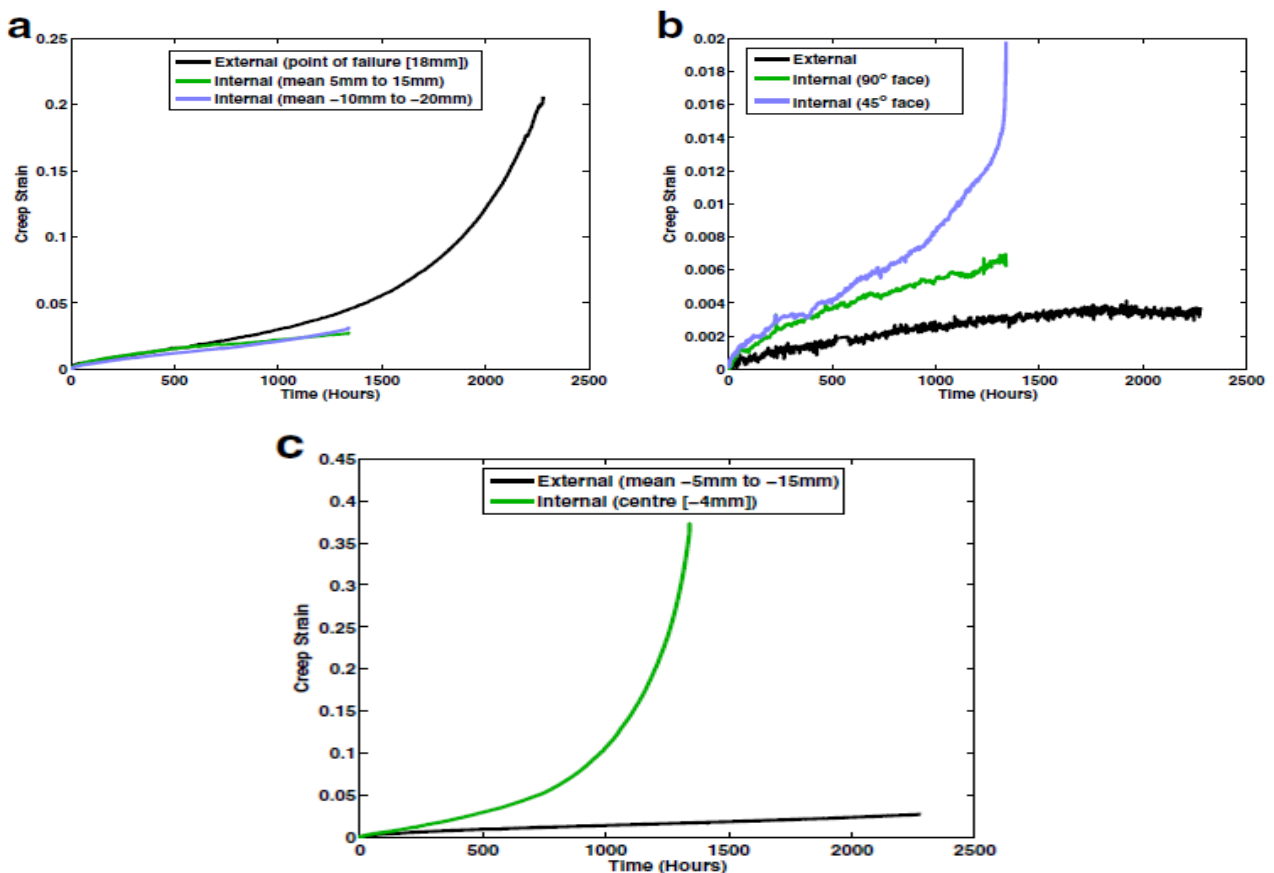


Figure IV.17 Comparaisons des courbes de déformation par fluage (a) parent, (b) HAZ et (c) du métal de soudure à partir d'éprouvettes d'essai de soudure croisée externe et interne pour une contrainte appliquée de 315 MPa à 545 ° C [22].

La **Figure IV.17** (a) montre le fluage de la zone parent à travers les deux tests. L'échantillon externe a échoué dans le matériau parent et la courbe de fluage à ce point a donc été tracée. En revanche, le matériau parent des deux côtés de la soudure présentait un comportement cohérent le long de la région analysée. Pour réduire la dispersion dans les données pour ces faibles valeurs de déformation, qui autrement auraient un rapport signal sur bruit beaucoup plus faible, la déformation moyenne sur une région de 10 mm a été tracée. Les deux régions du matériau parent dans l'échantillon interne montrent une réponse au fluage très similaire. Les données du matériaux parent de l'échantillon externes sont également assez similaires, mais comme le test dure plus longtemps, il échoue finalement dans cette région.

L'échantillon de test de position interne a échoué à une durée de vie nettement plus courte que la position externe (**tableau IV.5**). La rupture s'est produite dans la zone HAZ juste à gauche du pied de soudure ($x = -8$ mm) où la déformation de fluage axiale locale finale (moyenne sur l'épaisseur) était de 0,02. Après ce point, une fissure macroscopiquement visible s'est formée. L'ouverture de cette fissure produit le pic jusqu'à 0,08 sur les Figures IV.14 et IV.15 (b) dans la même position, mais comme cette déformation a été calculée à travers une fissure visible, la valeur ne représente pas la déformation dans le matériau à ce point, ce qui était toujours de 0,02.

Les courbes de déformation de fluage pour la HAZ de chaque côté de la soudure de racine dans l'éprouvette interne sont très similaires jusqu'à 600 h (**Figure IV.17** (b)), mais alors le taux de fluage pour la HAZ inclinée à 45° augmente considérablement. Cette augmentation de la vitesse de déformation par fluage HAZ est probablement causée par les grandes déformations de fluage accumulées dans le métal de soudure adjacent (voir **Figure IV.15**(b)), et par le fait que la limite de fusion de ce côté n'était pas normale à la direction de chargement. La rupture s'est produite entièrement dans le matériau HAZ avec la face de fracture parallèle à la limite de fusion.

La **Figure IV.17** (c) montre les données de fluage pour le matériau de soudure. Dans l'échantillon externe, la vitesse de déformation de fluage était relativement constante le long de la soudure et les données ont donc de nouveau été moyennées sur une longueur de 10 mm. L'échantillon interne a une vitesse de déformation maximale au centre de la section de soudure (**Figure IV.15** (b)) et donc ce point unique a été utilisé pour tracer la déformation de fluage pour la soudure dans cet échantillon. La déformation maximale et le taux de déformation pour la soudure sont beaucoup plus élevés dans l'échantillon interne que dans l'échantillon externe. Cependant, les régions ont des contraintes locales et des histoires thermiques très différentes en raison du processus de soudage [22].

IV.6 Conclusions

En comparant les résultats des deux études, nous concluons que les mesures visuelles de contraintes basées sur la méthode DIC ont été utilisées pour extraire les propriétés mécaniques dans la zone de soudure en particulier les paramètres liés à la déformation.

L'évolution de la distribution des déformations pendant le chargement assure une bonne cohérence avec les résultats des tests d'indentation et la position de fissuration de l'éprouvette. La méthode DIC est très utile pour les mesures de contraintes locales lors de l'essai de traction statique ou dynamique des joints soudés.

Les valeurs de contrainte pour les différentes zones locales de l'assemblage soudé peuvent être distinguées à l'aide de la technologie DIC.

L'analyse est spécialement présentée pour mesurer les propriétés mécaniques locales d'échantillons trop soudés. Il convient de souligner que la méthode peut être utilisée pour la caractérisation mécanique locale des structures soudées en général.

Conclusion générale

Grâce à ce travail, les propriétés mécaniques des assemblages soudés ont été étudiées au moyen de mesures de contraintes visuelles, et en comparant les résultats des deux études qui ont traité ce sujet. Les deux études en abordé la caractérisation des joints souder par les essais de traction et de fluage en utilisant la technique de corrélation d'images. Cette technique à permit de représenter quantitativement et qualitativement les différentes contraintes subit par les échantillons pendant les essais, et leurs effets sur les joints soudé, sur le matériau de base et sur les zones affectées thermiquement.

On peut conclure que la caractérisation des joints souder par la méthode de corrélation d'images numérique peut donner plus d'informations sur le comportement mécanique lors des essais mécaniques par rapport aux méthodes conventionnelles.

Dans notre travail on a proposé de faire une étude similaire, mais en utilisant la technique de photographie speckle digitale. Cette technique plus précise permet de mesurer des micros déformations et de présenté les champs des déformations d'une manière plus simple.

Le résumé :

Une grande partie de la mécanique expérimentale repose sur la mesure des déplacements et déformations de surfaces. Le speckle est une structure granulaire qui résulte de l'interaction de la lumière laser avec une surface rugueuse. Ce phénomène est largement utilisé dans les techniques de contrôle non destructives.

Le but principal de ce travail est l'étude des propriétés mécaniques des joints de soudure par la technique de corrélation de speckle. Une étude comparative à été faite entre deux travaux, pour déterminer les propriétés mécaniques des joints soudé pendant l'essai de traction et de fluage par la technique de corrélation d'images (DIC). L'étude nous à permit de démontrer l'importance de la méthode DIC pour l'analyse quantitative et qualitatives des propriétés mécaniques des zones souder.

ملخص

يعتمد جزء كبير من الميكانيكا التجريبية على قياس النزوح وتشوهات الأسطح. من خلال هذا العمل نهدف الى معرفة مدى نجاعة التجارب الغير متلفة و خصوصا تجربة البنية الحبيبية الناتجة عن تفاعل ضوء الليزر مع سطح خشن. تُستخدم هذه الظاهرة على نطاق واسع في تقنيات الاختبار غير المتلفة.

الهدف الرئيسي لهذا العمل هو دراسة الخصائص الميكانيكية للحام باستعمال التجارب غير المتلفة و مقارنتها مع بعض الأعمال المماثلة من خلال بعض التجارب الميكانيكية كتجربة الشد.

Bibliographie

- [1] Jean P. Mercier, Gerald Zambelli, Wilfried Kurz, Introduction à la science des matériaux, Presses polytechniques et universitaires romandes, 1999, 2002 Troisième édition entièrement revue et augmentée.
- [2] Taâmallah Ouahiba, Effet des traitements mécaniques de surface (TMS) sur l'érouissage et la ténacité d'un acier, Université Badji Mokhtar Annaba, Présenté en vue de l'obtention du diplôme de Magister, Année 2012.
- [3] Bensaada Saïd, Pouziane M.T, Traitements thermiques classification et désignation, des aciers et fontes, Office des publications universitaires, octobre, 2015.
- [4] Guy Murry, Métallurgie Métaux • Alliages • Propriétés, Dunod, Paris, 2004, 2010.
- [5] Djedid Ibrahim, Étude sur les défaillances des aciers API- 5LX60 pour pipeline cas de la ligne GZ1, Université Abou Bekr Belkaid, Mémoire de master de juin 2013.
- [6] Michel Dupeux, Science des Matériaux, Dunod, Paris, 2004, Nouveau tirage corrigé 2005
- [7] Michel Bramat, Martin Villeneuve, technologie des métaux, contrôles et essais des soudures, 2008 éditions Reynald Goulet, Canada
- [8] Imen Kallel-Kamoun, Analyse mécanique de l'essai de flexion par flambement post-critique, Université de Sherbrooke (Canada), pour obtenir le grade de Docteur en 30 Juin 1999
- [9] GUELAI Noussaïba BOUTARFIF Fatma, Comportements mécaniques Des aciers faiblement alliés avant et après cémentation, Université de Tébessa, Présenté en vue de l'obtention du diplôme de MASTER, Année 2015/2016
- [10] Amira Tam, Benchiheb S, Conception et fabrication d'un dispositif de flexion trois points, Université Badji Mokhtar Annaba, Présenté en vue de l'obtention du diplôme de master, Année universitaire : 2017/2018
- [11] Walid Larbi, Propriétés mécaniques des matériaux: exercices corrigés, Notes de Matériaux et systèmes de construction, École Nationale d'Ingénieurs de Saint-Etienne (ENISE)
- [12]: Mostefa BENEDEB . " Étude des défauts de soudage des pipelines" mémoire de MASTER , Université Mohamed Khider Biskra , Juin 2012
- [13]: Michel Bramat, Martin Villeneuve, Procédés spéciaux de soudage et de coupage, de 2008 éditions Reynald Goulet, Canada
- [14] Christian Bonnet, Le Soudage Métallurgie et Produits, Air Liquide /CTAS 2001
- [15] serveur web : www.hermes-science.com, Métallurgie et mécanique du soudage, Paris, Hermès Science publications, 2001

-
- [16]: Camille Routhier, Soudage et assemblage-soudage. Guide d'auto-apprentissage, Le Comité sectoriel de la main-d'oeuvre dans la fabrication métallique industrielle (CSMOFMI), août 2010
- [17] BELABED Abdelmadjid, Analyse des défauts et étude de la fissuration par fatigue dans les soudures d'angles, Mémoire de la fin d'étude pour l'obtention du diplôme de MASTER, Université Abou Bekr Belkaid – Tlemcen, Année universitaire 2016-2017.
- [18] Redouane ZEMMAMOUCHE Application de l'interferométrie speckle pour la mesure des déformations d'objets, Présenté en vue de l'obtention du diplôme de Magister, Université ferhat Abbas sétif 1 année 2001.
- [19] PEDER JOHNSON, Digital Speckle Photography Strain Field Measurements in Aerospace Applications, Luleå University of Technology, année 1998.
- [20] Redouane ZEMMAMOUCHE, Analyse des Figures de Speckle pour la Mesure de Déformations par Corrélation d'Images Numériques, Université ferhat Abbas sétif 1, Thèse de doctorat, 20/09/2016
- [21] Mills Milosevic and Nenad Mitrovic and Radomir Jovicic and A. Sedmak, " Measurement of local tensile properties of welded joint using Digital Image Correlation method", *Chemicke listy*, 106, s485-s488, 2012.
- [22] Y. Sakanashi, S. Gunfire, A.N. Dorsey, P.I.Bouchard, "Measurement of Creep Deformation across Welds in 316H Stainless Steel Using Digital Image Correlation", *Experimental mechanics*, DOI 10.1007/s11340-016-0245-z, 2016