



HAL
open science

Simulation numérique du soudage du TA6V par laser YAG impulsif : caractérisation expérimentale et modélisation des aspects thermomécaniques associés à ce procédé

Yannick Robert

► To cite this version:

Yannick Robert. Simulation numérique du soudage du TA6V par laser YAG impulsif : caractérisation expérimentale et modélisation des aspects thermomécaniques associés à ce procédé. Sciences de l'ingénieur [physics]. École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2007. Français. NNT : 2007ENMP1467 . pastel-00003117

HAL Id: pastel-00003117

<https://pastel.hal.science/pastel-00003117>

Submitted on 21 Nov 2007

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

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



Collège doctoral

N° attribué par la bibliothèque

||_|_|_|_|_|_|_|_|_|_|_|_|_|_|

T H E S E

pour obtenir le grade de
Docteur de l'Ecole des Mines de Paris
Spécialité Sciences et Génie des Matériaux

présentée et soutenue publiquement par

Yannick ROBERT

le 17 septembre 2007

**SIMULATION NUMÉRIQUE DU SOUDAGE DU TA6V PAR LASER
YAG IMPULSIONNEL : CARACTÉRISATION EXPÉRIMENTALE ET
MODÉLISATION DES ASPECTS THERMOMÉCANIQUE ASSOCIÉES
À CE PROCÉDÉ**

*Directeurs de thèse : Georges CAILLETAUD
Elisabeth AEBY-GAUTIER*

Jury

M.	BILLARDON René	Président
M.	MONTHEILLET Frank	Rapporteur
M.	SAANOUNI Khémais	Rapporteur
Mme.	AEBY-GAUTIER Elisabeth	Examineur
M.	CAILLETAUD Georges	Examineur
M.	DE MONICAULT Jean-Michel	Examineur
M.	MARIAGE Jean-François	Examineur

Remerciements

Ce travail a été réalisé au Centre à l'Energie Atomique de Valduc dirigé par Monsieur Sornein Jean-François que je remercie de m'avoir accueilli au Département de Recherche sur les Matériaux Nucléaire.

Je remercie également Jean-Pierre Trottier et Esteban Busso de m'avoir accueillie au Centre des Matériaux de l'Ecole des Mines de Paris.

Je voudrais dire un grand merci à Emmanuelle Munier sans qui cette étude ne serait pas à ce stade aujourd'hui. Merci d'avoir initié ce sujet de thèse, qui s'est avéré très intéressant et enrichissant.

Je remercie Jean-François Mariage qui a accepté de reprendre la responsabilité de cette étude. Merci pour tes relectures très soignées en toutes circonstances et ta disponibilité.

Mes remerciements vont également aux membres du jury qui ont accepté de rapporter, examiner ce travail. Ainsi, je remercie René Billardon d'avoir accepté de présider le jury et de m'avoir posé des questions très intéressantes qui ont contribué à approfondir ma réflexion. J'exprime aussi ma gratitude à Khémais Saanouni et à Frank Montheillet qui ont accepté d'être rapporteurs. Je les remercie pour la lecture approfondie du mémoire et les nombreuses remarques pertinentes qu'ils ont formulés. Et enfin merci à Jean-Michel De Monicault pour sa vision industrielle du sujet et ses questions pertinentes.

Je n'aurais jamais pu mener à bien ce travail sans l'aide de mes deux directeurs de thèses, Georges Cailletaud et Elisabeth Gautier. C'est avec plaisir que je tiens à les remercier pour ce qu'ils m'ont apporté. La codirection de thèse a cet avantage qu'elle permet d'avoir deux visions différentes d'un même sujet, une, plus mécanique et une, plus métallurgique.

Je remercie mon chef de laboratoire Christian Dambrun et mon chef de service Jacques Cagnoux pour le déroulement de cette thèse et sa gestion administrative.

Bien entendu je remercie l'ensemble des laboratoires qui m'on permit de réaliser les essais expérimentaux : Le laboratoire d'étude des transformations de phases d'ARCELOR Research (Jean-claude Sartini), le laboratoire d'essais mécaniques du CEA Grenoble (Bruno Ricceti, Raphael Couturier et Denis Vincent), le LSG2M de l'Ecole des Mines de Nancy (Benoît Denand et Benoît Appolaire), l'équipe Val de l'Ecole des Mines de Paris, Le laboratoire de soudage du CEA Valduc et enfin le laboratoire de métallurgie du CEA Valduc (Pierre, Laurence, Jacqueline, Olivier, Nicolas, Marc, Henri...)

Bien entendu, je remercie l'équipe du laboratoire de calcul (Eve 'mamy', Géraldine, Yannick 'YO', Philippe 'PhiPhi', Damien 'DD', Sylvain, Christian, Jean-François et Hervé) pour leurs nombreux conseils et l'ambiance dans laquelle j'ai pu effectuer cette thèse.

Je voudrais remercier mes parents et mon frère qui m'ont constamment soutenue au cours de mes études et qui m'ont toujours fait confiance pour quoi que ce soit. Je remercie mes amis, qui tous à un moment ou à un autre ont déposé un petit grain de quelque chose....

Enfin le meilleur pour la fin, merci à Anne-Laure pour tout ce qu'elle m'apporte au quotidien, pour son écoute, son soutien et sa bonne humeur permanente.

Résumé

Les procédés de soudage conduisent à des modifications de microstructure et induisent des contraintes et distorsions résiduelles jouant un rôle important sur la tenue mécanique des assemblages. Cette étude a pour objectif la modélisation des phénomènes thermomécaniques liés à l'opération de soudage du TA6V, ce qui implique d'identifier et de modéliser les sollicitations thermiques imposées par le soudage, le comportement métallurgique et thermomécanique du matériau.

L'étude thermique et métallurgique a permis de montrer les principales évolutions de phases de l'alliage, durant le soudage laser. Ainsi, en première approximation, nous pouvons considérer que 3 phases distinctes sont à prendre en compte dans le calcul thermomécanique (la phase α , la phase β et la phase α'). Afin de caractériser les phases ou mélange de phase en présence, des essais thermomécaniques sont réalisés pour diverses températures et conditions de déformation.

Concernant le choix du modèle numérique, on adopte pour chacune des phases un modèle à variables internes de type Lemaître et Chaboche avec écrouissage cinématique non linéaire, un critère de plasticité de type Von Mises et une loi d'écoulement viscoplastique de type Norton, couplé à une loi de transition d'échelle. L'identification de chaque phase se fait par méthode inverse, à partir des essais thermomécaniques, grâce au module d'optimisation de ZSeT/ZMaT. La loi de localisation choisie est basée sur un modèle polycristallin en β qui permet le passage du comportement microscopique de chaque phase au comportement macroscopique de l'ensemble.

La validité de ce modèle décrit précédemment passera par la définition d'un essai expérimental représentatif des différents phénomènes rencontrés lors de l'opération de soudage.

Sommaire

1. INTRODUCTION	2
1.1. CONTEXTE	2
1.2. PROBLEMATIQUE ET DEMARCHE SCIENTIFIQUE.....	3
2. ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE.....	8
2.1. GENERALITES SUR LE SOUDAGE.....	8
2.2. PROCEDE DE SOUDAGE PAR FAISCEAUX A HAUTE ENERGIE : LE LASER	8
2.2.1. <i>Généralités</i>	8
2.2.2. <i>Le soudage par laser YAG</i>	9
2.2.2.1. Principe et généralités.....	9
2.2.2.2. Description du laser YAG	10
2.2.2.3. Le soudage laser YAG impulsif	10
(a) Généralités	10
(b) Transfert de l'énergie.....	12
(c) Formation du bain de fusion	12
(d) Formation du capillaire.....	13
(e) Formation du plasma	15
(f) Etude macrographique d'un joint soudé par ce procédé	15
2.2.2.4. Caractéristiques du soudage laser YAG propre à notre étude.....	16
2.3. LE TITANE ET SES ALLIAGES	18
2.3.1. <i>Le titane</i>	18
2.3.1.1. Généralités sur le titane, [Boyer, 1994], [Combres, 1997]	18
2.3.1.2. Structure du titane et propriétés physiques [Combres, 1999, a], [Handbook titanium, 1974].....	18
(a) Aspects cristallographiques	18
(b) Propriétés physiques du titane	20
(c) Propriétés mécaniques	21
2.3.1.3. Classification des alliages de titane et effets des éléments d'alliage	22
(a) Les alliages α	23
(b) Les alliages β et quasi β	24
(c) Les alliages α - β	24
(d) Hérité structurale.....	24
2.3.1.4. Les différentes phases rencontrées dans les alliages de titane et leurs morphologies [Combres, 1995] ..	26
(a) Phase α :	26
(b) Phase β :	27
(c) Phases martensitiques :	28
(d) Phase fragilisante :	29
(e) Phases intermétalliques :	29
2.3.2. <i>Présentation de l'alliage de titane étudié : le TA6V [Combres, 1995]</i>	30
2.3.2.1. Généralité	30
2.3.2.2. Les diverses morphologies du TA6V après traitement thermique	31
2.3.2.3. Cinétiques de transformation de phases : Diagrammes T.T.T et T.R.C du TA6V.....	34
(a) Diagramme T.T.T du TA6V	34
(b) Diagramme T.R.C. du TA6V.....	35
2.3.2.4. Caractéristiques mécaniques et physiques de l'alliage TA6V	36
(a) Caractéristiques physiques.....	36
(b) Caractéristiques mécaniques.....	39
2.3.2.5. Fabrication d'une barre forgée de TA6V :	40
2.4. SOUDABILITE DU TA6V	42
2.4.1. <i>Le soudage du titane</i>	42
2.4.2. <i>Les procédés de soudage</i>	42
2.4.3. <i>Evaluation de la qualité d'une soudure</i>	43
2.4.4. <i>Caractéristiques métallurgiques des soudures</i>	43
2.4.5. <i>Mécanique des soudures</i>	44
2.4.5.1. Ténacité	44
2.4.5.2. Fatigue.....	44
2.4.5.3. Résistance statique et ductilité.....	45
2.5. CONCLUSION	46

3.	ETUDE METALLURGIQUE	48
3.1.	INTRODUCTION	48
3.2.	ANALYSES METALLURGIQUES DES CORDONS DE SOUDURE	51
3.2.1.	<i>Zones caractéristiques lors du soudage du TA6V</i>	51
3.2.2.	<i>Etude de la zone affectée thermiquement (Z.A.T.)</i>	53
3.2.3.	<i>Etude de la zone fondue</i>	57
3.2.3.1.	Analyse par DRX de la structure cristallographique [Ravat, 2004]	59
(a)	Dispositif et conditions expérimentales	59
(b)	Résultats	59
3.2.3.2.	Analyse par microsonde de Castaing d'un cordon de soudure	61
3.2.3.3.	Analyse au MEB des zones d'hétérogénéités	64
3.2.4.	<i>Bilan de l'analyse du cordon de soudure</i>	66
3.3.	ETUDE DES TRANSFORMATIONS DE PHASES	67
3.3.1.	<i>Etude pour des conditions de chauffage lent. Approche de l'équilibre thermodynamique et évolution des paramètres de maille et du taux de phase en fonction de la température</i>	68
3.3.1.1.	Analyse DRX in situ au synchrotron	68
3.3.1.2.	Analyse par thermocalc® de l'influence de la composition chimique	70
3.3.1.3.	Essais dilatométriques pour un chauffage lent	72
3.3.2.	<i>Transformation de phases hors équilibre thermodynamique</i>	74
3.3.2.1.	Dilatométrie rapide sur machine GLEEBLE	74
3.3.2.2.	Traitement thermique successif (caractérisation métallographique)	76
3.3.2.3.	Essai dilatométrique rapide sur éprouvette tubulaire	77
3.4.	MODELISATION METALLURGIQUE	81
3.4.1.	<i>Modélisation à partir des diagrammes TTT</i>	81
3.4.2.	<i>Modèles phénoménologiques des transformations de phase (modélisation à partir des diagrammes TRC)</i>	81
3.4.2.1.	Modèle de Leblond	82
3.4.2.2.	Modèle de Waeckel	83
3.4.2.3.	Modèle de transformation Martensitique	84
3.4.3.	<i>Choix du modèle métallurgique</i>	84
3.5.	BILAN METALLURGIQUE	91
4.	ETUDE THERMOMECHANIQUE DU TA6V	92
4.1.	INTRODUCTION	92
4.2.	CARACTERISATION EXPERIMENTALE	93
4.2.1.	<i>Objectif des essais et détermination de la gamme de sollicitation</i>	93
4.2.2.	<i>Essai mécanique cyclique (traction / compression)</i>	99
4.2.2.1.	Dispositif et conditions expérimentales de l'essai cyclique	99
4.2.2.2.	Programme expérimental des essais cycliques	99
4.2.2.3.	Résultats expérimentaux des essais de caractérisation	100
(a)	Influence des cycles pour le TA6V	100
(b)	Effet du maintien en température	101
(c)	Caractérisation de l'écroûissage du matériau	102
(d)	Sensibilité à la vitesse de déformation et à la température	103
(e)	Comparaison du comportement mécanique du matériau de base et de la martensite	107
4.2.2.4.	Discussion	109
4.2.3.	<i>Essai de traction-relaxation</i>	110
4.2.3.1.	Dispositif et conditions expérimentales de l'essai de relaxation	110
4.2.3.2.	Programme expérimental des essais de relaxation	111
4.2.3.3.	Résultat des essais de relaxation	112
(a)	Etude de l'anisotropie du matériau	112
(b)	Etude de la relaxation du matériau de base et de la martensite	113
4.2.3.4.	Discussion	116
4.2.4.	<i>Essai sur machine DITHEM avec mesure de résistivité</i>	117
4.2.4.1.	Dispositif et conditions expérimentales	117
4.2.4.2.	Programme expérimental des essais DITHEM	118
4.2.4.3.	Présentation des résultats	118
4.2.4.4.	Discussion des résultats	119
4.2.5.	<i>Synthèse des essais expérimentaux</i>	122
4.3.	MODELISATION DU COMPORTEMENT THERMOMECHANIQUE DU MATERIAU	123
4.3.1.	<i>Présentation du modèle utilisé dans chaque phase</i>	123
4.3.1.1.	Cadre général	123
4.3.1.2.	Le modèle viscoplastique	125

(a)	Phénomène d'écrouissage.....	125
(b)	Variable d'écrouissage.....	125
(c)	Effets de la viscosité.....	126
(d)	Expression de l'écoulement viscoplastique.....	127
(e)	Expression de l'écrouissage.....	128
4.3.2.	<i>Etape de changement d'échelle.....</i>	129
4.3.3.	<i>Implantation numérique du modèle.....</i>	132
4.3.4.	<i>Identification de la loi de comportement.....</i>	132
4.3.5.	<i>Détermination des paramètres du modèle.....</i>	133
4.3.6.	<i>Comparaison du modèle avec l'expérience.....</i>	136
4.4.	SYNTHESE SUR LE COMPORTEMENT THERMOMECHANIQUE.....	139
5.	VALIDATION GLOBALE DE LA DEMARCHE.....	142
5.1.	DESCRIPTIF DE L'ESSAI DE VALIDATION.....	142
5.1.1.	<i>Préparation de l'essai.....</i>	143
5.1.1.1.	Préparation du poste laser.....	143
5.1.1.2.	Agrafage des échantillons.....	144
5.1.1.3.	Contrôle dimensionnel avant soudage.....	144
5.1.1.4.	Instrumentation thermique.....	144
5.1.2.	<i>Cas de la plaque.....</i>	145
5.1.2.1.	Implantation des thermocouples.....	145
5.1.2.2.	Résultats.....	146
5.1.2.3.	Déformation de la plaque après soudage.....	150
5.1.3.	<i>Cas des tubes.....</i>	151
5.1.3.1.	Implantation et résultats des thermocouples.....	151
5.1.3.2.	Mesure des contraintes au niveau du cordon durant le soudage.....	153
5.1.3.3.	Analyses des contraintes résiduelles par DRX.....	155
5.2.	MODELISATION DE L'APPORT DE CHALEUR DU PROCEDE.....	159
5.2.1.	<i>Introduction.....</i>	159
5.2.2.	<i>Simulations thermiques par éléments finis des cordons de soudure.....</i>	159
5.2.2.1.	Hypothèses de calcul.....	160
(a)	Effets convectifs.....	160
(b)	Pertes thermiques.....	160
5.2.2.2.	Détermination de la source de chaleur numérique.....	161
(a)	Caractérisation de la forme du flux.....	161
(b)	Détermination de l'intensité du flux.....	162
5.2.2.3.	Comparaison des simulations optimisées avec l'expérience.....	165
5.2.3.	<i>Discussion.....</i>	168
5.3.	MODELISATION MECANIQUE DU PROCEDE DE SOUDAGE DE LA PLAQUE ET DU TUBE.....	171
5.3.1.	<i>Introduction.....</i>	171
5.3.2.	<i>Génération des contraintes internes.....</i>	171
5.3.3.	<i>Conditions de calcul.....</i>	172
5.3.4.	<i>Résultats du calcul mécanique sur la plaque.....</i>	173
5.4.	CONCLUSION.....	179
6.	CONCLUSIONS GENERALES ET PERSPECTIVES.....	180
	BIBLIOGRAPHIE.....	182
	ANNEXE.....	192
	ANNEXE 1 : PRESENTATION DES DIFFERENTES ATTAQUES CHIMIQUES.....	193
	ANNEXE 2 : CALCUL DE DIFFUSION DES ELEMENTS D'ALLIAGE.....	194
	ANNEXE 3 : GEOMETRIE DES EPROUVETTES DE DILATOMETRIE.....	196
	ANNEXE 4 : GEOMETRIE DES EPROUVETTES THERMOMECHANIQUES.....	198
	ANNEXE 6 : RESULTATS DES ESSAIS THERMOMECHANIQUES.....	205
	ANNEXE 7 : ESSAI DITHEM.....	225
	ANNEXE 8 : IDENTIFICATION.....	227

➤ **Liste des Figures du document :**

FIGURE 1-1 : DEMARCHE EMPLOYEEE (CARACTERISATION EXPERIMENTALE DES DONNEES PHYSIQUES).....	4
FIGURE 1-2 : DEMARCHE EMPLOYEEE POUR LA MODELISATION NUMERIQUE DU PROCEDE	5
FIGURE 2-1 : SCHEMA DE PRINCIPE D'UNE CAVITE LASER YAG IMPULSIONNEL	10
FIGURE 2-2: REGIME DE FONCTIONNEMENT IMPULSIONNEL	11
FIGURE 2-3 : PROCEDE DE SOUDAGE PAR LASER YAG [PARADIS, 2005]	12
FIGURE 2-4 : PRINCIPALES ETAPES DE LA FORMATION DU BAIN DE FUSION.....	13
FIGURE 2-5 : FORMATION DU CAPILLAIRE (« KEYHOLE » OU TROU DE SERRURE) [PARADIS, 2005]	14
FIGURE 2-6 : FORMATION DU PLASMA A LA SURFACE DU BAIN DE FUSION.....	15
FIGURE 2-7 : MACROGRAPHIE D'UN JOINT SOUDE	15
FIGURE 2-8 : CORDON DE SOUDURE PAR LASER YAG IMPULSIONNELLE DU TA6V	17
FIGURE 2-9 : STRUCTURE CRISTALLOGRAPHIQUE DU TITANE NON ALLIEE [HANDBOOK TITANIUM, 1974]	19
FIGURE 2-10 : TRANSFORMATION ALLOTROPIQUE B (CC) → A (HC).....	19
FIGURE 2-11 : VARIATION SCHEMATIQUE DES DIAGRAMMES DE PHASE POUR DIVERS ELEMENTS D'ALLIAGE DU TITANE	23
FIGURE 2-12 : REPRESENTATION SCHEMATIQUE DES STRUCTURES MICROGRAPHIQUES D'EQUILIBRE DES ALLIAGES DE TITANE	25
FIGURE 2-13 : DIAGRAMME SCHEMATIQUE PSEUDO-BINAIRE DU TA6V	30
FIGURE 2-14 : MICROSTRUCTURE DU TA6V ETUDIE	31
FIGURE 2-15 : DIFFERENTES MORPHOLOGIES DU TA6V EN FONCTION DU TRAITEMENT THERMIQUE [HANDBOOK TITANIUM, 1974]	32
FIGURE 2-16 : EXEMPLE DE MORPHOLOGIE QUE L'ON PEUT RENCONTRER DANS L'ALLIAGE TA6V.....	33
FIGURE 2-17 : EVOLUTION DE LA FRACTION VOLUMIQUE DES PHASES [CASTRO, 1966]	34
FIGURE 2-18 : DIAGRAMME TTT APRES REMISE EN SOLUTION A 1025°C, 30 MIN [HOCHIED 1970]	35
FIGURE 2-19 : DIAGRAMME TRC DU TA6V [LE MAITRE, 1970].....	36
FIGURE 2-20 : CAPACITE THERMIQUE DU TA6V [TRICOT, 1988].....	38
FIGURE 2-21 : MASSE VOLUMIQUE DU TA6V [TRICOT, 1988].....	38
FIGURE 2-22 : CONDUCTIVITE THERMIQUE DU TA6V [TRICOT, 1988]	39
FIGURE 2-23 : GAMME SCHEMATIQUE DE PREMIERE TRANSFORMATION PAR FORGEAGE	41
FIGURE 3-1 : TRANSFORMATION DE PHASE APRES TREMPE DU TA6V.....	50
FIGURE 3-2 : ANALYSE D'UN CORDON DE SOUDURE PENDANT LE SOUDAGE.....	52
FIGURE 3-3 : ANALYSE MEB DU CORDON DE SOUDURE	52
FIGURE 3-4 : EVOLUTION MICROSTRUCTURALE DE LA ZONE AFFECTEE THERMIQUEMENT	53
FIGURE 3-5 : MICROSTRUCTURE DE LA ZONE AFFECTEE THERMIQUEMENT	54
FIGURE 3-6 : DISTANCE DE DIFFUSION DU TITANE, ALUMINIUM, VANADIUM POUR UNE DUREE DE 20 MS.....	55
FIGURE 3-7 : ANALYSE MICROGRAPHIQUE DES ZONES DE RECUIT	57
FIGURE 3-8 : COMPARAISON DES ZONES DE RECUIT AVEC DIFFERENTS PAS D'AVANCE (0,2 MM, 0,33 MM ET 0,4 MM)	58
FIGURE 3-9 : ANALYSE PAR DRX DE LA ZONE FONDUE	60
FIGURE 3-10 : LIGNES DE MESURE DE L'ANALYSE MICROSONDE	61
FIGURE 3-11 : ANALYSE DE LA COMPOSITION CHIMIQUE DE LA FILIATION N°1	62
FIGURE 3-12 : ANALYSE DE LA COMPOSITION CHIMIQUE DE LA FILIATION N°2.....	62
FIGURE 3-13 : ANALYSE DE LA COMPOSITION CHIMIQUE DE LA FILIATION N°3.....	63
(A) FIGURE 3-14 : ANALYSE MEB DE LA ZONE FONDUE (B).....	64
FIGURE 3-15 : MESURE PAR MICRODURETE DES DIFFERENTES ZONES D'UN CORDON DE SOUDURE.....	65
FIGURE 3-16 : EVOLUTION DE LA PHASE A EN FONCTION DE LA TEMPERATURE.....	68
FIGURE 3-17 : VOLUME ATOMIQUE DES PHASES EN FONCTION DE LA TEMPERATURE	69
FIGURE 3-18 : INFLUENCE DE LA COMPOSITION CHIMIQUE SUR L'EVOLUTION DES PHASES.....	71
FIGURE 3-19 : ESSAI DILATOMETRIQUE A L'EQUILIBRE THERMODYNAMIQUE	73
FIGURE 3-20 : ESSAI DE DILATOMETRIE SUR MATERIAU DE BASE POUR UNE VITESSE DE CHAUFFAGE DE 1000°C/s75	

FIGURE 3-21 : DIFFERENTS CYCLES THERMIQUES RENCONTRES LORS DU PROCEDE DE SOUDAGE.....	76
FIGURE 3-22 : ETAT MICROSTRUCTURAL DU TA6V APRES DIFFERENTS CYCLES THERMIQUES	77
FIGURE 3-23 : ESSAI DE DILATOMETRIE AVEC MESURE DE RESISTIVITE DU MATERIAU DE BASE	79
FIGURE 3-24 : STRUCTURE MARTENSITIQUE DE L'EPROUVETTE TUBULAIRE APRES L'ESSAI DE DILATOMETRIE.....	79
FIGURE 3-25 : ESSAI DE DILATOMETRIE AVEC MESURE DE RESISTIVITE DE LA STRUCTURE A'	80
FIGURE 3-26 : INFLUENCE DE LA COMPOSITION CHIMIQUE SUR L'EVOLUTION DE PHASE A	86
FIGURE 3-27 : REPRESENTATION DE ZMAX1 ET ZMAX2 UTILISE DANS LE MODELE	88
FIGURE 3-28 : EVOLUTION DES FRACTIONS VOLUMIQUES DE CHAQUE PHASE EN FONCTION DE LA TEMPERATURE POUR UNE VITESSE DE MONTEE EN TEMPERATURE DE 100°C/s.....	89
FIGURE 3-29 : EVOLUTION DES FRACTIONS VOLUMIQUES DE CHAQUE PHASE EN FONCTION DE LA TEMPERATURE POUR UNE VITESSE DE MONTEE EN TEMPERATURE DE 10000°C/s.....	90
FIGURE 4-1 : INFLUENCE D'UNE IMPULSION LASER SUR LA PRECEDENTE.....	94
FIGURE 4-2 : CYCLE THERMIQUE DE LA ZONE 1&2 (FIGURE 4-1) ET EVOLUTION DE LA MICROSTRUCTURE	94
FIGURE 4-3 : ETAT MICROSTRUCTURAL DES EPROUVETTES APRES TRAITEMENT THERMIQUE	98
FIGURE 4-4 : INFLUENCE DES CYCLES SUR LE COMPORTEMENT MECANIQUE (ESSAI CYCLIQUE A 750°C)	101
FIGURE 4-5 : EFFET DU MAINTIEN EN TEMPERATURE A 800°C LORS D'ESSAI CYCLIQUE.....	102
FIGURE 4-6 : COURBE D'ESSAI DE TRACTION COMPRESSION SUR LE MATERIAU DE BASE, A 500°C POUR UNE VITESSE DE DEFORMATION DE $1.10^{-5}s^{-1}$; MISE EN EVIDENCE DE L'EFFET BAUSCHINGER	103
FIGURE 4-7 : INFLUENCE DE LA VITESSE DE DEFORMATION A 500°C	104
FIGURE 4-8 : INFLUENCE DE LA VITESSE DE DEFORMATION A 600°C	105
FIGURE 4-9 : EVOLUTION DE LA CONTRAINTE A 1% DE DEFORMATION POUR LE MATERIAU DE BASE	105
FIGURE 4-10 : EVOLUTION DE LA CONTRAINTE A 1% DE DEFORMATION POUR LA STRUCTURE A'	106
FIGURE 4-11 : COMPARATIF ENTRE LE COMPORTEMENT MECANIQUE DU MATERIAU DE BASE ET LA MARTENSITE.....	107
FIGURE 4-12 : ESSAI DE RELAXATION ISOTHERME	110
FIGURE 4-13 : COMPARAISON DES RESULTATS DE RELAXATION A 600°C ENTRE UNE EPROUVETTE LONGITUDINALE ET UNE EPROUVETTE RADIALE ($V_{DEF} = 10^{-3}s^{-1}$).....	112
FIGURE 4-14 : COMPARAISON DES RESULTATS DE RELAXATION A 900°C ENTRE UNE EPROUVETTE LONGITUDINALE ET UNE EPROUVETTE RADIALE ($V_{DEF} = 10^{-3}s^{-1}$).....	113
FIGURE 4-15 : ESSAI DE RELAXATION A 800°C POUR LE MATERIAU DE BASE ET POUR LA MARTENSITE.....	114
FIGURE 4-16 : EVOLUTION DE LA CONTRAINTE APRES RELAXATION DU MATERIAU DE BASE ET DE LA STRUCTURE A'	115
FIGURE 4-17 : CYCLE THERMOMECHANIQUE APPLIQUE AUX ECHANTILLONS.....	117
FIGURE 4-18 : ESSAI DITHEM A 500°C.....	118
FIGURE 4-19 : COMPARAISON DU COMPORTEMENT MECANIQUE DES TROIS MATERIAUX A 500°C	119
FIGURE 4-20 : COMPARAISON DU COMPORTEMENT MECANIQUE DES TROIS MATERIAUX A 600°C	120
FIGURE 4-21 : COMPARAISON DU COMPORTEMENT MECANIQUE DES TROIS MATERIAUX A 700°C	120
FIGURE 4-22 : COMPARAISON DU COMPORTEMENT MECANIQUE DES TROIS MATERIAUX A 800°C	121
FIGURE 4-23 : EFFET DE LA VISCOSITE ET DE L'ECROUISSAGE CINEMATIQUE / ISOTROPE SUR LA LOI DE COMPORTEMENT.....	126
FIGURE 4-24 : SCHEMA DE LA REGLE DE LOCALISATION / HOMOGENEISATION	129
FIGURE 4-25 : COMPARAISON SIMULATION EXPERIENCE POUR UN ESSAI CYCLIQUE A 900°C DU MATERIAU DE BASE	136
FIGURE 4-26 : COMPARAISON SIMULATION EXPERIENCE POUR UN ESSAI DE RELAXATION A 900°C DU MATERIAU DE BASE.....	137
FIGURE 4-27 : COMPARAISON SIMULATION EXPERIENCE POUR UN ESSAI CYCLIQUE A 900°C DE LA MARTENSITE	137
FIGURE 4-28 : COMPARAISON SIMULATION EXPERIENCE POUR UN ESSAI DE RELAXATION A 900°C DE LA MARTENSITE.....	138
FIGURE 4-29 : CONTRAINTE LIMITE D'ELASTICITE POUR CHAQUE PHASE.....	140
FIGURE 4-30 : CONTRAINTE ULTIME POUR CHAQUE PHASE.....	140
FIGURE 5-1 : MONTAGE DU POSTE DE SOUDAGE LASER POUR L'ESSAI DE VALIDATION.....	143
FIGURE 5-2 : POSITIONNEMENT DES THERMOCOUPLES SUR LA PLAQUE	145
FIGURE 5-3 : REPONSE DES THERMOCOUPLES POUR LA PLAQUE N°2	147

FIGURE 5-4 : REPONSE DES THERMOCOUPLES POUR LA PLAQUE N°3 (INFLUENCE DES IMPULSION LASER)	148
FIGURE 5-5 : COURBE ISOTHERME LORS DU SOUDAGE DE LA PLAQUE.....	149
FIGURE 5-6 : MESURE PAR PROFILOMETRIE DE LA PLAQUE AVANT ET APRES SOUDAGE.....	150
FIGURE 5-7 : MONTAGE DES TUBES SUR LE POSTE LASER	151
FIGURE 5-8 : POSITIONNEMENT DES THERMOCOUPLES POUR LE TUBE N°2.....	152
FIGURE 5-9 : REPONSE DES THERMOCOUPLES POUR LE TUBE N°2	153
FIGURE 5-10 : DEFORMATION DU CORDON PENDANT LE SOUDAGE DU TUBE.....	155
FIGURE 5-11 : LOI DE BRAGG	156
FIGURE 5-12 : SCHEMA DES CONTRAINTES RESIDUELLES LONGITUDINALES ET TRANSVERSALES D'UN CORDON DE SOUDURE SUR UN TUBE	156
FIGURE 5-13 : CONTRAINTE RESIDUELLE LONGITUDINALE ($\Sigma_{\theta\theta}$) DANS LES TUBES	157
FIGURE 5-14 : CONTRAINTE RESIDUELLE TRANSVERSE (Σ_{zz}) DANS LES TUBES	158
FIGURE 5-15 : COMPARAISON EXPERIENCE/MODELISATION DE LA ZONE FONDUE ET DE LA Z.A.T.	162
FIGURE 5-16 : GEOMETRIE DU FLUX DE CHALEUR POUR LE MODELE 3D.....	162
FIGURE 5-17 : CARTOGRAPHIE THERMIQUE DU SOUDAGE DE LA PLAQUE POUR L'IMPULSION LASER N°80	164
FIGURE 5-18 : CARTOGRAPHIE THERMIQUE DU TUBE POUR L'IMPULSION LASER N°256	165
FIGURE 5-19 : ILLUSTRATION DE L'IMPORTANCE DU GRADIENT THERMIQUE : HISTOIRE THERMIQUE SUR DEUX NŒUDS VOISINS DE 0,3MM.....	166
FIGURE 5-20 : CORRELATION THERMIQUE POUR LA PLAQUE	167
FIGURE 5-21 : CORRELATION THERMIQUE POUR LE TUBE	167
FIGURE 5-22 : GRADIENT THERMIQUE DANS LE SENS TRANSVERSE ET LONGITUDINAL LORS DE L'IMPACT LASER N°50.....	168
FIGURE 5-23 : CHAMP THERMIQUE STATIONNAIRE LORS DE L'IMPACT LASER N°100.....	169
FIGURE 5-24 : TEMPERATURE AUX NŒUDS ESPACEE DE 5 IMPULSION LASER.....	170
FIGURE 5-25 : MAILLAGE DE LA PLAQUE	173
FIGURE 5-26 : DE HAUT EN BAS : CONTRAINTE LONGITUDINALE ET TRANSVERSE LORS DE L'IMPACT LASER N°4, PUIS CHAMP THERMIQUE CORRESPONDANT A CET INSTANT.....	175
FIGURE 5-27 : DE HAUT EN BAS : CONTRAINTE LONGITUDINALE ET TRANSVERSE APRES REFROIDISSEMENT DE L'IMPACT LASER N°4, PUIS CHAMP THERMIQUE CORRESPONDANT A CET INSTANT	176
FIGURE 5-28 : CONTRAINTE TRANSVERSALE PENDANT LE PROCEDE DE SOUDAGE (APRES REFROIDISSEMENT DU QUATRIEME POINT D'IMPACT)	177
FIGURE 5-29 : CONTRAINTE LONGITUDINALE PENDANT LE PROCEDE DE SOUDAGE (APRES REFROIDISSEMENT DU QUATRIEME POINT D'IMPACT)	177

➤ **Liste des tableaux du document :**

TABLEAU 2-1 : PROPRIETES PHYSIQUES DU TITANE ET D' AUTRES MATERIAUX.....	20
TABLEAU 2-2 : PROPRIETES PHYSIQUES DU TITANE PUR	21
TABLEAU 2-3 : CARACTERISTIQUES MECANQUES DES PRINCIPALES NUANCES DE TITANE	22
TABLEAU 2-4 : PROPRIETES PHYSIQUES DU TA6V	37
TABLEAU 2-5 : PROPRIETES MECANQUES DU TA6V EN FONCTION DE SON ELABORATION.....	39
TABLEAU 2-6 : INDICATEUR DE LA SOUDURE.....	43
TABLEAU 2-7 : STRUCTURE CRISTALLOGRAPHIQUE DES ALLIAGES DE TITANE APRES DIVERS TRAITEMENTS THERMIQUES	45
TABLEAU 3-1 : COEFFICIENTS DE DIFFUSION DETERMINES A 1000°C POUR AL, V ET TI.....	54
TABLEAU 3-2 : COEFFICIENTS DE DIFFUSION DETERMINES A 900°C POUR AL, V ET TI.....	54
TABLEAU 3-3 : CONDITIONS D'ACQUISITION DES DIAGRAMMES DE DIFFRACTION	59
TABLEAU 3-4 : VALEUR LIMITE POUR LA COMPOSITION CHIMIQUE DE L' ALLIAGE DE TITANE TA6V.....	70
TABLEAU 3-5 : DIFFERENTES COMPOSITIONS CHIMIQUES POSSIBLE POUR NOTRE ALLIAGE DE TITANE TA6V	70
TABLEAU 3-6 : ESSAIS DILATOMETRIQUES REALISES A L' EQUILIBRE THERMODYNAMIQUE SUR MATERIAU DE BASE ET STRUCTURE MARTENSITIQUE	72
TABLEAU 3-7 : COMPOSITION CHIMIQUE DU TA6V ET DE LA PHASE A A 20°C	86
TABLEAU 4-1 : RECAPITULATIF DES ESSAIS DE CARACTERISATION DE LA STRUCTURE A'	96
TABLEAU 4-2 : RECAPITULATIF DES ESSAIS DE CARACTERISATION DU MATERIAU DE BASE.....	97
TABLEAU 4-3 : COMPARAISON ENTRE LE MATERIAU DE BASE ET LA PHASE MARTENSITIQUE.	108
TABLEAU 4-4 : COMPARAISON DU TAUX DE RELAXATION DES DEUX TYPES DE MICROSTRUCTURE	115

1. Introduction

1.1. Contexte

La réalisation d'un ensemble soudé passe en général par la fusion locale des jonctions à assembler. L'existence même d'une zone fondue est à l'origine de modifications radicales de l'état interne de l'assemblage. D'une part la solidification de cette zone produit une microstructure particulière, distincte de l'état initial, d'autre part le retrait dimensionnel de soudage induit des contraintes et des déformations résiduelles. Ces déformations sont concentrées autour du cordon de soudure mais elles induisent en pratique des déplacements à l'échelle de la pièce qui modifient ses caractéristiques dimensionnelles. Les déformations plastiques résiduelles sont généralement associées à des contraintes résiduelles et à des distorsions des structures. La mesure non destructive des contraintes résiduelles est délicate et la simulation numérique du processus de soudage est alors un moyen très attendu dans ce domaine. Elle peut également permettre d'analyser facilement les effets des paramètres de soudage sur les caractéristiques mécaniques du joint soudé et de son influence sur la structure. Des essais de mise au point constituent alors une phase préliminaire particulièrement longue et coûteuse. Ceci d'autant plus que l'optimisation du mode opératoire peut ensuite imposer de réviser la conception de la structure en adaptant le dessin des joints et le dimensionnement des pièces. En effet, les distorsions sont étroitement liées à la forme et au volume des cordons de soudure, et l'état des contraintes résiduelles (dépendant de l'état des déformations) doit être pris en compte dans la prédiction de la durée de vie de la structure en service.

Sous l'impulsion de l'industrie nucléaire, un grand nombre de recherches destinées à prévoir les contraintes résiduelles dans les soudures de composants mécaniques ont été conduites. Les méthodes et modèles développés ont alors constitué les fondations de logiciels de simulation numérique aujourd'hui utilisés par un grand nombre d'industriels des secteurs aéronautique, automobile ou encore de la métallurgie.

Les apports de la modélisation numérique du soudage se situent au niveau :

- de la détermination de la microstructure du matériau dans les différentes zones caractéristiques du procédé de soudage,
- de l'évaluation de la tenue mécanique des assemblages soudés (prévoir les contraintes résiduelles et le comportement local d'un assemblage),
- des études de faisabilité d'un procédé visant à identifier d'éventuels défauts d'alignement des structures ou à optimiser la séquence de soudage.

Dans le contexte particulier des préoccupations du CEA, l'objectif de cette étude est la caractérisation globale du procédé de soudage laser YAG impulsif d'un alliage de titane (TA6V), afin de simuler numériquement le comportement d'une structure soudée et d'améliorer le procédé. En effet, sur de telles pièces, aucun moyen de détensionnement des contraintes résiduelles n'est possible après soudage. Ce qui explique l'importance de la modélisation du procédé afin de pouvoir quantifier les contraintes dans le cordon de soudure, et ainsi d'utiliser les résultats comme données d'entrée lors d'un calcul de dimensionnement des structures.

1.2. Problématique et démarche scientifique

Aujourd'hui, dans l'industrie des matériaux destinés à la construction de composants mécaniques, on constate la mise en œuvre de moyens numériques considérables pour l'étude des procédés de soudage. Jusqu'alors, la maîtrise et l'optimisation des procédés nécessitaient d'importantes et coûteuses études expérimentales paramétriques. Désormais, une maîtrise plus objective s'impose où la prise en compte du besoin industriel génère la recherche et le développement. Dans ce cadre, la fabrication des pièces de haute technicité toujours améliorée, utilise des outils de simulation numérique. Elle permet d'une part le contrôle de la qualité du produit, et d'autre part la compréhension des phénomènes entrant en jeu tout au cours de sa gamme d'élaboration. On entend par contrôle de la qualité du produit, la maîtrise et la connaissance des propriétés métallurgiques et mécaniques des objets fabriqués. Cette connaissance est primordiale pour prévoir la réponse des pièces en service sous sollicitations ultérieures. En effet la réalisation de liaisons soudées constitue des zones d'hétérogénéités, aussi bien du point de vue microstructural que mécanique. Les températures générées lors de l'opération de soudage sont à l'origine des évolutions de la microstructure (changements de phases métallurgiques...) de l'alliage et donc de ses propriétés mécaniques locales au sein des assemblages.

La démarche employée dans cette thèse est valable quel que soit le procédé de soudage et quel que soit le matériau utilisé. Elle se scinde en deux grandes étapes : une étape de caractérisation des données thermiques, métallurgiques et mécaniques (Figure 1-1), et une étape de modélisation numérique du procédé de soudage (Figure 1-2).

Le schéma de la Figure 1-1 rappelle les effets et les couplages qui interviennent dans la formation des contraintes internes au cours du soudage et montre les interactions entre les phénomènes thermiques, métallurgiques et mécaniques. Dans ces conditions, la prévision quantitative des contraintes internes implique d'identifier et de modéliser les différents phénomènes générés pendant l'opération de soudage. Différentes étapes sont à considérer :

➤ Le comportement thermique :

Les sollicitations imposées par le procédé de soudage, c'est-à-dire les gradients de température imposés à la pièce doivent être déterminés de façon précise. Les propriétés thermo-physiques (conductivité thermique, chaleur spécifique, enthalpies de transformation de phases) doivent être connues en fonction de la température et de la microstructure.

➤ Le comportement métallurgique :

Les cinétiques de transformation de phases durant le soudage au chauffage et au refroidissement doivent être décrites ainsi que l'effet éventuel de l'état mécanique du matériau sur ces cinétiques (les cinétiques de transformation de phases doivent être mesurées et l'influence de variation de la composition chimique ainsi que de la taille de grain doivent être quantifiées).

➤ Comportement thermomécanique :

Le comportement thermomécanique (viscoplastique) des phases dans les conditions de température et de déformation adéquates (les propriétés mécaniques des différentes phases aux différentes températures seront déterminées, les variations volumiques ainsi que les déformations de plasticité de transformation associées à l'évolution de la microstructure seront quantifiées tant que faire se peut).

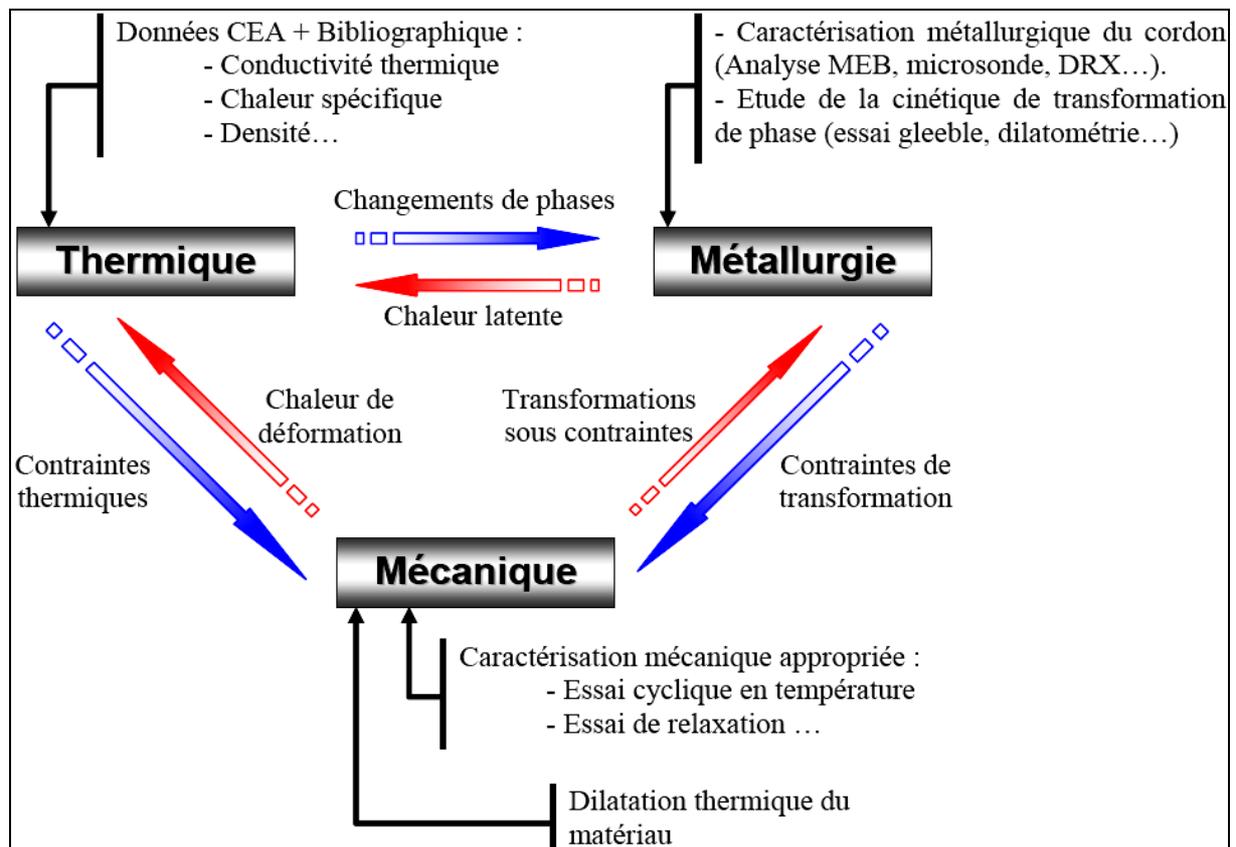


Figure 1-1 : Démarche employée (caractérisation expérimentale des données physiques)

L'étape de modélisation du comportement mécanique du matériau consiste en une formulation de lois de comportement permettant de prévoir la réponse du matériau sous sollicitation thermomécanique. La connaissance des variables contrôlées expérimentalement permet de calculer les variables observées (déformations ou contraintes) grâce à la loi de comportement. Cette dernière fait intervenir un certain nombre de coefficients à identifier à l'aide d'un logiciel (dans notre cas ZSeT/ZeBuLon et sa bibliothèque matériau Zmat) sur une base d'identification expérimentale (Figure 1-1). Elle est choisie a priori afin de couvrir le domaine des sollicitations thermomécaniques (taux de déformation, vitesse de déformation, température) à modéliser, et par conséquent est fonction du procédé à simuler. Tous les essais mécaniques vont permettre d'identifier le modèle thermo-élasto-viscoplastique (Figure 1-2). La formulation du modèle et l'identification de ses coefficients étant effectuées, un calcul de simulation numérique du procédé de soudage peut être réalisé sur une structure en utilisant comme données d'entrées les champs de température préalablement calculés avec le code ABAQUS®.

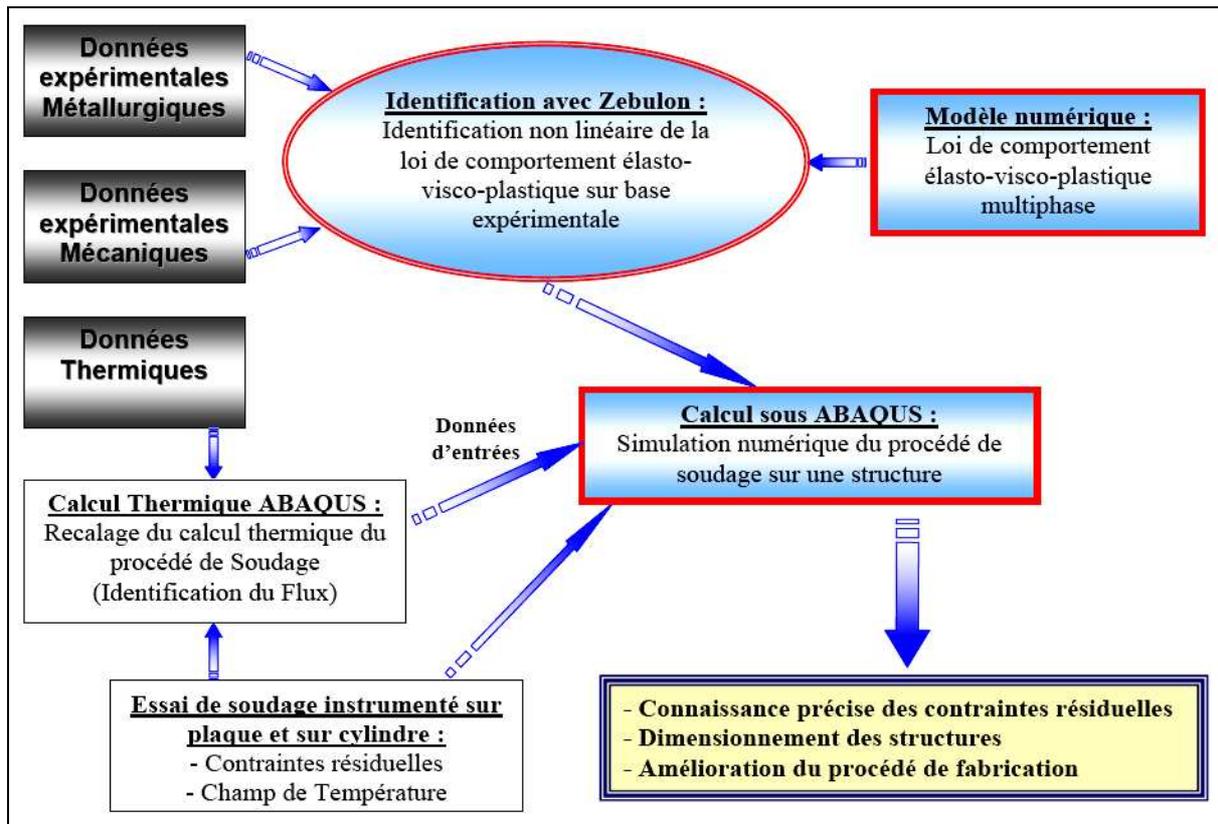


Figure 1-2 : Démarche employée pour la modélisation numérique du procédé

Ensuite, afin de juger de la validité de la démarche, les résultats du calcul sont confrontés à des résultats expérimentaux issus des essais de soudage instrumentés. La qualité de cette démarche est fonction pour une part importante du soin apporté à la formulation et à l'identification de la loi de comportement. Ceci constitue l'essentiel de ce travail de thèse.

Le présent mémoire comporte quatre chapitres. Tout d'abord, une partie bibliographique (chapitre 2) qui présente de façon succincte le procédé de soudage utilisé dans notre étude (Laser YAG impulsif) et l'alliage de titane (TA6V).

Dans la deuxième partie (chapitre 3), nous avons effectué une analyse métallurgique des cordons de soudure soumis au procédé de soudage laser YAG impulsif. L'objectif de cette analyse est d'identifier avec précision les différentes phases en présence et surtout dans quelles proportions elles vont intervenir. Pour comprendre les hétérogénéités rencontrées dans la zone fondue, plusieurs caractérisations se sont avérées nécessaires. En effet, une analyse par microdureté donne une hétérogénéité de comportement de la zone fondue qui est induite par la microstructure. Ainsi une observation au Microscope Electronique à Balayage, des analyses microsonde et DRX vont permettre de comprendre ces hétérogénéités. De plus, les conditions de chauffage, générées par le soudage, ont imposé d'étudier les transformations de phases du TA6V hors équilibre thermodynamique. Toute cette caractérisation a permis de définir un modèle métallurgique explicité à la fin de cette seconde partie.

Dans une troisième partie (chapitre 4), nous avons cherché à caractériser mécaniquement les phases ou mélange de phases en présence. Pour cela différents essais thermomécaniques sont envisagés pour diverses températures et conditions de déformation (essais cycliques, essais de traction / relaxation ...). L'objectif est donc de caractériser le matériau pour des vitesses de déformation induites par le procédé (variant de 10^{-1} s^{-1} à 10^{-5} s^{-1}) et pour des températures variant de la température ambiante jusqu'à la température de fusion. Tous ces essais ont permis d'identifier le modèle thermo-élasto-viscoplastique.

Et enfin, la dernière partie (chapitre 5), est consacrée à la validation globale de la démarche. Elle commence par la présentation des essais de soudage instrumentés, suivi par le calcul thermique sous ABAQUS® du procédé (données d'entrées de la simulation numérique). L'apport de chaleur du procédé de soudage laser YAG impulsif est modélisé par deux sources de chaleur. Ces sources numériques sont calibrées à l'aide de mesures thermiques expérimentales. Puis, elle se termine par la confrontation calcul/expérience des deux essais de soudage de géométrie simple : plaque et tube. Nous présenterons le début du calcul numérique de la plaque soudée.

2. Etude bibliographique

2.1. Généralités sur le soudage

L'assemblage par soudage occupe une place prépondérante dans la construction des bateaux, trains, avions, fusées, automobiles, ponts, tuyaux, réservoirs. La clé des problèmes qui se posent lors d'une opération de soudage relève du métier du soudeur ou du constructeur soudeur dont la démarche doit inclure, outre l'opération de soudage, les problèmes se posant en amont et en aval de celle-ci, à savoir :

- la conception des assemblages soudés : découpage de l'assemblage et disposition des joints,
- la préparation des pièces avant soudage : géométrie des bords, état des surfaces,
- la mesure de la qualité des soudures et de la tenue de l'assemblage en service.

Cette démarche s'appuie sur les caractéristiques du procédé de soudage le mieux approprié qui induit la forme de la soudure et le résultat obtenu. Nous présentons essentiellement les principes, les équipements et la nature des liaisons, ou soudures, auxquelles ils donnent lieu. Le soudage est un assemblage définitif exécuté sur des pièces métalliques qui s'impose pour diverses raisons : dimensionnelles (un pont), structurelles (un réservoir), constructives (une carrosserie), de poids (un panneau), économiques (un plancher) ou autres.

2.2. Procédé de soudage par faisceaux à haute énergie : le laser

2.2.1. Généralités

Les faisceaux à haute énergie se caractérisent par la propriété de concentrer des puissances de plusieurs dizaines de kilowatts sur des surfaces de quelques dixièmes à quelques millimètres carrés. On classe dans cette catégorie les faisceaux d'électrons et les rayons laser que l'on utilise en soudage sous les noms de soudage par faisceau d'électrons (en abrégé : par FE) ou par bombardement électronique (BE) et de soudage (par ou au) laser. Pour des raisons technologiques, le soudage par faisceau d'électrons a fait, le premier, l'objet d'un développement rapide et plusieurs milliers de machines sont en service actuellement dans le monde. Deux décennies seront, par contre, nécessaires pour voir apparaître les premières applications de soudage par laser, résultant des progrès moins rapides des lasers de puissance multikilowatt susceptibles d'emploi industriel dans le travail des métaux. Il y a lieu de noter ici que les lasers ont très vite connu quelques applications de microsoudage et de découpage de tous matériaux et en particulier de tôles métalliques minces.

2.2.2. Le soudage par laser YAG

2.2.2.1. Principe et généralités

L'outil de ce procédé est un rayon laser puissant généré dans une cavité comportant un milieu actif amplificateur et se propageant dans l'atmosphère ou dans un guide jusqu'à une optique de focalisation permettant de l'utiliser. L'onde est caractérisée par sa puissance et sa fréquence. Cette dernière est déterminée par l'énergie des photons émis par les atomes ou les molécules du milieu actif.

Dans un rayon, les photons sont organisés en onde électromagnétique caractérisée par sa composante électrique $E(x, y, z, t)$ en tous points de l'espace occupé (E est nulle ailleurs). Au point de focalisation, E atteint des valeurs de l'ordre de $10^{12} \text{ V.cm}^{-1}$, équivalentes aux champs électriques des liaisons électroniques dans les matériaux, et est capable d'y être absorbée. La puissance, exprimée en watts, résulte du nombre de photons émis par unité de temps, c'est-à-dire de la densité des molécules ou des atomes excités dans la cavité (énergie stockée par cm^3) et du volume impliqué. C'est une donnée technologique liée à l'espace occupé par l'émission et à certains compromis de construction du laser. Les diamètres des rayons laser utilisés en soudage, de taille comprise entre quelques millimètres et 2 à 3 cm selon la puissance, permettent de les focaliser très fortement à courte distance moyennant une très faible profondeur de champ. Ainsi, le rayon laser :

- peut se propager dans l'air ambiant,
- peut être transporté à distance sans affaiblissement notable et dévié par réflexion ou réfraction,
- peut être focalisé par un moyen optique simple, mais à faible distance, de l'ordre du décimètre.

Les limitations sont les suivantes :

- puissance plafonnée aujourd'hui à 2 kW pour le YAG et à 25 kW continu (on parle aujourd'hui de 45 kW) pour le CO_2 ,
- coût élevé avec la puissance,
- focalisation fixe et profondeur de champ réduite (par rapport au faisceau d'électrons).

Les applications du soudage par laser couvrent principalement le soudage bord à bord de tôles d'épaisseur variant de quelques dixièmes de millimètre à 10 ou 15 mm, des soudures par transparence d'épaisseurs minces et des assemblages mécaniques, en compétition avec le faisceau d'électrons.

2.2.2.2. Description du laser YAG

Le laser YAG est l'un des lasers les plus utilisés et on le retrouve dans de nombreuses applications industrielles ou scientifiques. Le milieu optiquement actif est constitué par un barreau de grenat d'yttrium-aluminium dopé au néodyme (YAG, acronyme anglais : Yttrium-Aluminium Garnet). L'énergie est transmise à l'élément par pompage optique. Les lasers solides Nd-YAG peuvent fonctionner de façon impulsionnelle et sont pour cela excités par des lampes flashes. La récurrence est de 300 impulsions par seconde d'une durée de 0,5 à 10 ms, et la puissance moyenne est de 500 W.

On peut également les faire fonctionner de façon continue (CW : Continuous Wave) en les excitant par des lampes à émission continue. Ils génèrent alors des séries d'impulsions de 0,2 ms à des fréquences élevées (1 000 à 50 000 impulsions par seconde) qui augmentent l'interaction avec la matière. La puissance est actuellement de 2 kW.

Par la suite, nous nous limiterons à la présentation du procédé de soudage laser YAG impulsionnel (Procédé utilisé dans notre étude).

2.2.2.3. Le soudage laser YAG impulsionnel

(a) Généralités

Il s'agit d'un laser à solide dont le milieu actif est un monocristal. La longueur d'onde de ce laser (1.06 μm) permet son transport par fibre optique. Le monocristal, de faible volume, est placé dans une cavité réfléchissante. L'excitation du milieu est réalisée par des lampes au xénon ou par des diodes laser. Le rendement électrique du laser dépend du système de pompage (1 à 3% pour un pompage par lampe et environ 10% pour un pompage par diode laser). Une circulation d'eau dans la cavité assure le refroidissement du système. En général, les sources laser YAG impulsionnelles (Figure 2-1) sont constituées d'un module de pompage délivrant une puissance moyenne comprise entre 300 et 500 W.

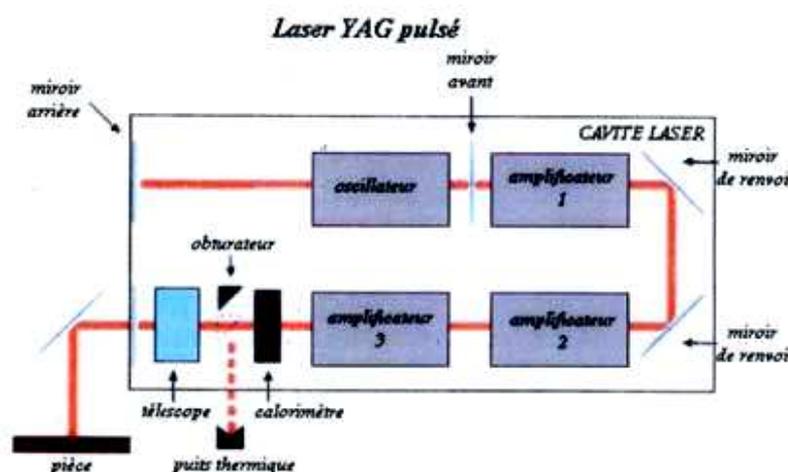


Figure 2-1 : Schéma de principe d'une cavité laser YAG impulsionnel

Les sources laser YAG peuvent atteindre plusieurs kW en ajoutant, en série, à ce module de pompage, des modules amplificateurs. Le régime de fonctionnement impulsionnel est assuré par des lampes flash, produisant, à chaque impulsion, une réponse optique d'une fréquence et d'une longueur d'impulsion définie. Le schéma du régime de fonctionnement est donné en Figure 2-2.

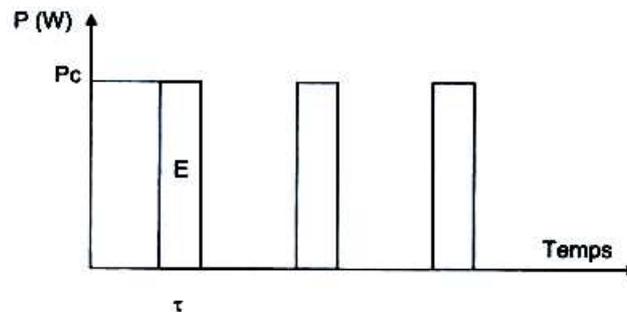


Figure 2-2: Régime de fonctionnement impulsionnel

Les caractéristiques du laser YAG impulsionnel sont liées à sa puissance crête, qui peut atteindre 50 kW. Les différents paramètres laser sont liés par les relations suivantes :

- La durée d'impulsion (s) : τ
- L'énergie par impulsion (J) : E
- La fréquence d'impulsion (Hz) : f
- La puissance crête (W) : $P_c = E / \tau$
- La puissance moyenne (W) : $P_m = E \cdot f$
- Le pas de soudage (mm) : p

Pour le soudage, la puissance crête doit être limitée. En effet, une puissance crête trop élevée provoquera des projections de matière. A énergie constante, pour une faible durée d'impulsion, l'importante puissance crête obtenue donne une grande profondeur de pénétration (pour des opérations de découpe ou de perçage). Le fait d'augmenter la durée d'impulsion élargit la zone fondue, mais la rend moins pénétrante. Concernant la fréquence, l'échauffement de la pièce diminue lorsqu'elle est faible. Ainsi, les déformations sont limitées pour des faibles fréquences. Le pas de soudage p est égal à la distance entre deux impacts. Ainsi, pour le soudage laser impulsionnel, on parlera plutôt de pas associé à une fréquence, plutôt que de vitesse de soudage. Le taux de recouvrement linéaire (TRL) est défini comme le rapport entre la longueur recouverte d'un point de soudure par le suivant et le diamètre d'impact (L) (équation 2-1).

$$\text{TRL} = 100 * (L - p) / L \quad \text{Équation 2-1}$$

Le taux recherché pour obtenir une soudure étanche et résistante d'un point de vue mécanique est compris entre 70 et 85%.

(b) Transfert de l'énergie

Lors de l'emploi d'un faisceau à haute densité d'énergie, deux modes de transfert d'énergie peuvent apparaître, si la densité d'énergie surfacique délivrée est inférieure ou supérieure à 10^3 W/mm^2 . En dessous de 10^3 W/mm^2 , le mode de transfert rencontré est la conduction, comme c'est le cas pour les procédés conventionnels qui transmettent la chaleur à partir de la surface de la pièce. Il prédomine lors du soudage en faible profondeur de pénétration. Il est très intéressant lorsque l'on veut modifier les propriétés superficielles des matériaux, donc si l'on veut effectuer des traitements ou des revêtements de surface.

Au dessus de 10^3 W/mm^2 , le chauffage est si rapide que le métal se vaporise pour former un capillaire.

(c) Formation du bain de fusion

La forme du bain de fusion, et en particulier sa profondeur, conditionne pour une grande part la qualité obtenue lors du travail des matériaux. La pénétration sera de préférence aussi grande que possible, mais surtout reproductible et contrôlable. Pour ce faire, il nous faut comprendre les mécanismes intervenant lors de l'élaboration du bain de fusion [Kales, 1993], [Chartier, 1990], [Steen, 1991], [CETIM, 1992]. La Figure 2-3 présente la formation d'une soudure par procédé laser.

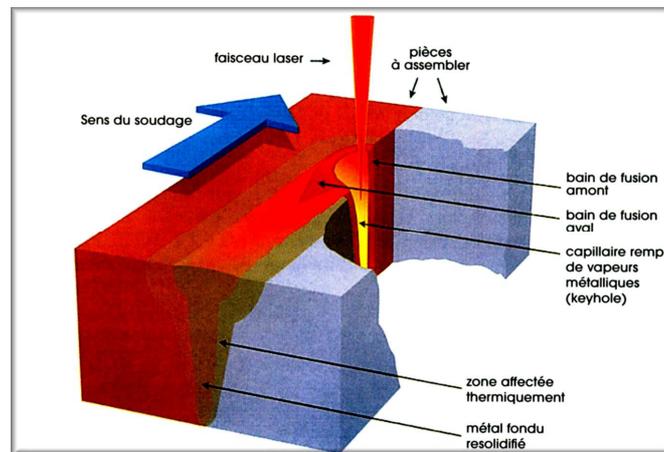


Figure 2-3 : Procédé de soudage par laser YAG [Paradis, 2005]

En raison des modifications que le faisceau laser produit dans la matière, la nature de l'interaction faisceau/matériau est complexe. Bien que les interactions faisceau/matériau dépendent dans une large mesure de l'état de surface du matériau, CHIANG et ALBRIGHT [Chiang, 1988] ont décomposé la formation du bain de fusion en plusieurs étapes distinctes. Ces différentes étapes, qui sont illustrées par la Figure 2-4, sont les suivantes :

- la matière à l'état solide est chauffée par conduction (Figure 2-4 a),
- l'énergie absorbée provoque la fusion du métal sur une zone correspondant à la surface d'impact (Figure 2-4.b),

- une vapeur métallique partiellement ionisée formant le panache apparaît au centre de l'impact, là où le faisceau est le plus dense. Elle absorbe et diffuse, en partie, le faisceau laser (Figure 2-4.c et Figure 2-4.d),
- la pression de la vapeur métallique croît et chasse le métal fondu sur la périphérie du faisceau et vers le haut (effet produit par l'extraction des atomes).

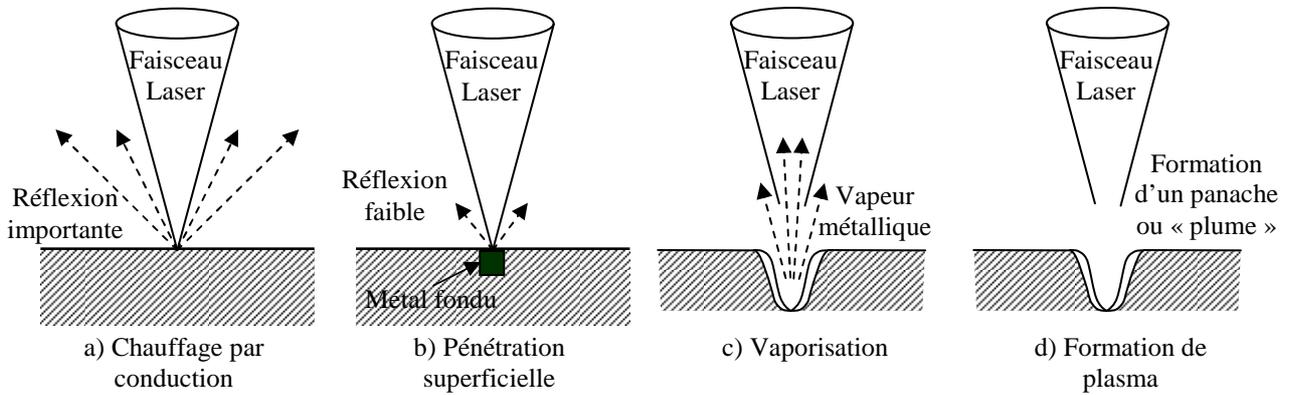


Figure 2-4 : Principales étapes de la formation du bain de fusion

Les mécanismes d'interaction faisceau/matériau ne sont pas encore totalement connus, la difficulté majeure étant l'étude de ces phénomènes aux très hautes températures. Ceci n'est pas seulement dû aux modifications des propriétés thermiques du matériau. En effet, le nouvel état dans lequel il se trouve affecte l'absorption de l'énergie laser et complique la physique du processus. De ce fait, l'aspect fondamental de l'interaction laser/matériau concerne principalement la formation du capillaire.

Compte tenu de ces remarques, nous ferons dans la suite de ce chapitre la synthèse des interactions laser/matériau. Pour ce faire, nous passerons en revue les deux interactions principales qui interviennent dans la formation du bain de fusion : la formation du capillaire et la formation du plasma.

(d) Formation du capillaire

Les puissances spécifiques développées par les faisceaux à haute énergie donnent lieu, lors d'un impact sur la matière, à un phénomène de pénétration caractéristique dû à la formation de ce que l'on appelle généralement un capillaire. On explique simplement sa formation de la façon suivante : la puissance du faisceau se développe quasi intégralement à son point d'impact sur une cible et donne lieu à une sublimation instantanée de la matière. Dans le cas d'un matériau métallique, une tension de vapeur élevée en résulte, refoulant vers les bords un film de métal en fusion et donnant par suite naissance, en surface, à une petite cavité que le faisceau emprunte pour progresser. De proche en proche se forme un puits étroit qui se propage dans la matière. Ce puits, de diamètre à peine supérieur à celui du faisceau, est physiquement occupé par un plasma de vapeurs métalliques et ses parois sont tapissées d'un film de métal en fusion maintenu par capillarité (Figure 2-5).

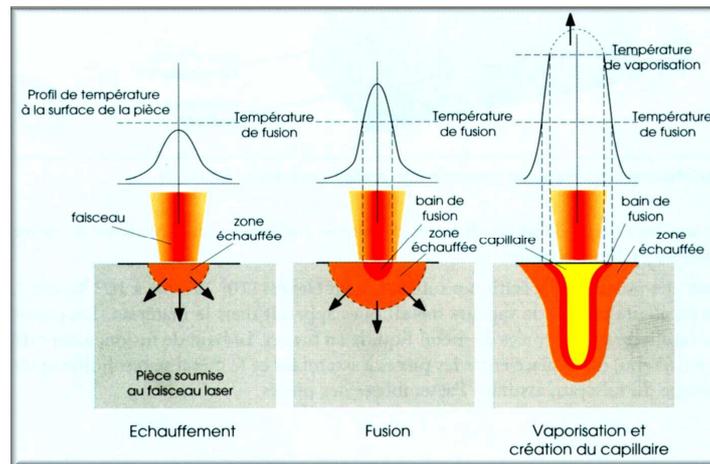


Figure 2-5 : Formation du capillaire (« Keyhole » ou trou de serrure) [Paradis, 2005]

La puissance du faisceau s'affaiblit au fur et à mesure de sa progression dans le capillaire, au point que le phénomène finit par se stabiliser : la limite de pénétration est atteinte.

On peut produire un capillaire à l'interface de deux pièces placées bout à bout. Lorsque le faisceau se déplace le long du plan de joint, le métal en fusion est rejeté vers l'arrière et referme le capillaire en formant un cordon de soudure.

Les dimensions axiales et transversales du capillaire régissent la morphologie du cordon, lui conférant un rapport profondeur/largeur de 1 à 10 en général. Ce rapport dépend de nombreux facteurs liés au matériau (propriétés physiques à haute température) ainsi qu'au faisceau à son point d'impact (puissance, diamètre, profil).

Le pouvoir pénétrant du faisceau peut dépasser l'épaisseur à souder : le capillaire débouche à l'arrière de la cible sans que son équilibre soit perturbé. On obtient alors des soudures dites débouchantes à bords parallèles qui forment, en matière de soudage, l'idéal d'une liaison bord à bord.

En conclusion, le phénomène de capillaire, qui apparaît sur la plupart des matériaux métalliques, entraîne les effets suivants :

- la formation d'une soudure sans métal d'apport,
- un pouvoir de pénétration important, réduisant à une passe unique la réalisation de soudures bord à bord sur des épaisseurs pouvant atteindre 20 mm pour le laser et 20 cm pour le faisceau d'électrons ; en contrepartie, la préparation des bords à souder (pas de chanfrein), qui reste très simple, appelle beaucoup de rigueur dans le maintien de tolérances d'accostage serrées,
- une zone affectée par la chaleur transversalement très réduite et indépendante de l'environnement immédiat (outillages),
- un cycle thermique rapide, non sans conséquence sur les matériaux sensibles,
- une vitesse d'exécution élevée,
- des déformations limitées.

(e) Formation du plasma

La création du capillaire s'accompagne d'un plasma à la surface du bain de fusion. Ce plasma est constitué de vapeurs ionisées à très haute température, qui s'échappent du capillaire. Le plasma de vapeurs métalliques est la résultante d'un bon couplage faisceau-matière. Il est donc inévitable. En fonction de l'énergie incidente, le plasma aura une action plus ou moins importante sur la morphologie du cordon, en évasant la partie supérieure du cordon (Figure 2-6).

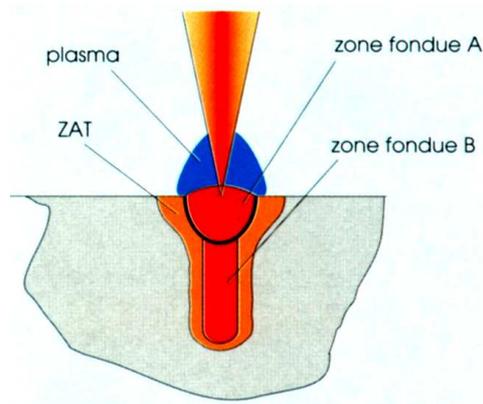


Figure 2-6 : Formation du plasma à la surface du bain de fusion

- Zone fondue A : due à l'action du plasma (jusqu'à 60 % du faisceau absorbé)
- Zone fondue B : due à l'action du capillaire (partie restante du faisceau incident hors faisceau réfléchi)

(f) Etude macrographique d'un joint soudé par ce procédé

Pour le procédé de soudage laser YAG impulsif, la macrographie d'un joint soudé bout à bout permet de distinguer quatre zones principales [Cazes, 1994] & [Granjon, 1969] :

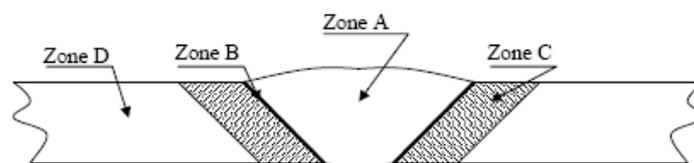


Figure 2-7 : Macrographie d'un joint soudé

➤ **Zone fondue :**

Au centre du joint se trouve la zone fondue, Zone A de la Figure 2-7. C'est celle qui est passée à l'état liquide durant l'exécution de la soudure. L'état fondu est transitoire et la

solidification est obtenue soit par cessation de la source de chaleur (soudage par points) soit par éloignement de la source de chaleur (soudage par fusion).

➤ **Zone de liaison :**

De part et d'autre de la zone de fusion se trouve la zone de liaison, Zone B de la Figure 2-7. Dans le cas d'un métal pur, il s'agit d'une surface limitant la zone fondue, sur laquelle les cristaux de solidification de cette dernière ont assuré, en s'édifiant, la liaison métallique avec le métal de base non fondu.

Lorsqu'il s'agit d'un alliage, ou d'un métal impur, on peut dans certains cas distinguer, au niveau de la zone de liaison, les effets d'une fusion partielle entre le solidus et le liquidus.

➤ **Zone affectée thermiquement :**

Au-delà de la zone de liaison, le métal de base, qui a subi le cycle thermique de soudage, se manifeste par des modifications plus ou moins accusées par rapport à son état initial, dans une zone plus ou moins étendue qui est la zone affectée thermiquement (Z.A.T.) : zone C de la Figure 2-7.

Pour les soudures sur acier, cette expression est surtout réservée à la zone austénitique. On distingue alors une zone appelée zone de surchauffe où la température maximale atteinte durant le cycle de soudage est comprise entre la température d'austénitisation totale et la température de fusion.

La largeur de la zone affectée thermiquement est donc fonction du matériau utilisé, du procédé de soudage employé et des conditions opératoires. Ainsi la zone affectée thermiquement est d'autant plus étroite que le gradient de température est grand (Z.A.T. plus étroite pour une soudure par faisceau d'électrons que pour une soudure à arc).

➤ **Zone non affectée :**

Au-delà de la zone affectée thermiquement se trouve le métal de base non affecté par le soudage, Zone D de la Figure 2-7, tout au moins non affectée du point de vue des modifications physicochimiques que peut entraîner le soudage.

Il est évident que les effets du soudage, considérés sous d'autres points de vue, tels que les déformations ou les contraintes résiduelles ne s'arrêtent pas à la limite extérieure de la Z.A.T.

2.2.2.4. Caractéristiques du soudage laser YAG propre à notre étude

Le choix du laser YAG impulsif s'est fait tout naturellement afin de minimiser les distorsions et les contraintes résiduelles dues au soudage. En effet, dans notre cas, il n'y a pas la possibilité de réaliser un traitement thermique de détensionnement après l'opération de soudage.

De nombreuses études internes au laboratoire de soudage du CEA Valduc ont été réalisées afin d'optimiser les paramètres de soudage sur des plaques en TA6V d'épaisseur 3 mm. De ce fait, nous utilisons un laser YAG impulsif (Trumpf 506) avec une fréquence de soudage

de 5 Hz et un taux de recouvrement des tirs de l'ordre de 80 %, ce qui est le meilleur taux dans notre cas pour obtenir une soudure étanche et résistante d'un point de vue mécanique.

Ainsi pour chaque tir, nous avons un temps de dépôt d'énergie de 13 ms et un temps de refroidissement de 187 ms. Le cordon de soudure est ainsi formé d'une multitude d'impacts lasers espacés d'un pas d'avance de 0.28 mm. Ce moyen de soudage génère ainsi des sollicitations extrêmement sévères pour le matériau d'un point de vue thermique. Lors du dépôt d'énergie, la vitesse de chauffe est de l'ordre de $300^{\circ}\text{C}\cdot\text{ms}^{-1}$ et atteint des vitesses de refroidissement bien supérieures à ce qu'on pourrait obtenir en réalisant une trempe à l'eau.

Le soudage se fait sous argon (débit 15 l/min) afin d'éviter tout risque de pollution par l'oxygène ou l'hydrogène. Les paramètres de soudure sont décrits ci-dessous :

Mode de fonctionnement :	impulsionnel
Durée de l'impulsion :	$\tau = 13 \text{ ms}$
Fréquence :	$f = 5 \text{ Hz}$
Energie maximale par impulsion :	$E = 17,5 \text{ J}$
Puissance moyenne maximale :	$P = 70 \text{ W à } 1,5 \text{ kW}$
Puissance de crête maximale :	$P_c = 1,3 \text{ kW}$
Amplificateur laser :	grenat d'Al et d'Y dopé au néodyme (YAG)
Faisceau infrarouge :	$\lambda = 1,06 \mu\text{m}$
Pas d'avance :	$p = 0,28 \text{ mm}$

On peut voir Figure 2-8 deux exemples de pièces soudées avec les paramètres décrits ci-dessus. Il s'agit d'une plaque et d'un tube en TA6V, qui ont l'un et l'autre une épaisseur de 3 mm. La plaque est constituée de deux éléments de dimension 50 mm par 30 mm. Les deux parties du tubes ont chacune une hauteur de 50 mm, un rayon intérieur de 24 mm et un rayon extérieur de 30 mm.



Figure 2-8 : Cordon de soudure par laser YAG impulsionnelle du TA6V

2.3. Le titane et ses alliages

2.3.1. Le titane

2.3.1.1. Généralités sur le titane, [Boyer, 1994], [Combres, 1997]

Seuls cinq à dix pourcent du minerai de titane extrait sont utilisés pour des applications dans le domaine de la métallurgie. Ce n'est qu'à partir des années 1950 que les applications métallurgiques se sont développées, sous forme d'additions aux aciers (ferrotitanes) ou pour élaborer des alliages de titane.

Les alliages de titane possèdent des caractéristiques mécaniques élevées pour une faible masse volumique, ce qui les place avant les alliages d'aluminium et les aciers en terme de propriétés spécifiques. Ceci explique pourquoi, malgré leur prix relativement élevé, ils sont particulièrement utilisés dans l'aéronautique. De nos jours, ils voient leurs applications se diversifier, en particulier dans le domaine de la chimie, ainsi que dans le biomédical pour la fabrication de prothèses de hanche ou de genou, grâce à leur propriété de biocompatibilité élevée.

2.3.1.2. Structure du titane et propriétés physiques [Combres, 1999, a], [Handbook titanium, 1974]

(a) Aspects cristallographiques

Le titane non allié possède, à la température ambiante, une structure cristalline hexagonale compacte appelée phase α ($a = 2,950\text{\AA}$, $c = 4,683\text{\AA}$, $c/a = 1,587$). Au cours du chauffage, la transformation allotropique du titane intervient à 882 °C, qui correspond au passage de la phase α à la phase β . Cette dernière phase, de réseau cristallin cubique centré ($a = 3,32\text{\AA}$ à 900 °C), subsiste jusqu'à la fusion à 1670°C. La température à laquelle a lieu la transformation allotropique est appelée « transus β » (Figure 2-9).

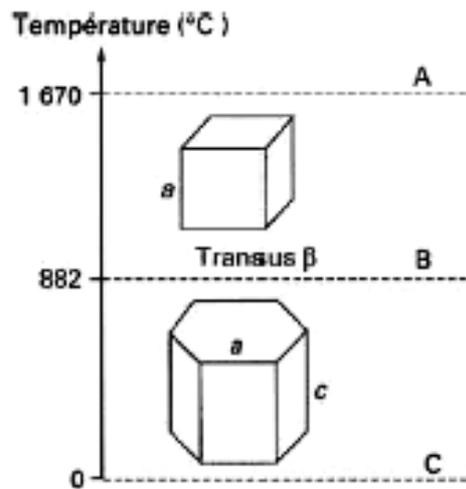


Figure 2-9 : Structure cristallographique du titane non allié [Handbook titanium, 1974]

- A : Etat liquide,
- B : Phase β cubique centrée ($a=0,332$ nm),
- C : Phase α hexagonale pseudo-compacte ($a=0,295$ nm, $c=0,4682$ nm, $c/a=1,587$).

La transformation allotropique $\beta \leftrightarrow \alpha$ du titane présente des caractères spécifiques de la transformation martensitique, selon le mécanisme proposé par Burgers pour le zirconium [Burgers, 1934]. La Figure 2-10 montre que l'on peut passer de la forme cubique centrée à la forme hexagonale par un faible déplacement (inférieur à une distance interatomique) de quelques atomes et par un léger réarrangement de ceux-ci.

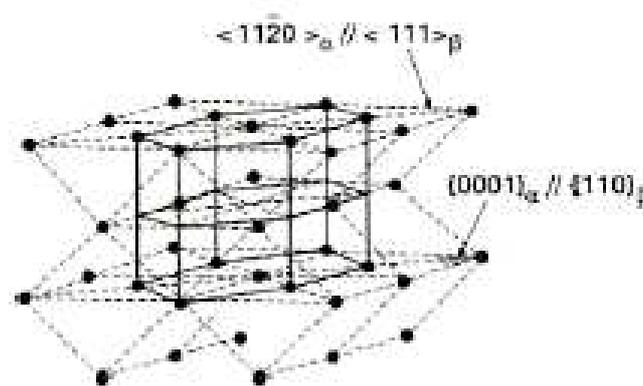


Figure 2-10 : Transformation allotropique β (cc) \rightarrow α (hc)

Cette transformation conduit aux relations d'orientations suivantes :

- plans $\langle 110 \rangle_{\beta} // \langle 0001 \rangle_{\alpha}$
- directions $\langle 111 \rangle_{\beta} // \langle 11\bar{2}0 \rangle_{\alpha}$

De plus, les différents auteurs ont montré que :

- la transformation $cc \rightarrow hc$ du titane se produit toujours par un mécanisme de cisaillement avec germination athermique (formation, sans diffusion de phase α' martensitique) suivie éventuellement, dans le cas des refroidissements lents (de l'ordre de $2^{\circ}\text{C}/\text{min}$), d'une croissance thermiquement activée [McQuillan, 1963],
- les plaquettes α qui se forment par refroidissement lent ou par transformation isotherme ont, avec la phase mère β , les mêmes correspondances cristallographiques et les mêmes plans d'accrolement que la martensite obtenue par trempe [Wiskel, 1959] [Bibby, 1964], les plans le plus fréquemment cités sont : $(334)_{\beta}$ et $(344)_{\beta}$,
- bien qu'il existe théoriquement, pour un monocristal, de nombreuses orientations possibles après double traversée du point de transformation (41 pour le cycle $\beta \rightarrow \alpha \rightarrow \beta$ et 57 pour le cycle $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$), on ne trouve en fait qu'une seule orientation : celle de départ [Glen, 1954] [Brock, 1955], ce qui caractérise une hérédité cristallographique très forte qui est, par exemple, mise en évidence lors de l'examen des textures.

(b) Propriétés physiques du titane

Les propriétés physiques du titane sont résumées dans le Tableau 2-2, ainsi que celles relatives à d'autres matériaux à titre de comparaison (Tableau 2-1).

	Mg	Al	Ti	Fe	Cu
Masse volumique (g/cm^3)	1,74	2,70	4,51	7,86	8,94
Module d'élasticité (MPa)	45000	70000	110000	210000	120000
Point de fusion ($^{\circ}\text{C}$)	650	660	1670	1535	1084
Conductivité thermique à 20°C ($\text{J}/\text{m.s.}^{\circ}\text{C}$)	146	240	16,7	71	380
Résistivité électrique ($\Omega.\text{m}$)	$4,4.10^{-8}$	$2,68.10^{-8}$	$47,8.10^{-8}$	10.10^{-8}	$1,7.10^{-8}$
Coefficient de dilatation ($\text{m}/^{\circ}\text{C}$)	$25,7.10^{-6}$	$24,6.10^{-6}$	$8,5.10^{-6}$	$11,9.10^{-6}$	$16,4.10^{-6}$
Magnétisme	Non	Non	Non	Oui	Non

Tableau 2-1 : Propriétés physiques du titane et d'autres matériaux

	Propriétés	Valeurs
Z	numéro atomique	22
rc	rayon de covalence	1,32 Å
Ei	Energie d'ionisation	661 kJ/g.mol
T _{eb.}	Température d'ébullition	3260-3285°C
T _f	Température de fusion	1670°C
T _β	Transus β	882°C
ρ _S	Masse volumique (20°C)	4510 kg/m ³
ρ _L	Masse volumique (T=T _f)	4110 kg/m ³
M	Masse molaire	47,9 g/mol
ΔH _s	Chaleur de sublimation (S → V)	10040 J/g à 0 K; 9800 J/g à 298 K
ΔH _v	Chaleur de vaporisation (L → V)	8890 J/g
ΔH _f	Chaleur latente de fusion (S → L)	322-365-440 J/g
ΔH _{tr}	Chaleur latente de transition (α → β)	70-89 J/g
C _{pS}	Capacité calorifique massique (20°C)	518-522-528 J/kg.K
C _{pL}	Capacité calorifique massique (T=T _f)	(700)-786 J/kg.K
α	Coefficient de dilatation thermique linéaire 20°C)	8,5-8,9 10 ⁻⁶ K ⁻¹
λ	Conductivité thermique	18-21,6 W/m.K
γ _{LV}	Tension de surface du liquide (T=T _f)	1,65 N/m
η	Viscosité dynamique du liquide (T=T _f)	5,2 10 ⁻³ N s/m ²
Ω _S	Résistivité électrique (20°C)	47,8-54,0 μΩ.cm
Ω _L	Résistivité électrique (T=T _f)	172-(400) μΩ.cm
ν	Coefficient de Poisson	0,33
E	Module d'Young	110 GPa
R _{p0,2}	Limite d'élasticité à 0,2% de déformation plastique	260 MPa
R _m	Résistance maximale à la traction	350 MPa
A%	Allongement à la rupture	40%
σ _D	Limite d'endurance en traction (à 10 ⁷ cycles), %R _m	≥ 50%
K	Susceptibilité magnétique	1,25-3,40 10 ⁻⁶

Tableau 2-2 : Propriétés physiques du titane pur

Bien que le titane soit très oxydable à haute température (problème majeur déjà cité lors d'une mise en œuvre par procédé de soudage), sa résistance à la corrosion est supérieure à celle des aciers inoxydables [Timet, 1996]. Cette résistance est due à la formation en surface d'un film de passivité constitué d'oxydes de Titane TiO₂. De plus, le titane est insensible aux chlorures et peu sensible à la corrosion cavernueuse et par piqûres. Dans certaines conditions, toutefois, certains alliages de titane peuvent subir une corrosion sous tension.

(c) Propriétés mécaniques

Les caractéristiques particulières du titane et de ses alliages en font un métal de choix pour de nombreuses applications. Nous venons de voir que ses propriétés contre la corrosion sont excellentes. De plus, ce matériau conserve une bonne tenue mécanique à chaud (jusqu'à 700°C) avec cependant, le risque de se charger en éléments qui fragilisent le métal à partir de 400°C [Lo, 1986]. Sa résistance spécifique (R_m/ρ) est nettement supérieure à celle des autres

métaux. La très grande affinité du titane pour des éléments interstitiels comme l'oxygène, l'hydrogène, l'azote ou le carbone vient profondément modifier le comportement mécanique du métal. La résistance mécanique ainsi que la dureté sont augmentées au détriment de la ductilité et de la ténacité.

On introduit alors la notion d'oxygène équivalent pour caractériser les effets des éléments interstitiels :

$$\%O_2 \text{ équivalent} = \%O_2 + 2 (\%N_2) + 0.67 (\%C) \quad \text{Équation 2-2}$$

Une augmentation de 0.1% d'O₂ équivalent correspond à une augmentation de 123 MPa de la résistance mécanique [Tricot, 1988], aussi une très grande attention doit être portée à la mise en œuvre des pièces surtout au cours des opérations de soudage. Si les précautions de mise en œuvre sont respectées, on obtient un matériau dont les caractéristiques mécaniques moyennes sont données dans le Tableau 2-3 pour différentes nuances de titane.

% Eléments	Grade				
	1 (T35)	2 (T40)	5 (TA6V)	6	7
Azote max.	0.03	0.03	0.05	0.05	0.03
Carbone max.	0.1	0.1	0.1	0.1	0.1
Hydrogène max.	0.015	0.015	0.015	0.02	0.015
Fer max.	0.2	0.3	0.4	0.5	0.3
Oxygène max.	0.18	0.25	0.2	0.2	0.25
Aluminium	--	--	5.5 à 6.75	4 à 6	--
Vanadium	--	--	3.5 à 4.5	--	--
Zinc	--	--	--	2 à 3	--
Palladium	--	--	--	--	0.15 à 0.25
Autre max.	0.05 chacun 0.3 au total				
Re _{0.2} (MPa)	172 – 310	276 – 414	840 mini	805 mini	280 - 455
Rm (MPa)	241 mini.	345 mini.	910 mini.	840 mini.	350 mini.
A % mini	24	20	10	10	20
Dureté (Hv)	120	160	350	--	120
Pliage	4T	5T	10T	9T	5T

Tableau 2-3 : Caractéristiques mécaniques des principales nuances de titane

2.3.1.3. Classification des alliages de titane et effets des éléments d'alliage

L'addition d'un élément d'alliage fait apparaître dans le diagramme un domaine biphasé $\alpha + \beta$ (Figure 2-11). Notons que les éléments à faible rayon atomique (C, B, O₂, H₂, N₂) entrent en insertion dans le réseau, alors que les autres forment des solutions solides de substitution. Les éléments d'addition influent différemment sur le diagramme d'équilibre, certains sont alphagènes (ils favorisent le domaine α hexagonal compact), d'autres bêtagènes (ils favorisent le domaine β cubique centré) ou neutres. Les éléments « alphagènes » augmentent les températures de transformation tandis que les éléments « bêtagènes » les abaissent. En outre, ceux-ci sont classés en deux catégories :

- **les isomorphes** qui stabilisent la phase β à la température ambiante,
- **les eutectoïdes** qui donnent naissance à des composés intermétalliques.

Les éléments β eutectoïdes tels que le fer, le chrome, le manganèse, etc., donnent naissance à des composés intermétalliques définis. Les éléments β isomorphes tels que le molybdène, le vanadium, etc., donnent naissance à une solution solide continue en phase β .

Les alliages de titane sont classés suivants le type de structure qu'ils favorisent à la température ambiante. On distingue les alliages de types α , β ou α - β . Ils ont chacun leurs propres spécificités face aux opérations de soudage.

- **les alliages α** contiennent une forte majorité d'éléments alphagènes, et présentent à température ambiante quasiment 100% de phase α ,
- **les alliages β et quasi β** sont constitués principalement de la phase β stable ou métastable,
- **les alliages α et β** contiennent à la fois les phases α et β à température ambiante.

Remarquons que le titane commercialement pur est en fait un alliage α car il contient toujours des impuretés telle que le fer, et des éléments interstitiels : carbone, oxygène, azote et hydrogène.

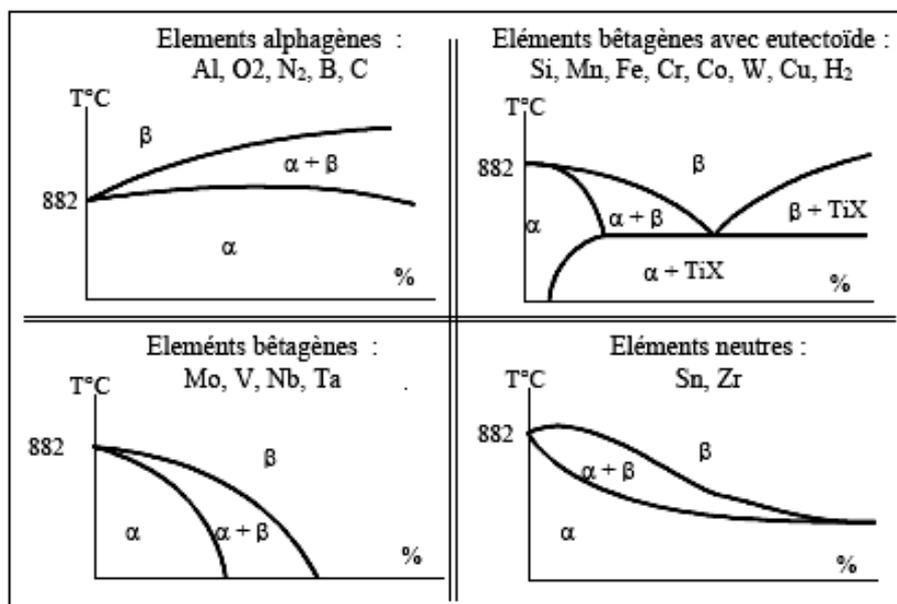


Figure 2-11 : Variation schématique des diagrammes de phase pour divers éléments d'alliage du titane

(a) Les alliages α

Pour ces alliages, la structure est monophasée α à température ambiante. Les éléments d'alliages qui stabilisent la phase α élèvent la température de transformation α en β . C'est le cas des éléments tels que l'aluminium, l'oxygène, le carbone et l'azote.

L'aluminium est le principal élément qui entre, en substitution, dans la composition de la plupart de ces alliages. Il améliore la ductilité et la résistance mécanique à chaud.

L'oxygène possède un effet durcissant, mais ne doit être présent qu'en faible quantité sous peine de provoquer une diminution de la ductilité.

Ces alliages ne durcissent pas par traitement thermique. Ils ont une bonne résistance à l'oxydation à chaud, ainsi qu'une bonne soudabilité. De par leur structure (HC), ils sont difficiles à déformer à froid. Ils présentent une bonne stabilité sous contrainte à chaud et un faible allongement de fluage jusqu'à 650°C.

Cependant, pour certaines nuances, effectuer une trempe et un revenu conduit à la précipitation de composés intermétalliques dans une matrice α -aculaire. On augmente ainsi la résistance au fluage jusqu'à 550°C, mais la résistance à la traction reste relativement modeste. La limitation de la teneur en éléments alphas dans ces alliages provient de la nécessité d'éviter une précipitation de phases intermétalliques telles que Ti_3Al qui réduisent la ductilité et favorisent la corrosion sous tension.

(b) Les alliages β et quasi β

Les alliages β restent monophasés β à température ambiante et les alliages β métastables peuvent garder une structure β -métastable par refroidissement rapide (leur température M_s est inférieure à la température ambiante). Leur déformabilité à froid est bonne. Ils sont soudables à l'état trempé et peuvent atteindre des caractéristiques mécaniques élevées à l'état trempé revenu.

(c) Les alliages α - β

Ce sont actuellement les alliages de titane susceptibles de présenter les résistances mécaniques les plus élevées. Leur aptitude à la conformation à froid est limitée, mais elle reste meilleure que celle des alliages α . Leur aptitude au soudage, bien que convenable, est limitée par les conséquences des transformations métallurgiques créées par les chauffes successives. La température limite d'emploi de ces alliages est de 450°C. Au-delà, ils deviennent instables métallurgiquement. Ils sont généralement utilisés soit à l'état trempé-revenu, soit à l'état recuit.

(d) Hérité structurale

Si on effectue une trempe depuis le domaine β , il y a modification structurale. La nouvelle structure en présence est aculaire, composée d'aiguilles de phase α dans une matrice β . La cinétique de refroidissement conditionne la largeur des aiguilles. Les chauffes successives favorisent le grossissement de grains. Pour revenir à une microstructure fine, équiaxe de grains α et β , il faut effectuer une déformation plastique dans le domaine α - β . Bien qu'elles soient plus dures et plus résistantes, on ne cherche pas pour autant les structures aciculaires ; elles sont moins ductiles et moins tenaces que les structures équiaxes. On obtient les meilleures propriétés mécaniques des alliages α - β en effectuant une mise en solution dans le domaine biphasé, puis une trempe à l'eau et un revenu de quelques heures à une température

comprise entre 500°C et 700°C. Pendant la trempe, la phase β se transforme en martensite α' . Une augmentation des propriétés est obtenue suite à un revenu conduisant à l'évolution de la structure martensitique en un mélange $\alpha+\beta$ avec des grains fins de phase α . Les domaines d'application du titane comme nous venons de le voir sont très vastes. Ce matériau est en concurrence directe avec les aciers inoxydables. La démocratisation de son utilisation résulte essentiellement de la baisse de son coût. Sa tenue mécanique en température, ses propriétés de résistance à la corrosion sous contraintes, sa résistance spécifique élevée et son coût abordable font que des applications industrielles non spatiales vont se développer. Mais ce choix de matériau doit s'accompagner d'une complète refonte de la conception des produits à réaliser ainsi que des moyens de production. Conserver de bonnes qualités métallurgiques au cours de la production devient un impératif critique pour les opérations d'assemblage par joints soudés. La qualité se fera au prix d'une technicité accrue.

La Figure 2-12 présente les principales propriétés d'emploi des alliages de titane pour les différents types d'alliage.

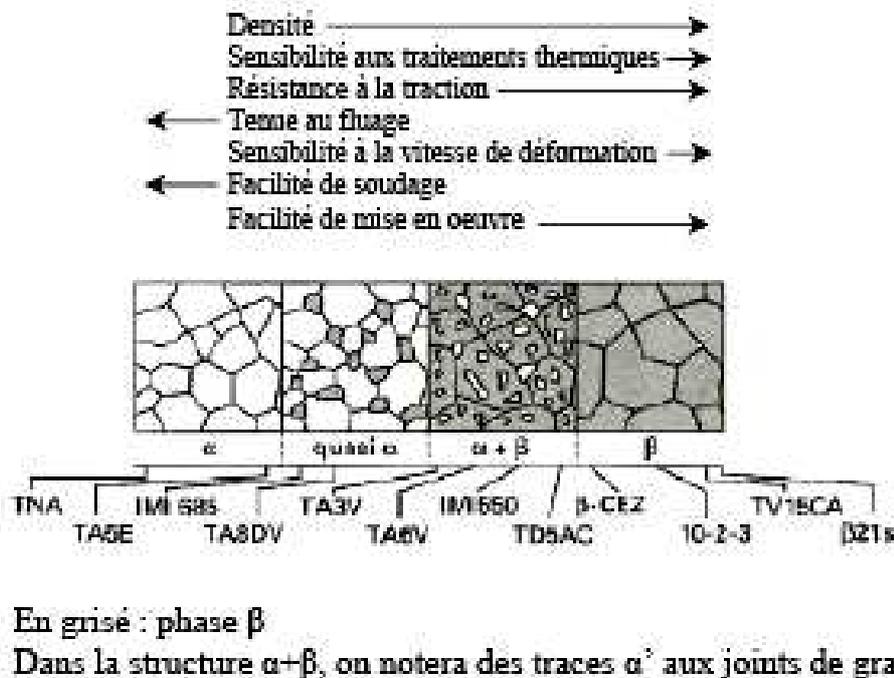


Figure 2-12 : Représentation schématique des structures micrographiques d'équilibre des alliages de titane

Enfin on peut rappeler l'effet des éléments d'alliages sur les propriétés d'usage :

➤ L'hydrogène :

L'hydrogène n'a pas d'influence directe sur les propriétés mécaniques, cependant sa précipitation sous forme d'hydrures provoque une baisse de la ductilité. L'hydrogène est moins soluble dans la phase α (19 ppm dans le T40) que dans la phase β (800 à 1000 ppm dans le TA6V).

➤ **L'oxygène, le carbone et l'azote :**

L'oxygène, le carbone et l'azote ont pour effet d'augmenter la dureté (durcissement par solution solide) et les caractéristiques de résistance mécanique au détriment de la ductilité et de l'allongement à la rupture. Leur teneur est donc maintenue à des niveaux relativement bas (<1000 ppm pour le carbone). Lors de la coulée du titane en moule graphite, une contamination superficielle en oxygène entraîne une augmentation de la dureté ainsi qu'un épaississement des lamelles α , [Broihanne, 1995].

➤ **L'aluminium :**

L'aluminium durcit la phase α et a tendance à augmenter le rapport c/a lorsqu'il est en solution dans la phase α . Il améliore la résistance et abaisse la ductilité. La tenue au fluage est augmentée. Sa teneur est limitée à 7 % en masse pour éviter la précipitation de phase fragilisante Ti₃Al [Barra, 1977].

➤ **Le vanadium :**

Le vanadium en solution dans la phase α réduit le rapport c/a. Il est par conséquent utilisé pour réduire la tendance à la fragilisation des alliages riches en aluminium (rappelons que le titane hexagonal doit sa plasticité particulière à son rapport c/a faible). Le vanadium abaisse la tenue à l'oxydation et est limité à 20% en masse. Une teneur de 15 % en masse de vanadium est nécessaire pour stabiliser totalement la phase β métastable par trempe, laquelle est alors susceptible de durcir par revenu.

2.3.1.4. Les différentes phases rencontrées dans les alliages de titane et leurs morphologies [Combres, 1995]

Les caractéristiques mécaniques des alliages de titane sont fortement dépendantes de la microstructure, celle-ci étant elle-même tributaire des transformations induites lors des traitements thermiques ou thermomécaniques du matériau. Ainsi, les propriétés d'usage telles que la résistance, la ductilité, la ténacité, la fatigue et le fluage sont étroitement liées à la microstructure, notamment à la forme et à la taille de la phase α .

(a) Phase α :

Il s'agit de la phase basse température de structure cristallographique pseudo-hexagonale compacte dont les paramètres, calculés à l'aide d'expériences de diffractométrie sont pour le TA6V, d'après HADJ SASSI, QUIVY et LEHR [Hadj sassi, 1974] :

- $a = 2,918 \pm 0,003 \text{ \AA}$
- $c = 4,671 \pm 0,005 \text{ \AA}$
- D'où $c/a = 1,600$

Ces valeurs restent proches de celles obtenues dans le cas du titane pur. Certains auteurs [Bartlo, 1968] distinguent plus avant :

- **la phase α primaire (α_I)** qui reste présente lorsque le matériau est traité thermiquement dans le domaine biphasé, la proportion de phase présente dépend bien sûr de la température de traitement.

- **la phase α dite aciculaire** (α_{II}) (ou lamellaire) formée au cours du refroidissement par germination et croissance le long d'un ensemble de plans cristallographiques préférentiels de la matrice β . Cette phase est également désignée sous le nom de structure en vannerie ou de Widmanstätten. Castro et Séraphin [Castro, 1966] distinguent également les phases α_1 et α_2 selon leur texture morphologique.

Pour une **microstructure équiaxe**, une augmentation de la taille des grains de la phase α modifie les propriétés mécaniques :

- La résistance diminue (effet Hall-Petch),
- La ductilité est réduite du fait d'une part de l'allongement des empilements de dislocations (très grande concentration de contrainte en tête d'empilement favorable à la microfissuration) et d'autre part ces empilements s'appuient sur l'interface α/β relativement fragile,
- La ténacité décroît : ceci est dû d'une part à la baisse de résistance et de ductilité mais aussi au fait que la propagation de la fissure est moins perturbée par un nombre plus faible d'interfaces α/β ,
- La tenue en fatigue diminue (même explication que pour la ténacité),
- La résistance au fluage augmente : cette propriété est régie par la phase α (coefficient d'auto-diffusion 1000 fois plus faible que celui de la phase β) et les vitesses de fluage, notamment dans le régime stationnaire, sont inversement proportionnelles à la taille de grains de la phase α .

Pour une **microstructure lamellaire**, une augmentation de la taille des lamelles α a la même incidence sur les propriétés décrites ci-dessus. On constate, en outre, que la morphologie lamellaire accroît la ténacité car le chemin de propagation des fissures est plus tortueux. La structure lamellaire présente cependant une résistance et surtout une ductilité inférieures par rapport à la structure équiaxe [Combres, 1991].

(b) Phase β :

Elle possède la structure cubique centrée du titane β , forme allotropique de haute température. On distingue plusieurs formes de phase β :

- **Phase β (β_I)** : phase haute température de structure cristallographique cubique centrée.
- **Phase β stable (β_s)** : phase β retenue à l'ambiante, stable et impossible à transformer par traitement thermique. La stabilisation de cette phase provient d'une concentration supérieure en élément bêtagène (principalement le vanadium) obtenue par refroidissement lent. La phase β devient stable à l'ambiante pour une teneur en vanadium supérieure à 15% [Hocheid, 1970].
- **Phase β transformée (β_t)** : structure biphasée composée d'un mélange de phase α et β_s . Cette « phase » est issue de la transformation de la phase β haute température lors de refroidissements lents.

- **Phase β métastable (β_m)** : phase β retenue à l'ambiante, mais avec sa composition chimique haute température, est susceptible de se transformer par traitement thermique ultérieur (en phase α à haute température et ω (cf. plus loin au paragraphe(d)) à basse température).
- **Phase β résiduelle (β_r)** : phase β résiduelle résultant d'un refroidissement hors équilibre.

Pendant un maintien aux températures élevées (dans le domaine β) en l'absence de tout champ de contrainte ou de déformation imposée, il y a croissance des grains β . Par contre, en cas de prédéformation, il se produit, pour un taux de déformation critique, un phénomène « d'explosion » de la taille de grains ; elle peut être multipliée par trois ou quatre. Ceci est dû à une mobilité accrue par la déformation d'un faible nombre de joints de grains β (mécanisme de SIBM). Au delà de ce seuil critique, la densité de joints/sous-joints mobiles est accrue évitant ainsi cette explosion de la taille des grains. Dans le cas d'une déformation élevée il y a restauration dynamique, puis recristallisation continue avec formation de nouveaux petits grains de phase β aux joints des gros grains.

(c) Phases martensitiques :

Ce sont des phases aiguillées [Bartlo, 1968] obtenues par transformation martensitique de la phase β qui existe en fait sous deux formes cristallographiques [Williams, 1972] :

- une phase α' de structure hexagonale compacte ;
- une phase α'' de structure orthorhombique.

Phase α prime (α') : phase hexagonale comme α , mais ayant la même composition chimique que la phase β d'origine. Elle est obtenue par trempe rapide de la phase β et transformation martensitique de cette dernière. Formée sans diffusion, c'est une phase hors d'équilibre, qui est par conséquent apte au durcissement par retour d'équilibre structural lors d'un maintien à température moyennement élevée. Micrographiquement, cette phase a l'aspect aciculaire de la martensite. Il faut noter également que cette phase martensitique ne peut apparaître que lorsque la concentration en éléments bêtages est inférieure à une concentration critique C_{β} , de sorte que lors d'un refroidissement rapide la température M_S de début de transformation martensitique puisse être atteinte.

Phase α seconde (α'') : phase orthorhombique, précipitant dans une phase β contenant $10\pm 2\%$ de vanadium, lors de trempe depuis des températures entre 750 et 900°C. La formation de cette phase peut aussi avoir lieu sous contrainte dans les alliages β_m ou lors de revenu entre 600 et 700°C (mais pas au-delà) [Malinov, 2002].

(d) *Phase fragilisante :*

C'est une phase également métastable dénommée ω , qui apparaît sous forme de fins précipités lors de vieillissements d'alliages contenant de la phase β métastable entre 400°C et 500°C. La cinétique de la transformation $\beta > \omega$ est très rapide [Williams, 1972]. Elle a un effet fragilisant sur le matériau et on est parfois amené à la remettre en solution par un traitement thermique approprié [Seraphin, 1965].

Phase oméga (ω) : phase de structure controversée, hexagonale simple ou cubique face centrée. Invisible au microscope optique (échelle nanométrique), elle précipite de façon homogène dans la phase β contenant plus de 15% de vanadium entre 200 et 350°C, soit lors de refroidissement rapide de β_m (ω athermique), soit au cours d'un traitement thermique (ω isotherme). Dans le dernier cas, elle a été identifiée comme une phase transitoire, dont la formation précède celle de la phase α .

(e) *Phases intermétalliques :*

En plus des phases précédentes, que l'on trouve dans le TA6V sous certaines conditions (exception faite de β_m), il existe des composés intermétalliques, qui font aujourd'hui l'objet de nombreuses recherches.

Phase α deux (α_2) : composé intermétallique de type Ti_3Al , précipitant lors de revenu entre 500 et 600°C, lorsque la teneur en oxygène est importante (solubilité alors limitée de l'aluminium dans la phase α).

Phase gamma (γ) : composé intermétallique de type $TiAl$.

Toutes ces analyses permettent de comprendre l'importance de l'étude des phases en présence et de leur morphologie, car ces paramètres modifient de façon non négligeable le comportement thermique et mécanique du titane et de ses alliages. Pour un alliage $\alpha+\beta$ comme le matériau de notre étude (alliage TA6V), ces paramètres sont très importants. Nous présentons par la suite les différentes données de la littérature sur cet alliage.

2.3.2. Présentation de l'alliage de titane étudié : le TA6V [Combres, 1995]

2.3.2.1. Généralité

L'alliage considéré dans l'étude est le TA6V4 (ou TA6V), alliage largement étudié dans la littérature. Le bon compromis entre résistance mécanique et ténacité, en plus de sa faible densité et son excellente résistance à la corrosion (jusqu'à 1160 MPa en Rm pour une densité de 4,42 g/cm³), en font l'un des plus utilisés dans divers domaines d'application (industrie chimique, aérospatiale, biomédical ...). Il s'agit de pièces forgées, usinées ou matricées.

La composition de l'alliage est de 6% en poids d'aluminium et 4% en poids de vanadium, et des éléments résiduels. Nous avons porté Figure 2-13 un schéma du diagramme de phase pseudo-binaire Ti-6Al-V.

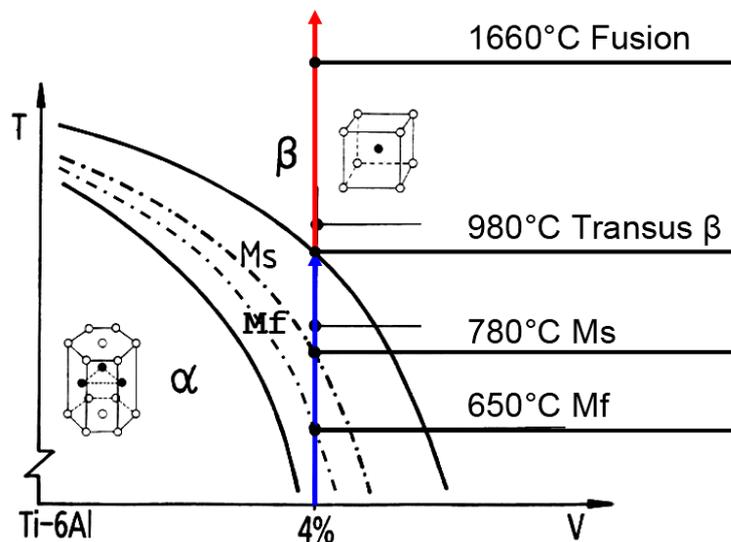


Figure 2-13 : Diagramme schématique pseudo-binaire du TA6V

A température ambiante, le TA6V est biphasé α (HCP) + β (CC) avec un très faible pourcentage de phase β . Au cours du chauffage lent, il y a dissolution de la phase α , et la fraction de phase β augmente pour être égale à 1 aux températures supérieures à la température de transus T_{β} . Cette valeur de l'ordre de 980-1000°C, est fonction de la composition de l'alliage et est très sensible aux teneurs en éléments résiduels, notamment l'oxygène.

Au delà de la température T_{β} , seule la phase β est présente. Elle est de structure cubique centrée de paramètre $a = 3,192 \text{ \AA}$ (ce paramètre est inférieur à celui du titane pur du fait de la contraction induite par le vanadium dont le paramètre de maille est plus petit que celui du titane). La température de fusion du TA6V se situe vers 1660°C et sa température d'ébullition est autour de 3285°C.

A l'état de réception, la morphologie de la phase α de l'alliage que nous avons étudié est principalement globulaire Figure 2-14.

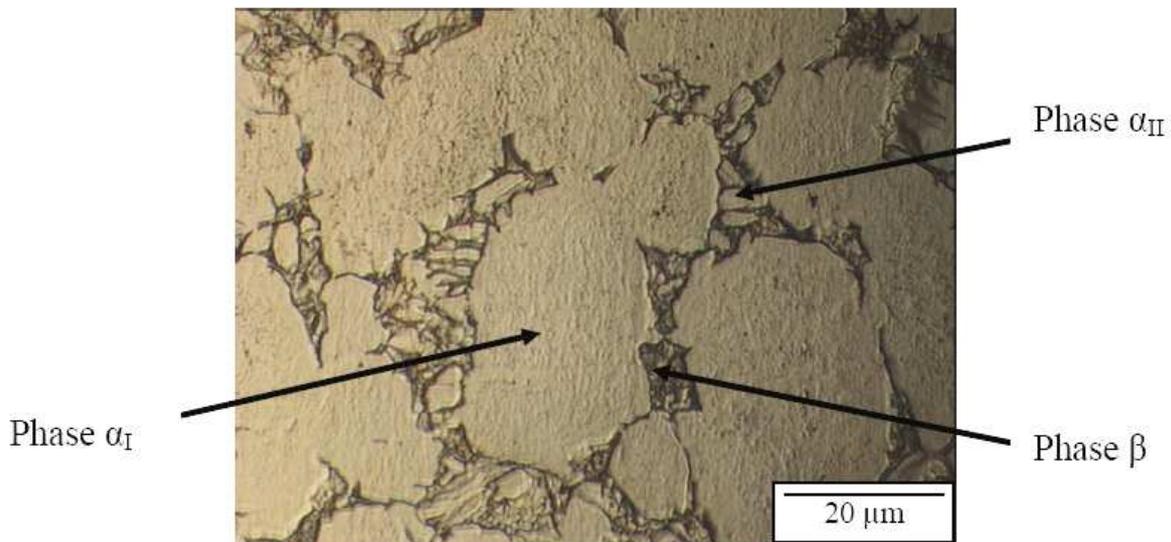


Figure 2-14 : Microstructure du TA6V étudié

2.3.2.2. Les diverses morphologies du TA6V après traitement thermique

Différentes microstructures sont obtenues par traitement thermique selon le domaine à partir duquel l'alliage est refroidi et selon la vitesse de refroidissement employée (Figure 2-15) [Combres, 1995] :

Si cet alliage est lentement remis en solution dans le domaine β puis refroidi, la structure sera lamellaire ou aciculaire et l'épaisseur des lamelles sera fonction de la vitesse de refroidissement (Figure 2-15 & Figure 2-16).

Si l'alliage est mis en solution dans le domaine β , et refroidi par une trempe énergétique, la phase β subit une transformation martensitique conduisant à la formation de la phase α' (Figure 2-16 a). La phase martensitique a la même composition chimique que la phase β et sa structure cristalline est hexagonale pseudo-compacte. Ses paramètres cristallins sont très proches de ceux de la phase α : $a_{\alpha'}$ est pratiquement identique à a_{α} alors que $c_{\alpha'}$ est légèrement plus petit que c_{α} . Des valeurs de températures de début M_s et de fin M_f de transformation martensitique ont été rapportées respectivement égales à 780 et 650°C [Hocheid, 1970].

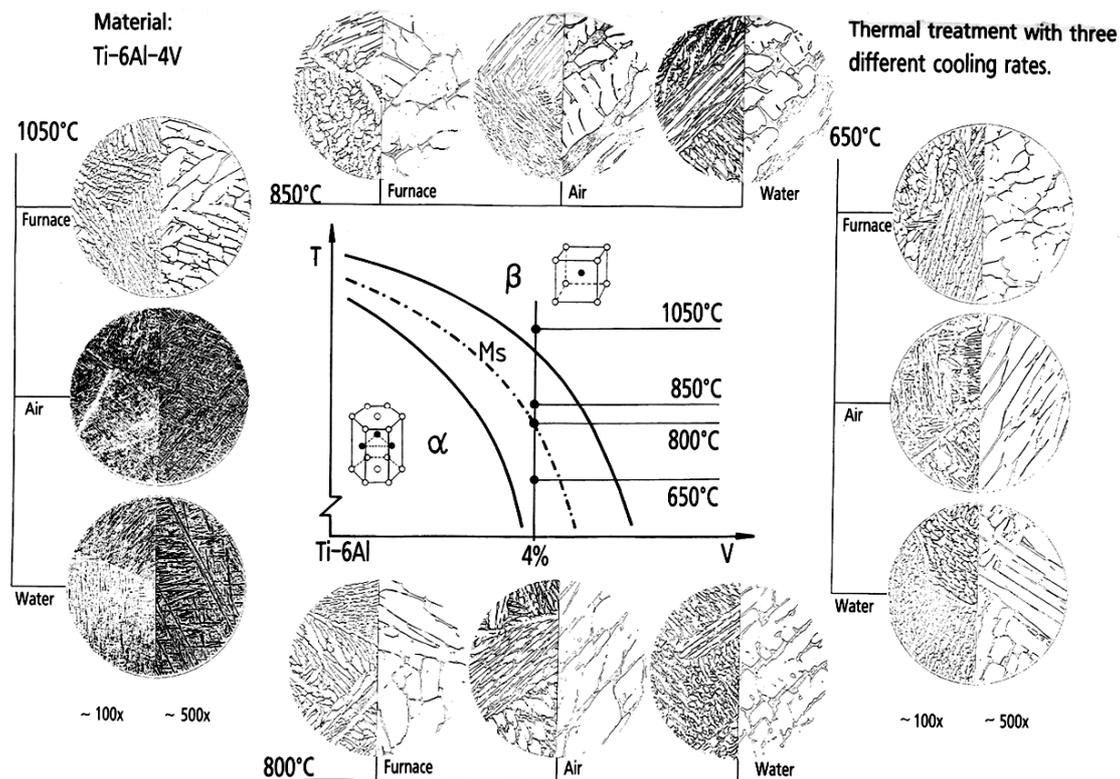


Figure 2-15 : Différentes morphologies du TA6V en fonction du traitement thermique [Handbook titanium, 1974]

Quand la vitesse de refroidissement diminue, le diamètre des aiguilles augmente [Combres, 1995], [Combres, 1999, b&c] (Figure 2-16 b). Puis les aiguilles laissent place à des lamelles d'épaisseur de plus en plus importante (**morphologie lamellaire**, dite « en vannerie » ou de Widmanstätten). Par traitement thermomécanique (déformation à chaud ou simple traitement thermique sur structures très déformées), on peut « briser » les lamelles et les faire recristalliser en nodules sphériques. On obtient alors la **morphologie équiaxe**. A ces trois morphologies principales s'ajoute une quatrième, la **morphologie bimodale ou duplex**, qui est formée de grains de phase α dans une matrice de phase β . Elle est obtenue par revenu (recuit basse température) après trempe depuis le domaine β ou le haut du domaine $\alpha+\beta$. Pour une morphologie donnée, la microstructure finalement obtenue va dépendre de l'évolution microstructurale des deux phases α et β , pendant les traitements thermomécaniques de mise en forme.

Si l'alliage est mis en solution dans le domaine biphasé $\alpha+\beta$, sa microstructure finale dépend de la structure initiale, des conditions de remise en solution (chauffage et température et temps de traitement), des conditions de refroidissement. Une morphologie α équiaxe peut ainsi être conservée, voire la fraction volumique peut en être augmentée par croissance des grains existants au cours d'un refroidissement lent. Un refroidissement plus rapide limite la croissance des grains équiaxes et conduit à la germination de nouveaux grains lamellaires ou aciculaires suivant la vitesse de refroidissement. (Figure 2-16 c et d)

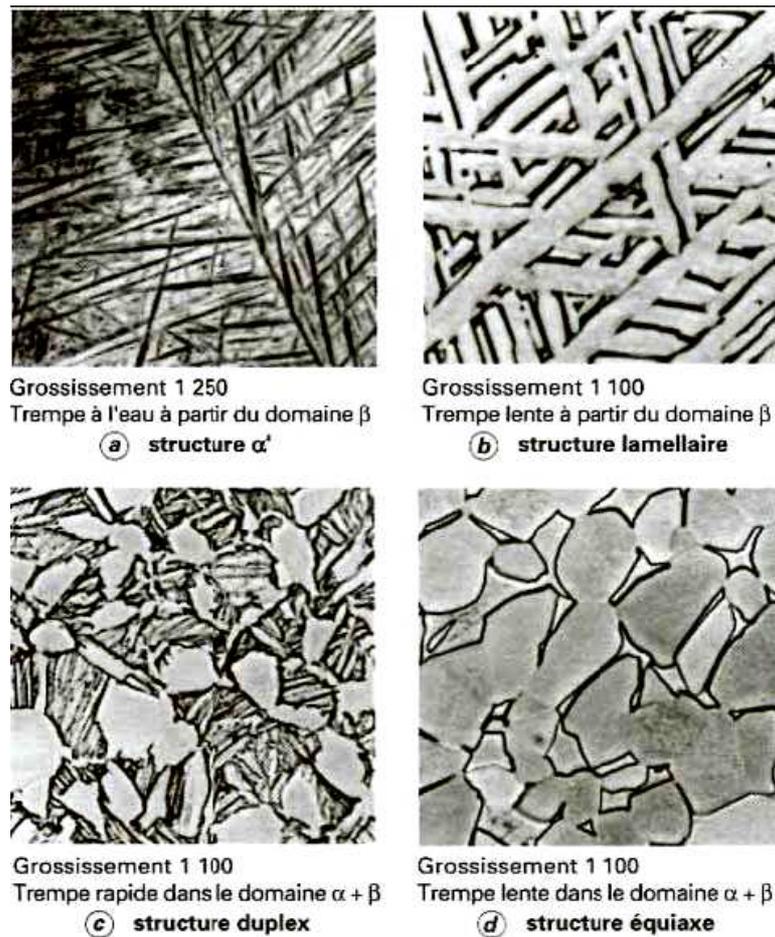


Figure 2-16 : Exemple de morphologie que l'on peut rencontrer dans l'alliage TA6V

La représentation schématique du diagramme d'équilibre montre que la fraction de phase β à l'équilibre thermodynamique varie avec la température. Castro et Séraphin [Castro, 1966] ont déterminé la fraction volumique des phases présentes à l'ambiante en fonction de la température d'arrêt du recuit à l'aide de deux techniques, la diffraction des rayons X et une analyse micrographique (Figure 2-17). Une trempe à l'eau, quelle que soit la température de recuit, conduit à la formation de phase martensitique α' dont la proportion décroît avec la température de recuit : une trempe à l'eau depuis 1100°C entraîne la formation de martensite alors qu'une trempe à l'eau à partir de 950°C ($T < T_{\beta}$) produit une microstructure biphasée $\alpha + \beta$, avec présence de phase α' au sein de la phase β [Jovanovic, 2004]. Faisant l'hypothèse qu'il n'y a pas de croissance des nodules de phase α au cours de la trempe à l'eau, Castro et Séraphin obtiennent ainsi la fraction de phase β à l'équilibre en fonction de la température (correspondant à la fraction de β), valeur essentielle pour établir des modèles de cinétiques de transformation de phases.

Par ailleurs Hocheid et al [Hocheid, 1970] ont défini une température de remise en solution M_d , à partir de laquelle la phase β présente à cette température est retenue à l'ambiante (ne se décompose plus en α'). Cette valeur se situe autour de 720°C .

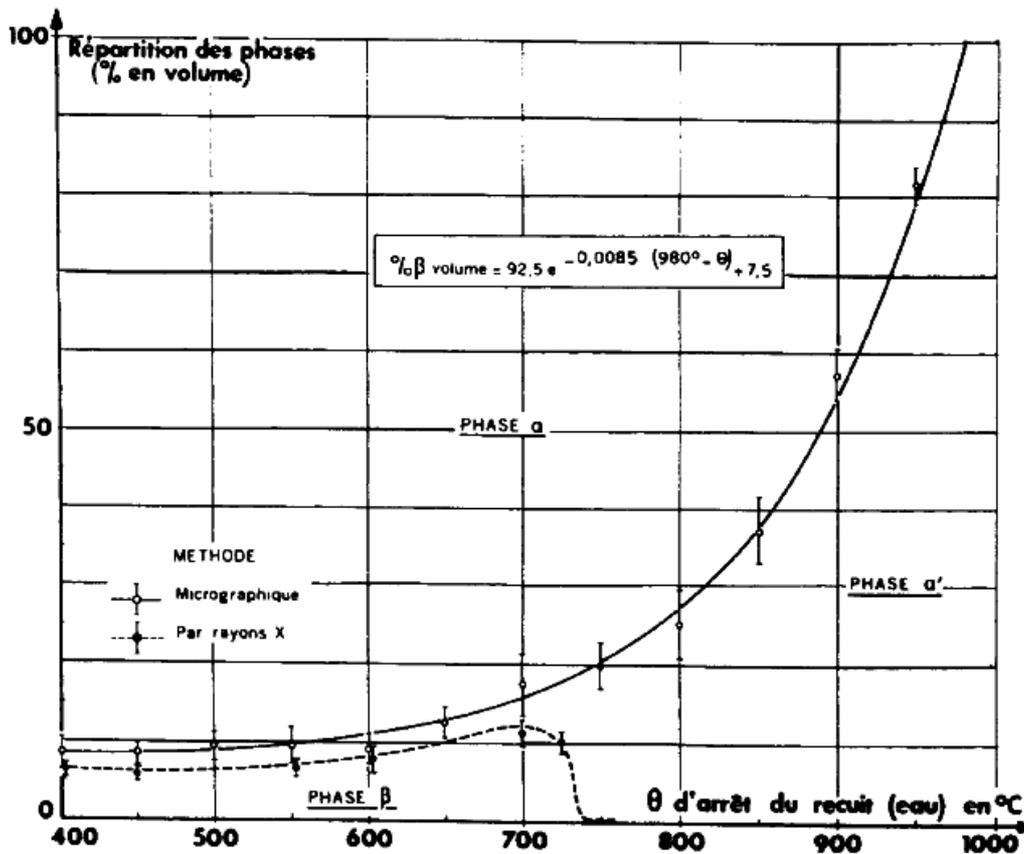


Figure 2-17 : Evolution de la fraction volumique des phases [Castro, 1966]

2.3.2.3. Cinétiques de transformation de phases : Diagrammes T.T.T et T.R.C du TA6V

Pour atteindre les cinétiques de transformations de phases, il est usuel d'établir les diagrammes TTT (Transformations-Temps-Température) et TRC (Transformations en Refroidissement Continu). Les premières études de cinétique de transformation ont été celles de [Le Maitre 1970] et [Hocheid 1970] qui introduisent les diagrammes T.T.T. (Transformation-Temps-Température) et TRC (Transformations en Refroidissement Continu) du TA6V.

(a) Diagramme T.T.T. du TA6V

Les diagrammes T.T.T. caractérisent, lors d'un maintien isotherme consécutif à un brusque refroidissement, la nature et les instants de début et de fin de transformations structurales en fonction de la température.

La Figure 2-18 représente la cinétique de transformation du TA6V après une remise en solution à 1025°C pendant 30 minutes.

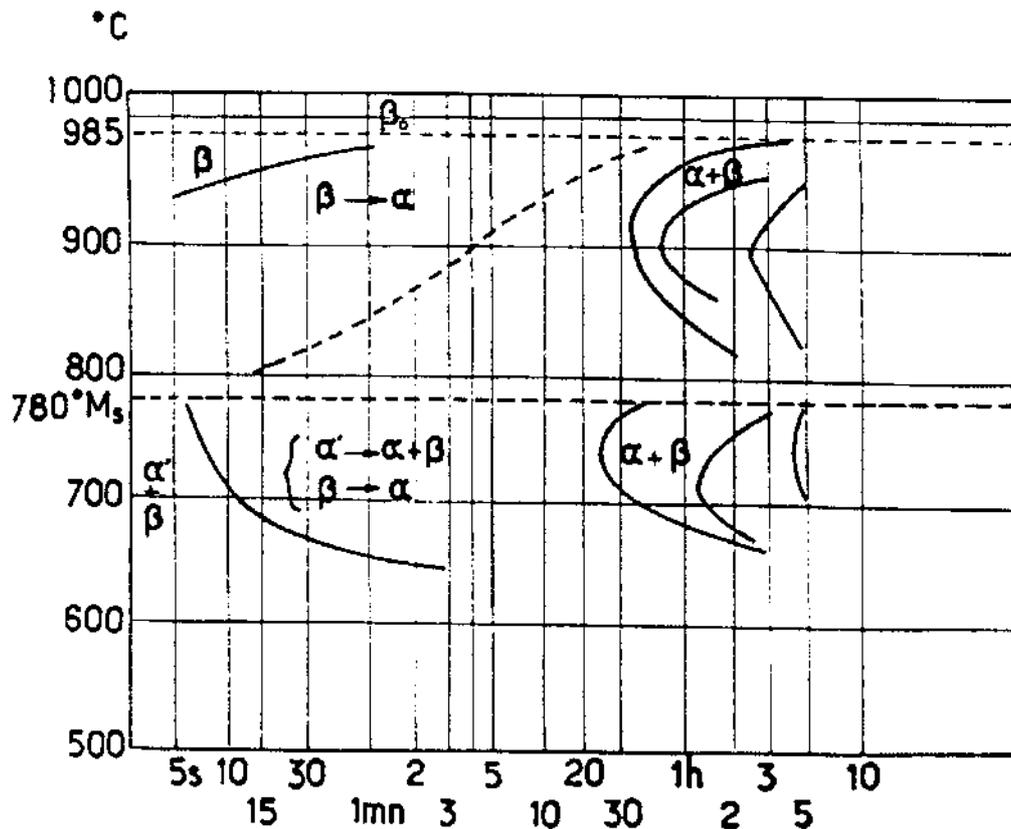


Figure 2-18 : Diagramme TTT après remise en solution à 1025°C, 30 min [Hocheid 1970]

(b) Diagramme T.R.C. du TA6V

Les diagrammes T.R.C. caractérisent le comportement métallurgique du TA6V lors d'un refroidissement continu vers la température ambiante. Ils définissent pour un ensemble d'histoires thermiques subies par la pièce au refroidissement, les instants et les températures de début et de fin de transformations structurales relatives à chacune de ses histoires thermiques particulières et dans certain cas les pourcentages de constituants formés lorsqu'une transformation s'achève. La Figure 2-19 représente le diagramme de transformation en refroidissement continu du TA6V après une mise en solution à 1030°C pendant 30 minutes.

Ces diagrammes restent imprécis, ainsi, les températures Ms sont très différentes entre les deux auteurs. Les fractions de phases existantes ne sont pas rapportées. Des travaux récents réalisés sur d'autres alliages ont conduit à des caractérisations plus précises des diagrammes TTT et TRC par résistivité électrique [Laude, 1995], [Bein, 1996], [Laude, 1996] et [Da Costa, 2005]. De telles mesures ont également été obtenues pour des alliages TA6V4 [Côme, 1991]. Par ailleurs les approches plus récentes visent à différencier les domaines de transformation pour lesquels les mécanismes opérant sont différents [Aeby-Gautier, 2007], afin de prévoir les cinétiques en différenciant les morphologies des phases obtenues (phase au joint de grain, phase lamellaire en colonie, phase intragranulaire).

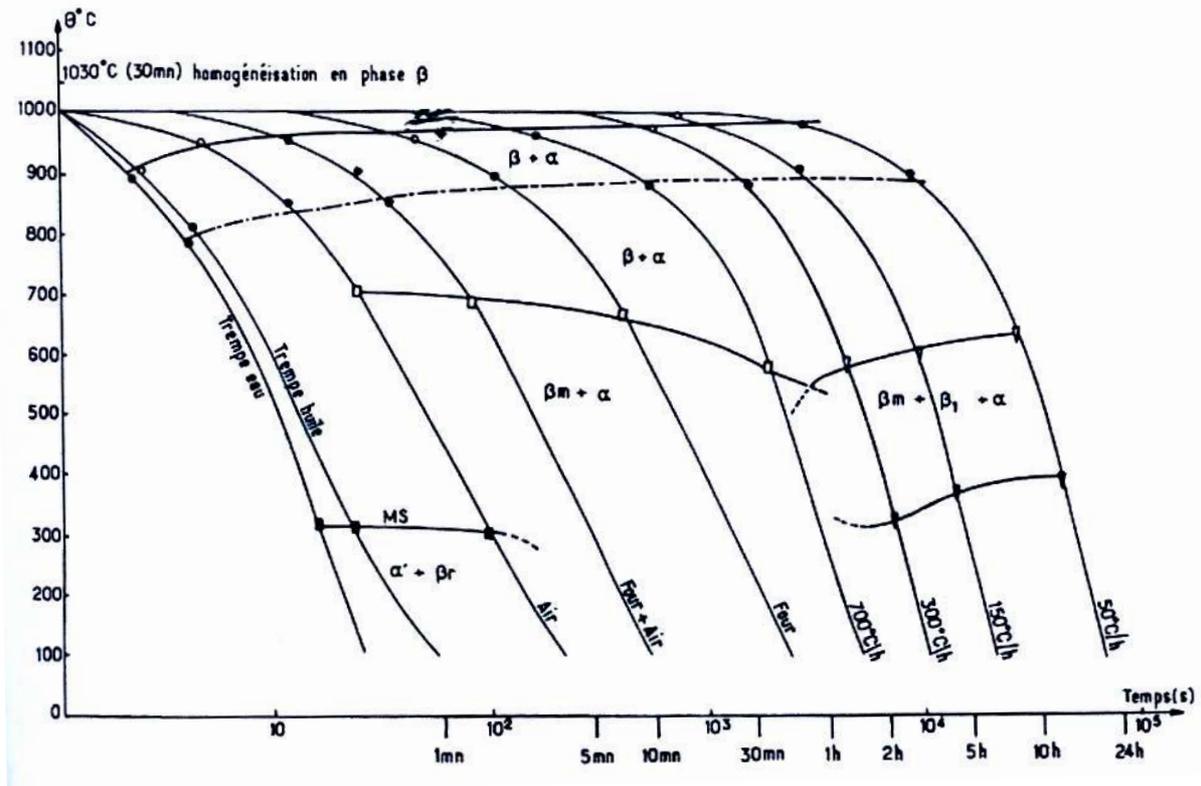


Figure 2-19 : Diagramme TRC du TA6V [Le Maitre, 1970]

2.3.2.4. Caractéristiques mécaniques et physiques de l'alliage TA6V

Le but de cette section n'étant pas de caractériser les propriétés d'emploi du TA6V, nous nous limitons ici à une présentation des principaux résultats de la littérature et des résultats CEA.

(a) Caractéristiques physiques

Exigences de composition chimique pour le Ti-6%Al-4%V :

Elément	Al	V	Fe	O2	N2	C	H	Impureté (chacun)	Somme des impuretés
% min	5,50	3,50	-	-	-	-	-	-	-
% max	6,75	4,50	0,30	0,20	0,03	0,08	150ppm	0,10	0,40

Les principales caractéristiques physiques de cet alliage et les propriétés mécaniques à température ambiante sont données dans le Tableau 2-4 :

	Propriétés	Valeurs
$T_{eb.}$	Température d'ébullition	3285°C
T_f	Température de fusion	1650-1675°C
T_β	Transus β	980-995°C
ρ_S	Masse volumique (20°C)	4520-4430 kg/m ³
ρ_L	Masse volumique (T= T_f)	4200 kg/m ³
M	Masse molaire	46,7 g/mol
C_{pS}	Capacité calorifique massique (20°C)	610 J/kg.K
C_{pL}	Capacité calorifique massique (T= T_f)	986 J/kg.K
α	Coefficient de dilatation thermique linéaire (20°C)	8-9 10 ⁻⁶ K ⁻¹
λ	Conductivité thermique	5,8-6,8-7,1 W/m.K
γ_{LV}	Tension de surface du liquide (T= T_f)	1,38 N/m
η	Viscosité dynamique du liquide (T= T_f)	5,2 10 ⁻³ N s/m ²
Ω_S	Résistivité électrique (20°C)	47,8-54,0 $\mu\Omega$.cm
Ω_L	Résistivité électrique (T= T_f)	168-171 $\mu\Omega$.cm
ν	Coefficient de Poisson	0,33
E	Module d'Young	106-114 GPa
$R_{p0,2}$	Limite d'élasticité à 0,2% de déformation plastique	990-1050 MPa
Rm	Résistance maximale à la traction	1050-1140 MPa
A	Allongement à la rupture	14-15%
σ_D	Limite d'endurance en traction (à 10 ⁷ cycles), %Rm	49%
HRC	Dureté	36
Izod	Résistance à l'impact (charpy)	10-20,3 J

Tableau 2-4 : Propriétés physiques du TA6V

➤ Capacité calorifique massique

La Figure 2-20 présente l'évolution de la capacité calorifique en fonction de la température (résultat obtenu par le CEA en comparaison à d'autres auteurs). Les valeurs présentent des dispersions, cependant les résultats des essais réalisés au CEA paraissent cohérents vis-à-vis des résultats obtenus par les autres auteurs.

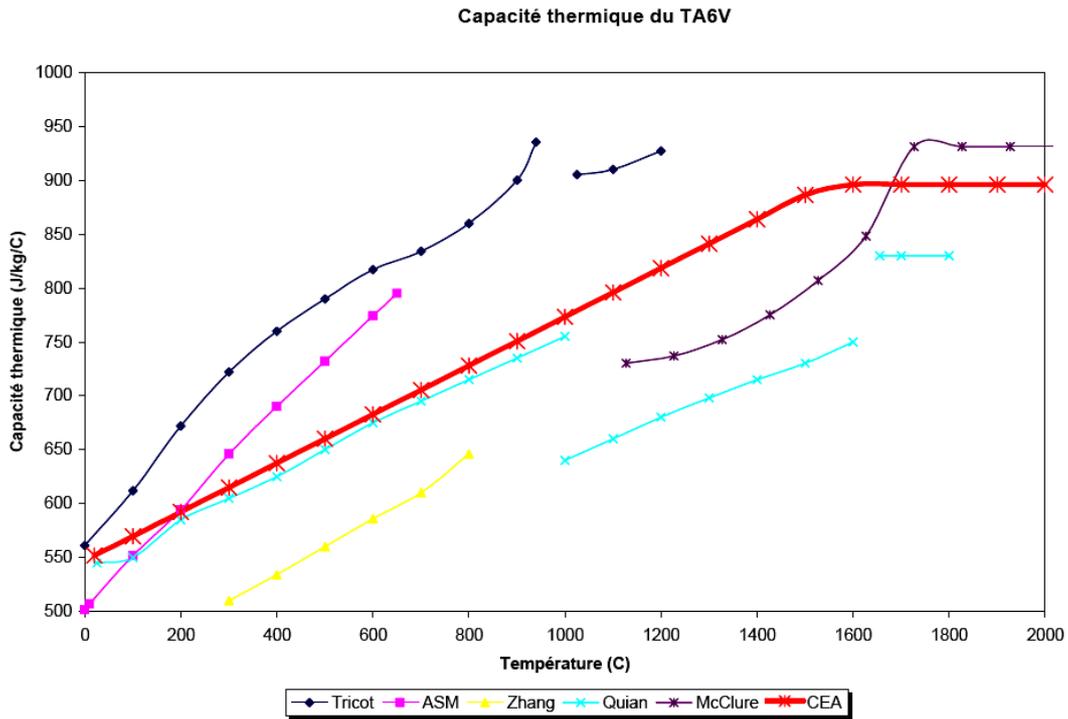


Figure 2-20 : Capacité thermique du TA6V [Tricot, 1988]

➤ Masse Volumique

L'évolution de la masse volumique en fonction de la température est présentée en Figure 2-21. Les résultats obtenus par le CEA sont conformes aux résultats obtenus par QUIAN.

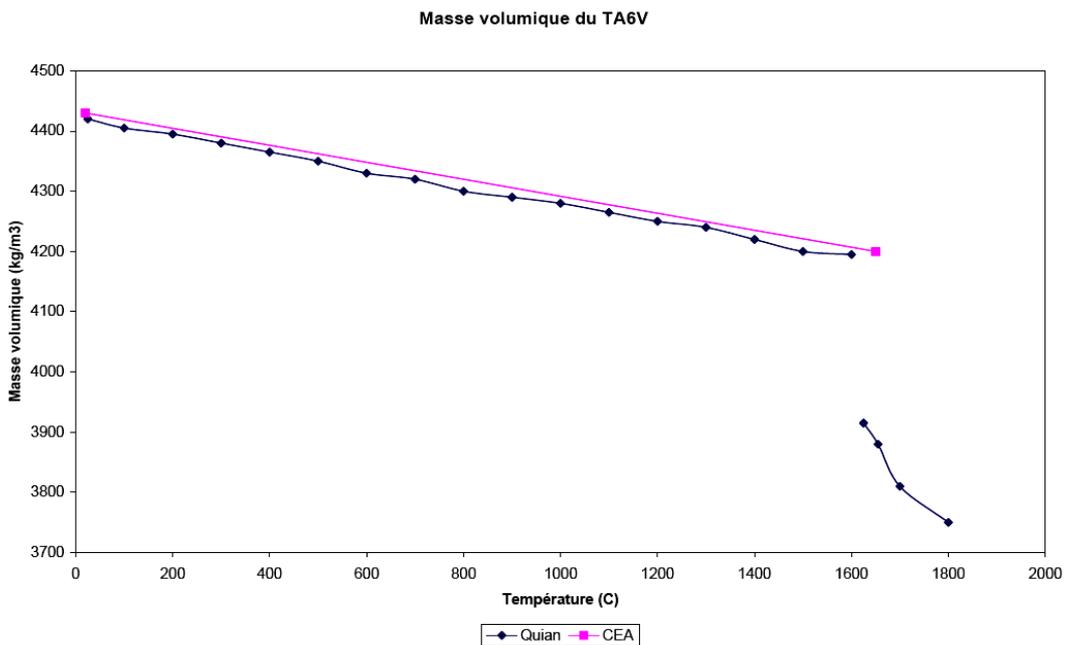


Figure 2-21 : Masse volumique du TA6V

➤ Conductivité thermique

La Figure 2-22 présente l'évolution de la conductivité thermique en fonction de la température et compare ces résultats avec ceux de la littérature. Là encore, les résultats obtenus au CEA sont cohérents en comparaison aux autres résultats.

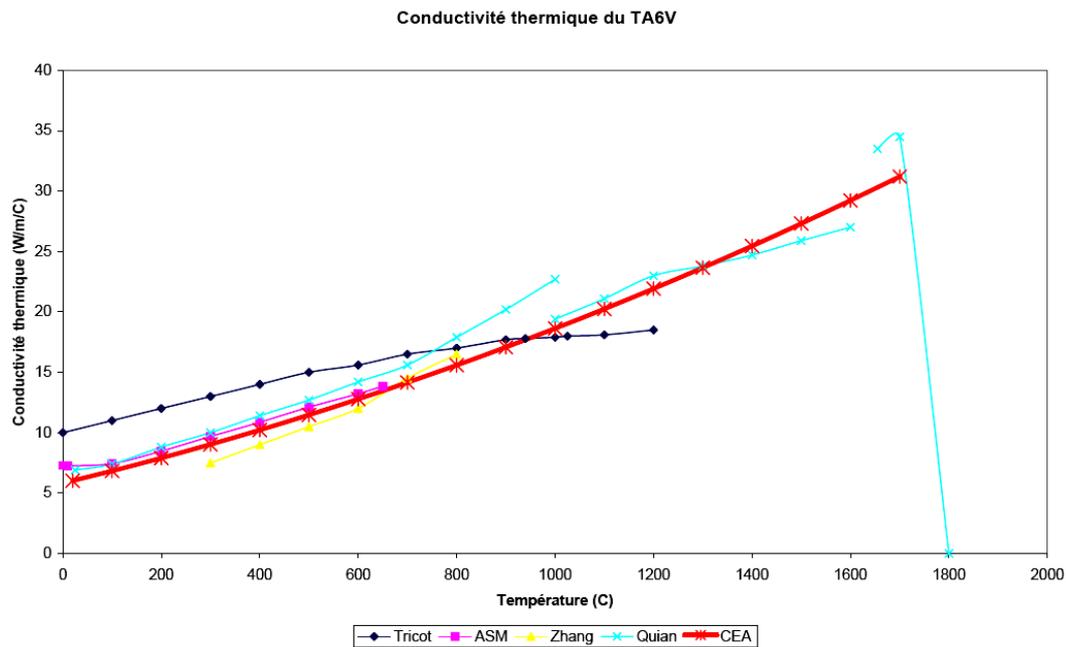


Figure 2-22 : Conductivité thermique du TA6V [Tricot, 1988]

(b) Caractéristiques mécaniques

Les caractéristiques mécaniques du TA6V dépendent des traitements thermomécaniques et thermiques subis par l'alliage. Elles ont été largement étudiées dans la littérature. Ainsi le choix d'un traitement thermique sera guidé par des critères tels que la ductilité, la limite d'élasticité, la résistance à la rupture, la fatigue, etc. [Hadj Sassi, 1974], [Hadj Sassi, 1975], [Saulnier, 1957], [Champin, 1981].

Le Tableau 2-5 présente à titre indicatif les propriétés mécaniques usuelles du TA6V [Titane, 1977] en fonction de son moyen d'obtention.

ETAT	BARRES (état recuit)	PLAQUES (recuit)	ETAT TRAITE (trempe + recuit)
R_e (MPa)	830	820	1000
$R_{p0,2}$ (MPa)	900	890	1100
A% (sur $5,65\sqrt{s}$)	10	8	8
Z% (striction)	25	-	-

Tableau 2-5 : Propriétés mécaniques du TA6V en fonction de son élaboration

Des résultats internes au CEA ont été utilisés pour déterminer les évolutions du module d'Young, du module de cisaillement et du module d'incompressibilité mesurés par méthode ultrasonore [Nadal, 2000]. Les résultats obtenus peuvent s'exprimer par les relations suivantes où T est la température et T_0 la température initiale de l'essai.

$$E(T) = 119.3 - 0.0569(T-T_0) \text{ (GPa)} \quad \text{Équation 2-3}$$

$$G(T) = 45.3 - 0.0235(T-T_0) \text{ (GPa)} \quad \text{Équation 2-4}$$

$$B(T) = 109.8 - 0.0127(T-T_0) \text{ (GPa)} \quad \text{Équation 2-5}$$

L'évolution du coefficient de Poisson est donnée par :

$$\nu(T) = 0.317 + 7.10^{-5}(T-T_0) \quad \text{Équation 2-6}$$

2.3.2.5. Fabrication d'une barre forgée de TA6V :

Pour notre étude, nous avons utilisé une barre forgée de diamètre 150 mm, dont l'obtention est décrite ci-dessous. Tout d'abord il y a un forgeage du lingot. Il vise à obtenir des barres ou des plats présentant une macrostructure et une microstructure fines et homogènes, le tout étant exempt de défauts. Par macrostructure, il faut comprendre le réseau formé par les joints des ex-grains β . Par microstructure, il faut entendre la distribution et la finesse des globules de phase α . Les défauts types sont les reliquats de retassure, les joints des grains β décorés de phase α non brisée, les décohésions... On peut contrôler par ultrasons que les trois conditions précédentes sont satisfaites et donc s'assurer ainsi de la qualité des demi-produits qui sont alors bons à être transformés en produits finis.

Les coulées sont obtenues à partir de matières premières telles que l'éponge de titane (Ti pur poreux) et des éléments d'addition (Al-V, Al, Fe et TiO₂ pour ajuster le taux d'oxygène). L'alliage ainsi obtenu est ensuite refondu sous vide par électrode consommable.

La gamme d'élaboration des barres forgées diamètre 150 mm est décrite ci-dessous (Figure 2-23) :

- Forgeage du lingot en β à 1150°C en carré de 580 mm,
- Forgeage en $\alpha + \beta$ à 960°C en carré de 480 mm,
- Trempe à l'eau,
- Forgeage en $\alpha + \beta$ à 950°C en carré de 230 mm,
- Forgeage en $\alpha + \beta$ à 930°C en diamètre 159 mm,

Après forgeage, le matériau subit un traitement thermique dans le domaine $\alpha+\beta$ à une température de $730 \pm 10^\circ\text{C}$ pendant 2 heures sous air lui conférant la microstructure initiale constituée d'un mélange de phase α de morphologie équiaxe et d'un peu de phase α lamellaire (Figure 2-14).

- Usinage à 150 mm,
- Décapage, contrôles.

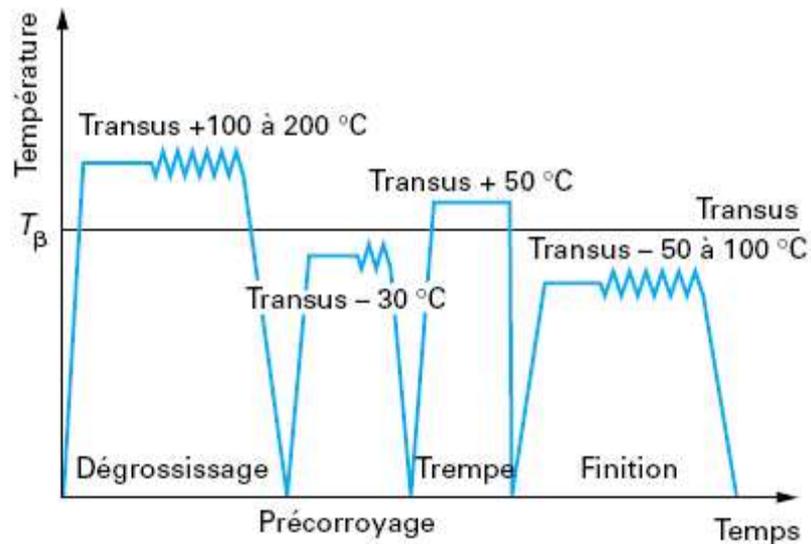


Figure 2-23 : Gamme schématique de première transformation par forgeage

2.4. Soudabilité du TA6V

2.4.1. Le soudage du titane

Les alliages de titane sont facilement soudables en utilisant divers procédés [Timet, 1996]. Le métal fondu est fluide et mouillant. Les soudures saines (exemptes de pollutions ou défauts) sont ductiles en l'état et ont les mêmes propriétés anticorrosives que le métal de base. La fissuration à chaud ou à froid n'est pas à craindre. Cependant, une bonne protection contre la contamination par les gaz de l'atmosphère (oxygène, azote, hydrogène) est indispensable car ils diffusent très rapidement dans l'alliage avec altération de ses propriétés mécaniques. Cette pollution atmosphérique fragilise et amoindrit la résistance à la corrosion. Il s'ensuit une attention toute particulière à la propreté des pièces à assembler ainsi qu'à la protection par gaz inerte. Ainsi le bain fondu, mais aussi les zones affectées thermiquement doivent être protégées tant que la température n'est pas descendue au-dessous de 430°C. Vis-à-vis de ce matériau, le soudage oxyacéthylinique, le soudage à l'électrode enrobée ou le soudage par arc submergé sont inapplicables. De même, le soudage du titane avec d'autres métaux n'est pas possible, de par la formation de composés intermétalliques fragilisants (à l'exception du zirconium, du tantale, du vanadium et du niobium). Dans le cas du soudage du titane commercialement pur, il n'y a pas de ségrégation des solutés et les risques de fissuration à chaud et à froid sont quasiment nuls. Les pertes de propriétés de résistance à la corrosion entre le cordon soudé et le métal de base ne sont pas mesurables, donc il n'y a pas besoin d'utiliser un métal d'apport de grade supérieur ou de réaliser des traitements thermiques après soudure pour éviter un déclassement de la résistance à la corrosion de la soudure (comme c'est le cas pour les aciers inoxydables ou les alliages de nickel).

En ce qui concerne la soudabilité métallurgique, le TA6V est soudable avec précautions, du fait de la possibilité de transformations métallurgiques au soudage.

2.4.2. Les procédés de soudage

Les procédés T.I.G. (Tungsten Inert Gas), M.I.G. (Metal Inert Gas), le soudage plasma, le Faisceau d'Electrons et le laser sont couramment utilisés. Comme nous l'avons déjà dit, il faut assurer une protection du cordon de soudure et du métal adjacent jusqu'à ce que la température soit descendue sous 430°C afin d'éviter la contamination par l'air. Le soudage TIG ou MIG utilise de l'argon ou de l'hélium pour fournir une protection efficace qui se décompose en trois parties :

- la protection primaire du lit de fusion (effectuée par la buse de la torche TIG),
- la protection secondaire du cordon de soudure refroidissant et de la Zone Affectée Thermiquement Z.A.T. (effectuée par un traînard de protection solidaire de la torche de soudage),
- la protection envers pour la face opposée de la soudure et de la Z.A.T. (traînard envers qui peut être mobile avec la torche).

Il arrive fréquemment que l'on réalise les soudures dans des boîtes à gants, zones hermétiquement fermées ou en surpression de gaz de protection, évitant les encombrants traînards.

2.4.3. Evaluation de la qualité d'une soudure

Le code ASME, « Boiler and pressure vessels », section IX (qualification de la soudure), détaille les procédures et résultats qui doivent être atteints pour la construction de récipients sous pression. Les essais de pliage mettent particulièrement en évidence les problèmes liés à la ductilité des cordons soudés. Or, la conservation d'une bonne ductilité est garante de la qualité des assemblages réalisés. La couleur de la soudure peut aussi être utilisée comme indicateur de la qualité de la protection (elle caractérise le degré d'oxydation de la surface) ; des teintes d'interface jaune ou bleu clair peuvent à la rigueur être admises ; toute trace d'oxyde blanc doit entraîner l'élimination de la soudure car un rechargement éventuel ne pourrait lui restituer une qualité correcte, l'absorption d'oxygène et d'azote étant irréversible (Tableau 2-6).

Couleur de la soudure	Origine et traitement
Jaune paille clair	Oxydation de surface.
Jaune paille foncé	Eliminer par un brossage avec une brosse métallique neuve à fil inox.
Bleu clair	
Bleu foncé	Contamination du métal.
Gris bleu	La soudure doit être entièrement éliminée et refaite après correction des protections gazeuses.
Gris	
Blanc (dépôt poudreux)	

Tableau 2-6 : Indicateur de la soudure

Les essais de dureté comparatifs entre le cordon et le métal de base sont aussi parfois utilisés comme critère de qualité de la soudure. La variation de dureté entre un cordon non contaminé et le métal de base ne doit pas dépasser 30 points sur l'échelle des duretés Vickers ou Brinell (5 points pour Rockwell B). Le code ASME suggère que si la dureté diffère de plus de 40 points Vickers, il y a une contamination excessive de la soudure. Cette dernière doit être complètement supprimée et refaite. Enfin, le code de construction impose que chaque soudure subisse un ressuage ainsi qu'une analyse radiographique pour détecter la présence de porosités.

2.4.4. Caractéristiques métallurgiques des soudures

Au cours du soudage, la fusion et le possible ajout de métal d'apport modifient l'histoire thermique du métal et donc :

- l'orientation et la grosseur des grains dans la zone fondue et la Z.A.T.,
- les cinétiques de transformations de phases dans la Z.A.T. et dans les dépôts en soudure multipasse,
- la pollution par des éléments interstitiels.

Tous ces cycles thermiques s'effectuent très rapidement. Or, les connaissances métallurgiques sur les alliages de titane sont basées sur des traitements thermiques longs et lents [Baeslack, 1993] & [Marya, 1989]. L'affinement de grains étant impossible, la maîtrise de la structure de

solidification et la taille des grains créés sont très importantes. L'état structural du métal de base dans ce processus joue un rôle primordial. En effet, la germination des grains à l'interface solide-liquide s'effectue épitaxialement et leur taille moyenne est régie par la croissance compétitive durant la solidification. Les directions privilégiées de croissance sont celles dont l'axe de croissance [100] est parallèle à la direction d'écoulement de la chaleur, ce qui conduit à une croissance accrue de certains grains. On peut alors indiquer que les procédés à très haute densité d'énergie (Laser, faisceau d'électrons, plasma) favorisent l'obtention de grains fins dans leurs cordons de soudure. Il faut pour cela utiliser une énergie calorifique minimale et chercher à avoir un bain au rapport P/L élevé [David, 1993]. Les structures observées dans la zone fondue et dans la Z.A.T. sont aiguillées, en raison de la traversée du domaine β après soudage. De plus, il y a peu à craindre des problèmes de fissuration de solidification (fissuration à chaud) ou de micro-ségrégation car les principaux éléments d'alliage (V, Mo, Cr, Zr) ont des coefficients de répartition proches de l'unité (c'est-à-dire que leur intervalle de solidification est très faible).

2.4.5. Mécanique des soudures

Le procédé employé (déterminant la vitesse de refroidissement) va avoir une importance prépondérante sur les caractéristiques mécaniques des ensembles soudés induits par son influence sur les structures de transformation de phases à l'état solide. Selon FUJITA et al., la limite élastique, la limite à la rupture et la ductilité décroissent pour des apports calorifiques supérieurs à 6.6kJ/cm alors que la ténacité demeure supérieure à celle du métal de base et augmente avec l'apport calorifique dans le cas du TA6V [Fujita, 1986]. On voit ainsi la nécessité de connaître les conditions opératoires du soudage afin de prévoir l'importance des modifications créées. Les paragraphes suivants vont souligner l'influence du soudage sur les propriétés mécaniques du matériau.

2.4.5.1. Ténacité

Les résultats des études sur cette grandeur, caractérisée par K_{Ic} , sont contradictoires. Pour l'alliage TA6V, certains auteurs trouvent une chute de 35% après soudure en faisceau d'électrons, alors que d'autres voient évoluer le K_{Ic} de 44 à 62 $MPa\sqrt{mm}$. Les structures aciculaires issues du soudage présentent une bonne ténacité, mais peuvent évoluer suivant le procédé de soudage utilisé. Ainsi, le soudage FE du Ti-6Al-6V-2Sn (classe $\alpha\beta$) diminue la ténacité, alors que le procédé TIG l'augmente sensiblement [Baeslack, 1993] & [David, 1993].

2.4.5.2. Fatigue

La fatigue est peu affectée par les procédés de soudage à partir du moment où le cordon ne présente aucune porosité ni défaut (crique, caniveau, morsure). Ainsi, les soudures réalisées gardent de bonnes propriétés de résistance en fatigue du métal de base et améliorent la résistance à la propagation des fissures. La rupture a généralement lieu hors de la zone soudée. En effet, les structures obtenues après soudage sont plus résistantes à l'amorçage des fissures en sollicitations cycliques que les structures équiaxes obtenues après traitements thermomécaniques.

2.4.5.3. Résistance statique et ductilité

Pour les alliages α et α - β , une vitesse de refroidissement élevée favorise la formation de phase α' dont la bonne résistance mécanique peut être améliorée par un revenu à basse température. La croissance de phase α , suite à un revenu élevé ou à un refroidissement lent, diminue la résistance mécanique en faveur de la ductilité. Pour les alliages β , la précipitation de phase β après soudage diminue la résistance mécanique. Celle-ci pourra être améliorée par des revenus à basse température. Pourtant, quel que soit le type d'alliage, la ductilité des soudures est toujours inférieure à celle du métal de base, mais peut être améliorée par des revenus prolongés Tableau 2-7.

Matériau	Alliages α	Alliages α - β		Alliage β
Procédé	FE – LASER/TIG	FE - LASER	TIG	TIG/ FE – LASER
Structure	α' hexagonal Bonne résistance mécanique	α' hexagonal Bonne résistance mécanique	$\alpha + (\beta)$ Bonne résistance mécanique	β résiduel
Traitement	REVENU	REVENU	REVENU	REVENU
Structure	$\alpha + (\beta)$ Résistance mécanique améliorée Ductilité diminuée	$\alpha + (\beta)$ Résistance mécanique augmente		Germination α Résistance mécanique augmente
Traitement	SUR REVENU	SUR REVENU		SUR REVENU
Structure	$\alpha + (\beta)$ Résistance mécanique diminue Ductilité augmente	α grossit Résistance mécanique diminue Ductilité augmente		α grossit Résistance mécanique diminue Ductilité augmente

Tableau 2-7 : Structure cristallographique des alliages de titane après divers traitements thermiques

2.5. Conclusion

L'analyse bibliographique du procédé de soudage présente, de façon succincte, le laser en général et plus précisément le soudage laser YAG impulsionnel. Les paramètres de soudage de l'alliage de titane TA6V sont également précisés et montrent l'importante sévérité des cycles thermiques appliquée au matériau lors du procédé. En effet, un tel cordon de soudure est composé d'une multitude d'impacts laser espacés du pas d'avance.

La présentation du procédé montre l'importance d'une telle étude lorsqu'il n'y a aucune possibilité de réaliser un traitement thermique de détensionnement des contraintes après le soudage. Les contraintes et déformations résiduelles ne sont pas négligeables et doivent être prises en compte lors d'un calcul de structure.

Dans un second temps nous avons présenté le titane et l'alliage TA6V. De nombreuses données bibliographiques sont disponibles dans la littérature, que ce soit d'un point de vue métallurgique ou mécanique. Mais la gamme de sollicitations thermomécaniques associée au procédé de soudage implique de connaître le TA6V, pour des cinétiques thermiques extrêmement rapides (hors équilibre thermodynamique) et pour des températures très élevées (jusqu'à la fusion). Ainsi dans notre cas, les données bibliographiques manquent, c'est pourquoi nous avons entrepris une étude métallurgique et la caractérisation mécanique du matériau à haute température pour le matériau de base et pour la structure martensitique.

3. Etude métallurgique

3.1. Introduction

Les transformations de phases que subit le matériau au cours du soudage jouent un rôle très important pour la tenue mécanique des pièces soudées. Il est donc nécessaire d'étudier avec précision les évolutions structurales du TA6V pendant ce procédé, afin de déterminer les transformations structurales à prendre en compte pour la modélisation. Pour caractériser ces évolutions structurales plusieurs études ont été entreprises.

- Dans un premier temps nous avons effectué une analyse métallurgique des cordons de soudure soumis au procédé de soudage laser YAG impulsif pour différents paramètres de soudage. L'objectif de cette analyse est d'identifier avec précision les différentes phases en présence et leur évolution au cours du soudage. Pour comprendre certaines hétérogénéités rencontrées dans la zone fondue et dans la Z.A.T., plusieurs caractérisations se sont avérées nécessaires. Ainsi un ensemble d'analyses MEB, microsonde, DRX et microdureté ont permis de comprendre les hétérogénéités générées par ce procédé de soudage laser YAG impulsif.
- L'étude des cinétiques de transformation de phases nécessite des essais particuliers, car les cinétiques de chauffe et de refroidissement générées par le soudage sont très importantes. Nous avons d'abord souhaité étudier notre matériau dans des conditions proches de l'équilibre thermodynamique (dilatometre classique + DRX au synchrotron de Grenoble), puis nous avons considéré des cinétiques de variations de température plus importantes. Pour ce faire, nous avons utilisé une machine Gleeble qui permet d'obtenir des vitesses de montée en température de l'ordre de 3000°C/s et un dilatometre qui permet d'obtenir des vitesses de l'ordre de 100°C/s. L'avantage de ce dernier est le suivi des cinétiques de transformation par résistivité électrique, méthode plus sensible que le suivi dimensionnel. Ceci a permis d'obtenir une première approximation des cinétiques de transformation de phases se produisant hors équilibre. Des essais dilatométriques ont également été réalisés sur des échantillons préalablement traités (recuit d'une heure à 1065°C suivi d'une hypertrempe) afin de déterminer les cinétiques de transformation au chauffage d'une structure initiale martensitique α' .

Ces différents résultats nous ont conduits à proposer un modèle d'évolutions microstructurales décrivant les évolutions de trois phases distinctes, tant pour le chauffage que pour le refroidissement. Ce modèle prend en compte les cinétiques de chauffe et de refroidissement. Avant d'exposer notre modèle, nous présenterons brièvement des modèles de transformation de phases qui nous ont orientés. On distingue généralement deux grands types de transformations :

- Les transformations par diffusion, pour lesquelles le déplacement des atomes de soluté est assez important (de l'ordre de plusieurs distances inter-atomiques) et se fait par diffusion. La diffusion étant plus facile à haute température, ces transformations se

produisent lorsque les vitesses de refroidissement sont assez faibles pour que les transformations aient le temps de se réaliser. Elles sont décomposables en une période de germination où un germe stable de la nouvelle phase se forme dans la phase mère et une période de croissance pendant laquelle le germe se développe. Les transformations ferritiques, perlitiques appartiennent à ce type de transformation. Dans le cas des alliages de titane, il en est de même pour la phase α formée aux températures les plus élevées (aux joints des grains et phase α qui croît à partir des joints des grains (α_{WGB})) [Castro, 1966],

- Les transformations martensitiques, pour lesquelles le déplacement des atomes de soluté s'effectue par une déformation du réseau cristallin. Les déplacements sont, dans ce cas, de l'ordre d'une distance inter-atomique. Ces transformations ne se produisent que pour de grandes vitesses de refroidissement et leur avancement est gouverné par la température (transformations athermiques). Cette transformation de phases est bien connue pour les transformations des aciers et se rencontre pour les alliages de titane.

L'objectif de cette étude est de définir de façon précise les transformations de phases se produisant à l'état solide pendant la phase de chauffage, la phase de refroidissement et d'établir un modèle métallurgique d'évolutions des cinétiques. Nous rappellerons tout d'abord les différentes transformations de phase que subit le matériau d'après l'analyse bibliographique du TA6V (cf. paragraphe 2.3.2).

➤ Transformation au chauffage :

A température ambiante, l'alliage de titane TA6V a, à l'équilibre, une structure biphasée $\alpha+\beta$ (Figure 3-1). Au chauffage, l'alliage va évoluer vers une structure monophasée β . Lorsque la transformation de phase $\alpha+\beta \rightarrow \beta$ se fait à une vitesse suffisamment lente pour se dérouler dans des conditions proches de l'équilibre thermodynamique stable, la fraction de phase α diminue au cours du chauffage, pour être nulle à partir de la température de transus T_β (980°C pour notre alliage). Quand la vitesse de montée en température est plus rapide (voire extrêmement rapide dans le cas du soudage), le domaine de température où la phase α se dissout/se transforme est décalée vers des valeurs plus hautes, qui dépendent fortement des cinétiques de chauffage. Ce phénomène étend le domaine de transformation. Il est important d'en tenir compte dans l'étude des cinétiques d'évolution des phases α et β .

➤ Transformation au refroidissement :

La Figure 3-1 présente schématiquement le diagramme d'équilibre thermodynamique et rappelle les structures pouvant être obtenues lors du soudage laser YAG impulsif dans la zone fondue et dans la zone affectée thermiquement. D'après la littérature (cf. paragraphe 2.3), une homogénéisation en phase β suivie d'une trempe énergétique (cas du soudage) conduit à une transformation totalement martensitique $\beta \rightarrow \alpha'/\alpha''$ où la phase α' apparaît sous forme d'aiguilles. En effet, si la vitesse de refroidissement est grande ($>30^\circ\text{C/s}$), la transformation par diffusion n'a plus lieu. Dans le cas d'un refroidissement plus lent, la microstructure est constituée de lamelles de phase α enchevêtrées dans le grain β : Il s'agit de la morphologie en vannerie (ou α_{WI} α Widmanstätten intra-granulaire déjà décrite au paragraphe 2.3.1.4). Dans tous les cas, la structure formée au refroidissement a une morphologie lamellaire/aciculaire. Suivant la composition de l'alliage (suivant la teneur en élément bêtagène) une proportion

plus ou moins importante de phase β peut être retenue dans un état métastable β_m à la température ambiante. Dans le cas de l'alliage TA6V, la structure monophasée β homogène trempée ne permet pas de retenir une proportion de phase β notable [Castro, 1966]. Une mise en solution dans le domaine biphasé conduit à une phase β plus riche en éléments bêtagènes. Cet enrichissement en éléments bêtagènes peut permettre de retenir la phase β sous la forme β_m , phase thermodynamiquement instable à la température ambiante. Ainsi pour une mise en solution comprise entre T_1 et T_2 (Figure 3-1), la structure après trempé sera composée de phase α_I primaire, qui subsiste lors de la mise en solution, et d'un mélange constitué de martensite α'/α'' et de phase β métastable. Pour une température de mise en solution comprise entre T_2 et T_3 (Figure 3-1), la phase β enrichie ne pourra plus se transformer au refroidissement par trempé et restera métastable.

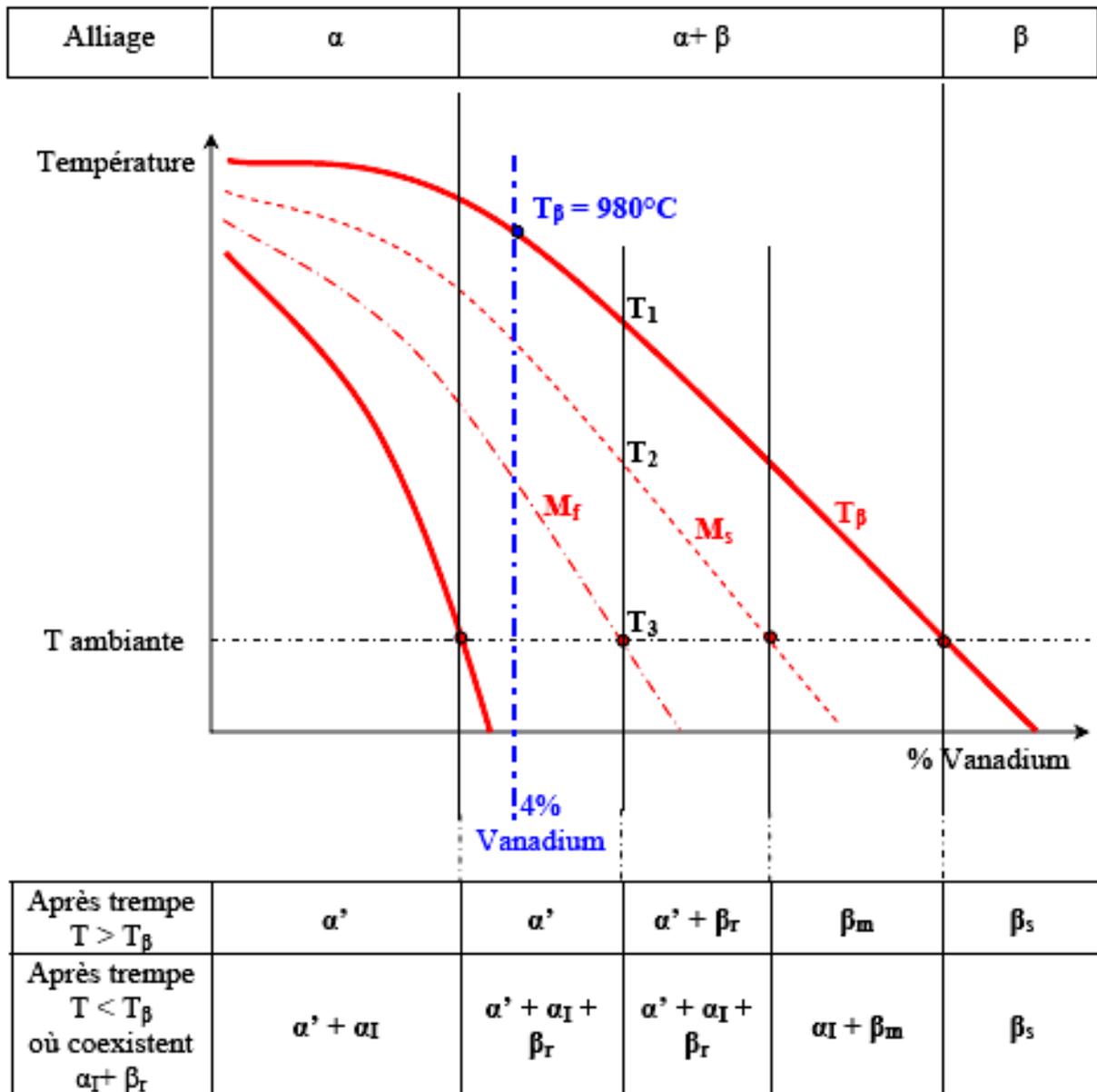


Figure 3-1 : Transformation de phase après trempé du TA6V

3.2. Analyses métallurgiques des cordons de soudure

L'analyse métallurgique des cordons de soudure a été faite par diverses méthodes. Les premières observations en microscopie optique ont été réalisées et ont été complétées par des observations complémentaires en MEB et des analyses en DRX et microsonde. Pour mieux comprendre les microstructures observées sur un cordon de soudure, nous avons réalisé l'étude microstructurale résultant d'une seule impulsion laser, puis celle que l'on trouve dans un cordon de soudure.

3.2.1. Zones caractéristiques lors du soudage du TA6V

Notre procédé de soudage peut être décrit physiquement par un bref passage à très haute température d'une petite quantité de métal, suivi d'un refroidissement libre, le plus souvent par conduction dans la pièce soudée et dans les éléments du poste de travail. Cette évolution temporelle de température détermine les évolutions de structure métallographique du joint soudé [Vautier, 2004], [Castro, 1966], [Séraphin, 1965], qui est souvent différente de celle du métal de base. Les différentes zones présentées au paragraphe 2.2.2.3 ont dans notre cas les caractéristiques observées en (Figure 3-2), à savoir :

➤ La Zone Fondue (Z.F.)

La zone fondue (Z.F.) où la température est supérieure au solidus du TA6V. Cette zone est séparée de la Zone Affectée Thermiquement par la ligne de fusion qui caractérise l'ensemble des points ayant la température de solidus dynamique.

➤ La Zone Affectée Thermiquement (Z.A.T.)

Pour l'alliage de titane TA6V, elle se décompose en deux parties :

Une 1ère zone affectée thermiquement (Z.A.T. n°1) correspondant au matériau qui a vu une température maximale conduisant à une structure monophasée β (température variant de la température de transus T_β dynamique jusqu'à la température de fusion).

Une 2ème zone affectée thermiquement (Z.A.T. n°2) correspondant au matériau dont la température n'a pas dépassé la température de transus T_β dynamique ; qui est donc restée biphasée au cours du chauffage.

➤ Le Métal de Base (M.B.)

Enfin, la dernière zone remarquable est la partie de l'assemblage soudé où la température maximale atteinte est bien inférieure à la température T_3 (température de fin de transformation martensitique). Au-delà de la zone affectée thermiquement se trouve le métal de base non affecté par le soudage, tout au moins du point de vue des modifications physicochimiques que peut entraîner le soudage.

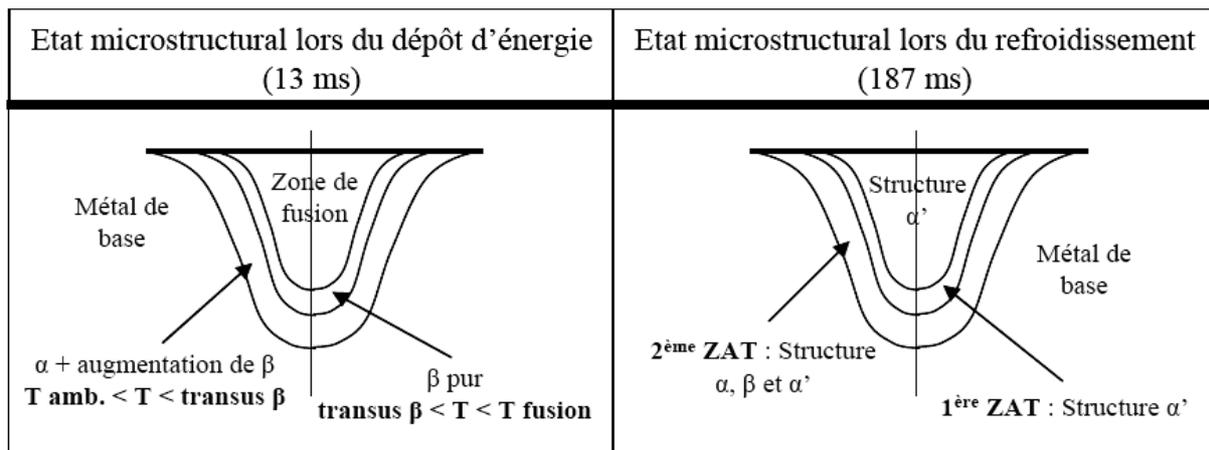


Figure 3-2 : Analyse d'un cordon de soudure pendant le soudage

La Figure 3-3 représente une observation MEB (électrons secondaires) du cordon de soudure. Plusieurs zones sont mises en évidence. Dans la zone centrale (fusion du matériau), la structure observée est aiguillée, mais il apparaît, lorsque l'on réalise une attaque phase α (annexe1), une certaine hétérogénéité dans cette zone. De même, dans la Zone Affectée Thermiquement, il n'est pas évident de différencier deux zones.

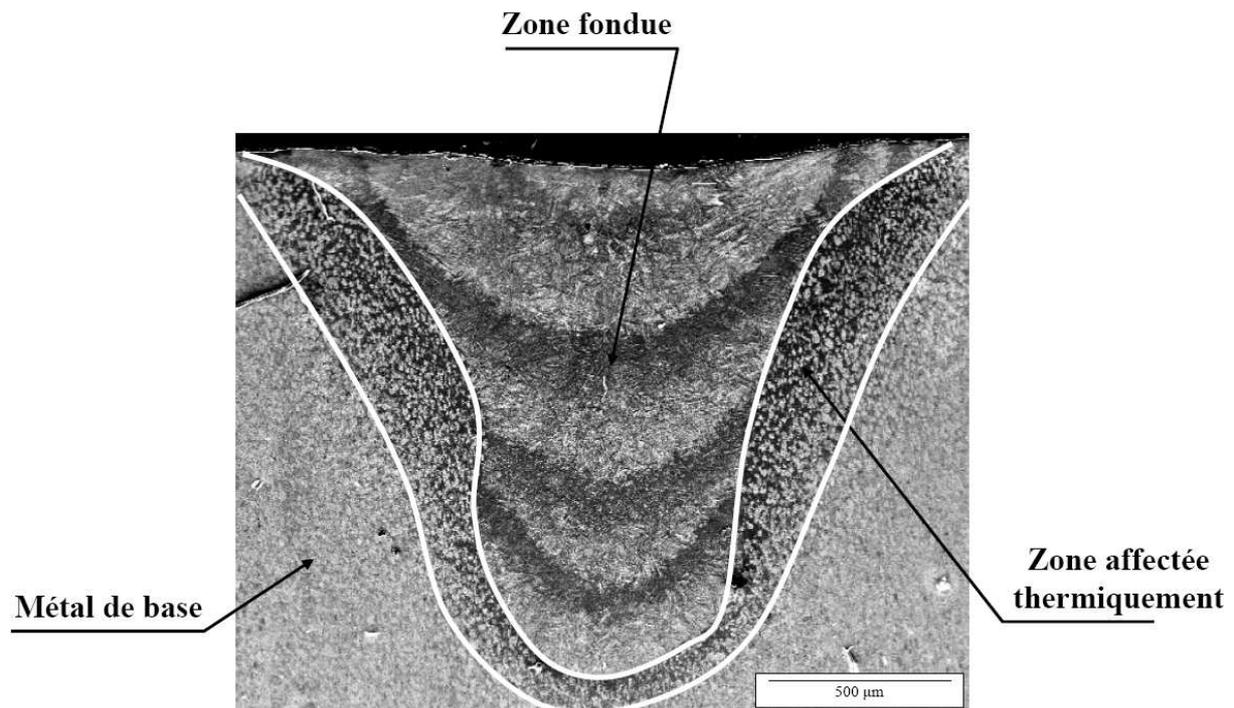


Figure 3-3 : Analyse MEB du cordon de soudure

Pour ces raisons, dans les deux parties suivantes, nous avons étudié plus précisément les différentes phases générées par le soudage laser pour les différentes zones caractéristiques décrites précédemment.

3.2.2. Etude de la zone affectée thermiquement (Z.A.T.)

Les différentes microstructures du cordon sont représentées Figure 3-4. Nous retrouvons la microstructure du métal de base (aucune modification n'est décelable dans le métal) et celle du cordon soudé (zone fondue qui s'est transformée en phase β puis en martensite (structure aciculaire très fine)).

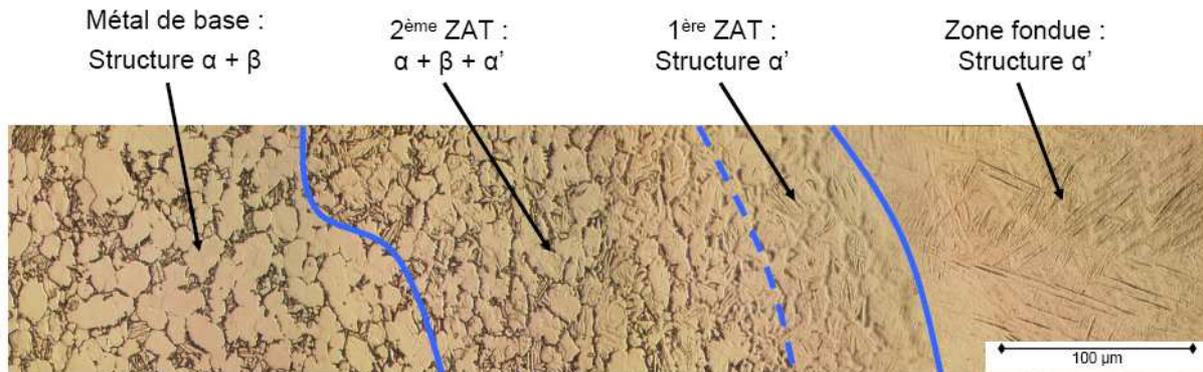


Figure 3-4 : Evolution microstructurale de la Zone Affectée thermiquement

Dans la Z.A.T., au voisinage de la zone fondue, il est plus délicat de définir deux zones affectées thermiquement (Figure 3-4). A grandissement moyen (Figure 3-5), les observations au Microscope Electronique à Balayage révèlent des zones claires et sombres, les zones claires semblant correspondre aux anciens grains α globulaire (visibles dans la microstructure de l'alliage de base). A plus fort grossissement (Figure 3-5), les observations MEB révèlent dans ces zones claires des structures aiguillées. Ces dernières confirment un changement de phase $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow$ martensite. La morphologie aiguillée obtenue par transformation martensitique existe en fait sous deux formes cristallographiques pour le TA6V :

- une phase α' de structure hexagonale compacte,
- une phase α'' de structure orthorhombique.

Nous pouvons affirmer que seule la phase α' peut être obtenue, car la phase orthorhombique (α'') ne précipite que dans une phase β contenant au moins $10 \pm 2\%$ de vanadium, c'est-à-dire lors de trempe depuis des températures de mise en solution entre 750 et 900°C.

Pour mieux comprendre la trace de la structure initiale (zone claire révélée par l'attaque α Figure 3-5), nous avons réalisé une analyse par microsonde de la Z.A.T. qui est détaillée au paragraphe 3.2.3.2. Celle-ci a montré qu'il n'y a pas eu homogénéisation de la composition chimique. Vu les évolutions thermiques du matériau, la phase α riche en aluminium et pauvre en vanadium a la possibilité de se transformer en phase β , mais l'homogénéisation chimique n'est pas possible. Pour ces raisons, il est quasiment impossible de satisfaire les critères de formation de la phase α'' dans la Z.A.T.. Donc, lors de la trempe dans cette zone, seule la martensite α' peut se former.

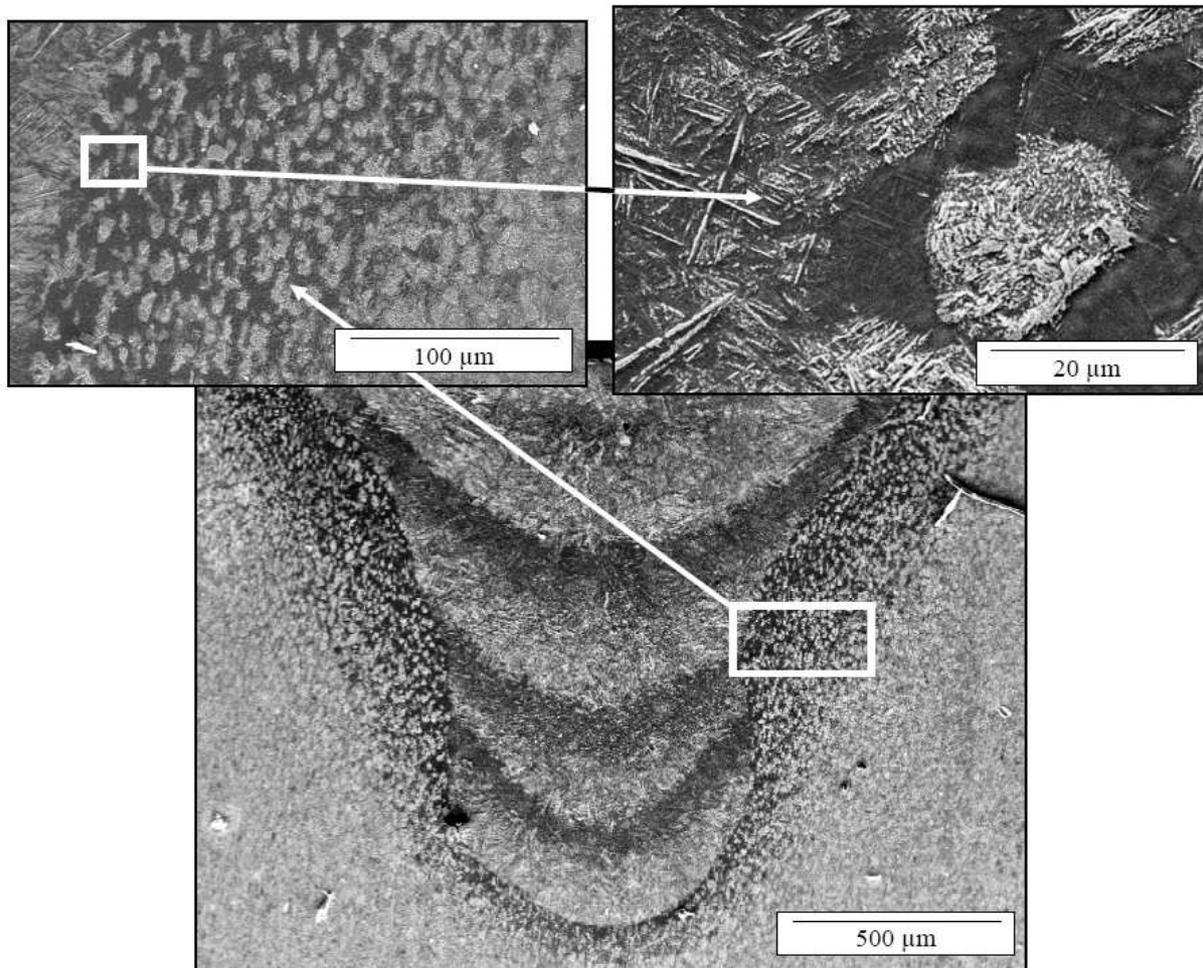


Figure 3-5 : Microstructure de la Zone Affectée Thermiquement

Nous avons ainsi montré que les nodules α se transforment en phase β , qui conserve en partie la composition chimique de la phase α . Pour aller plus loin dans cette analyse, nous pouvons estimer la distance de diffusion des éléments d'alliage dans la phase β . Pour calculer les distances de diffusion des éléments d'alliage, nous avons utilisé comme données, les résultats obtenus par Denis Leriche [Leriche, 1987] sur les coefficients de diffusion de Al, V, Ti pour les températures de 900°C (T_1) et 1000°C (T_2) (Tableau 3-1 & Tableau 3-2). Pour effectuer des calculs de diffusion sur un large domaine de température, nous avons extrait les coefficients D_0 et l'énergie d'activation de diffusion qui sont reportés en annexe 2.

Eléments	Al	V	Ti
$D \text{ (m}^2 \cdot \text{s}^{-1}\text{)}$	$1,3 \cdot 10^{-13}$	$1 \cdot 10^{-13}$	$1,2 \cdot 10^{-13}$

Tableau 3-1 : Coefficients de diffusion déterminés à 1000°C pour Al, V et Ti

Eléments	Al	V	Ti
$D \text{ (m}^2 \cdot \text{s}^{-1}\text{)}$	$2,3 \cdot 10^{-14}$	$4 \cdot 10^{-14}$	$3,2 \cdot 10^{-14}$

Tableau 3-2 : Coefficients de diffusion déterminés à 900°C pour Al, V et Ti

A partir de ces données, nous avons calculé les distances de diffusion d ($d=\sqrt{Dt}$ avec D le coefficient de diffusion et t le temps de diffusion à la température considérée) de l'aluminium, du vanadium et du titane pour un temps de maintien de 20 ms (temps correspondant à une fois et demie le temps de l'impact laser du process). Les résultats sont représentés en Figure 3-6.

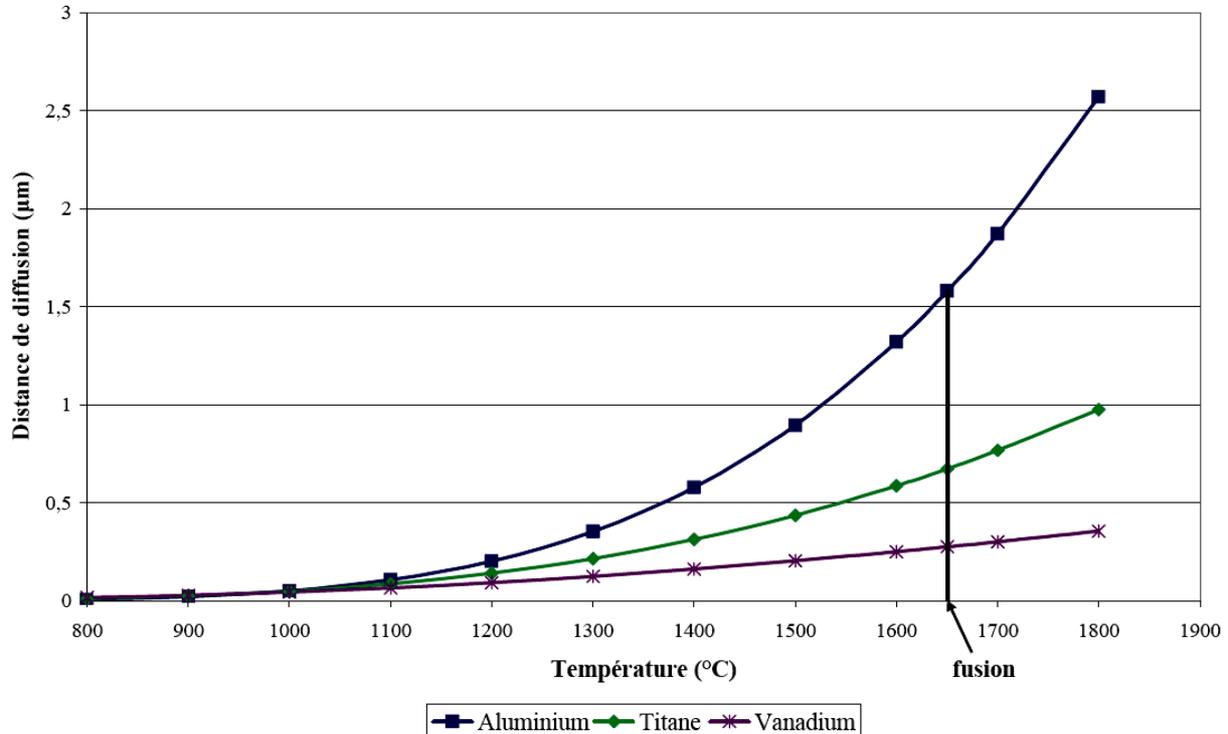


Figure 3-6 : Distance de diffusion du titane, aluminium, vanadium pour une durée de 20 ms

La diffusion étant thermiquement activée, la distance de diffusion augmente lorsque la température augmente. Elle est la plus élevée pour l'aluminium, et la moins élevée pour le vanadium. Le cas le plus favorable pour la diffusion se trouve à l'interface entre la Zone Fondue et la Zone Affectée Thermiquement. Dans cette situation, la température est très proche de la température de fusion 1650°C. Dans cette condition, nous trouvons une distance de diffusion de l'aluminium (élément qui diffuse le plus rapidement) de l'ordre de 1,6 µm. Cette distance est de l'ordre de grandeur des zones entourant les zones claires dans la Z.A.T. au voisinage de la zone de fusion. Cependant, comme les grains globulaires α ont une taille initiale de 20 µm, il sera difficile d'obtenir une homogénéisation chimique de la phase β à haute température.

D'après ces observations, bien que les températures atteintes au voisinage de la zone fondue soient très élevées, il y a bien dissolution de la phase α , mais il n'y a pas homogénéisation de la composition chimique pour les vitesses de chauffage élevées. Il est donc important de tenir compte de cette complexité dans l'analyse des cinétiques d'évolution de la phase α et dans l'établissement du modèle.

➤ Bilan de l'état métallurgique de la zone affectée thermiquement :

Ces analyses permettent de comprendre les phénomènes thermiques et métallurgiques dans la zone affectée thermiquement à prendre en compte dans la modélisation métallurgique et mécanique.

La zone affectée thermiquement se divise en deux zones distinctes :

1^{ère} Z.A.T. : la température est comprise entre les températures « dynamiques » $T_{\beta d}$ et T_{fusion} . Toute la matière a vu un changement de phase $\alpha + \beta \rightarrow \beta$. Après refroidissement, il y a transformation martensitique bien que l'homogénéisation chimique n'ait pas le temps de se faire. Dans cette zone, il y a transformation totale de la phase β en α' .

2^{ème} Z.A.T. : la température est comprise entre 720°C et $T_{\beta d}$. En effet, pour un maintien de l'alliage dans le domaine $\alpha + \beta$ en dessous de 720°C , la phase β devient suffisamment stable pour interdire la transformation martensitique même après une trempe énergique et de ce fait, subsister à température ambiante.

Cette zone correspond au début de la zone affectée thermiquement. Dans cette plage de température de recuit, une trempe conduit à la formation de phase martensitique α' dont la proportion décroît avec la température (Castro et Séraphin ont déterminé la fraction volumique des phases présentes à l'ambiante en fonction de la température d'arrêt du recuit [Castro, 1966]). En effet, une trempe à partir de 950°C ($T < T_{\beta}$) produit une microstructure biphasée $\alpha + \beta$ avec présence de phase α' au sein de la phase β .

3.2.3. Etude de la zone fondue

L'attaque utilisée révèle une certaine hétérogénéité de la zone centrale (plusieurs lignes foncées dans la zone fondue (Figure 3-5)). L'objectif de cette analyse est de comprendre l'origine de ces hétérogénéités. Pour cela, plusieurs caractérisations se sont avérées nécessaires. Ainsi, les cordons de soudure ont été examinés en microscopie optique et électronique après attaque métallographique avec différents réactifs, (cf. Annexe1), analysés à la microsonde électronique (analyses chimiques pour V, Al, Fe, O sur des coupes transverses de cordon), soumis à des essais de microdureté. Ils ont été d'autre part examinés par diffraction des rayons X afin d'identifier les phases en présence dans ces zones d'hétérogénéité.

Les coupes transverses révèlent des cordons faiblement effondrés en surface, ne contenant pas de pores (Figure 3-3, Figure 3-5 et Figure 3-7). La microstructure en Z.F. dans ces deux zones est aciculaire, la phase β formée au cours de la solidification s'est totalement transformée en phase α' . En effet, le soudage laser induit des vitesses de refroidissement élevées qui conduisent à la transformation martensitique, donnant ainsi la microstructure aciculaire et globalement très fine en raison de vitesses de solidification très élevées.

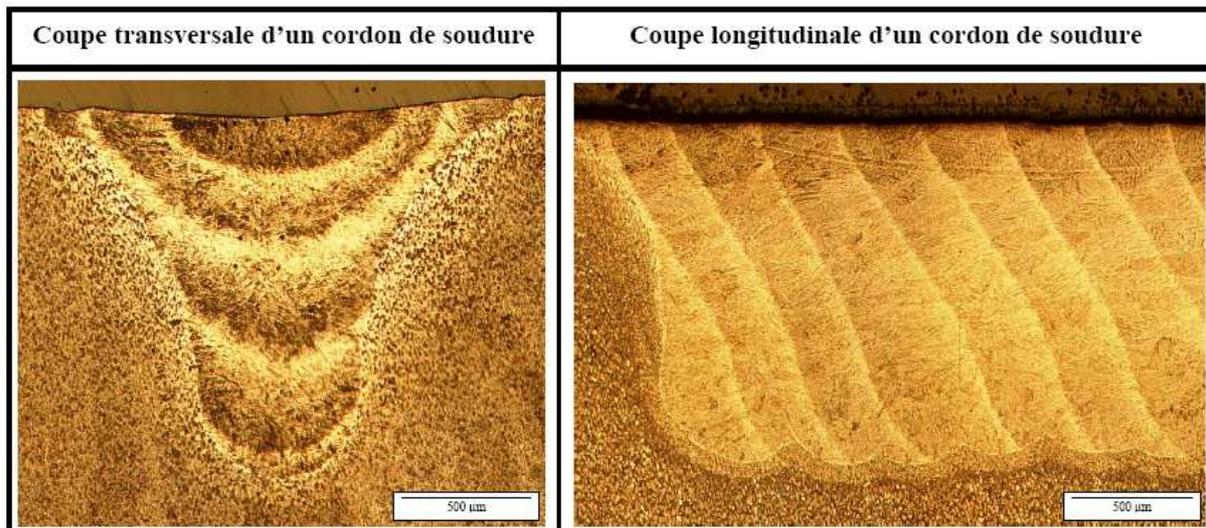


Figure 3-7 : Analyse micrographique des zones de recuit

La Figure 3-7 montre ces zones d'hétérogénéité, qui apparaissent blanches au microscope optique (noires au Microscope Electronique à Balayage). Elles sont présentes sur les coupes transversale et longitudinale du cordon de soudure. Le dépôt d'énergie étant impulsif, plusieurs tirs successifs sont nécessaires pour la formation d'un cordon continu. Une modélisation purement géométrique sur le logiciel CATIA permet d'expliquer ces zones d'hétérogénéité, et ainsi d'estimer les zones de recouvrement entre les tirs successifs. En effet, certaines zones sont refondues, d'autres restent à l'état solide mais avec des températures supérieures à celles du transus β (zones blanches), conduisant à une évolution structurale des phases, où d'autres encore peuvent rester α' .

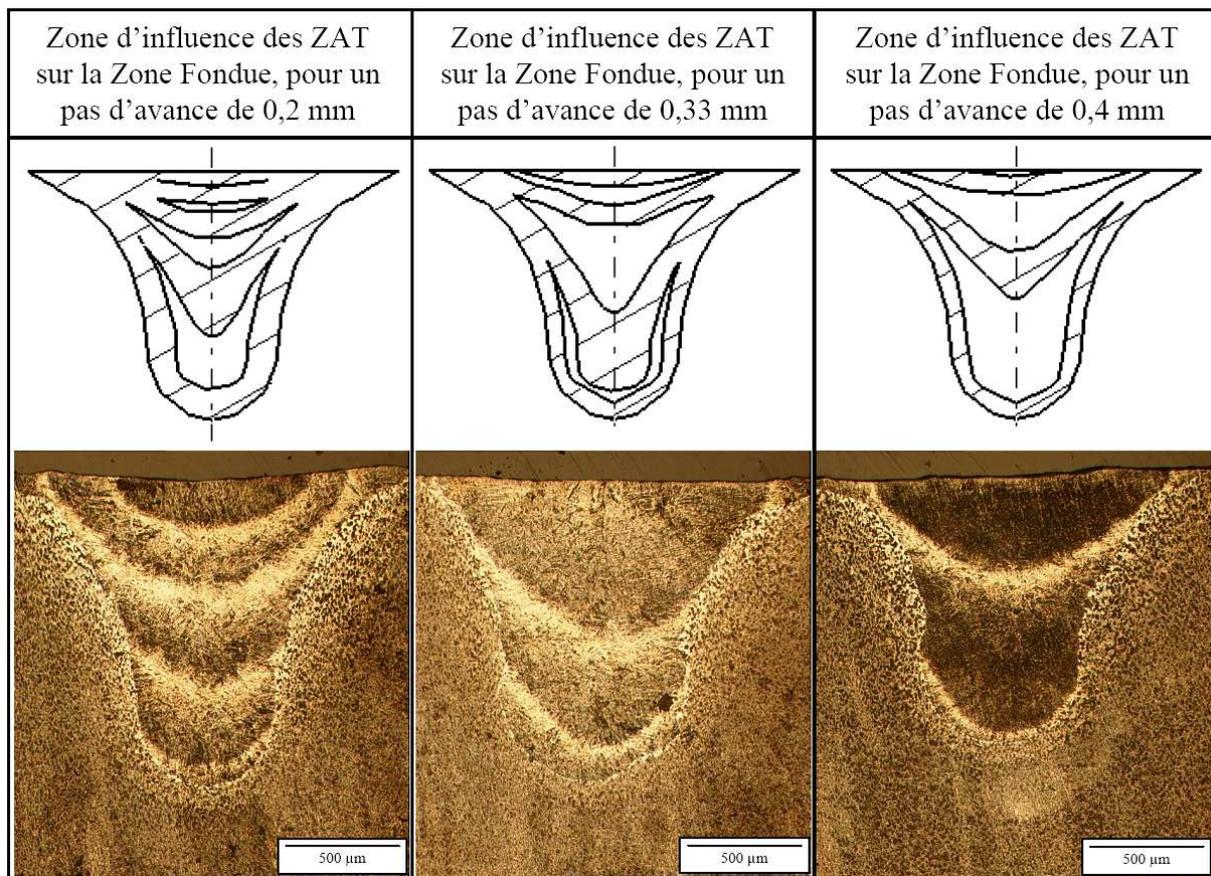


Figure 3-8 : comparaison des zones de recuit avec différents pas d'avance (0,2 mm, 0,33 mm et 0,4 mm)

Les résultats présentés en Figure 3-8 montrent que les zones blanches sur les micrographies correspondent aux zones où les tirs suivants produisent un recuit. Pour ce résultat, nous avons réalisé plusieurs cordons de soudure avec des pas d'avance différents (0,2mm, 0,33 mm et 0,4 mm). Dans chaque cas, nous avons modélisé géométriquement sur le logiciel CATIA, l'influence, sur la zone fondue, des zones affectées thermiquement des impulsions laser suivantes. Il est évident que plus le pas d'avance est grand, moins il y aura de zone de recouvrement dans la zone fondue. Les résultats présentés en Figure 3-8 valident cette hypothèse. L'étude géométrique menée pour les différents pas d'avance conduit à des zones de recuit calculées (partie de la zone fondue hachurée) comparables à celles mesurées. En effet, au cours de tirs successifs, certaines zones sont refondues, d'autres restent à l'état solide mais avec des températures supérieures à celle du transus β (zones blanches), conduisant à une évolution structurale des phases, où d'autres encore peuvent rester α' .

Il est important de savoir quelles modifications (structurales, chimiques, mécaniques...) apportent ce recuit à l'état solide, afin de tenir compte ou non de cette complexité dans l'étude des cinétiques d'évolution de la phase α et dans l'établissement du modèle cinétique d'évolution de la phase α .

Dans un premier temps, nous avons vérifié que cette modification n'était pas générée par une pollution d'éléments interstitiels pendant cette phase de recuit de la Zone Fondue. En effet, une pollution Oxygène ou Hydrogène du cordon de soudure pourrait fragiliser fortement le

matériau. Pour s'affranchir de ce phénomène, nous avons réalisé plusieurs cordons de soudure, en utilisant les mêmes paramètres que dans l'étude précédente, mais le soudage étant réalisé en atmosphère Argon sous hygrométrie contrôlée. L'analyse micrographique de ces cordons a conduit aux mêmes macrographies, où figurent les différentes zones telles que présentées Figure 3-8. Donc, cette hétérogénéité ne provient pas d'une pollution d'éléments interstitiels.

D'autres études ont été menées pour vérifier quelles conséquences ont ces zones de recuit sur le matériau. Nous présenterons par la suite les analyses DRX, microsonde et finalement l'analyse au Microscope Electronique à Balayage.

3.2.3.1. Analyse par DRX de la structure cristallographique [Ravat, 2004]

Des analyses par diffraction X ont été réalisées à différentes profondeurs sur trois cordons de soudure. Les cordons ont été réalisés avec les paramètres de soudage utilisés pour l'assemblage des pièces en TA6V d'épaisseur 3 mm. Les échantillons ont été polis pour atteindre la couche à analyser. L'objectif de cette analyse est de comprendre les hétérogénéités visibles dans la zone fondue, en étudiant la structure cristalline et la nature des phases de chaque cordon de soudure. En effet la martensite étant une phase métastable, il se peut que le recuit transforme la structure de la zone fondue.

(a) Dispositif et conditions expérimentales

Les conditions d'acquisition des diagrammes de diffraction sont les suivantes :

Mode analyse DRX	Largeur fente	Plage angulaire	Pas acquisition	Temps de comptage	Rotation échantillon	Générateur X	Détecteur utilisé
$\theta/2\theta$	0,2mm	20 à 145°	0,015°	1s	non	30mA/40kV	PSD

Tableau 3-3 : Conditions d'acquisition des diagrammes de diffraction

Le rayonnement utilisé est la raie $K\alpha$ du cuivre ($E=8,048$ keV).

(b) Résultats

Les différents diagrammes de diffraction obtenus sur les trois cordons polis à différentes profondeurs sont présentés en Figure 3-9. Ils sont également comparés au diffractogramme obtenu pour le métal de base. Ils mettent tous en évidence la présence de la phase Ti- α (la position des pics correspondant à la raie $K\alpha$ du titane, est portée en rouge sur la Figure 3-9). De plus, nous voyons qu'il y a un décalage de la position des pics mesurés dans la zone fondue et dans le métal de base. Ceci peut-être attribué à une différence de composition chimique et d'état mécanique entre la phase HCP pour le métal de base et la zone fondue, avec probablement les éléments Al et V en solution solide. Ces éléments ne sont pas mis en évidence sous forme métallique. Finalement, quels que soient les échantillons, aucune trace de la phase Ti- β n'a été mise en évidence, ce qui signifie que cette phase est absente ou

présente dans une concentration inférieure à quelques pourcent, limite de détection de la technique utilisée.

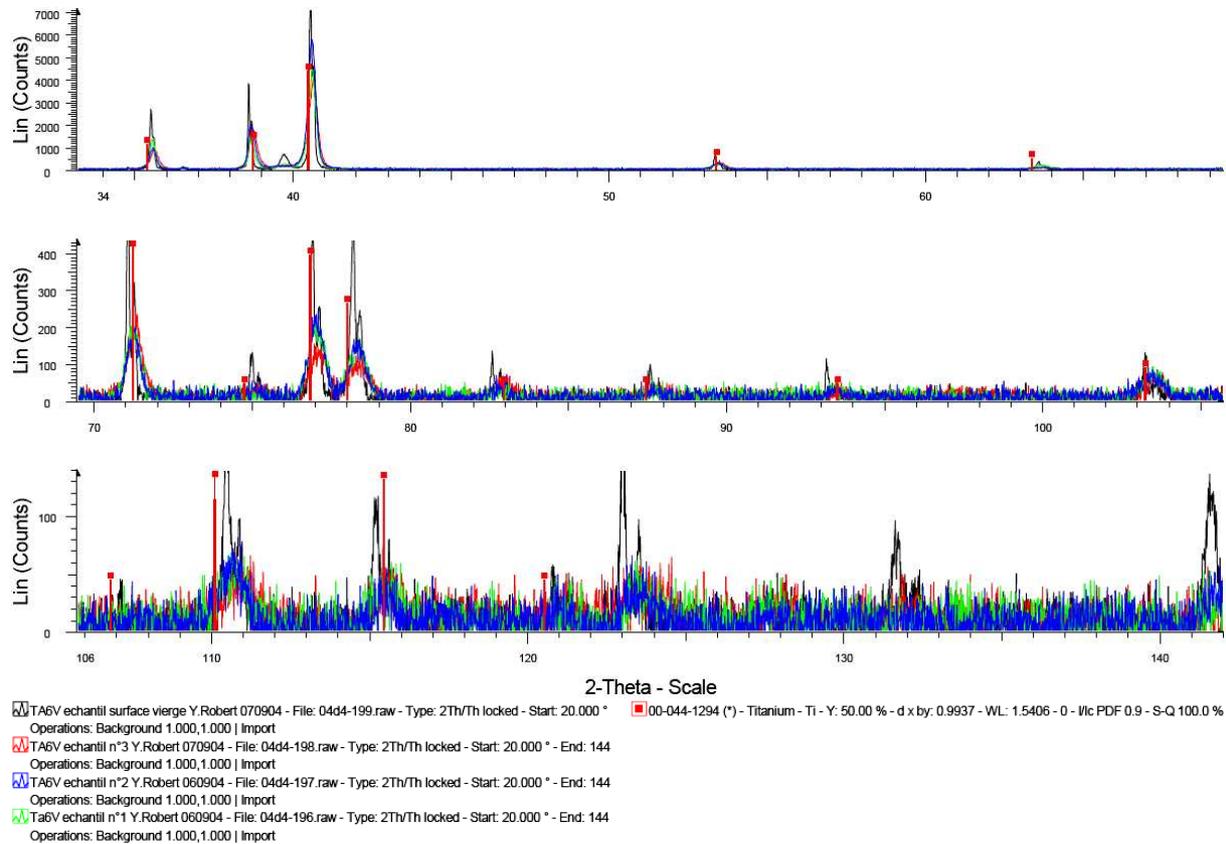


Figure 3-9 : Analyse par DRX de la Zone Fondue

En conclusion, la DRX n'a pas mis en évidence de différences significatives entre les trois cordons de soudure polis à différentes profondeurs, et seule la phase Ti-HCP est mise en évidence. Ceci signifie que les zones de recuit n'ont pas modifié la structure cristallographique de la zone fondue, et donc seule la structure martensitique est présente (phase α').

3.2.3.2. Analyse par microsonde de Castaing d'un cordon de soudure

L'étude de la redistribution des éléments chimiques a été effectuée à l'aide de la microsonde de Castaing. La microsonde permet de mesurer la composition chimique dans un très petit volume, de l'ordre de quelques μm^3 .

L'objectif de cette analyse est de savoir si les zones de recuit de la zone fondue ont des différences de composition chimique par rapport à celle du matériau de base (diffusion des éléments d'alliage lors du recuit à l'état solide de la structure martensitique). La mesure de la composition chimique en Al a été réalisée sur trois lignes. Pour chaque ligne, nous avons effectué une série de pointés tous les $20\ \mu\text{m}$, et chaque pointé englobe un volume de $1\ \mu\text{m}^3$ de matière. Les deux premières lignes coupent la zone fondue de gauche à droite et sont positionnées de façon à analyser les zones blanches et noires de la zone fondue. De la même manière, la troisième ligne coupe la zone fondue de bas en haut.

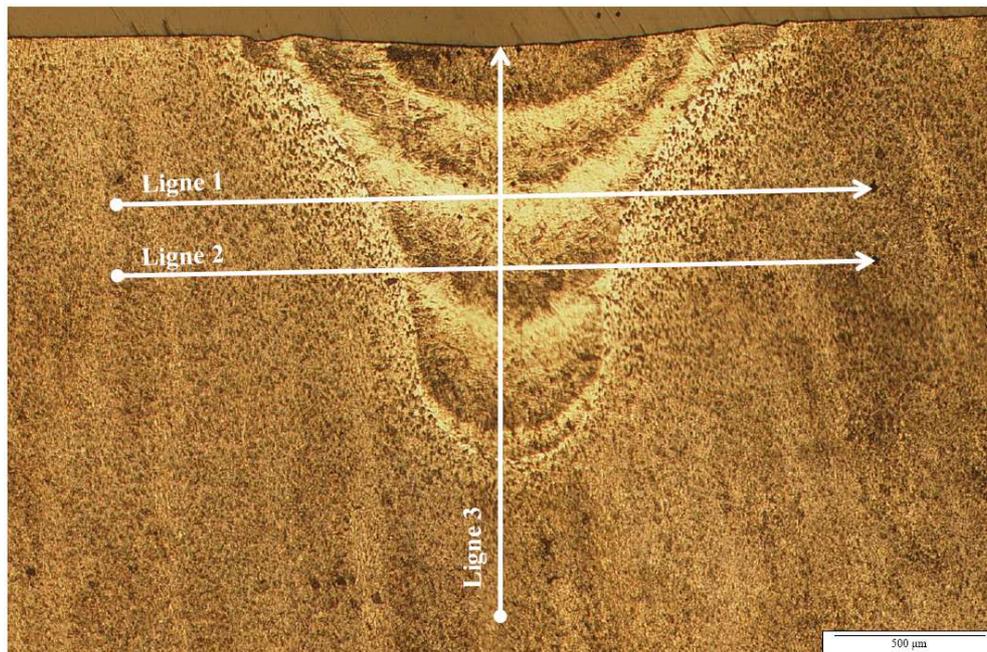


Figure 3-10 : Lignes de mesure de l'analyse microsonde

Les résultats de cette analyse sont représentés sur les graphiques suivants (Figure 3-11 pour la filiation n°1, Figure 3-12 pour la filiation n°2 et Figure 3-13 pour la filiation n°3). Sur chaque graphique est représenté le pourcentage massique de l'aluminium et du vanadium en fonction de la distance de la mesure.

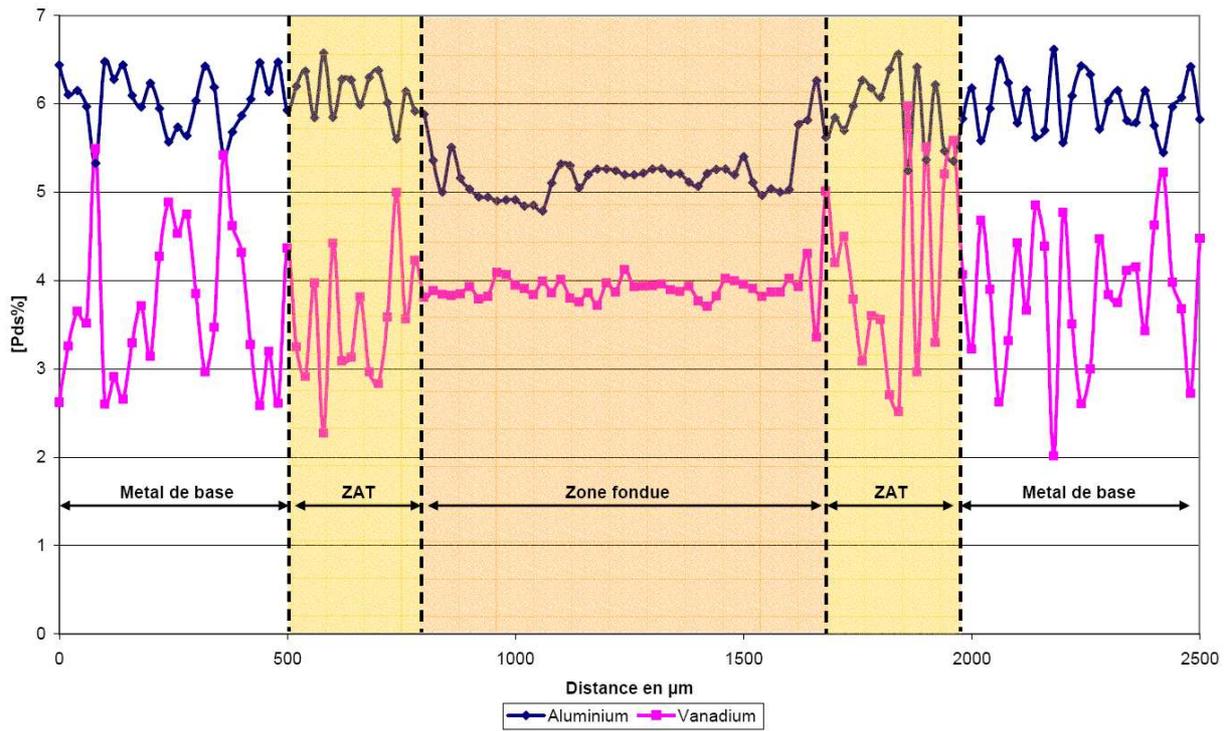


Figure 3-11 : Analyse de la composition chimique de la filiation n°1

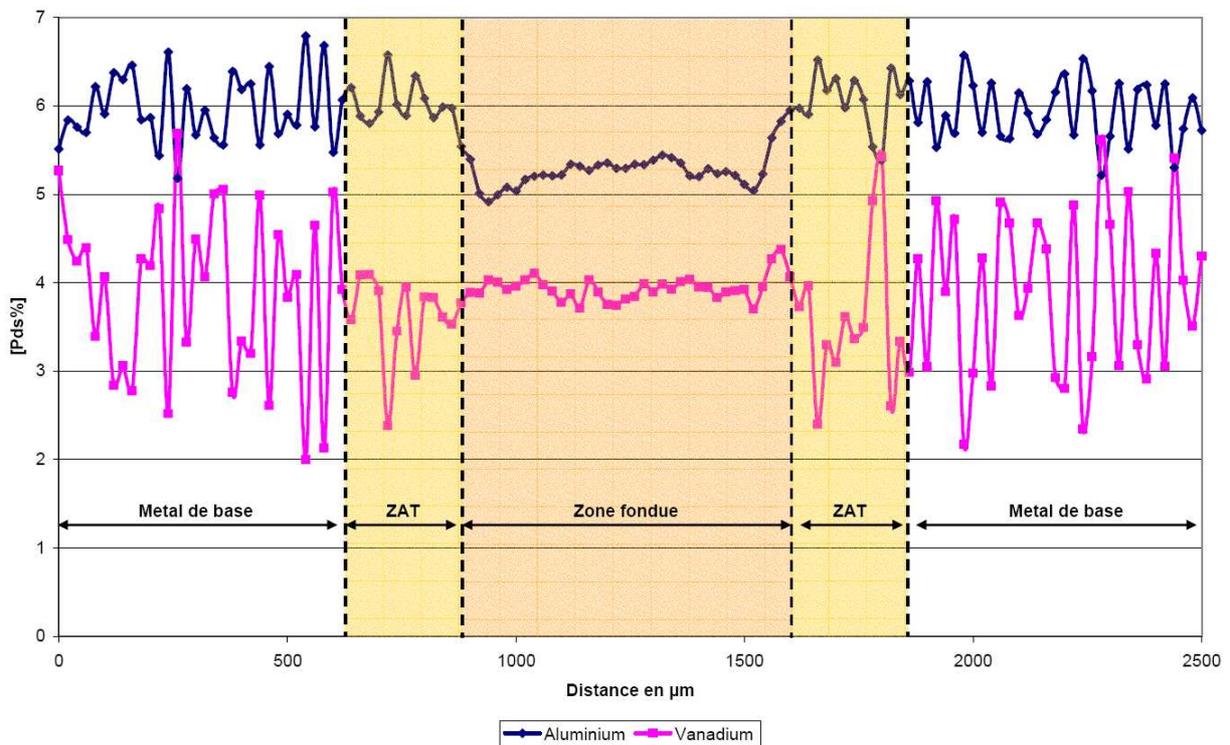


Figure 3-12 : Analyse de la composition chimique de la filiation n°2

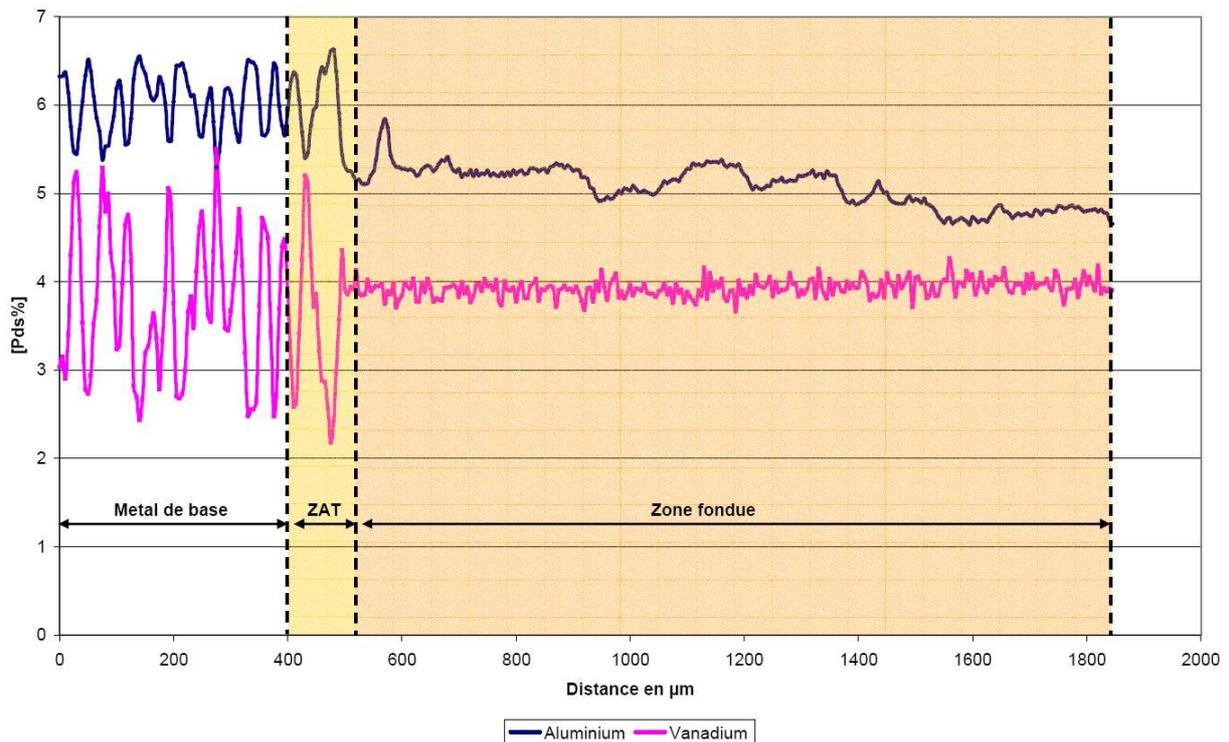


Figure 3-13 : Analyse de la composition chimique de la filiation n°3

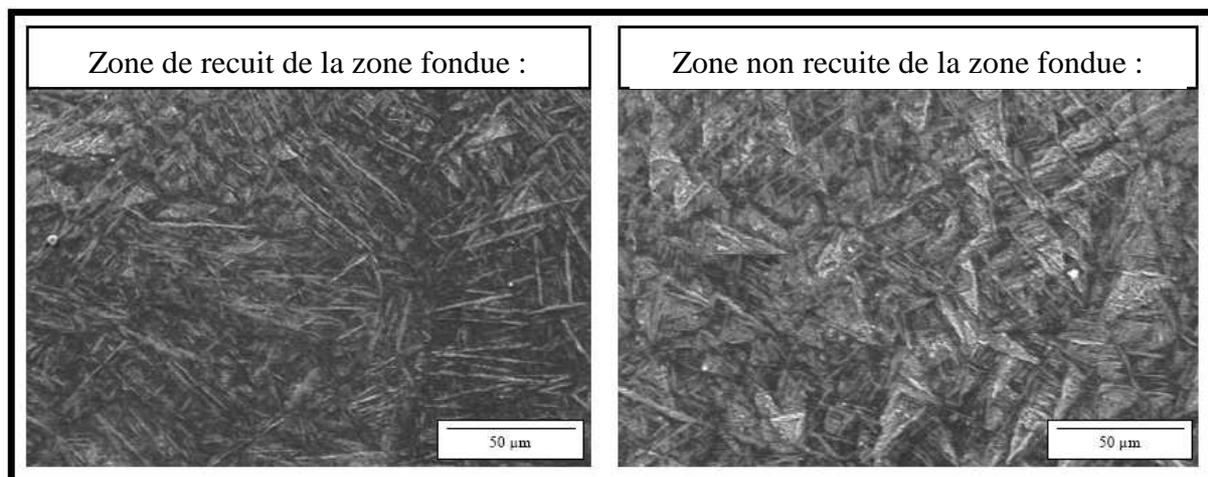
Quelle que soit la filiation étudiée, on s'aperçoit que la structure martensitique de la zone fondue est homogène en composition chimique. Comme on peut le voir sur la Figure 3-10, chaque filiation coupe dans la Z.F., les zones blanches (recuit) et les zones noires. Il semble normal, que la composition chimique reste homogène, lors du recuit de la zone fondue.

On peut seulement remarquer une perte d'alliage en aluminium lorsqu'on se rapproche de la surface du cordon. En effet, lors de la formation du keyhole, les vapeurs ionisées, générées par le laser, provoquent la vaporisation de l'aluminium, (température de vaporisation de l'aluminium 2792 K, du vanadium 3682 K et du titane 3633 K). Pour les filiations n°1 et n°2, on constate une moyenne en fraction massique d'aluminium de l'ordre de 5,2%, et cette moyenne diminue à 4,8% en surface du cordon de soudure (filiation n°3). Ce phénomène est donc généré par le procédé et n'est pas la conséquence des recuits successifs de la zone fondue.

Par contre, ces différentes analyses valident le fait que l'homogénéisation chimique dans la zone affectée thermiquement n'a pas lieu, à cause des cinétiques de chauffe importantes du procédé de soudage (cf. au paragraphe 3.2.2). On constate que la dispersion en fraction massique dans la zone affectée thermiquement est identique à celle qui est observée sur le métal de base. Cette dispersion varie de 5% à 6,5% pour l'élément d'alliage aluminium, selon que l'on se trouve dans un grain α (riche en aluminium) ou bien dans un grain β (riche en vanadium). Pour l'élément vanadium, les mesures varient entre 2% et 6%.

3.2.3.3. Analyse au MEB des zones d'hétérogénéités

Les observations MEB révèlent que la structure est aciculaire dans les deux zones claires et sombres. Cependant, les zones foncées ((a) Figure 3-14 a), qui ont subi un recuit de la structure α' possèdent une structure apparaissant moins dense, avec des aiguilles de martensite beaucoup plus longues que dans les zones blanches ((a) Figure 3-14 b). On peut ainsi considérer que ces zones sombres ont été remises en solution en phase β ou bien qu'elles sont restées dans le domaine β , période durant laquelle le grain β peut grossir, et ainsi conduire à des aiguilles plus longues. Dans les zones qui ont été refondues, (zones claires de la zone fondue), la taille du grain est faible, car la solidification est très rapide, conduisant ainsi à des grains β petits, et donc à des aiguilles α' très petites.



(a) Figure 3-14 : Analyse MEB de la Zone Fondue (b)

Une analyse par microdureté a été effectuée afin de savoir si la taille de la microstructure dans la zone fondue joue un rôle important du point de vue mécanique. Cette étude est réalisée sur six cordons de soudure polis possédant les paramètres de soudage utilisés pour l'assemblage des pièces en TA6V d'épaisseur 3 mm (Figure 3-15). Nous avons réalisé plusieurs filiations dans les quatre zones caractéristiques du cordon de soudure (métal de base, zone affectée thermiquement, zone fondue recuite et zone fondue non recuite). Ces différentes filiations sont réalisées sur la coupe transverse du cordon avec un espacement de 100 µm sous une charge de 100 g. La Figure 3-15 représente la coupe transverse du cordon avec les différentes filiations et les résultats de microdureté sur cet échantillon.

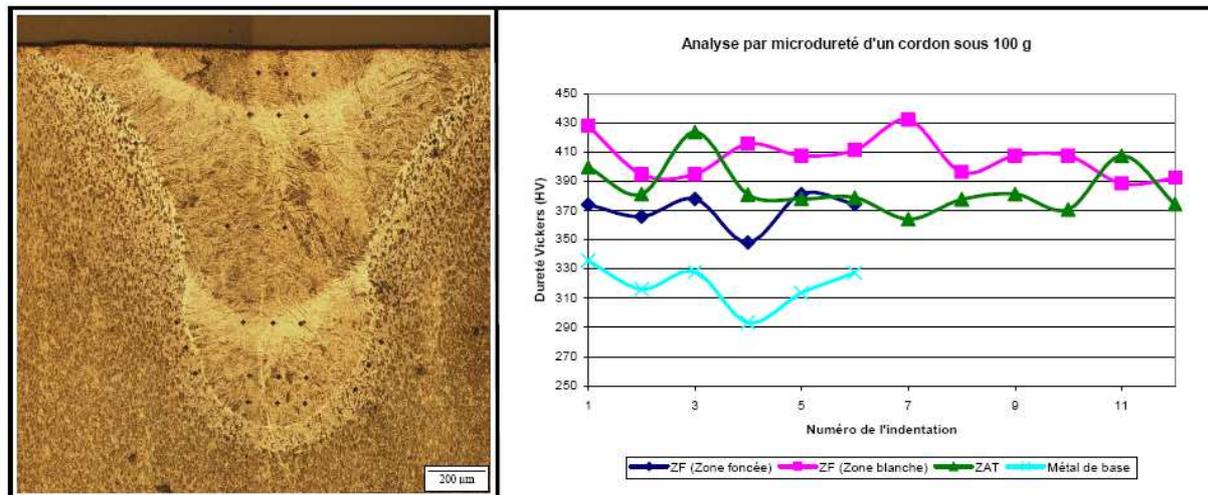


Figure 3-15 : Mesure par microdureté des différentes zones d'un cordon de soudure

Les filiations de dureté réalisées sur les échantillons soudés peuvent être séparées en quatre zones (Figure 3-15) :

- Le métal de base qui possède la dureté la plus faible des quatre zones : 319 HV en moyenne ;
- La zone affectée thermiquement qui apparaît du point de vue de la dureté, comme une zone homogène. En effet, cette analyse ne permet pas de différencier les deux zones dans la Z.A.T. qui ont été observées du point de vue métallurgique (cf. au paragraphe 3.2.2). La dureté de la Z.A.T. est bien supérieure à celle du métal de base et se rapproche fortement de celle de la zone fondue : 384 HV ;
- Par contre, dans la zone fondue, l'analyse par microdureté permet de différencier les deux zones mises en évidence par l'analyse métallurgique précédente. En effet les zones de recuit de la structure martensitique possèdent une dureté proche de celle de la Z.A.T. (370 HV) alors que les zones non recuites, qui possèdent une microstructure aiguillée avec une morphologie d'aiguille plus courte et très fine, ont une dureté bien supérieure (406 HV). Ces résultats permettent de confirmer les observations MEB de la zone fondue : plus la structure aiguillée est fine, plus la dureté est élevée.

Récapitulatif des essais de dureté :

Z.F. (Zone recuite) :	370 Hv ± 10
Z.F. (Zone non recuite) :	406 Hv ± 11
Z.A.T. :	384 Hv ± 16
Métal de base :	319 Hv ± 16

3.2.4. Bilan de l'analyse du cordon de soudure

Toutes ces analyses permettent de comprendre les phénomènes thermiques et métallurgiques dans la zone fondue à prendre en compte dans la modélisation métallurgique et mécanique.

Cette étude a permis d'expliquer les zones d'hétérogénéité qui sont propres à notre procédé. Les différentes analyses ont confirmé que la zone fondue était homogène en composition chimique et en structure cristallographique (hexagonale compacte). Les zones blanches et les zones foncées diffèrent principalement par leur microstructure et en conséquence par leur dureté. En effet, les zones de recuit de la martensite, conséquences des impulsions laser successives, ont conduit à une microstructure plus grossière.

3.3. Etude des transformations de phases

On sait que tout changement de phases dans les alliages s'accompagne de la variation des propriétés physiques et mécaniques. Pour ces raisons, il est important de déterminer de façon précise les changements de phases rencontrés au cours du soudage. La température T_{β} est de 980°C pour des conditions d'équilibre thermodynamique, valeur que l'on ne peut utiliser dans le cas du soudage. Nous avons donc voulu obtenir une approximation de T_{β} « dynamique » ($T_{\beta D}$) en tenant compte de la cinétique thermique. De même, il est important de définir de façon précise la température de transformation martensitique (M_s) au cours du refroidissement, dans les conditions de notre procédé.

Pour ce faire, nous avons effectué des essais de dilatométrie rapide sur machine GLEEBLE afin d'obtenir des cinétiques thermiques importantes ($3000^{\circ}\text{C.s}^{-1}$), pour se rapprocher le plus possible des conditions de soudage. Mais nous verrons par la suite, que ce type d'essai est très délicat à interpréter.

C'est pourquoi, dans un second temps, nous avons caractérisé les cinétiques de transformation de phase au chauffage et au refroidissement pour des vitesses de chauffage comprises entre 10°C/s et 100°C/s par thermodilatométrie et résistivimétrie, en utilisant un dilatomètre de trempe au LSG2M. L'ensemble de ces essais est détaillé par la suite.

Pour appréhender les cinétiques de transformations de phases de l'alliage TA6V, il est tout d'abord nécessaire de disposer des données d'équilibre thermodynamique de l'alliage, c'est-à-dire de l'évolution des fractions massiques de phase α en fonction de la température, voire de leur composition chimique.

3.3.1. Etude pour des conditions de chauffage lent. Approche de l'équilibre thermodynamique et évolution des paramètres de maille et du taux de phase en fonction de la température

3.3.1.1. Analyse DRX in situ au synchrotron

L'évolution de phase α en fonction de la température a été caractérisée pour des conditions de chauffage de 200°C/h par des essais de DRX haute énergie in situ réalisés à l'ESRF [Bénéteau, 2007], [Bruneseaux, 2006]. Les évolutions de fraction massique de phase α obtenues au chauffage sont reportées en Figure 3-16. La méthode de caractérisation quantitative, réalisée par F. Bruneseaux, est présentée en [Bruneseaux, 2006].

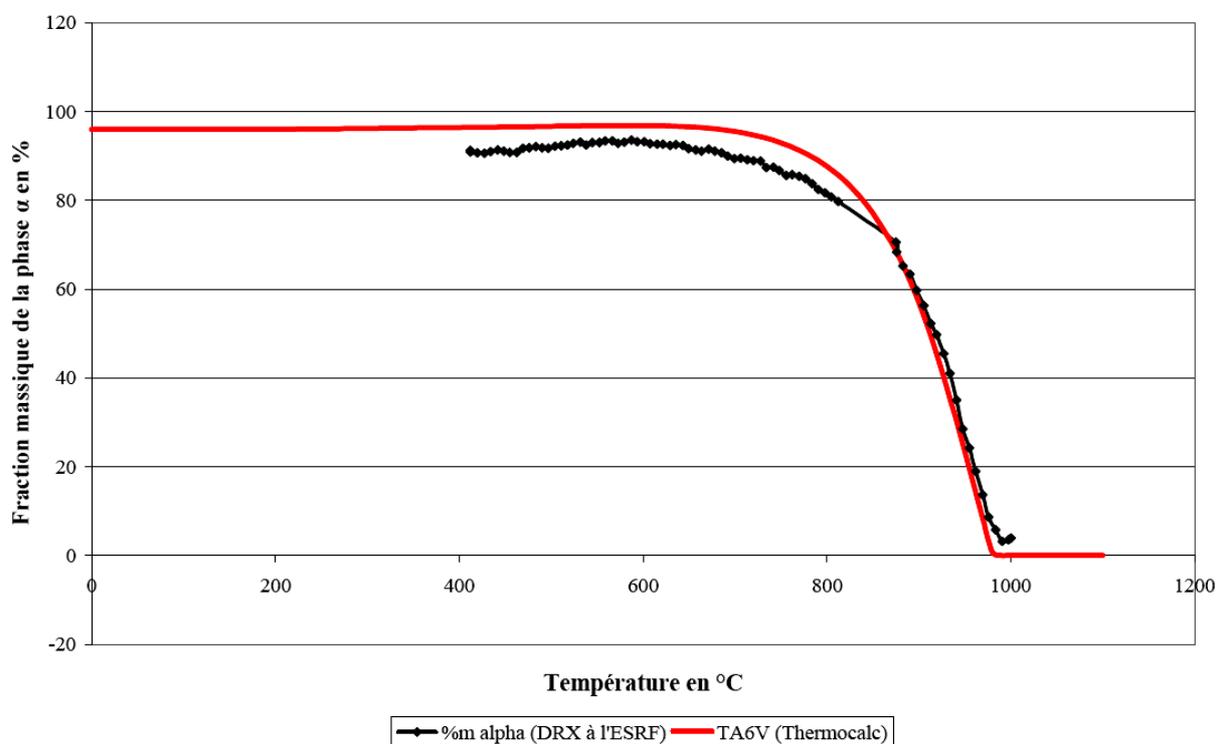


Figure 3-16 : Evolution de la phase α en fonction de la température

Nous observons une diminution continue de la fraction massique de phase α lorsque la température augmente. Une faible fraction massique de phase α subsiste aux températures supérieures à 1000°C, en raison de l'oxydation en surface de notre échantillon. L'oxygène, élément alphasène, favorise la présence de phase α dans la couche oxydée.

Ces résultats expérimentaux peuvent être comparés aux fractions massiques de phase α d'équilibre calculées avec le logiciel Thermocalc® en utilisant la base de données [Saunders]. Aux températures inférieures à 875°C, la fraction massique de phase α mesurée expérimentalement est inférieure à celle calculée. Entre 875°C et 975°C les deux évolutions sont très voisines.

Les essais de DRX in situ ont également permis d'obtenir l'évolution des paramètres de maille de la phase α (paramètres a et b) et de la phase β (paramètre a), au chauffage et au refroidissement, en fonction de la température.

Les évolutions microstructurales de chaque phase étant connues, il est important de savoir la part due à chaque phase dans la déformation globale du matériau, selon la température à laquelle on se place. En utilisant les paramètres de maille des phases et la fraction massique de chaque phase en fonction de la température, nous avons déterminé dans un premier temps l'évolution du volume atomique de chaque phase en fonction de la température, puis le volume moyen du TA6Ven fonction de la température. Les résultats sont représentés sur la Figure 3-17.

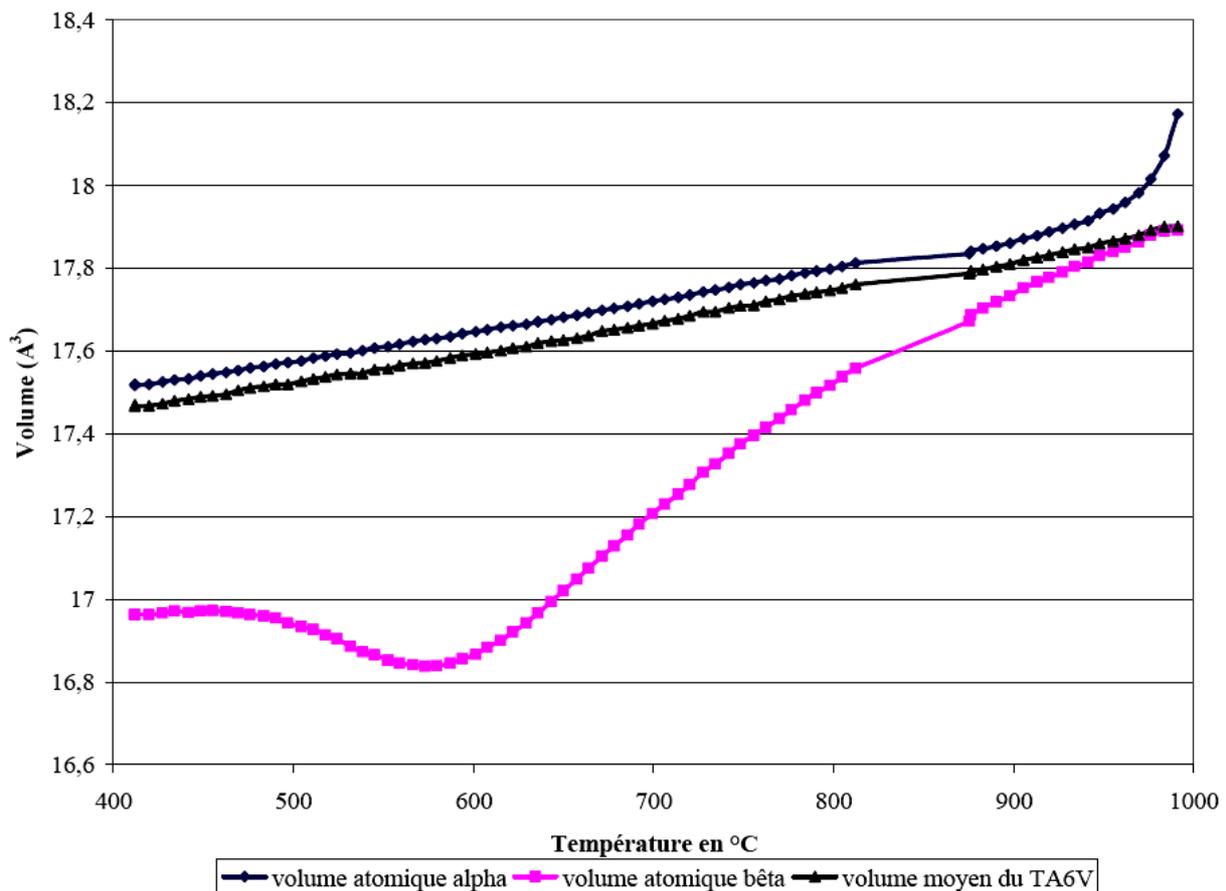


Figure 3-17 : Volume atomique des phases en fonction de la température

Lors du chauffage du TA6V en morphologie équiaxe de 20 μm , la phase β présente un comportement non linéaire, avec une forte augmentation du volume atomique lorsque la dissolution de la phase α se produit. Ceci est principalement attribué à une modification de la composition chimique de la phase. Aux plus faibles températures, cette phase présente un comportement complexe, pouvant être lié à des évolutions de sa composition chimique comme de l'état mécanique des phases. Pour la phase α , un comportement sensiblement linéaire est mesuré, sauf aux températures les plus élevées. Cette augmentation est attribuée à l'enrichissement en oxygène des couches en surface; l'oxygène étant un élément interstitiel, il augmente la valeur du paramètre c de la maille hexagonale, et donc le volume atomique de la phase α [Bénéteau, 2007]. Nous pouvons remarquer que le comportement du mélange est proche du comportement de la phase α au plus faibles températures et se rapproche de celui de β aux températures élevées.

3.3.1.2. Analyse par thermocalc® de l'influence de la composition chimique

La forme de la courbe de dilatométrie est directement liée à la dissolution de la phase α et de la composition en oxygène et autres éléments dans l'alliage. Une étude avec Thermocalc® a permis de montrer l'influence des éléments d'alliage sur le comportement du matériau :

Les exigences de composition chimique pour le Ti-6%Al-4%V utilisé par le CEA sont données dans le Tableau 3-4 (Normes ASTM B 348 – Grade 5, prEN 3310, prEN 3311 et prEN 3312)

Elément	Al	V	Fe	O ₂	N ₂	C	H	Impureté (chacun)	Somme des impuretés
%min	5,50	3,50	-	-	-	-	-	-	-
%max	6,75	4,50	0,30	0,20	0,03	0,08	150 ppm	0,10	0,40

Tableau 3-4 : Valeur limite pour la composition chimique de l'alliage de titane TA6V

L'objectif des calculs thermocalc® est de déterminer les conséquences des éléments additionnels qui peuvent être présent dans notre alliage sur les évolutions des fractions massiques de phase. Nous avons défini 4 matériaux avec différentes compositions chimiques (Tableau 3-5).

Elément	Al	V	Fe	O ₂	N ₂	C
TA6V (0)	6 %	4 %	0,3 %	0,2 %	0,03 %	0,08 %
TA6V (1)	6 %	4 %	0 %	0,2 %	0 %	0 %
TA6V (2)	6 %	4 %	0 %	0,1 %	0 %	0 %
TA6V (3)	6 %	4 %	0 %	0,05 %	0 %	0 %

Tableau 3-5 : Différentes compositions chimiques possible pour notre alliage de titane TA6V

La Figure 3-18 représente, les variations calculées de fraction massique de phase α en fonction de la température pour chacun des matériaux définis dans le Tableau 3-5.

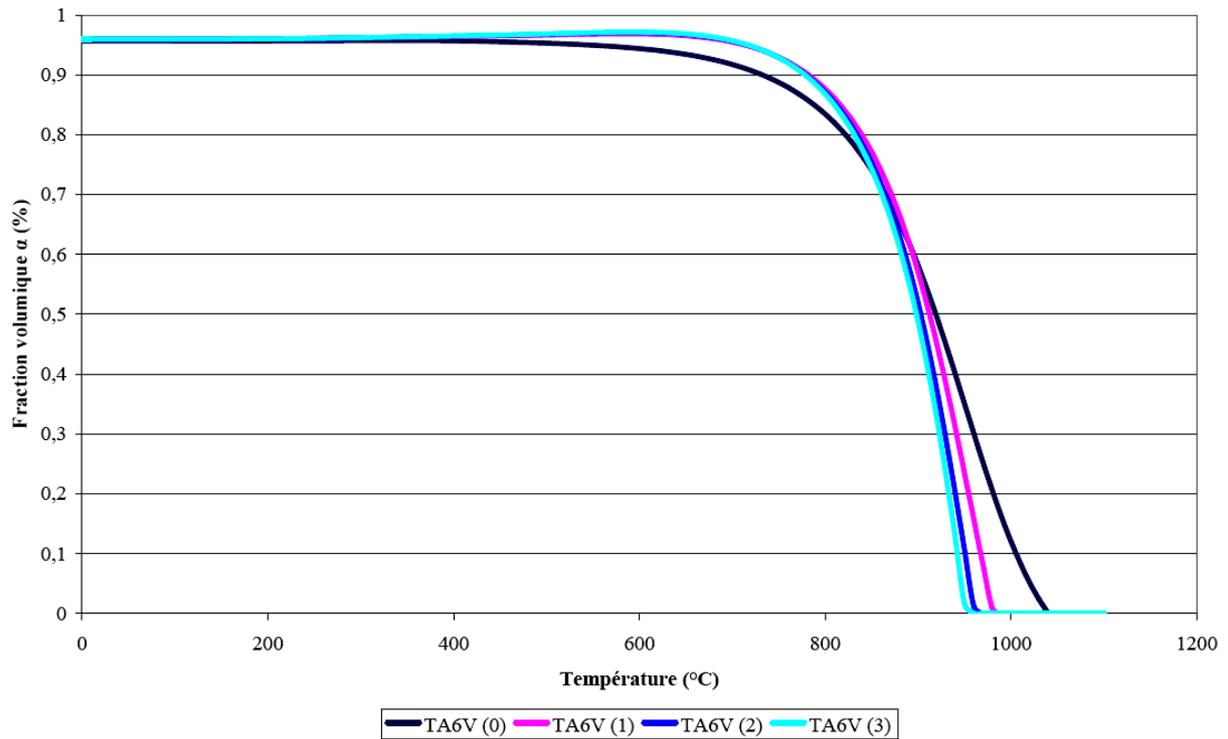


Figure 3-18 : Influence de la composition chimique sur l'évolution des phases

Il apparaît clairement sur la Figure 3-18 que les éléments d'alliage (Fer, oxygène, azote et carbone), augmentent, de façon non négligeable, la température de transus β à l'équilibre thermodynamique. En effet, nous avons vu précédemment que ces éléments d'alliages stabilisent la phase α . La température de transus β augmente jusqu'à 1040°C au lieu de 980°C pour le TA6V sans éléments additionnels autres que l'aluminium et le vanadium.

3.3.1.3. Essais dilatométriques pour un chauffage lent

Ces mesures sont effectuées dans le but d'intégrer ces propriétés dans la simulation numérique d'essais de soudabilité. Les essais de dilatométrie sont réalisés au CEA Valduc sur le dilatomètre SETARAM Setsys 1200 implanté dans une boîte à gants en dépression et sous gaz neutre (argon). L'appareil utilisé est un dilatomètre équipé d'un résistor métallique permettant d'atteindre des vitesses de chauffage comprises entre 10°C/h et 30°C/min et une température maximale de 1000°C.

La déformation thermique ε^{th} s'exprime par :

$$\varepsilon^{th} = \alpha(T)[T - T_0] - \alpha(T_{ref})[T_{ref} - T_0] \quad \text{Équation 3-1}$$

Avec :

T_0 = température pour laquelle la déformation thermique est nulle

T_{ref} = température initiale pour laquelle la dilatation du matériau est mesurée

α = coefficient de dilatation du matériau

Les variations dimensionnelles de l'échantillon sont transmises à un capteur de déplacement par l'intermédiaire d'une tige poussoir en silice. La précision de l'extensomètre est de $\pm 1 \mu\text{m}$ pour une longueur utile de l'échantillon de 10 mm.

Les températures sont mesurées à l'aide d'un thermocouple de type S (Platine / Platine Rhodié) placé dans l'enceinte de l'échantillon. Les mesures sont effectuées à différentes vitesses de chauffage sous balayage argon (Tableau 3-6). Les essais sont réalisés sur le matériau de base $\alpha + \beta$ prélevé dans la barre forgée de diamètre 150 mm et sur des éprouvettes traitées thermiquement afin d'obtenir la structure martensitique (structure de la zone fondue). L'ensemble des éprouvettes a été prélevé dans le sens longitudinal de la barre.

Phase	Température maximale	Vitesse montée	n° essai
Phase $\alpha + \beta$	< 1000°C	25°C/min	TA6V4
	< 1000°C	15°C/min	TA6V5
	< 1000°C	5°C/min	TA6V6
Phase α'	< 1000°C	25°C/min	TA6V1
	< 1000°C	15°C/min	TA6V2
	< 1000°C	5°C/min	TA6V3

Tableau 3-6 : Essais dilatométriques réalisés à l'équilibre thermodynamique sur matériau de base et structure martensitique

La Figure 3-19 représente la déformation thermique en fonction de la température pour les essais TA6V1 et TA6V4 définis dans le Tableau 3-6. Nous n'avons pas observé de

différences significatives entre les différentes vitesses de montée en température, donc nous avons représenté seulement une des trois vitesses (25°C/min).

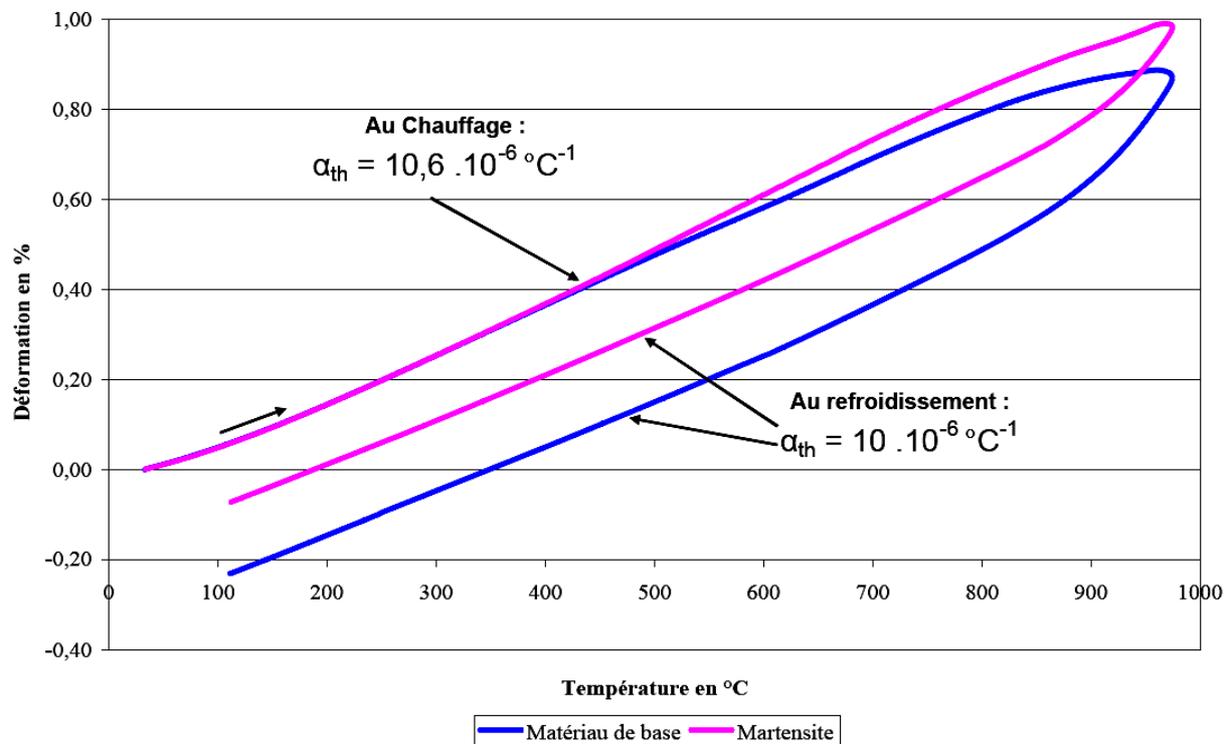


Figure 3-19 : Essai dilatométrique à l'équilibre thermodynamique

La température maximale étant de 1000°C, il est difficile de déterminer correctement la température de transus β (d'équilibre).

Au chauffage, le coefficient de dilatation est identique pour le matériau de base et la structure martensitique ($10,6 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$) pour des températures inférieures à 450°C. Par contre on observe une légère diminution du coefficient de dilatation à partir de 500°C pour le matériau de base, qui est probablement liée à l'enrichissement en phase β . A partir de 800°C, l'enrichissement en phase β est important (Figure 2-17), ce qui provoque la chute du coefficient de dilatation. Le matériau de base présente une contraction plus importante.

Au refroidissement, le coefficient de dilatation est identique pour le matériau de base et la structure martensitique ($10 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$). En effet, quelle que soit la structure du matériau de départ, le traitement thermique généré par l'essai de dilatométrie, transforme la structure cristallographique de départ en phase β , à haute température, avant de réaliser le refroidissement. Donc, il paraît évident que les coefficients de dilatation soient identiques.

3.3.2. Transformation de phases hors équilibre thermodynamique

3.3.2.1. Dilatométrie rapide sur machine GLEEBLE

Les essais sont menés sur un simulateur de soudage GLEEBLE type 1500 de la société Arcelor Research installé à Maizières-lès-Metz. L'éprouvette est chauffée par effet Joule, ce qui autorise des vitesses de chauffage très élevées (5000°C/s) et surtout une bonne homogénéité radiale de la température dans l'éprouvette. Ce type d'essai consiste à mesurer la dilatation d'une éprouvette au cours d'un cycle thermique reproduisant les conditions du cycle du soudage. L'éprouvette cylindrique de diamètre 5 mm et de longueur 80 mm (Annexe 3) est fixée entre deux mors en cuivre refroidis par circulation d'eau. L'évolution de la température est suivie par thermocouple S (Platine / Platine Rhodié) ou K (Chromel/Alumel) suivant le matériau, les vitesses de chauffe et la température à atteindre. Les deux fils de thermocouple de diamètre 0.2 mm sont soudés au milieu de la partie utile de l'éprouvette. Afin de réaliser un cycle thermique complet de soudage (chauffage et refroidissement rapide), nous avons équipé la machine Gleeble d'un système de refroidissement hélium placé au plus près de l'éprouvette pour avoir les vitesses de refroidissement les plus grandes possibles.

Des thermocouples sont soudés sur l'éprouvette pour pouvoir piloter l'essai en température et la déformation de l'éprouvette est obtenue par un capteur LVDT diamétral. Le cycle thermique appliqué à l'éprouvette correspond à une vitesse de montée en température variant de 1000°C.s⁻¹ à 3000°C.s⁻¹ jusqu'à la température de 1200°C.

La Figure 3-20 illustre une courbe de déformation en fonction de la température du matériau de base pour une vitesse de 1000°C/s. Elle permet d'obtenir la température T_{β} qui se situe aux environs de 1090°C pour ce cycle thermique. On obtient ainsi une variation non négligeable de T_{β} (soit une augmentation de 110°C). Comme pour l'essai de dilatométrie à l'équilibre thermodynamique, on retrouve le même mécanisme de dilatation, mais décalé de 100°C vers les hautes températures. En effet, la diminution du coefficient de dilatation commence à 900°C (début d'enrichissement en phase β pour cette cinétique), et la fin de transformation se situe vers 1090°C. On obtient un coefficient de dilatation moyen pour la structure $\alpha+\beta$ de $10,8 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ de la température ambiante jusqu'à 900°C et un coefficient de $8,8 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ pour la structure cristallographique cubique centrée en chauffage rapide. La valeur du coefficient de dilatation est identique à celle de l'essai de dilatométrie en chauffage lent.

Des essais réalisés avec des cinétiques de chauffage plus importantes (2000°C/s et 3000°C/s) n'ont pas permis de déterminer la température de transus β . Pour cette structure initiale, les courbes dilatométriques n'ont pas permis d'identifier un domaine de transformation de phase (le suivi thermodilatométrique est en fait peu sensible au changement de phases pour les alliages de titane et il est très délicat de déterminer avec précision la température de changement de phase).

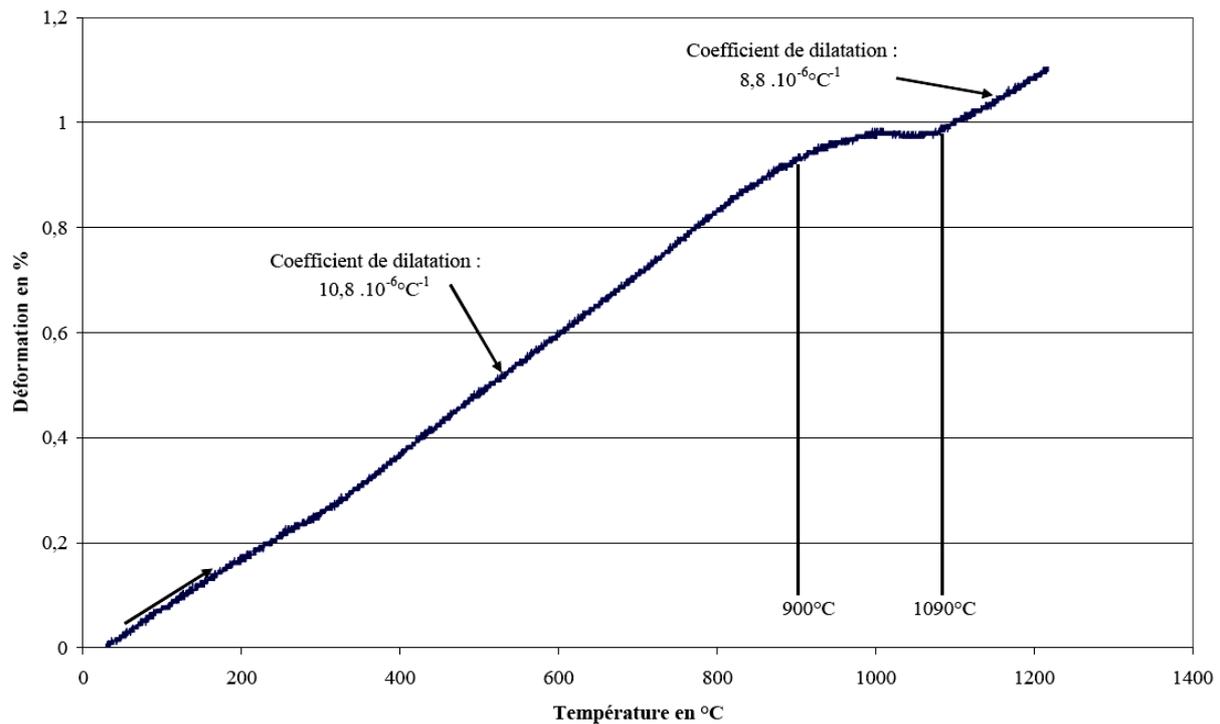


Figure 3-20 : Essai de dilatométrie sur matériau de base pour une vitesse de chauffage de 1000°C/s

Des essais dilatométriques ont également été réalisés sur des échantillons préalablement traités (recuit d'une heure à 1065°C suivi d'une hypertrempe) afin de déterminer les cinétiques de dissolution de la martensite α' . Le cycle thermique appliqué à l'éprouvette correspond à une vitesse de montée en température de 3000°C.s⁻¹ jusqu'à la température de 1200°C. Pour les mêmes raisons que précédemment, les courbes dilatométriques n'ont pas permis d'identifier un domaine de transformation de phase. C'est pourquoi des essais complémentaires seront réalisés en suivant les évolutions de résistivité électrique.

3.3.2.2. Traitement thermique successif (caractérisation métallographique)

Le simulateur de soudage GLEEBLE type 1500 est une machine qui permet également de caractériser des traitements thermiques. Ainsi, pour vérifier les différentes phases générées par le soudage, nous avons utilisé cette machine afin de créer les différentes zones obtenues lors de notre procédé de soudage. Un premier calcul thermique a permis d'identifier les cycles thermiques générés par le soudage dans la zone fondue Figure 3-21 (cycle thermique (b)), la première zone affectée thermiquement (cycle thermique (c)) et la deuxième zone affectée thermiquement (cycle thermique (d)). Pour atteindre des vitesses de refroidissement importantes, les éprouvettes sont refroidies à l'hélium avec une pression de 2 bars.

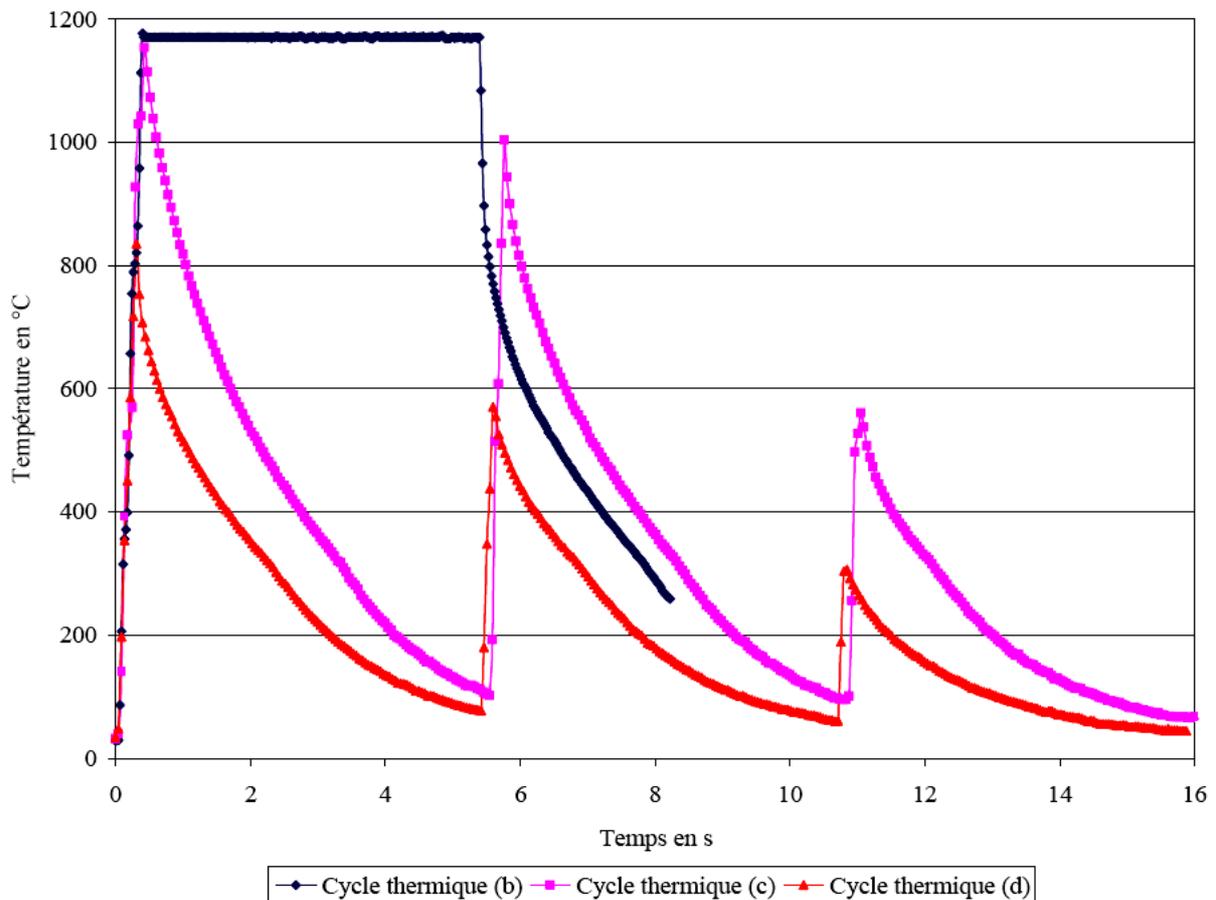


Figure 3-21 : Différents cycles thermiques rencontrés lors du procédé de soudage

La Figure 3-22 présente l'état microstructural du TA6V après avoir subi les cycles thermiques b, c et d. La Figure 3-22 (a) montre la microstructure initiale $\alpha+\beta$ du matériau de base.

Le cycle thermique (b) transforme le matériau de base en structure martensitique, identique à celle qui est obtenue dans la zone fondue, Figure 3-22 (b).

Le cycle thermique (c) transforme également le matériau de base en structure martensitique. Ce cycle thermique comporte trois montées en température égales à 1200°C, 1000°C et 600°C

avec une vitesse de 3000°C/s (Figure 3-22 (c)). La première montée en température dépasse la température de transus β dynamique, et les deux autres montées en température ne conduisent pas à une dissolution de la structure α' . On retrouve bien la microstructure de la première zone affectée thermiquement, sauf que les vitesses de montée en température plus lentes que dans le cas de notre procédé semblent avoir conduit à une homogénéisation de la composition chimique.

Le cycle thermique (d) comporte trois montées en température égales à 850°C , 600°C et 300°C avec une vitesse de 3000°C/s (Figure 3-22 (d)). Ce cycle thermique peut être obtenu lors du procédé de soudage dans la deuxième zone affectée thermiquement. Il ne semble pas y avoir de transformation microstructurale du matériau.

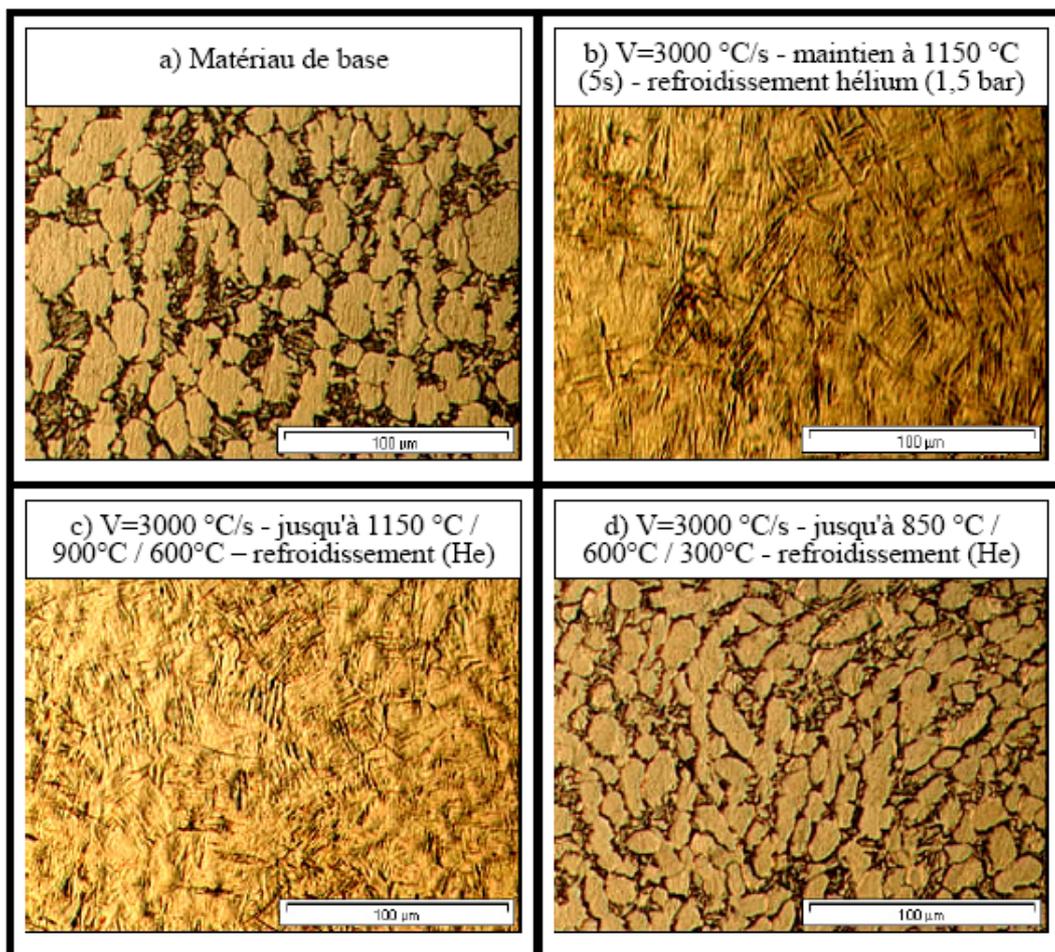


Figure 3-22 : Etat microstructural du TA6V après différents cycles thermiques

3.3.2.3. Essai dilatométrique rapide sur éprouvette tubulaire

Notre étude de dilatométrie avec mesure de résistivité a porté sur un ensemble d'échantillons de TA6V, prélevé dans la barre forgée. L'objectif de cette étude est de déterminer les variations dimensionnelles et de résistivité du TA6V au cours d'un traitement thermique

rapide (jusqu'à 100 °C/s), de déterminer les températures de transformations de phase, et, bien entendu, d'étudier les effets de vitesse sur ces transformations.

Pour réaliser cette étude, nous avons utilisé la machine de dilatométrie DCR de l'Ecole des Mines de Nancy, qui permet de réaliser des cycles de chauffage rapide (four à rayonnement) sous vide secondaire ($10^{-5}/10^{-4}$ mbar), de mesurer la dilatation absolue à l'aide d'un capteur inductif LVDT, de mesurer la résistivité de l'échantillon pendant le cycle thermique et enfin de contrôler le refroidissement ou la trempe à l'hélium.

Les cinétiques de transformations de phases sont suivies en continu par des mesures de résistivité électrique [Gautier, 1981]. Le suivi de la résistivité se fait par mesure de différence de potentiel au moyen de deux fils de platine soudés aux extrémités de l'éprouvette tubulaire, l'échantillon étant traversé par un courant constant. Cette méthode nous permet de suivre les transformations de phases pendant les cycles thermiques.

Différents types d'essai ont été réalisés pour une vitesse de 1°C/s jusqu'à une vitesse de 100°C/s avec différents cycles thermiques, allant de la température ambiante jusqu'à 1200°C. Les échantillons sont des éprouvettes tubulaires de diamètre intérieur 3 mm, de diamètre extérieur 4 mm et de longueur 30 mm. Nous avons décidé d'utiliser des éprouvettes tubulaires afin d'obtenir les vitesses de chauffe et de refroidissement maximales.

La Figure 3-23 représente un essai de dilatométrie et résistivimétrie pour une vitesse de chauffage de 100°C/s et un refroidissement à l'hélium du matériau de base ($\alpha+\beta$). Au cours du chauffage, la forte chute de résistivité à partir de 625°C est caractéristique de la dissolution de la phase α . On remarque également que l'enrichissement brutal de la phase β à partir de 800°C provoque une chute du coefficient de dilatation qui se stabilise au même moment que la résistivité. Il s'agit de la fin de transformation $\alpha\rightarrow\beta$, qui est estimée à la température de 1060°C. Cette valeur est largement supérieure à la température de transus d'équilibre déterminée préalablement. Lors du refroidissement rapide depuis le domaine β , l'alliage subit une transformation martensitique $\beta\rightarrow\alpha'$ à une température proche de 830°C. La mesure de résistivité permet de confirmer les hypothèses que nous avons faites, lors des essais de dilatométrie sur machine Gleeble.

De plus, les différents essais de dilatométrie conduisent le matériau à la dissolution complète de la phase α pour les hautes températures. Dans ce cas, nous avons remarqué précédemment que la courbe de dilatation au refroidissement rapide, ne dépendait pas de la structure cristallographique du matériau au début de l'essai, et ne dépendait pas des cinétiques de chauffage. Donc, nous avons représenté seulement la courbe de refroidissement rapide du TA6V sur la Figure 3-25.

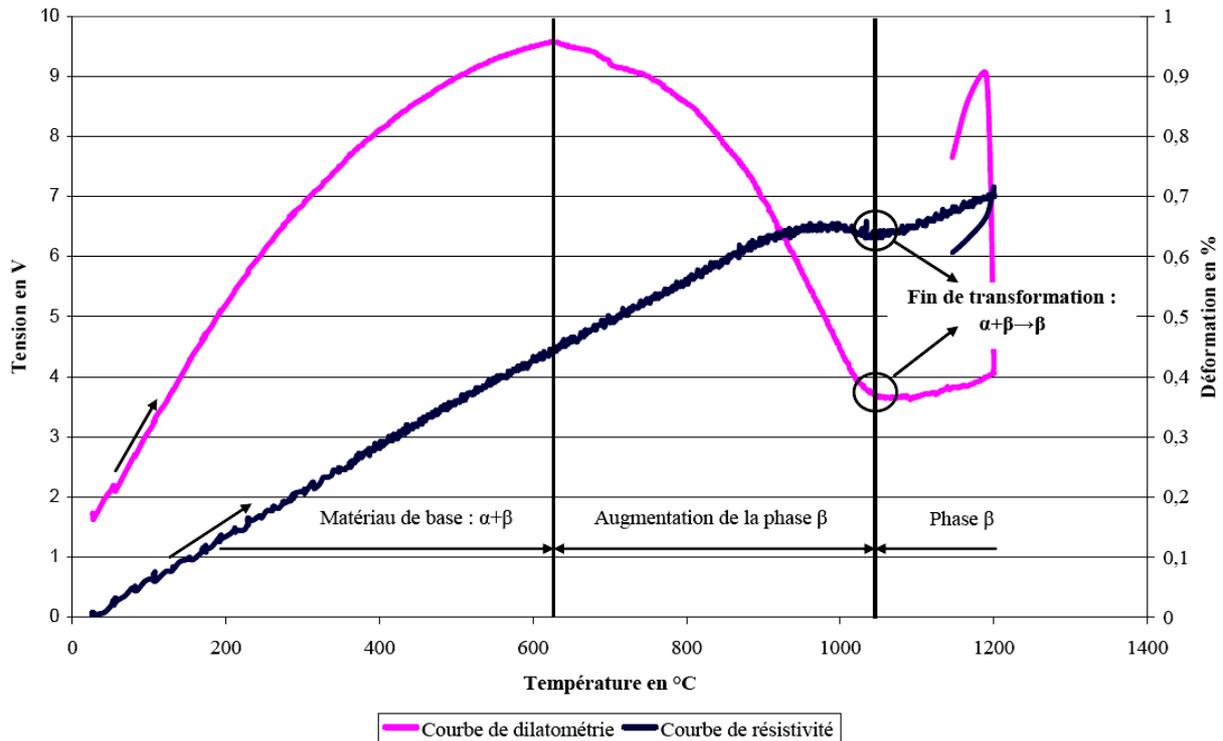


Figure 3-23 : Essai de dilatométrie avec mesure de résistivité du matériau de base

La Figure 3-24 est une métallographie de l'éprouvette tubulaire, après qu'elle ait subi le cycle thermique de dilatométrie décrit précédemment. On s'aperçoit que la vitesse de refroidissement est suffisante pour former la structure martensitique que l'on retrouve dans la zone fondue du cordon de soudure.

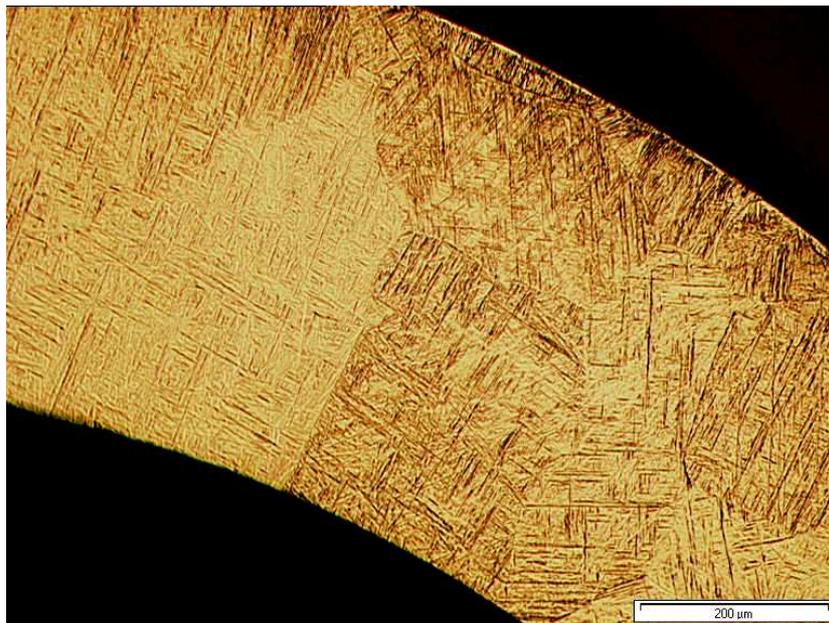


Figure 3-24 : Structure martensitique de l'éprouvette tubulaire après l'essai de dilatométrie

La Figure 3-25 représente un essai de dilatométrie et résistivimétrie pour une microstructure initiale α' , et pour une vitesse de chauffage de 100°C/s et un refroidissement à l'hélium de la structure martensitique (α'). Au cours du chauffage, la forte chute de résistivité à partir de 600°C est caractéristique de la dissolution rapide de la phase α' . Contrairement au cas du matériau de base, le coefficient de dilatation n'évolue pas jusqu'à la température de transus β , qui est estimée à la température de 1060°C . Cette valeur est largement supérieure à la température de transus d'équilibre déterminée préalablement. Lors du refroidissement rapide depuis le domaine β , l'alliage subit une transformation martensitique $\beta \rightarrow \alpha'$ à une température proche de 840°C .

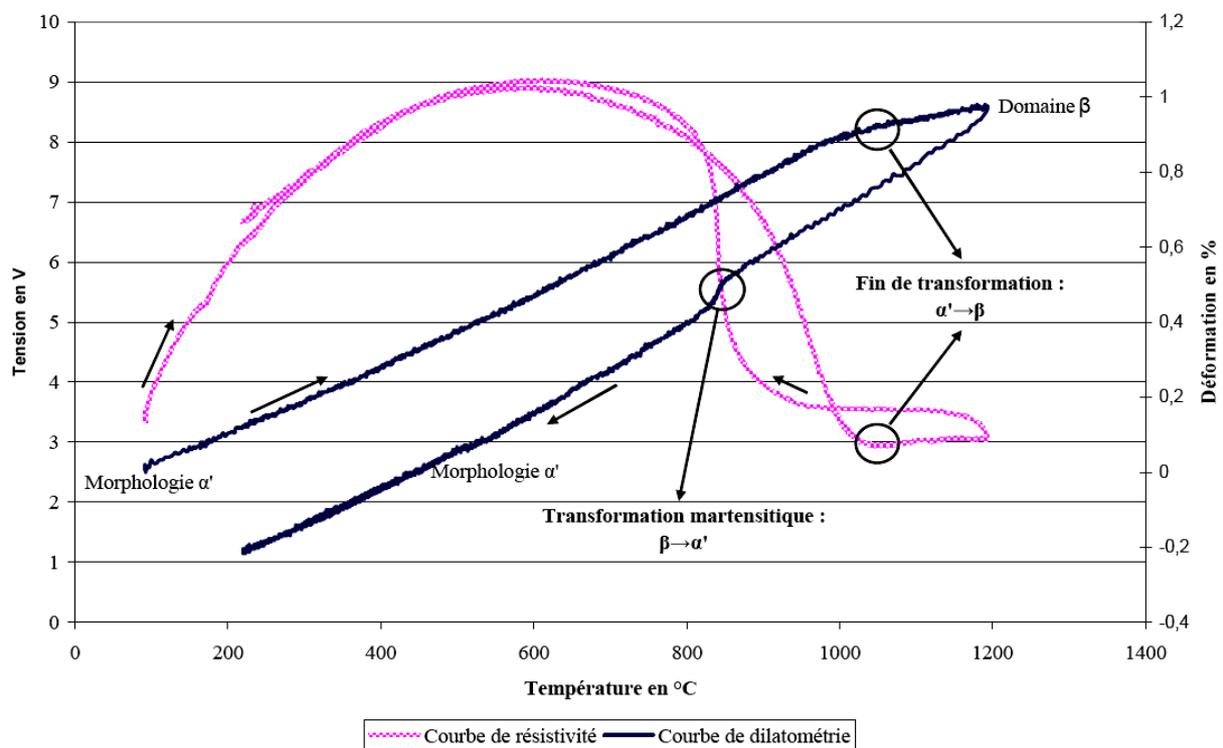


Figure 3-25 : Essai de dilatométrie avec mesure de résistivité de la structure α'

3.4. Modélisation métallurgique

Les mécanismes de transformations de phases ont en commun de procéder par nucléation et croissance (ou dissolution) de la phase fille dans la phase mère. Cependant l'éventail de températures dans lequel les transformations peuvent avoir lieu est très large : de plus de 1000°C à moins de 800°C pour la transformation martensitique, ce qui aboutit à des mécanismes très différents d'une transformation à l'autre. La modélisation des transformations de phases est donc un problème complexe et pour des raisons de simplification, la plupart des modèles aujourd'hui utilisés dans des calculs de structures sont phénoménologiques.

Deux approches peuvent être considérées pour calculer les cinétiques de transformation : la cinétique est décrite par des lois globales établies à partir des diagrammes TTT expérimentaux ou par des lois qui considèrent de manière explicite les cinétiques de germination et croissance des phases. De plus, les modèles sont établis pour des conditions de formation isotherme. Les calculs en conditions anisothermes nécessitent l'utilisation de règles d'additivité. Des modèles phénoménologiques sont également décrits pour des conditions de refroidissement continu.

3.4.1. Modélisation à partir des diagrammes TTT

Les différents modèles qui se basent sur les diagrammes TTT considèrent un principe d'additivité. L'avancement de la transformation peut être calculé de manière incrémentale, le passage d'une température à l'autre se faisant à travers un temps fictif [Denis, 1992]. Il est également possible d'utiliser une formulation différentielle [Reti, 2001]. Pour les différentes températures de transformation, il est nécessaire de connaître les taux de phases à l'équilibre (en fin de transformation), les temps de début de transformation, et les coefficients n et k de la loi de Johnson-Mehl-Avrami (JMA) (ou deux temps caractéristiques pour déterminer ces valeurs). Ce type de modèle a été établi pour les aciers, et également pour les alliages de titane [Laude, 1995] [Da Costa, 2005].

3.4.2. Modèles phénoménologiques des transformations de phase (modélisation à partir des diagrammes TRC)

La généralisation des modèles basés sur des lois de type Johnson-Mehl-Avrami s'est faite sur des considérations phénoménologiques et l'ensemble des données est souvent délicat à obtenir. Les modèles à base physique nécessitent également de nombreuses données, et sont encore difficiles à utiliser dans la pratique. Le besoin en simulation pour les opérations de soudage ou les traitements thermiques industriels a amené le développement de modèles purement phénoménologiques, basés sur des lois d'évolution simples et applicables à des situations variées. Les modèles présentés ci-dessous s'attachent avant tout à reproduire correctement les débuts et fin de transformations, les étapes intermédiaires sont, dans un premier temps, considérées comme secondaires. Les limitations de ces modèles sont celles de tous les modèles purement phénoménologiques : ils demandent une quantité importante de données expérimentales et leur capacité prédictive est limitée.

3.4.2.1. Modèle de Leblond

Pour décrire les cinétiques des transformations diffusionnelles, Leblond utilise un modèle basé sur une loi d'évolution simplifiée, faisant intervenir une proportion de phase transformée à l'équilibre et une constante de temps [Leblond, 1984] & [Leblond, 1985] :

$$\dot{z} = \frac{z_{eq} - z}{\tau} \quad \text{Équation 3-2}$$

Où z est la fraction volumique de nouvelle phase, et z_{eq} la fraction volumique de phase à l'équilibre. Cette loi nécessite la connaissance des évolutions de τ avec la température, et de la fraction de phase à l'équilibre en fonction de la température. z_{eq} est compris entre 0 et 1. $\tau(T)$ est une fonction positive qui représente un temps caractéristique (à température constante T) pour lequel la fraction de phase formée tend vers l'équilibre. Ces différentes données peuvent être obtenues par méthode inverse à partir des diagrammes d'équilibre et à partir des diagrammes TRC. Les paramètres du modèle à ajuster pour reproduire une transformation donnée sont les trois fonctions : $z_{eq}, \tau(T)$.

Leblond choisit de mettre sa loi d'évolution sous forme différentielle, il montre sur des exemples simples que la règle d'additivité et que le principe de transformations isocinétiques peuvent être mis en défaut, si la proportion de la nouvelle phase à l'équilibre est différente de l'unité. Il ne considère pas de temps d'incubation, la constante de temps τ doit permettre de caler les temps de début et de fin de transformation sur les courbes expérimentales. L'avantage de l'équation 3-2 est sa simplicité, c'est en fait la dérivée de l'équation de Johnson-Mehl-Avrami pour $n=1$ et $T=\text{constante}$. Il propose une autre expression pour 3-2 qui permet de retomber sur l'équation de Johnson-Mehl-Avrami en condition isotherme et qui n'est que sa dérivée à $T=\text{cte}$:

$$\dot{z} = nk^{1/n}(z_{eq} - z) \left\{ \ln \left(\frac{z_{eq}}{z_{eq}-z} \right) \right\}^{1-\frac{1}{n}} \quad \text{Équation 3-3}$$

n, k : coefficients de l'équation de Johnson-Mehl-Avrami

Mais, en anisotherme, cette équation n'a plus de sens physique si ce n'est sa forme simplifiée puisque les termes en dT/dt sont négligés.

3.4.2.2. Modèle de Waeckel

Le but de Waeckel était de décrire un modèle facilement identifiable à partir simplement de la donnée d'un diagramme TRC, et capable de reproduire des histoires thermiques de type soudage [Waeckel, 1994] [Waeckel, 1996]. Ce modèle a été implanté dans le code de calcul par éléments finis d'EDF, Code Aster. Une comparaison avec le modèle de Leblond se trouve dans [Waeckel, 1996]. La volonté de limiter l'identification à un diagramme TRC a amené Waeckel à limiter les variables intervenant dans les transformations de phases. Waeckel a développé une approche où les fractions volumiques z de chaque phase sont des variables internes du matériau. La somme des fractions volumiques des différentes phases est bien égale à 1. La loi d'évolution s'écrit :

$$\dot{z} = f(T, \dot{T}, z; d) \quad \text{Équation 3-4}$$

z : Variables métallurgiques, à savoir la proportion de phase, ainsi que la température de début de transformation martensitique M_s .

d : taille de grain.

La formation des phases doit obéir aux données métallurgiques données par les diagrammes TRC ; par exemple la formation de ferrite, perlite, bainite ne peut se faire à une température inférieure à la température M_s ([Waeckel, 1996] et [Burlet, 2001]). La température M_s n'est pas à proprement parler un état métallurgique du matériau, mais, comme elle évolue au cours de la transformation, elle a été incorporée dans les variables métallurgiques. La taille de grain d a une valeur unique pour un même diagramme TRC, et il est difficile d'en déduire son influence. Pour autant Waeckel la garde comme un paramètre qui peut être activé si des diagrammes TRC avec différentes tailles de grains sont utilisés, mais lui-même n'en fait pas usage. S'il reconnaît l'influence de la concentration moyenne en carbone et de l'état de contrainte sur les transformations, il n'en tient pas compte puisque leurs effets n'apparaissent pas dans un diagramme TRC.

La principale différence avec les modèles présentés jusqu'ici est que la vitesse de refroidissement intervient comme variable à part entière. Leblond en tient explicitement compte, mais il ne le fait qu'au niveau du calcul de certains coefficients, et elle n'intervient pas dans le modèle à proprement parler. Cela dit, inclure un terme en dT/dt semble assez naturel pour une cinétique anisotherme. Waeckel a cherché à donner une justification théorique (basée sur la thermodynamique des matériaux à variables internes) à l'écriture ci-dessus, que l'on peut trouver dans sa thèse [Waeckel, 1994]. S'il considère une dépendance du modèle en dT/dt , il n'a pas cherché à l'explicitier. Les valeurs de la fonction $f(\)$ sont connues pour un certain nombre d'états (T, \dot{T}, z, d) qui correspondent aux points d'un diagramme TRC. En dehors de ces points, la fonction est obtenue par interpolation linéaire. Les données expérimentales retenues sont les températures de début et de fin de transformation et les proportions finales des phases. Les évolutions sont supposées linéaires par morceaux. Seule la transformation martensitique bénéficie d'une équation explicite puisqu'il utilise pour la calculer l'équation de Koistinen-Marburger.

Des refroidissements à vitesse constante et des refroidissements de type trempe (la vitesse de refroidissement diminue progressivement) ont été simulés avec ce modèle. Si le modèle donne de bons résultats pour les refroidissements à vitesse constante, même pour des vitesses non comprises dans le diagramme TRC, les résultats pour les autres refroidissements ne sont pas très bons. Seule l'introduction de refroidissements de type trempe dans sa base de

données lui permet de produire des simulations correctes, mais son modèle apparaît limité à la reproduction d'histoires proches de sa base de données.

Le modèle de Waeckel présente néanmoins des avantages importants : après identification, son utilisation est très rapide.

3.4.2.3. Modèle de transformation Martensitique

En comparaison, la cinétique de la transformation martensitique est relativement simple. En effet, cette transformation a lieu sans diffusion et l'avancement de la transformation est indépendant de la vitesse de refroidissement. L'équation présentée ci-dessous pourra donc représenter la progression de cette réaction pour toutes les vitesses de refroidissement. L'article de [Koistinen, 1959] suggère une relation empirique entre la réduction de la température en dessous de M_s (température de début de transformation martensitique) et la quantité de martensite présente.

$$y = y_a \{1 - \exp[-\alpha \langle M_s - T \rangle]\} \quad \text{Équation 3-5}$$

- y = fraction volumique de martensite
- y_a = fraction volumique du matériau pouvant se transformer
- α = constante, égale à $0,011 \text{K}^{-1}$ pour la plupart des aciers
- $\langle x \rangle$ = $\max(x, 0)$
- M_s = température de début de transformation martensitique
- T = température

La majorité des personnes travaillant sur la prédiction des contraintes thermiques lors d'un processus de trempe ou de soudage utilisent la loi de Koistinen et Marbürger [Fernandes, 1985] & [Inoue, 1985].

3.4.3. Choix du modèle métallurgique

D'après l'analyse micrographique, les phases ou les états métallurgiques à considérer dans les calculs sont :

- La phase α ,
- La phase β ,
- La martensite brute de trempe (phase α').

Dans notre cas nous distinguerons pour l'alliage de titane TA6V deux types de transformations : les cinétiques de transformation contrôlée par la diffusion, et la transformation martensitique (cf. au paragraphe 3.4.2) qui dépend uniquement de la température. Pour situer les transformations métallurgiques au chauffage et au

refroidissement, les essais de dilatométrie ont été conduits pour une structure initiale correspondant au métal de base et pour une structure initiale α' (cf. au paragraphe 3.3).

Pour le modèle de cinétique de transformation de phase, nous distinguons l'étape de chauffage et l'étape de refroidissement. Dans les Z.A.T., il est nécessaire de considérer la complexité présentée précédemment (cf. au paragraphe 3.2.2).

➤ **Rappel succinct des transformations :**

Au chauffage, nous avons vu que dans la Z.A.T. le matériau se transforme en phase β , mais par contre il n'y a pas homogénéisation chimique. De plus des zones présentent une transformation partielle en phase β .

Une homogénéisation en phase β suivie d'une trempe énergétique (cas du soudage) conduit à une transformation totalement martensitique $\beta \rightarrow \alpha'$ où la phase α' apparaît sous forme d'aiguilles. Lorsque la température est comprise entre la température de fin de transformation martensitique (M_f) et la température de transus β , on obtient les phases α , α' et β résiduelles après refroidissement rapide du matériau.

Au chauffage, les cinétiques sont différentes suivant la vitesse de chauffage, et la température atteinte. Les résultats obtenus pour des vitesses « relativement lentes » (cf. au paragraphe 3.3) comparées à celles du procédé et les observations microstructurales du cordon de soudure nous ont amené à décrire la modélisation des cinétiques de transformation en faisant l'hypothèse que la diffusion ne pourrait se faire à grande distance. Le matériau initial peut alors être considéré comme un matériau composite à température ambiante formé de phase α et de phase β . Au chauffage les zones α et β se comporteront comme deux zones indépendantes dont la composition chimique initiale est différente. Au chauffage les zones β n'évolueront pas. Par contre les grains α vont subir un changement de phase $\alpha \rightarrow \beta$. La composition chimique de la phase α à température ambiante a été calculée avec le logiciel de calcul thermodynamique Thermocalc® en utilisant la base de données de Saunders. A 20°C la phase α est constituée de 6.24% en poids d'aluminium, 0.003% de vanadium et 0.1% d'oxygène. Cette phase α isolée de son environnement à une température de transus différente de celle de l'alliage TA6V. Au cours du chauffage, les calculs thermodynamiques prévoient que cette phase α (isolée de son environnement) se transforme en une phase β , dans le domaine de température 1010 – 1040°C (Figure 3-26).

Influence de la composition chimique

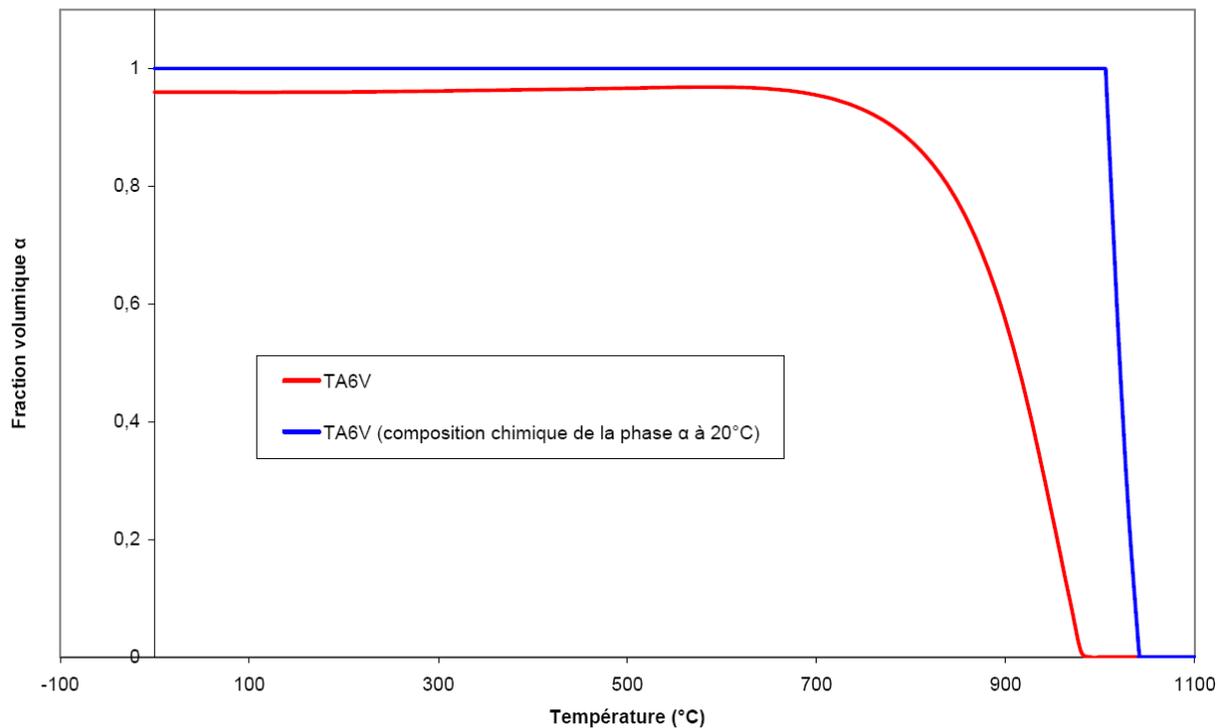


Figure 3-26 : Influence de la composition chimique sur l'évolution de phase α

Cette évolution est très différente de celle calculée pour l'alliage TA6V4. Dans des conditions de chauffage très rapide (sans diffusion entre les grains α équiaxes et les zones β), la transformation sera plutôt de type $\alpha \rightarrow \beta$, et la force motrice de transformation est l'écart entre le taux de phase α réel et celui calculé avec α (isolée de son environnement). La transformation de phase $\alpha \rightarrow \beta$ nécessite une force motrice qui va conduire à une hystérésis entre cette courbe issue des calculs d'équilibre thermodynamique et la courbe cinétique réelle. Cette hystérésis correspond principalement à la force motrice nécessaire au mouvement de l'interface α / β pour lequel la diffusion est de courte distance.

Dans le cas de chauffage plus lent, la diffusion se produit sur une grande distance, et la dissolution de phase α s'accompagne d'une modification de la composition chimique de la phase β . Le modèle de cinétique de transformation doit s'appuyer sur la courbe d'évolution des phases à l'équilibre obtenue expérimentalement ou à partir de Thermocalc® pour l'alliage TA6V (Figure 3-26 & Tableau 3-7).

Élément	Al	V	Fe	O2
TA6V	6 %	4 %	0 %	0,2 %
Composition de la phase α à 20°C	6,24 %	0,003 %	0 %	0,1 %

Tableau 3-7 : Composition chimique du TA6V et de la phase α à 20°C

Dans le cas de la dissolution de la phase α il n'y a pas d'étape de germination. La phase β est présente dans l'alliage. Nous devons donc décrire l'équation cinétique en considérant la transformation contrôlée par la diffusion à grande distance, et celle possible aux températures supérieures à 1040°C, contrôlée par un mouvement rapide de l'interface sans diffusion à longue distance.

La vitesse de dissolution des phases α et α' est alors décrite par les relations suivantes :

$$\dot{Z}_\alpha = \underbrace{Z_\alpha \times \frac{Z_{\max \alpha}^c - Z_\alpha - Z_{\alpha'}}{\tau_\alpha^c}}_{\dot{Z}_{\alpha 1}} \times H(T_0 - T) + \underbrace{Z_\alpha \times \frac{Z_{\max \alpha}^h - Z_\alpha - Z_{\alpha'}}{\tau_\alpha^h}}_{\dot{Z}_{\alpha 2}} \times H(T - T_0)$$

Équation 3-6

$$\dot{Z}_{\alpha'} = Z_{\alpha'} \times \frac{Z_{\max \alpha}^c - Z_\alpha - Z_{\alpha'}}{\tau_{\alpha'}}$$

Équation 3-7

$T_0=1040^\circ\text{C}$

Où Z_α , et $Z_{\alpha'}$ sont respectivement les fractions volumiques des phases α , α' ; $Z_{\max \alpha}^c$ est la fraction d'équilibre de phase α à la température T calculée ou expérimentale pour le TA6V ; $Z_{\max \alpha}^h$ est l'évolution de la fraction de phase « α isolé » à la température T égale à Z_α globulaire à 20°C multipliée par la fraction d'équilibre de « α isolé » fonction de la température (Figure 3-26) ; $\tau(T)$ est le temps caractéristique de transformation à la température T , par mesure de simplification nous avons considéré que $\tau_\alpha^c = \tau_\alpha^h$; H est la fonction échelon, telle que $H(x)=0$ si $x \leq 0$ et $H(x)=1$ si $x > 0$.

Les paramètres du modèle à ajuster pour reproduire une transformation donnée sont les trois fonctions $Z_{\max \alpha}^c$, $Z_{\max \alpha}^h$ et $\tau(T)$. D'après les résultats de DRX au synchrotron de Grenoble et les calculs Thermocalc® (Figure 3-26), nous avons identifié deux équations représentant $Z_{\max \alpha}^c$ et $Z_{\max \alpha}^h$ (Figure 3-27)

$$Z_{\max \alpha}^c = \max\left(0.925 * \left(1 - \exp^{(-0.0125*(980-T))}\right), 0\right)$$

Équation 3-8

$$Z_{\max \alpha}^h = \max\left(1. * \left(1 - \exp^{(-0.05*(1040-T))}\right), 0\right)$$

Équation 3-9

La Figure 3-27 représente les deux fonctions de proportion à l'équilibre en fonction de la température comparées aux résultats par calcul ou par expérimentation.

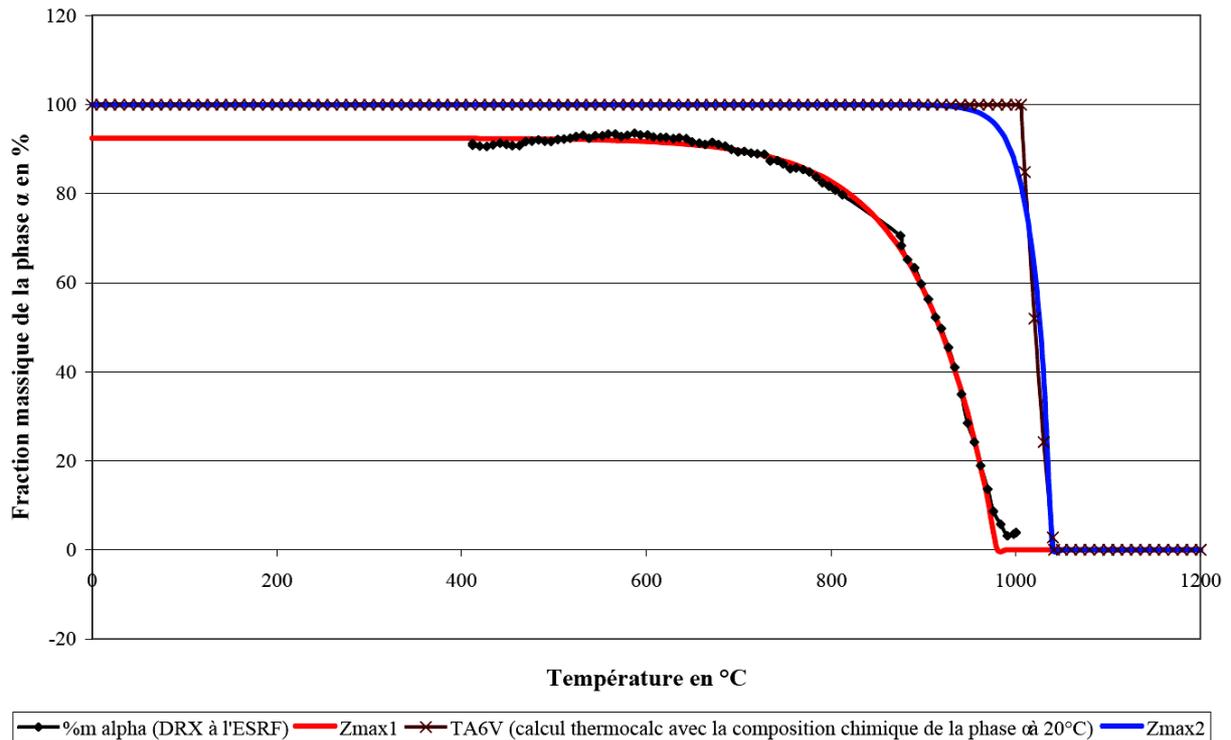


Figure 3-27 : Représentation de Zmax1 et Zmax2 utilisé dans le modèle

La quantité de phase β est obtenue par complément à 1 :

$$Z_{\beta} = 1 - Z_{\alpha} - Z_{\alpha'} \tag{Equation 3-10}$$

Les évolutions de phase α issues de l'Équation 3-6 conduisent à de la phase β de composition non homogène, celle ayant la composition initiale des grains α globulaires, et celle présentant un gradient de composition. Aux températures élevées, la diffusion des solutés dans la phase β, tend à homogénéiser la composition chimique de β. On peut donc différencier $Z_{\beta 1}$ et $Z_{\beta 2}$:

$$Z_{\beta 2} = \int \dot{Z}_{\alpha 2} \text{ et } Z_{\beta 1} = Z_{\beta 20^{\circ}C} + \int \dot{Z}_{\alpha 1} + \int \dot{Z}_{\alpha'} \tag{Equation 3-11}$$

$Z_{\beta 2}$, la fraction de phase β issue des grains globulaires, diminue au cours du temps de séjour dans le domaine haute température β suivant la relation suivante :

$$\dot{Z}_{\beta 2} = \frac{1 - Z_{\beta 1}}{\tau_{\beta D}(T)} \tag{Equation 3-12}$$

Ces lois nécessitent la connaissance des évolutions de τ_{α}^c , τ_{α}^h , $\tau_{\alpha'}$ et $\tau_{\beta D}$ avec la température, comme celles des fractions de phase à l'équilibre en fonction de la température. Dans tous les cas, $\tau(T)$ est une fonction positive qui représente un temps caractéristique (à température constante T) pour lequel la fraction de phase formée tend vers l'équilibre. Ces temps sont pour la plupart corrélés aux coefficients de diffusion des éléments d'alliage.

Au cours du refroidissement, β se transforme en martensite pour les vitesses considérées dans le procédé de soudage. La cinétique de transformation dépend de la composition chimique de la phase β . L'équation d'évolution de martensite α' issue de β_1 ou β_2 est décrite par la relation suivante :

$$\dot{Z}_{\alpha'} = -\frac{Z_{\beta}}{\tau_{\beta M}} \dot{T} \quad \text{Équation 3-13}$$

Les paramètres $\tau_{\beta M}$ sont issus de l'expérience pour β_1 et estimé pour β_2 . Le paramètre de début de transformation martensitique $M_s=800^{\circ}\text{C}$ est issu de tests de dilatométrie libre réalisés à l'Ecole des Mines de Nancy (cf. au paragraphe 3.3).

A titre de synthèse, nous avons tracé en fonction de la température, les évolutions des phases α , β et α' pour deux cinétiques de chauffe différentes, afin d'illustrer le modèle métallurgique présenté précédemment. La Figure 3-28 correspond à une vitesse de montée en température de 100°C/s et à une trempe rapide pour la phase de refroidissement. Et la Figure 3-29 correspond à une vitesse de montée en température de 10000°C/s et à une trempe rapide pour la phase de refroidissement. Dans les deux cas, les conditions initiales sont 92% de phase α à la température ambiante et aucune présence de structure martensitique (condition initiale de notre matériau)

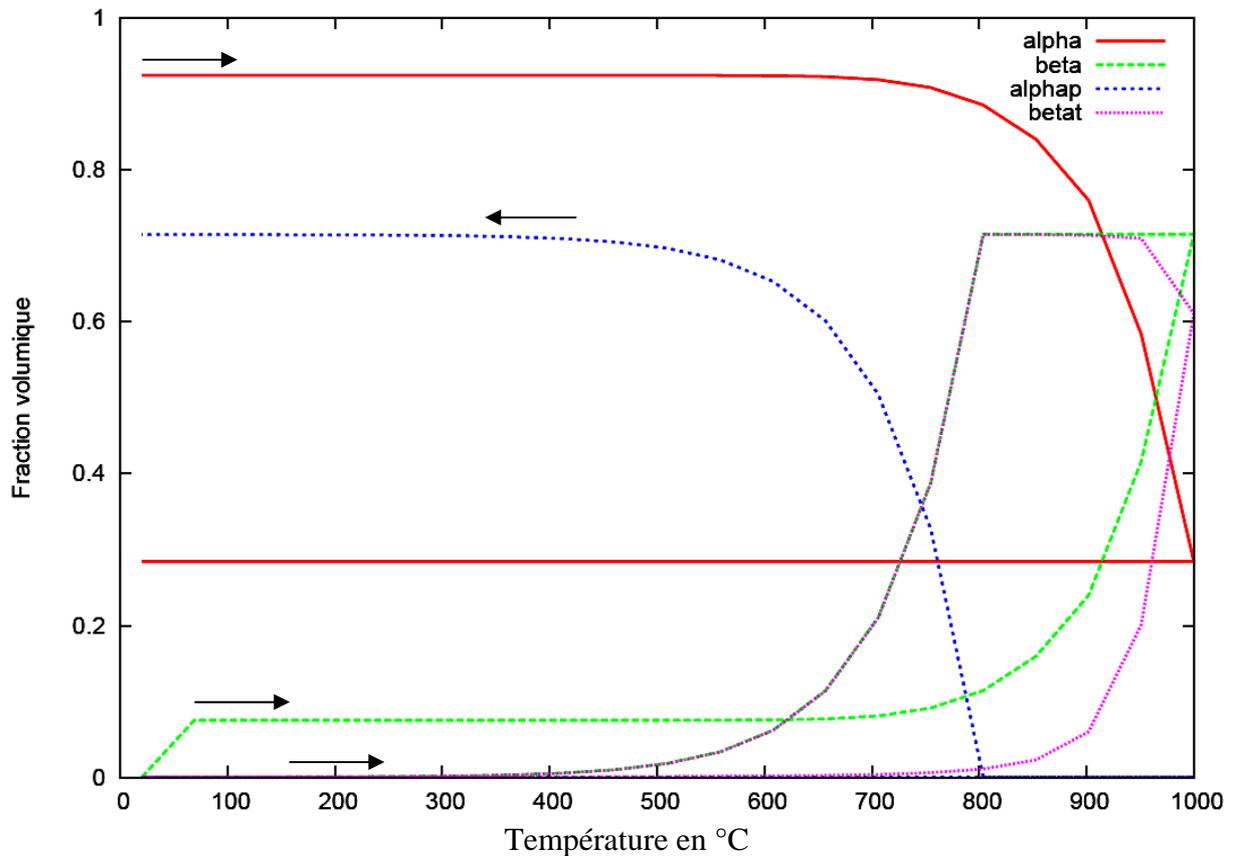


Figure 3-28 : Evolution des fractions volumiques de chaque phase en fonction de la température pour une vitesse de montée en température de 100°C/s

Il est intéressant de voir que l'évolution de la phase α est contrôlé par la vitesse de chauffe. En effet pour une vitesse de chauffe de 100°C/s il reste 30% de phase α à 1000°C , alors que pour une vitesse de chauffe de 10000°C/s , il reste 73% de phase α . Bien entendu, lors de la perte en phase α , nous avons l'enrichissement en phase β . Puis on retrouve, pendant la phase de refroidissement rapide, la totale transformation de la phase β en phase α' .

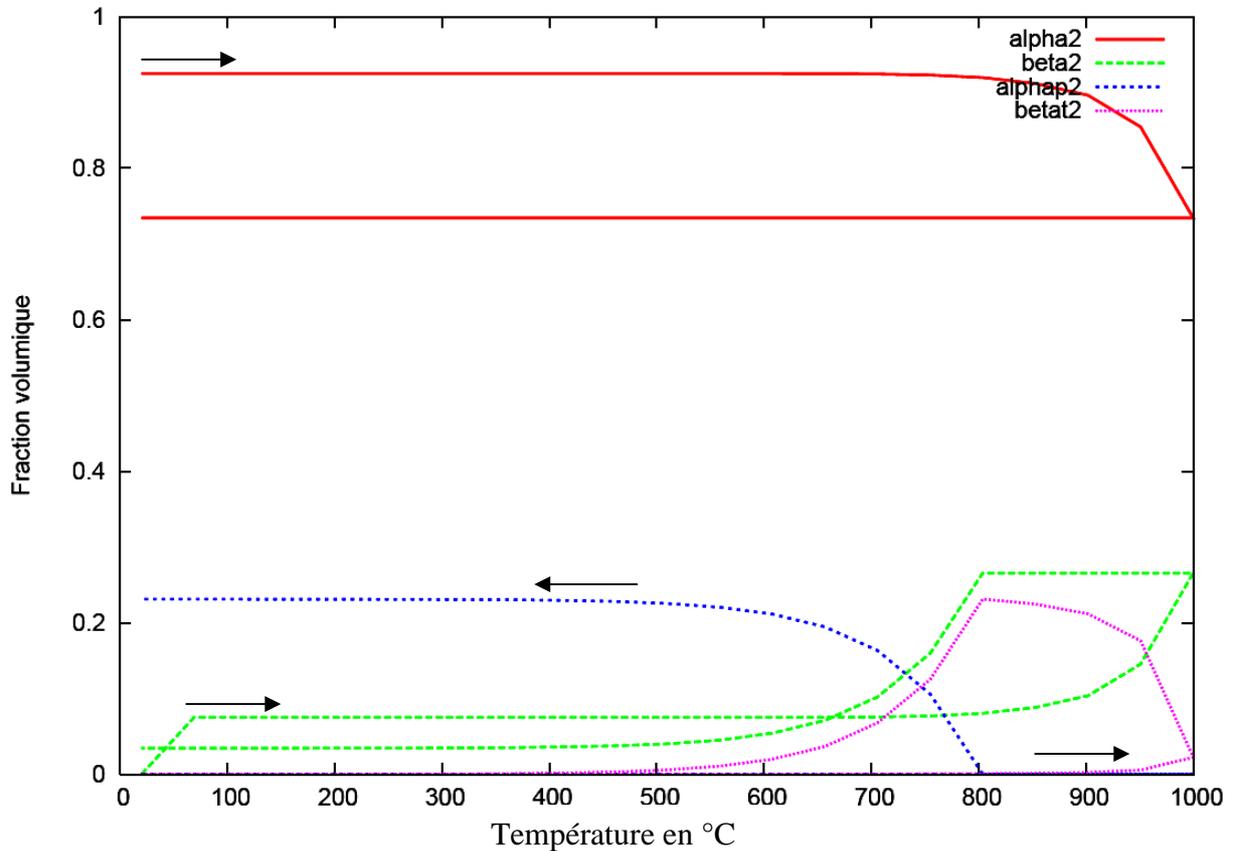


Figure 3-29 : Evolution des fractions volumiques de chaque phase en fonction de la température pour une vitesse de montée en température de 10000°C/s

3.5. Bilan métallurgique

L'étude des transformations de phase hors équilibre thermodynamique, a permis de déterminer la température de transus β pour des cinétiques maximales de 1000°C/s et la température de transformation martensitique lors de trempe. Ces essais ont également permis de déterminer les coefficients de dilation thermique du matériau soumis à ces cinétiques thermiques.

L'étude métallographique des cordons de soudure définit trois zones distinctes propres au cordon de soudure (la zone fondue, la zone affectée thermiquement et le métal de base). Nous avons étudié précisément chaque zone, afin de déterminer les différentes microstructures en présence.

Cette étude métallurgique a permis de définir les différentes phases à considérer dans notre modèle numérique : la phase α , la phase β et la phase α' . Notre modèle métallurgique tient compte des cinétiques thermiques au chauffage et au refroidissement.

4. Etude thermomécanique du TA6V

4.1. Introduction

L'étude métallurgique que nous avons présentée précédemment a permis de montrer les principales évolutions de phases de l'alliage, durant le soudage laser. Ainsi, en première approximation, nous pouvons considérer que 3 phases distinctes (la phase α , la phase β et la phase α') sont à prendre en compte dans le calcul thermomécanique. L'identification du TA6V est rendue très difficile par les transformations de phases. L'approche la plus immédiate et la plus commune pour identifier le matériau multiphasé est d'identifier chacune des phases séparément. Nous avons retenu cette approche, compte tenu de la modélisation retenue et de nos moyens d'essais expérimentaux, mais se posent alors les problèmes liés à la stabilité des phases à la température considérée. La détermination de l'état de contrainte et de déformation engendrés par le soudage nécessite de connaître parfaitement le comportement thermo-mécanique de l'alliage de titane TA6V dans la gamme des sollicitations générées par le procédé de soudage. Il est bien évident, que dans le cas du soudage, il est important de caractériser le matériau d'étude, de la température ambiante à la fusion, ce qui nécessite un nombre important d'essais. Pour les hautes températures, il est nécessaire de prendre en compte les phénomènes de viscosité et donc d'utiliser une loi thermo-élasto-viscoplastique, ce qui impose un nombre d'essai conséquent, car le matériau doit être étudié à différentes vitesses de déformation.

Tous ces essais vont permettre d'identifier le modèle thermo-élasto-viscoplastique. Pour ce faire, nous utiliserons le code par éléments finis ZSeT/ZéBuLon (code de calcul par élément finis développé par l'Ecole des Mines de Paris) pour définir et optimiser le modèle thermomécanique couplé au code de calcul Abaqus®. Nous utiliserons un modèle à variables internes avec écrouissage cinématique, un critère de plasticité de type von Mises et une loi visqueuse pour chaque phase, couplée à une loi de transition d'échelle. Le modèle et son identification seront détaillés à la fin de cette partie.

4.2. Caractérisation expérimentale

4.2.1. Objectif des essais et détermination de la gamme de sollicitation

En parallèle à l'étude métallurgique, nous avons tenté de caractériser le matériau soumis aux sollicitations du soudage laser impulsif. Pour déterminer précisément les conditions thermomécaniques au cours du procédé de soudage, il est nécessaire de déterminer une loi de comportement multiphase. Des premiers calculs ont permis de déterminer le domaine thermomécanique adéquat. L'objectif était donc de caractériser le matériau pour des vitesses variant de 10^{-1}s^{-1} à 10^{-5}s^{-1} pour des températures variant de la température ambiante jusqu'à la température de fusion.

Résumé des sollicitations adéquates du procédé :

- $20^{\circ}\text{C} < \text{Température} < \text{Liquidus}$;
- $-1\% < \text{déformation} < 1\%$;
- $10^{-5}\text{s}^{-1} < \text{vitesse de déformation} < 10^{-1}\text{s}^{-1}$.

Pour cela une campagne de caractérisation mécanique du TA6V est réalisée dans les gammes de déformation et de vitesse de déformation représentatives du procédé de soudage. Notre procédé implique de caractériser le matériau sous sollicitations cycliques. En effet, ce procédé de soudage est formé d'une multitude d'impacts laser avec un taux de recouvrement des tirs de l'ordre de 80%, ce qui implique nécessairement un mode de chargement du matériau qui évolue de la traction à la compression pendant chaque cycle de façon successive avec une fréquence de 5 Hz. De plus, le matériau peut se relaxer pendant 187 ms entre les différents dépôts d'énergie. Les déformations plastiques ne dépassent pas le pour-cent. Nous avons donc cherché des essais sollicitant le matériau aussi bien en traction qu'en compression et couvrant une plage de déformation importante. Nous avons retenu pour l'identification des vitesses comprises entre 10^{-5}s^{-1} et 10^{-2}s^{-1} . Ces essais sont isothermes. Compte tenu de la plage de température couverte par l'identification, la quantité d'essais menés par matériau à chaque température doit être optimisée au maximum.

De plus, il est important de caractériser mécaniquement les différentes microstructures du matériau générées lors du procédé. Le chapitre 3 présente de façon précise les microstructures à identifier, à savoir le matériau de base $\alpha+\beta$ et la structure martensitique α' . L'identification du matériau de base ne pose aucune difficulté particulière, contrairement à la structure martensitique, dont le comportement est peu connu et qui fera donc l'objet d'une caractérisation plus approfondie.

En effet, cette dernière doit être caractérisée de deux manières différentes, d'une part pour s'affranchir du caractère métastable de cette phase et d'autre part, pour couvrir les deux types de chargement que notre procédé engendre. Il s'agit du comportement thermomécanique de la phase α' lors du refroidissement du matériau de base et lors du chauffage de la structure martensitique. La Figure 4-1 montre ces deux types de chargement : en zone 1 le recuit de la structure martensitique et en zone 2 le refroidissement rapide du matériau de base qui génère notre structure martensitique. La Figure 4-2 présente le cycle thermique généré par notre procédé (zone 1 et zone 2).

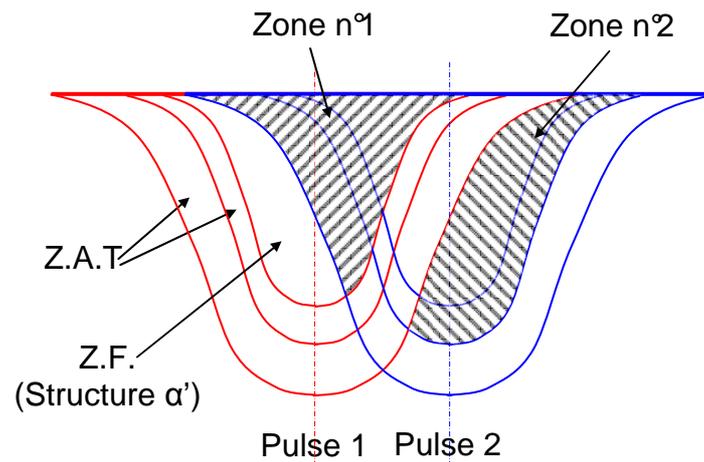


Figure 4-1 : Influence d'une impulsion laser sur la précédente

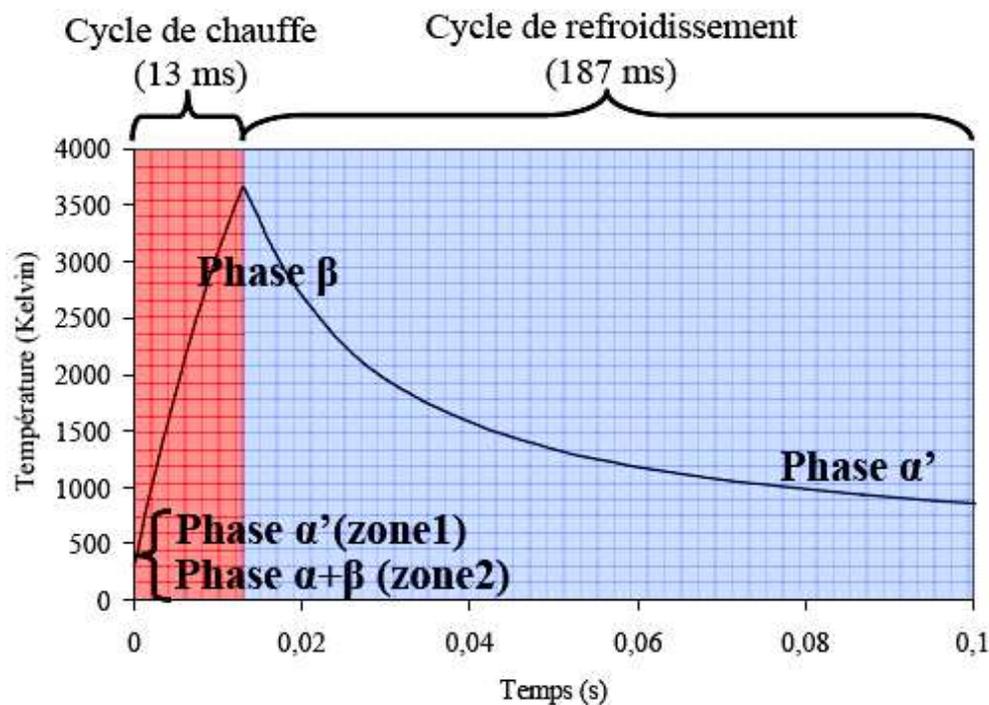


Figure 4-2 : Cycle thermique de la zone 1&2 (Figure 4-1) et évolution de la microstructure

Pour la caractérisation de la phase α' dans les deux zones explicitées précédemment, deux moyens s'offrent à nous. D'une part, traiter thermiquement le matériau de base pour former notre structure martensitique (zone 1). D'autre part utiliser le simulateur thermomécanique DITHEM, qui a la possibilité de caractériser le comportement thermomécanique de la phase α' lors du refroidissement du matériau (zone 2).

Ces essais permettront de comparer le comportement de la martensite après chauffage ou après refroidissement. Les conditions expérimentales seront détaillées par la suite.

Ceci conduit à choisir trois modes de sollicitation pour notre campagne de caractérisation mécanique :

- Essai cyclique (traction compression +1%,-1%) pour le matériau de base et la structure α' (zone 1) ;
- Essai de traction-relaxation et compression-relaxation (temps de relaxation 60 s) pour le matériau de base et la structure α' (zone 1) ;
- Essai de traction avec le simulateur thermomécanique DITHEM (caractérisation de la structure martensitique après refroidissement rapide (zone 2)).

L'ensemble des essais cycliques et de relaxation a été réalisé au CEA Grenoble et les essais de traction avec le simulateur thermomécanique DITHEM ont été réalisés à l'école des Mines de Nancy.

Le choix du type d'essai s'est fait tout naturellement. En effet, l'alternance traction-compression permet de définir le type d'écrouissage en présence. Et les essais de traction-relaxation ont un intérêt double ; caractériser la viscosité du matériau à haute température et déterminer la relaxation de la contrainte dans le cordon de soudure après le dépôt d'énergie. En menant ces essais à différentes vitesses de sollicitation, on obtient de plus la sensibilité du matériau à la vitesse de déformation.

L'ensemble des essais de traction-compression et de relaxation réalisés pour le matériau de base et la martensite sont respectivement détaillés dans le Tableau 4-2 et dans le Tableau 4-1.

Matériau	Température	Essai cyclique (vitesse)	Essai de relaxation (vitesse)
TA6V (α')	T amb	10^{-3}s^{-1}	
	200°C	10^{-3}s^{-1}	10^{-3}s^{-1}
	400°C	10^{-3}s^{-1}	10^{-3}s^{-1}
	500°C	10^{-3}s^{-1}	10^{-3}s^{-1}
	600°C	10^{-5}s^{-1}	10^{-4}s^{-1}
		10^{-4}s^{-1}	10^{-3}s^{-1}
		10^{-3}s^{-1}	10^{-2}s^{-1}
		10^{-2}s^{-1}	
	700°C	10^{-5}s^{-1}	10^{-4}s^{-1}
		10^{-4}s^{-1}	10^{-3}s^{-1}
		10^{-3}s^{-1}	10^{-2}s^{-1}
		10^{-2}s^{-1}	
	800°C	10^{-5}s^{-1}	10^{-4}s^{-1}
		10^{-4}s^{-1}	10^{-3}s^{-1}
		10^{-3}s^{-1}	10^{-2}s^{-1}
		10^{-2}s^{-1}	
	900°C	10^{-5}s^{-1}	10^{-4}s^{-1}
		10^{-4}s^{-1}	10^{-3}s^{-1}
		10^{-3}s^{-1}	10^{-2}s^{-1}
		10^{-2}s^{-1}	

Tableau 4-1 : Récapitulatif des essais de caractérisation de la structure α'

Matériau	Température	Essai cyclique (vitesse)	Essai de relaxation (vitesse)
TA6V ($\alpha + \beta$)	T amb	10^{-3}s^{-1}	10^{-3}s^{-1}
	200°C	10^{-3}s^{-1}	
	400°C	10^{-3}s^{-1}	10^{-3}s^{-1}
	500°C	10^{-3}s^{-1}	10^{-3}s^{-1}
	550°C	10^{-5}s^{-1}	10^{-4}s^{-1}
		10^{-4}s^{-1}	10^{-3}s^{-1}
		10^{-3}s^{-1}	10^{-2}s^{-1}
		10^{-2}s^{-1}	
	600°C	10^{-5}s^{-1}	10^{-4}s^{-1}
		10^{-4}s^{-1}	10^{-3}s^{-1}
		10^{-3}s^{-1}	10^{-2}s^{-1}
		10^{-2}s^{-1}	
	700°C	10^{-5}s^{-1}	10^{-4}s^{-1}
		10^{-4}s^{-1}	10^{-3}s^{-1}
		10^{-3}s^{-1}	10^{-2}s^{-1}
		10^{-2}s^{-1}	
	750°C	10^{-4}s^{-1}	
		10^{-3}s^{-1}	
		10^{-2}s^{-1}	
	800°C	10^{-5}s^{-1}	10^{-4}s^{-1}
		10^{-4}s^{-1}	10^{-3}s^{-1}
		10^{-3}s^{-1}	10^{-2}s^{-1}
		10^{-2}s^{-1}	
		10^{-1}s^{-1}	
	900°C	10^{-5}s^{-1}	10^{-4}s^{-1}
		10^{-4}s^{-1}	10^{-3}s^{-1}
		10^{-3}s^{-1}	10^{-2}s^{-1}
		10^{-2}s^{-1}	
	950°C	10^{-4}s^{-1}	10^{-4}s^{-1}
		10^{-3}s^{-1}	10^{-3}s^{-1}
		10^{-2}s^{-1}	10^{-2}s^{-1}
	1020°C	10^{-3}s^{-1}	

Tableau 4-2 : Récapitulatif des essais de caractérisation du matériau de base

➤ **Etat du TA6V choisi pour les différents essais :**

Comme nous l'avons vu précédemment, l'objectif des essais est de caractériser chacune des phases en présence lors du procédé. La démarche mise en place pour cette étude était dans un premier temps de caractériser le matériau de base $\alpha+\beta$ dans les conditions décrites préalablement, pour ensuite réaliser dans un deuxième temps, la même caractérisation avec le matériau transformé au préalable en structure α' .

Pour caractériser le matériau de base, l'ensemble des éprouvettes a été prélevé dans le sens longitudinal de la barre forgée. Afin de pouvoir quantifier l'anisotropie du matériau de base, deux éprouvettes ont été prélevées dans le sens radial de la barre. Les résultats de cette étude seront présentés par la suite.

Par contre, en ce qui concerne la structure α' , une série d'éprouvettes a été prélevée dans le sens longitudinal de la barre forgée, afin d'y subir un traitement thermique qui consiste à faire un recuit en phase β pendant 30 min suivi d'une trempe à l'eau. L'état microstructural au cœur d'une éprouvette traitée thermiquement est présenté en Figure 4-3. On retrouve bien la structure martensitique de la zone fondue du cordon de soudure.



Figure 4-3 : Etat microstructural des éprouvettes après traitement thermique

4.2.2. Essai mécanique cyclique (traction / compression)

4.2.2.1. Dispositif et conditions expérimentales de l'essai cyclique

Les essais ont été réalisés sur une machine hydraulique MTS équipée d'un four résistif 3 zones pouvant atteindre 950°C. Les essais ont été réalisés sous air. Le pilotage de l'essai s'effectue à l'aide d'un extensomètre MTS placé sur la partie utile de l'éprouvette. Lors de l'essai, les données suivantes sont enregistrées : le temps, le déplacement de la traverse, le déplacement de l'extensomètre et la force. Deux thermocouples sont placés sur la longueur utile de l'éprouvette afin de mesurer la température et le gradient de température dans la zone utile de l'éprouvette. Les fluctuations maximales de température pendant les essais sont inférieures à 1,5°C par rapport à la consigne. La montée en température s'effectue à une vitesse de 200°C/h, une fois atteinte, on observe un temps de palier pour obtenir l'équilibre thermique de l'éprouvette.

Les éprouvettes utilisées pour ces essais sont représentées en annexe 4. Elles présentent une partie cylindrique calibrée de 14 mm de longueur et de 7,13 mm de diamètre. Le rayon du congé de raccordement est de 21 mm.

La déformation longitudinale est mesurée directement sur la partie utile de l'éprouvette par un capteur de type capacitif de 10 mm de base de mesure, le capteur étant fixé par couteaux sur un seul côté par rapport à l'axe de l'éprouvette. Cette mesure est reportée horizontalement à l'extérieur de la zone de chauffe (Annexe 5).

4.2.2.2. Programme expérimental des essais cycliques

Nous avons réalisé 15 cycles pour chaque série d'essais afin d'obtenir un cycle stabilisé. Les premiers essais ont montré que le TA6V n'a pratiquement pas d'effet d'adoucissement ou de durcissement cyclique, c'est pourquoi nous avons décidé de diminuer à 10 le nombre de cycles par vitesse de déformation. Pour tous les essais, les cycles de déformation ont été réalisés avec une vitesse de déformation et une température constante. Pour limiter la durée des essais, nous effectuons seulement un cycle pour la vitesse de déformation de 10^{-5}s^{-1} , puis chaque série de 10 cycles est réalisée à 10^{-4}s^{-1} , 10^{-3}s^{-1} et 10^{-2}s^{-1} . Les températures d'essai sont : 20°C, 200°C, 400°C, 500°C, 550°C, 600°C, 700°C, 750°C, 800°C, 900°C, 950°C (cf. Tableau 4-1 et Tableau 4-2). Seule à la température de 800°C, un cycle à la vitesse de déformation à 10^{-1}s^{-1} a été réalisé. Le milieu est l'air ambiant.

Les essais sont réalisés sur le matériau de base $\alpha + \beta$ prélevé dans une barre forgée de diamètre 150 mm et sur des éprouvettes traitées thermiquement afin d'obtenir la structure martensitique (Structure de la zone fondue). L'ensemble des éprouvettes a été prélevé dans le sens longitudinal de la barre. En raison d'une quantité limitée de matière, aucune éprouvette n'a été prélevée dans le sens radial de la barre pour ce type d'essai.

Quelle que soit la température d'essai, les niveaux visés de déformation et les vitesses de déformation utilisées sont conservés d'un essai à l'autre.

Le signal imposé en déformation totale est de forme triangulaire symétrique en traction et compression (+1% / -1%). Le démarrage de l'essai se fait toujours vers la traction, à partir

d'une valeur nulle du couple contrainte - déformation. Les essais isothermes réalisés peuvent se décrire en 4 étapes successives, de la façon suivante :

- 1^{er} cycle à la vitesse de déformation de 10^{-5}s^{-1} ;
- Une série de 10 cycles à la vitesse de déformation de 10^{-4}s^{-1} ;
- Une série de 10 cycles à la vitesse de déformation de 10^{-3}s^{-1} ;
- Une série de 10 cycles à la vitesse de déformation de 10^{-2}s^{-1} .

4.2.2.3. Résultats expérimentaux des essais de caractérisation

Nous allons présenter dans les paragraphes suivants les principaux résultats expérimentaux d'essais de traction-compression cyclique, à savoir l'influence des cycles sur le comportement, le maintien en température, ainsi que l'évolution de la contrainte à 1% de déformation et ce pour les différentes vitesses de déformation et de températures imposées.

(a) Influence des cycles pour le TA6V

Les premiers essais sont réalisés avec 15 cycles pour chaque série afin de garantir le cycle stabilisé. On peut voir sur les courbes (Figure 4-4) un très léger phénomène d'adoucissement cyclique de quelques MPa pendant les trois premiers cycles. Pour la vitesse de déformation de 10^{-2}s^{-1} , on observe un adoucissement cyclique de 10 MPa après 15 cycles. Mais cette contrainte d'adoucissement est déjà égale à 8 MPa après trois cycles. De même pour la vitesse de déformation de 10^{-3}s^{-1} , on observe un adoucissement cyclique de 9 MPa après 15 cycles, égal à 7 MPa après trois cycles. Et pour la vitesse de déformation de 10^{-4}s^{-1} , on observe un adoucissement cyclique de 4 MPa après 15 cycles. Cette contrainte d'adoucissement est égale à 3 MPa après trois cycles.

Donc, au-delà du troisième cycle, il n'y a pratiquement plus aucun effet du chargement cyclique sur la réponse mécanique, c'est pourquoi nous avons décidé de réduire à 10 le nombre de cycles par vitesse de déformation.

Par la suite, nous utiliserons le dixième cycle comme référence du cycle stabilisé du TA6V pour nos données expérimentales lors de l'identification du modèle numérique.

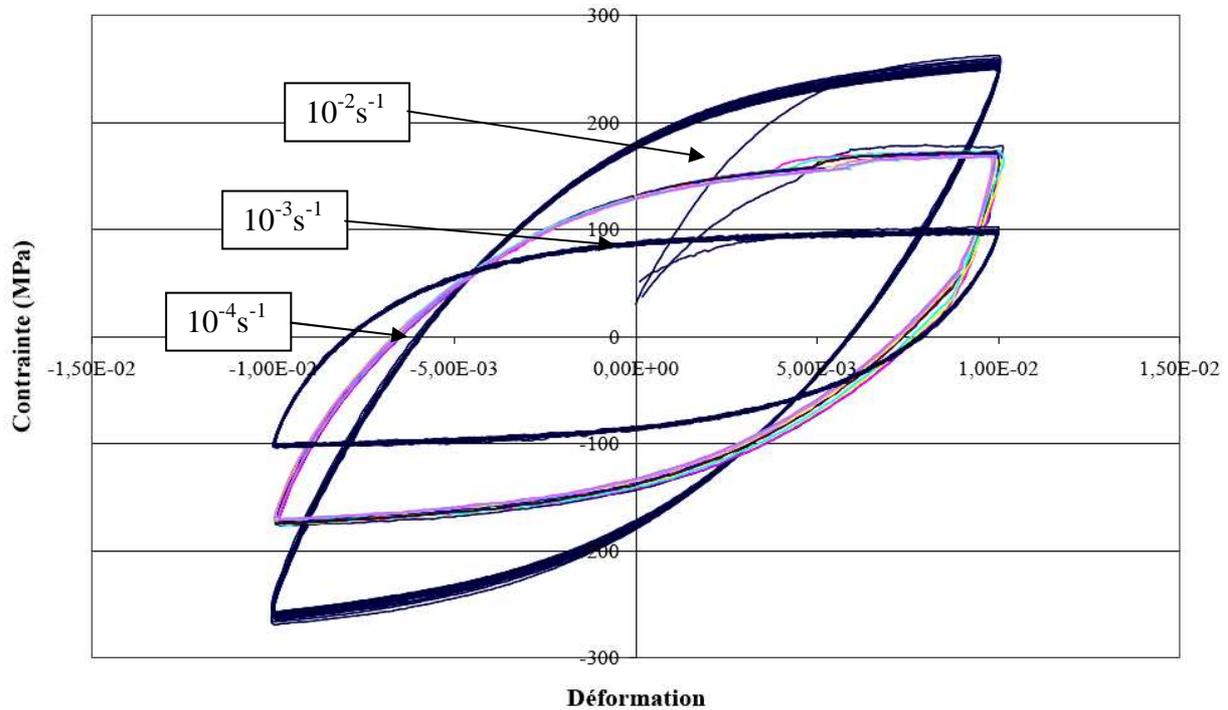


Figure 4-4 : Influence des cycles sur le comportement mécanique (essai cyclique à 750°C)

(b) Effet du maintien en température

Afin de pouvoir s'affranchir du problème de maintien en température qui conditionne un certain nombre de modifications du matériau d'un point de vue métallurgique (diffusion des éléments d'alliage et augmentation de la taille des grains), nous avons étudié l'influence de ce maintien sur la réponse mécanique. En effet, la durée d'un essai complet est d'environ 150 minutes à partir du départ du premier cycle. Cette vérification va permettre de faire, ou non, abstraction des effets d'adoucissement ou de durcissement qui peuvent intervenir sur certains matériaux pendant un maintien en température.

Cet essai est réalisé pour une température de 800°C à une vitesse de déformation de 10^{-3}s^{-1} (Figure 4-5). Pour étudier l'influence du maintien en température, une série de 15 cycles est effectuée toutes les 30 minutes jusqu'à 210 minutes. Bien entendu, pour être rigoureux, ce type de vérification devrait être réalisé pour chaque température testée. Mais le nombre restreint d'éprouvettes ne nous le permet pas.

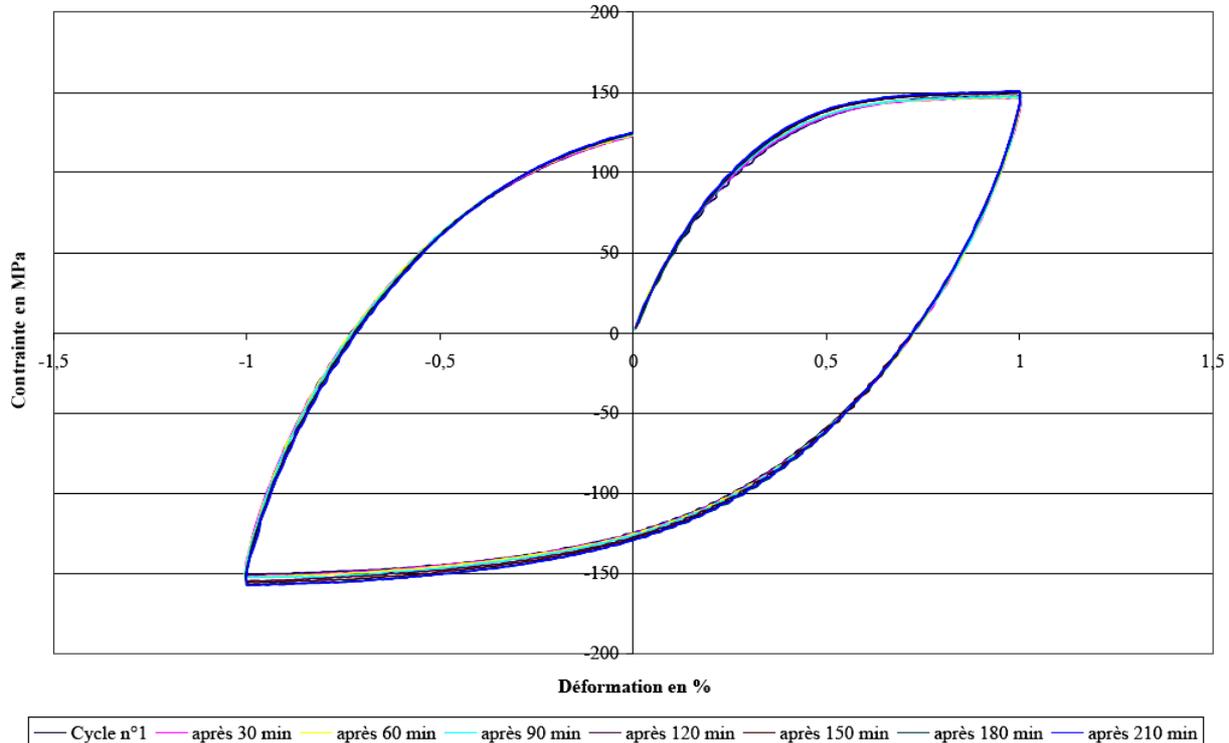


Figure 4-5 : Effet du maintien en température à 800°C lors d'essai cyclique

Cet essai de vérification permet de conclure que le maintien en température de 210 min, engendre un très léger durcissement cyclique de l'ordre de quelques MPa (Figure 4-5). En traction, le matériau durcit de 3 MPa après 210 minutes et de 5 MPa en compression. L'impact sur la réponse mécanique ne dépasse pas 3 % après 210 minutes de maintien en température. On a vu précédemment que les essais durent au maximum 150 minutes. C'est pourquoi, par la suite, nous négligerons cet impact sur la réponse mécanique qui apparaît comme négligeable dans notre cas.

(c) Caractérisation de l'écrouissage du matériau

Chaque phase métallurgique a des caractéristiques thermo-mécaniques propres. Les caractéristiques élastiques (module d'Young, coefficient de Poisson) ne sont pas significativement modifiées entre les phases, alors que les caractéristiques inélastiques (limite d'élasticité, écrouissage...) dépendent d'avantage de la phase en question. Il est donc important de définir le type d'écrouissage de chaque phase.

Sur l'ensemble des essais, on remarque un phénomène commun, c'est l'anisotropie d'écrouissage. Cette courbe expérimentale de traction-compression (Figure 4-6) met en évidence l'effet Bauschinger. Cet effet traduit l'anisotropie d'écrouissage par un déplacement du centre du domaine élastique. On constate en effet que la traction préalable a écroui la phase $\alpha+\beta$ du matériau de base dans le sens de la traction mais l'a adouci dans le sens de la compression (la limite d'élasticité en compression est plus faible que la limite initiale en compression). Cette courbe met donc en évidence le comportement cinématique du matériau de base. Le même comportement est observable pour la phase martensitique (Annexe 6). Ce

résultat est important pour le choix du modèle numérique à utilisé. En effet, notre modèle numérique privilégiera l'écroutissage cinématique par rapport à l'écroutissage isotrope pour, entre autres, les raisons que nous venons d'évoquer. Le type d'écroutissage retenu sera détaillé dans le paragraphe concernant le choix du modèle numérique par phase.

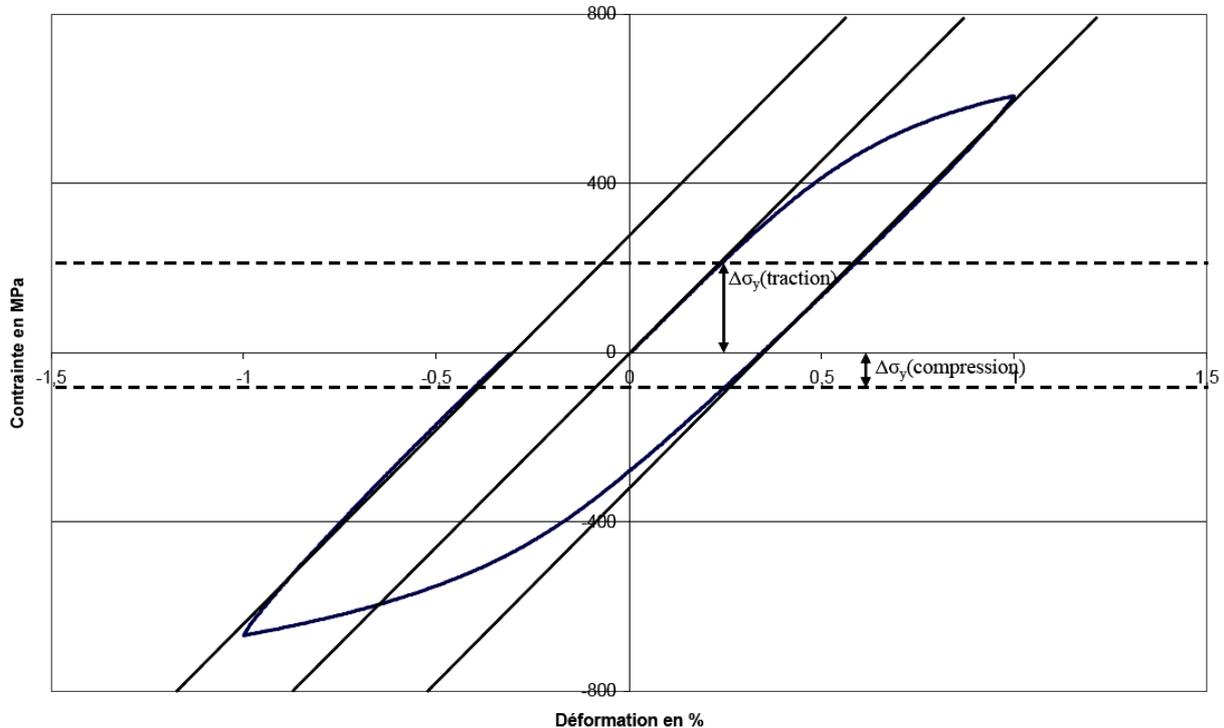


Figure 4-6 : Courbe d'essai de traction compression sur le matériau de base, à 500°C pour une vitesse de déformation de $1.10^{-5}s^{-1}$; mise en évidence de l'effet Bauschinger

Lors de l'identification de chacune des phases, il est bien évident que le caractère métastable des différents constituants métallurgiques étudiés nécessitera une extrapolation des différents coefficients en fonction de la température.

(d) Sensibilité à la vitesse de déformation et à la température

Afin de mettre en évidence l'importance de la viscosité du matériau, des essais ont été réalisés à plusieurs vitesses de déformation pour chaque température : $10^{-5}s^{-1}$, $10^{-4}s^{-1}$, $10^{-3}s^{-1}$, $10^{-2}s^{-1}$. On peut observer la dépendance de la limite d'élasticité vis-à-vis de la vitesse de chargement pour les températures élevées. Le comportement visqueux du matériau de base et de la phase martensitique pour les températures égales et supérieures à 550°C, est mis en évidence. Alors que pour les essais inférieurs à 550°C, il n'y a aucun effet de la vitesse de déformation (annexe 6). Pour se rendre compte de ce phénomène, nous avons présenté les essais cycliques pour une température de 500°C et trois vitesses de déformation ($10^{-2}s^{-1}$, $10^{-3}s^{-1}$, $10^{-4}s^{-1}$). La superposition des essais aux trois vitesses différentes (Figure 4-7) met en évidence une faible influence de la vitesse de déformation sur la contrainte à 500°C.

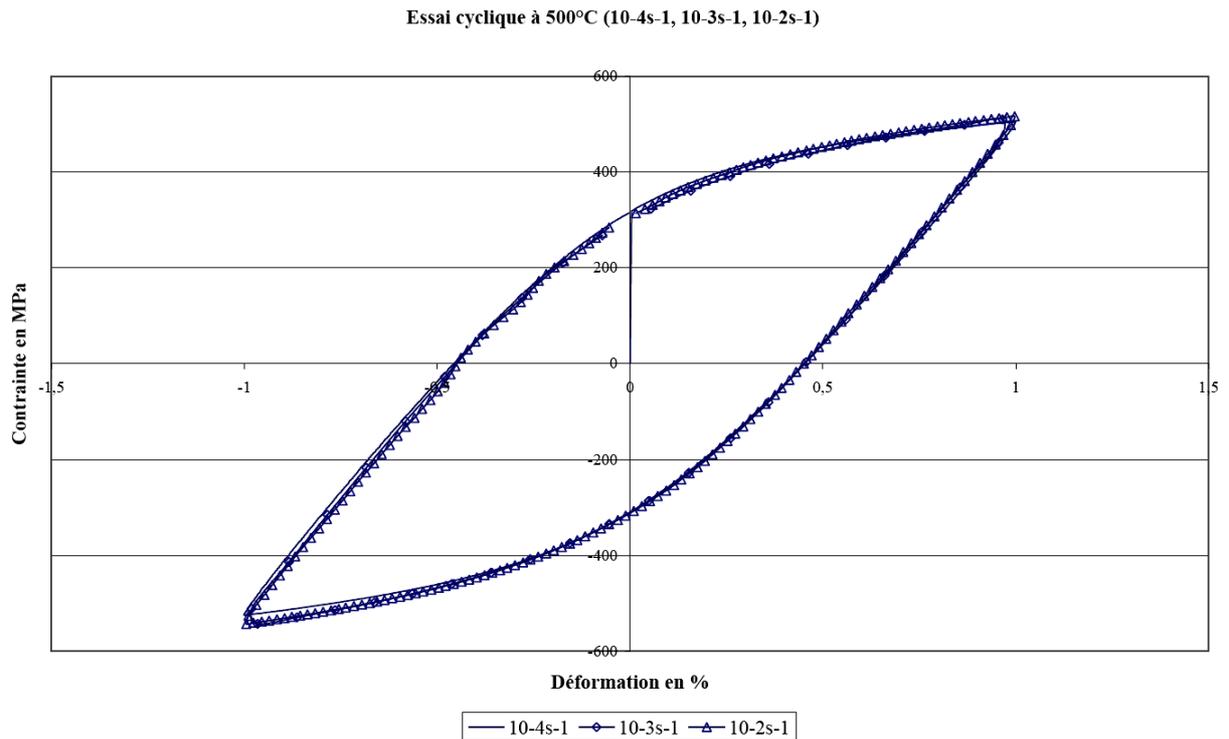


Figure 4-7 : Influence de la vitesse de déformation à 500°C

Le début de dépendance de la viscosité commence à se ressentir à 550°C et devient important à partir de 600°C (Figure 4-8). Plus la température est élevée, plus l'effet de la vitesse est important. Cet effet de viscosité est observable aussi bien pour le TA6V de base que pour la phase martensitique à partir de 550°C (annexe 6).

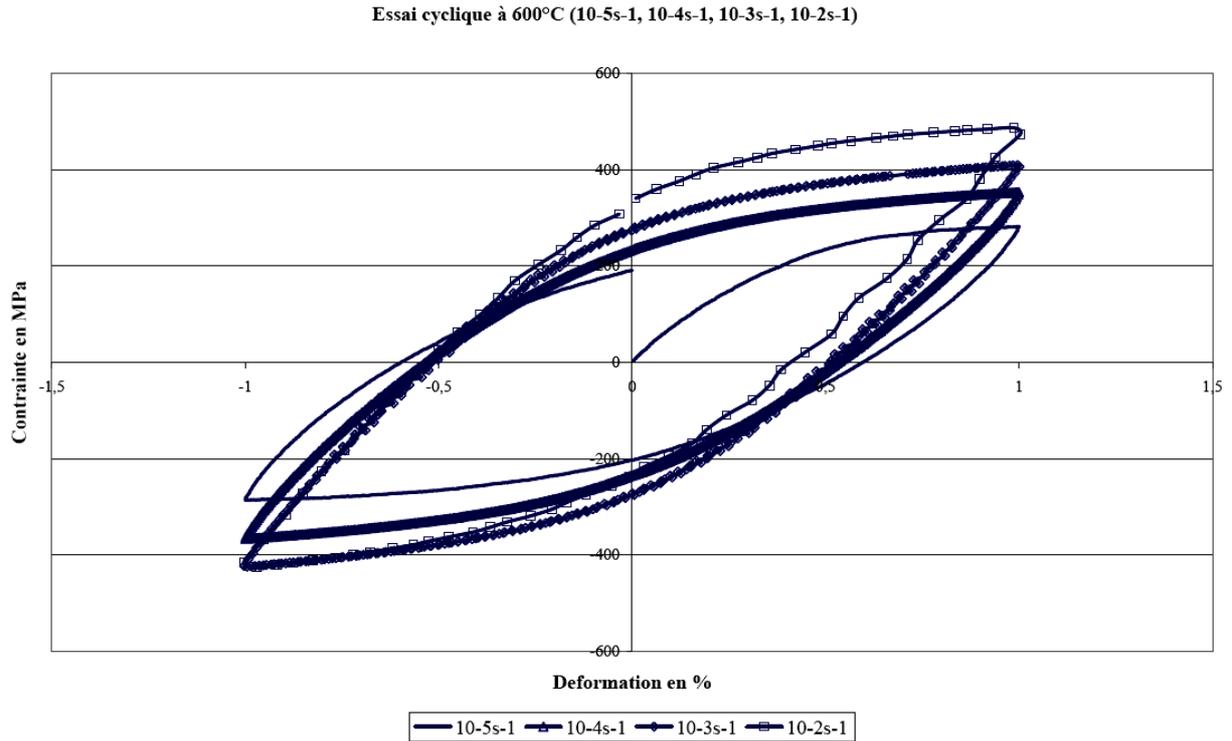


Figure 4-8 : Influence de la vitesse de déformation à 600°C

Nous avons répertorié la contrainte conventionnelle à 1% de déformation pour les différentes vitesses et les différentes températures testées. La Figure 4-9 montre l'évolution de cette contrainte pour le matériau de base et la Figure 4-10 pour la phase martensitique.

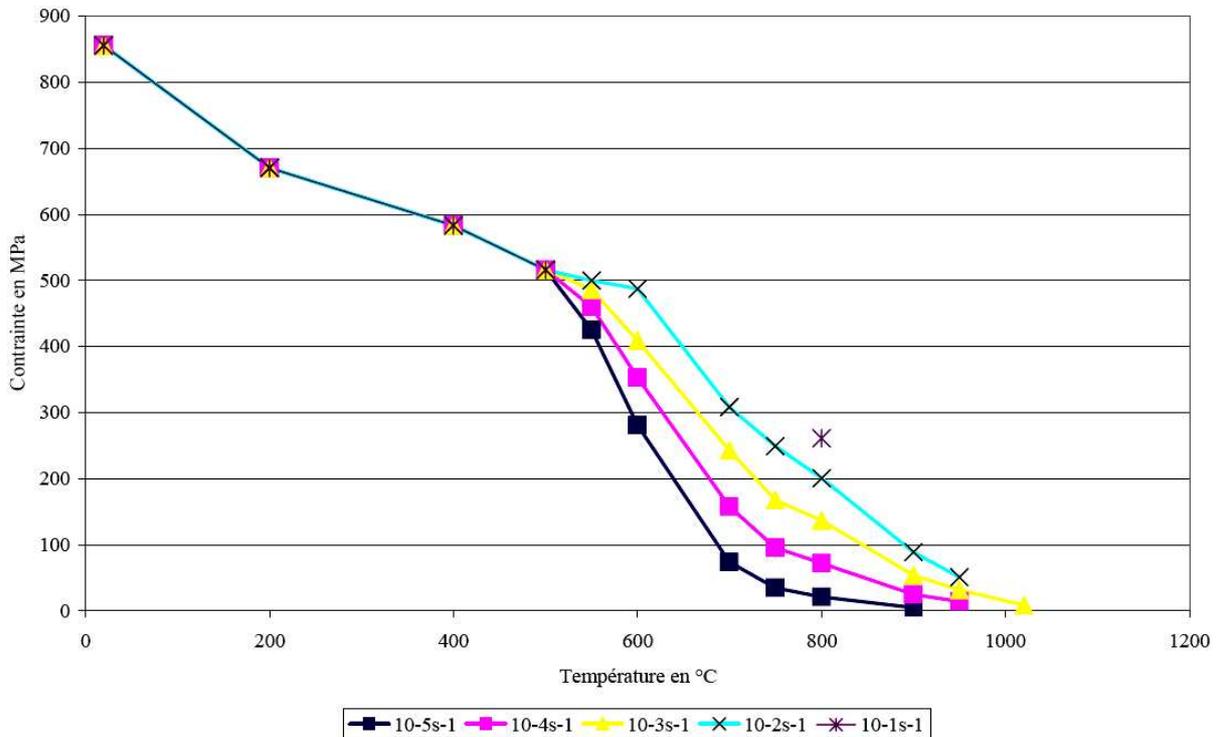


Figure 4-9 : Evolution de la contrainte à 1% de déformation pour le matériau de base

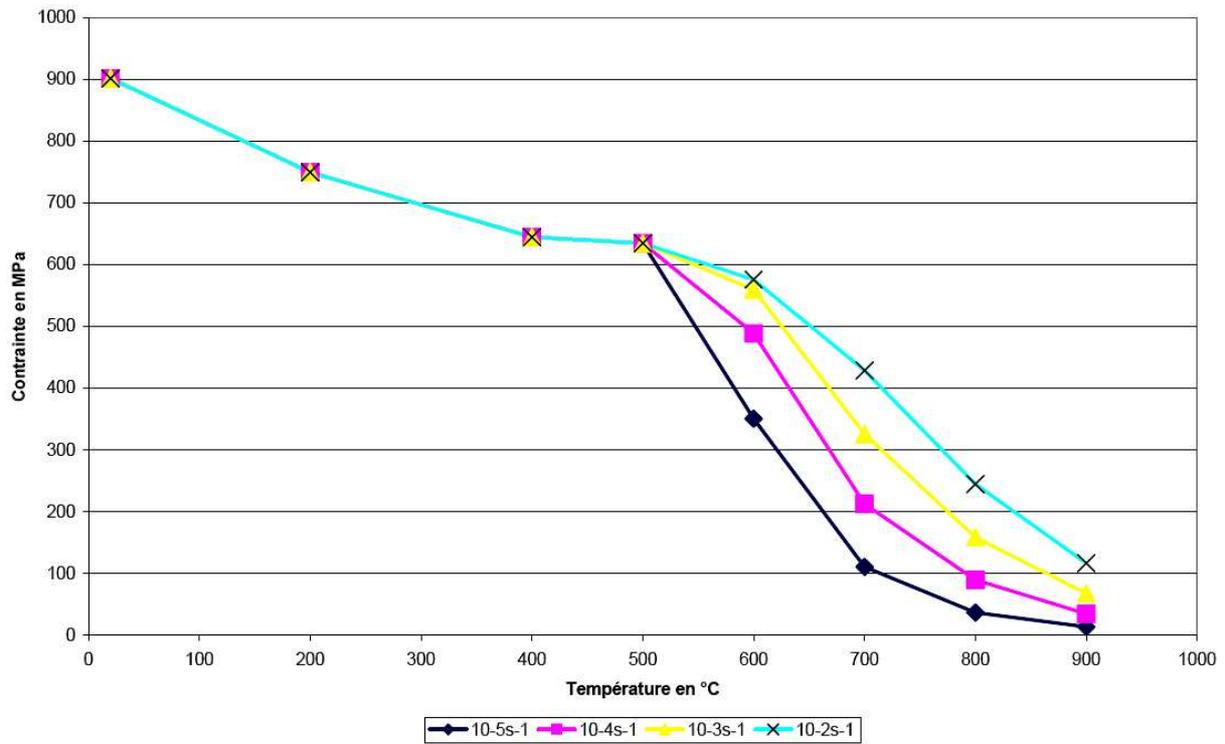


Figure 4-10 : Evolution de la contrainte à 1% de déformation pour la structure α'

Comme nous l'avons dit précédemment, on observe sur la Figure 4-9 et Figure 4-10 l'importance de l'effet visqueux à partir de 600°C que ce soit pour le matériau de base ou la phase martensitique.

(e) Comparaison du comportement mécanique du matériau de base et de la martensite

Les principales caractéristiques mécaniques du matériau après le recuit de 30 min à 1030°C suivi d'un refroidissement à l'eau sont également mentionnées. L'état microstructural du TA6V après trempe est présenté sur la Figure 4-3. L'augmentation des valeurs de la limite d'élasticité et de la contrainte d'écoulement après ce traitement thermique est due à la présence de phases métastables (α' , β métastable, etc.). On peut observer ce phénomène sur la Figure 4-11, qui montre une augmentation de la contrainte d'écoulement de la phase martensitique de l'ordre de 30% par rapport à celle du matériau de base pour une température de 700°C.

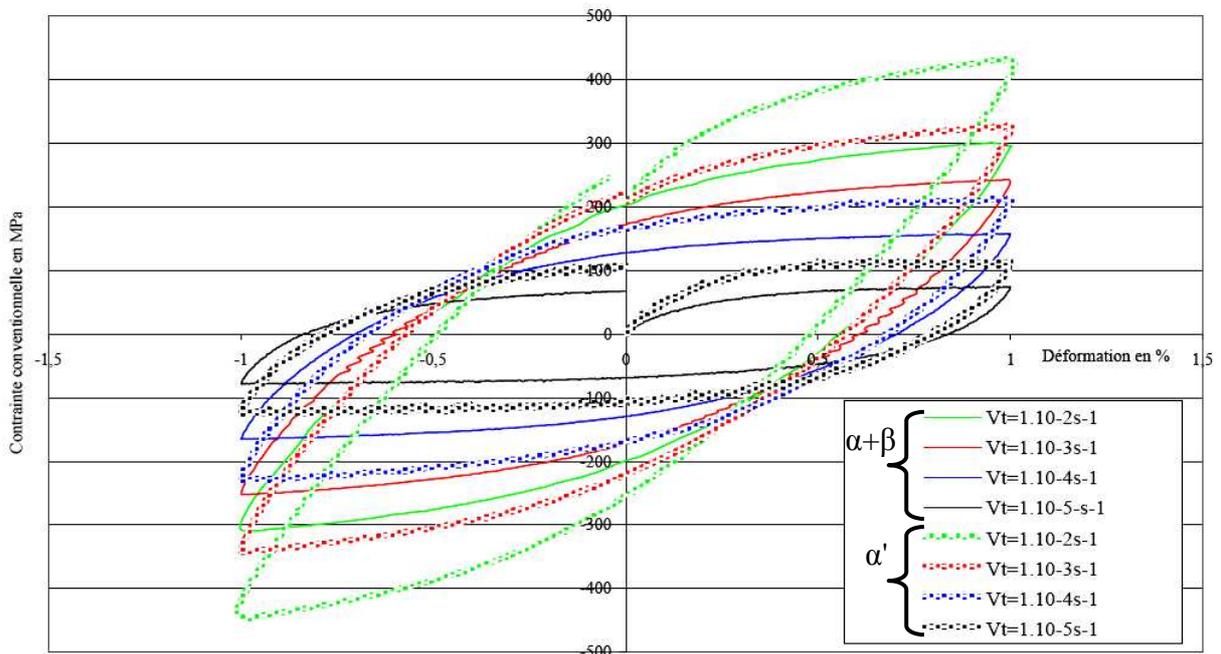


Figure 4-11 : Comparatif entre le comportement mécanique du matériau de base et la martensite

Ce phénomène d'augmentation de la contrainte d'écoulement du matériau est observable quelle que soit la température. Nous avons représenté dans le Tableau 4-3 la comparaison entre la contrainte conventionnelle à 1% de déformation du matériau de base et de la phase martensitique pour une vitesse de déformation de 10^{-3}s^{-1} .

Température en °C	20	200	400	500	600	700	800	900
Contrainte du matériau de base en MPa	855	663	527	516	400	250	142	56
Contrainte de la martensite en MPa	901	750	656	653	595	338	170	71
Taux d'augmentation de la contrainte d'écoulement en %	5.38%	13.12%	24.47%	26.55%	48.75%	35.2%	19.72%	26.8%

Tableau 4-3 : Comparaison entre le matériau de base et la phase martensitique.

On observe une augmentation de la contrainte d'écoulement très importante, qui atteint un maximum pour la température de 600°C. En effet à cette température, le traitement thermique génère un taux de durcissement de 50% par rapport au matériau de base. De plus il faut être conscient, que les vitesses de refroidissement générées par notre procédé dans la zone fondue sont très largement supérieures (environ 100 fois supérieure) à celles générées par trempe lors du traitement thermique. L'importance des vitesses de refroidissement, génère une microstructure bien plus fine, qui risque d'avoir comme conséquence un taux de durcissement encore plus important de la contrainte.

4.2.2.4. Discussion

Les essais de traction-compression cycliques, qui ont été réalisés de la température ambiante jusqu'à 950°C pour quatre vitesses de déformation, seront exploités lors de l'identification du modèle numérique.

Plusieurs points caractéristiques du comportement mécanique du TA6V ressortent de cette caractérisation expérimentale du matériau de base et de la phase martensitique :

- L'effet d'adoucissement ou de durcissement cyclique est négligeable quelle que soit la température de l'essai. Nous utiliserons pour notre identification le dixième cycle, qui sera considéré comme stabilisé,
- Le maintien en température lors des essais n'a pas d'effet sur la réponse mécanique,
- Que ce soit pour le matériau de base ou la phase martensitique, il n'y a pas d'effet de vitesse en dessous de 550°C et la viscosité devient importante à partir de 600°C (viscosité à partir de $T/T_f > 0.3$),
- Les essais cycliques témoignent de l'importance de l'érouissage cinématique (effet Bauschinger) pour les deux types de microstructure, par rapport à l'érouissage isotrope,
- On remarque une augmentation de la contrainte d'écoulement importante de la structure martensitique par rapport au matériau de base. Ce taux d'élévation de contrainte est maximal à 600°C et atteint pratiquement 50%.

Cette caractérisation permet de retenir les éléments suivants pour notre modèle numérique :

- L'importance de la différence de comportement entre le matériau de base et la martensite, nous oriente vers un modèle multiphasé avec localisation et homogénéisation de la contrainte,
- Pour chaque phase, nous utiliserons un modèle avec érouissage cinématique non linéaire,
- La viscosité sera à prendre en compte dans notre modèle à partir de 550°C quelle que soit la phase.

4.2.3. Essai de traction-relaxation

4.2.3.1. Dispositif et conditions expérimentales de l'essai de relaxation

Le principe de l'essai de relaxation est d'imposer une déformation à l'échantillon puis de maintenir le déplacement pour mesurer la relaxation des contraintes sur une période plus ou moins longue, de quelques minutes à quelques mois (Figure 4-12).

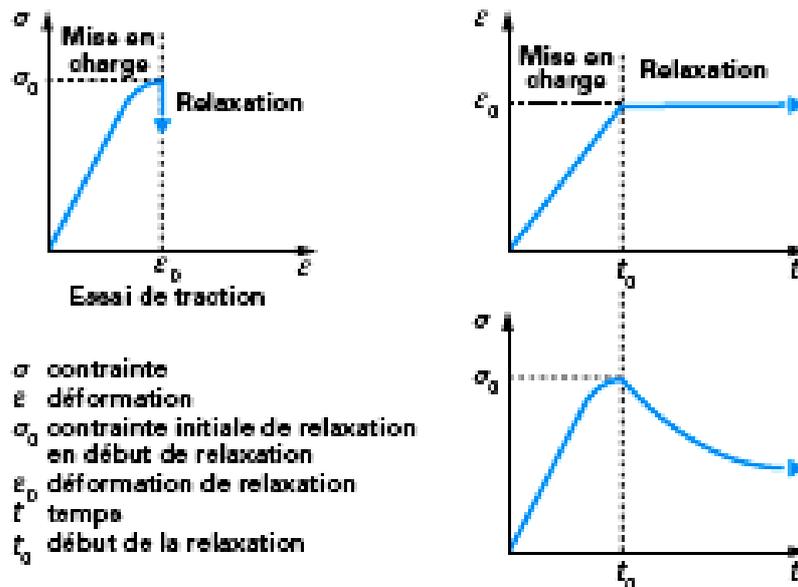


Figure 4-12 : Essai de relaxation isotherme

Les essais de relaxation ont été réalisés sur deux machines :

- une machine hydraulique MTS de capacité 100 kN pour les essais réalisés sous air.
- Une machine électromécanique Mayes de capacité 100 kN pour les essais sous atmosphère d'azote à très haute température ($T > 950^\circ\text{C}$).

La machine MTS est équipée d'un four résistif AET (une zone de chauffe) pouvant atteindre 950°C sous atmosphère air, la machine électromécanique MAYES est équipée d'un four résistif en graphite AET (une zone de chauffe), pouvant atteindre 1300°C sous atmosphère azote.

Le pilotage de l'essai a été réalisé par l'intermédiaire d'un extensomètre positionné sur la longueur utile de l'éprouvette afin de s'affranchir de la rigidité de la machine lors de la relaxation. L'extensomètre haute température a une longueur L_0 de 10 mm avec une course de ± 2 mm.

Trois thermocouples ont été placés sur l'éprouvette afin de mesurer la température et le gradient thermique sur la longueur utile. Plusieurs températures ont été testées pour des vitesses de chargement différentes. La montée en température a été effectuée à 200°C/h et un maintien en température de 20 minutes a été réalisé (temps d'homogénéisation de la

température) avant l'essai. Durant la montée en température et le maintien en température, une charge de l'ordre de 5 MPa a été appliquée afin d'absorber la dilatation et les jeux du montage en début d'essai.

Pour chaque essai, le déplacement de la traverse, le temps, la force et le signal de l'extensomètre ont été enregistrés. Les essais réalisés ont consisté à effectuer des maintiens en déformation successifs après une charge en traction et en compression de 1%. La phase de relaxation dure 60 secondes.

Les éprouvettes sont usinées de telle sorte que l'extensomètre puisse être positionné directement sur leur surface (et non sur l'outillage). Les tiges en céramique de l'extensomètre se positionnent grâce à une force d'appui de 300 g qui leur permettent de ne pas glisser durant l'essai.

Le pilotage des essais est réalisé en déplacement traverse. Lors de la relaxation, le pilotage est réalisé par l'intermédiaire de la traverse et de l'extensomètre.

4.2.3.2. Programme expérimental des essais de relaxation

Nous avons réalisé 3 cycles pour chaque série d'essais afin d'obtenir le cycle stabilisé. Pour tous les essais, les cycles de déformation ont été réalisés avec une vitesse de déformation et une température constante. Pour limiter la durée des essais, nous effectuons seulement un cycle pour la vitesse de déformation de 10^{-5}s^{-1} , puis chaque série de 3 cycles est réalisée à 10^{-4}s^{-1} , 10^{-3}s^{-1} et 10^{-2}s^{-1} . Nous effectuons une relaxation de 60s lorsque la déformation est de $\pm 1\%$. Les températures d'essai sont : 20°C, 200°C, 400°C, 500°C, 600°C, 700°C, 800°C, 900°C (cf. Tableau 4-1 et Tableau 4-2).

Les essais sont réalisés sur le matériau de base $\alpha + \beta$ prélevé dans une barre forgée de diamètre 150 mm et sur des éprouvettes traitées thermiquement afin d'obtenir la structure martensitique (structure de la zone fondue). L'ensemble des éprouvettes a été prélevé dans le sens longitudinal de la barre. En raison d'une quantité limitée de matière, seules deux éprouvettes ont été prélevées dans le sens radial de la barre afin de pouvoir quantifier l'anisotropie du matériau. Nous présenterons ces résultats dans le paragraphe suivant.

Le signal imposé en déformation est de forme triangulaire symétrique en traction et compression (+1% / -1%). Le démarrage de l'essai se fait toujours vers la traction, à partir d'une valeur nulle du couple contrainte - déformation. Afin de limiter au maximum le nombre d'éprouvettes, nous avons réalisé pour une même température, plusieurs vitesses de déformation successives, en commençant l'essai par les vitesses les plus lentes. Les essais réalisés peuvent se décomposer en 4 étapes successives, de la façon suivante :

- 1^{er} cycle à la vitesse de déformation de 10^{-5}s^{-1} (traction jusqu'à 1% / relaxation de 60 s / compression jusqu'à -1% / relaxation de 60 s / retour à 0% de déformation) ;
- Une série de 3 cycles à la vitesse de déformation de 10^{-4}s^{-1} (traction jusqu'à 1% / relaxation de 60 s / compression jusqu'à -1% / relaxation de 60 s / retour à 0% de déformation) ;
- Une série de 3 cycles à la vitesse de déformation de 10^{-3}s^{-1} (traction jusqu'à 1% / relaxation de 60 s / compression jusqu'à -1% / relaxation de 60 s / retour à 0% de déformation) ;

- Une série de 3 cycles à la vitesse de déformation de 10^{-2}s^{-1} (traction jusqu'à 1% / relaxation de 60 s / compression jusqu'à -1% / relaxation de 60 s / retour à 0% de déformation).

4.2.3.3. Résultat des essais de relaxation

(a) Etude de l'anisotropie du matériau

Une des deux éprouvettes prélevées dans le sens radial a été testée à 600°C . La superposition des courbes obtenues dans le sens radial et longitudinal (Figure 4-13) ne montre pas de différences significatives. Cependant ces essais n'ont pas été doublés faute d'éprouvette et ces résultats restent donc à confirmer.

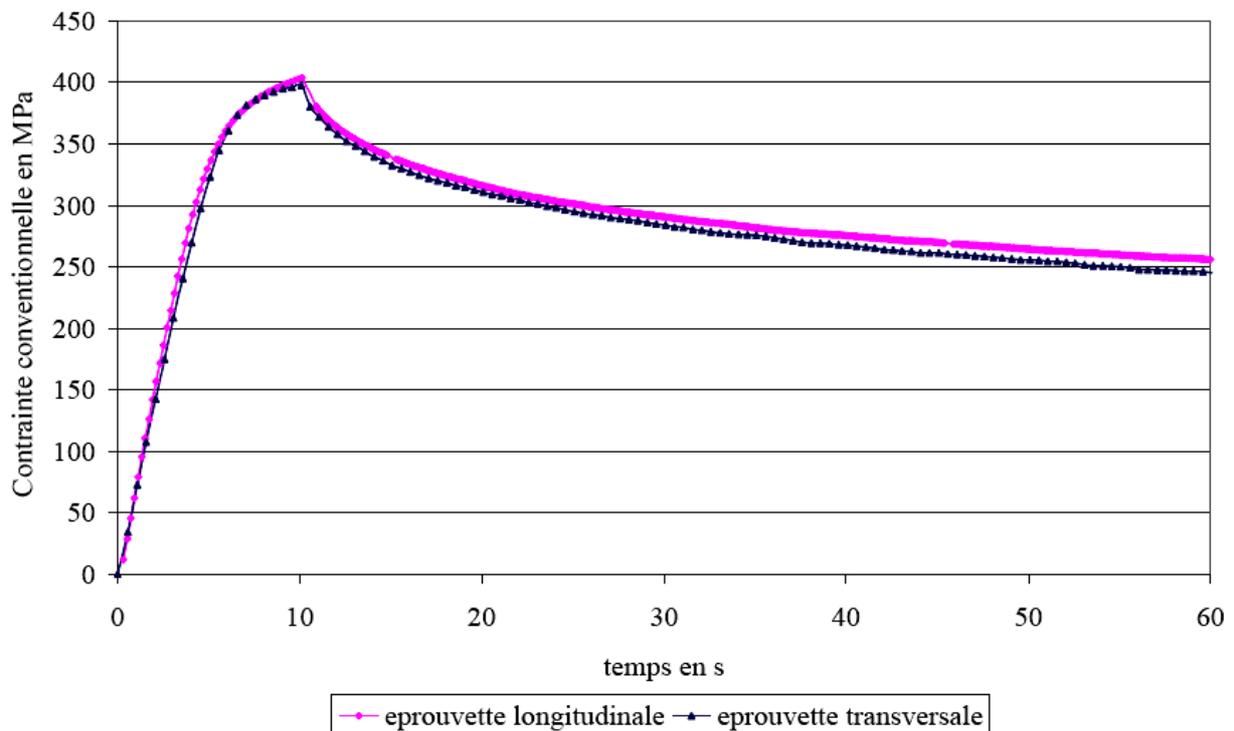


Figure 4-13 : Comparaison des résultats de relaxation à 600°C entre une éprouvette longitudinale et une éprouvette radiale ($V_{\text{def}} = 10^{-3}\text{s}^{-1}$)

A 900°C , l'influence de la vitesse de déformation sur la contrainte est très importante et nous avons choisi cette température, pour vérifier l'effet de l'anisotropie, lorsque la viscosité du matériau est importante. La superposition des courbes obtenues (Figure 4-14) dans le sens radial et longitudinal ne montre pas de différences significatives. Comme précédemment, l'unicité de l'essai impose de confirmer ces résultats par d'autres campagnes d'essais.

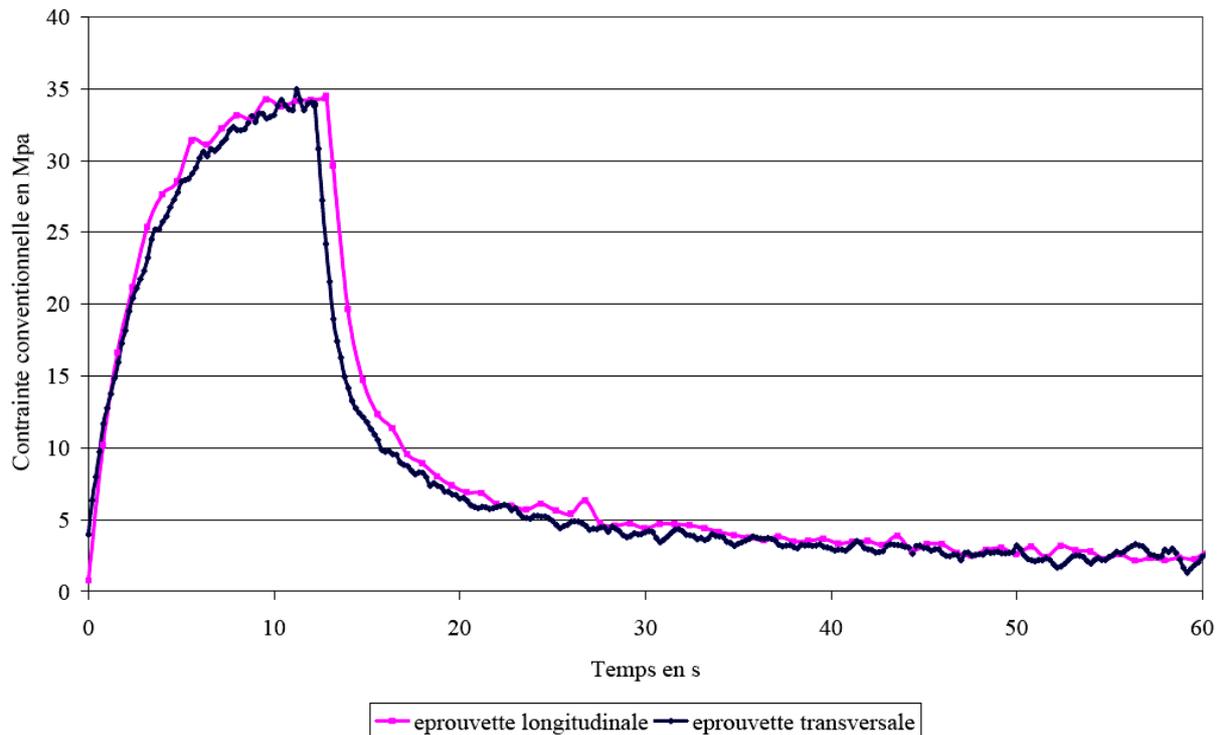


Figure 4-14 : Comparaison des résultats de relaxation à 900°C entre une éprouvette longitudinale et une éprouvette radiale ($V_{\text{def}} = 10^{-3}\text{s}^{-1}$)

(b) Etude de la relaxation du matériau de base et de la martensite

Les courbes de relaxation pour les différentes températures et vitesses de déformation sont illustrées en annexe 6.

La Figure 4-15 présente un essai de traction compression-uniaxiale relaxation (60 s) à 800°C à la vitesse de déformation de 10^{-2}s^{-1} pour le matériau de base et pour la martensite. Contrairement à l'ensemble des résultats de relaxation détaillés en annexe, nous avons présenté cette courbe en fonction du temps pour se rendre compte de l'importance des vitesses de déformation au début de la relaxation, aussi bien pour le matériau de base que pour la martensite. Au début du maintien de la déformation, il relaxe plus de la moitié des contraintes atteintes en quelques secondes. Cet essai permet également de montrer le durcissement du matériau trempé par rapport au matériau de base (cf. paragraphe précédent). Après relaxation, on retrouve également cette différence.

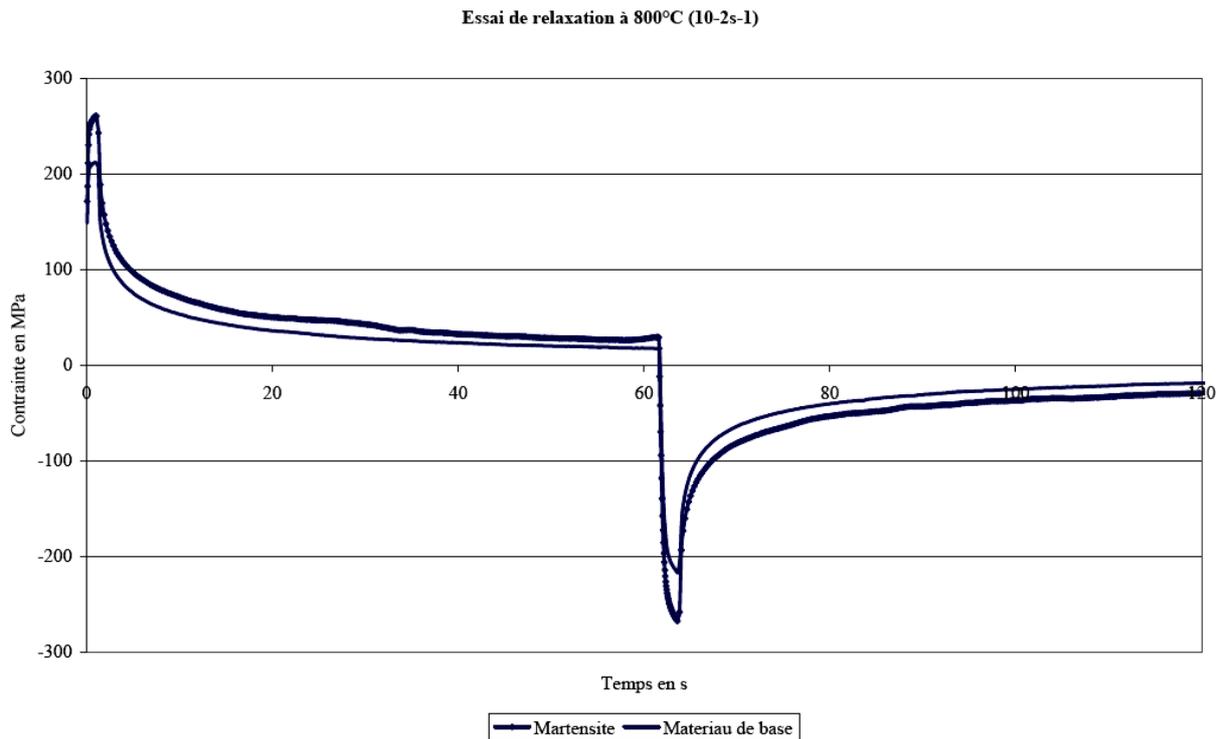


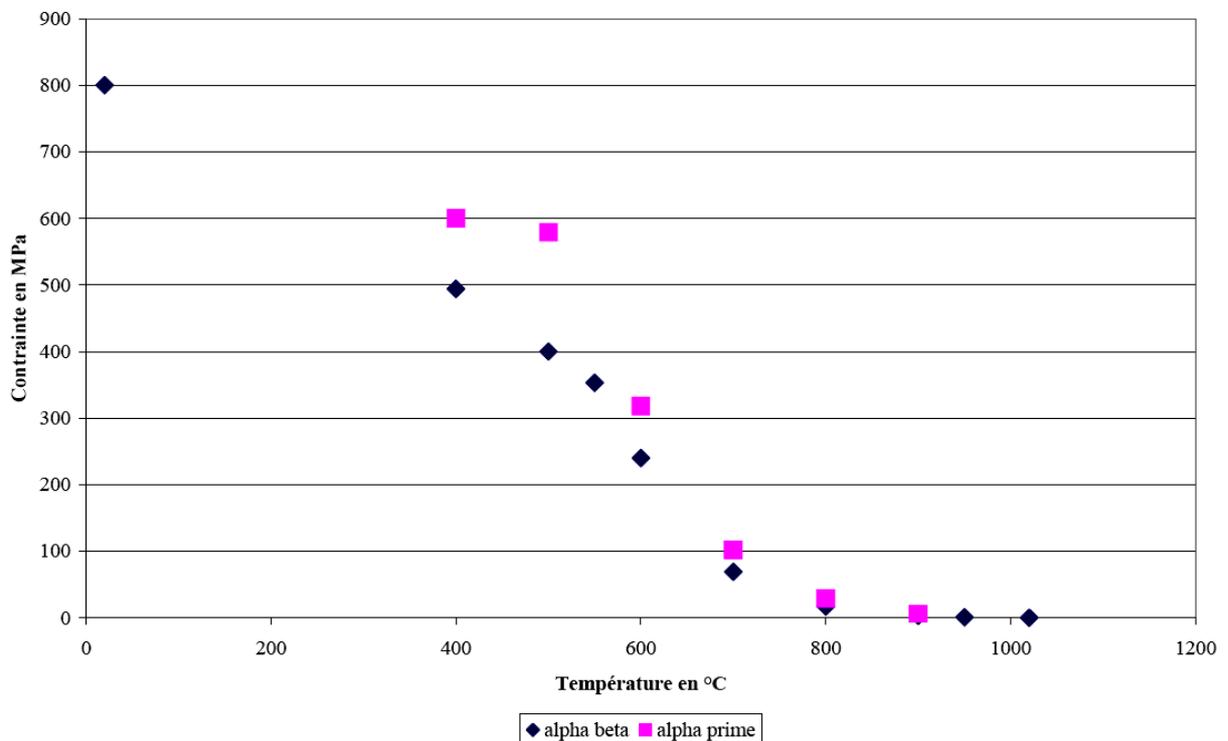
Figure 4-15 : Essai de relaxation à 800°C pour le matériau de base et pour la martensite

De plus, les différents essais de relaxation (annexe 6) montrent que la contrainte de relaxation après 60 secondes n'est pas fonction de la vitesse de déformation. En effet, quelle que soit la vitesse de déformation, la contrainte après relaxation est identique, même dans le cas où le matériau est très visqueux.

Nous avons représenté, dans le Tableau 4-4, la comparaison entre les taux de relaxation de la contrainte conventionnelle à 1% de déformation du matériau de base et de la phase martensitique pour une vitesse de déformation de 10⁻³s⁻¹. Comme on l'a expliqué précédemment la valeur de la contrainte conventionnelle après relaxation est valable quelle que soit la vitesse de déformation. L'évolution de cette contrainte est représentée Figure 4-16 pour le matériau de base et pour la martensite.

Température en °C	20	200	400	500	600	700	800	900
Contrainte du matériau de base en MPa	855	663	527	516	400	250	142	56
Contrainte après 60s de relaxation en MPa	834	/	500	393	240	69	15.5	3.55
Taux de relaxation en %	2.45%	/	5.12%	23.8%	40%	72.4%	89%	94%
Contrainte de la martensite en MPa	901	750	656	653	595	338	170	71
Contrainte après 60s de relaxation en MPa	/	/	600	512	317	100	29	4.8
Taux de relaxation en %	/	/	8.53%	21.6%	46.7%	70.4%	83%	93%

Tableau 4-4 : Comparaison du taux de relaxation des deux types de microstructure

Figure 4-16 : évolution de la contrainte après relaxation du matériau de base et de la structure α'

Jusqu'à 400°C, la quantité de contrainte relaxée est faible (moins de 10%) pour le TA6V de base et le TA6V martensitique. A partir de 500°C et jusqu'à 700°C, le taux de relaxation augmente de façon considérable, à partir de 800°C, la relaxation est pratiquement totale (taux de relaxation proche de 90%). Ceci signifie qu'il n'y a plus de contrainte interne dans le matériau et que le comportement devient purement visqueux.

4.2.3.4. Discussion

Plusieurs points caractéristiques du comportement mécanique du TA6V ressortent de cette caractérisation expérimentale du matériau de base et de la phase martensitique :

- On retrouve le durcissement important de la contrainte de la structure martensitique par rapport au matériau de base,
- La structure équiaxe du matériau de base ne présente pas d'anisotropie, du moins pour les deux températures testées, c'est-à-dire 600°C et 900°C,
- Le taux de relaxation de la contrainte (après 60 secondes de relaxation) devient important à partir de 500°C, pour être pratiquement de 100% à partir de 800°C.

Cette caractérisation permet de retenir les éléments suivants pour notre modèle numérique :

- Le comportement mécanique de chaque phase sera considéré comme isotrope, même si ce point reste à vérifier sur la structure martensitique,
- Le seuil initial de l'écrouissage isotrope sera nul au dessus de 850°C, de même que le durcissement isotrope.
- L'écrouissage cinématique non linéaire comportera un terme de restauration activé à partir de 500°C, afin de représenter au mieux l'important effet de relaxation présenté précédemment.

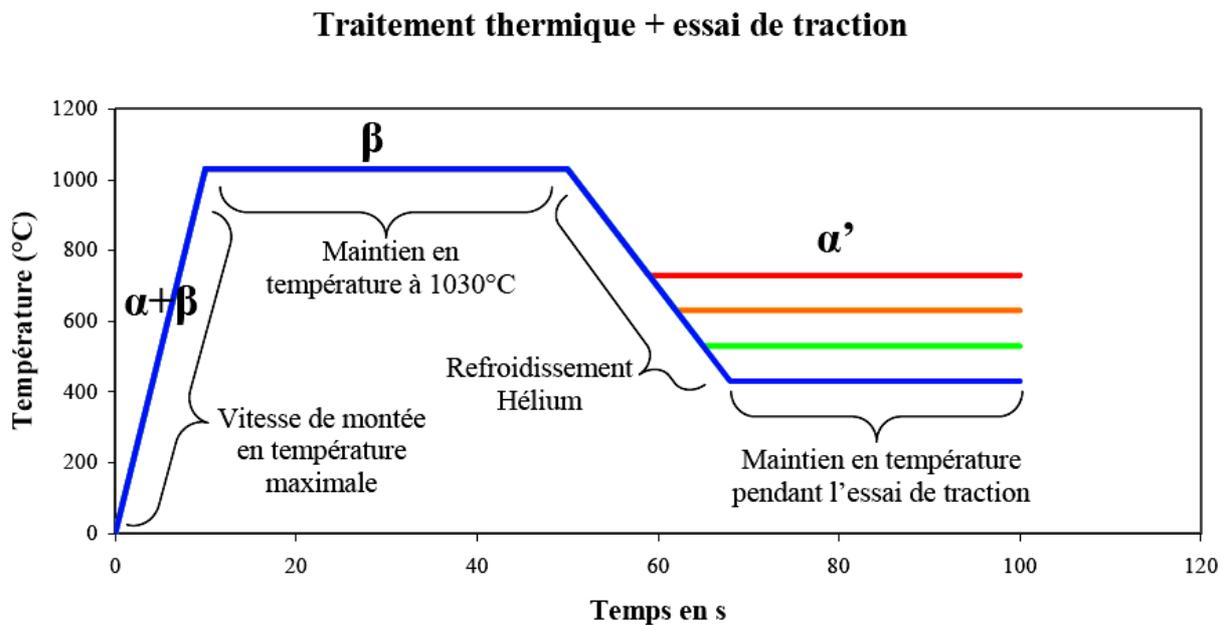
4.2.4. Essai sur machine DITHEM avec mesure de résistivité

4.2.4.1. Dispositif et conditions expérimentales

Ce type d'essai permet de caractériser le comportement thermomécanique du TA6V après trempe à différentes températures. Alors que les essais précédents sur la structure α' du TA6V sont réalisés après réchauffe de la structure martensitique, il est important de réaliser ces deux types d'essai car notre procédé sollicite le matériau de ces deux manières.

Une série d'essais complémentaires a été réalisée sur le simulateur thermomécanique DITHEM de l'Ecole des Mines de Nancy, dans le but de pouvoir valider à la fois notre modèle métallurgique et thermomécanique (Annexe 5 A). Cet appareil permet de réaliser des cycles thermiques et mécaniques rapides en mesurant les valeurs de déformation, force, température, variation de résistivité électrique.

Pour nos essais, le cycle thermomécanique appliqué aux échantillons est présenté en Figure 4-17. Les éprouvettes de traction utilisées pour ces essais sont représentées en annexe 3 D. Elles présentent une partie cylindrique calibrée de 30 mm de longueur et de 6 mm de diamètre. Le rayon du congé de raccordement est de 1 mm.



La déformation longitudinale est mesurée directement sur la partie utile de l'éprouvette par un capteur de type LVDT de 10 mm de base de mesure. Comme on peut le voir sur la Figure 4-17, le matériau subit une montée en température de 1°C/s jusqu'à 1030°C suivi d'un maintien de 30 min et d'un refroidissement rapide jusqu'à 500°C , 600°C , 700°C ou 800°C . Pendant cette phase à température constante, nous effectuons une série d'essai de traction (1% de déformation) avec différentes vitesses de déformation (10^{-4}s^{-1} , 10^{-3}s^{-1} , 5.10^{-3}s^{-1} puis 10^{-4}s^{-1}).

4.2.4.2. Programme expérimental des essais DITHEM

Les essais sont réalisés sur le matériau de base $\alpha + \beta$ prélevé dans une barre forgée de diamètre 150 mm dans le sens longitudinal.

Comme précédemment, nous avons réalisé, pour une même température, plusieurs vitesses de déformation successives, en commençant l'essai par la vitesse la plus lente. Les essais réalisés peuvent se décomposer en 5 étapes successives, de la façon suivante :

- Traitement thermomécanique de l'éprouvette de traction : mise en solution en phase β (1030°C) pendant 30 minutes, suivi d'une trempe à l'hélium jusqu'à la température souhaitée pour l'essai ;
- Essai de traction isotherme à 1% de déformation à une vitesse de 10^{-4}s^{-1} ;
- Essai de traction isotherme à 1% de déformation à une vitesse de 10^{-3}s^{-1} ;
- Essai de traction isotherme à 1% de déformation à une vitesse de $5 \cdot 10^{-3} \text{s}^{-1}$;
- Essai de traction isotherme à 1% de déformation à une vitesse de 10^{-4}s^{-1} .

4.2.4.3. Présentation des résultats

Les essais présentés en annexe 7 présentent tous une vitesse de refroidissement de l'ordre de 40°C/s, ce qui est suffisant pour former la martensite. En effet, la vitesse de trempe doit être supérieure à 30°C/s pour former la martensite.

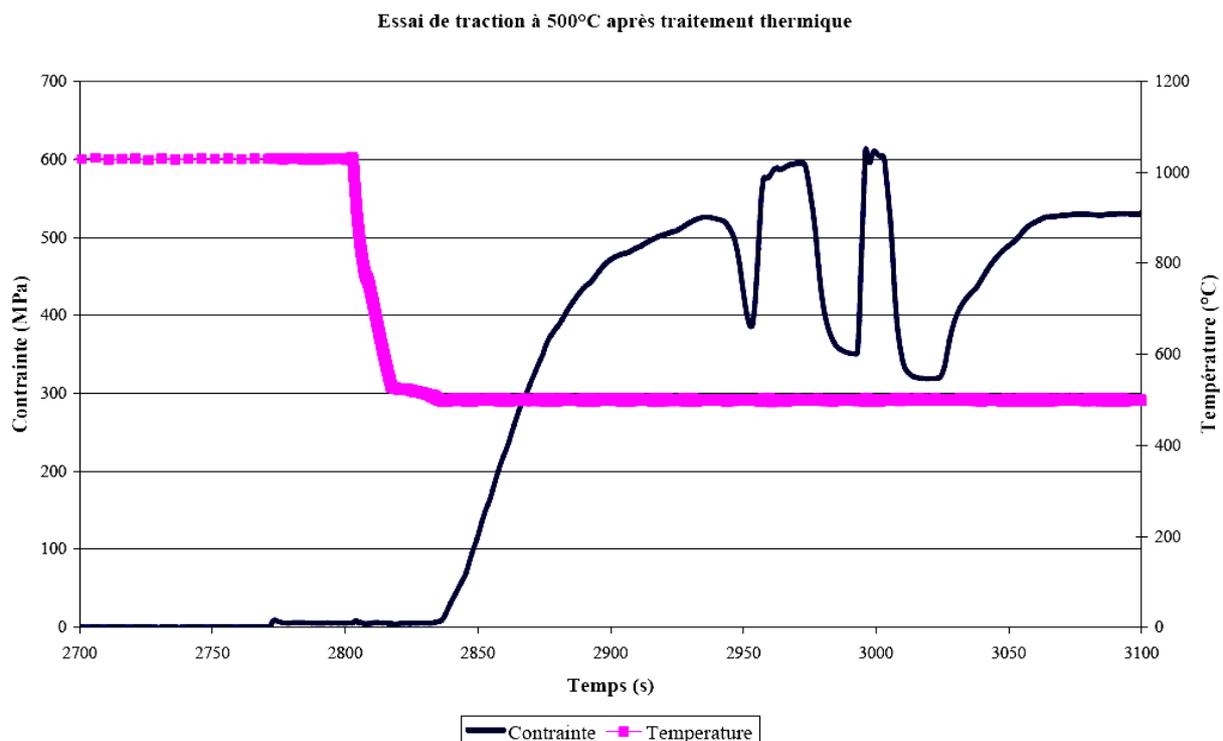


Figure 4-18 : Essai DITHEM à 500°C

Les différents essais DITHEM (annexe 7) valident les hypothèses faites lors des essais cycliques et des essais de relaxation. Nous avons comparé les niveaux de contraintes lors de ces essais avec les essais précédents sur le matériau de base et sur la microstructure martensitique (essai après réchauffe de la martensite). Les résultats sont présentés dans le paragraphe suivant.

4.2.4.4. Discussion des résultats

La Figure 4-19, Figure 4-20, Figure 4-21 et Figure 4-22 montrent la différence de comportement mécanique entre l'essai DITHEM, l'essai sur le matériau de base et l'essai sur la microstructure martensitique pour une vitesse de déformation de 10^{-4} s^{-1} et pour un essai de traction uniaxiale jusqu'à 1% de déformation.

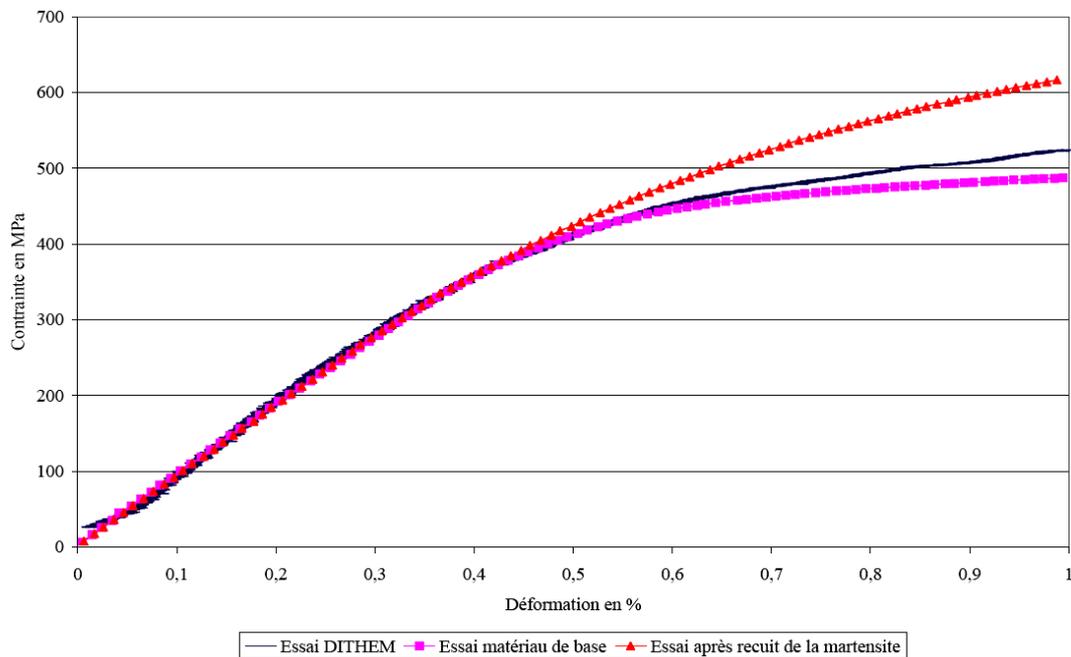


Figure 4-19 : Comparaison du comportement mécanique des trois matériaux à 500°C

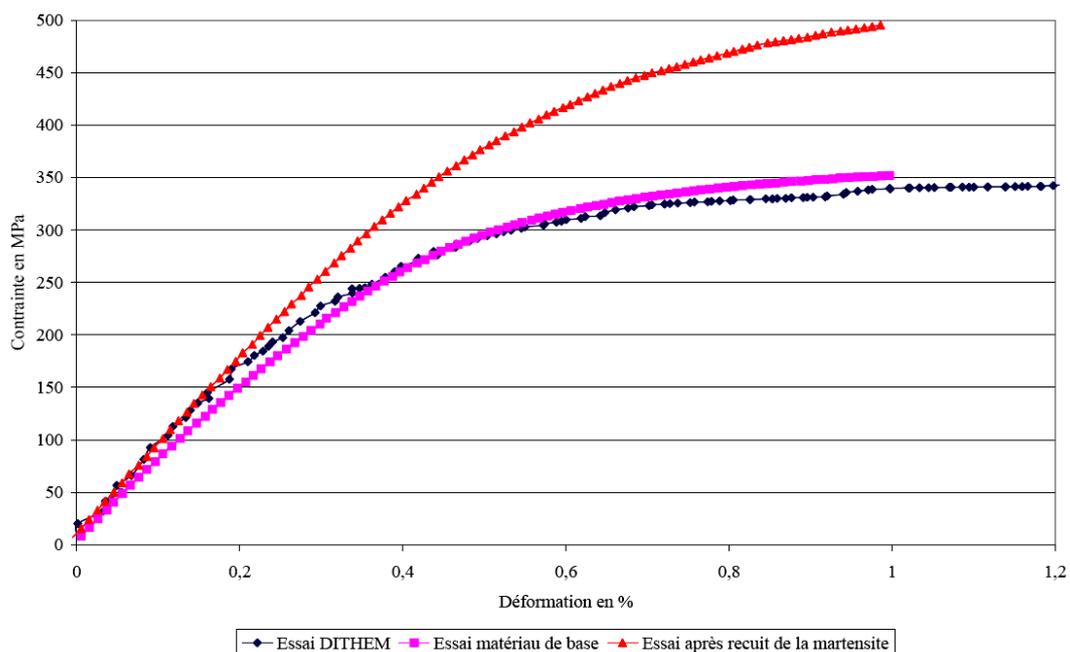


Figure 4-20 : Comparaison du comportement mécanique des trois matériaux à 600°C

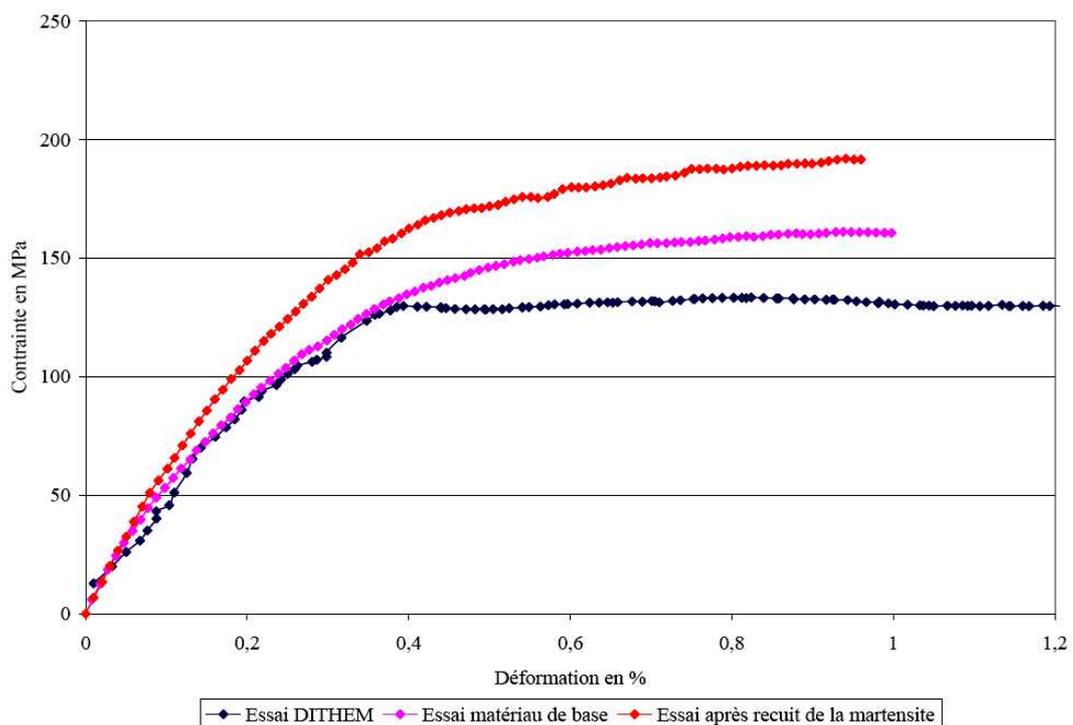


Figure 4-21 : Comparaison du comportement mécanique des trois matériaux à 700°C

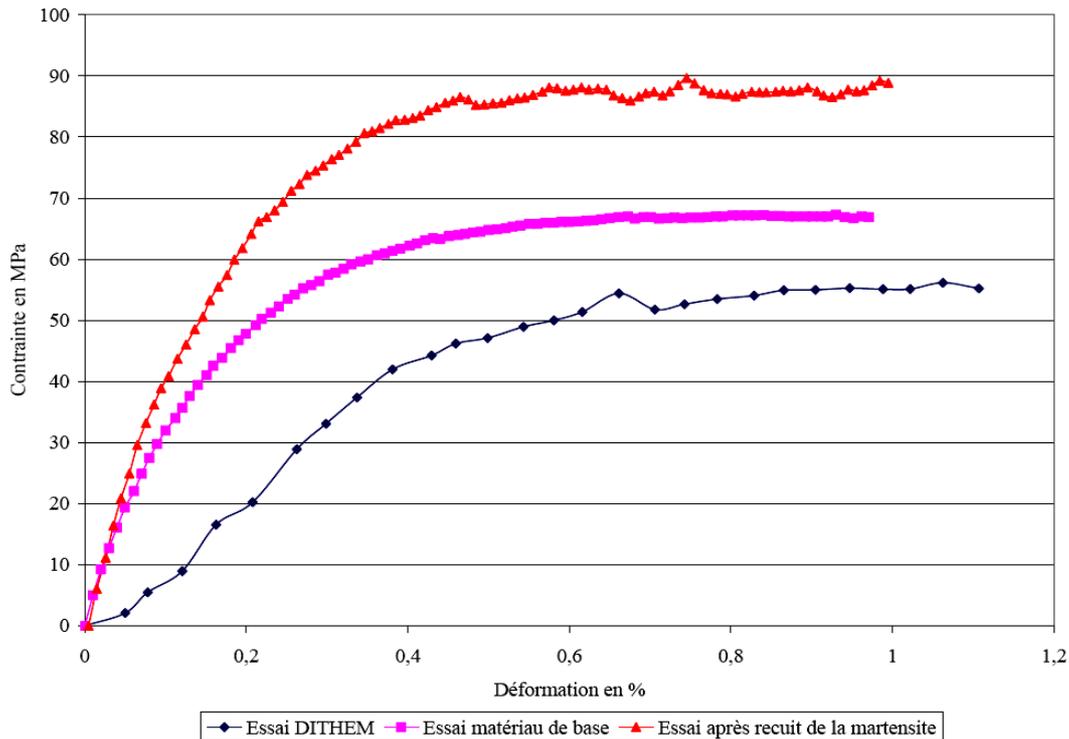


Figure 4-22 : Comparaison du comportement mécanique des trois matériaux à 800°C

Les résultats obtenus sont assez surprenants pour les températures de 700°C et 800°C. En effet le comportement mécanique obtenu est plus faible que celui du matériau de base. L'explication la plus probable concerne la métallurgie du matériau. En effet, pour des températures de 700°C et 800°C, il se peut que la transformation martensitique ne soit pas terminée et donc nous serions en présence d'une microstructure composée de phase α , β et α' .

Concernant l'essai à 600°C, le comportement mécanique du matériau après une trempe à l'hélium sur la DITHEM est identique au matériau de base et non à la structure martensitique testée auparavant. L'explication de ce résultat provient probablement du fait que la trempe à l'hélium est beaucoup moins efficace que la trempe à l'eau. La microstructure de la martensite après trempe à l'hélium serait plus grossière que celle obtenue par trempe à l'eau. L'essai à 500°C valide cette hypothèse, car le comportement mécanique est compris entre le matériau de base et la structure martensitique.

Il semble logique de choisir, pour l'identification du matériau, le comportement mécanique obtenu avec la microstructure martensitique trempée à l'eau car cette microstructure se rapproche plus de celle générée par notre procédé.

4.2.5. Synthèse des essais expérimentaux

Les deux premiers types d'essais mécaniques présentés dans ce chapitre constituent donc une solide base expérimentale de caractérisation du TA6V sous deux microstructures différentes (microstructure équiaxe et microstructure martensitique). Ils serviront soit comme des essais d'identification des modèles adoptés, soit comme des essais de validation.

L'étude du comportement mécanique a montré que le TA6V est un matériau très sensible à la vitesse de déformation pour les températures supérieures à 500°C. La relaxation est importante à partir de 500°C et le comportement mécanique dépend fortement de son état microstructural. Ces résultats ont permis de retenir un certain nombre d'éléments et le choix du modèle numérique pour notre simulation de procédé. Le choix du modèle est présenté ci-après.

4.3. Modélisation du comportement thermomécanique du matériau

Les caractéristiques mécaniques déterminées à partir de tous les essais décrits précédemment servent de données pour la modélisation du comportement thermomécanique du matériau. Pour quantifier les états de contrainte et de déformation dans une structure à partir d'un champ de température et de son évolution au cours du temps, il est nécessaire de décrire le comportement du matériau par un modèle. Dans la littérature, les modèles de comportement qui prennent en compte l'aspect multiphasé des matériaux se classent en deux catégories, ceux qui se réfèrent à la plasticité cristalline et les modèles purement macroscopiques :

- les premiers tentent de modéliser les mécanismes de déformation et de glissement à l'échelle du grain, pour considérer le comportement macroscopique de l'élément de volume comme étant la « moyenne » des comportements locaux, au travers de règles de changement d'échelle qui décrivent le passage « micro-macro ».
- les seconds, parfois désignés sous le terme « phénoménologique » [Lemaître, 1996] étudient un élément de volume homogène, de taille relativement importante par rapport à l'unité de base qu'est le grain, où sont intégrées les hétérogénéités du matériau. Les approches de la thermodynamique des milieux continus ont permis de rationaliser le choix des variables utilisées en distinguant clairement les rôles de la contrainte, de la température, des déformations et des variables internes associées aux phénomènes d'écrouissage.

Nous utiliserons une approche mixte, phénoménologique dans chaque phase, mais qui introduit un changement d'échelle explicite entre les variables critiques des phases et les variables macroscopiques (contraintes, déformations).

4.3.1. Présentation du modèle utilisé dans chaque phase

4.3.1.1. Cadre général

Nous reprenons ici l'approche classique, utilisée dans les années 70-80 dans le cadre de la thermodynamique des processus irréversibles par Chaboche et Lemaître [Lemaître, 1996]. En petites déformations, le tenseur déformation totale $\underline{\underline{\varepsilon}}$ se décompose en une partie élastique $\underline{\underline{\varepsilon}}_e$, une partie viscoplastique $\underline{\underline{\varepsilon}}_{vp}$, une partie dilatation thermique $\underline{\underline{\varepsilon}}_{th}$, et, éventuellement d'autres déformations paramétriques, par exemple celles qui sont liées au changement de phase $\underline{\underline{\varepsilon}}_{cp}$:

$$\underline{\underline{\varepsilon}} = \underline{\underline{\varepsilon}}_e + \underline{\underline{\varepsilon}}_{vp} + \underline{\underline{\varepsilon}}_{th} + \underline{\underline{\varepsilon}}_{cp}$$

Équation 4-1

On ne considérera pas dans ces modèles de plasticité induite par la transformation.

- La déformation élastique est reliée à la contrainte par un tenseur d'élasticité isotrope, si bien que :

$$E \underline{\underline{\varepsilon}}_e = (1 + \nu) \underline{\underline{\sigma}} - \nu \text{Tr}(\underline{\underline{\sigma}}) \underline{\underline{Id}} \quad \text{Équation 4-2}$$

- On utilise un coefficient sécant pour définir la dilatation thermique, avec une température de référence T_r , si bien que, pour un essai commençant à la température T_0 , la variation de dilatation thermique s'écrit :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}_{th}(T) = \alpha(T)(T - T_r) - \alpha(T_0)(T_0 - T_r) \quad \text{Équation 4-3}$$

Le coefficient de dilatation thermique linéaire α dépend de la température et, éventuellement, de la phase considérée.

- Le terme lié au changement de phase se limite à la variation de volume spécifique et il est donc proportionnel à la quantité de nouvelle phase formée z . En supposant que la variation de volume s'effectue de façon isotrope :

$$\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}_{cp} = \partial z \underline{\underline{Id}} \quad \text{Équation 4-4}$$

- L'évolution de la déformation viscoplastique nécessite quant à elle une intégration temporelle, dans la mesure où la loi d'écoulement et les lois d'écrouissage sont définies en vitesse.

4.3.1.2. Le modèle viscoplastique

(a) Phénomène d'écrouissage

Au cours de leur mouvement, les dislocations se rencontrent et se multiplient. Leur densité croît, augmentant ainsi les barrières qui empêchent leurs déplacements. Il en résulte un durcissement du matériau par écrouissage. Ce phénomène de plasticité engendre les différents mécanismes d'écrouissage notamment les écrouissages cinématique et isotrope.

L'effet Bauschinger est la principale manifestation de l'écrouissage cinématique. Il se traduit par un abaissement de la limite d'élasticité en compression après une sollicitation préalable en traction. Dans cette étude, il est mis en évidence par les essais de traction-compression.

L'écrouissage isotrope, quant à lui, se traduit dans le cas d'un cycle à déformation imposée, par une augmentation (ou une diminution) de l'amplitude de la contrainte. Il y a alors durcissement (ou adoucissement) cyclique du matériau. Dans le cas d'une sollicitation périodique, on arrive toujours au comportement stabilisé pour lequel la contrainte n'évolue plus.

(b) Variable d'écrouissage

On introduit classiquement une variable scalaire R pour décrire l'écrouissage isotrope (taille du domaine d'élasticité) et une variable tensorielle $\underline{\alpha}$ pour décrire l'écrouissage cinématique \underline{X} (translation du domaine d'élasticité) (Figure 4-23).

R est la variation de la limite d'élasticité induite par la déformation plastique accumulée. Elle concerne les obstacles à courte distance : forces de friction de réseau, petits précipités cisailés par les dislocations. Elle est directement liée à l'augmentation de la densité de dislocations.

\underline{X} décrit les interactions à longue distance : contraintes inter ou transgranulaires induites par des incompatibilités de déformations plastiques d'un grain à l'autre ou provoquées par des interactions dans la matrice entre dislocations et précipités.

La thermodynamique implique que chacune de ces variables soit conjuguée à des variables d'état qui interviennent dans le calcul de la dissipation. Nous utiliserons la forme traditionnelle, respectivement pour l'écrouissage isotrope (variable r , équation 4-5) et pour l'écrouissage cinématique (variable $\underline{\alpha}$, équation 4-6) :

$$R = bQr \quad \text{Équation 4-5}$$

$$\underline{X} = \frac{2}{3} C \underline{\alpha} \quad \text{Équation 4-6}$$

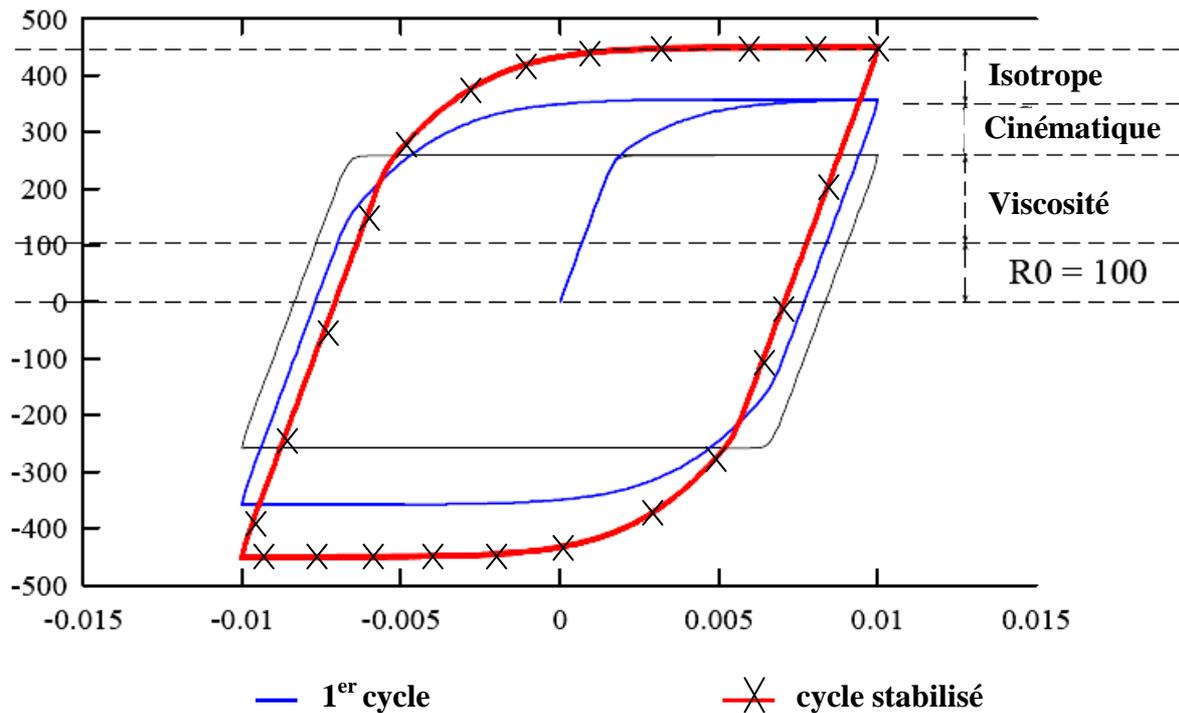


Figure 4-23 : Effet de la viscosité et de l'écroutissage cinématique / isotrope sur la loi de comportement

(c) Effets de la viscosité

Le comportement viscoplastique s'observe avant tout pour les matériaux travaillant à haute température (plus de la moitié de la température de fusion). La déformation viscoplastique a les origines suivantes :

- la déformation résulte du mouvement des dislocations au niveau cristallin. L'agitation thermique n'est pas un élément générateur de dislocations, mais plutôt un élément moteur permettant aux dislocations d'acquies un nouveau degré de liberté. En effet, lorsque la température atteint un tiers ou la moitié de la température de fusion, les dislocations peuvent monter ou se mouvoir dans leurs plans de glissement. C'est le mouvement de ces dislocations libérées qui, sous l'effet d'une contrainte suffisante, produit ce qu'on appelle le fluage-dislocations ;
- la déformation résulte d'un transport de matière (réarrangement atomique) au niveau des joints de grain par diffusion orientée par la contrainte sans l'intervention de dislocations ; c'est le cas du fluage par diffusion. Aux hautes températures, cette diffusion se produit essentiellement dans le volume du cristal lui-même. Par contre, pour une température plus faible, lorsque la diffusion de volume ralentit, la diffusion de joints de grain devient prédominante.

Dans le modèle, cette viscosité sera prise en compte par une décomposition additive de la contrainte courante, en une partie liée à l'écroutissage, et une partie dépendante de la vitesse de déformation, appelée « contrainte visqueuse ».

(d) Expression de l'écoulement viscoplastique

On retient l'existence d'un potentiel viscoplastique, Ω , fonction puissance de la fonction f définissant le domaine d'élasticité, dont le gradient dans l'espace des contraintes définit la vitesse de déformation plastique (la notation $\langle \cdot \rangle$ désigne la partie positive) :

$$\Omega = \frac{n+1}{K} \left\langle \frac{f}{K} \right\rangle^{n+1} \quad \text{Équation 4-7}$$

$$\underline{\underline{\dot{\epsilon}}}^p = \frac{\partial \Omega}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} = \frac{\partial \Omega}{\partial f} \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} \quad \text{Équation 4-8}$$

La fonction f s'écrit :

$$f(\underline{\underline{\sigma}}, \underline{\underline{X}}, R) = J(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}}) - R - \sigma_y \quad \text{Équation 4-9}$$

- J est le second invariant de von Mises, défini à partir du déviateur $\underline{\underline{s}}$ et $\underline{\underline{\sigma}}$ par :

$$J(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}}) = \left(\frac{3}{2} (\underline{\underline{s}} - \underline{\underline{X}}) : (\underline{\underline{s}} - \underline{\underline{X}}) \right)^{\frac{1}{2}} \quad \text{Équation 4-10}$$

- σ_y est la valeur initiale du seuil viscoplastique; les paramètres K et n sont ceux d'un modèle de Norton généralisé qui comporte un seuil variable.
- La dérivée partielle de Ω par rapport à f est un scalaire qui définit la vitesse de déformation plastique équivalente :

$$\dot{p} = \left\langle \frac{f}{K} \right\rangle^n \quad \text{Équation 4-11}$$

- La dérivée partielle de f par rapport à $\underline{\underline{\sigma}}$ est un tenseur, $\underline{\underline{n}}$, qui définit la normale aux équipotentielles viscoplastiques.

$$\underline{\underline{n}} = \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} = \frac{3}{2} \frac{\underline{\underline{s}} - \underline{\underline{X}}}{J(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}})} \quad \text{Équation 4-12}$$

(e) Expression de l'écouissage

Nous utilisons classiquement deux expressions conduisant à une saturation de l'écouissage :

- Pour l'écouissage isotrope :

$$\dot{r} = (1 - br)\dot{p} \quad \text{Équation 4-13}$$

Dans la mesure où on a une simple équation scalaire, on peut intégrer celle-ci et la recombier avec l'équation 4-5 :

$$r = \frac{1}{b}(1 - e^{-bp}) \quad \text{Équation 4-14}$$

$$R = Q(1 - e^{-bp}) \quad \text{Équation 4-15}$$

si bien qu'on peut se passer de la variable d'état r dans l'écriture finale du modèle, dans la mesure où on conserve de toutes façons la déformation viscoplastique cumulée. Comme nous l'avons vu précédemment, dans notre cas l'écouissage isotrope ne sera pas pris en compte.

- Pour l'écouissage cinématique

$$\underline{\dot{\alpha}} = \underline{\dot{\varepsilon}}^p - \dot{p} \frac{3}{2} \frac{d}{C} \underline{X} - \underbrace{\frac{3}{2} \frac{\underline{X}}{J_2(\underline{X})} \left[\frac{J_2(\underline{X})}{M} \right]^m}_{\text{Terme de restauration}} \quad \text{avec } \underline{X} = \frac{2}{3} C \underline{\alpha} \quad \text{Équation 4-16}$$

L'évolution de $\underline{\alpha}$ comporte ici deux termes de rappel au lieu d'un comme précédemment. Le terme dépendant de la déformation est une « restauration dynamique », résultat de la recombinaison de dislocations au cours du processus de déformation ; le terme dépendant du temps est une « restauration statique » liée à l'activation thermique, qui deviendra importante aux températures élevées.

Ainsi, sous chargement uniaxial, la variable cinématique \underline{X} ne tend plus vers C/d pour les faibles niveaux de contraintes, mais vers une valeur d'autant plus faible que la vitesse de sollicitation (essai d'écouissage) est faible ou que le temps de maintien (essai de relaxation) est long. Il est donc possible en particulier de relaxer totalement la contrainte à haute température, ce qui sera bien en accord avec les données expérimentales.

4.3.2. Etape de changement d'échelle

L'idée qui va être développée maintenant consiste à utiliser le modèle précédent dans chaque phase et à assembler celles-ci au moyen d'un modèle de changement d'échelles susceptible de représenter les redistributions de contraintes locales liées à l'hétérogénéité de la déformation plastique. Le schéma de principe est présenté en Figure 4-24. Dans toute démarche d'homogénéisation, la première étape, celle de la « représentation », consiste à choisir le support des hétérogénéités les plus significatives. Dans notre cas, nous pouvons envisager de travailler au niveau des grains, ce qui impliquerait de représenter toutes les orientations cristallines pour chacune des phases, et qui conduirait à un nombre très important de variables (plusieurs centaines). Comme nous cherchons un modèle qui soit raisonnablement utilisable dans un calcul de structures, il ne faut pas dépasser une ou deux douzaines de variables. Nous avons donc choisi de représenter de façon préférentielle le contraste entre phases, ce qui va nous conduire à utiliser trois phases, respectivement α , β et α'

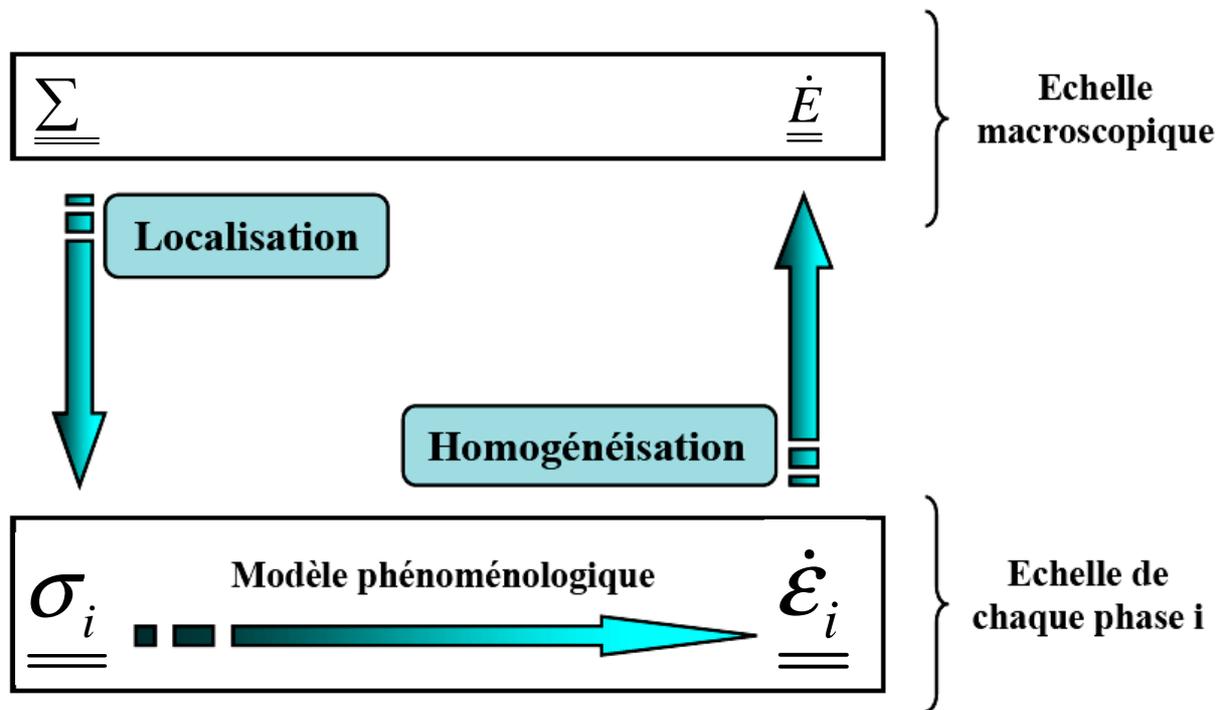


Figure 4-24 : Schéma de la règle de localisation / homogénéisation

Le problème de localisation consiste à déterminer les champs moyens pour chaque phase ($\underline{\underline{\sigma_i}}, \underline{\underline{\epsilon_i}}, \underline{\underline{\epsilon_i^p}}$) à partir des conditions de chargement ($\underline{\underline{\Sigma}}, \underline{\underline{E}}$) appliquées au Volume Élémentaire Représentatif (VER). A partir de l'évolution des grandeurs locales données par le comportement de chaque phase (cf. au paragraphe 4.3.1), on déduit le comportement macroscopique en effectuant des moyennes d'ensemble sur les différentes phases.

Les modèles de changement d'échelle se sont développés depuis maintenant une soixantaine d'années, à la fois dans la communauté de recherche traitant des problèmes de plasticité cristalline [Sachs, 1928], [Taylor, 1938], et pour des applications composites [Tanaka, 1970].

Les avancées significatives ont été le fait, de Kröner pour les matériaux aléatoires élastiques [Kröner, 1961], de Hill pour la plasticité [Hill, 1965], de Molinari pour la viscoplasticité [Molinari, 1997]. Nous ne détaillons pas ce sujet, qui reste un domaine de recherche ouvert [Castaneda, 1996], [Masson, 1998], nous nous contentons de reproduire le cheminement qui a conduit au modèle que nous allons utiliser.

Se basant sur la résolution du problème de l'inclusion sphérique dans un milieu infini due à Eshelby, Kröner énonce son modèle d'accommodation en présence d'une déformation plastique locale $\underline{\underline{\varepsilon}}^p$ et moyenne $\underline{\underline{E}}^p$:

$$\underline{\underline{\sigma}} = \underline{\underline{\Sigma}} + 2\mu(1 - \beta)(\underline{\underline{E}}^p - \underline{\underline{\varepsilon}}^p) \quad \text{Équation 4-17}$$

où β est un coefficient de nature élastique, fonction du coefficient de Poisson :

$$\beta = \frac{2(4 - 5\nu)}{15(1 - \nu)} \quad \text{Équation 4-18}$$

Dans ce modèle, la déformation plastique de l'inclusion est traitée comme une « déformation libre » dans un contexte d'élasticité linéaire. Par conséquent, l'accommodation des incompatibilités plastiques entre les phases du matériau multiphasé est de nature purement élastique. La conséquence immédiate est de surévaluer les contraintes comme dans le modèle de Taylor (qui suppose l'uniformité des déformations dans toutes les phases).

De plus, la matrice prise en compte dans le modèle étant un milieu élastique, l'idée d'autocohérence n'est pas vraiment vérifiée puisque celle-ci ne correspond pas vraiment au milieu homogène équivalent. En effet, les modules instantanés pris en compte dans ce problème ne sont pas élastoplastiques.

Pour Hill, au contraire, le passage micro/macro en élastoplasticité est un problème d'homogénéisation non linéaire qu'il ramène à un problème d'homogénéisation linéaire incrémental. Il affecte ainsi à chaque phase des modules instantanés et au MHE les modules effectifs cherchés. Il suffit ensuite de résoudre à chaque pas le problème de l'inclusion. Ce modèle reste d'une mise en œuvre assez lourde et plus ou moins compliquée suivant la nature de la loi linéarisée.

Une version intégrée du modèle de Hill basée sur la théorie de la déformation et de ses modules sécants a été utilisée dans le cas des chargements radiaux monotones et pour un comportement global isotrope. Cette approche a conduit à une règle de localisation explicite similaire à celle de Kröner :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \underline{\underline{\Sigma}} + 2\mu\alpha(1 - \beta)(\underline{\underline{E}}^p - \underline{\underline{\varepsilon}}^p) \quad \text{Équation 4-19}$$

Où α est une fonction scalaire d'accommodation plastique isotrope. Sa valeur décroît progressivement de 1 au début de l'écoulement plastique vers 0 quand la déformation plastique augmente :

$$\frac{1}{\alpha} = 1 + \frac{3}{2} \mu \frac{J_2(\underline{\underline{E}}^p)}{J_2(\underline{\underline{\Sigma}})} \quad \text{Équation 4-20}$$

Ce modèle permet ainsi de mieux décrire l'hétérogénéité des déformations dans les matériaux multiphasés. Cependant cette loi ne s'applique pas dans le cas de chargements complexes (cas du soudage). Par conséquent, il est nécessaire d'employer un autre type de règle de localisation.

➤ Les modèles en β

L'approche de Hill et de Berveiller-Zaoui fait intervenir un terme d'accommodation proportionnel à l'écart de déformation plastique, qui est multiplié par un tenseur influencé par la déformation plastique, ce qui permet de « saturer » le niveau des contraintes internes. L'approche de la « règle en β » permet d'arriver au même résultat en conservant le terme multiplicatif issu du calcul élastique de Kröner, en remplaçant la différence de déformations plastiques par la différence entre deux variables d'accommodation [Cailletaud, 87a], [Cailletaud, 87b] & [Pilvin, 90].

Les contraintes résiduelles dans la phase g sont alors proportionnelles à la différence entre la variable β_i de la phase et la moyenne de ces variables sur l'ensemble des phases :

$$\underline{\underline{\sigma}}_i = \underline{\underline{\Sigma}} + C(\underline{\underline{\beta}} - \underline{\underline{\beta}}_i) \quad \text{avec} \quad \underline{\underline{\beta}} = \sum_{i=0}^N Z_i \underline{\underline{\beta}}_i \quad \text{Équation 4-21}$$

Avec Z_i la fraction volumique de la phase i

La loi d'évolution de β_i est écrite de façon à retrouver la modèle de Kröner au début de l'écoulement plastique, et à restituer une accommodation inter-phase non linéaire quand la plasticité se généralise dans le matériau. Sa formulation s'écrit dans le cadre de l'hypothèse des petites perturbations (HPP) :

$$\dot{\underline{\underline{\beta}}}_i = \dot{\underline{\underline{\epsilon}}}_i^p - D_i \frac{2}{3} J_2(\dot{\underline{\underline{\epsilon}}}_i^p) \underline{\underline{\beta}}_i - \left(\frac{J_2(\underline{\underline{\beta}}_i)}{L} \right)^l \frac{\underline{\underline{\beta}}_i}{J_2(\underline{\underline{\beta}}_i)} \quad \text{Équation 4-22}$$

Cette formulation sera utilisée dans le cadre de notre modélisation. Les trois paramètres D , L et l serviront à recalibrer la loi de changement d'échelle dans l'esprit de la démarche autocohérente. Par ailleurs, des calculs par éléments finis ont permis de justifier la loi en β , et de vérifier la correspondance de cette règle avec celle de Berveiller et Zaoui pour des sollicitations monotones et cycliques [Cailletaud, 1994]. Elle a été également validée pour des applications en éléments finis sur monocristaux [Forest, 1995], [Forest, 1996].

Naturellement le caractère physique de cette règle n'est pas évident, mais son utilisation permettra de procéder à un calcul par éléments finis faisant intervenir des trajets de chargement complexes lors de la simulation du procédé de soudage.

4.3.3. Implantation numérique du modèle

Le modèle a été implanté dans le module ZMaT du code de calcul ZSeT/ZeBuloN. On utilise pour cela l'interpréteur ZeBFRONT, qui permet de traduire en C++ la description du modèle sous une forme mixte, la première partie définissant les équations de comportement elles-mêmes. Le code généré en sortie se trouve dans une librairie dynamique, qui est chargée avec le code hôte au moment de l'exécution de celui-ci. Développé initialement en symbiose avec le solveur ZeBuLoN, ZMaT s'adapte à la plupart des codes du commerce (Abaqus, Ansys, Samcef, Cosmos, notamment). Nous l'utilisons plus loin avec Abaqus (cf. §5.3). Pour le moment nous l'utilisons avec le « simulateur » de ZeBuLoN. Comme il s'agit de calculer un élément de volume, une intégration explicite est suffisante. L'algorithme utilise une intégration de Runge-Kutta avec contrôle de pas.

4.3.4. Identification de la loi de comportement

Le modèle choisi pour simuler le comportement thermomécanique du matériau étudié est un modèle élasto-viscoplastique avec écrouissage cinématique pour chaque phase, couplé à une loi d'homogénéisation en β . Le chapitre précédent présente ce modèle avec un certain nombre d'équations différentielles, toutes composées de nombreux paramètres évoluant en fonction de la température, de la vitesse de sollicitation et du matériau utilisé. Pour ce faire, nous utilisons le simulateur du code ZSeT pour définir et optimiser le modèle thermomécanique. Le modèle à variables internes nécessite l'intégration d'un système différentiel qui peut être écrit sous la forme :

$$\dot{Y}(t) = f(t, A, Y) \text{ avec } Y(t_0) = Y_0 \quad \text{Équation 4-23}$$

où Y représente les variables internes du système (déformation élastique, déformation plastique cumulée, variables d'état décrivant l'écrouissage) et A les paramètres du modèle (module d'Young, coefficient de Poisson, coefficient de dilatation, coefficient de viscosité et d'écrouissage).

Le problème d'identification est résolu en construisant une norme de l'erreur entre réponses expérimentales et réponses simulées, au sens des moindres carrés. Un grand nombre d'itérations est nécessaire pour parvenir à trouver un jeu de paramètres satisfaisant. A chaque

nouvelle itération, un nouveau jeu de paramètres est identifié et utilisé pour résoudre les équations du modèle. Les paramètres à identifier étant nombreux, la fonction à minimiser comporte de multiples minima. La stratégie d'identification doit tenir compte de cette particularité, afin que la solution ne soit pas sur un minimum local. Il est possible d'améliorer la définition du problème en considérant plusieurs points de départ, pour une température donnée. Par ailleurs, il est fondamental que la dépendance en température du jeu de paramètres soit cohérente, afin que les interpolations réalisées par la suite ne conduisent pas à des simulations absurdes. Cette cohérence sera obtenue en lissant de façon systématique les paramètres en fonction de la température et en identifiant les coefficients définissant les paramètres matériaux plutôt que les paramètres eux-mêmes. Les résultats de l'identification sont reproduits dans la partie suivante.

4.3.5. Détermination des paramètres du modèle

Tous les essais présentés précédemment vont permettre d'identifier le modèle thermo-élasto-viscoplastique par méthode inverse. L'identification du modèle est réalisée dans un premier temps température par température, sans la loi d'homogénéisation. En effet, afin d'avoir une première approximation du minimum global de chaque paramètre à déterminer, nous avons identifié une loi élasto-viscoplastique dépendant seulement de la température. Ensuite, nous avons utilisé le modèle complet décrit précédemment en utilisant la loi métallurgique (cf. au paragraphe 3.4.3) définie à l'équilibre thermodynamique. En effet, l'ensemble des essais utilisés pour l'identification du modèle thermomécanique est réalisé à l'équilibre thermodynamique. L'identification finale est réalisée en utilisant pour chaque paramètre une loi dépendante de la température.

Chaque phase métallurgique a des caractéristiques thermo-mécaniques propres. Les caractéristiques élastiques (module d'Young, coefficient de Poisson) ne changent pas significativement entre les phases. La même loi dépendant de la température est définie pour les trois phases. Par contre, les caractéristiques inélastiques (limite d'élasticité, écrouissage...) dépendent davantage de la phase en question.

De plus, certains coefficients ne dépendent pas de la température, c'est le cas de d (coefficient de l'écrouissage cinématique), qui reste constant quelles que soient la phase et la température.

Comme le matériau est plastique de 20°C à 500°C (cf. au paragraphe 4.2.2), les valeurs de coefficients n et K ont été choisies pour donner une contrainte visqueuse très faible. Lorsque la température augmente, la composante élastoplastique de la contrainte diminue, alors que sa composante visqueuse augmente, les deux effets se compensent pour donner une évolution décroissante de la contrainte globale avec la température.

Les résultats de l'identification sont présentés ci-dessous :

Module d'Young :

$$E = 1000 \times (111 - 0,052 \times (T - 25)) \quad \text{Équation 4-24}$$

Coefficient de Poisson :

$$\nu = 0,317 + 7.10^{-5} \times (T - 25) \quad \text{Équation 4-25}$$

Coefficient de Lamé μ :

$$\mu = \frac{E}{2(1+\nu)} = \frac{1000 \times (111 - 0,052 \times (T - 25))}{2 \times (1 + 0,317 + 7.10^{-5} \times (T - 25))} \quad \text{Équation 4-26}$$

Coefficient de dilatation :

$$\alpha = 1.10^{-5}$$

Coefficient propre à l'érouissage cinématique :

$$d_\alpha = d_\beta = d_{\alpha'} = 300$$

➤ **Phase α :**

Limite d'élasticité :

$$\sigma_{y\alpha} = 590 - 0,85 \times (T - 20) \quad \text{Équation 4-27}$$

Pour les hautes températures, $\sigma_{y\alpha}$ sature à 1 MPa

Coefficient propre à l'érouissage cinématique :

$$C_\alpha = 106763 - 105 \times (T - 20) \quad \text{Équation 4-28}$$

Pour les hautes températures, C_α sature à 100 MPa

Coefficients de viscosité :

$$n_\alpha = 1 + \left(15 \times \left(e^{(3.10^{-6} \times (T-30)^{1,95})} \right) \right) \quad \text{Équation 4-29}$$

$$K_\alpha = 10 + 350 e^{(-0,00001 \times |T-550|^{2,15})} \quad \text{Équation 4-30}$$

Coefficient propre à la règle de localisation :

$$D_\alpha = 150$$

➤ **Phase β :**

Limite d'élasticité :

$$\sigma_{y\beta} = 590 - 0,83 \times (T - 20) \quad \text{Équation 4-31}$$

Pour les hautes températures, $\sigma_{y\beta}$ sature à 1 MPa

Coefficient propre à l'érouissage cinématique :

$$C_{\beta} = 106763 - 114,6 \times (T - 20) \quad \text{Équation 4-32}$$

Pour les hautes températures, C_{β} sature à 100 MPa

Coefficients de viscosité :

$$n_{\beta} = 1 + \left(15 \times \left(e^{(3,10^{-6} \times (T-30)^{1,95})} \right) \right) \quad \text{Équation 4-33}$$

$$K_{\beta} = 50 + 1000e^{(-0,00001 \times |T-750|^{2,73})} \quad \text{Équation 4-34}$$

Coefficient propre à la règle de localisation :

$$D_{\beta} = 170$$

➤ **Phase α' :**

Limite d'élasticité :

$$\sigma_{y\alpha'} = 590 - 0,86 \times (T - 20) \quad \text{Équation 4-35}$$

Pour les hautes températures, $\sigma_{y\alpha'}$ sature à 1 MPa

Coefficient propre à l'érouissage cinématique :

$$C_{\alpha'} = 106763 - 100 \times (T - 20) \quad \text{Équation 4-36}$$

Pour les hautes températures, $C_{\alpha'}$ sature à 100 MPa

Coefficients de viscosité :

$$n_{\alpha'} = 1 + \left(15 \times \left(e^{(3,10^{-6} \times (T-30)^{1,95})} \right) \right) \quad \text{Équation 4-37}$$

$$K_{\alpha'} = 50 + 750e^{(-0,00001 \times |T-550|^{2,1})} \quad \text{Équation 4-38}$$

Coefficient propre à la règle de localisation :

$$D_{\alpha'} = 100$$

4.3.6. Comparaison du modèle avec l'expérience

L'ensemble des résultats de l'identification est présenté dans l'annexe 8. Pour chaque température, nous présentons les courbes d'identification du matériau de base et de la martensite pour les différentes vitesses de déformation testées expérimentalement.

La Figure 4-25 représente un exemple d'identification pour le matériau de base ($\alpha+\beta$) lors d'essais cycliques à 900°C pour des vitesses de déformation de 10^{-4} s^{-1} , 10^{-3} s^{-1} et 10^{-2} s^{-1} . Les traits pointillés représentent l'essai expérimental alors que les traits continus sont obtenus par calcul numérique. La Figure 4-26 représente l'identification pour les essais de relaxation du matériau de base. La Figure 4-27 et la Figure 4-28 correspondent à l'identification de la martensite.

Une comparaison entre les prévisions du modèle et les courbes expérimentales montre la bonne capacité prédictive du modèle que ce soit à haute température comme à température ambiante. On peut également remarquer que l'identification est correcte quelle que soit la microstructure du matériau.

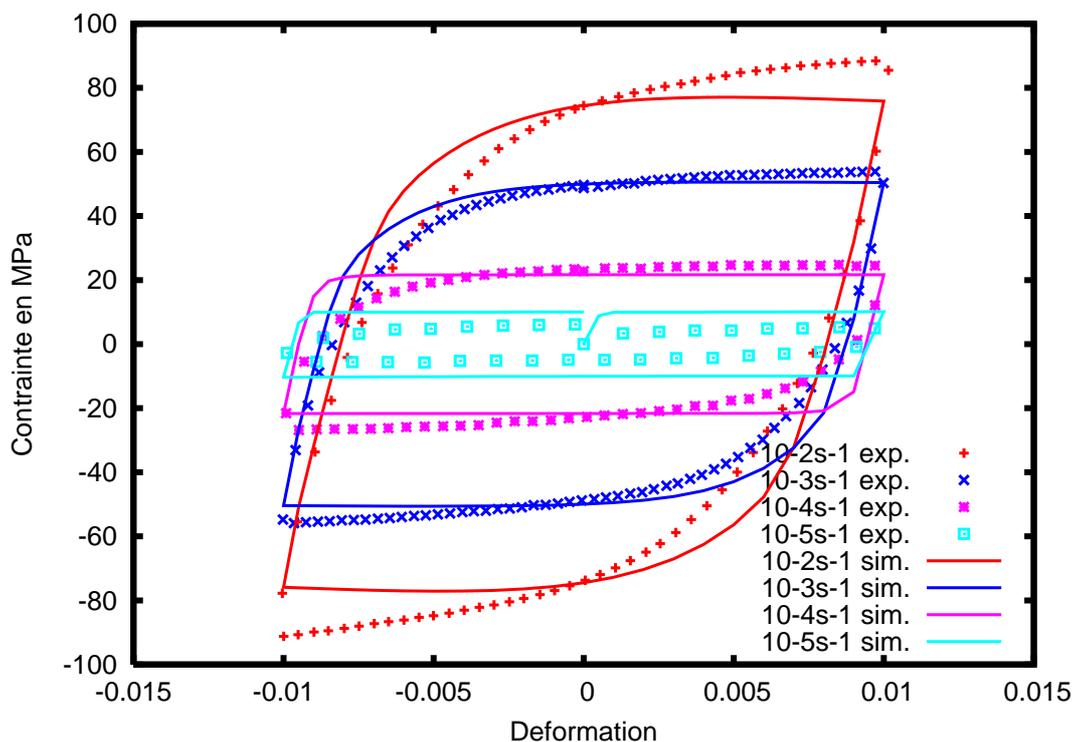


Figure 4-25 : Comparaison simulation expérience pour un essai cyclique à 900°C du matériau de base

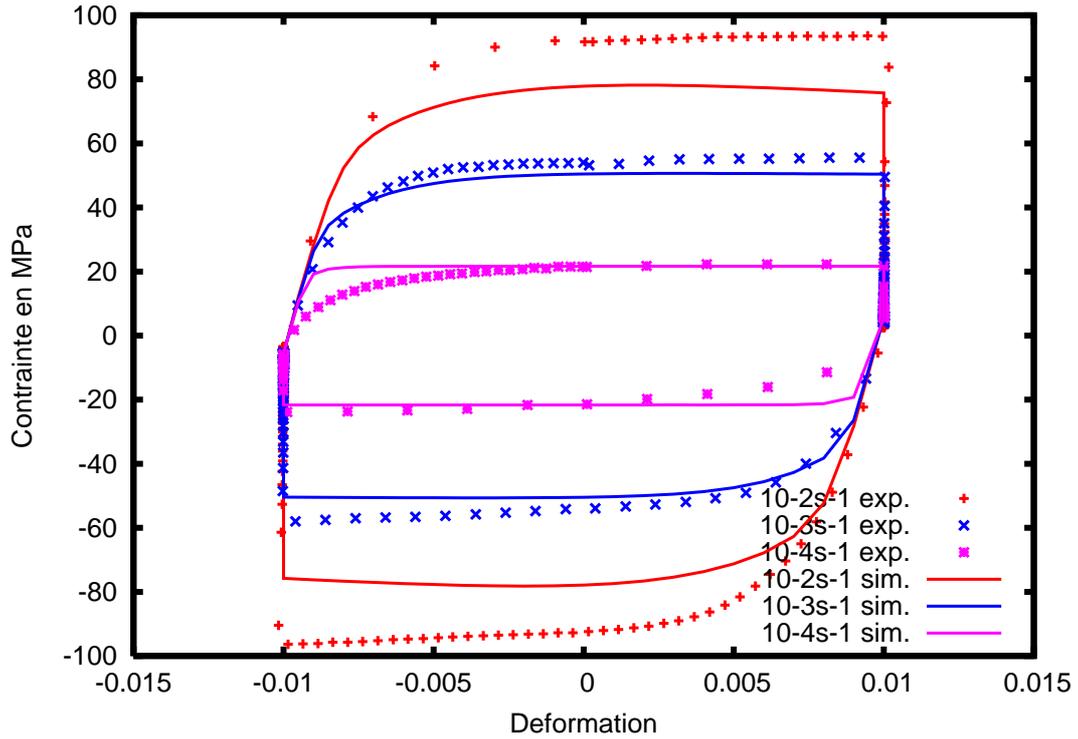


Figure 4-26 : Comparaison simulation expérience pour un essai de relaxation à 900°C du matériau de base

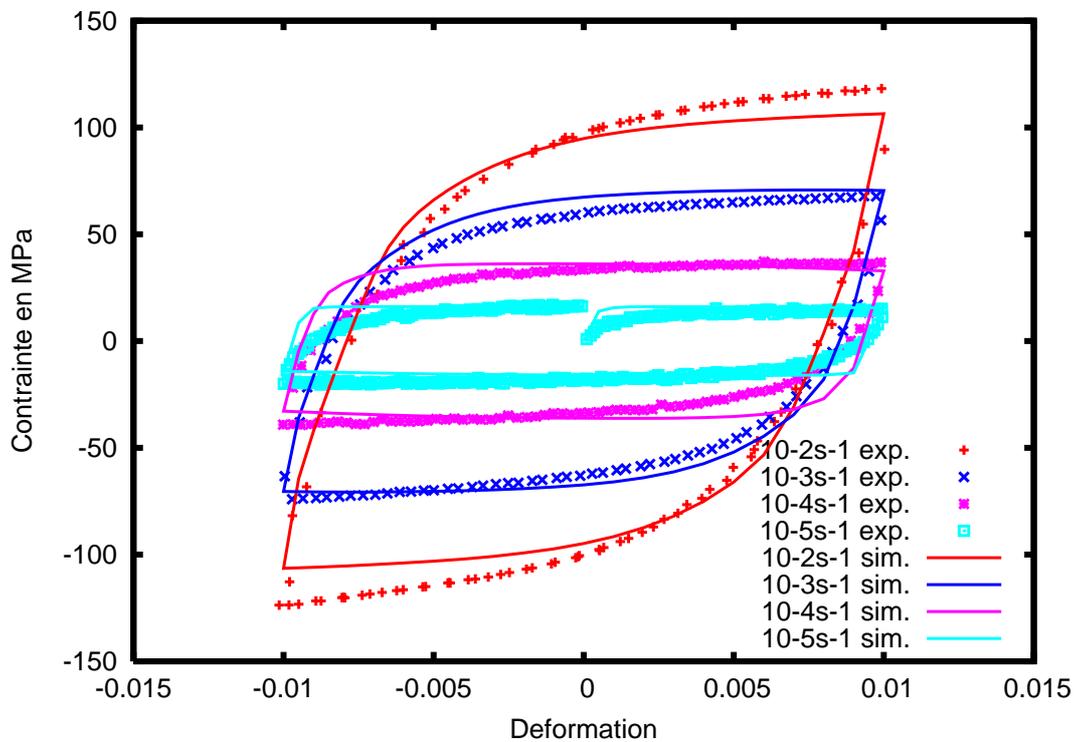


Figure 4-27 : Comparaison simulation expérience pour un essai cyclique à 900°C de la martensite

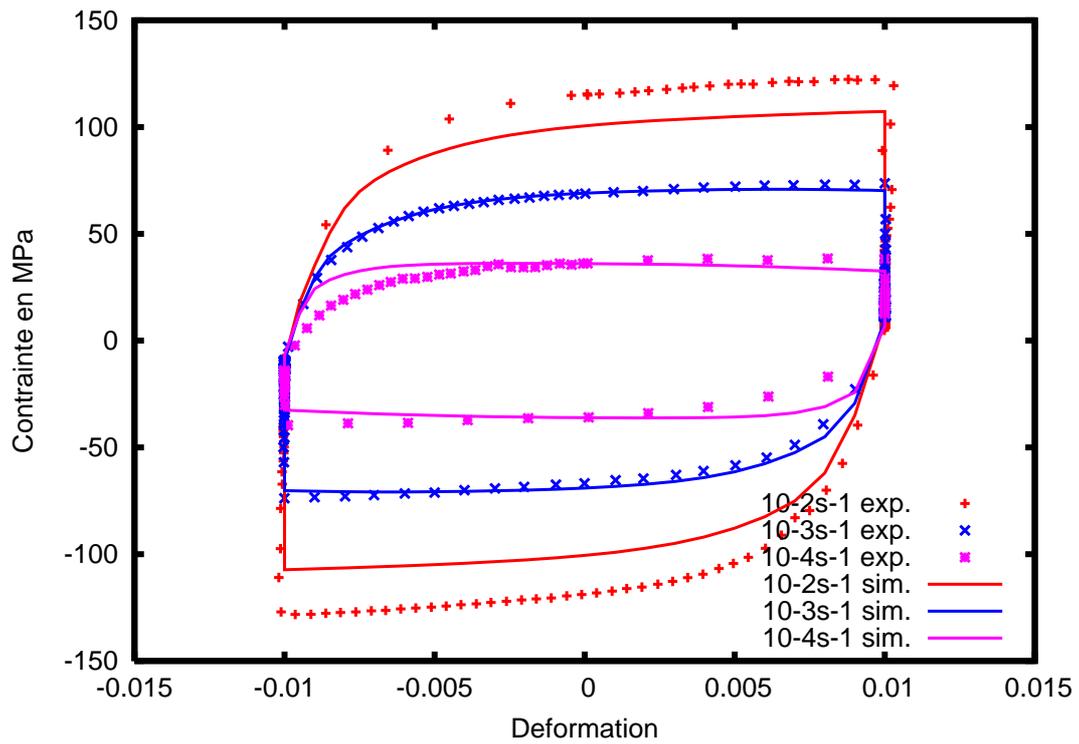


Figure 4-28 : Comparaison simulation expérience pour un essai de relaxation à 900°C de la martensite

4.4. Synthèse sur le comportement thermomécanique

L'ensemble des essais cycliques, de relaxation et des essais réalisés sur le simulateur thermomécanique DITHEM, ont permis d'identifier une loi de comportement, depuis la température ambiante jusqu'à 1050°C, puis jusqu'à la température de fusion en extrapolant les coefficients du modèle.

Ces essais balayant un large domaine de température, différents mécanismes métallurgiques sont observés : relaxation élevée à partir de 600°C, viscosité du matériau pour une température supérieure à 550°C.

Les phénomènes visqueux intervenant à partir d'une température de 550°C, il est donc nécessaire d'utiliser une loi élasto-viscoplastique pour réaliser la simulation numérique des essais de soudabilité.

Nous avons choisi comme modèle, pour simuler le comportement thermomécanique du matériau étudié, un modèle élasto-viscoplastique avec écrouissage cinématique pour chaque phase, couplé à une loi d'homogénéisation en β .

A très haute température (à partir de 1000°C), seule la phase β est présente, et il n'y a plus de contrainte interne. Nous utilisons dans ce cas des données qui ont été établies pour traiter des problèmes de mise en forme [Bruschi, 2004] & [Malcor, 1983 b], pour générer les paramètres d'une simple loi de Norton, que nous raccordons avec notre propre identification.

A titre de synthèse, nous avons tracé, en fonction de la température, les évolutions de limite d'élasticité conventionnelle $\sigma_{0,2}$ et de la contrainte ultime σ_u pour chaque phase. Celles-ci sont calculées pour une vitesse de déformation $\dot{\epsilon}$ de 10^{-4}s^{-1} et 10^{-2}s^{-1} , ce qui correspond à un domaine typique d'utilisation de notre modèle. Les expressions approchées utilisées pour la construction sont :

$$\sigma_{0,2} = \frac{C}{d} (1 - e^{-d\epsilon^p}) + \sigma_y + K\dot{\epsilon}^{p/n} \quad \text{Équation 4-39}$$

Avec $\epsilon^p = 2.10^{-3}$; $\dot{\epsilon}^p = 0,0001\text{s}^{-1}$ et $\dot{\epsilon}^p = 0,01\text{s}^{-1}$

$$\sigma_u = \frac{C}{d} + \sigma_y + K\dot{\epsilon}^{p/n} \quad \text{Équation 4-40}$$

Avec $\dot{\epsilon}^p = 0,0001\text{s}^{-1}$ et $\dot{\epsilon}^p = 0,01\text{s}^{-1}$

Les courbes sont représentées en Figure 4-29 et Figure 4-30.

On note en particulier le fait que la différence la plus importante entre les phases se retrouve sur la partie visqueuse du comportement.

Il apparaît étonnant d'avoir la contrainte de la phase β supérieure aux contraintes des phases α et α' . En effet plusieurs études ont montré que cette phase cubique centrée possède un comportement mécanique plus faible que la phase α .

On peut expliquer ce résultat par le fait, que cette phase β est présente à un pourcentage inférieur à 50% pour des températures inférieures à 950°C.

Donc, pour les températures inférieures à 950°C, le comportement mécanique de la phase β modifie peu le comportement mécanique global. Et pour les températures supérieures à 950°C, les contraintes obtenues sont relativement faibles, ce qui explique les résultats présentés Figure 4-29 et Figure 4-30.

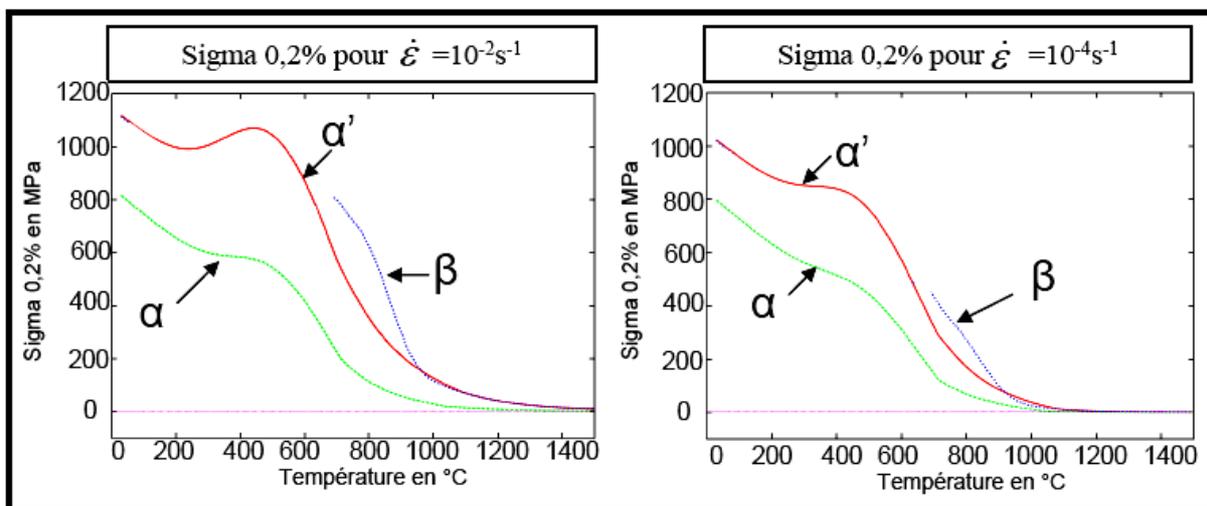


Figure 4-29 : Contrainte limite d'élasticité pour chaque phase

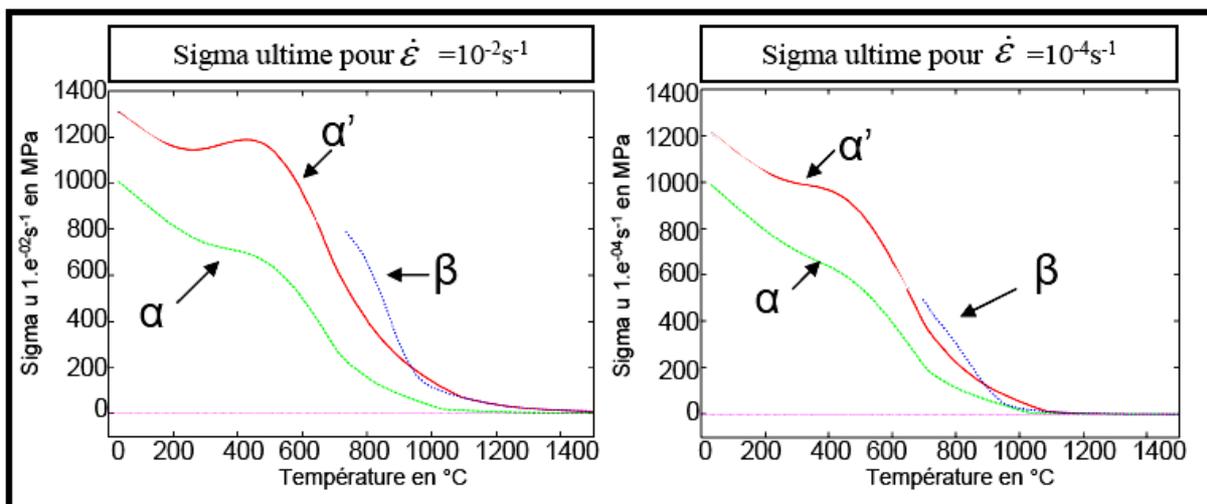


Figure 4-30 : Contrainte ultime pour chaque phase

5. Validation globale de la démarche

S'il est facile de déterminer par des moyens micrographiques classiques les modifications de structure métallurgique d'un métal soudé, il est beaucoup plus délicat d'appréhender l'état mécanique du cordon de soudure résultant de l'opération d'assemblage. Afin de valider le modèle présenté précédemment, des essais de soudage instrumentés sont réalisés sur des structures de même épaisseur mais de taille plus réduite. En effet, notre environnement de calcul du CEA ne nous a pas permis de réaliser l'essai de validation sur une pièce ayant la géométrie de l'assemblage pour lequel cette étude a été réalisée. Ce chapitre se décompose en trois parties. Dans un premier temps nous présentons les deux types d'essais de validation avec les résultats expérimentaux. Puis nous présentons la modélisation numérique de l'apport de chaleur du procédé et enfin le calcul thermomécanique global sur structures, identiques à celles étudiés auparavant.

5.1. Descriptif de l'essai de validation

La validité du modèle décrit précédemment s'appuie sur un essai expérimental représentatif des différents phénomènes rencontrés lors de l'opération de soudage. Nous avons réalisé deux types d'essai de soudage laser YAG impulsif instrumentés, sur plaques et sur tubes d'épaisseurs 3 mm. Deux types de mesure seront comparés à la simulation numérique et permettront ainsi de valider le modèle numérique déterminé auparavant. Les plaques seront soudées non bridées, afin de mesurer la déformation libre après soudage. Pour les tubes, les contraintes résiduelles seront mesurées par diffraction des rayons X après soudage.

De plus, ces essais permettront d'identifier l'intensité du flux volumique généré par l'impulsion laser. C'est pourquoi, nous allons mesurer les températures afin d'obtenir les cycles thermiques, et déterminer l'état microstructural produit par les conditions de chauffage et de refroidissement. Pour ce faire, nous avons placé plusieurs thermocouples qui permettront d'obtenir les gradients thermiques et les champs thermiques générés pendant le procédé de soudage. La mesure de la profondeur de pénétration permettra de recalculer la géométrie du flux volumique. Enfin, pour les tubes, il est apparu intéressant de placer une jauge de déformation sur le cordon, pour mesurer les déformations en fonction de la position angulaire de soudage.

Les échantillons seront soudés deux à deux. Il s'agit de six plaques de 50 mm par 30 mm, et de six bagues de 30 mm de diamètre par 50 mm de hauteur, pour une épaisseur commune de 3 mm, ce qui représente donc trois essais de type plaque et trois essais de type tube. Pour chacun d'entre eux, nous allons utiliser des paramètres de soudage identiques, couramment utilisés pour les liaisons en TA6V d'épaisseur 3 mm.

Ces paramètres sont les suivants :

- Energie d'impulsion : 20 J
- Durée d'impulsion : 13 ms
- Distance focale de tir : 178 mm (+ focalisation à l'intérieur de la pièce de 3mm)
- Pas d'avance : 0,28 mm
- Fréquence d'impulsion : 5 Hz

Les essais sont effectués sur un poste de soudage laser impulsif de marque Schneeberger, à commande numérique Figure 5-1, disponible au sein du laboratoire de soudage du département de fabrication du CEA Valduc.

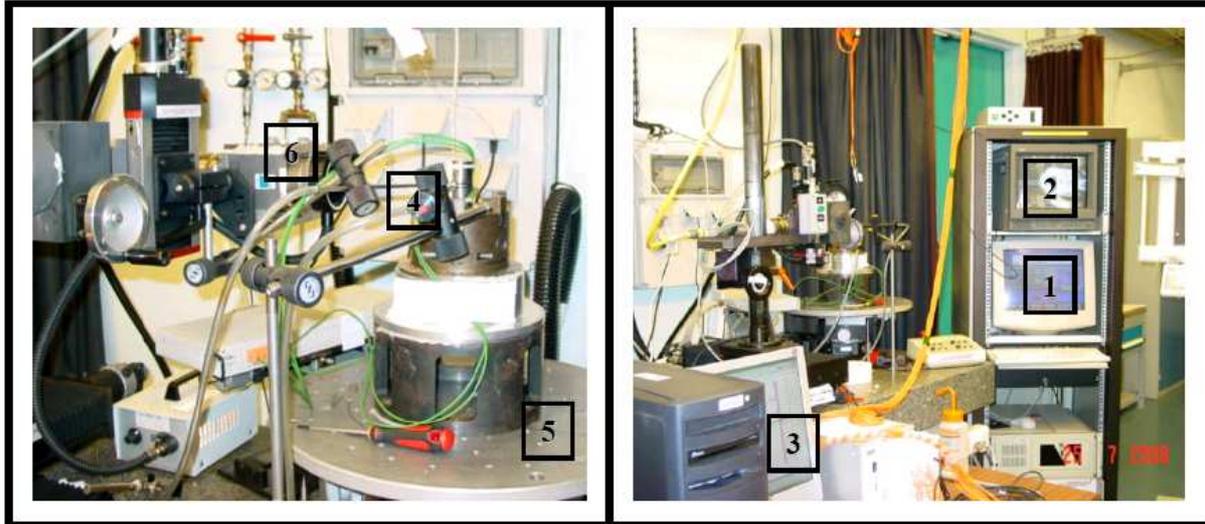


Figure 5-1 : Montage du poste de soudage laser pour l'essai de validation

- 1 : PC de commande de déplacement
- 2 : Ecran de visualisation
- 3 : PC d'acquisition des données
- 4 : Buse du gaz de protection (argon)
- 5 : Plateau de soudage
- 6 : Tête laser (possibilité de position verticale ou horizontale)

La tête laser peut être positionnée soit verticalement, soit horizontalement (Figure 5-1), soit inclinée entre ces deux extrêmes (elle peut pivoter autour de l'axe y lors du réglage). Cette tête possède en plus trois translations (suivant x, y et z). Le plateau de soudage permet la rotation autour de z, puis les translations suivant x et y.

5.1.1. Préparation de l'essai

5.1.1.1. Préparation du poste laser

Les tubes sont montés dans un mandrin, lui-même collé sur le plateau de soudage. Les plaques sont maintenues par des brides (d'un seul côté du plan de joint, afin de laisser une plaque se déformer librement). Le dégauchissage des pièces est fait avec l'écran de visualisation et le boîtier de commande du plateau. Ensuite, la distance focale est réglée à l'aide d'une pige.

5.1.1.2. Agrafage des échantillons

Pour maintenir en position les bagues et les plaques deux à deux avant de les souder, il faut les « agraffer », c'est-à-dire, faire des points de soudure par des impulsions laser. Cette préparation est primordiale lors du soudage de deux pièces, afin d'éviter le décollement du plan de joint au début du soudage.

Nous ne tiendrons pas compte de l'agrafage des pièces pendant notre calcul thermomécanique, car la condition de symétrie au plan de joint, lui impose de rester dans ce plan.

Les impulsions laser pour l'agrafage sont effectuées avec les paramètres suivants :

- Energie d'impulsion : 6 J
- Durée d'impulsion : 5 ms
- Distance focale : 178 mm

Pour pointer les tubes, nous orientons la tête laser horizontalement, le maintien en position est assuré par un étau collé sur le plateau (les sollicitations mécaniques sont très faibles). Pour les plaques, la tête laser est orientée verticalement, et les plaques sont maintenues en position par collage sur le plateau.

5.1.1.3. Contrôle dimensionnel avant soudage

Afin de tenir compte des défauts de forme des échantillons lors de la mesure des déformations induites par le soudage, il est nécessaire d'acquérir les profils des surfaces des pièces avant soudage. Ces profils seront comparés plus tard à ceux obtenus après soudage. Pour les bagues et les plaques, quatre profils transversaux répartis uniformément sont acquis par un profilomètre, relevant une série de points dans le plan.

5.1.1.4. Instrumentation thermique

L'instrumentation thermique est destinée à évaluer le champ thermique autour du bain de soudage et donc à servir de base de comparaison pour la simulation thermique des deux essais de soudabilité.

Sur une plaque de dimension importante par rapport au cordon de soudure et au champ thermique qu'il génère, on peut considérer que le régime thermique se stabilise après une quinzaine de cycles thermiques. Les dimensions des plaques et des tubes sont optimisées, afin de faire abstraction du début et de la fin de la soudure. Il est donc possible de déterminer expérimentalement de façon simple le champ thermique, en disposant une série de thermocouples à une distance variable par rapport à l'axe du cordon de soudure. Nous avons décidé d'instrumenter chaque échantillon avec 5 thermocouples (Figure 5-2 pour la plaque et Figure 5-8 pour le tube) de façon à obtenir le champ thermique généré par le soudage. Les trois premiers thermocouples sont positionnés dans le sens longitudinal, à 1,5 mm du plan de joint, et les thermocouples n°4 et n°5 sont positionnés dans le sens transversal, à respectivement 3,5 mm et 5,5 mm du plan de joint. Les thermocouples n°4 et n°5 permettent de quantifier les gradients thermiques générés par le procédé.

Il existe deux sortes de thermocouples adaptés à notre étude. Ils sont présentés dans le tableau ci-dessous :

Thermocouples	Plage de température
Type K : Chromel/Alumel	-270 à 1250°C
Type S : Platine Rhodium/Platine	-50 à 1500°C

5.1.2. Cas de la plaque

5.1.2.1. Implantation des thermocouples

La Figure 5-2 présente les différentes implantations des thermocouples considérés lors de cet essai instrumenté. Nous avons décidé d'utiliser pour les plaques les deux types de thermocouples S et K, afin de relever la température en un même point de la surface de l'échantillon. L'objectif est de comparer la température mesurée par ces deux types de thermocouple et de s'affranchir du type de thermocouple. Les thermocouples n°1, 2, 3, 4, 5 sont de type S et les thermocouples n°6, 7 sont de type K.

Les instrumentations sont réalisées à proximité de la zone affectée thermiquement mais aussi dans les parties plus froides des éprouvettes pour vérifier que le modèle numérique est fidèle à l'instrumentation lorsque l'on se place loin de la zone fondue. En effet, la conductivité thermique du TA6V étant très faible (21,6 W.m⁻¹.K⁻¹), on s'attend à observer des gradients thermiques élevés.

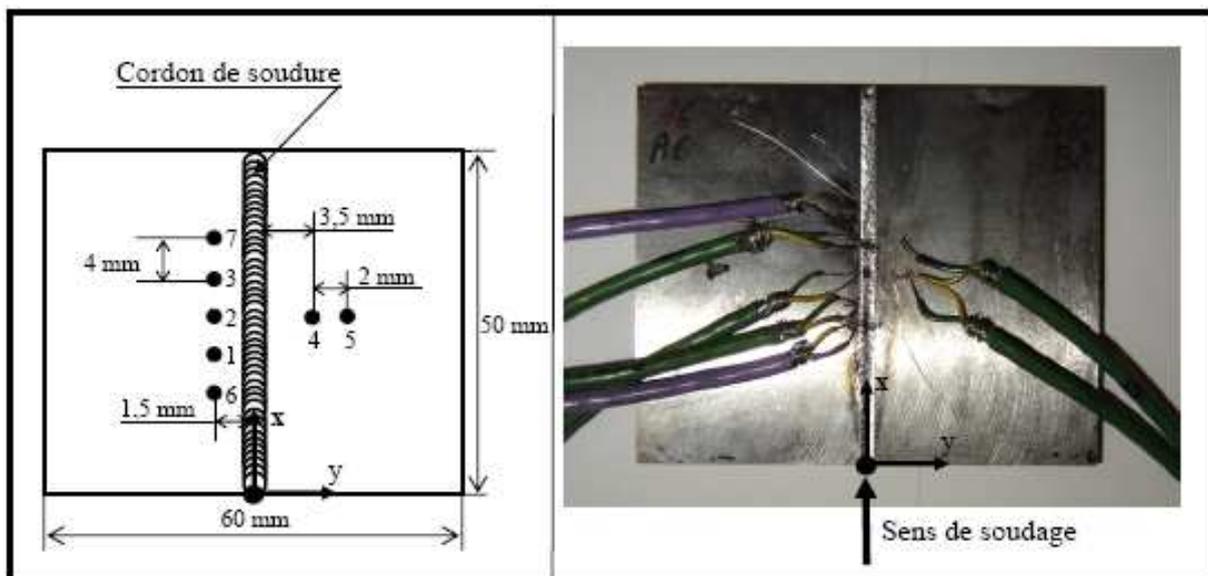


Figure 5-2 : Positionnement des thermocouples sur la plaque

Pour limiter autant que possible le temps de réponse des thermocouples, on emploie des thermocouples que l'on soude directement sur la surface de l'échantillon. Les thermocouples sont fixés sur la surface par des points de soudure, créés par un poste de soudure par points. La pièce et les deux fils du thermocouple sont serrés par une pince de cuivre, le courant traversant les branches de la pince fait fondre les matériaux à assembler par effet Joule. Il est donc très délicat de positionner très précisément les thermocouples. Il est nécessaire de déterminer leurs emplacements précis à l'aide d'un microscope optique après soudage des thermocouples. Les coordonnées par rapport au plan de joint des thermocouples de la plaque n°2 sont définies ci-après. L'origine du repère est représentée sur la Figure 5-2 :

Thermocouple n°1 : (21.28 mm ; -1.33 mm)

Thermocouple n°2 : (25.09 mm ; -1.23 mm)

Thermocouple n°3 : (29.16 mm ; -1.13 mm)

Thermocouple n°4 : (25.09 mm ; 3.545 mm)

Thermocouple n°5 : (24.89 mm ; 5.65 mm)

Thermocouple n°6 : (18.59 mm ; -1.6 mm)

Thermocouple n°7 : (33.06 mm ; -1.69 mm)

Ces coordonnées serviront par la suite, afin de corréliser notre calcul thermique à l'expérience.

5.1.2.2. Résultats

Les différents résultats des essais thermiques sont présentés ci-dessous. Nous retiendrons les principaux résultats :

- Les essais réalisés avec deux types de thermocouples K et S produisent des résultats similaires. Les écarts de température entre les deux types de thermocouples sont de 20-30°C seulement,
- Le régime thermique se stabilise à partir de la quinzième impulsion laser,
- Les différentes impulsions ont un impact important sur la réponse thermique à proximité de la zone fondue (Figure 5-4) et leurs effets diminuent fortement dans la zone affectée thermiquement.

La Figure 5-3 présente les courbes de température relatives à chaque thermocouple en fonction du temps pour l'essai n°2.

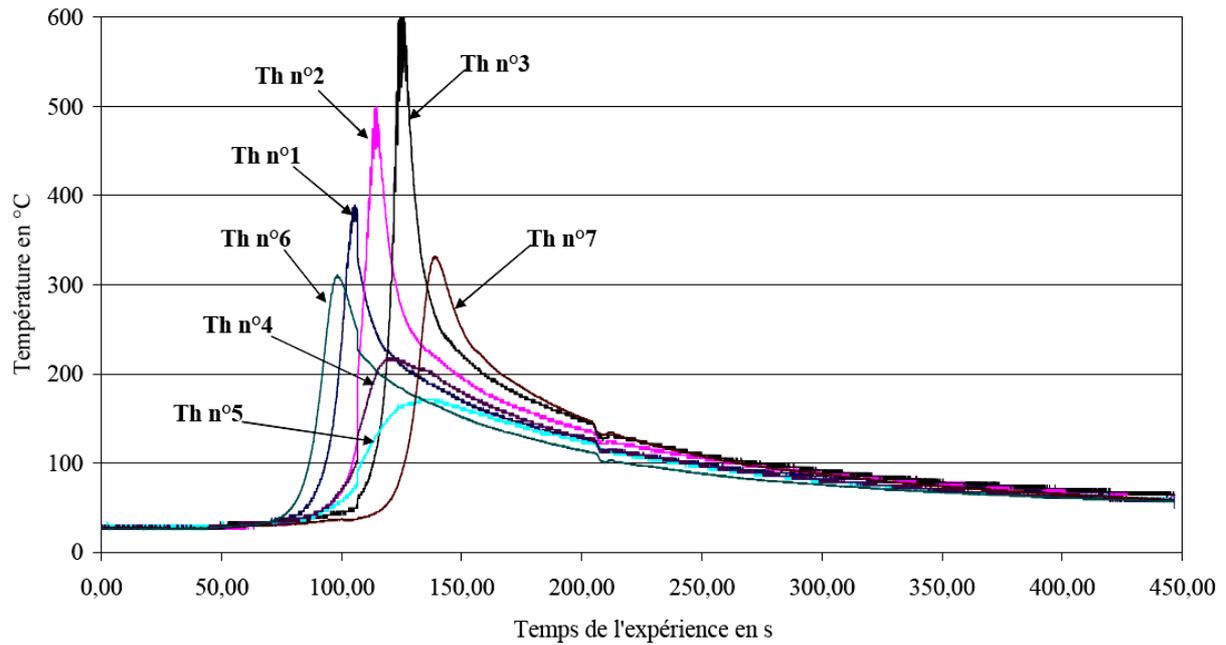


Figure 5-3 : Réponse des thermocouples pour la plaque n°2

La Figure 5-4 présente les courbes de température en fonction du temps des thermocouples type S n°1, 2 et 3 pour l'essai n°3. Dans ce cas, les trois thermocouples ont été placés quasiment sur la même ligne médiane, à proximité de la zone fondue (1,25 mm du plan de joint). Il est intéressant de montrer l'influence des impulsions lasers sur la réponse thermique. En effet, chaque pic du graphique correspond à un cycle thermique du procédé de laser, qui correspond dans notre cas à 200 ms (fréquence de soudage à 5 Hz). L'ensemble des essais montre que plus on se rapproche du bain fondu plus l'amplitude des pics est importante. Il est nécessaire lors de la simulation du soudage d'obtenir une réponse identique à l'expérience aussi bien, pour la forme globale des cinétiques thermiques (Figure 5-3), que pour la forme locale des pics thermiques provoqués par chaque impulsion laser (Figure 5-4).

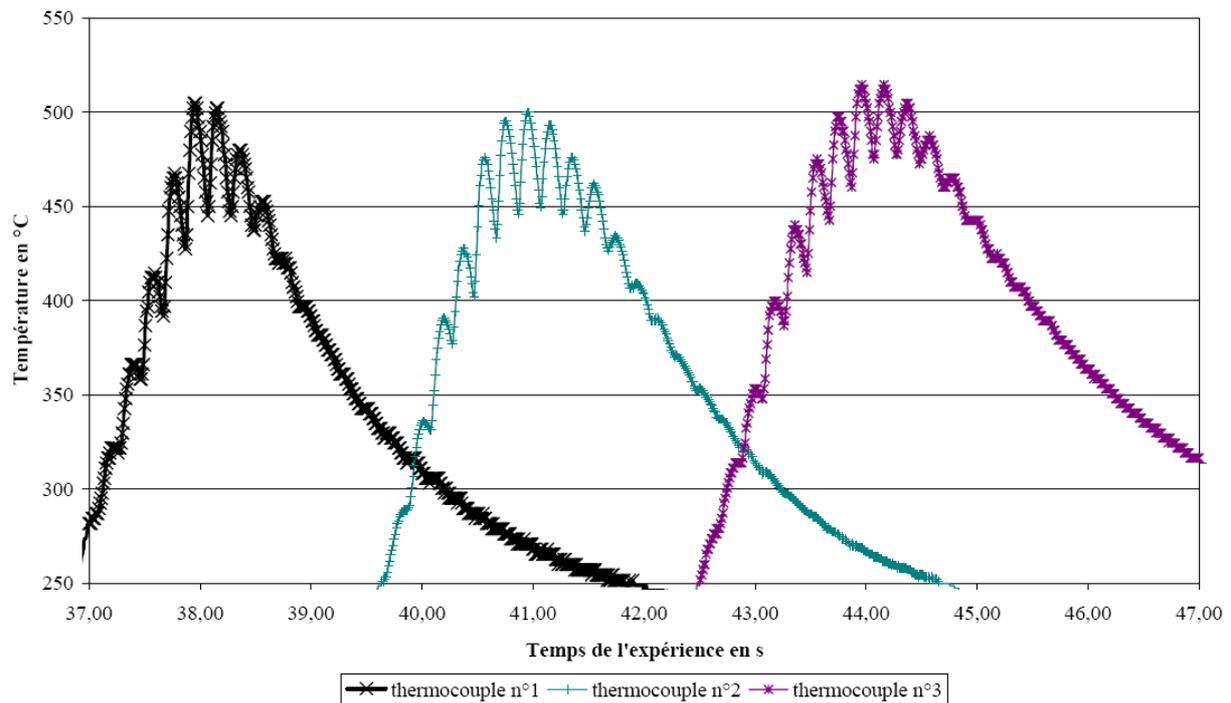


Figure 5-4 : Réponse des thermocouples pour la plaque n°3 (Influence des impulsions laser)

De plus, pour un instant donné, on peut tracer une cartographie des températures autour de la zone affectée par l'impulsion laser (Figure 5-5), afin de se rendre compte des importantes cinétiques de refroidissement. Pour ce faire, il a fallu réunir les courbes de température relatives à chaque essai, et pour chaque cycle thermique. La Figure 5-5 représente les courbes isothermes du champ quasi-stationnaire des températures. Le cordon de soudure correspond à l'axe vertical de la figure. On remarque qu'il y a un échauffement avec un gradient très important en avant de la position du point d'impact du laser.

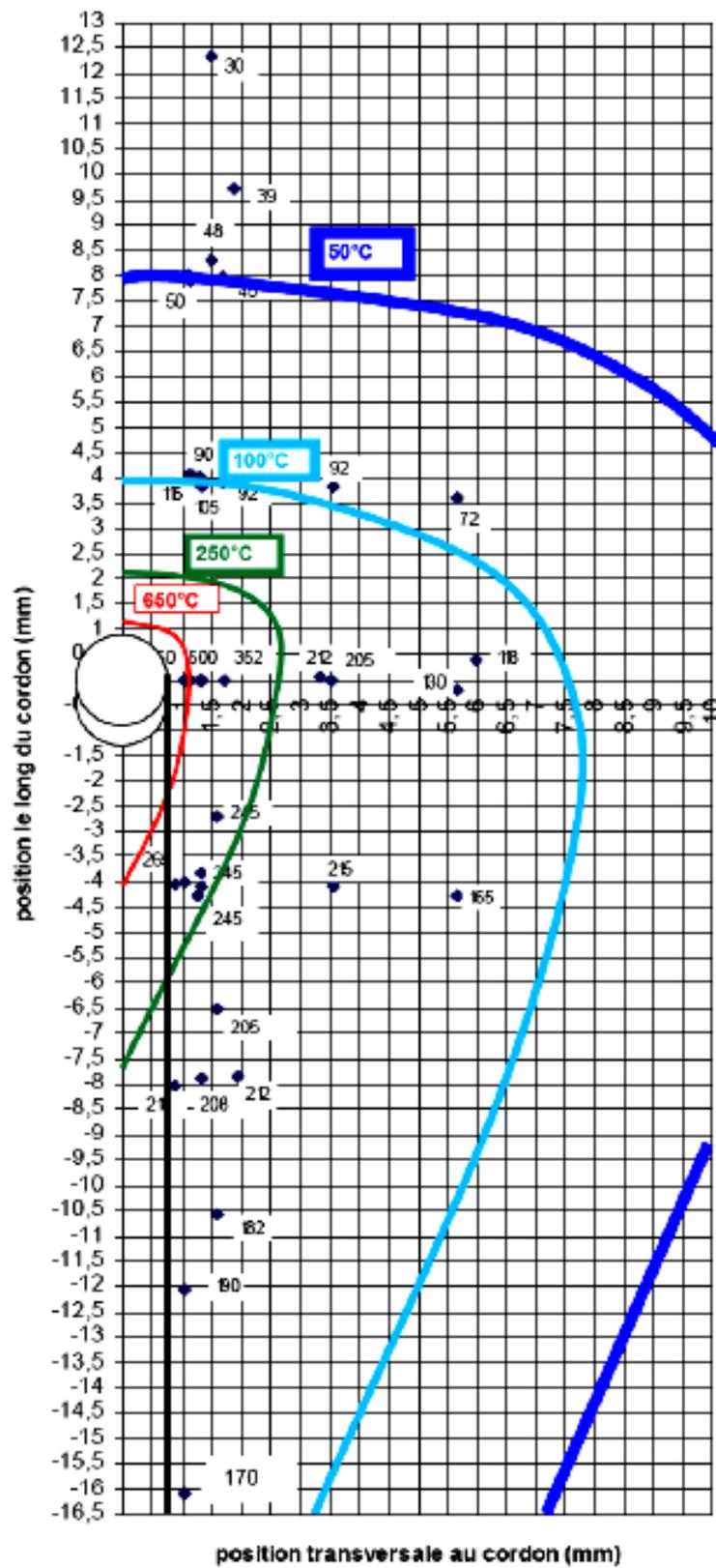


Figure 5-5 : Courbe isotherme lors du soudage de la plaque

5.1.2.3. Déformation de la plaque après soudage

Comme nous l'avons dit auparavant, aucune mesure de contrainte résiduelle n'a été effectuée sur les plaques, par contre nous avons décidé de mesurer l'écart de déformation avant et après soudage par mesure de profilométrie. La Figure 5-6 présente les résultats obtenus pour une des filiations de l'essai de validation des plaques n°2. Bien entendu, lors du soudage, les deux plaques sont libres de se déplacer, et ainsi, nous obtenons pour cette géométrie un déplacement maximal de 280 μm . Nous retrouvons cet ordre de grandeur pour l'ensemble des filiations des 3 essais de validation. Ces résultats seront utilisés par la suite afin de valider notre modèle thermo-mécanique, dans le cas du soudage des plaques.

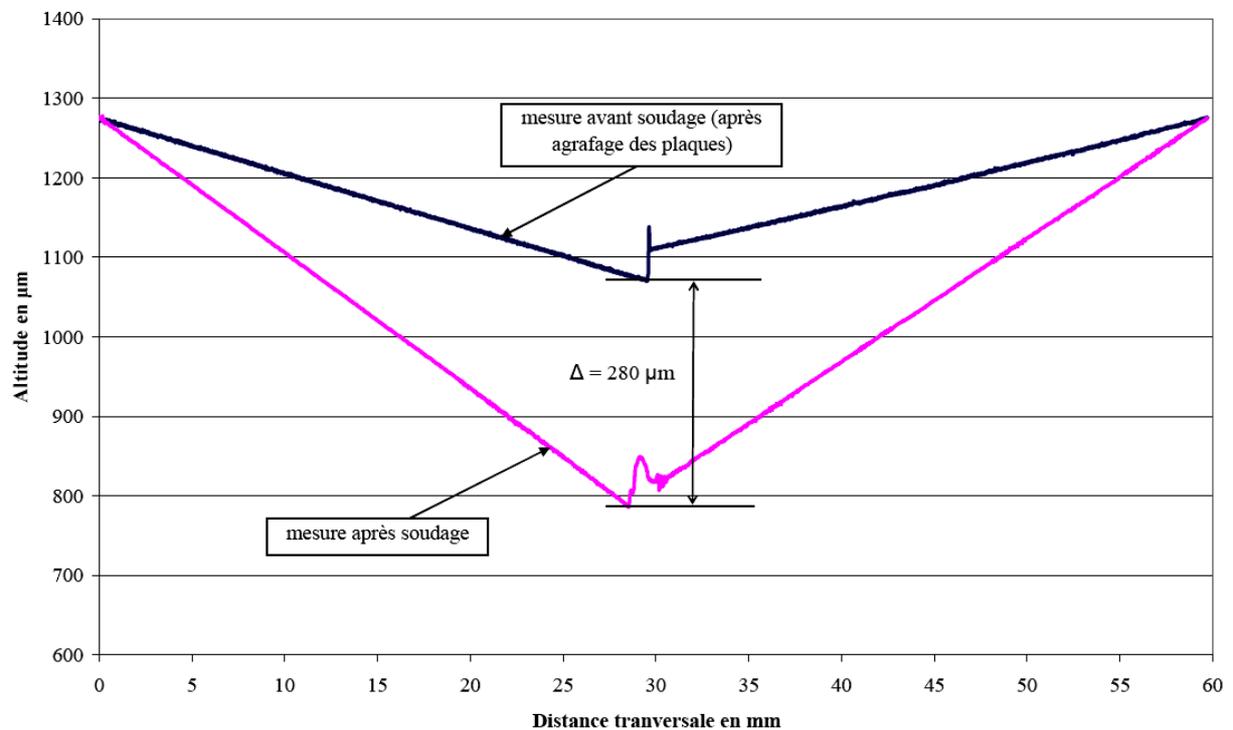


Figure 5-6 : Mesure par profilométrie de la plaque avant et après soudage

5.1.3. Cas des tubes

Une seconde série d'essais a été effectuée avec des tubes, instrumentés de façon similaire à la plaque décrite précédemment. Trois essais ont été effectués.

La Figure 5-7 présente le montage des tubes sur le poste de soudage avec les 5 thermocouples type S et une jauge de déformation collée sur le cordon de soudure, afin de quantifier les contraintes générées dans le cordon pendant le procédé. Les différents résultats obtenus sont présentés par la suite, avec l'analyse des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X après soudage.

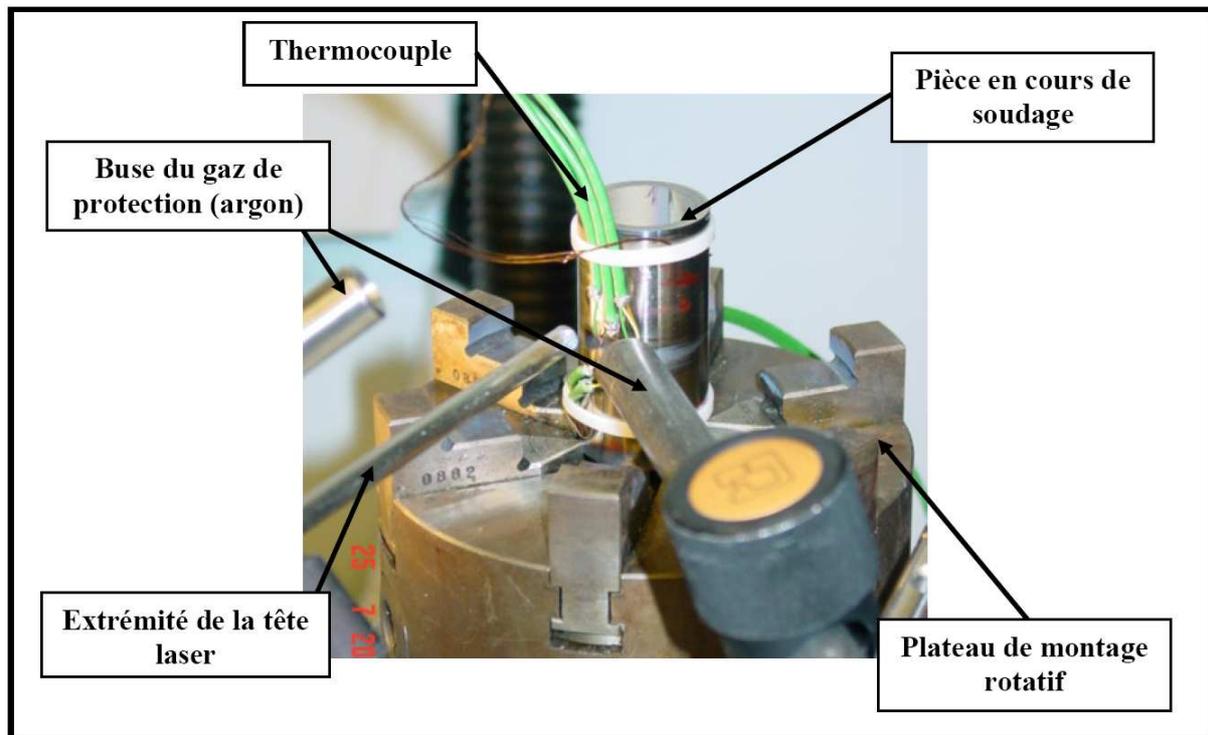


Figure 5-7 : Montage des tubes sur le poste laser

5.1.3.1. Implantation et résultats des thermocouples

La Figure 5-8 présente les différentes implantations des thermocouples considérés lors de cet essai instrumenté. Contrairement à l'essai de validation sur plaque, nous n'avons utilisé que des thermocouples type S, car la différence entre les deux types de thermocouples était négligeable. Comme précédemment, les instrumentations sont réalisées avec des thermocouples situés à proximité de la zone affectée thermiquement mais aussi dans les parties plus froides des éprouvettes.

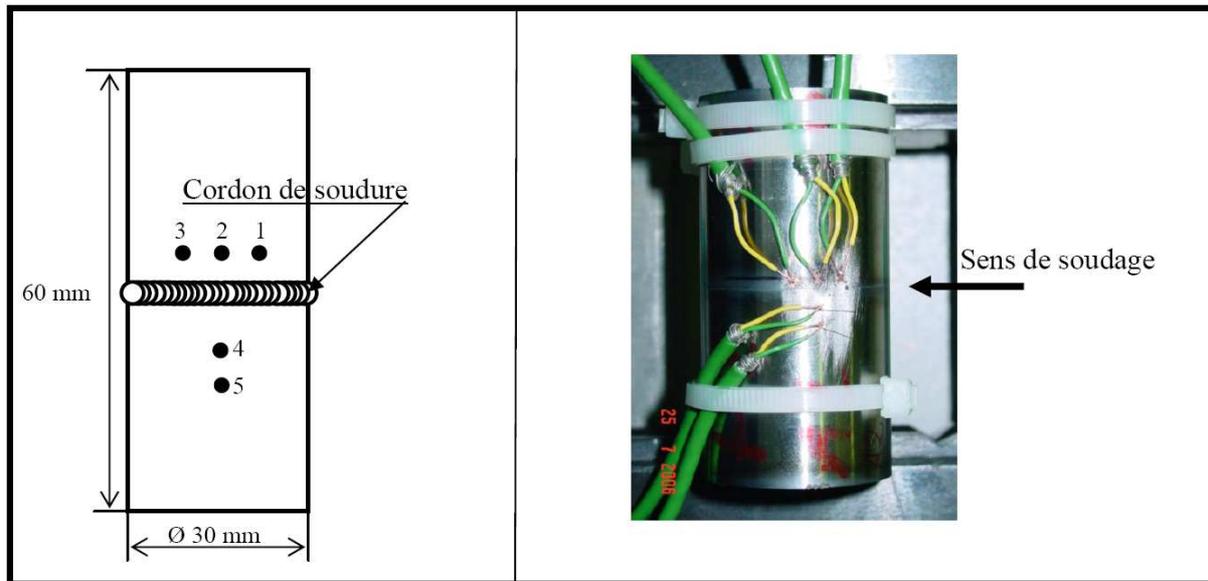


Figure 5-8 : Positionnement des thermocouples pour le tube n°2

Comme pour la plaque, la difficulté qu'il y a à positionner précisément lors du soudage nécessite la détermination de leurs emplacements précis à l'aide d'un microscope optique, après soudage. Les coordonnées par rapport au plan de joint des thermocouples du tube n°2 sont définies ci-après :

Thermocouple n°1 : (103.765° ; -1.59 mm)
 Thermocouple n°2 : (119.845° ; -1.524 mm)
 Thermocouple n°3 : (134.758° ; -1.396 mm)
 Thermocouple n°4 : (119.631° ; 3.652 mm)
 Thermocouple n°5 : (120.118° ; 5.659 mm)

Les différents résultats des essais thermiques sont présentés ci-dessous. Nous retiendrons les principaux résultats :

- Le régime thermique se stabilise à partir de la quinzième impulsion laser comme pour les plaques.
- Comme pour la plaque, on retrouve l'importance des gradients thermiques dans la zone affectée thermiquement. Par contre, la géométrie de la pièce a tendance à échauffer davantage celle-ci par conduction et chaque impulsion laser génère une amplitude thermique plus importante.

La Figure 5-9 présente les courbes de température en fonction du temps relatives à chaque thermocouple pour l'essai de validation sur tube n°2.

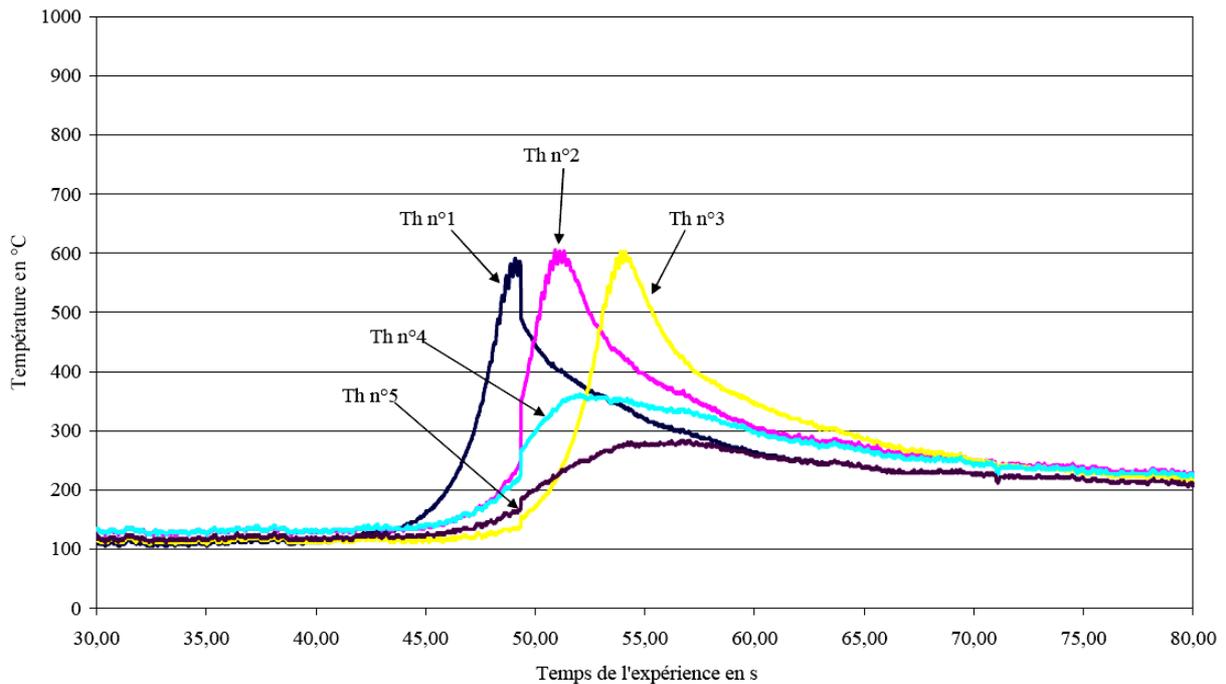


Figure 5-9 : Réponse des thermocouples pour le tube n°2

Les résultats thermiques de l'ensemble des essais de validation seront à confronter par la suite à notre modèle thermique.

5.1.3.2. Mesure des contraintes au niveau du cordon durant le soudage

Afin d'observer les contraintes apparaissant lors de l'opération de soudage au niveau du cordon, il a été décidé d'utiliser une rosette de déformation 3D. Pour cela, nous plaçons la rosette sur une partie du joint, soudé au préalable sur la longueur nécessaire afin d'éviter l'échauffement de celle-ci lors de la reprise du cordon de soudure (le collage de la rosette est garanti pour une température ne dépassant pas 60°C). Avant de coller la jauge de déformation, il faut polir délicatement la surface du cordon de soudure afin d'obtenir une surface lisse, sans engendrer de contraintes résiduelles parasites. Les rosettes utilisées sont constituées de trois jauges disposées à 45°.

La Figure 5-10 représente les déformations longitudinales et transverses au centre du cordon pendant l'opération de soudage du cylindre. On prend comme référence un état de déformation nulle pour un angle de 60°, qui correspond à la partie soudée initiale. La température au point de mesure s'élève régulièrement pendant l'opération. Elle atteint 60°C lorsque le laser est situé à 280° : les mesures qui suivent ne sont donc pas garanties d'un point de vue quantitatif, la qualité du collage étant remise en question à cette température. On a tracé sur la figure une estimation de la dilatation thermique pour des angles allant entre 60° et 280°, ce qui permet de mieux interpréter le résultat en terme de déformations mécaniques (on a supposé pour cela une variation linéaire, et une valeur pour 60° de $(60-20) \cdot 10^{-5} = 4 \cdot 10^{-4}$). On désigne dans la suite par déformation longitudinale, ε_l , la déformation, ε_θ , et par déformation transverse, ε_t , la déformation ε_z , dans l'axe du tube.

Lorsque l'angle du cordon de soudure varie entre 60° et 100° , on assiste à la « mise en place » du système. La déformation transverse part en compression, alors que la déformation longitudinale suit environ la dilatation thermique. On repasse par un état de déformation nulle pour un angle de 100° .

Jusqu'au moment où le laser est diamétralement opposé au point de mesure (angle de 240°), et même un peu au-delà, les deux déformations mécaniques passent en compression. Ceci est lié au fait que, au voisinage du laser, il y a une forte dilatation thermique qui conduit le tube à se déformer « en banane », la zone de compression étant opposée à la zone de chauffage.

Lors du passage au point diamétralement opposé, la déformation mécanique est biaxiale. On a respectivement :

$$\sigma \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_\theta & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_z \end{pmatrix} \quad \varepsilon_{méca} = \begin{pmatrix} \varepsilon_r & 0 & 0 \\ 0 & 5.10^{-4} & 0 \\ 0 & 0 & 5.10^{-4} \end{pmatrix}$$

$$\text{Si bien que } \sigma_\theta = \sigma_z = -\frac{E\varepsilon_\theta}{1-r} \approx -150\text{MPa}$$

Ceci montre que les contraintes restent très modérées à l'opposé du laser.

Même si elle n'est pas totalement fiable, la mesure peut ensuite être interprétée qualitativement, au moins jusque vers un angle de 280° , pour lequel les jauges se décollent définitivement. Dans la mesure où le laser se rapproche maintenant du point de mesure, la température s'élève rapidement. C'est ce qui explique que la mesure de la déformation transverse (ε_z) redevienne positive. Au contraire, la déformation longitudinale (ε_θ) reste bloquée à des valeurs négatives en raison de la cinématique du système.

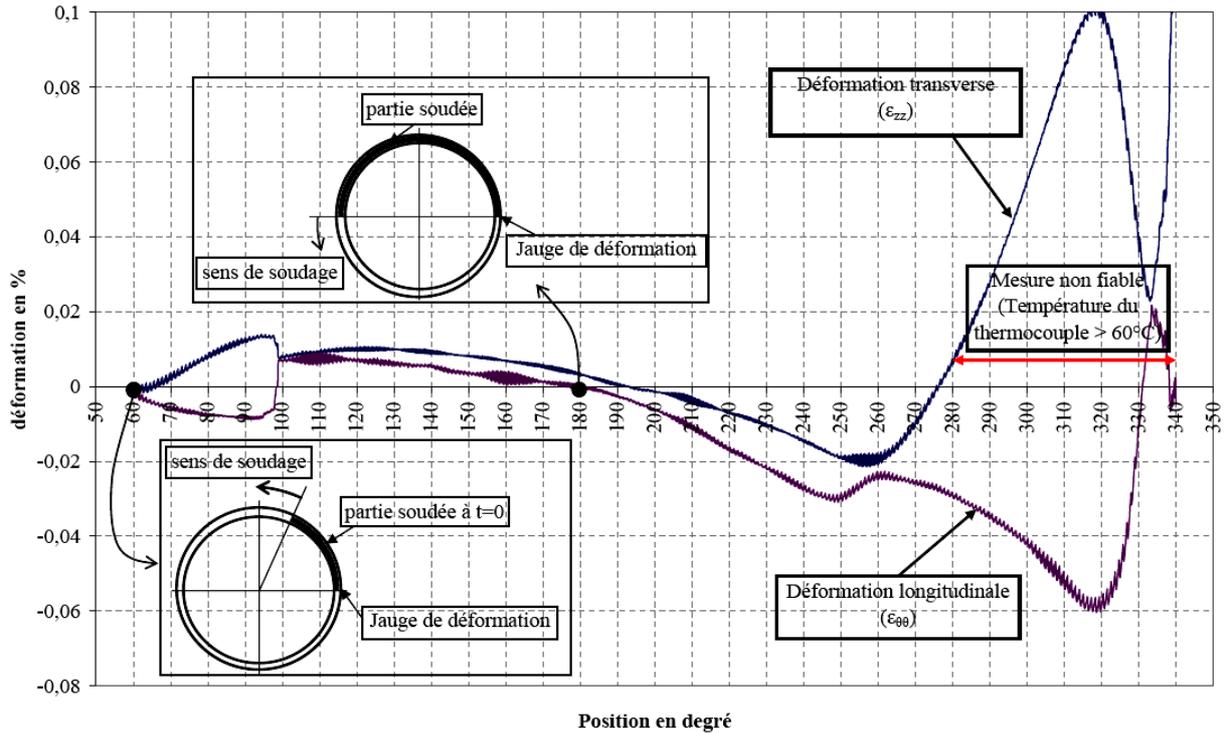


Figure 5-10 : Déformation du cordon pendant le soudage du tube

5.1.3.3. Analyses des contraintes résiduelles par DRX

La seule méthode non destructive utilisée de façon habituelle est une méthode par diffractométrie des rayons X (DRX), dans laquelle la contrainte modifie le paramètre de maille et déplace les pics de diffraction. La DRX est utilisée pour analyser les textures cristallographiques (initiales ou après déformation) et surtout pour déterminer les états de contraintes dans chaque phase du matériau, après sollicitation (méthode des $\sin^2 \psi$). Ces derniers peuvent être déterminés en utilisant comme « jauge de déformation », la distance interréticulaire des plans cristallographiques. La déformation élastique dans la direction de mesure résultant de la variation de cette distance d_0 (matériau non contraint) à d (matériau contraint) est reliée à travers la loi de Bragg, à la mesure du déplacement $\Delta 2\theta_{\phi\psi} = 2\theta_0$ de la raie de diffraction correspondante :

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{d - d_0}{d_0} = \frac{\sin \theta_0}{\sin \theta_{\phi\psi}} - 1 = -\cot \alpha n \theta_0 \cdot \Delta \theta_{\phi\psi}$$

où θ_0 est l'angle de Bragg qui correspond à l'état libre de toute contrainte (Figure 5-11).

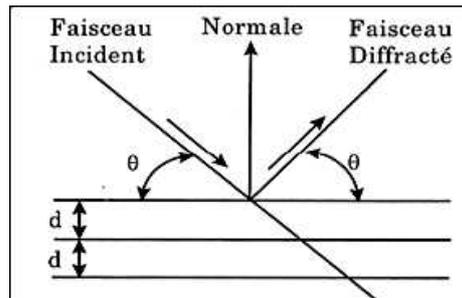


Figure 5-11 : Loi de Bragg

Les déformations des plans diffractants $\varepsilon_{\phi\psi}$ pour plusieurs orientations cristallines, en relation avec les angles de mesure ϕ et ψ , correspondent à la moyenne sur le volume diffractant des déformations élastiques des grains, projetée sur la direction $\phi\psi$ de mesure. Le traitement des courbes $\varepsilon_{\phi\psi} = f(\sin^2 \psi)$ permet ensuite de calculer les contraintes dans la phase, par l'intermédiaire des constantes élastiques radio-cristallographiques.

Nous avons convenu de réaliser 3 lignes d'analyse sur le tube n°1, puis une ligne d'analyse sur le tube n°2, chaque ligne étant constituée d'une trentaine de points espacés de 100 μm . L'analyse débute au centre du cordon de soudure. Nous réaliserons sur le premier échantillon un méplat au papier abrasif 4000 afin de supprimer les défauts de forme en surface du cordon de soudure qui pourraient provoquer des erreurs sur les résultats. L'opération de polissage doit être minutieuse, pour ne pas écrouir le matériau en surface, ce qui modifierait fortement les résultats.

L'origine des contraintes résiduelles de soudage est liée à la localisation de la source de chaleur et aux variations des propriétés mécaniques des matériaux en fonction de la température. La Figure 5-12 présente la direction des contraintes longitudinales (σ_l) et transversales (σ_t) lors du soudage du tube.

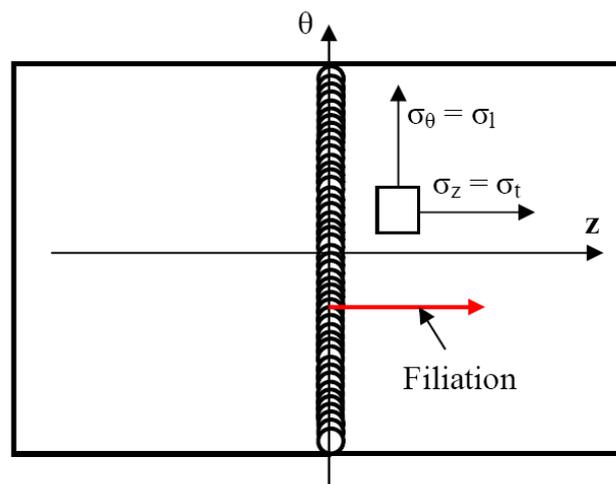


Figure 5-12 : Schéma des contraintes résiduelles longitudinales et transversales d'un cordon de soudure sur un tube

La Figure 5-13 et la Figure 5-14 représentent les contraintes résiduelles transversales et longitudinales générées par le procédé de soudage des tubes.

Le système étant auto-équilibré, on y trouve à la fois des zones en traction et des zones en compression. La contrainte longitudinale de traction dans l'axe du cordon engendre une contrainte de compression de part et d'autre de la zone fondue (Figure 5-13), notamment dans la zone affectée thermiquement. De façon analogue, une contrainte transversale de compression σ_t se développe à cet endroit (Figure 5-14).

Par contre, il est surprenant d'avoir un tel niveau de contrainte de compression à cette distance du cordon de soudure. Cette contrainte de compression est probablement provoquée par l'écroutissage du matériau en surface lors de l'élaboration des tubes (découpe par électroérosion à fil, puis usinage).

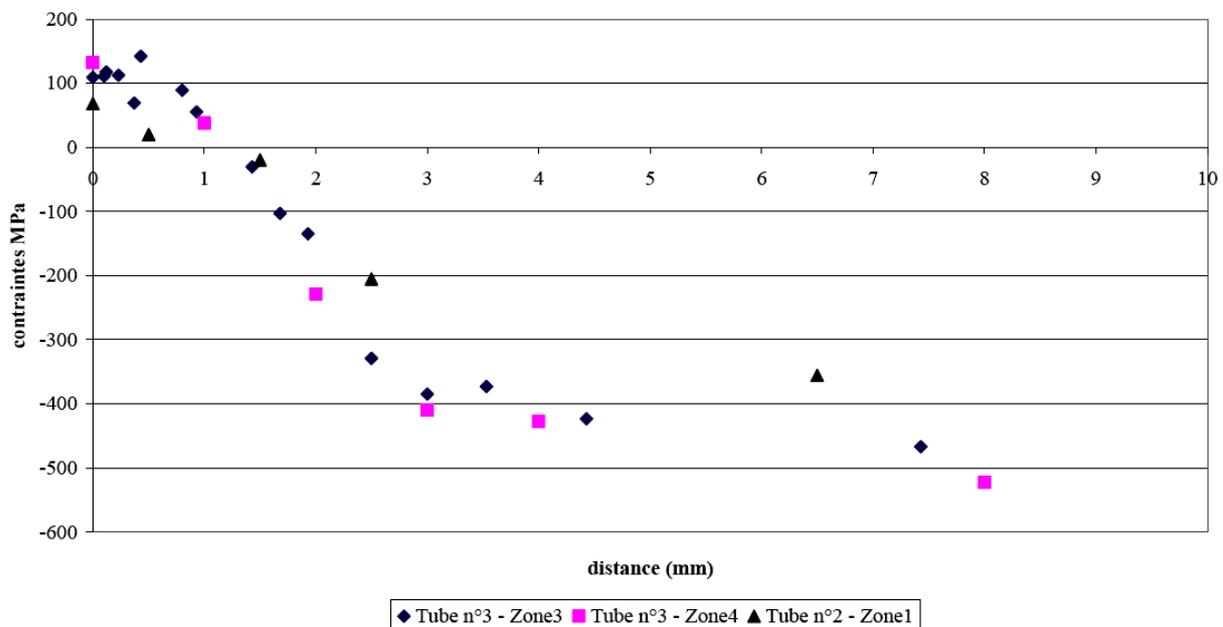


Figure 5-13 : Contrainte résiduelle longitudinale (σ_{00}) dans les tubes

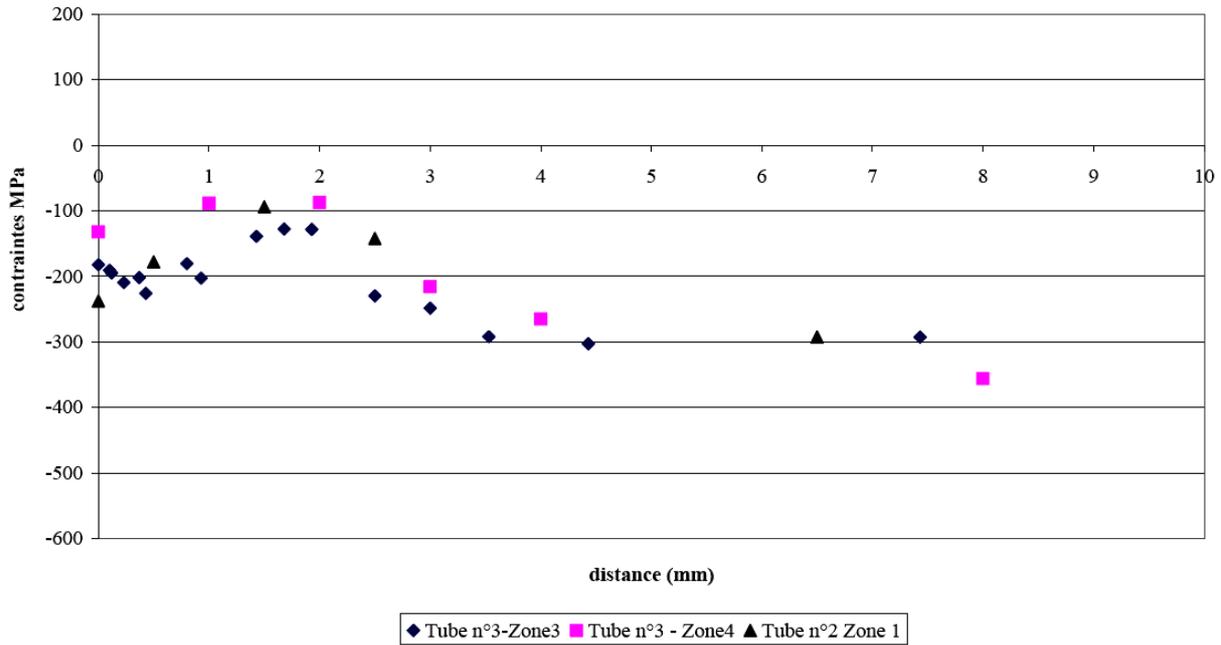


Figure 5-14 : Contrainte résiduelle transverse (σ_{zz}) dans les tubes

Ces contraintes résiduelles provenant du soudage se superposent aux contraintes de service, et jouent donc à ce titre un rôle sur différents phénomènes ou propriétés : fissuration à froid, résistance à la fatigue, rupture, corrosion sous tension.

Ces essais de validation ont permis d'obtenir les cartographies thermiques pendant le procédé de soudage et les contraintes résiduelles générées par ce procédé. Ces résultats, obtenus avec deux géométries de pièce différentes, permettront d'identifier notre modèle thermique (paragraphe suivant) et de valider le modèle thermo-mécanique que nous avons présenté dans le chapitre précédent.

5.2. Modélisation de l'apport de chaleur du procédé

5.2.1. Introduction

La faisabilité de la simulation thermomécanique des essais de soudabilité dépend fortement du champ de température introduit dans le calcul mécanique. C'est pourquoi les essais précédents sont instrumentés dans le but d'obtenir des mesures de température locales. Une simulation thermique permettant de reproduire les résultats expérimentaux est maintenant nécessaire pour disposer des cartes du champ thermique sur l'ensemble des pièces en régime transitoire puis en régime stationnaire.

5.2.2. Simulations thermiques par éléments finis des cordons de soudure

Le soudage laser génère des cordons fortement évasés en surface (en forme de « tête de clou »), attribués soit à un chauffage superficiel par diffusion des particules de la plume de plasma, soit (surtout dans le cas du laser YAG impulsif) à un chauffage par des mécanismes convectifs [Fabbro, 2002]. La simulation numérique des cordons impose donc l'utilisation de modèles à double source (surface + capillaire), déjà utilisés dans le cas du soudage par faisceau d'électron [Rogeeon, 2001], avec en général un capillaire de géométrie fixée (tube ou ligne). Les derniers développements sur la simulation du soudage laser intègrent à la fois le comportement du bain liquide, la dynamique du capillaire, et le calcul du cordon final. Dans ce qui suit, nous avons choisi de modéliser très simplement les cordons laser, en utilisant un code éléments finis solide : ABAQUS 6.6.1 standard [Abaqus Software, 2006], et en ne considérant que le chauffage par conduction du massif. Donc, l'équation à résoudre pour le calcul des champs de température dans une pièce au cours du soudage repose sur la résolution d'un problème de conduction classique dans lequel, néanmoins la conductivité thermique, la masse volumique et la chaleur spécifique du matériau dépendent fortement de la température et des phases en présence. Le code résout alors l'équation de diffusion de la chaleur (équation 5-1) à chaque incrément de calcul.

$$\rho(T) \times C_p(T) \cdot \left[\frac{\partial T}{\partial t} \right] = \nabla \cdot [\lambda(T) \nabla(T)] + \phi \quad \text{Équation 5-1}$$

avec :

$C_p(T)$ = chaleur spécifique,
 $\rho(T)$ = densité (kg/m³)
 $\lambda(T)$ = conductivité thermique (W /m/K),
 ϕ = terme source (W/m³).

Les évolutions de la conductivité thermique, de la masse volumique et de la chaleur spécifique en fonction de la température ont déjà été données au chapitre bibliographique du TA6V (Tableau 2-1 & Tableau 2-2). Les hypothèses du calcul thermique de la plaque et du

tube sont décrites dans le paragraphe suivant et la source de chaleur choisie pour notre procédé est définie dans le paragraphe 5.2.2.2.

5.2.2.1. Hypothèses de calcul

(a) Effets convectifs

Il est bien connu que les écoulements du fluide peuvent de manière significative affecter le champ thermique et particulièrement la forme associée de bain fondu. De grands efforts ont été réalisés depuis les années 60 sur la compréhension phénoménologique et particulièrement sur la modélisation du bain fondu. Cependant, l'introduction des phénomènes hydrauliques intervenant dans une opération de soudage n'est pas encore compatible avec une simulation thermique, métallurgique et mécanique globale de ce procédé. Le code de calcul par éléments finis sélectionné dans cette étude, ABAQUS®, ne peut pas simuler les phénomènes de convection se produisant dans le bain fondu. Ainsi, une solution usuelle consiste à simuler les transports de la chaleur par la convection. Dans le cas du soudage, la convection accélère fortement l'homogénéisation thermique dans la zone fondue et jusque dans la zone affectée thermiquement. La solution consiste à attribuer une conductivité appropriée dans la zone où la température est plus élevée que la température de liquidus.

(b) Pertes thermiques

Les pertes de chaleur par convection naturelle de l'air ambiant s'expriment de manière générale par les expressions suivantes :

$$q_c = h_c(T - T_a) \quad \text{Équation 5-2}$$

Et par rayonnement

$$q_r = \sigma \varepsilon (T^4 - T_a^4) \quad \text{Équation 5-3}$$

Dans ces expressions classiques de perte de chaleur q_c et q_r ,

h_c est le coefficient d'échange de chaleur associé à la convection avec l'air,

σ est la constante de Stefan-Boltzmann,

ε est l'émissivité de l'échantillon,

T et T_a sont respectivement la température à la surface et la température ambiante.

Pour estimer les pertes par rayonnement, il faut déterminer l'émissivité du matériau. Des études effectuées au CEA, quantifient l'émissivité du TA6V à 0,2 pour un état de surface lisse et à 0,25 pour un état de surface rugueux. Dans notre étude, l'ensemble des pièces est usiné par découpe électrolytique à fil, ce qui génère une rugosité faible. Donc par la suite nous utiliserons 0,2 pour l'émissivité du TA6V.

5.2.2.2. Détermination de la source de chaleur numérique

Pour développer la partie thermique de cette simulation numérique, deux méthodes peuvent être employées : imposer un flux de chaleur ou une température donnée (liquidus) à des nœuds sélectionnés. C'est la première approche que nous avons décidé d'utiliser, pour déterminer au mieux les sollicitations thermiques générées par notre procédé.

Du fait du nombre et de la complexité des phénomènes mis en jeu concernant l'apport thermique en soudage, le type de flux imposé doit cumuler différents phénomènes de transfert d'énergie. Sa forme et son intensité sont optimisées de manière à obtenir une forme de bain de fusion réaliste.

Lors du chauffage par faisceau laser, la source de chaleur est généralement décrite par une densité de flux de chaleur surfacique et volumique à décroissance linéaire dans l'épaisseur définie par la forme de la zone fondue. Il faut cependant signaler que la modélisation de l'apport de chaleur, même à l'aide de formes de sources prédéfinies, nécessite un recalage qui peut être réalisé, avec la géométrie et la taille de la zone affectée thermiquement.

(a) Caractérisation de la forme du flux

Une approche bidimensionnelle du procédé a permis de définir la géométrie du dépôt volumique afin d'obtenir la forme de la zone fondue et de la zone affectée thermiquement. Puis cette source volumique sera utilisée dans un calcul tridimensionnel et son intensité sera ajustée en comparant les résultats numériques, aux résultats obtenus avec les thermocouples sur les essais de validation des tubes et des plaques présentés précédemment.

Pour obtenir la forme du flux adéquat, nous avons modélisé différents modes d'apport thermique par flux imposé. Pour cela, une étude qualitative est réalisée en modélisant chaque type de flux et en comparant conjointement la forme de bain fondu et de la zone affectée thermiquement aux coupes métallographiques.

Les différents types de flux de chaleur sont comparés sur des simulations numériques de réalisation d'une impulsion laser (durée de 200 ms). Il s'agit d'un calcul bidimensionnel axisymétrique. Cette étude a permis d'obtenir la géométrie optimale du flux de chaleur à appliquer pour chaque dépôt d'énergie. Pour la loi de dépôt de flux, nous avons retenu un modèle à double source réparti comme suit :

- En surface, un dépôt surfacique disque homogène de type $P = P_{\text{surf}} \text{ (W/m}^2\text{)} = P_0/S$ avec P_0 optimisé autour de 500 W pendant 3 ms.
- Dans le capillaire, un dépôt volumique (en W/m^3) suivant une décroissance linéaire dans l'épaisseur correspondant au capillaire. Nous avons fixé l'intensité du flux volumique à 70% de la puissance fournie par le laser pour une première approximation.

En utilisant cette forme de flux de chaleur lors du calcul 2D axisymétrique (1 impulsion laser (Figure 5-15)), on montre clairement que cette géométrie de flux permet de reproduire la forme réelle du bain fondu et de la zone affectée thermiquement avec les dimensions correctes.

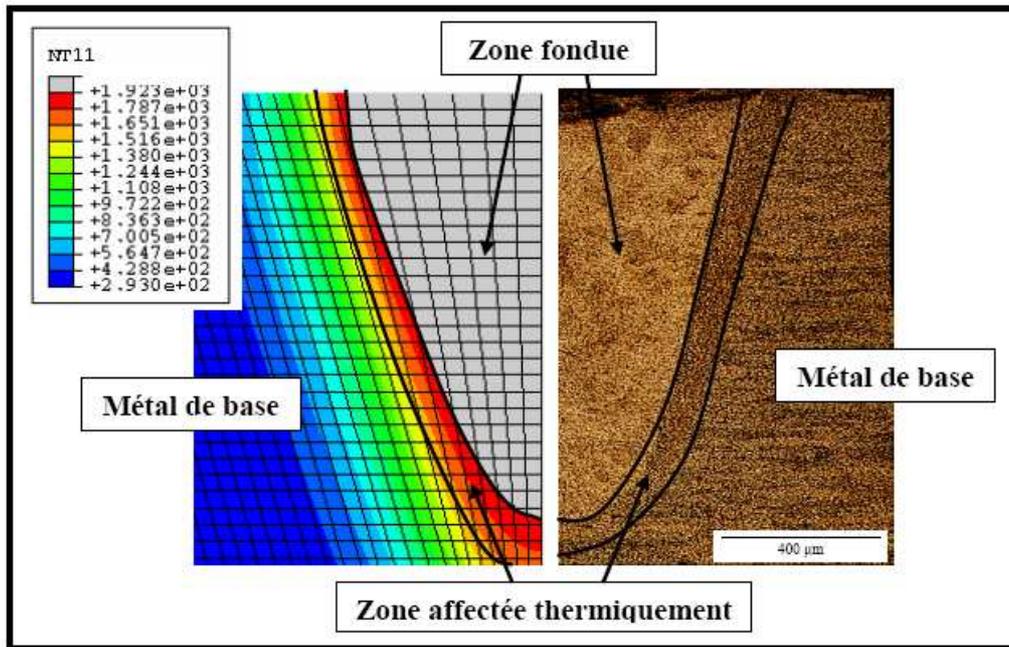


Figure 5-15 : Comparaison expérience/modélisation de la zone fondue et de la Z.A.T.

(b) Détermination de l'intensité du flux

Pour déterminer l'intensité du flux de chaleur, nous utilisons la forme du flux définie précédemment dans un calcul tridimensionnel. La Figure 5-16 présente la forme du flux de chaleur pour le modèle 3D.

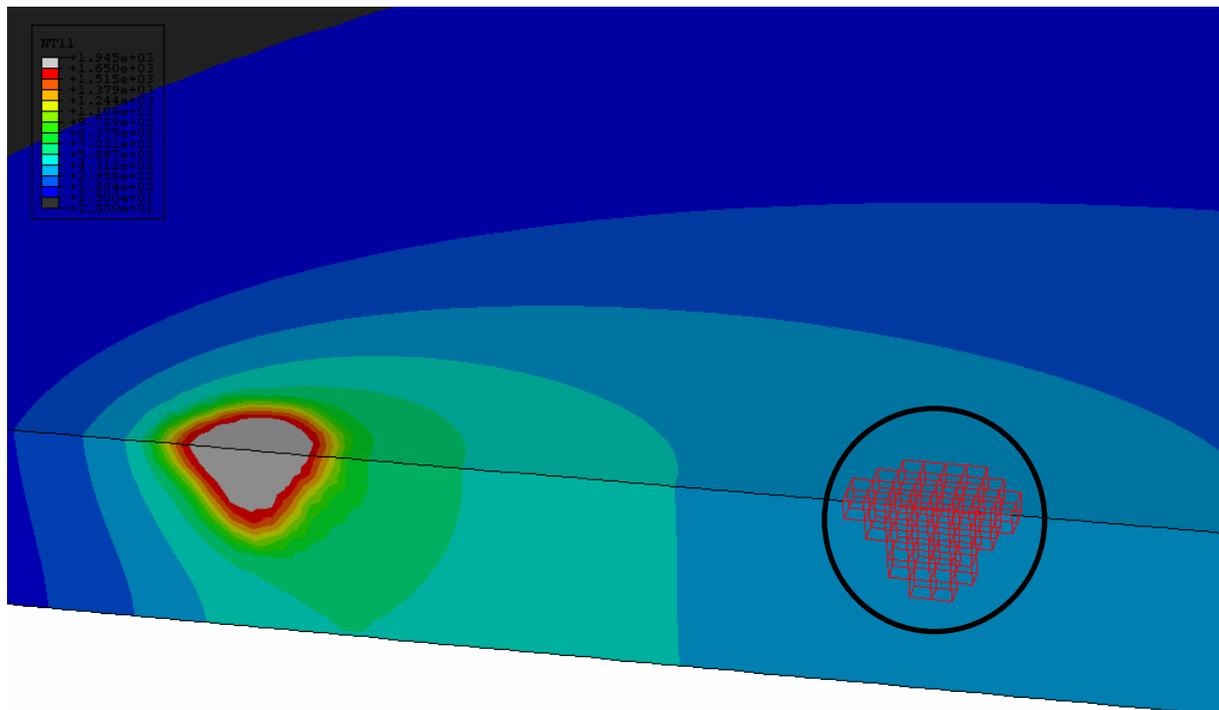


Figure 5-16 : Géométrie du flux de chaleur pour le modèle 3D

Son intensité sera ajustée en comparant les résultats numériques, aux résultats obtenus avec les thermocouples sur les essais de validations des tubes et des plaques présentés précédemment.

Le calcul est réalisé en 3D sur ABAQUS Standard, en utilisant une carte thermique *HEAT TRANSFER, une subroutine externe pour le dépôt de flux, et des éléments de type DC3D8 (Diffusion, Continu, 3D, à 8 nœuds) [Abaqus Software, 2006]. Le maillage présenté Figure 5-16 permet de considérer le déplacement du faisceau et de représenter l'intégralité du bain.

Une fois les hypothèses de calcul optimisées, la simulation tient compte des échanges thermiques conductifs, ainsi que des pertes thermiques sur les surfaces libres de l'échantillon dues au rayonnement.

Rappel des paramètres de soudage :

- Energie d'impulsion : 20 J
- Durée d'impulsion : 13 ms
- Pas d'avance : 0,28 mm
- Fréquence d'impulsion : 5 Hz
- Puissance : 1540 W

- Cas de la plaque :

Le calcul représente 123 impulsions laser sur une demi-plaque (condition de symétrie) de largeur 30 mm, de longueur 50 mm et d'épaisseur 3 mm. Le maillage est composé d'éléments cubiques linéaires et comporte 53064 nœuds. Un maillage raffiné (taille de maille : 0,3 mm) est construit sur la zone des impacts laser ainsi que sur les zones d'implantation des thermocouples pour comparaison avec l'expérience.

Chaque tir laser a une durée d'impulsion de 13 ms et un temps de refroidissement de 187 ms. La zone concernée par l'impulsion est composée de 58 éléments et se déplace de 0,3 mm pour chaque nouvelle impulsion laser, ce qui correspond au pas d'avance. Nous appliquons sur chaque face un rayonnement infini, sauf sur la face inférieure qui est limitée à une température de 50°C (face en contact avec le plateau de soudage). Après avoir optimisé l'intensité du flux, nous obtenons une puissance de 1130 W.

Nous avons représenté Figure 5-17, la cartographie thermique du calcul optimisé. Cette cartographie correspond à l'impact laser n°80.

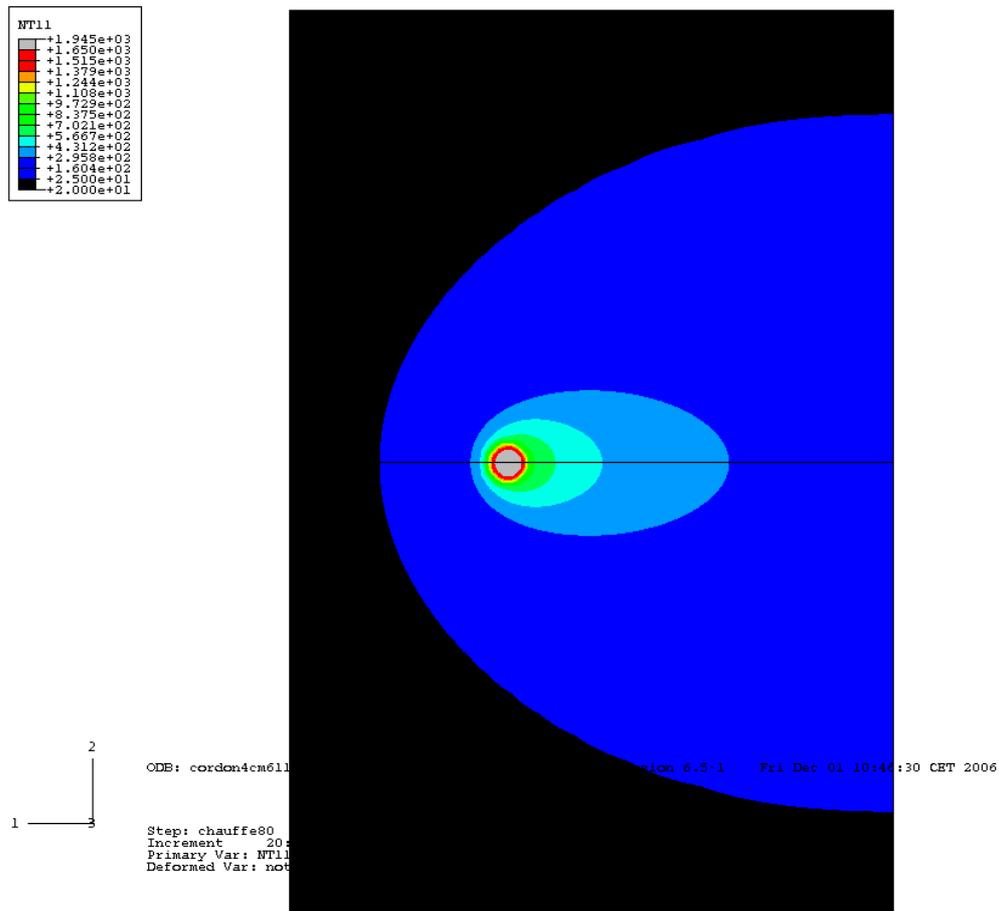


Figure 5-17 : Cartographie thermique du soudage de la plaque pour l'impulsion laser n°80

➤ Cas du tube :

Le calcul représente 290 impulsions laser sur un demi-tube (condition de symétrie) de diamètre extérieur 30 mm, de hauteur 50 mm et d'épaisseur 3 mm. Le maillage est composé d'éléments cubiques linéaires et comporte 124740 nœuds. Un maillage raffiné (taille de maille : 0,3 mm) est construit sur la zone des impacts laser ainsi que sur les zones d'implantation des thermocouples pour comparaison avec l'expérience.

Chaque tir laser a une durée d'impulsion de 13 ms et un temps de refroidissement de 187 ms. La zone concernée par l'impulsion comporte 64 éléments et se déplace de 0,3 mm pour chaque nouvelle impulsion laser. Nous appliquons sur chaque face un rayonnement infini. Après avoir optimisé l'intensité du flux, nous obtenons une puissance de 1380 W.

Nous avons représenté Figure 5-18, la cartographie thermique du calcul optimisé. Cette cartographie correspond à l'impact laser n°256.

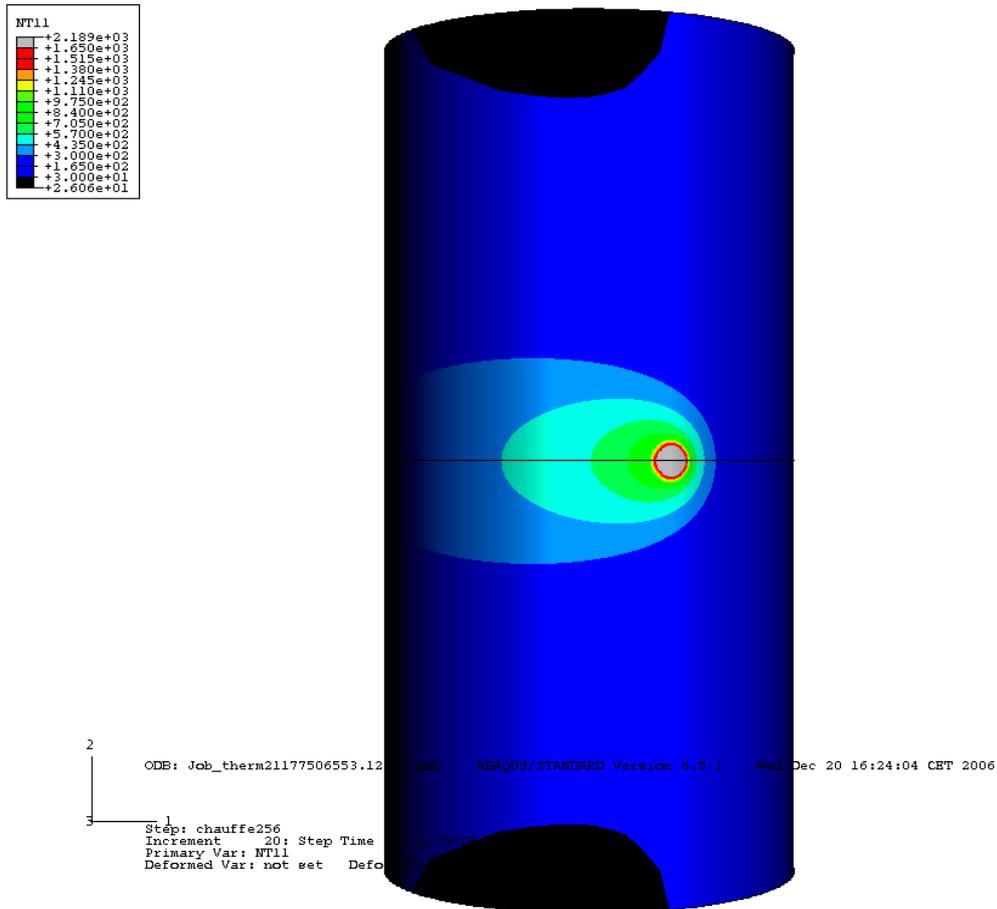


Figure 5-18 : Cartographie thermique du tube pour l'impulsion laser n°256

5.2.2.3. Comparaison des simulations optimisées avec l'expérience

Il est important de préciser que la comparaison entre la simulation et l'expérience est extrêmement délicate, en raison des gradients thermiques importants générés par le procédé.

Pour comprendre cette difficulté, nous avons représenté le résultat thermique au même instant pour deux nœuds consécutifs dans la zone affectée thermiquement au moment de l'impact laser le plus proche (espacé de la taille d'une maille, c'est-à-dire 0.3 mm) (Figure 5-19).

On s'aperçoit qu'il existe un gradient thermique de l'ordre de 450°C entre ces deux nœuds, soit plus de 1000°C par millimètre. Cela signifie que le maillage utilisé est un peu trop grossier au regard du phénomène étudié. Il faudra dans l'avenir passer sur une machine parallèle pour pouvoir augmenter sa finesse d'au moins un ordre de grandeur, et/ou utiliser des maillages « glissants » autour de la zone de chauffage. Il est par ailleurs nécessaire de caractériser très précisément la position des points de mesure.

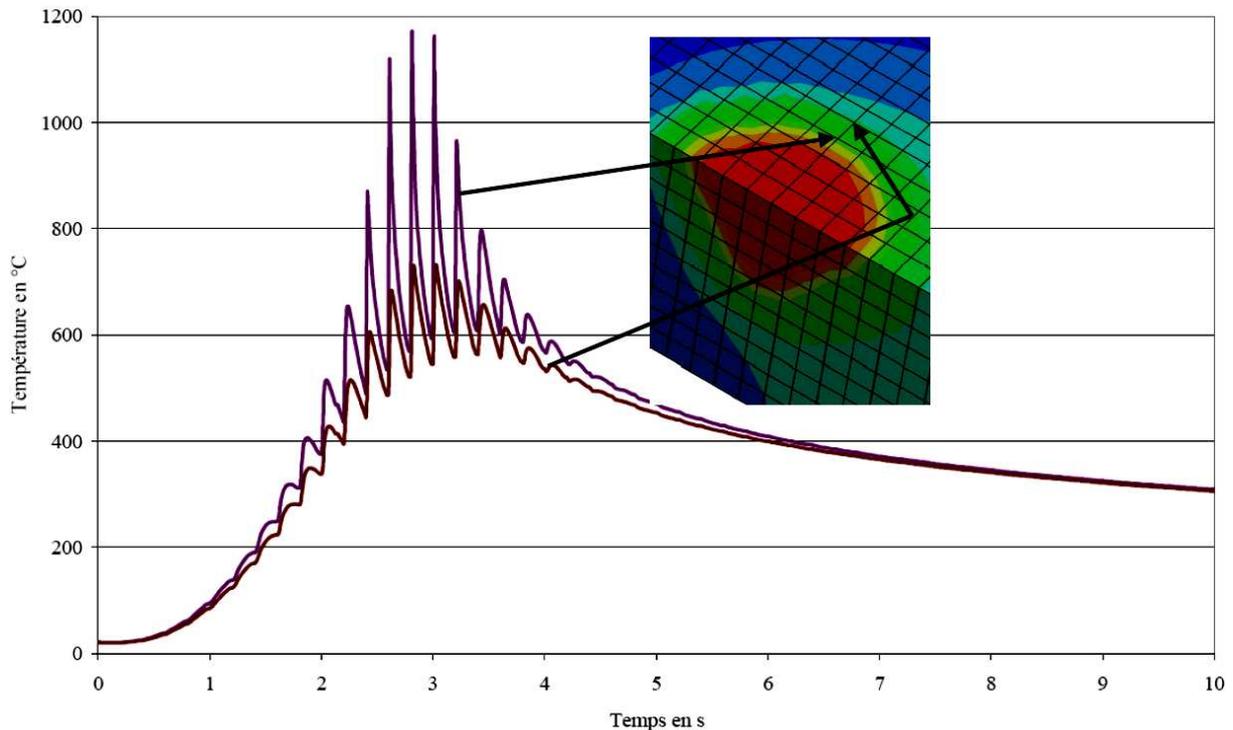


Figure 5-19 : Illustration de l'importance du gradient thermique : histoire thermique sur deux nœuds voisins de 0,3mm

Les Figure 5-20 et Figure 5-21 représentent la comparaison entre les résultats de simulation et les thermocouples pour la plaque et le tube. Les simulations ayant été réalisées avec les mêmes paramètres, le fait d'être cohérent sur deux géométries différentes est un élément qui donne du poids aux calculs effectués. Pour chacun des deux cas, en effet, les résultats simulés sont fidèles à la réalité.

Les points dont on reproduit l'historique sont situés à une distance de 25 mm, pour la plaque, et à un angle de 120° pour le cylindre par rapport au point représentant le début de l'expérience. Ils sont donc caractéristiques du régime stabilisé : pour le cas de la plaque, la température au point considéré commence à augmenter de façon significative aux environs de 23 s (ce qui correspond à environ 80 impulsions), et le temps pendant lequel la température est perturbée est de l'ordre de 20 s. Pour le cylindre, la perturbation vient plus tôt, la distance à parcourir par le faisceau étant plus faible, et le temps de perturbation est le même. Pour chaque cas, la température oscille sous l'effet des impacts successifs pendant une douzaine de tirs.

Les vitesses de chauffage ainsi que les évolutions générales de température de l'éprouvette sont très correctement reproduites. Les variations de température instantanées au moment des impulsions sont un peu plus rapides dans les simulations. En conséquence, les températures maximales sont légèrement plus élevées (de 25°C pour la plaque ; de 35°C pour le tube), et les minima locaux sont plus faibles, pour le cas du tube (de 80°C)

La période de refroidissement est plus délicate à modéliser, car il faut réaliser un compromis entre la vitesse de refroidissement rapide après chaque impact laser et le refroidissement global lorsque le laser s'éloigne définitivement de la zone. Pour le cas de la plaque, la vitesse de refroidissement de chaque impact laser est similaire aux vitesses de refroidissement de

l'instrumentation thermique, mais la vitesse de refroidissement après le passage du laser est légèrement sous-estimée par le calcul. Ce phénomène est inversé dans le cas du soudage du tube.

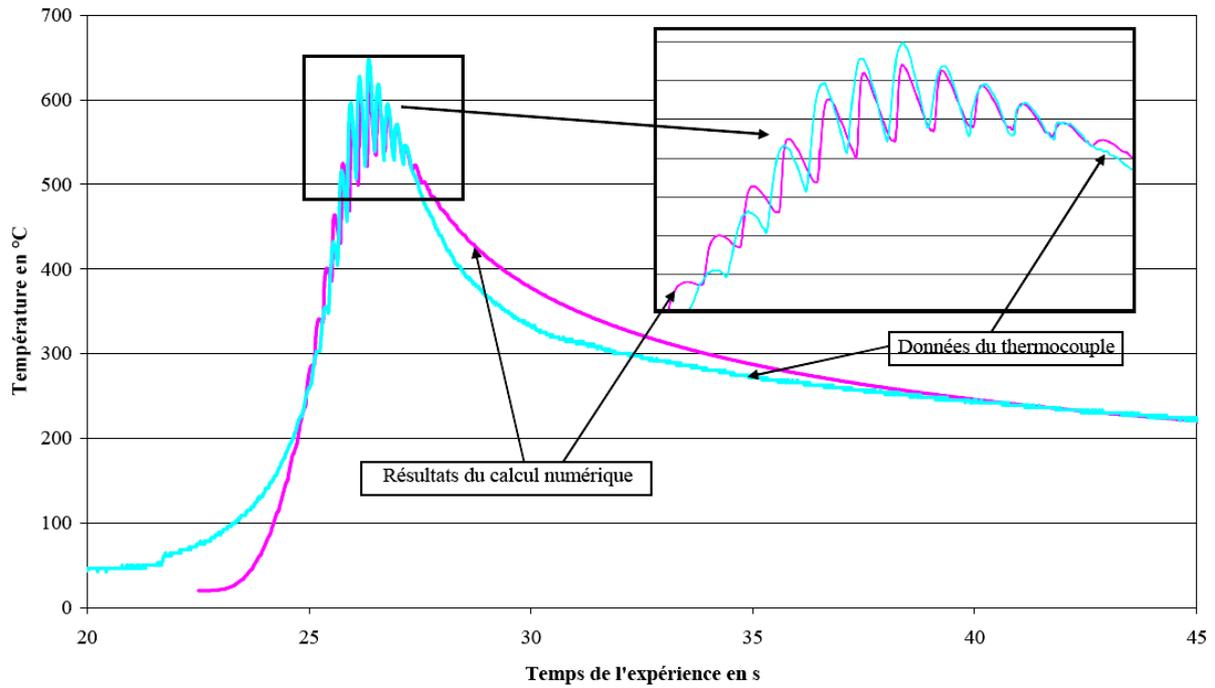


Figure 5-20 : Corrélation thermique pour la plaque

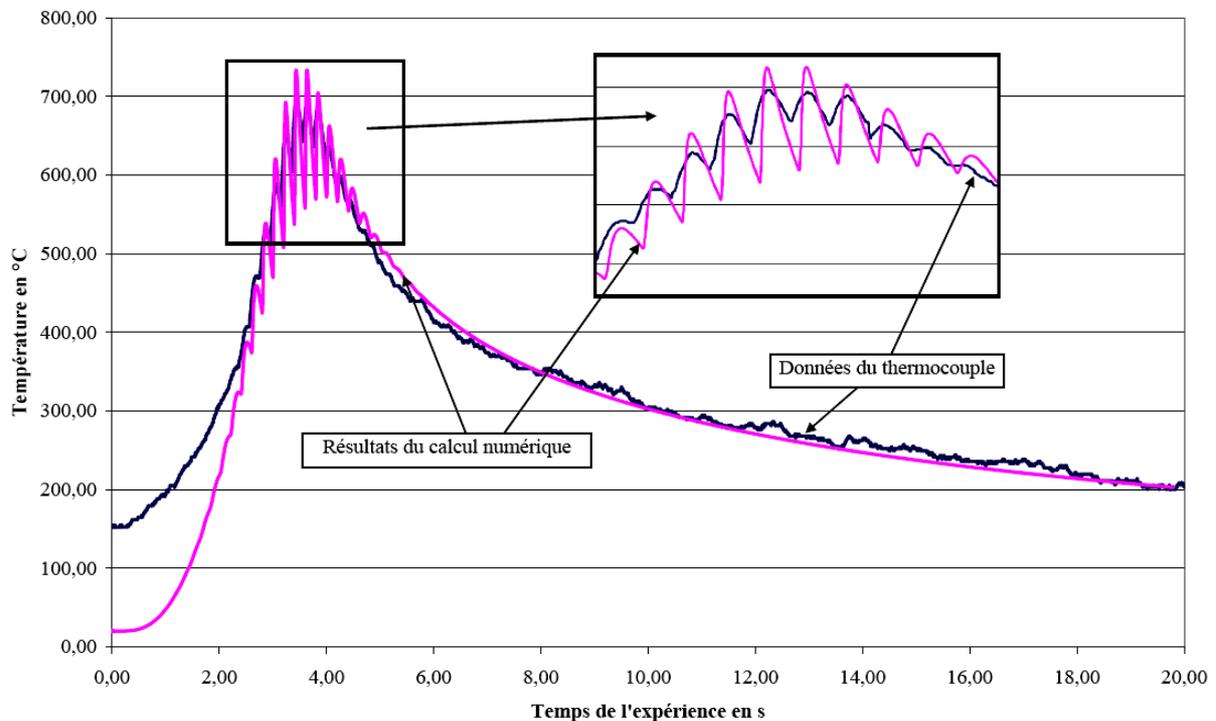


Figure 5-21 : Corrélation thermique pour le tube

5.2.3. Discussion

Ce calcul thermique pour la plaque et le tube met en évidence l'importance des gradients thermiques et des cinétiques thermiques (Figure 5-22). Les résultats de ces calculs thermiques, seront les données d'entrée de la simulation numérique du procédé de soudage laser (calcul thermo-métallurgie-mécanique). Les premiers résultats de ce calcul mécanique sont présentés dans la partie suivante.

Comme on peut le voir sur la Figure 5-22, les gradients thermiques ($2000^{\circ}\text{C}/\text{mm}$ dans la zone affectée thermiquement) impliquent d'utiliser une taille de maillage relativement fine pour notre calcul thermomécanique.

De la même manière, les cinétiques thermiques de notre procédé (cinétique moyenne de chauffe de l'ordre de $150^{\circ}\text{C}/\text{ms}$) impliquent d'utiliser des pas de temps inférieurs à la milliseconde pour notre calcul thermomécanique.

Nous avons également remarqué que les gradients thermiques longitudinaux (en avant de l'impact laser) sont similaires aux gradients thermiques transverses. Ce constat peut également être observé sur la Figure 5-23, qui représente le champ thermique stationnaire généré par notre procédé lors de l'impact laser n°100.

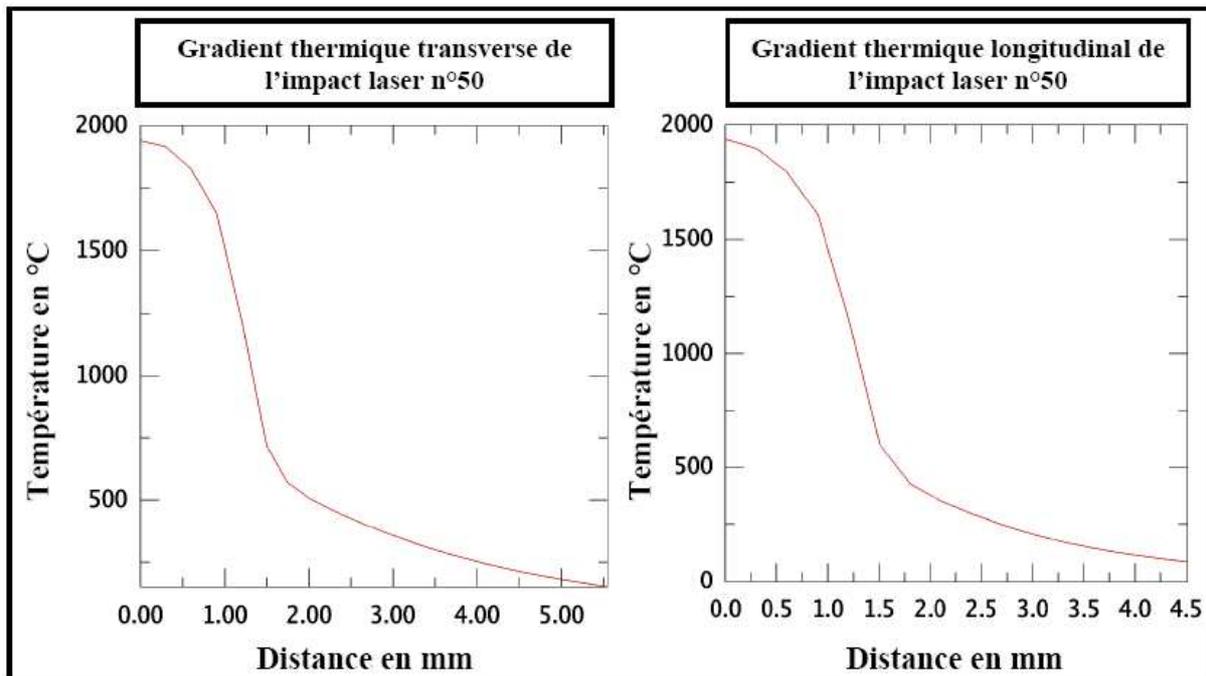


Figure 5-22 : Gradient thermique dans le sens transverse et longitudinal lors de l'impact laser n°50

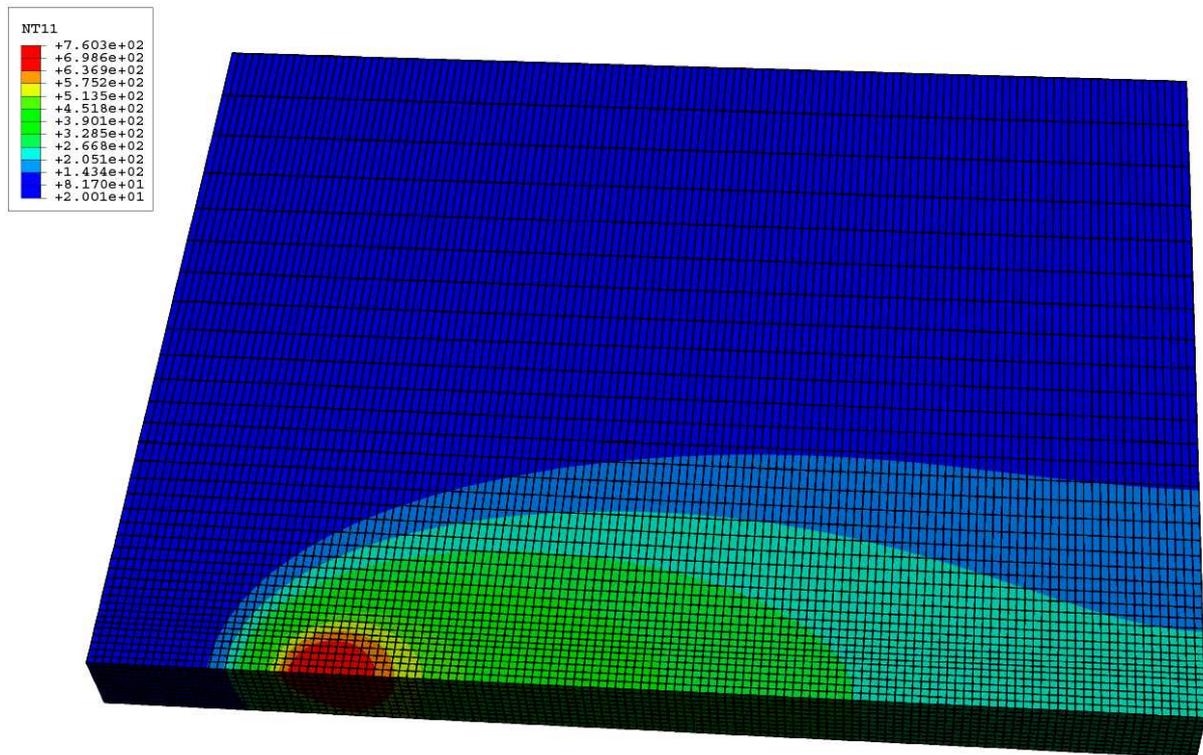


Figure 5-23 : Champ thermique stationnaire lors de l'impact laser n°100

De nombreux essais expérimentaux réalisés au laboratoire de soudage du CEA de Valduc, ont permis de déterminer le nombre d'impacts laser nécessaire avant que le champ thermique ne se stabilise [Paradis, 2005]. Il faut 15 impacts laser pour que la température maximale de chaque impulsion se stabilise.

Notre calcul thermique permet de montrer également cette caractéristique du soudage laser YAG impulsif lorsque l'on soude le TA6V. La Figure 5-24 représente la température aux nœuds au centre de l'impact laser, espacée à chaque fois de 5 impulsions laser. On remarque que le calcul se stabilise entre l'impulsion n°15 et l'impulsion n°20.

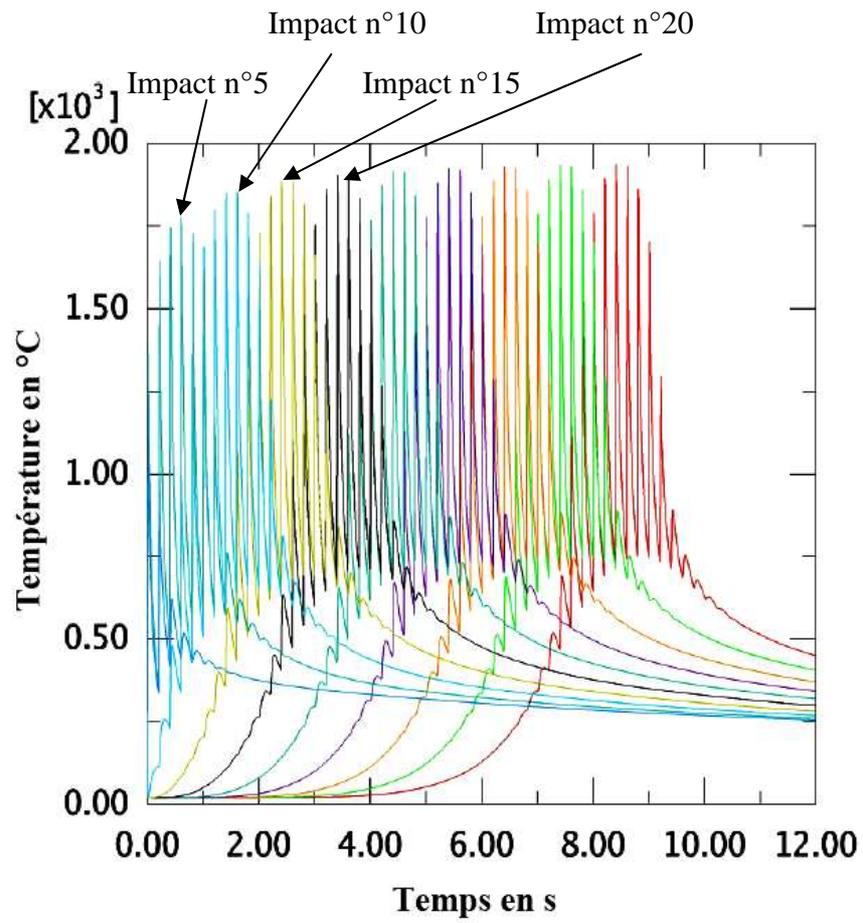


Figure 5-24 : Température aux nœuds espacée de 5 impulsion laser

5.3. Modélisation mécanique du procédé de soudage de la plaque et du tube

5.3.1. Introduction

S'il est facile de déterminer par des moyens micrographiques classiques les modifications de structures métallurgiques d'un métal soudé, il est beaucoup plus délicat d'appréhender l'état mécanique local dans le cordon de soudure résultant de l'opération d'assemblage [Denis, 1997].

Au cours de l'expérience, il est possible de comparer les déplacements expérimentaux et calculés dans le cas de la plaque, ce qui constitue une mesure globale. On a une mesure locale au travers de la jauge de déformation dans le cas du tube. Par ailleurs, la mesure des contraintes résiduelles fournit l'occasion d'une comparaison avec l'expérience en fin d'essai.

5.3.2. Générations des contraintes internes

Il résulte de la description du phénomène thermique associé au soudage que des dilatations différentielles apparaissent entre éléments adjacents au fur et à mesure que la chaleur migre dans la pièce et que la température de celle-ci se modifie. Simultanément, la contraction thermique liée au refroidissement général des pièces assemblées et le phénomène de retrait à la solidification du métal fondu conjuguent leurs effets. Pour montrer ce phénomène sur un exemple, nous considérons deux tôles soudées bout à bout et deux tubes soudés bout à bout.

Lorsque l'élément de volume δV de la zone fondue est liquide, il est dilaté, et les contraintes y sont nulles. Ensuite, il se solidifie puis se refroidit, tandis que les éléments de volume adjacents $\delta V'$ sont plus froids. Il résulte de la différence de vitesse de refroidissement de $\delta V'$ et δV que δV ne peut se contracter dans le sens longitudinal autant que s'il était libre. Par conséquent, une contrainte de traction σ_L s'y développe. Elle croîtra au fur et à mesure que la température s'abaissera, jusqu'à ce que la température d'équilibre thermique de la structure soit atteinte, tandis que l'élément $\delta V'$ sera en compression.

Ce modèle élémentaire explique qualitativement pourquoi la contrainte longitudinale dans l'axe du cordon est en traction au voisinage de celui-ci, alors que le procédé engendre une contrainte de compression de part et d'autre de la zone fondue, lorsqu'on s'écarte du cordon de plus de 1mm. Cet état de contrainte a été vérifié expérimentalement (Figure 5-13). L'état de contrainte dans les éprouvettes n'est pas uniaxial : il est le résultat du « fonctionnement mécanique » d'une pièce qui ne peut se résumer à celui de deux éléments de volume en parallèle. C'est pourquoi on a pu observer également une contrainte résiduelle de compression dans la direction transverse au cordon dans le tube (σ_z).

5.3.3. Conditions de calcul

L'opération de soudage met en œuvre un énorme apport de chaleur par l'intermédiaire du laser (puissance 1130W, concentrée sur $3,1\text{mm}^2$). En comparaison, la dissipation plastique et les chaleurs latentes de transformation constituent des apports négligeables :

- La déformation de 1mm^3 de matière jusqu'à une déformation plastique de 1% à une contrainte de 500 MPa, sous chargement uniaxial, correspond en 1 seconde à une puissance plastique de 5 W.
- La transformation totale de 1mm^3 de matière, faisant intervenir une chaleur latente de 80 J/g, met en jeu en une seconde une puissance de 36 W.

Ceci explique pourquoi on effectue de façon traditionnelle des simulations totalement découplées du procédé [Tanaka, 1970].

Les résultats du calcul thermique décrits au chapitre précédent sont utilisés en entrée de notre nouveau calcul, qui va maintenant permettre de réaliser simultanément les calculs métallurgiques et mécaniques.

Nous utilisons ici les outils numériques déjà décrits au paragraphe 4.3.3, en relation avec le code Abaqus®. Dans le cas des éléments de volume traités dans ce paragraphe, une intégration explicite est suffisante. Pour la réalisation des calculs de structures, il est avantageux de bénéficier de l'évaluation d'une matrice tangente. Ceci est possible de façon simple si on dispose d'une intégration implicite du modèle. Celle-ci a été réalisée dans le cadre de sa thèse par Arnaud LONGUET [Longuet, 2008].

Dans le cas de la simulation du soudage, les déformations sont modérées, c'est pourquoi les analyses par éléments finis sont réalisées en petites déformations. De plus, dans un souci de simplification, le comportement du matériau liquide a été décrit par le même modèle de comportement que celui du milieu solide avec des coefficients du matériau choisis pour que la contrainte soit quasiment nulle (cf. au paragraphe 4.3.5). De même, les variables d'érouissage sont mises à zéro lorsque le matériau devient liquide.

Compte tenu de l'épaisseur de l'échantillon étudié (3mm), le problème ne peut pas être analysé dans l'hypothèse des contraintes planes. On réalise donc un maillage tridimensionnel, qui est représenté sur la Figure 5-25.

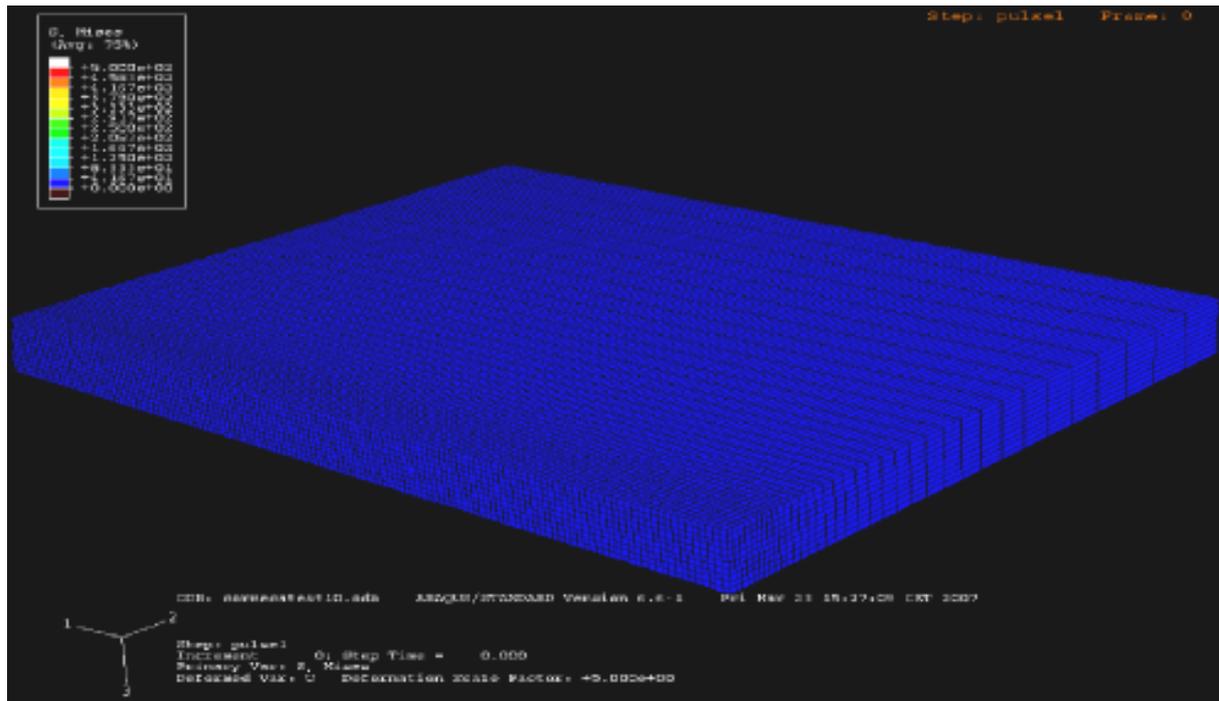


Figure 5-25 : Maillage de la plaque

Le maillage est composé d'éléments cubiques tri-linéaires et comporte 53064 nœuds. Les plus petits éléments mesurent $0,3 \times 0,3 \times 0,3 \text{ mm}^3$ (10 éléments dans l'épaisseur de la plaque). Comme pour le calcul thermique, la taille des éléments est fixe à proximité de la zone du cordon de soudure, puis augmente lorsqu'on s'éloigne de cette zone.

Du fait de la symétrie du problème par rapport à l'axe longitudinal, seule la moitié de la tôle est prise en compte. La composante de déplacement suivant 2 est bloquée sur son axe de symétrie.

Le maillage et les conditions de calcul sont identiques pour la plaque et le tube. La simulation complète fait intervenir plus d'un million d'incrément de calcul, ce qui rend sa réalisation problématique en utilisant une approche classique basée sur une intégration implicite. Il est nécessaire à ce niveau de faire appel à des techniques plus élaborées (remaillages, obtention accélérée d'un état quasi-stationnaire, réduction de modèles...) et, probablement, à une intégration explicite. Ces développements vont au-delà du cadre du présent travail. Nous montrons cependant les premiers résultats du calcul mécanique de la plaque dans le paragraphe suivant.

5.3.4. Résultats du calcul mécanique sur la plaque

A partir du champ thermique déterminé précédemment, et en utilisant notre modèle thermo-métallurgique-mécanique détaillé dans les chapitres précédents, il est possible de déduire les contraintes thermiques longitudinales et transversales qui sont représentées sur la Figure 5-26 et la Figure 5-27.

La Figure 5-26 représente le champ des contraintes longitudinales σ_l et transverse σ_t lors de l'impact laser n°4. De plus, afin de se rendre compte des gradients thermiques, nous avons représenté la cartographie thermique à cet instant.

Nous retrouvons qu'au cours du chauffage, le matériau passe d'un état de traction à un état de compression. Bien entendu, la contrainte est relativement faible pour les températures proches de la température de fusion et nulle pour les températures supérieures à la température de fusion. On peut voir dans la zone fondue, que notre modèle représente bien ce phénomène. En effet, plus on se rapproche de la zone fondue, plus les contraintes longitudinales et transverses deviennent faibles. On notera qu'au voisinage du clou de soudage, le métal fondu subit des déformations très importantes mais des contraintes très faibles, dues au peu de résistance du matériau à haute température.

A l'avant du bain de fusion, il y a une zone où se développent des contraintes de compression de grandes amplitudes, liées à la valeur très élevée du gradient de température dans cette zone (ZAT) (contrainte longitudinale de 374 MPa et transverse de 425 MPa). En arrière du bain de fusion, on observe de faibles tensions qui équilibrent les compressions précédemment décrites (contrainte longitudinale de -130 MPa et transverse de -228 MPa). En ce qui concerne les contraintes longitudinales, on notera que les tensions de grandes amplitudes se développent dans une zone suivant le bain de fusion. On peut également remarquer une contrainte transverse de traction sur le bord de la plaque, qui doit être probablement provoquée par les conditions aux limites et un effet de bord.

La Figure 5-27 représente le champ de contrainte longitudinale σ_l et transverse σ_t après refroidissement de l'impact laser n°3. De plus, afin de se rendre compte des gradients thermiques, nous avons représenté la cartographie thermique à cet instant.

Pendant cette phase de refroidissement, le centre de l'impact laser atteint la température de 400°C. On peut remarquer que le champ de contrainte semble être axisymétrique autour de l'impact laser, après la phase de refroidissement. Dans la zone affectée thermiquement, il y a une zone où se développent des contraintes de compression de grandes amplitudes, liées à la valeur très élevée du gradient de température dans cette zone (contrainte longitudinale de -449 MPa et transverse de -500 MPa). Et bien entendu, on observe dans la zone fondue (en cours de refroidissement) des tensions de grandes amplitudes (contrainte longitudinale de 425 MPa et transverse de 486 MPa), liées à la contraction du matériau pendant le refroidissement.

On retrouve les différentes zones de traction et de compression sur la Figure 5-28 et la Figure 5-29. Nous présentons, tout d'abord, la composante transverse et longitudinale de la contrainte après quatre impulsions laser (800ms de soudage). Les trois courbes sur les Figure 5-28 et Figure 5-29 représentent la contrainte en fonction de la distance en mm par rapport au plan de joint, espacé de 0.1 mm, 0,2 mm et 0,3 mm au-delà du quatrième point d'impact.

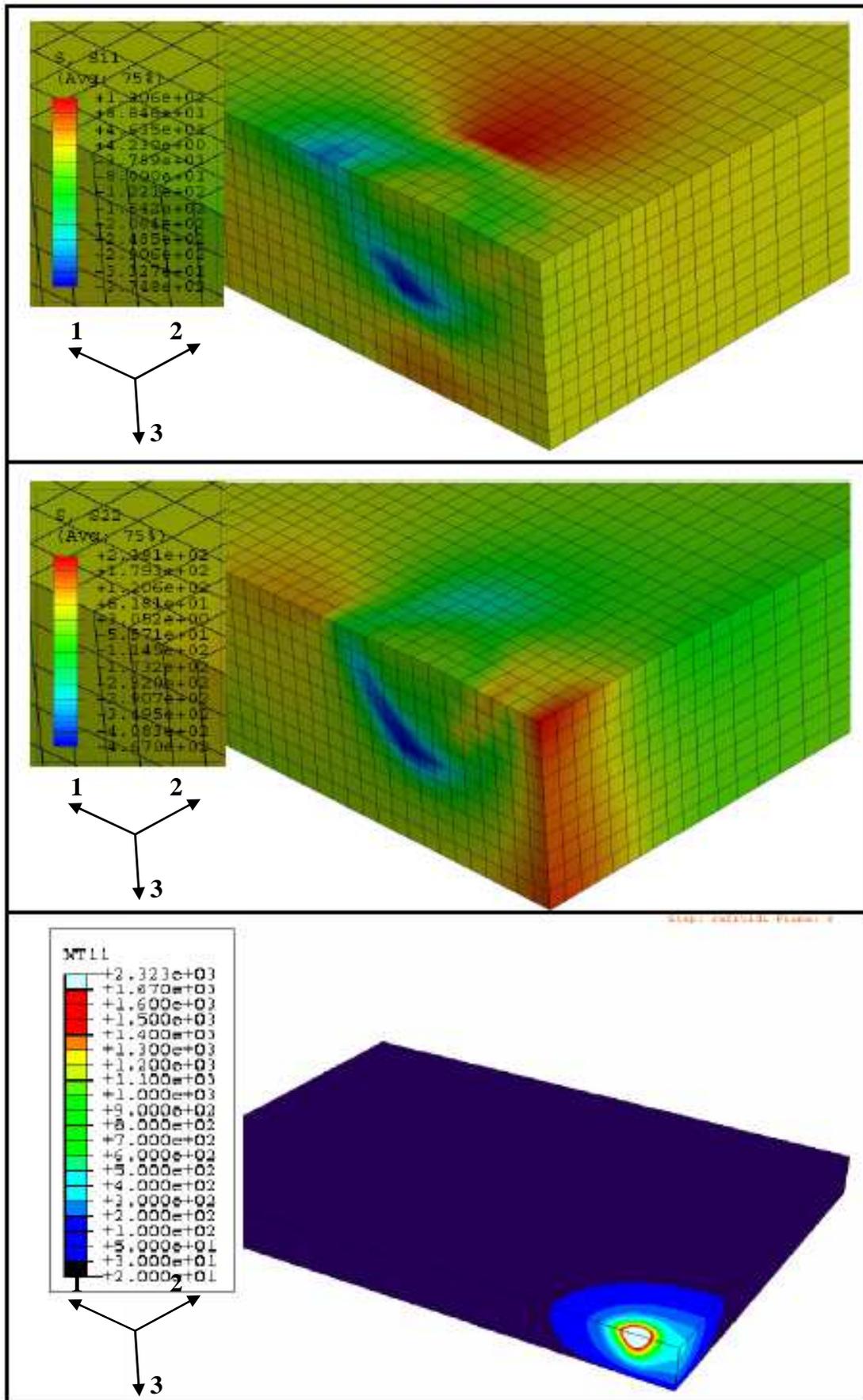


Figure 5-26 : De haut en bas : contrainte longitudinale et transverse lors de l'impact laser n°4, puis champ thermique correspondant à cet instant

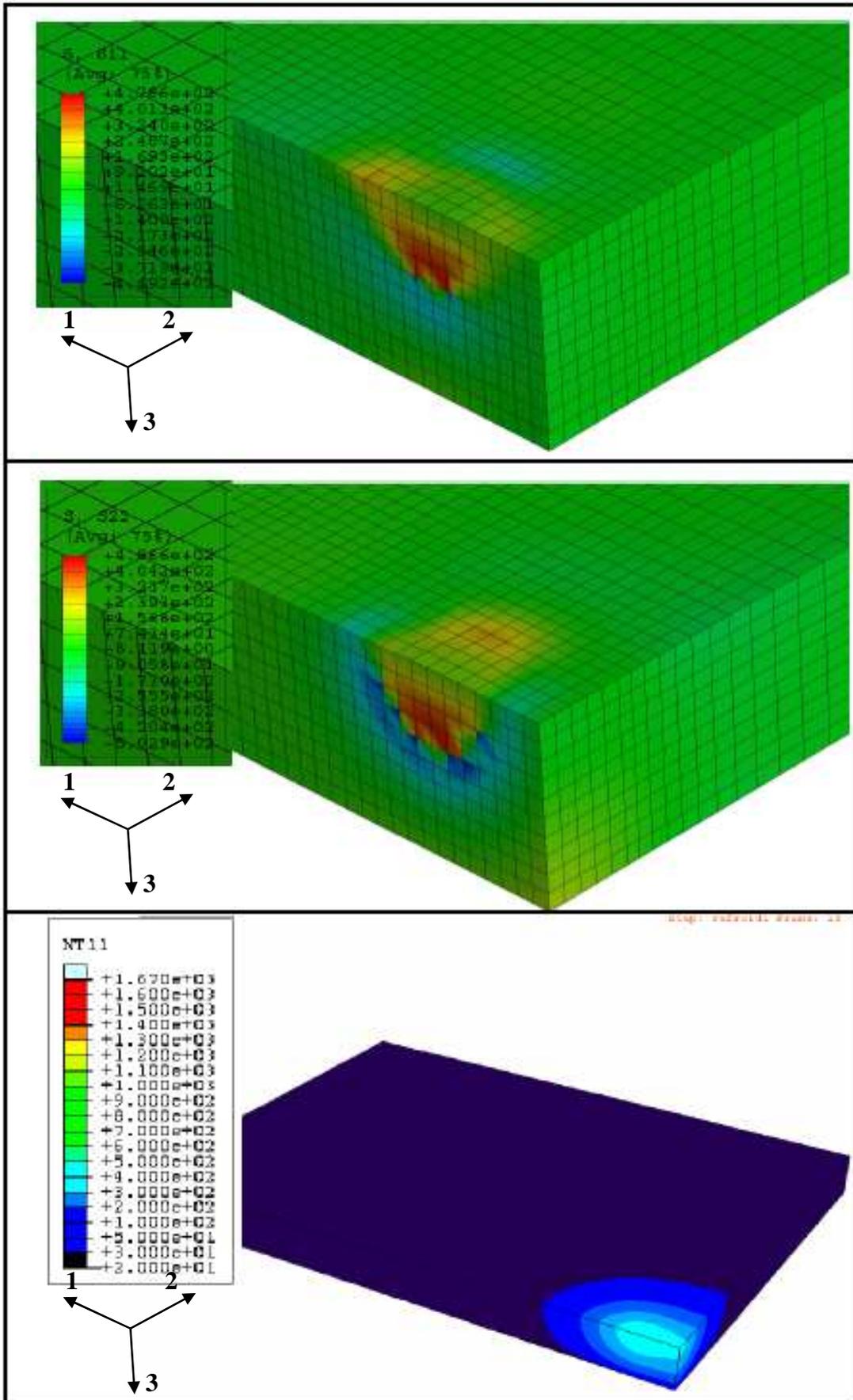


Figure 5-27 : De haut en bas : contrainte longitudinale et transverse après refroidissement de l'impact laser n°4, puis champ thermique correspondant à cet instant

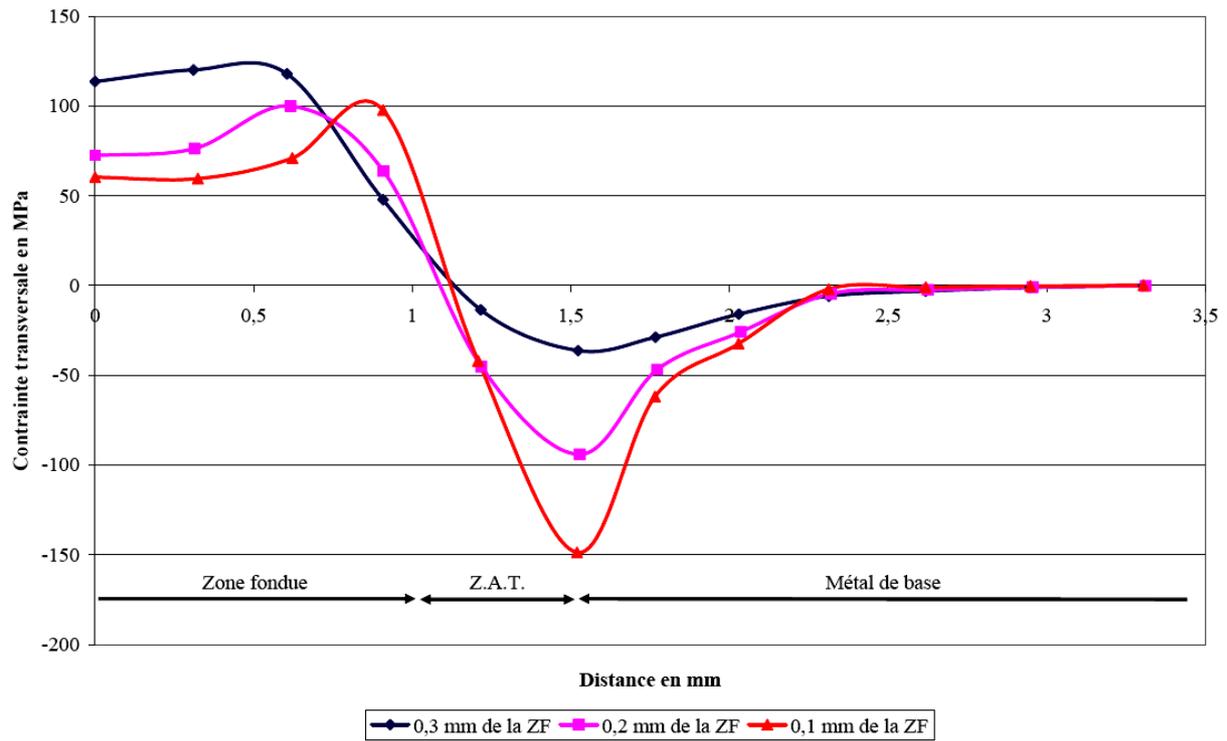


Figure 5-28 : Contraite transversale pendant le procédé de soudage (après refroidissement du quatrième point d'impact)

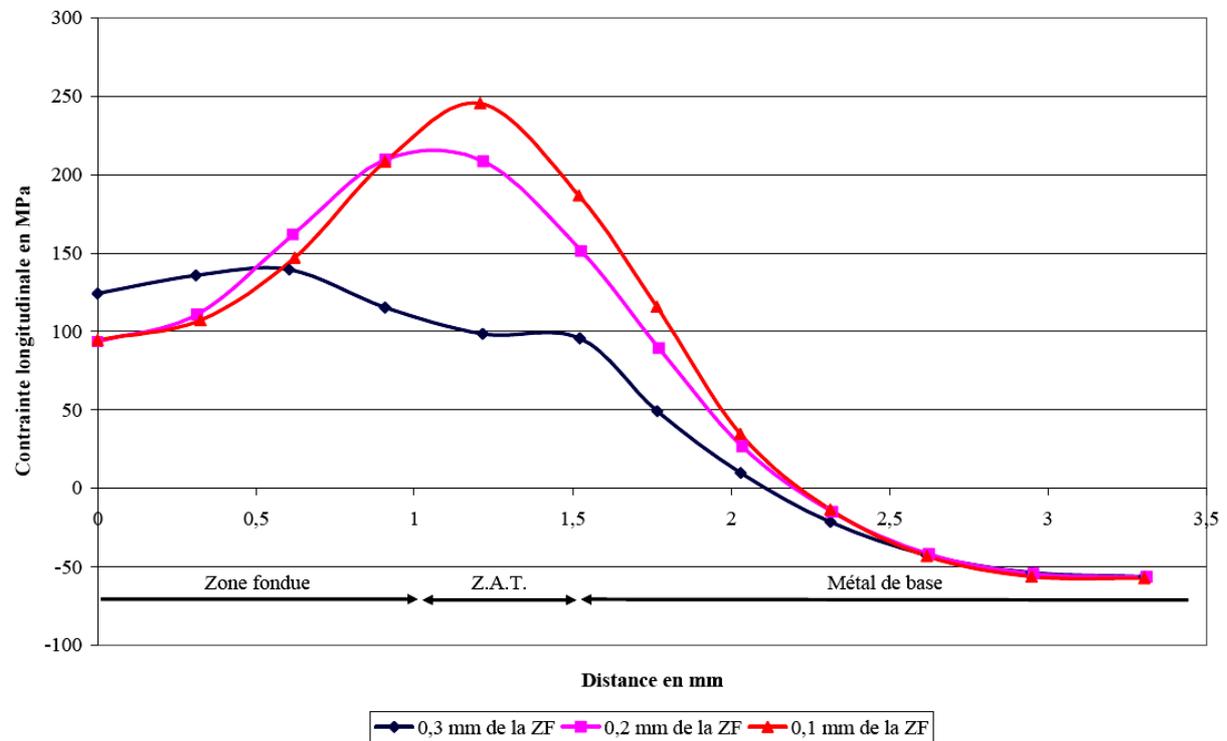


Figure 5-29 : Contraite longitudinale pendant le procédé de soudage (après refroidissement du quatrième point d'impact)

Le calcul de la plaque complet étant très long (123 impulsions lasers, un million d'incrément de calcul), nous ne pouvons pas à l'heure actuelle présenter les résultats après le soudage complet de la plaque. Les premiers résultats présentés en cours de soudage ne permettent pas d'obtenir une information précise, sur l'état des contraintes résiduelles après soudage. En effet, comme on peut le voir sur les cartographies thermiques (Figure 5-26 et Figure 5-27), l'état des contraintes présenté Figure 5-28 et Figure 5-29 est établi principalement par les gradients thermiques en cours de soudage.

Donc il n'est pas possible de comparer les contraintes résiduelles transverses et longitudinales de ce calcul thermomécanique, aux contraintes résiduelles obtenues par DRX, lors des essais de validation (plaque et tube).

5.4. Conclusion

Les essais de validation sur plaque et sur tube permettent de valider le calcul thermique découplé et le calcul thermomécanique.

Suite aux essais de validation, nous avons procédé à la détermination des sollicitations imposées par notre procédé de soudage (sollicitations thermiques). On peut voir que notre modèle thermique représente de manière correcte les sollicitations thermiques de notre procédé.

Enfin, le calcul thermomécanique de la plaque est en cours. Les premiers résultats permettent d'obtenir les contraintes en cours de soudage (4^{ème} impact).

Le calcul thermomécanique permettra d'obtenir les contraintes résiduelles induites par le procédé de soudage laser YAG impulsif, dans le cas du soudage de la plaque ou du tube. Afin de valider notre modèle, nous comparerons les résultats de contraintes résiduelles numériques aux mesures expérimentales effectuées par DRX.

Il est donc possible de décrire et de comprendre les phénomènes mécaniques induits par le soudage et tout particulièrement le niveau de contrainte dans la zone qui contient le cordon de soudure.

6. Conclusions générales et perspectives

Cette étude s'inscrit dans un projet de compréhension globale des différents phénomènes rencontrés lors du soudage de structures métalliques mené au CEA. Elle a été conduite selon une démarche à la fois expérimentale et de simulation numérique pour comprendre les phénomènes importants, à prendre en compte lors de la simulation numérique du procédé de soudage laser YAG impulsif. Le matériau choisi par le CEA pour cette étude est l'alliage de titane TA6V.

En effet, la simulation numérique du soudage laser est intéressante pour prédire les contraintes résiduelles et le comportement local des assemblages afin de réaliser le dimensionnement des structures, mais aussi pour prévoir les déformations des assemblages lors du soudage afin d'améliorer le procédé de fabrication.

Cette étude visait en premier lieu à la mise au point d'un modèle de calcul des effets thermiques, métallurgiques et mécaniques du procédé de soudage laser YAG impulsif. Ceci nous a conduit à établir un modèle local des évolutions métallurgiques et mécaniques qui se produisent lors de ce procédé. Cette étude a été conduite selon une démarche à la fois expérimentale et de simulation numérique pour comprendre les phénomènes importants à prendre en compte.

Ces premiers travaux ont permis de déterminer les changements de phases métallurgiques se produisant à l'état solide hors équilibre thermodynamique, et également de déterminer l'état microstructural du matériau après soudage. En effet, les transformations de phases ont une influence déterminante sur les contraintes résiduelles. Leur calcul fait appel à un modèle spécifiquement développé dans cette thèse. L'originalité du modèle tient dans le calcul des transformations de phases hors équilibre thermodynamique. En effet, notre modèle décrit les transformations contrôlées par la diffusion à grande distance, et celles contrôlées par un mouvement rapide de l'interface sans diffusion à longue distance.

Jusqu'ici, dans la plupart des travaux en simulation numérique du soudage, le comportement du matériau est considéré comme étant élastoplastique. En raison des températures très élevées présentes dans notre cas, nous avons considéré une formulation viscoplastique

Le comportement mécanique de cet alliage de titane est caractérisé de la température ambiante jusqu'à 1100°C à partir d'essais monotones, cycliques et de traction-relaxation. L'ensemble des essais thermomécaniques permet de caractériser les phases en présence durant le soudage laser, et ainsi d'enrichir notre modèle numérique.

Nous avons choisi comme modèle pour simuler le comportement thermomécanique du matériau étudié, un modèle élasto-viscoplastique avec écrouissage cinématique non linéaire pour chaque phase. L'ensemble des essais mécaniques, a permis d'identifier les coefficients liés à notre modèle mécanique. L'originalité de notre modèle tient dans l'approche micro/macro utilisée. Cette approche de changement d'échelle est une loi d'homogénéisation utilisant la règle en β .

Toutefois, la mise au point de celui-ci impose des hypothèses simplificatrices devant être validées par l'expérience, ce qui nécessite un essai expérimental représentatif de l'ensemble

des phénomènes rencontrés lors de l'opération de soudage (essai de validation sur plaque et sur tube).

Une analyse thermomécanique découplée est réalisée pour simuler ces essais. Tout d'abord, un calcul purement thermique destiné à connaître la température le long du cycle thermique est réalisé. Nous avons procédé par méthode inverse pour optimiser au mieux la forme et l'intensité du flux de chaleur, ce qui permet d'obtenir une très bonne corrélation avec les essais.

Il faut noter enfin que les calculs déjà effectués s'avèrent relativement lourds et qu'un travail d'optimisation est nécessaire pour les adapter à un usage industriel. En effet, l'objectif est de simuler le procédé de soudage sur des pièces de géométrie complexe, afin d'obtenir le champ de contrainte résiduelle généré par notre procédé d'assemblage. Pour ensuite utiliser ce champ de contrainte comme données initiales lors du calcul de dimensionnement des structures.

Dans son état actuel, le modèle permet déjà deux types d'applications :

- D'une part l'étude paramétrique des conditions de soudage : température de préchauffage, puissance de soudage, caractéristiques thermiques, métallurgiques et mécaniques du TA6V soumis au procédé de soudage.
- D'autre part l'estimation de la valeur des contraintes et des déformations en cours de soudage dans des zones très localisées où leur mesure est difficile ou impossible.

L'outil de calcul que nous proposons se situe dans le développement actuel des recherches dans un domaine interdisciplinaire. Il est susceptible de nombreuses modifications et améliorations, mais permet déjà, par l'analyse précise de différentes situations rencontrées dans la pratique, de donner à l'ingénieur des renseignements extrêmement utiles. Afin de compléter nos résultats, plusieurs directions d'études complémentaires pourraient être suivies. Deux principales voies peuvent être envisagées à ce jour :

- Travailler à l'échelle microscopique, afin de simplifier le modèle existant et ainsi obtenir des temps de calcul acceptables afin de réaliser un calcul de dimensionnement des structures.
- Travailler à l'échelle macroscopique en utilisant notre modèle élasto-viscoplastique couplé à une loi d'homogénéisation en β . Il est nécessaire à ce niveau de faire appel à des techniques plus élaborées (maillage adaptatif au niveau de chaque impulsion laser, obtention accélérée d'un état quasi-stationnaire, réduction de modèles...) et, probablement, à une intégration explicite, afin de diminuer significativement les temps de calcul.

Bibliographie

[Abaqus Software, 2006]

ABAQUS software, User's manual, version 6.6. Hibbitt, Karlsson and Sorensen Inc, 2006.

[Aeby-Gautier, 2007]

E. AEBY-GAUTIER, F. BRUNESEAU, J. DA COSTA TEIXEIRA, B. APPOLAIRE, G. GEANDIER, S. DENIS, Microstructural formation in Ti alloys : In-situ characterization of phase transformation kinetics, Journal of the Minerals, pp.54-58, 2007.

[Baeslack, 1993]

X.A. BAESLACK, J.R. DAVIS, C.E. CROSS, Selection and Weldability of Conventional Titanium Alloys, ASM HANDBOOK « Welding, Brazing and Soldering », Volume 6, December, ISBN 0-87170-382-3, pp.504-523, 1993.

[Barra, 1977]

E. BARRA ROSA, P. LEHR, Caractérisation générale du titane et de ses alliages, « groupe matériaux à haute résistance », Thèse de l'Ecole Nationale Supérieure de Techniques Avancées, 1977.

[Bartlo, 1968]

L.J. BARTLO, Titanium alloys, Lesson 7 : Metallography of titanium alloys, Metals Engineering Institute, American Society for Metals, Ed. H.D. KESSLER, 1968.

[Bénéteau, 2007]

A. BENETEAU, F. BRUNESEAU, P. WEISBECKER, G. GEANDIER, E. AEBY-GAUTIER, B. APPOLAIRE, Microstructural formation in Ti alloys : In situ characterization of phase transformation, Mat Science and Engineering, A393, pp.63-70, 2007.

[Berveiller, 1979]

M. BERVEILLER, A. ZAOUI, An extension of the self-consistent scheme to plastically flowing polycrystals, J. Mech. Phys. Solids, 26, pp.325-344, 1979.

[Besson, 2001]

J. BESSON, G. CAILLETAUD, J.L. CHABOCHE, S. FOREST, Mécanique non-linéaire des matériaux ; édition Hermès ; 2001.

[Bibby, 1964]

M.J. BIBBY, J.G. PARR, The β - α transformation in titanium. J. Inst. Metals (GB) 92, no 10, pp.341, 1964.

[Boyer, 1994]

R.R. BOYER, G. WELSCH, E.W. COLLINGS, Ti-6Al-4V, Materials properties Handbook – Titanium Alloys, ASM International, pp.483-636, 1994.

[Brock, 1955]

E.G. BROCK, Field-emission microscopy of an allotropic transformation : α - β titanium. Physical Rev. (USA) 100, no 6, pp.19-26, 1955.

[Broihanne, 1995]

G. BROIHANNE, Fonderie et moulage du titane et des alliages de titane, Techniques de l'Ingénieur M 825, 1995.

[Bruschi, 2004]

S. BRUSCHI, S. POGGIO, F. QUADRINI, M.E. TATA, Workability of Ti-6Al-4V alloy at high temperatures and strain rates, Materials Letters, 2004, vol. 58, pp.3622-3629.

[Bruneseaux, 2006]

F. BRUNESEAU, J.M. PIPARD, G. GEANDIER, P. WEISBECKER, D. BONINA, B. APPOLAIRE, D. DALOZ, E. AEBY-GAUTIER, S. DENIS ; Rare Metal Materials and Engineering (35) pp.194-197, 2006.

[Bürgers, 1934]

W.G. BURGERS, The process of transition of the cubic body-centered modification into the hexagonal close-packed modification of zirconium. Metallwirtschaft (D) 13, p. 785, 1934 et Physica (NL) 1, pp.561, 1934.

[Burllet, 2001]

H. BURLET, M. MARTINEZ, G. CAILLETAUD « Microstructure and residual stresses issued from the bonding of an austenite onto a ferritic steel by solid diffusion » J. Phys.IV, France 11, pp.157-164, 2001.

[Cailletaud, 1987 a]

G. CAILLETAUD, Une approche micromécanique du comportement plastique des polycristaux, Revue de physique appliquée, Vol.23 pp.353-365, 1987.

[Cailletaud, 1987 b]

G. CAILLETAUD, Une approche micromécanique phénoménologique du comportement inélastique des métaux, Thèse doct. état, Univ. Paris VI, 1987.

[Cailletaud, 1994]

G. CAILLETAUD, P. PILVIN, Utilisation de modèles polycristallins pour le calcul par éléments finis. Revue européenne des éléments finis, Vol 3, pp 515-541, 1994.

[Castaneda, 1996]

P. CASTANEDA, Exact second order estimates for the effective mechanical properties of nonlinear composite material, J. Mech. Phys. Solids, pp.827-862, 1996.

[Castro, 1966]

R. CASTRO, L. SERAPHIN, Contribution à l'étude métallographique et structurale de l'alliage de titane TA6V, mémoires scientifiques revue de métallurgie, 1966.

[Cazes, 1994]

R. CAZES, Techniques de l'Ingénieur, Soudage laser : Faisceaux lasers de puissance BM 7742, 1994.

[CETIM, 1992]

Publication de CETIM, Le soudage laser de faibles et moyennes épaisseurs, Monographie du club laser de puissance, 1^{ère} édition, 44 p., 1992.

[Champin 1981]

B. CHAMPIN, Les traitements thermomécaniques des alliages de titane pour l'aéronautique, 24^{ème} colloque de Métallurgie, INSTN, Saclay, pp.235-244, 1981.

[Chartier, 1990]

G. CHARTIER, Les lasers, Collection technologies de pointe, Edition HERMES, 65 p, 1990.

[Chiang, 1988]

S. CHIANG, C E ALBRIGHT, Light-material interactions in laser material processing, Gas Flow and Chemical Lasers, Proceedings, 7th international Symposium, Vienna, Austria, pp. 522-531, 22-26 Aug. 1988.

[Combres, 1991]

Y. COMBRES, B. CHAMPIN, La transformation des alliages de titane, Matériaux et techniques, Mai-juin 1991.

[Combres, 1995]

Y. COMBRES, B. CHAMPIN, Traitements thermiques des alliages de titane, Techniques de l'ingénieur, MD2 M1335, 04/1995.

[Combres, 1997]

Y. COMBRES, Métallurgie et recyclage du titane et de ses alliages, Techniques de l'Ingénieur, ME3 M2355, 06/1997.

[Combres, 1999, a]

Y. COMBRES et B. CHAMPIN, Recent Developments of the Titanium Industry and Research in France, « Titanium '95 », Eighth World Conference on Titanium (International Conference Centre, Birmingham (UK), 22-26 October 1995), pp.11-20, 1999.

[Combres, 1999, b]

Y. COMBRES, propriétés du titane et de ses alliages, Techniques de l'Ingénieur, MB5 M557, 03/1999.

[Combres, 1999, c]

Y. COMBRES, Mise en forme des alliages de titane, Techniques de l'ingénieur, MC1 M3160, 03/1999.

[Côme, 1991]

N. COME-DINGREMONT, Déformation à chaud et évolutions microstructurales des alliages de titane TA6V et β -CEZ dans le domaine β , Thèse de l'Institut National Polytechnique de Lorraine, 1991.

[Da Costa, 2005]

J. DA COSTA TEIXEIRA, Thèse INPL, Nancy, 2005.

[Dajno, 1991]

D. DAJNO, Rhéologie globale et structurale des alliages de titane TA6V et β dans les domaines $\alpha+\beta$ et β , thèse, 1991.

[David, 1993]

H. DAVID, Selection and Weldability of Advanced Titanium –Base Alloys, ASM HANDBOOK « Welding, Brazing and Soldering », Volume 6, December, ISBN 0-87170-382-3, pp.524-527, 1993.

[Denis, 1992]

S. DENIS, D. FARIAS, A. SIMON, « Mathematical model coupling phase transformations and temperature evolutions in steels », ISIJ International, vol. 32, pp.316-325, 1992.

[Denis, 1997]

DENIS S. Prédiction des contraintes résiduelles induites par traitement thermique et thermochimique La Revue de Métallurgie, Science et Génie des matériaux, pp 157-176, 1997.

[Fabbro, 2002]

R. FABBRO, "Basic processes in deep penetration laser welding", ICALEO'2002, Scottsdale (USA), Oct 2002.

[Fernandes, 1985]

F. FERNANDES, « Modélisation et calcul de l'évolution de la température et de la microstructure au cours du refroidissement continu des aciers », Thèse de Doctorat de l'INPL Nancy, 1985.

[Forest, 1995]

S. FOREST, P. PILVIN, Modelling the cyclic behaviour of two phase single, crystal nickel-base superalloys, IUTAM Symp. On micromechanisms of multiphase materials, pp.51-58, 1995.

[Forest, 1996]

S.FOREST, Mechanical modelling of non homogeneous deformation of single crystals, Thèse de doctorat de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 1996.

[Fujita, 1986]

M. FUJITA, Y. KAWABE, Mechanical properties of electron beam welded joints in solution treated and aged TA6V alloys, Journal of Iron and Steel Institute, Japan, pp.678-684, 1986.

[Gautier, 1981]

E. GAUTIER, A. HAZOTTE, A. SIMON, G. BECK, Caractérisation en continu du comportement thermomécanique et structural des alliages métalliques à l'aide d'un dilatomètre générateur de cycles thermiques et mécaniques rapides. Actes du 24ème colloque de métallurgie, « Les traitements thermomécaniques : aspects théoriques et applications », pp.181, 1981.

[Gautier, 1997-1998]

E. GAUTIER, Alliages de titane, documents de cours – MST 2^{ème} année – UHP Nancy, 1997-1998.

[Glen, 1954]

J.W. GLEN, S.F. PUGH, The effect of phase transformations on the orientation of zirconium crystals. Acta Metal. (USA), pp.520, 1954.

[Granjon, 1969]

H. GRANJON, Bases Métallurgiques du Soudage, Eyrolles, Institut de soudure, 1969.

[Giusti, 1981]

J. GIUSTI, « Contraintes et déformations résiduelles d'origine thermique. Application au soudage et à la trempe des aciers. ». Thèse de Doctorat d'Etat, Univ. Pierre et Marie Curie Paris, 1981.

[Hadj sassi, 1974]

B. HADJ SASSI, A. QUIVY et P. LEHR, Caractéristiques microstructurales de l'alliage TA6V en fonction des traitements thermomécaniques en $\alpha+\beta$, Mém. Scient. Rev. Métallurg. LXXI N°2, pp.73-84, 1974.

[Hadj sassi , 1975]

B. HADJ SASSI, P. QUOIX, P. LEHR, Incidence de l'état microstructural sur la ductilité et le comportement à la rupture de l'alliage de titane TA6V, Mém. Scient. Rev. Métallurg. LXXII N°4, pp.341-355, 1975.

[Handbook titanium, 1974]

Military handbook titanium and titanium alloys. MIL-DBK-697 A, 1974.

[Hill, 1965]

R. HILL, Continuum micro-mechanics of elastoplastic polycrystals, J. Mech. Phys. Sol., pp.89-101, 1965.

[Hocheid, 1970]

B. HOCHÉID, R. KLIMA, C. BEAUVAIS, M. RAPIN, C. ROUX, Contribution à l'étude des transformations de l'alliage de titane TA6V en conditions isothermes ; Mémoires Scientifiques Rev. Métallurg. LXVII, N°9, 1970.

[Inoue, 1985]

T. INOUE, Z.G. WANG, Coupling Between Stress Temperature and Metallic Structures during Process Involving Phase Transformation, Materials Science and Technology, vol 1, n°10, pp.845-850, 1985.

[Jovanovic, 2004]

M.T. JOVANOVIĆ, S. TADIĆ, S. ZEC , Z. MISKOVIĆ, I. BOBIĆ ; The effect of annealing temperatures and cooling rates on microstructure and mechanical properties of investment cast Ti-6Al-4V alloy ; Materials and design 27, pp.192-199, 2004.

[Kales, 1993]

D. KALES, Review and Forecast of laser markets 1993, Laser Focus, pp.70-86, janvier 1993.

[Koistinen, 1959]

D.P. KOISTINEN, R.E. MARBURGER, A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels, acta metallurgica, vol 7, 1959.

[Kouddane, 1994]

R. KOUDDANE, N. ZOUHAL, A. MOLINARI, Complex loading of viscoplastic materials : micro-macro modelling, Mater. Sci. Eng., A175, pp.31, 1994.

[Kröner, 1961]

E. KRONER, Zur plastischen verformung des vielkristalls. Acta Met., pp.155-161, 1961.

[Laude, 1995]

E. LAUDE, E. GAUTIER, S. DENIS, Calculation of transformation kinetics of titanium alloys during continuous cooling. Application to the β -Cez alloy, 7th world conference on Titanium'95, Birmingham, oct 1995.

[Laude, 1996]

E. LAUDE, E. GAUTIER, P. ARCHAMBAULT, S. DENIS ; Cinétique de transformation des alliages de titane en fonction du traitement thermomécanique. Etude expérimentale et calcul ; revue de métallurgie, pp.68-76, Sept. 96.

[Leblond, 1984]

J-B LEBLOND, J DEVAUX, a new Kinetic Model for Aniso Thermal Metallurgical Transformations in Steels Including Effect of austenite Grain Size, Acta Metallurgica; vol 32 n°1, pp.137-146, 1984.

[Leblond, 1985]

J-B LEBLOND, G. MOTTET, J DEVAUX, J-C DEVAUX, Mathematical Models of Anisothermal Phase Transformations in Steels and Predicted, The plastic Behaviour, Materials Science and Technology, vol 1 n°10, pp.815-822, 1985.

[Le Maitre 1970]

F. LE MAITRE, Etude des transformations en refroidissement continu de l'alliage de titane TA6V, Mémoires et Etudes scientifiques, Revue de Métallurgie LXVII n°9, pp.563 -574, 1970.

[Lemaitre, 1996]

J. LEMAITRE, J-L. CHABOCHE ; Mécanique des matériaux solides ; édition Dunod ; 2^{ème} édition 1996.

[Leriche, 1987]

D. LERICHE, Analyse du comportement thermomécanique de l'alliage de titane TA6V dans le domaine de transformation de phase $\alpha + \beta \leftrightarrow \beta$ et conséquences sur le compactage de poudres préallées, thèse de l'Institut National Polytechnique de Lorraine, 1987.

[Lo, 1986]

G. LO, PhD dissertation, Rensselaer Polytechnic Institute, Troy., NY, 1986.

[Longuet, 2008]

A. Longuet, "Simulation numérique du prototypage laser", thèse Mines Paris-Paristech, 2008.

[Malcor, 1983 a]

J-G MALCOR, Comportement mécanique et évolution structurale de l'alliage de titane TA6V dans le domaine du forgeage à chaud, thèse des Mines de St Etienne, 1983.

[Malcor, 1983 b]

J.G. MALCOR, F. MONTHEILLET, Behavior of the titanium alloy Ti6%, Al4% under Hot-forging Conditions, Mémoires et études scientifiques de la revue de métallurgie, vol.80, pp.89-101, 1983.

[Malinov, 2002]

S. MALINOV, W. SHA, Z. GUO, A.E. LONG, Synchrotron X-ray diffraction study of the phase transformations in titanium alloys, Materials Characterization 48, pp.279-295, 2002.

[Marya, 1989]

S. MARYA, F. LE MAITRE, Aspects métallurgiques du soudage du titane et de ses alliages - Etat de l'art, Soudage et Techniques Connexes, vol.43, pp.63-68, Nov.Dec. 1989.

[Masson, 1998]

R. MASSON, Estimations non linéaires du comportement global des matériaux hétérogènes en formulation affine, Thèse de l'Ecole Polytechnique, 1998.

[McQuillan 1963]

M.K. McQUILLAN, Phase transformation in titanium and its alloys, Metal. Reviews (GB) 8, no 29, pp.41-104, 1963.

[Molinari, 1997]

A. MOLINARI, S. AHZI, R. KOUDDANE, On the self-consistent modeling of elastoplastic behaviour of polycrystals, Mech. Mater., pp.26-43, 1997.

[Nadal, 2000]

M. H. NADAL, S. VOLTZ, C. HERMEREL, Détermination des modules d'élasticité et d'incompressibilité du TA6V en fonction de la température, CEA Va/DRMN/ECM, juin 2000.

[Paradis, 2005]

G. PARADIS, Monographies techniques du DFTN : Soudage par laser, document interne CEA Valduc, 2005.

[Pilvin, 1990]

P. PILVIN, Approches multiéchelles pour la prévision du comportement anélastique des métaux, Thèse de l'université de Paris VI, 1990.

[Ravat, 2004]

B. RAVAT, Caractérisation de cordons TA6V par diffraction des rayons X, Rapport d'expertise CEA Valduc, 2004.

[Reti, 2001]

T. RETI, Z. FRIED and I. FELDE, « Computer Simulation of steel quenching process using a multi-phase transformation model », Computational Materials Science 22, pp.261-278, 2001.

[Rhodes, 1975]

C.G. RHODES, J.C. WILLIAMS, The precipitation of α phase in metastable β phase Ti alloys, Metall. Trans., pp.2103, 1975.

[Rogeon, 2001]

P. ROGEON, D. COUEDEL, D. CARRON, P. LEMASSON, J.J. QUEMENER, "Numerical Prediction of electron beam welding of metals : a sensitive study of predictive model", *Mathematical Modelling of Weld Phenomena*, pp.5, 2001.

[Sachs, 1928]

G. SACHS, Zur ableitung einer Fließbedingung, *Zeitschrift der VDI*, pp.734, 1928.

[Saulnier 1957]

A.SAULNIER, R. SYRE, Structure et traitement thermique de l'alliage TA6V forgé, *Revue de l'aluminium*, 243, pp.505-514, 1957.

[Saunders]

N. SAUNDERS, Database for titanium systems, Thermotech Ltd., U.K.

[Seagle, 1968]

S.R. SEAGLE, Deformation and recrystallisation of titanium and titanium alloys, Home study and extension courses – Lessons 5 & 6, The American Society for Metals, Materials Engineering Institute, 1968.

[Seraphin, 1965]

L. SERAPHIN, Réponse des alliages de titane aux traitements thermiques, *Mémoires et Etudes Scientifiques – Revue de Métallurgie LXII n°4*, pp 291-298 ; 1965.

[Steen, 1991]

W.M.STEEN, *Laser Material Processing*, Springer-Verlag London Ltd, ISBN 3-540-19670-6, 266 p., 1991.

[Tanaka, 1970]

K. TANAKA, T. MORI, The hardening of crystals by non-deforming particles and fibres. *Acta Metall.*, 18 : pp.931-941, 1970.

[Taylor, 1938]

G. TAYLOR, Plastic strain in metals, *J. Inst. Metals*, pp.307-324, 1938.

[Timet, 1996]

TIMET Savoie, Guide de conception et de réalisation d'équipements en Titane, 1996.

[Tricot, 1988]

R. TRICOT, Thermo-mecanical Treatments of Titanium Alloys, Proc. 6th World Conf. On Titanium, Cannes, France, Juin 1988.

[Vautier, 2004]

S. VAUTIER, Structure et propriétés métallurgiques des alliages de Titane ; Synthèse bibliographique CEA Valduc, 2004.

[Waeckel, 1994]

F. WAECKEL, Modélisation du comportement thermo-métallurgique des aciers. *Journal de Physique C3*, vol. 4, pp.221-232, 1994.

[Waeckel, 1996]

F. WAECKEL, P. DUPAS, S. ANDRIEUX, A thermometallurgical model for steel cooling behavior : proposition validation and comparison with sysweld model, Journal de Physique IV, Colloque C1, Supplément au journal physique III, Vol 6, pp.255-264, Janvier 1996.

[Williams, 1972]

WILLIAMS J.C., Kinetics and phase transformation, Proc. International Conf. on Titanium'72, Science and Technology, Ed. R.I. JAFFEE et H.M. BURTE, TMS-A.I.M.E., p.1433, 1972.

[Wiskel, 1959]

S.J. WISKEL, W.Y. YOUDELIS et J.G. PARR, Alpha-beta transformation in titanium/ Trans. AIME (USA) 215, pp.875-881, oct. 1959.

[Zouhal, 1996]

N. ZOUHAL, A. MOLINARI, L TOOTH, Elastic-plastic effects during cyclic loading as predicted by Taylor-Lin model of polycrystal elasto-viscoplasticity, Int. J. Plasticity, pp.343-355, 1996.

Annexe

ANNEXE 1 : PRESENTATION DES DIFFERENTES ATTAQUES CHIMIQUES	193
ANNEXE 2 : CALCUL DE DIFFUSION DES ELEMENTS D'ALLIAGE	194
ANNEXE 3 : GEOMETRIE DES EPROUVETTES DE DILATOMETRIE.....	196
ANNEXE 4 : GEOMETRIE DES EPROUVETTES THERMOMECANIQUES.....	198
ANNEXE 6 : RESULTATS DES ESSAIS THERMOMECANIQUES	205
ANNEXE 7 : ESSAI DITHEM	225
ANNEXE 8 : IDENTIFICATION	227

Annexe 1 : Présentation des différentes attaques chimiques

Il existe de nombreuses attaques chimiques qui permettent de révéler les différentes phases du TA6V. Nous avons listé ci-dessous les attaques les plus courantes pour ce type de matériaux. Un comparatif a permis de retenir deux attaques les plus efficaces pour notre étude.

Voici ci-dessous les différentes attaques utilisées pour le TA6V :

➤ **Attaque Krolls :**

10 ml acide fluorydrique
30 ml acide nitrique
50 ml eau

➤ **Attaque courante TA6V :**

96 ml H₂O
4 ml HNO₃
4 ml HF
4 ml H₂O₂
(Il faut rajouter quelques gouttes d'eau oxygénée avant chaque utilisation)

➤ **Attaque phase α (sauce lactique) :**

55 ml acide lactique
2 ml HF
100 ml H₂O

➤ **Attaque phase β :**

85 ml H₂O
7 ml HF
8 ml HNO₃

Pour notre étude, nous avons utilisé l'attaque phase α qui permet de révéler des zones de recuit dans la zone fondue, et l'attaque appelée « attaque phase β » qui permet d'obtenir un bon contraste entre la phase α et la phase β .

Annexe 2 : Calcul de diffusion des éléments d'alliage

Il faut déterminer pour chaque élément d'alliage l'énergie d'activation. On sait que la distance de diffusion du vanadium s'écrit de la façon suivante :

$$D_v = D0_v \times \exp\left[-\frac{Q_v}{R \times T}\right]$$

Avec :

R la constante molaire des gaz : $R=8,314510 \text{ J}/(\text{mol.K})$,

T la température,

Et Q l'énergie d'activation en kJ/mol

$$\frac{D_{v1}}{D_{v2}} = \exp\left(\frac{Q_v}{RT_2} - \frac{Q_v}{RT_1}\right) \rightarrow Q_v = \frac{R \times T_1 \times T_2}{T_1 - T_2} \ln\left(\frac{D_{v1}}{D_{v2}}\right) = 113761 \text{ J/mol}$$

On obtient comme énergie d'activation pour le vanadium 113 761 J/mol, ce qui permet d'écrire l'équation de la distance de diffusion en fonction de la température.

$$D0_v = \frac{D_v}{\exp\left(-\frac{Q_v}{R \times T}\right)} = 4,65.10^{-9}$$

$$D_v = 4,65.10^{-9} \times \exp\left(-\frac{113761}{R \times T}\right)$$

On fait de la même manière pour l'aluminium et on obtient comme énergie d'activation pour l'aluminium 215 040 J/mol, la distance de diffusion de l'aluminium s'écrit de la manière suivante :

$$D0_{Al} = \frac{D_{Al}}{\exp\left(-\frac{Q}{R \times T}\right)} = 8,66.10^{-5}$$

$$D_{Al} = 8,65.10^{-5} \times \exp\left(-\frac{215040}{R \times T}\right)$$

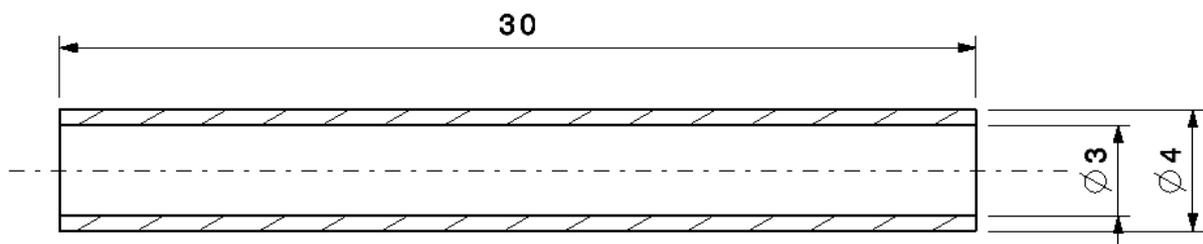
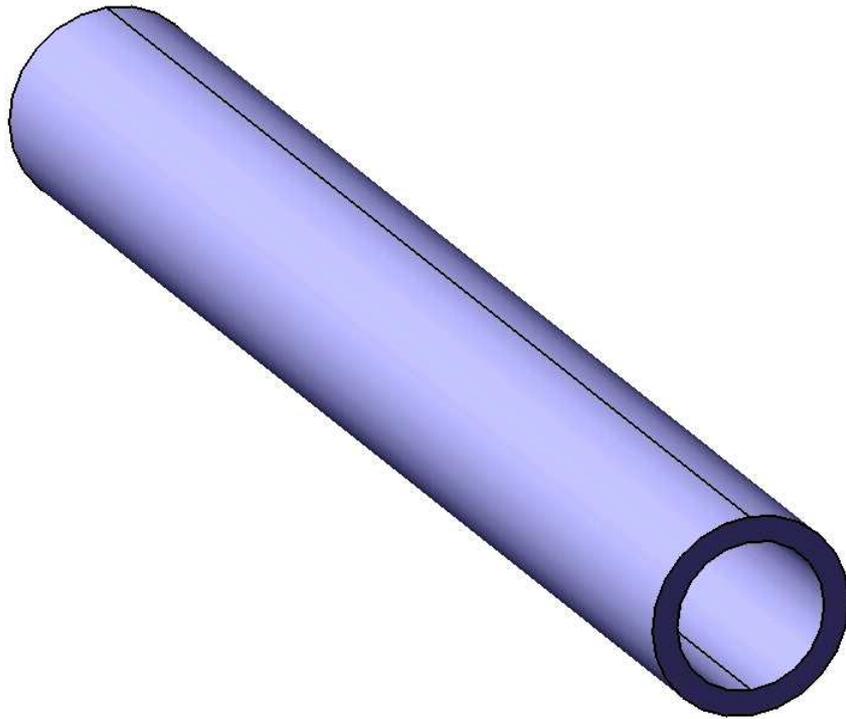
Pour le titane, on obtient comme énergie d'activation 164 102 J/mol et donc la distance de diffusion du titane s'écrit de la manière suivante :

$$D0_{ii} = \frac{D_v}{\exp\left(-\frac{Q}{R \times T}\right)} = 6,49.10^{-7}$$

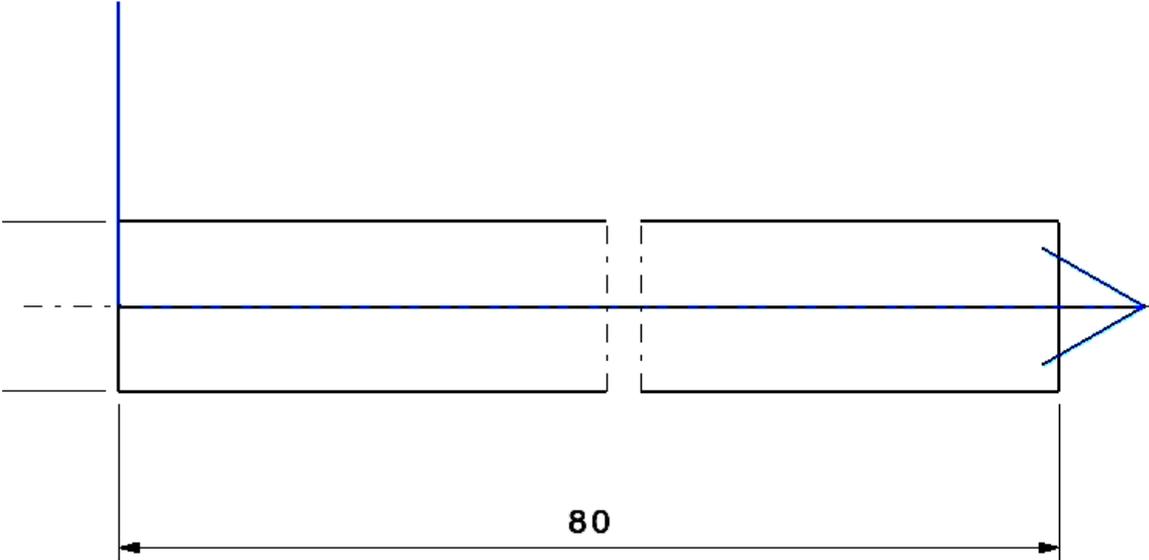
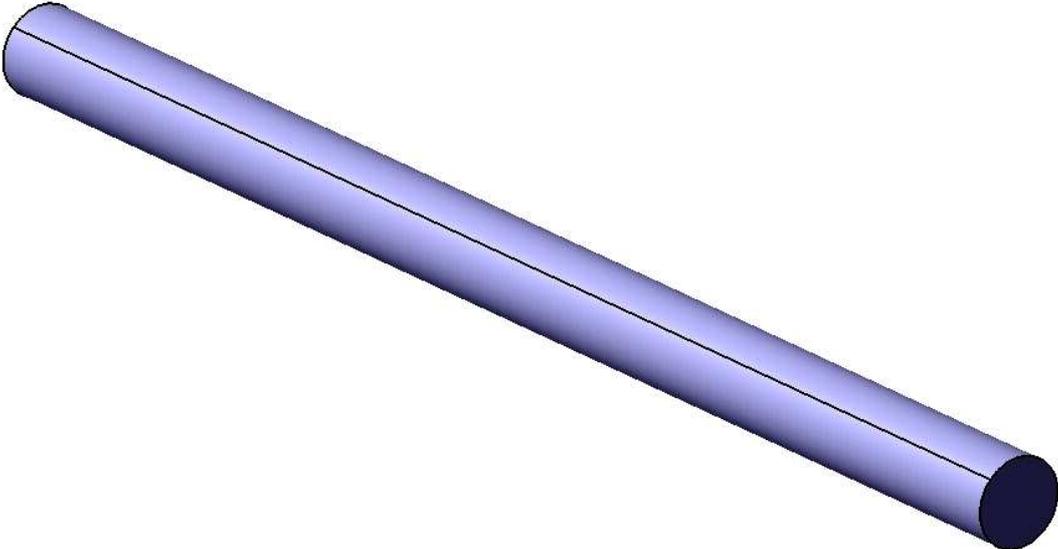
$$D_{ii} = 6,49.10^{-7} \times \exp\left(-\frac{164102}{R \times T}\right)$$

Annexe 3 : Géométrie des éprouvettes de dilatométrie

A – Epreuve tubulaire de dilatométrie avec mesure de résistivité :

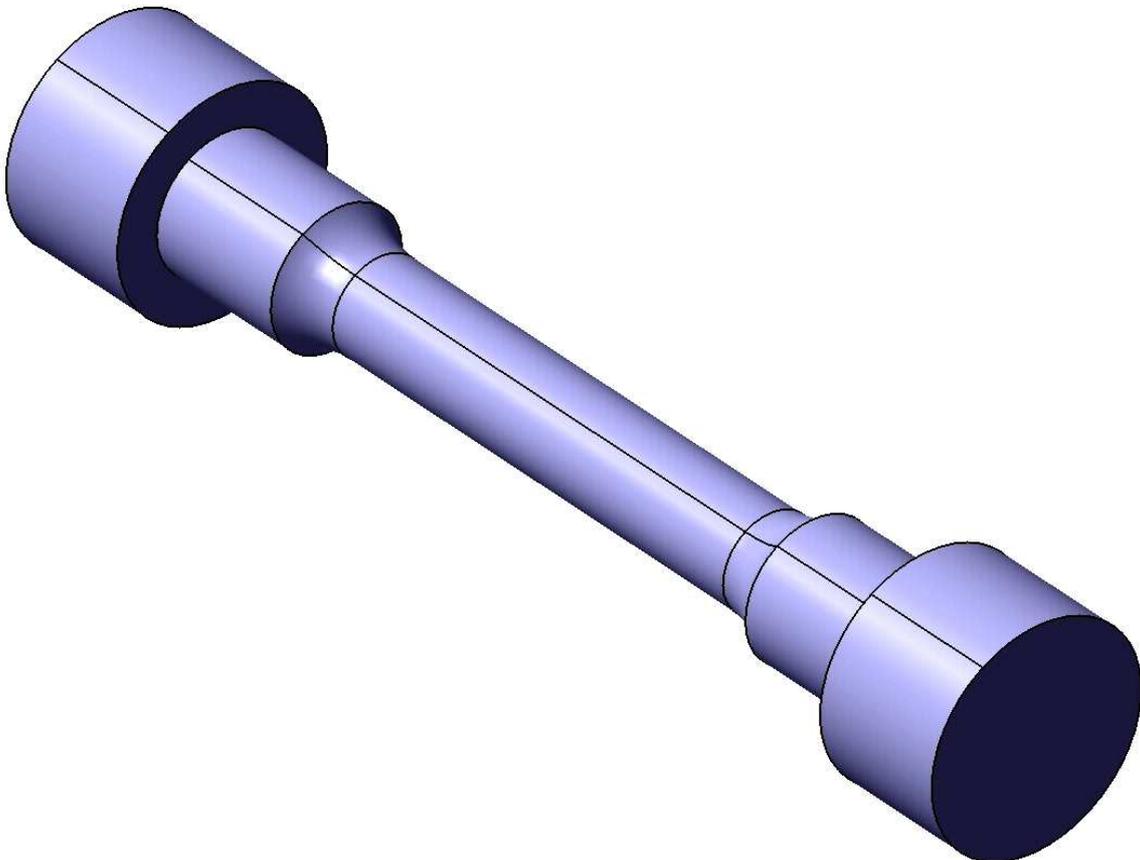
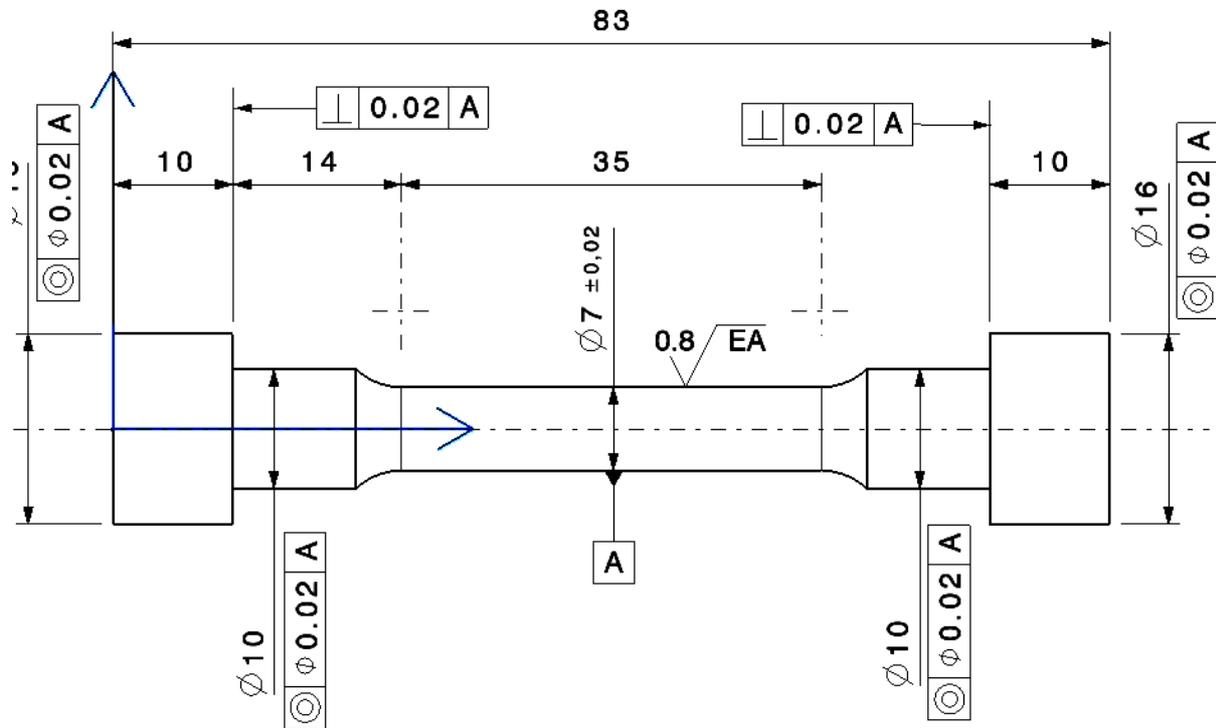


B – Eprouvette de dilatométrie GLEEBLE :

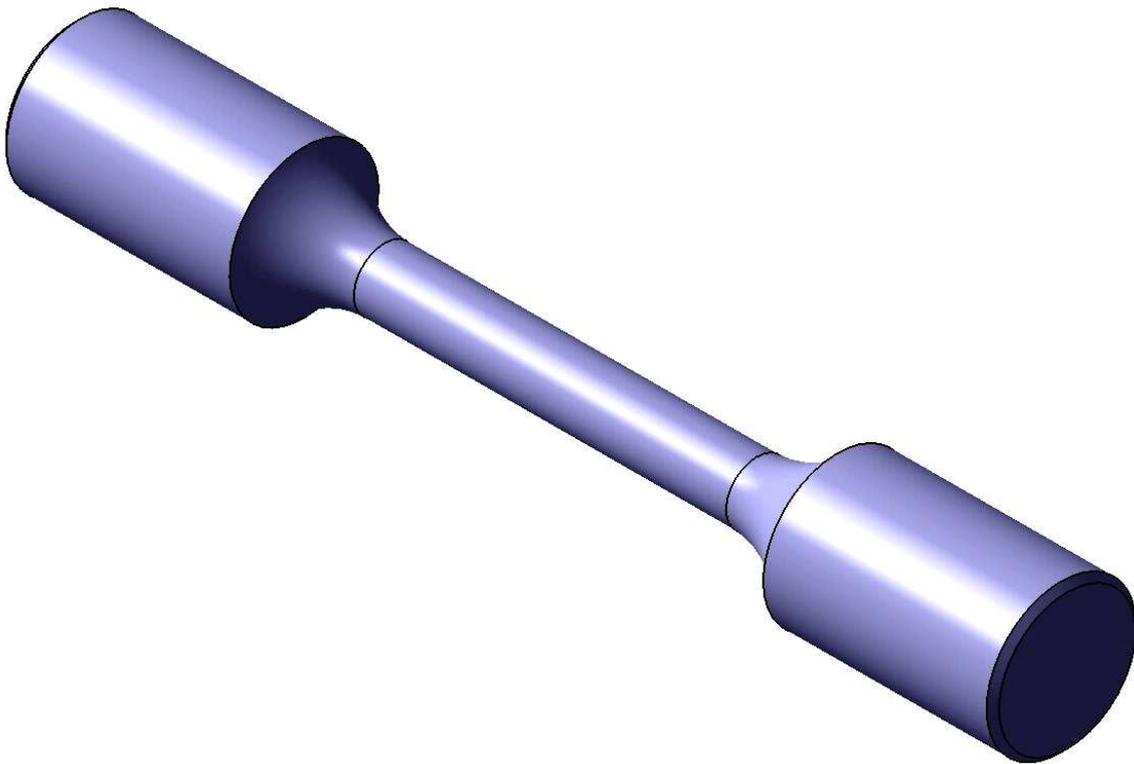
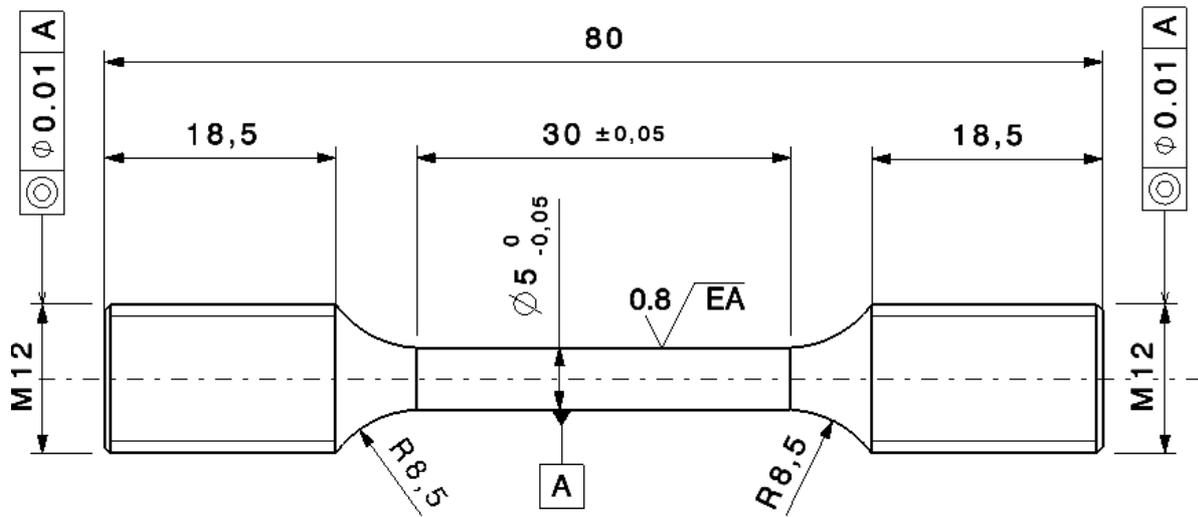


Annexe 4 : Géométrie des éprouvettes thermomécaniques

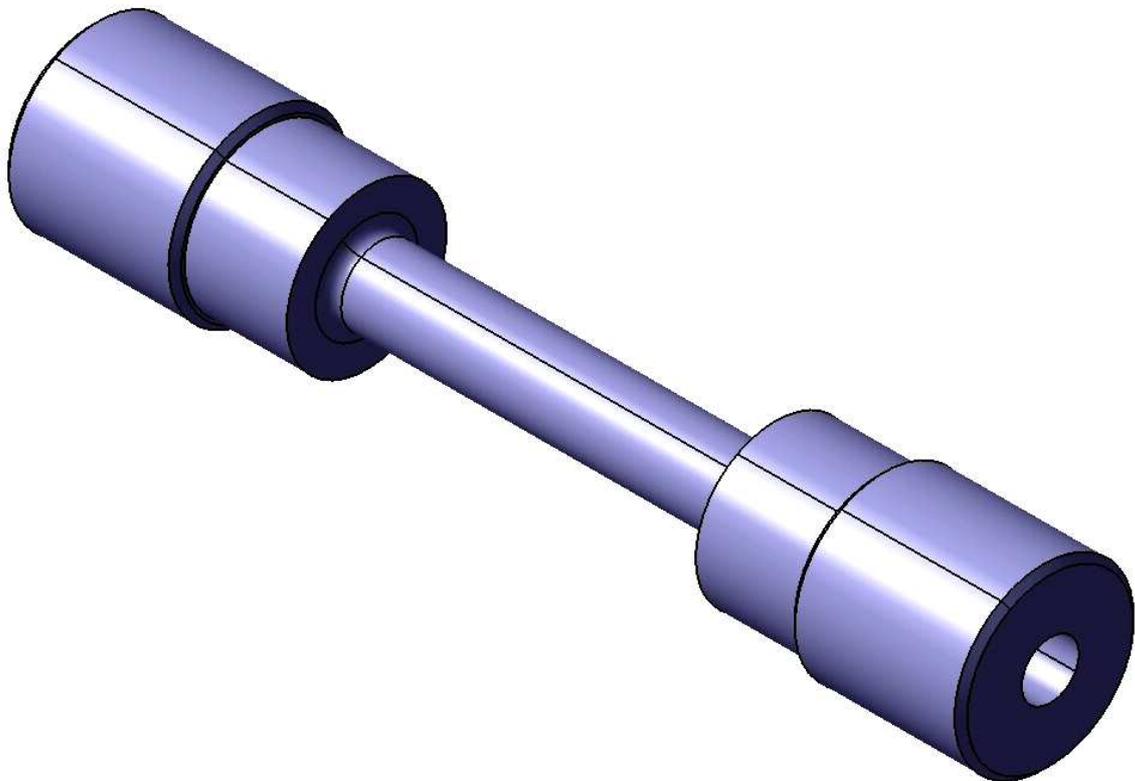
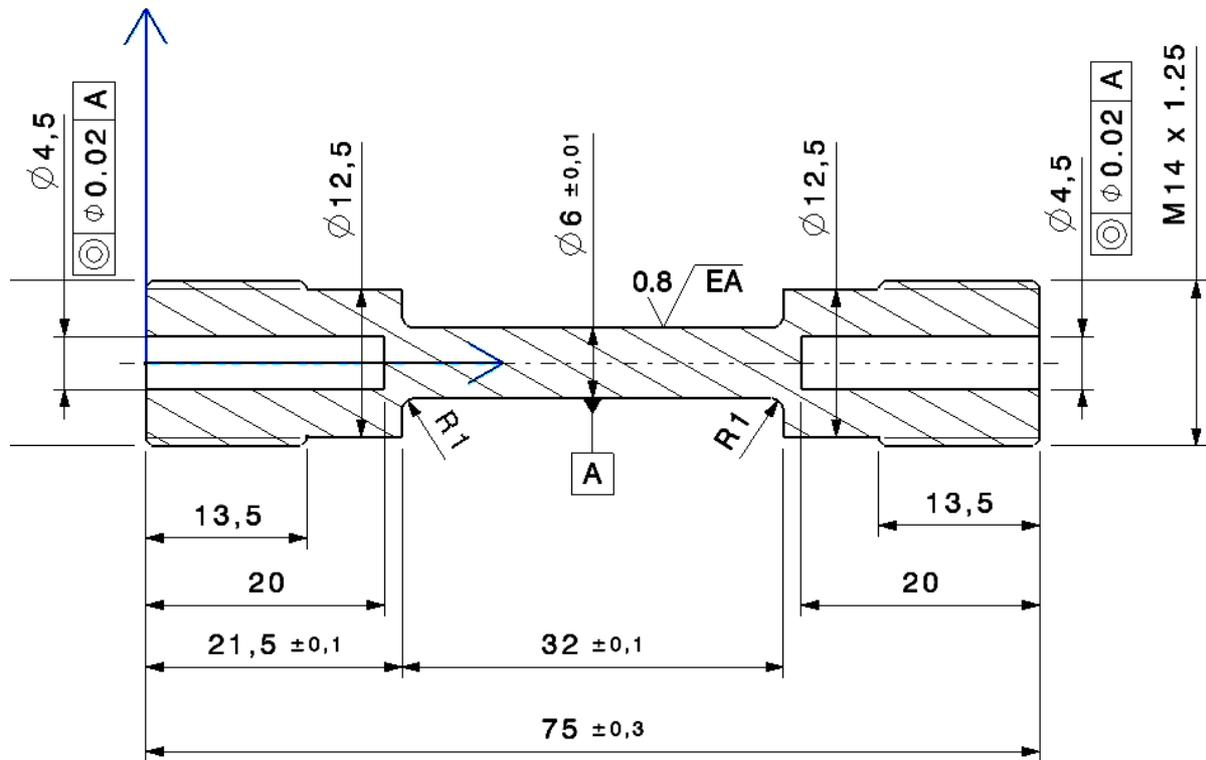
A – Epreuve cyclique pour machine MTS



B – Eprouvette de traction / relaxation pour machine Mayes



D - Eprouvette thermomécanique DITHEM :



Annexe 5 : Présentation des machines d'essai mécanique

A - Simulateur d'essais thermomécaniques DITHEM :

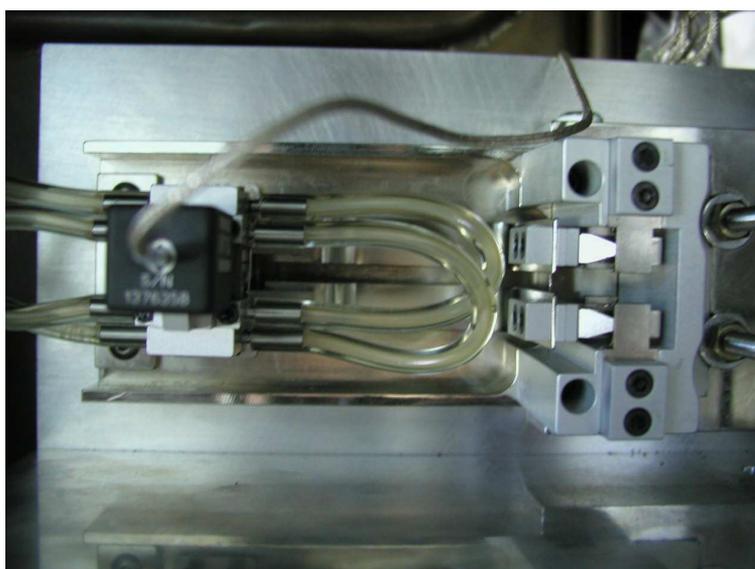
Le simulateur d'essais thermomécaniques DITHEM permet d'étudier les phénomènes couplés thermiques, mécaniques et métallurgiques (et leur interactions) mis en jeu lors du traitement thermique et thermomécanique des matériaux en phase solide.

Caractéristiques :

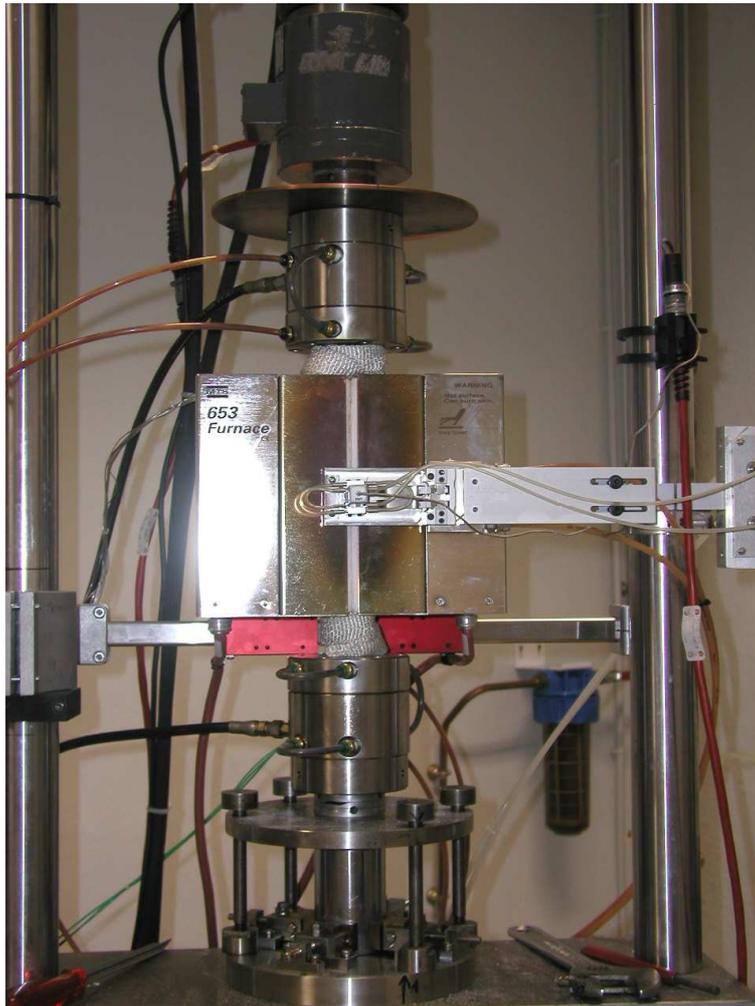
- Chauffage par induction : inducteur modulable
- Cycle de chauffage : $V_{ch} < 100^\circ\text{C/s}$
- 3 types de thermocouples :
J(20 à 700°C), K(-200 à 1100°C), S(0 à 1550°C)
- Mesure de déplacement du vérin : capteur LVDT ± 20 mm
- Mesure de la déformation : capteur LVDT ± 5 mm
- $V_{déformation}$ jusqu'à $2 \cdot 10^{-3} \text{s}^{-1}$
- Maintien sous contrainte : vérin hydraulique de 2000 DaN
- Eprouvettes $\varnothing 6$ mm : alliages de titane
- Essais mécaniques sous vide ou sous atmosphère contrôlée : Hélium, Azote
- Mesure de résistivité
- Vide primaire (pompe à palettes) : $3 \cdot 10^{-1} \text{mbar}$
- Vide secondaire (pompe turbomoléculaire) : $4 \cdot 10^{-5} \text{mbar}$



B - Machine électromécanique Mayes de capacité 100KN pour les essais sous atmosphère d'azote (essai traction / relaxation) jusqu'à 1020°C.



C - Machine MTS hydraulique de capacité 100KN pour les essais cycliques réalisés sous air jusqu'à 900°C

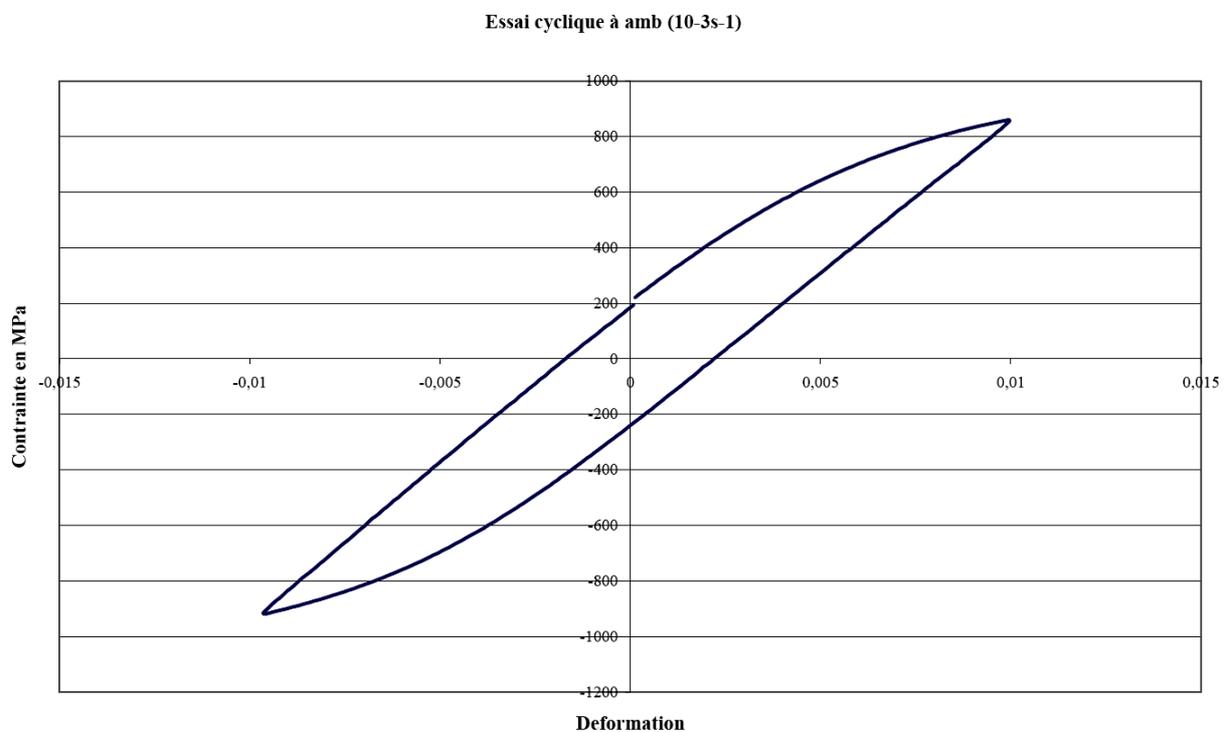


Annexe 6 : Résultats des essais thermomécaniques

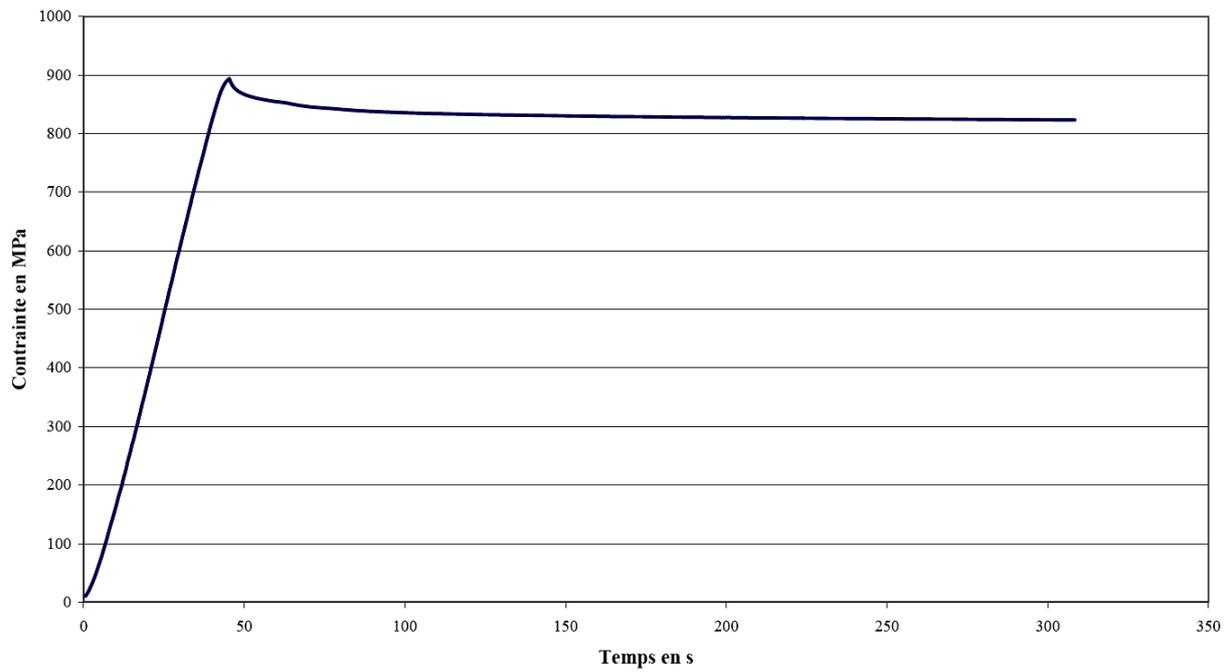
Cette annexe présente les résultats des essais de traction compression, de traction relaxation et de traction simple après traitement thermique, du matériau de base et de la structure martensitique. Ces essais sont réalisés de la température ambiante jusqu'à 1020°C pour différentes vitesses de déformation.

Essais mécaniques du TA6V de base (structure $\alpha + \beta$) :

A – Essais à température ambiante

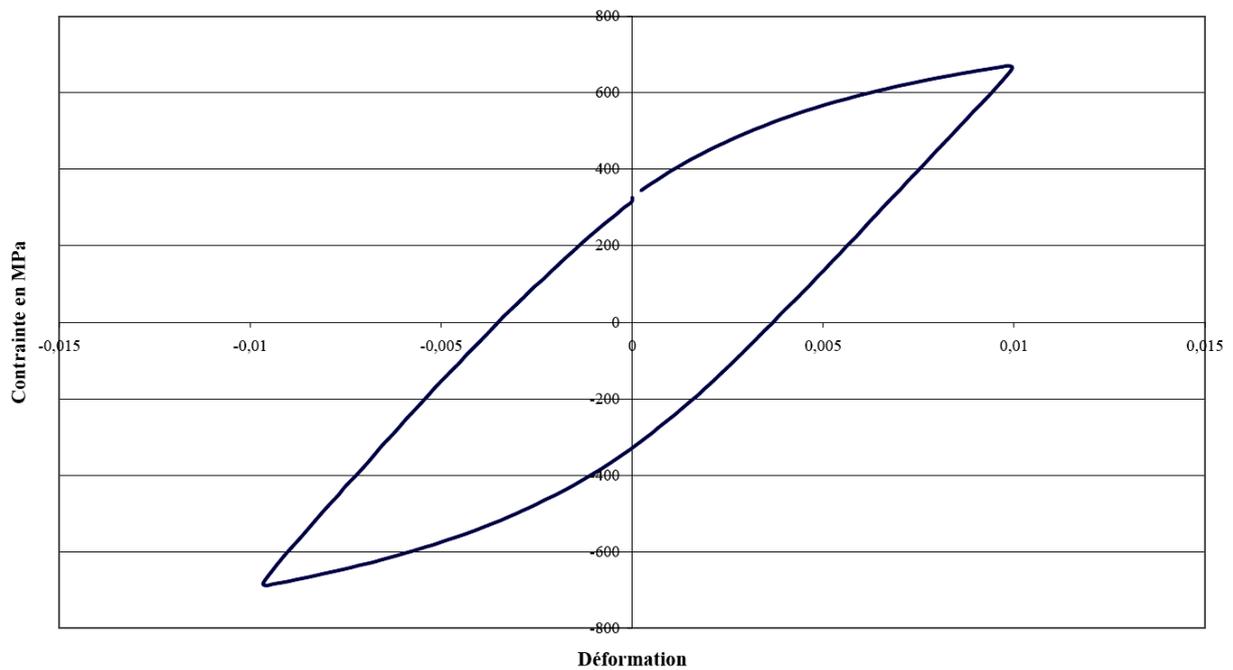


Essai de relaxation à amb (10-3s-1)



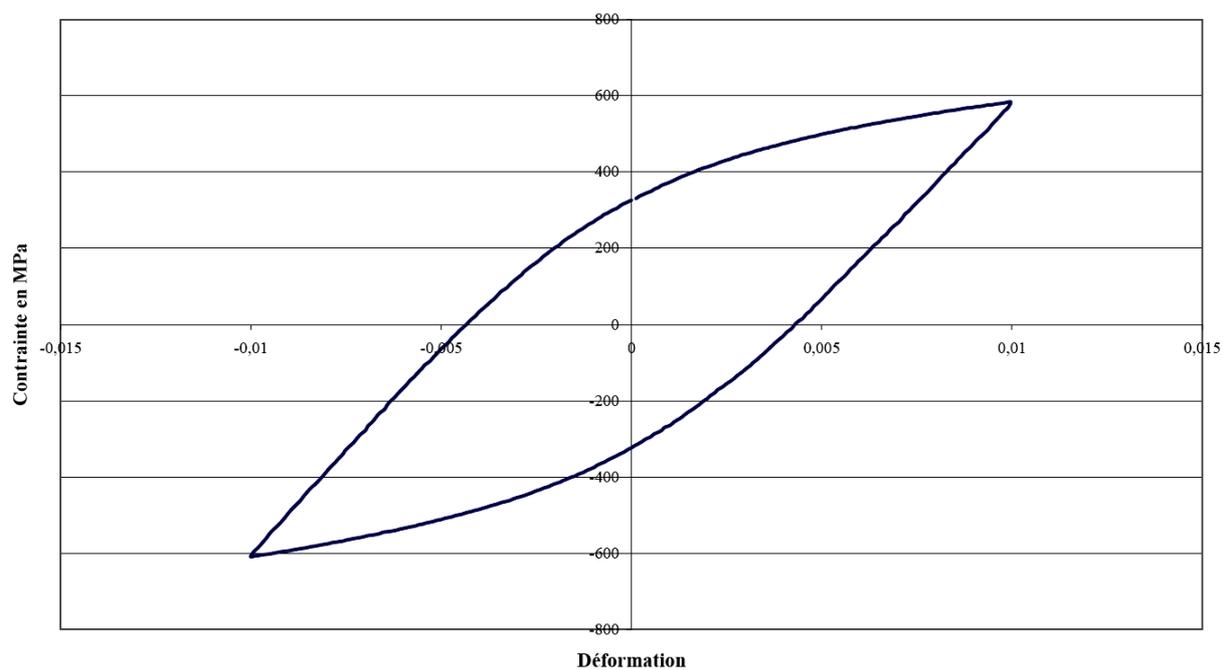
B – Essais à 200°C

Essai cyclique à 200°C (10-3s-1)

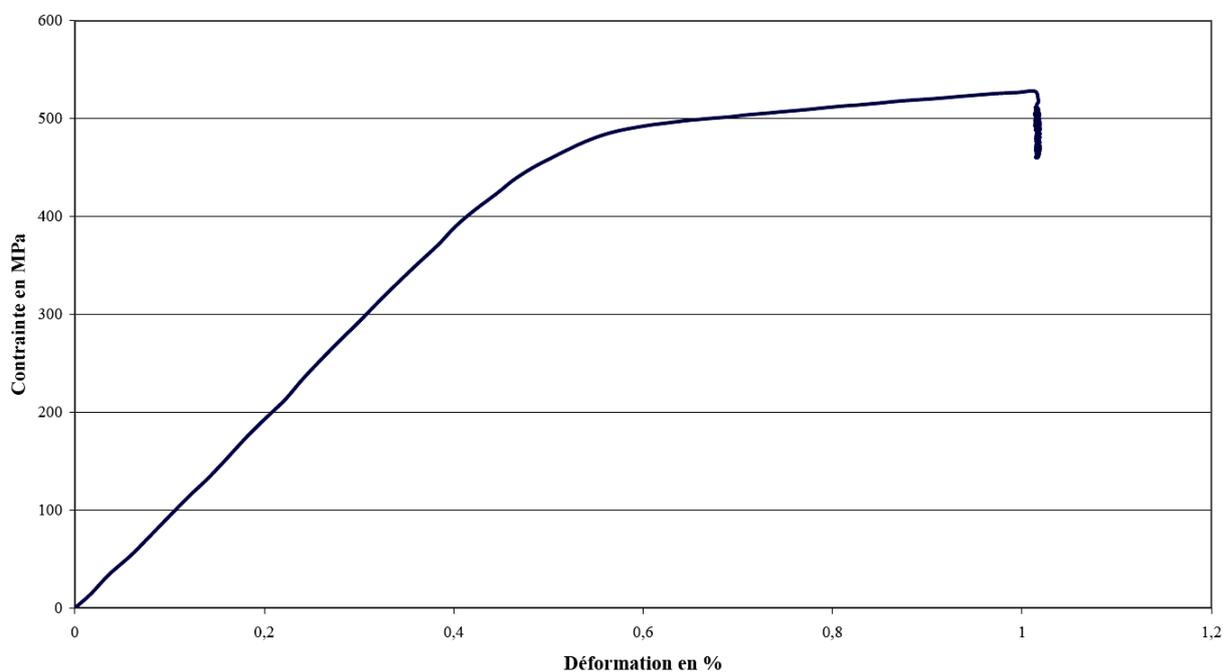


C – Essais à 400°C

Essai cyclique à 400°C (10-3s-1)

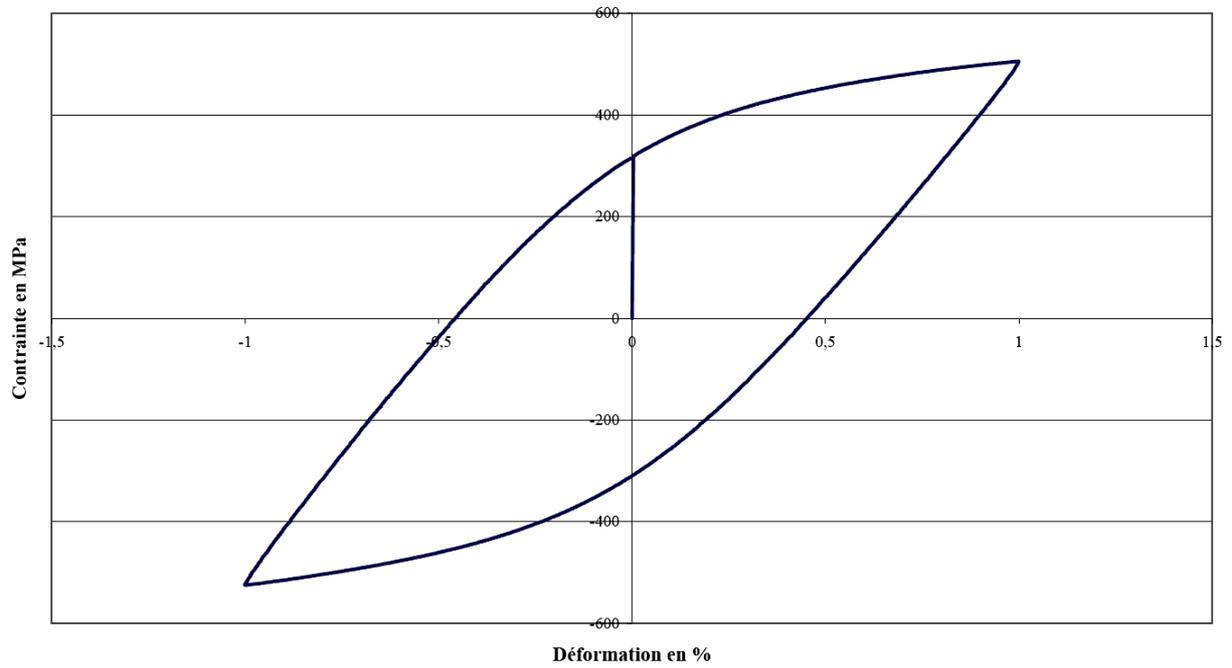


Essai de relaxation à 400°C pendant 2500s (10-3s-1)

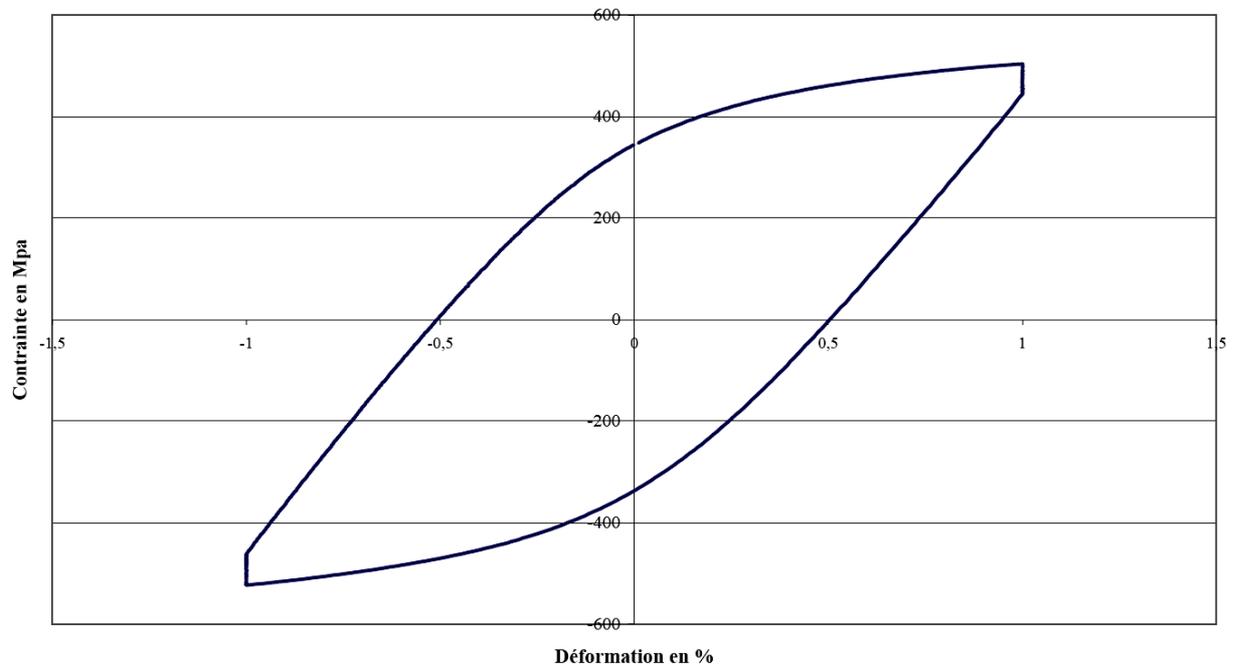


D – Essais à 500°C

Essai cyclique à 500°C (10-3s-1)

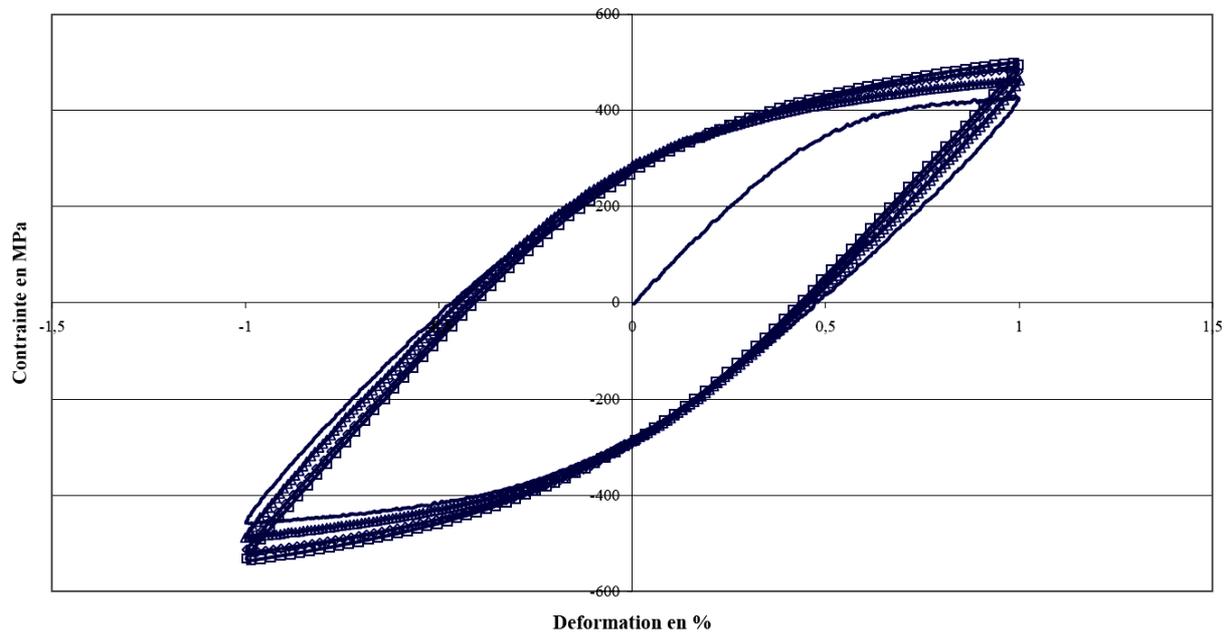


Essai de relaxation à 500°C pendant 60s (10-3s-1)

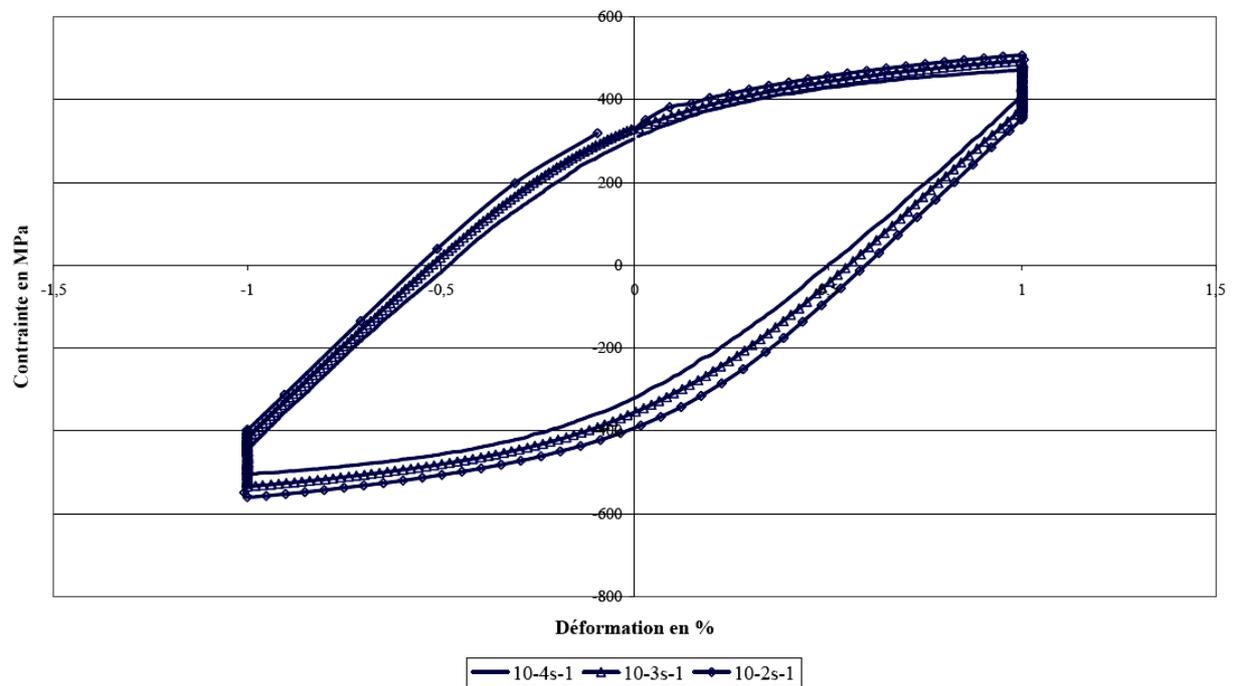


E – Essais à 550°C

Essai cyclique à 550°C (10-5s-1, 10-4s-1, 10-3s-1, 10-2s-1)

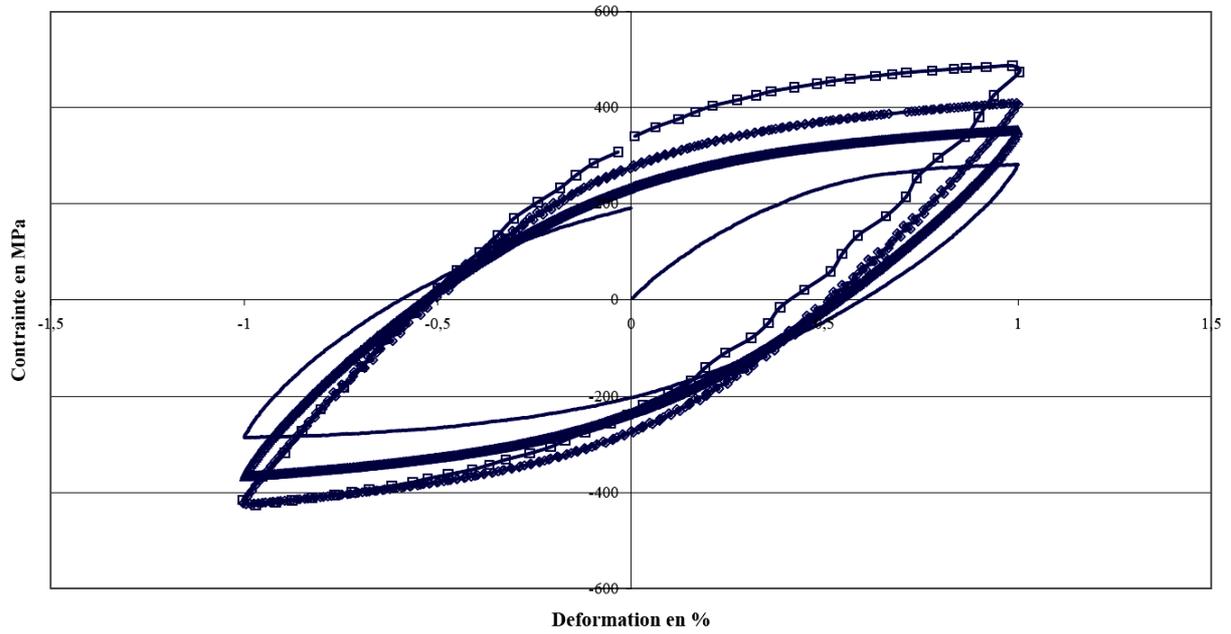


Essai de relaxation à 550°C pendant 60s (10-4s-1, 10-3s-1, 10-2s-1)

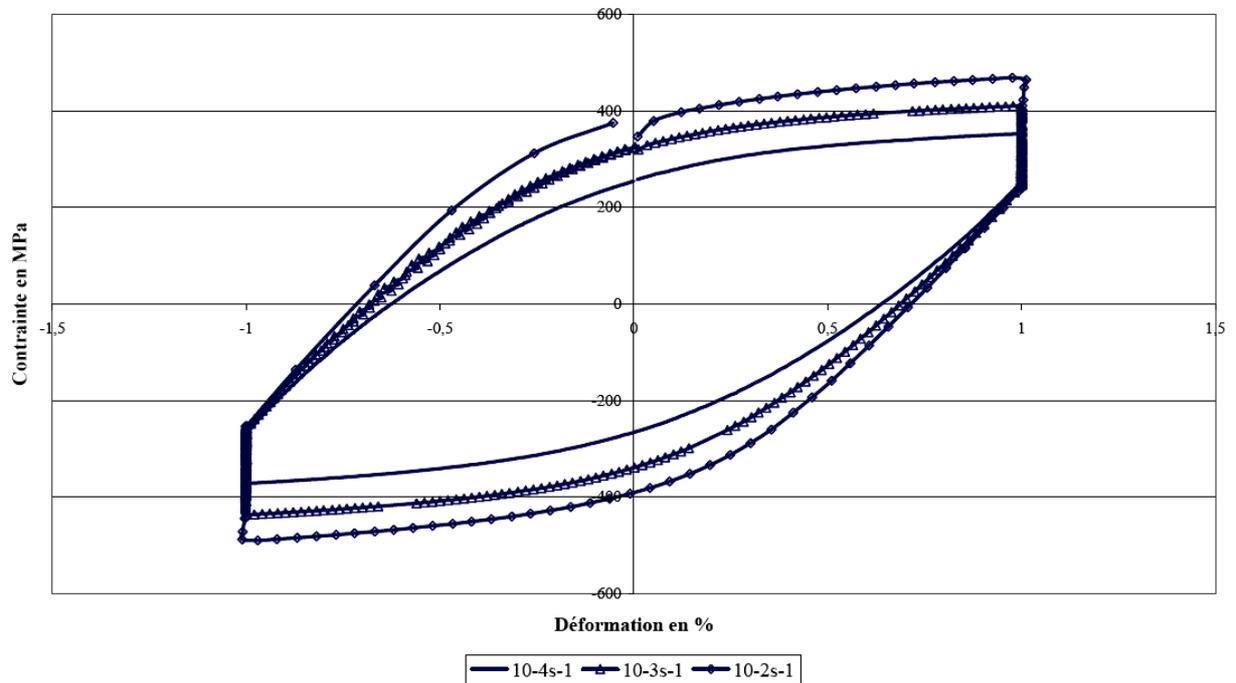


F – Essais à 600°C

Essai cyclique à 600°C (10-5s-1, 10-4s-1, 10-3s-1, 10-2s-1)

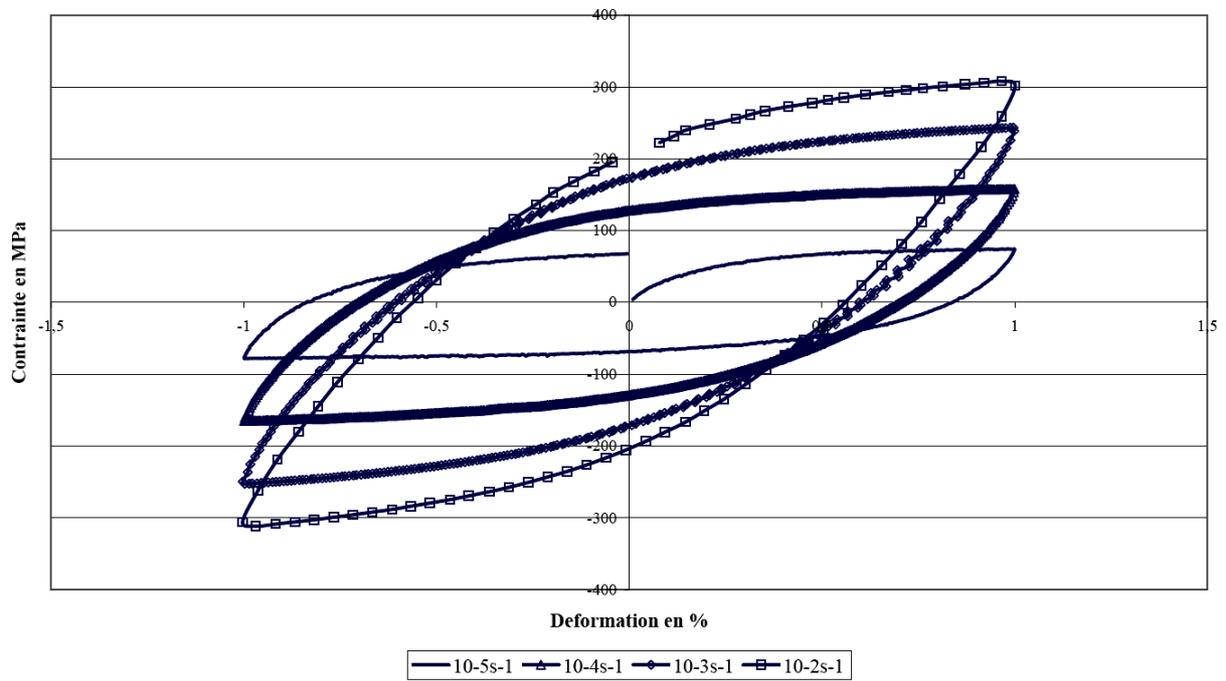


Essai de relaxation à 600°C pendant 60s (10-4s-1, 10-3s-1, 10-2s-1)

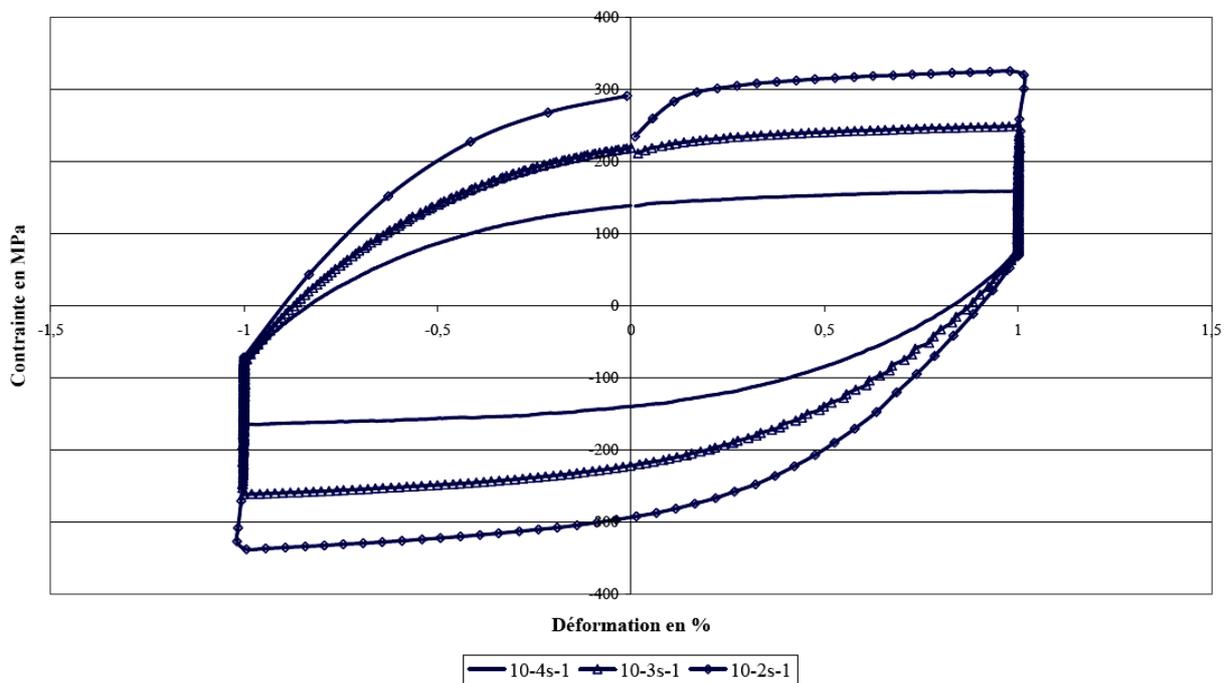


G – Essais à 700°C

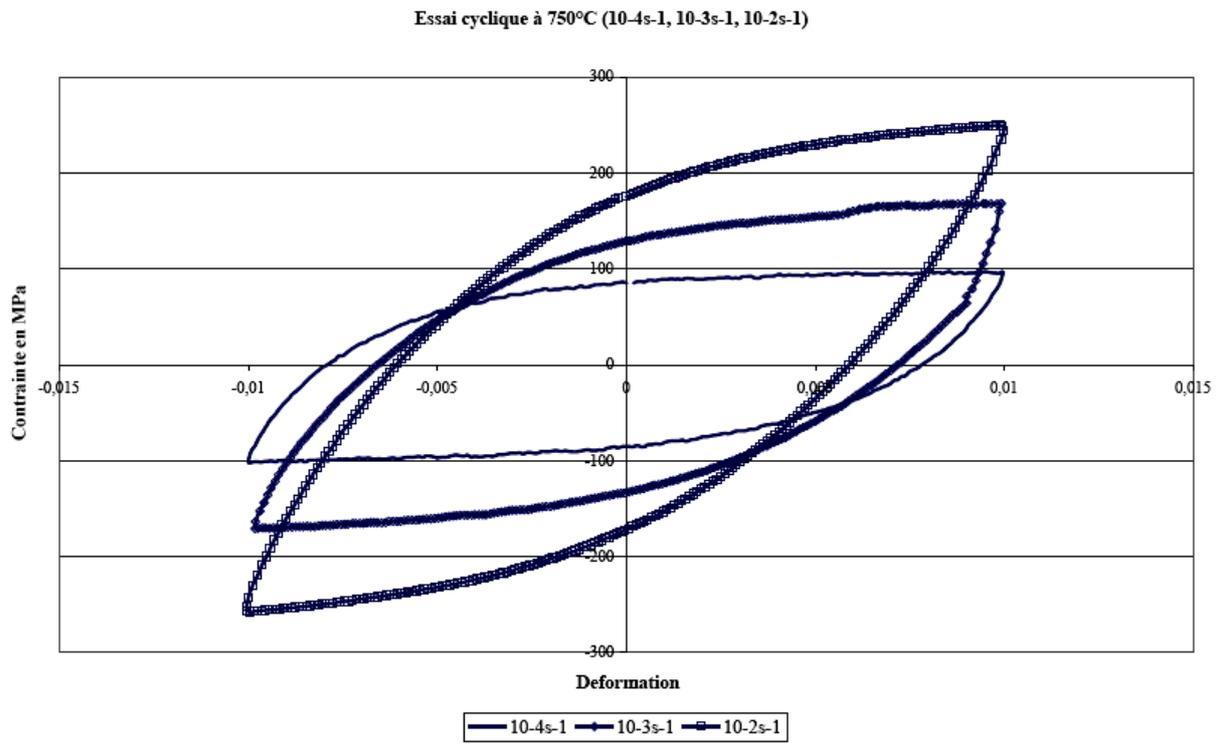
Essai cyclique à 700°C (10-5s-1, 10-4s-1, 10-3s-1, 10-2s-1)



Essai de relaxation à 700°C (10-4s-1, 10-3s-1, 10-2s-1)

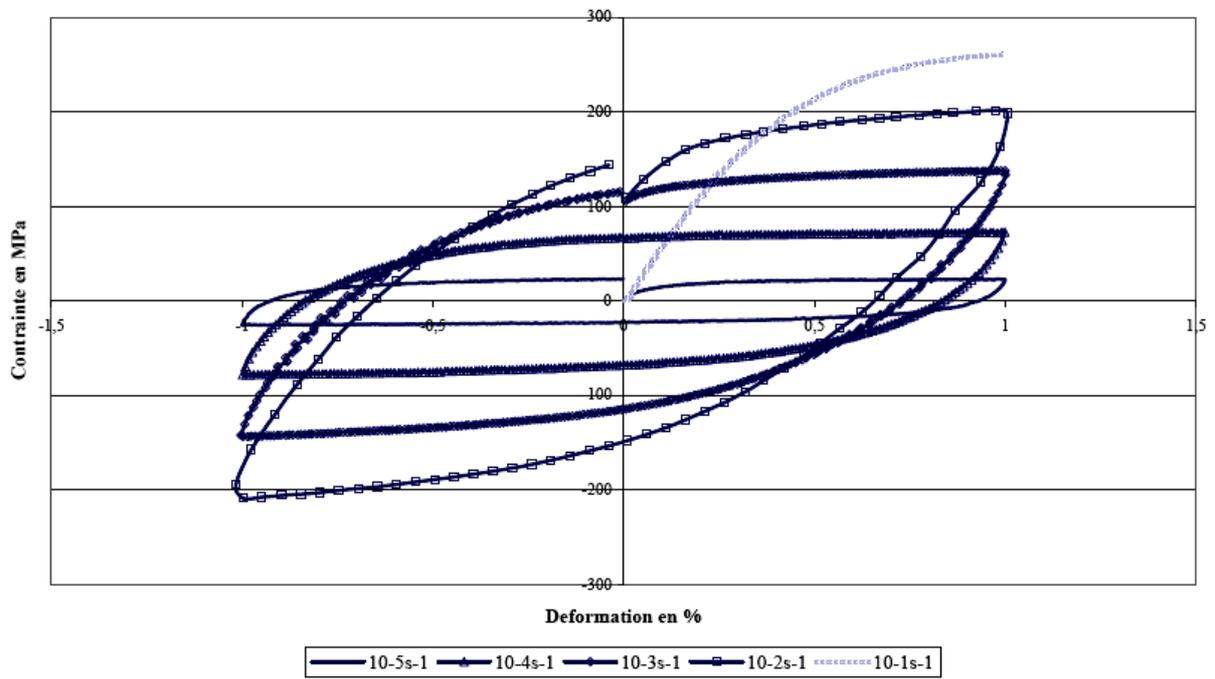


H – Essai à 750°C

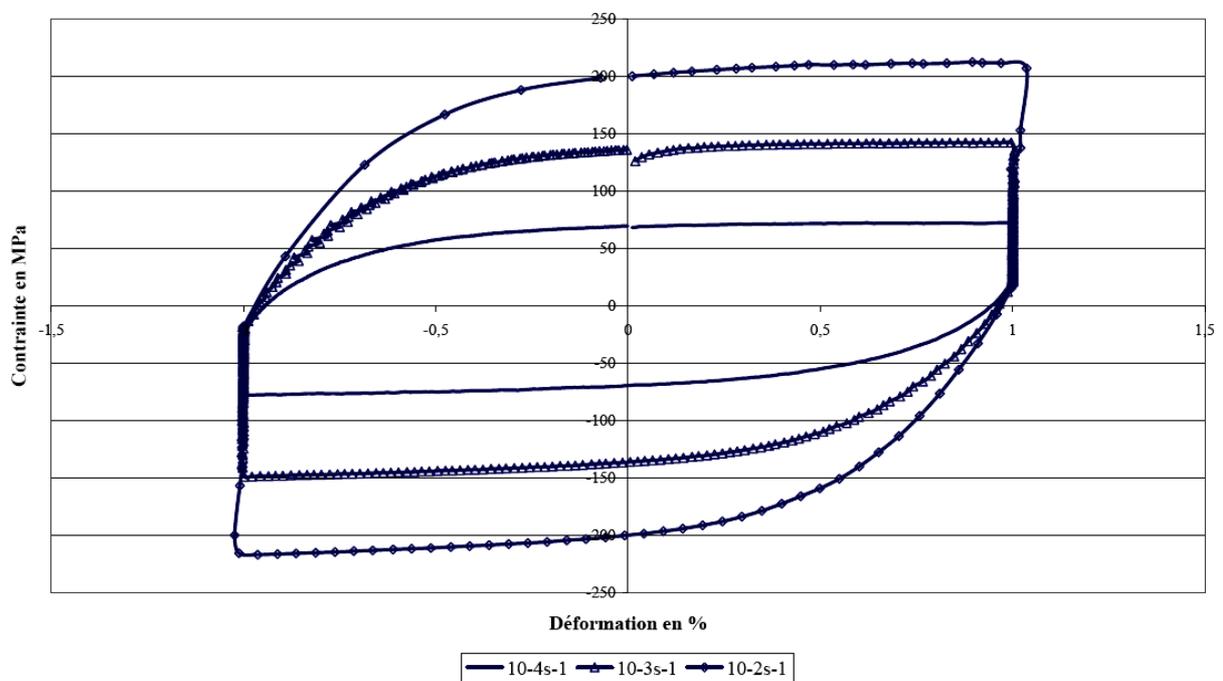


I – Essais à 800°C

Essai cyclique à 800°C (10-5s-1, 10-4s-1, 10-3s-1, 10-2s-1, 10-1s-1)

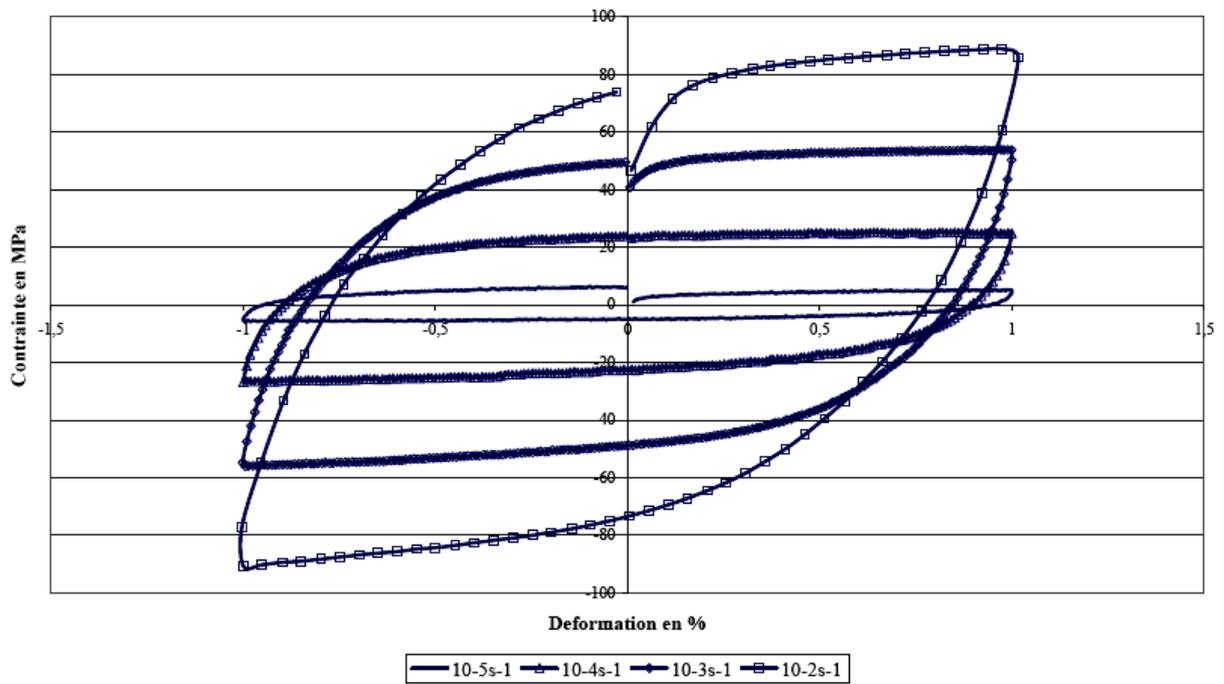


Essai de relaxation à 800°C pendant 60s (10-4s-1, 10-3s-1, 10-2s-1)

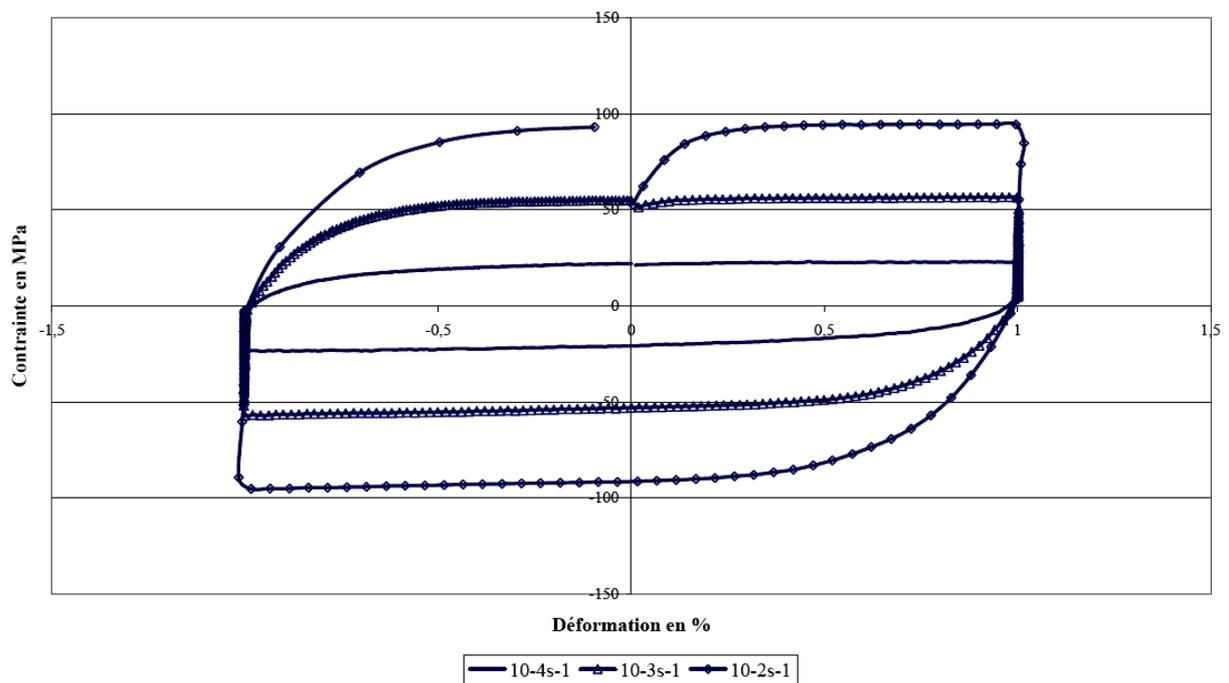


J – Essais à 900°C

Essai cyclique à 900°C (10-5s-1, 10-4s-1, 10-3s-1, 10-2s-1)

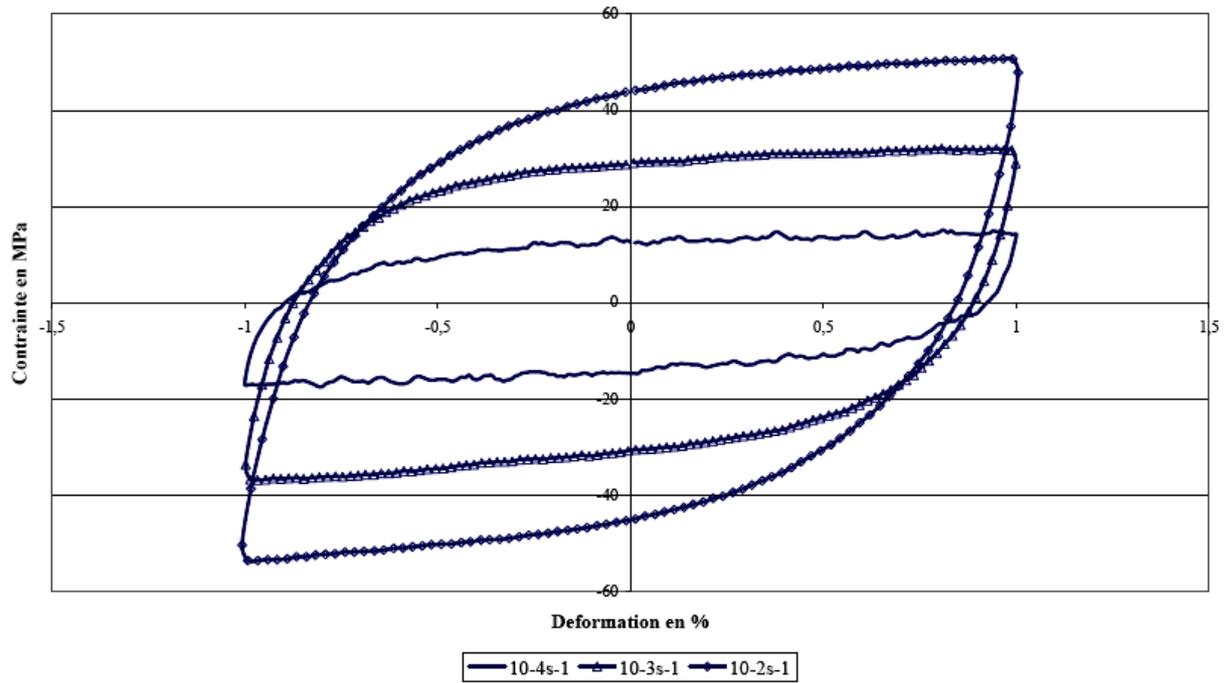


Essai de relaxation à 900°C pendant 60s (10-4s-1, 10-3s-1, 10-2s-1)

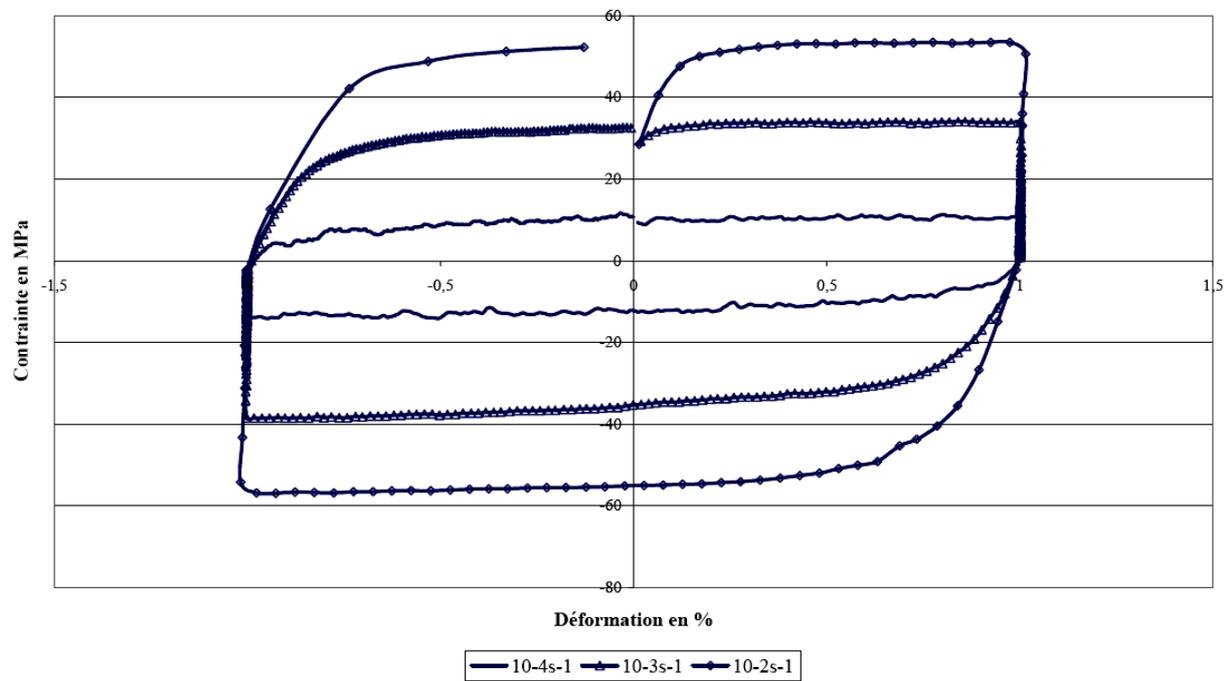


K – Essais à 950°C

Essai cyclique à 950°C (10-4s-1, 10-3s-3, 10-2s-1)

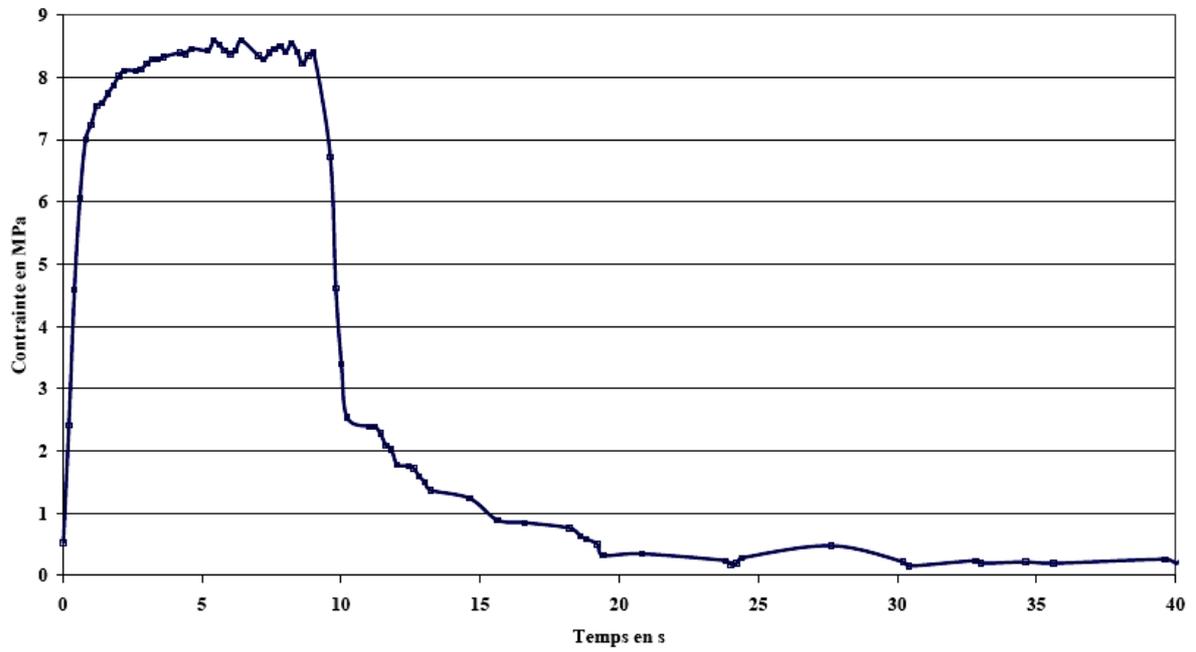


Essai de relaxation à 950°C (10-4s-1, 10-3s-1, 10-2s-1)



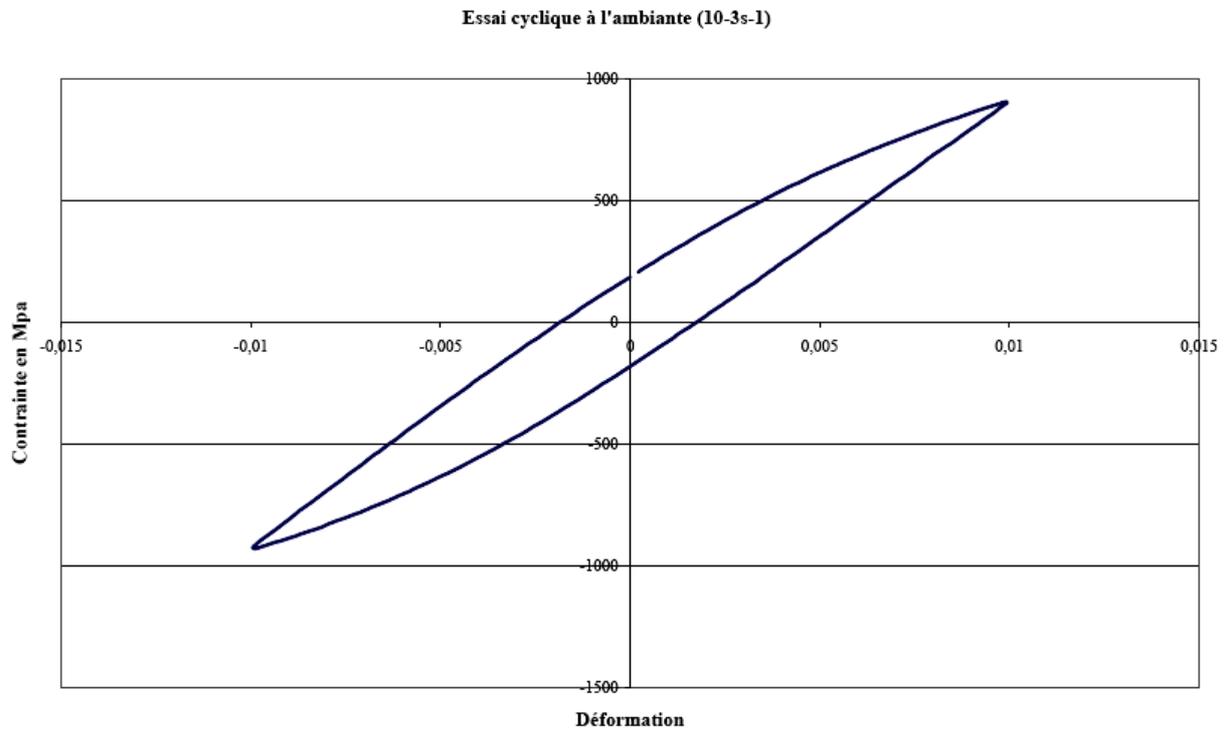
L – Essai à 1020°C

Essai de relaxation à 1020°C pendant 30s (10-3s-1)



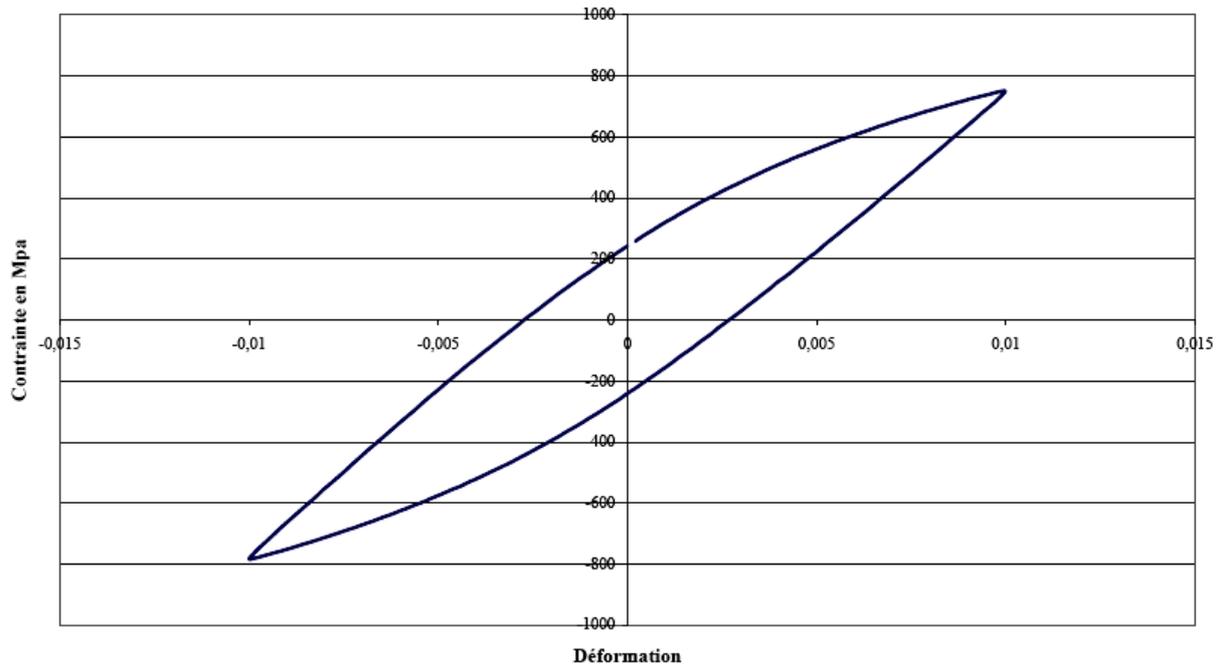
Essais mécaniques du TA6V martensitique (phase α') :

A – Essai à température ambiante

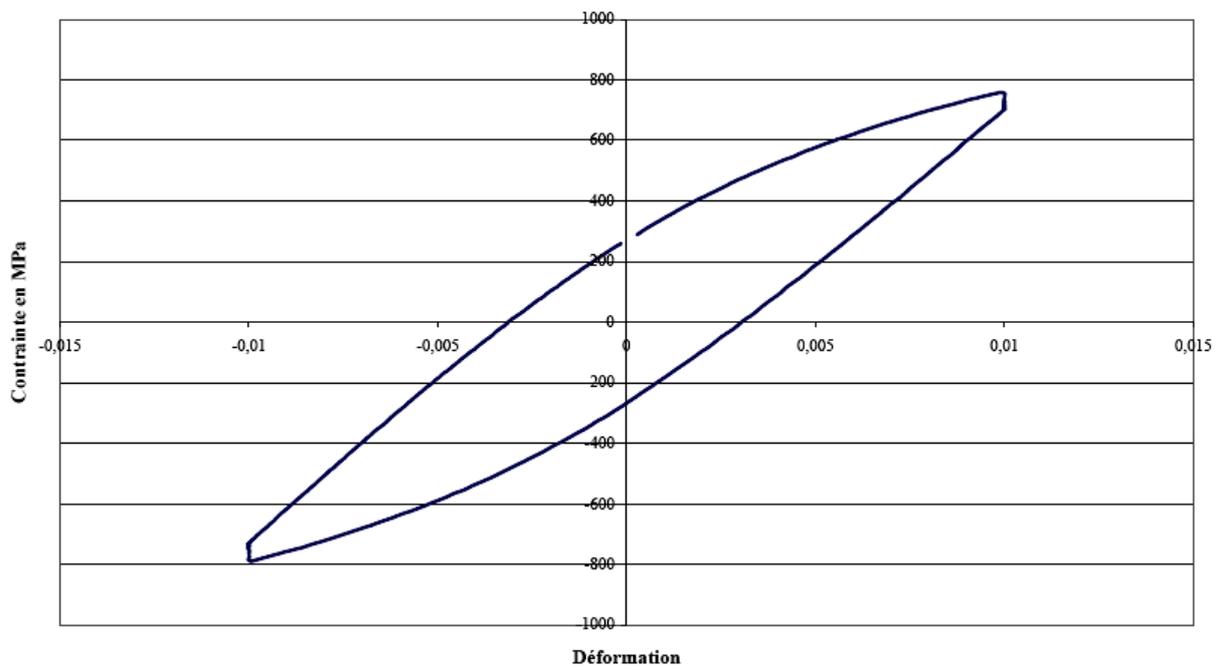


B – Essais à 200°C

Essai cyclique à 200°C (10-3s-1)

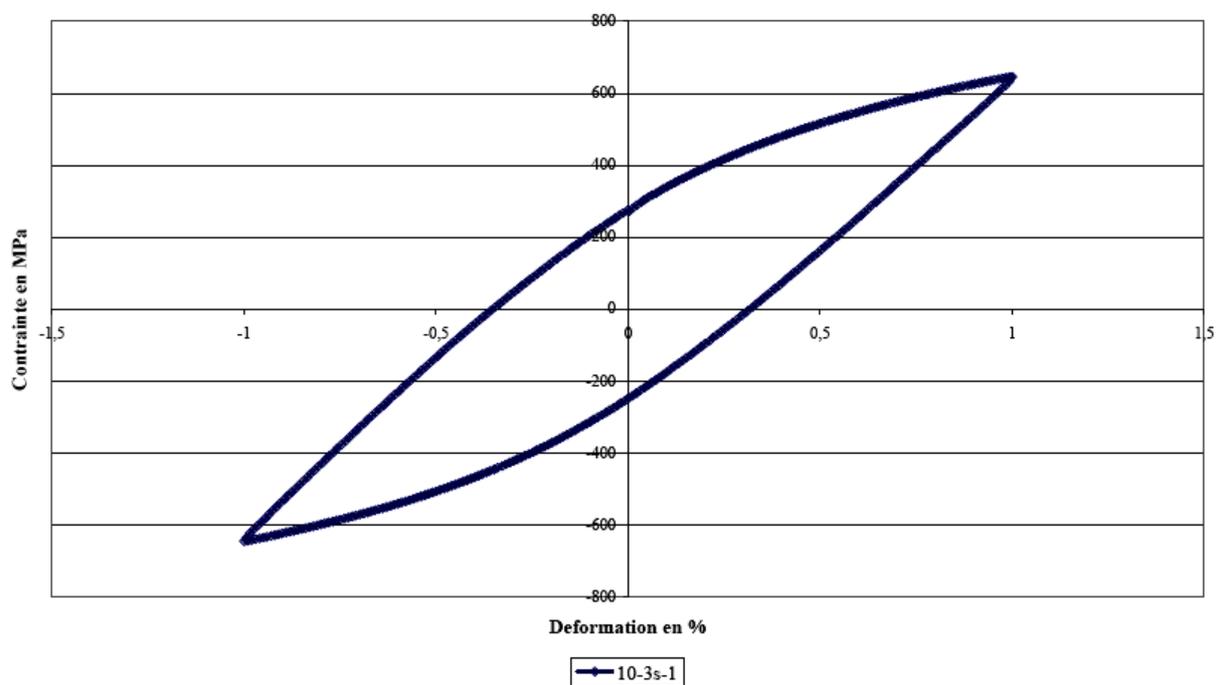


Essai de relaxation à 200°C pendant 60s (10-3s-1)

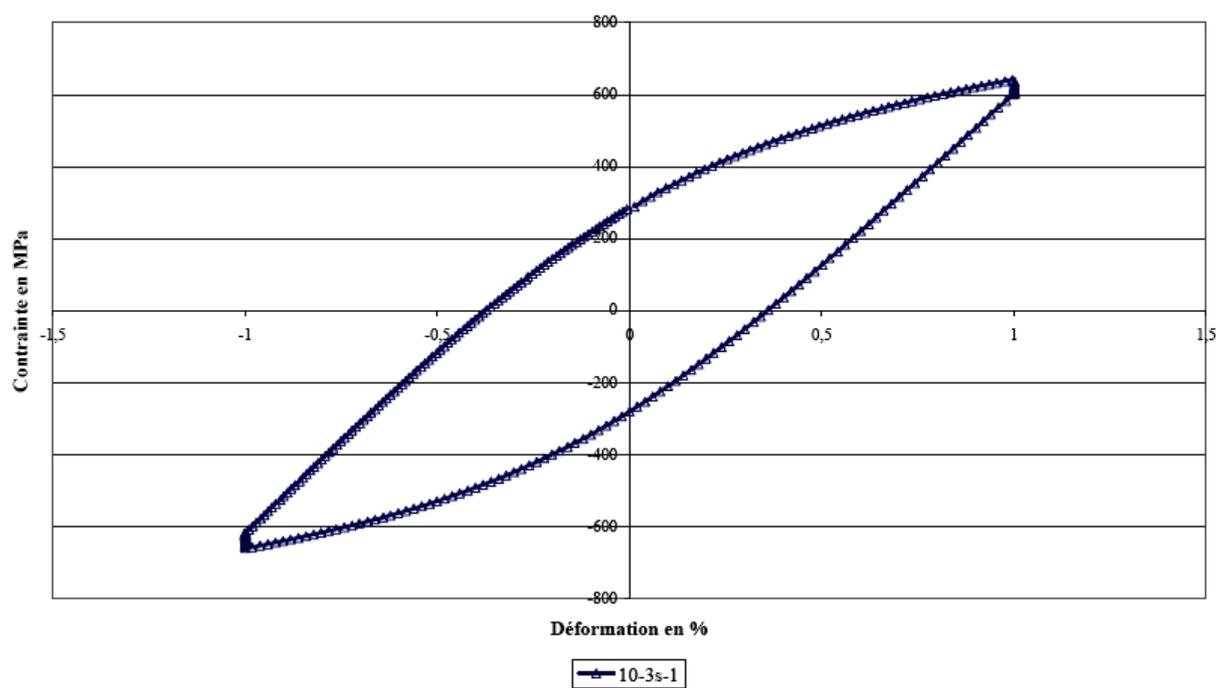


C – Essais à 400°C

Essai cyclique à 400°C (10-3s-1)

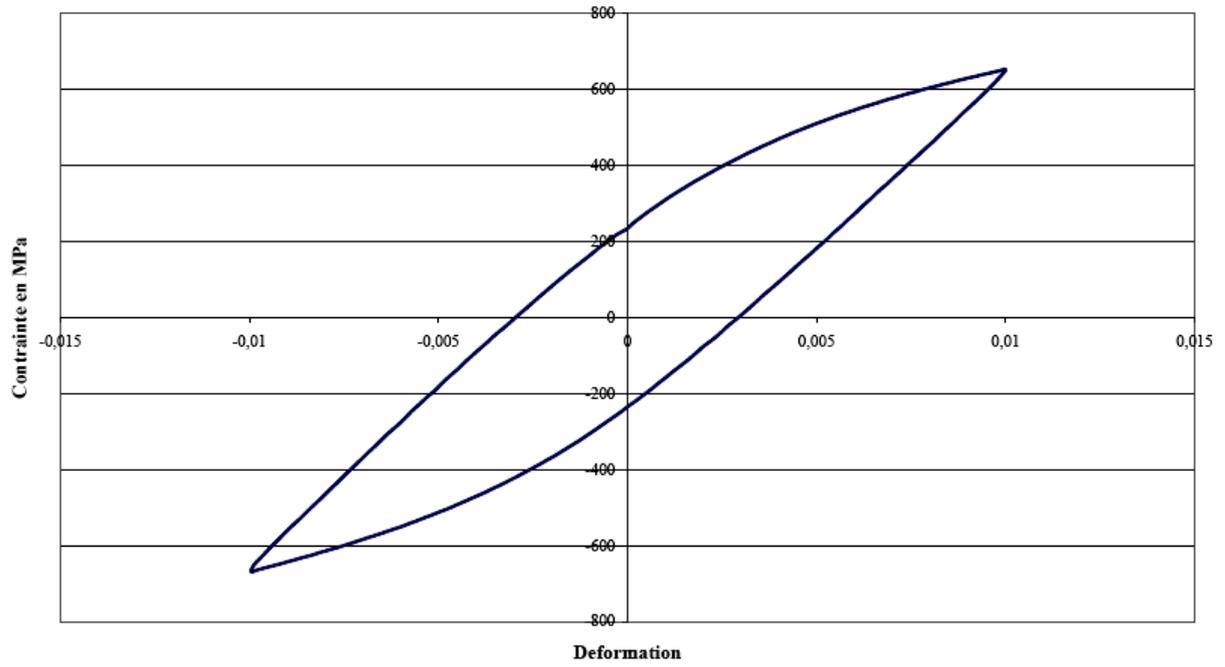


Essai de relaxation à 400°C pendant 60s (10-3s-1)

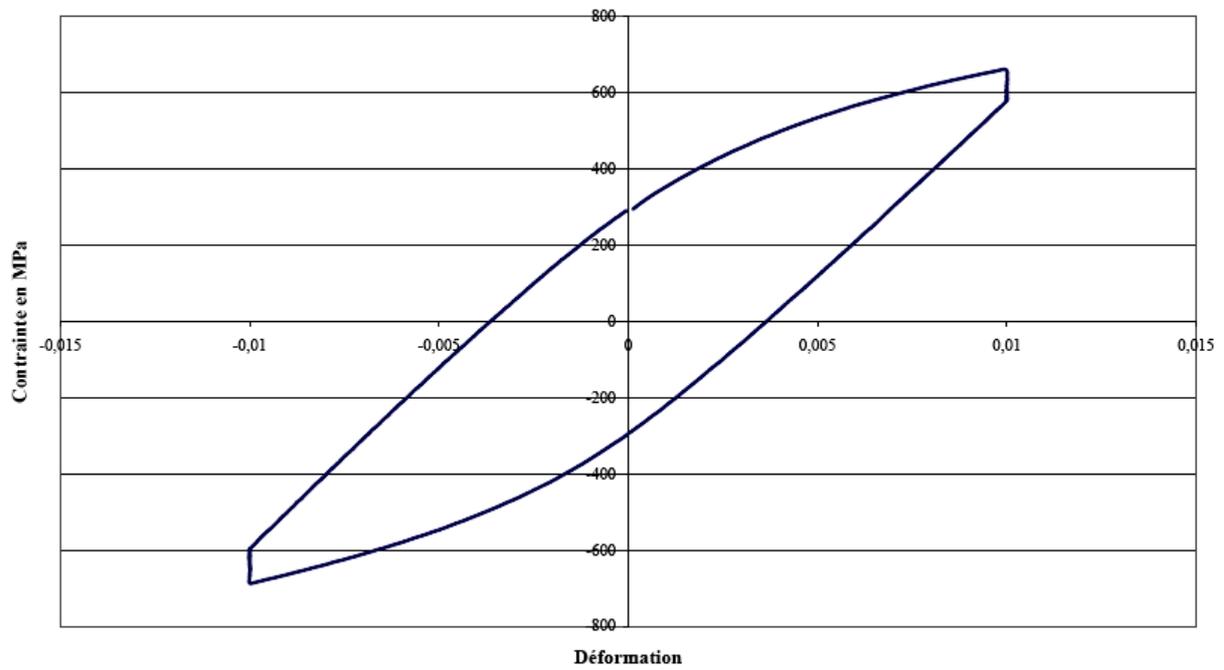


D – Essais à 500°C

Essai cyclique à 500°C (10-3s-1)

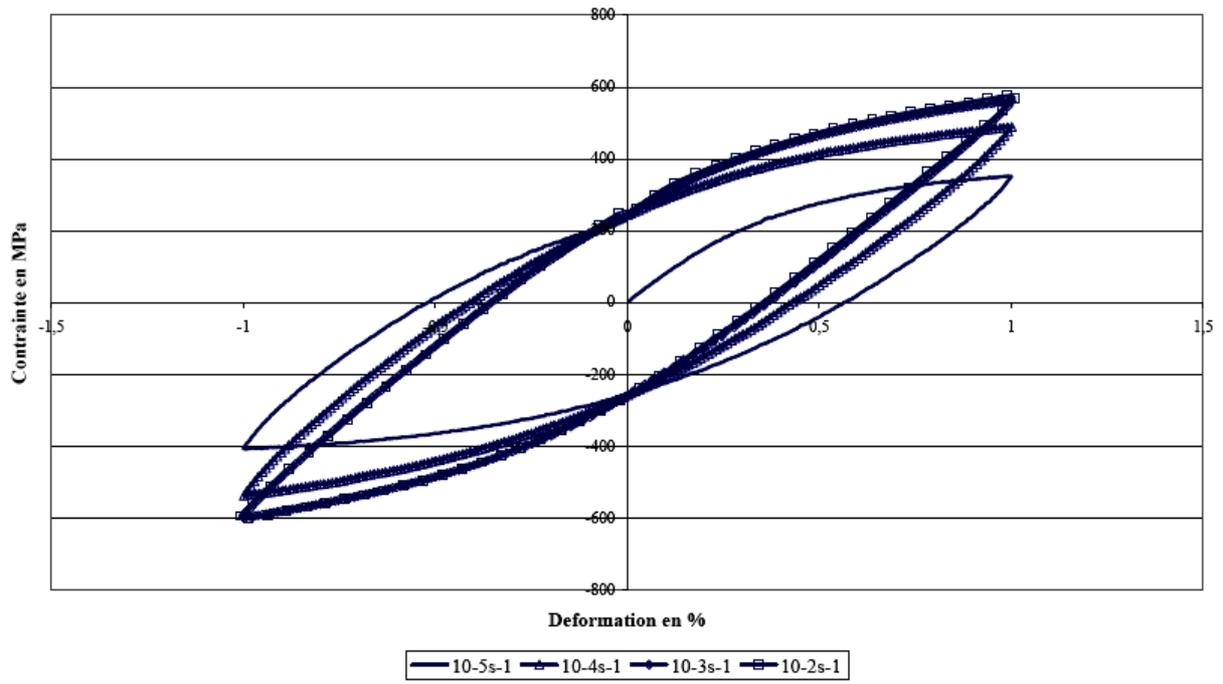


Essai de relaxation à 500°C pendant 60s (10-3s-1)

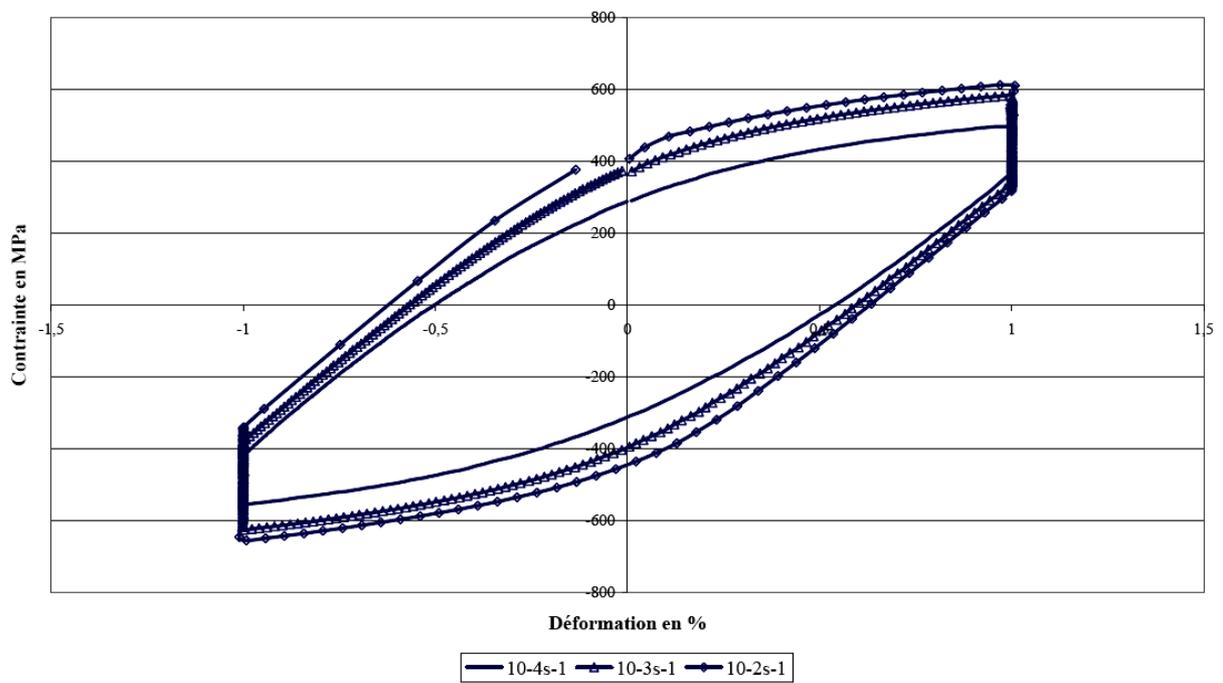


E – Essais à 600°C

Essai cyclique à 600°C (10-5s-1, 10-4s-1, 10-3s-1, 10-2s-1)

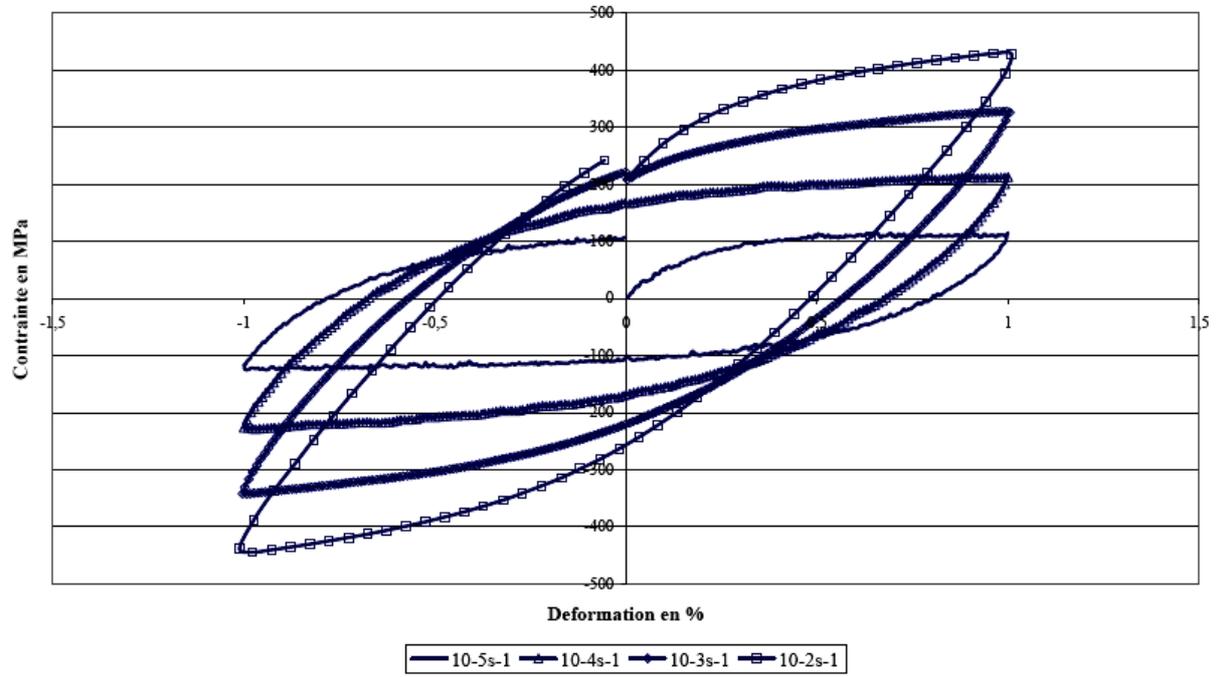


Essai de relaxation à 600°C pendant 60s (10-4s-1, 10-3s-1, 10-2s-1)

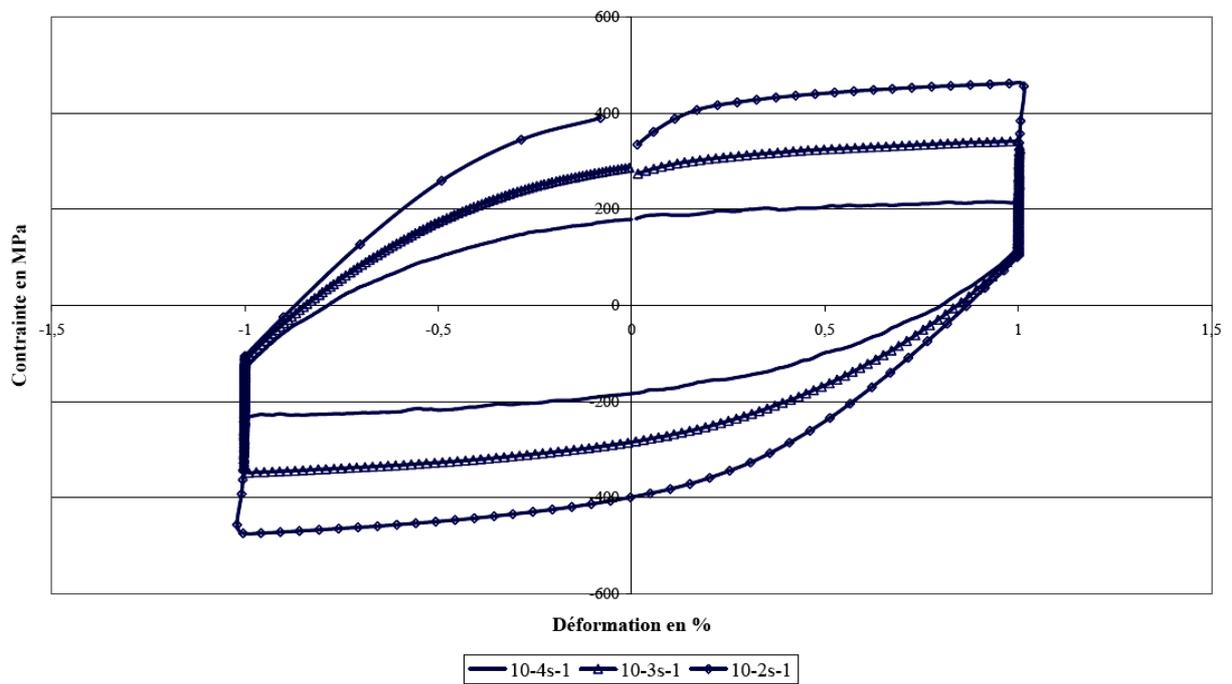


F – Essais à 700°C

Essai cyclique à 700°C (10-5s-1, 10-4s-1, 10-3s-1, 10-2s-1)

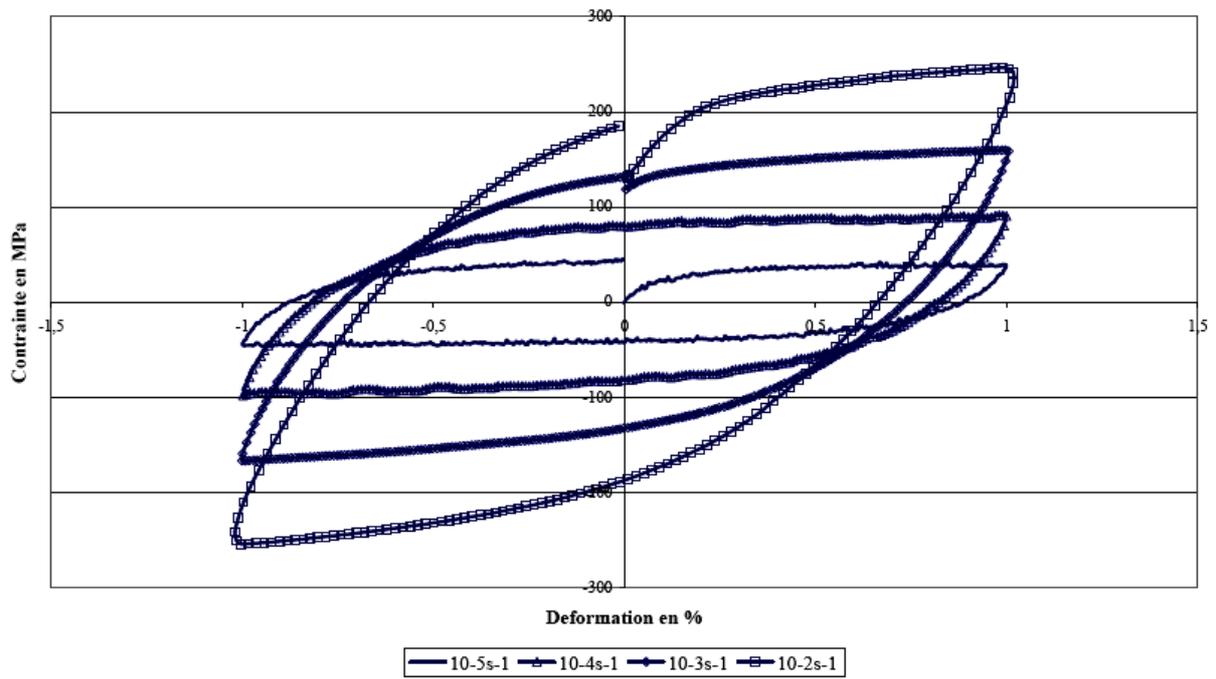


Essai de relaxation à 700°C pendant 60s (10-4s-1, 10-3s-1, 10-2s-1)

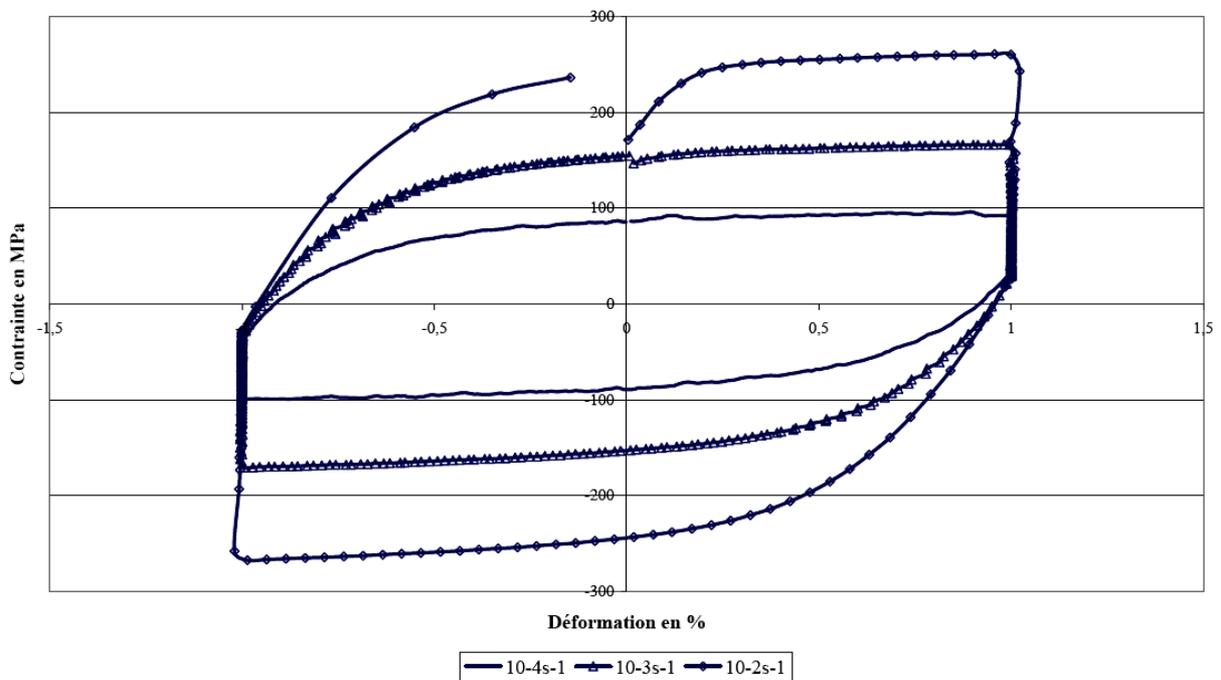


G – Essais à 800°C

Essai cyclique à 800°C (10-5s-1, 10-4s-1, 10-3s-1, 10-2s-1)

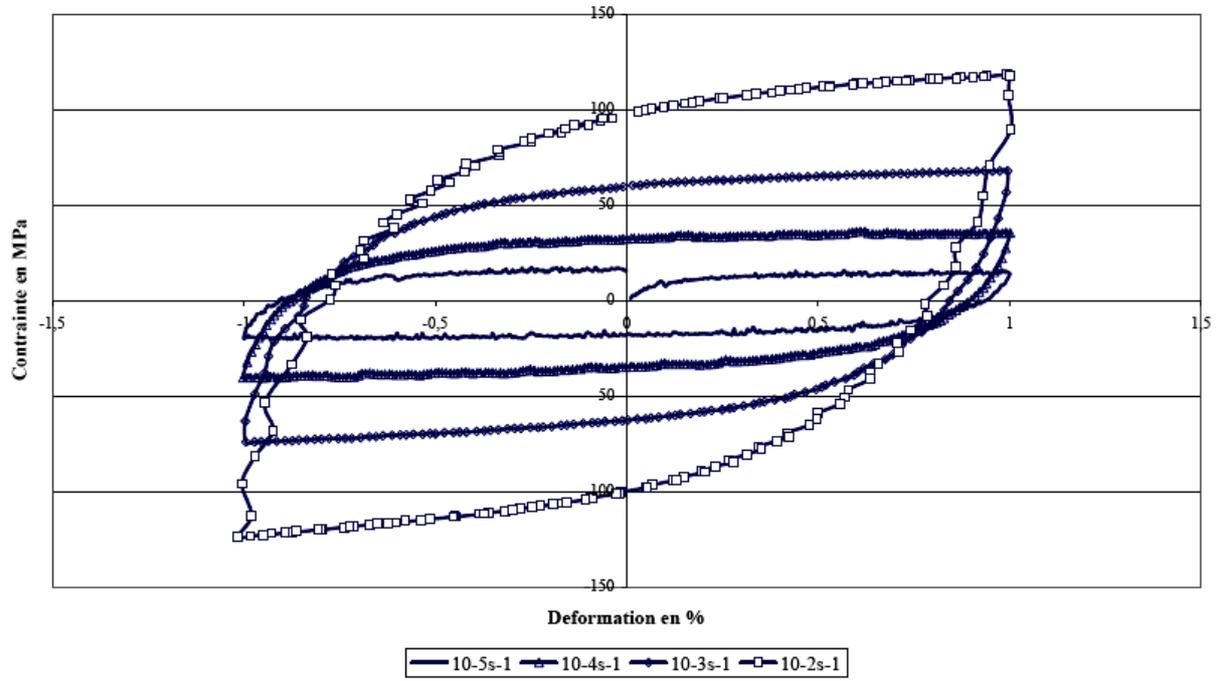


Essai de relaxation à 800°C pendant 60s (10-4s-1, 10-3s-1, 10-2s-1)

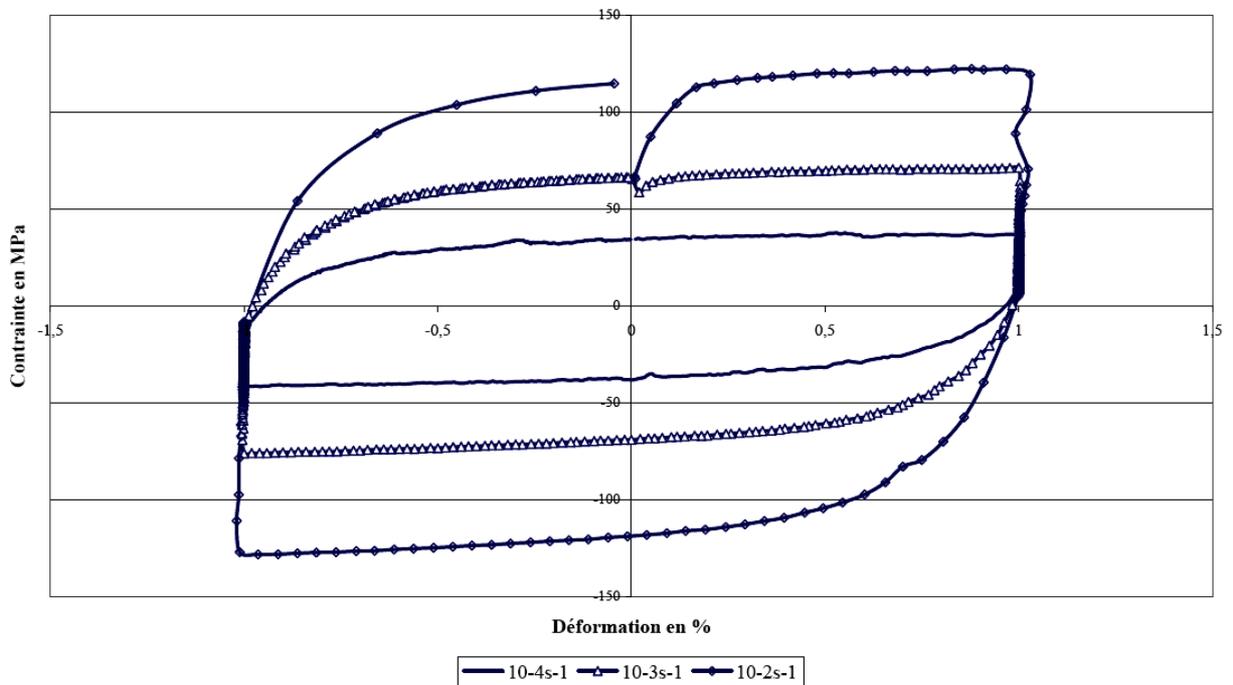


H – Essais à 900°C

Essai cyclique à 900°C (10-5s-1, 10-4s-1, 10-3s-1, 10-2s-1)



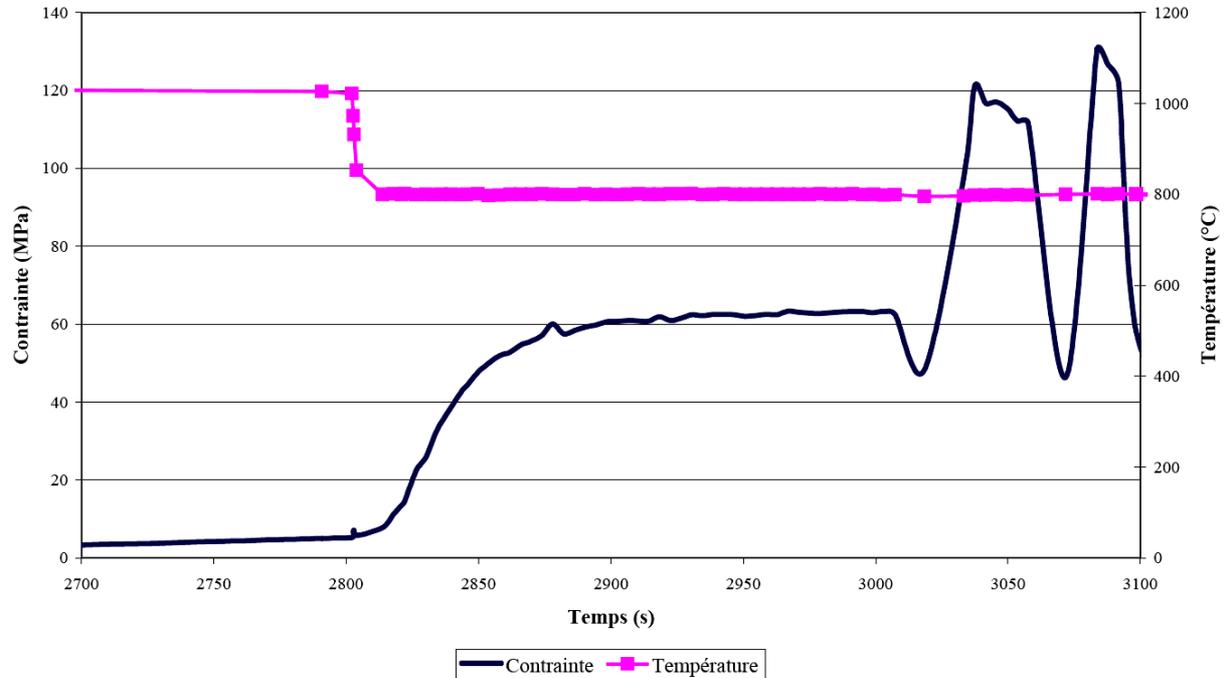
Essai de relaxation à 900°C pendant 60s (10-4s-1, 10-3s-1, 10-2s-1)



Annexe 7 : Essai DITHEM

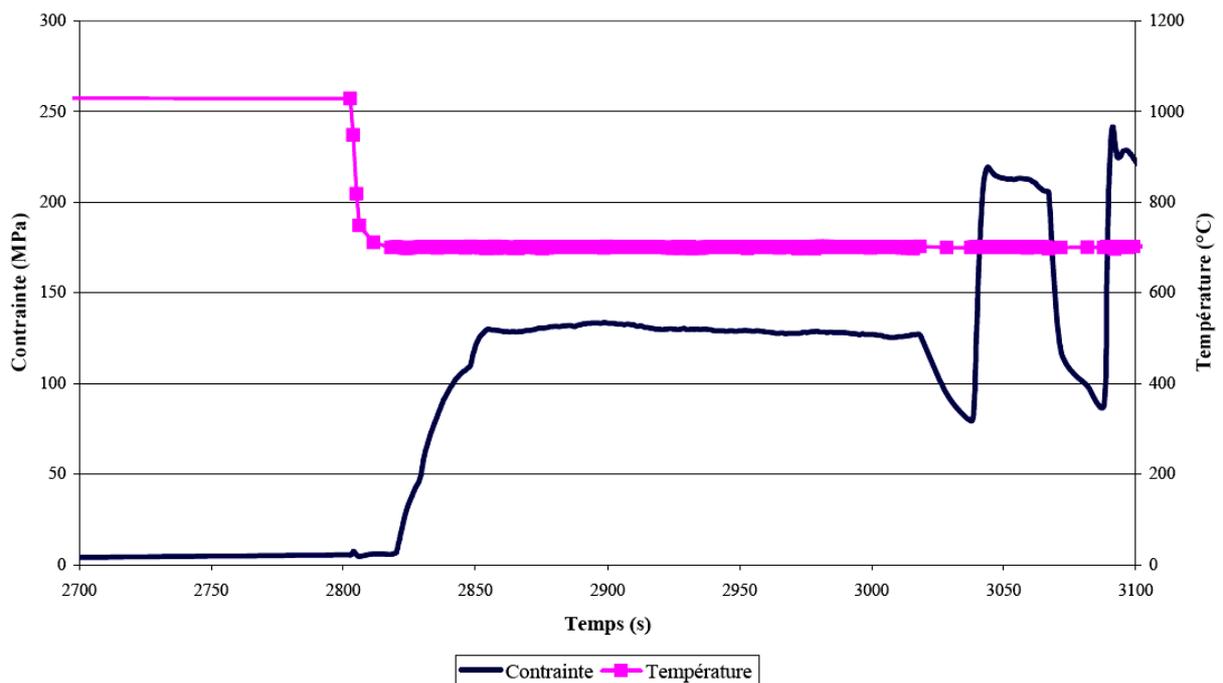
A – Essai à 800°C

Essai de traction à 800°C après traitement thermique



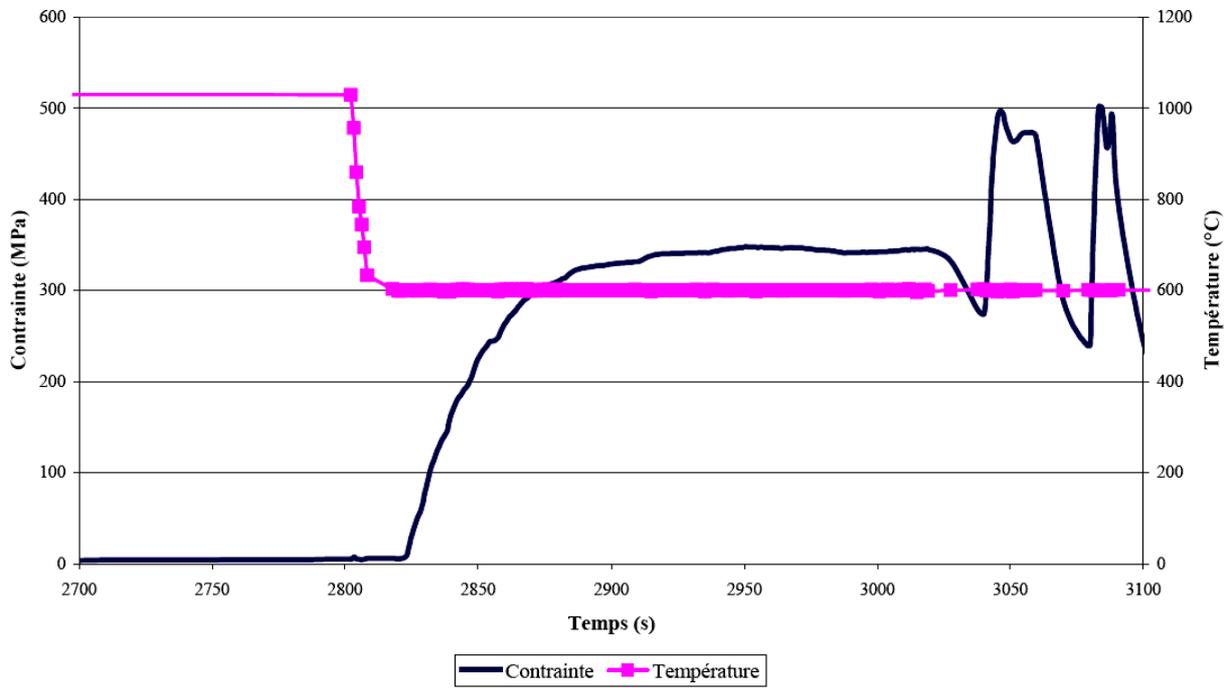
B – Essai à 700°C

Essai de traction à 700°C après traitement thermique



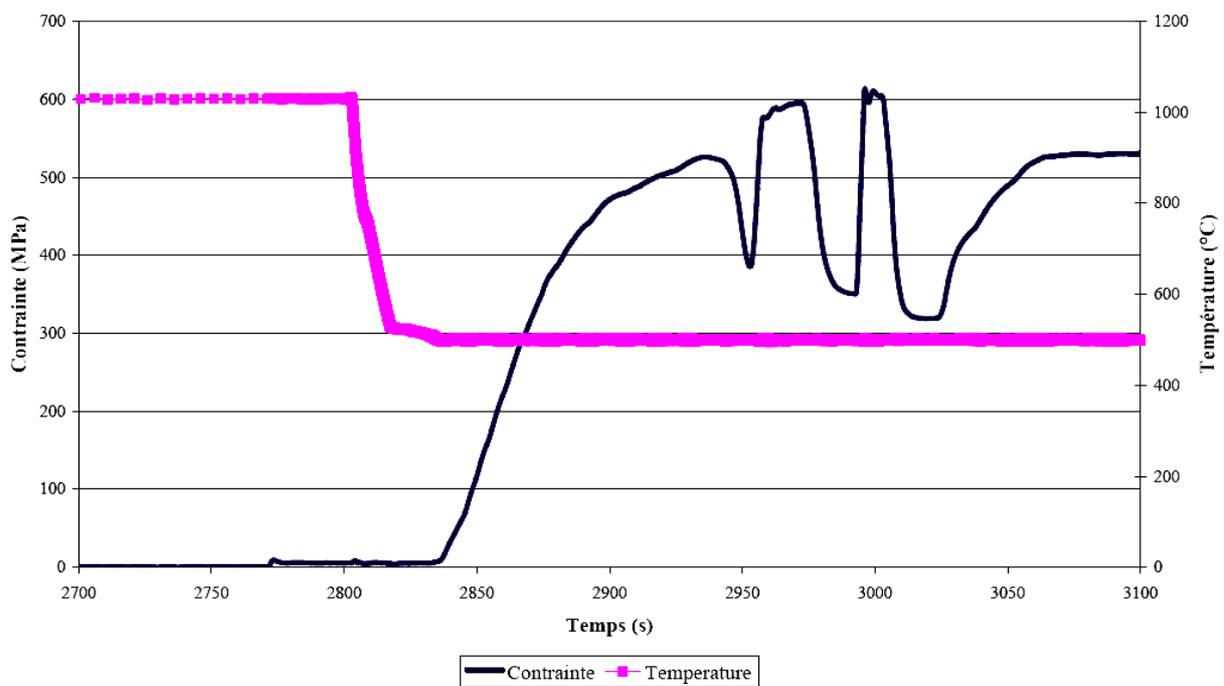
C – Essai à 600°C

Essai de traction à 600°C après traitement thermique



D – Essai à 500°C

Essai de traction à 500°C après traitement thermique



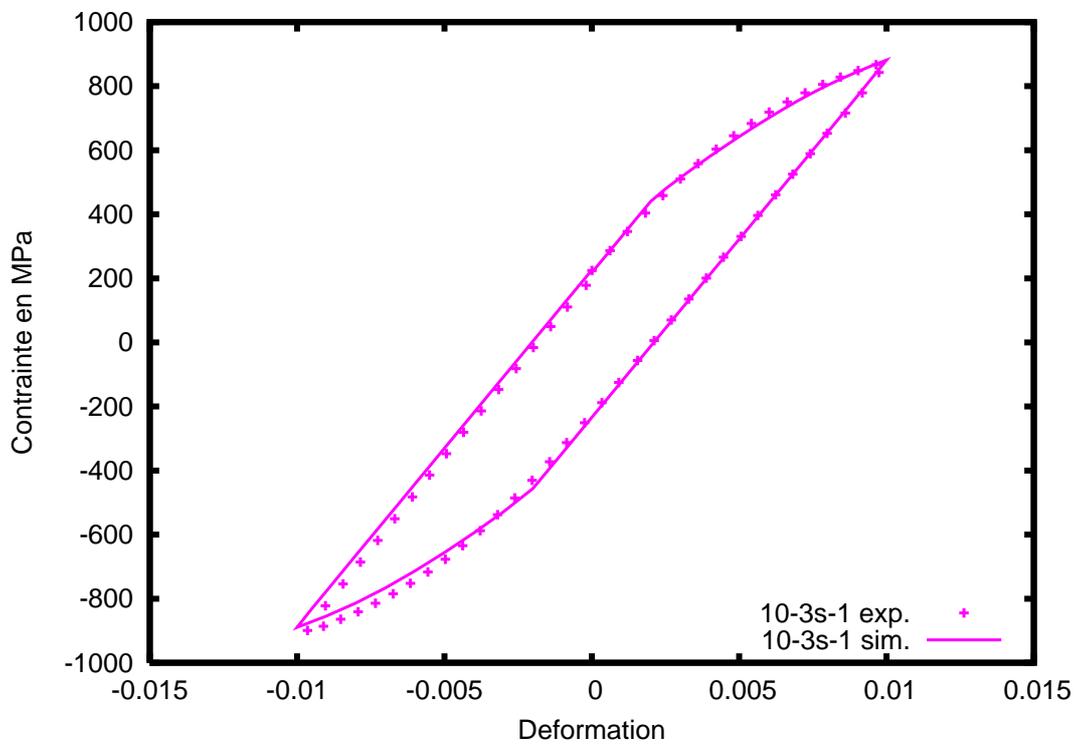
Annexe 8 : identification

Cette annexe présente les résultats de l'identification du modèle numérique présenté dans le mémoire et entreprise avec le code de calcul ZeBuLon. L'identification est réalisée pour le matériau de base et pour la structure martensitique du TA6V.

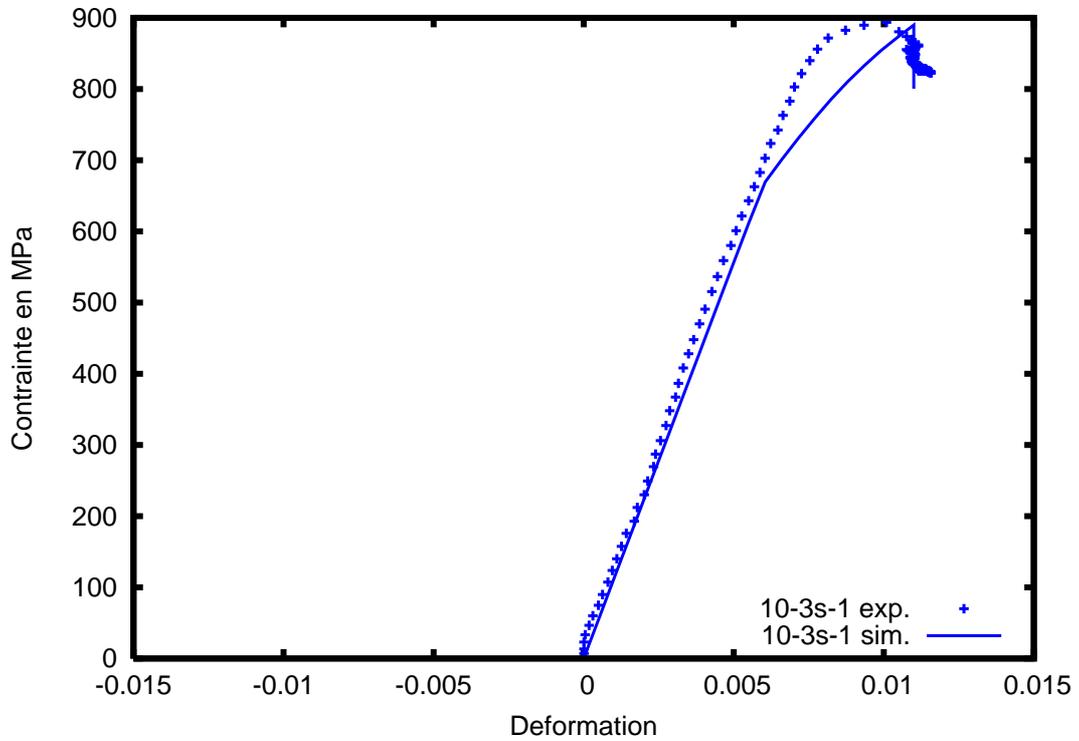
Identification du TA6V de base (structure $\alpha + \beta$) :

A – Essais à température ambiante

Essai cyclique à Température ambiante (Courbe expérimentale « en pointillé sur le graphique » + simulation)

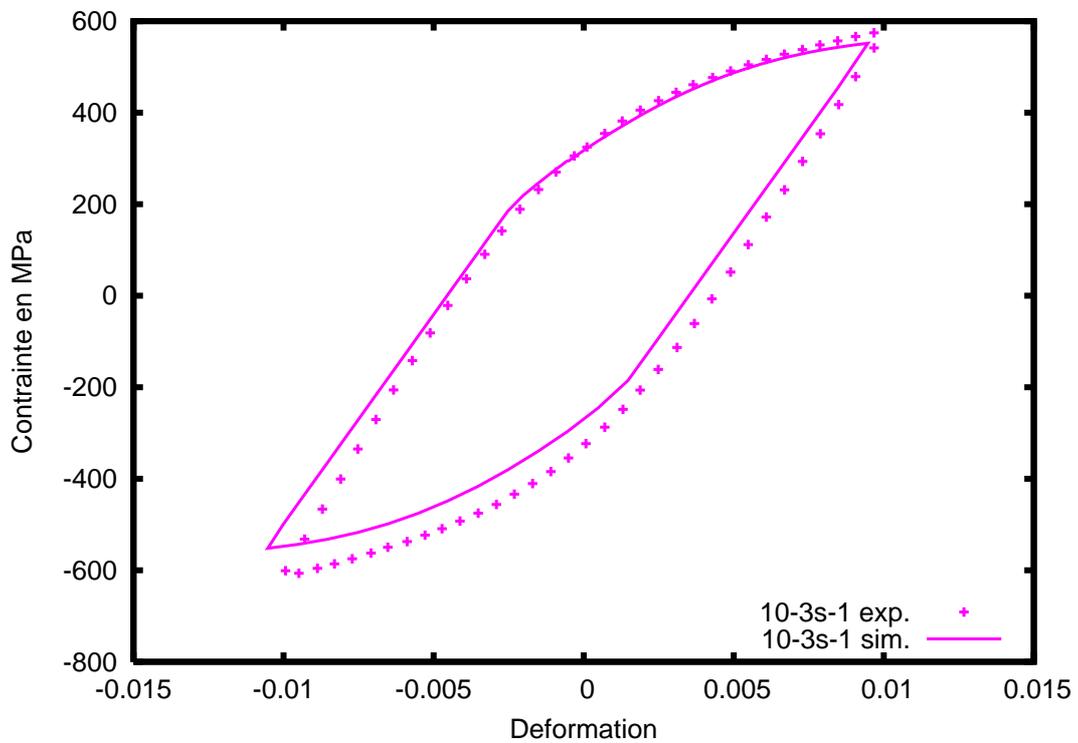


Essai de relaxation à Température ambiante (Courbe expérimentale « en pointillé sur le graphique » + simulation)

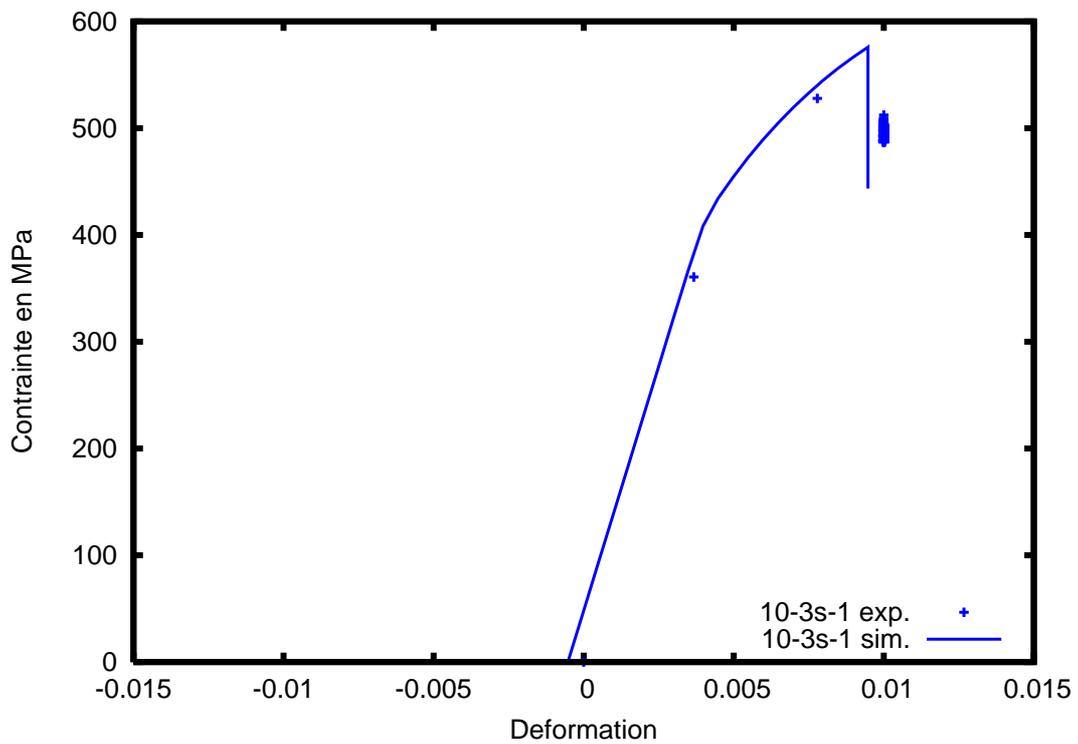


B – Essais à 400°C

Essai cyclique à 400°C (Courbe expérimentale « en pointillé sur le graphique » + simulation)

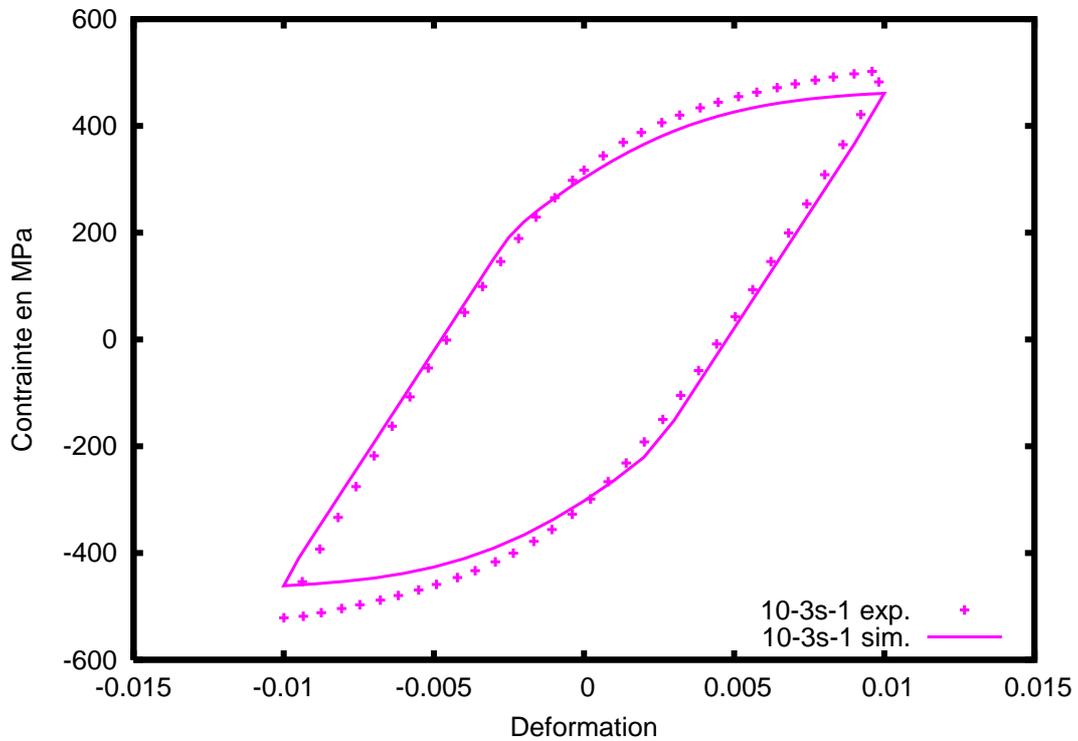


Essai relaxation à 400°C (Courbe expérimentale « en pointillé sur le graphique » + simulation)

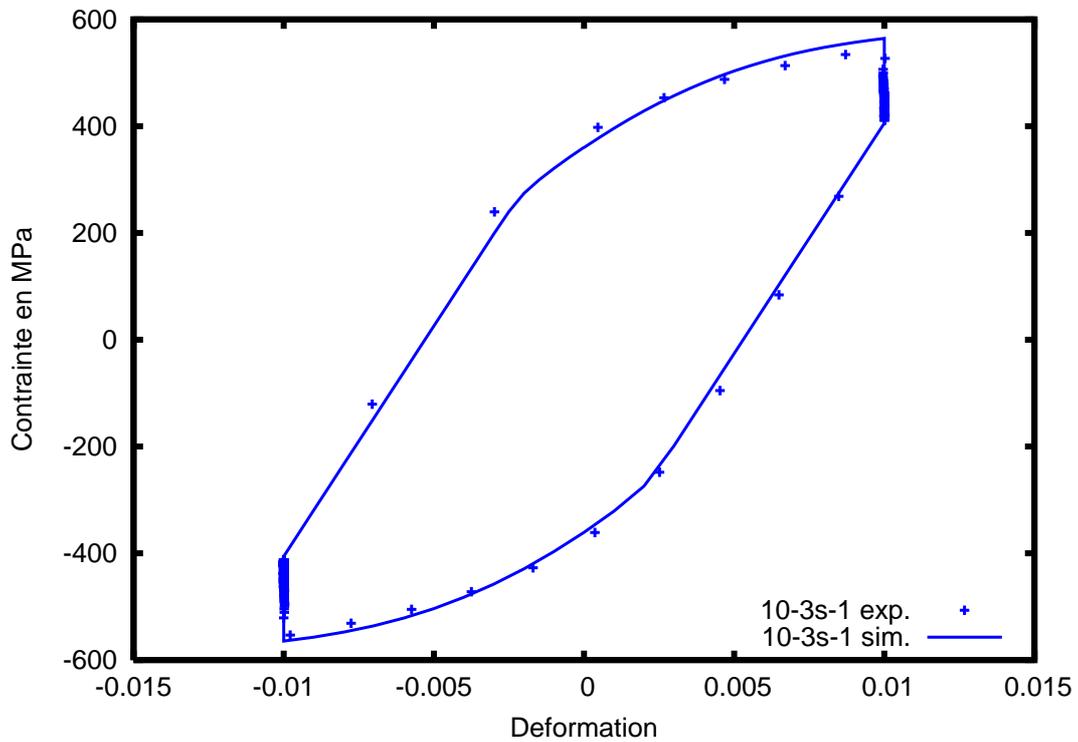


C – Essais à 500°C

Essai cyclique à 500°C (Courbe expérimentale « en pointillé sur le graphique » + simulation)

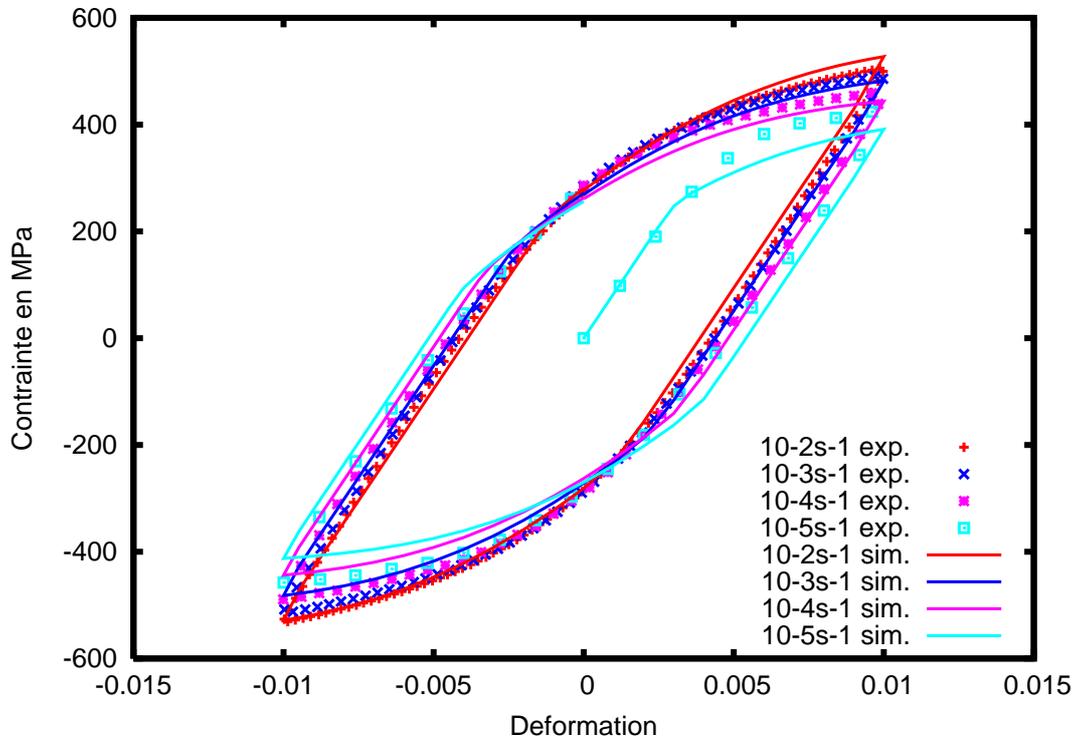


Essai de relaxation à 500°C (Courbe expérimentale « en pointillé sur le graphique » + simulation)

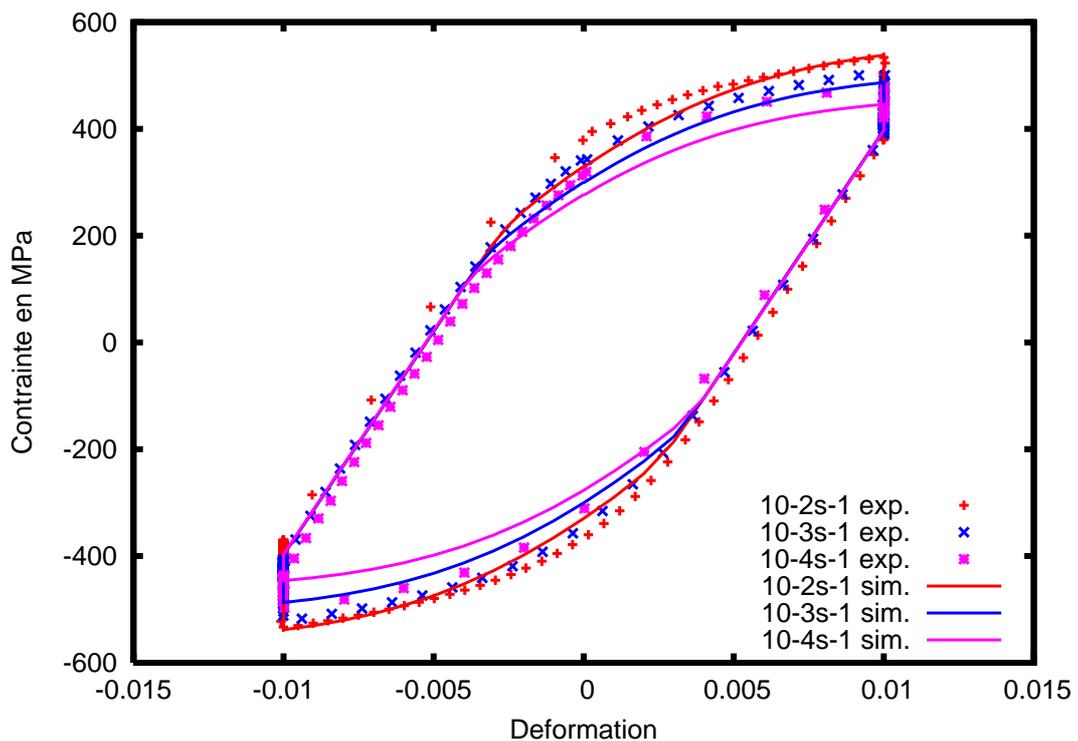


D – Essais à 550°C

Essai cyclique à 550°C (Courbes expérimentales « en pointillé sur le graphique » + simulation)

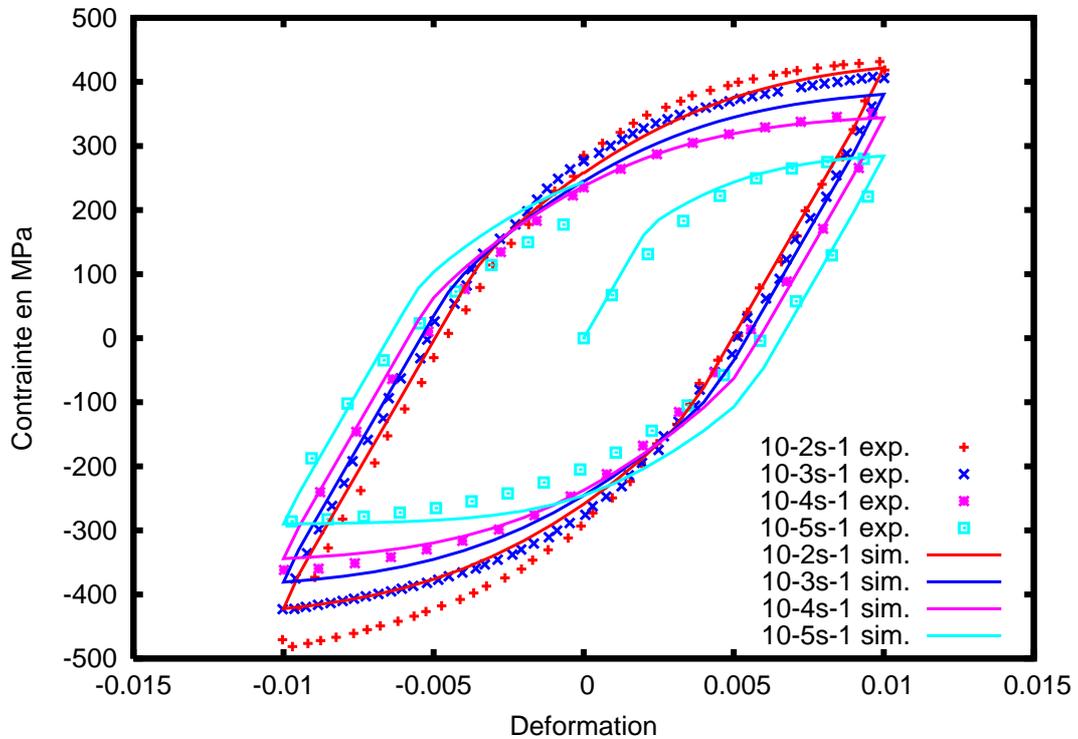


Essai de relaxation à 550°C (Courbes expérimentales « en pointillé sur le graphique » + simulation)

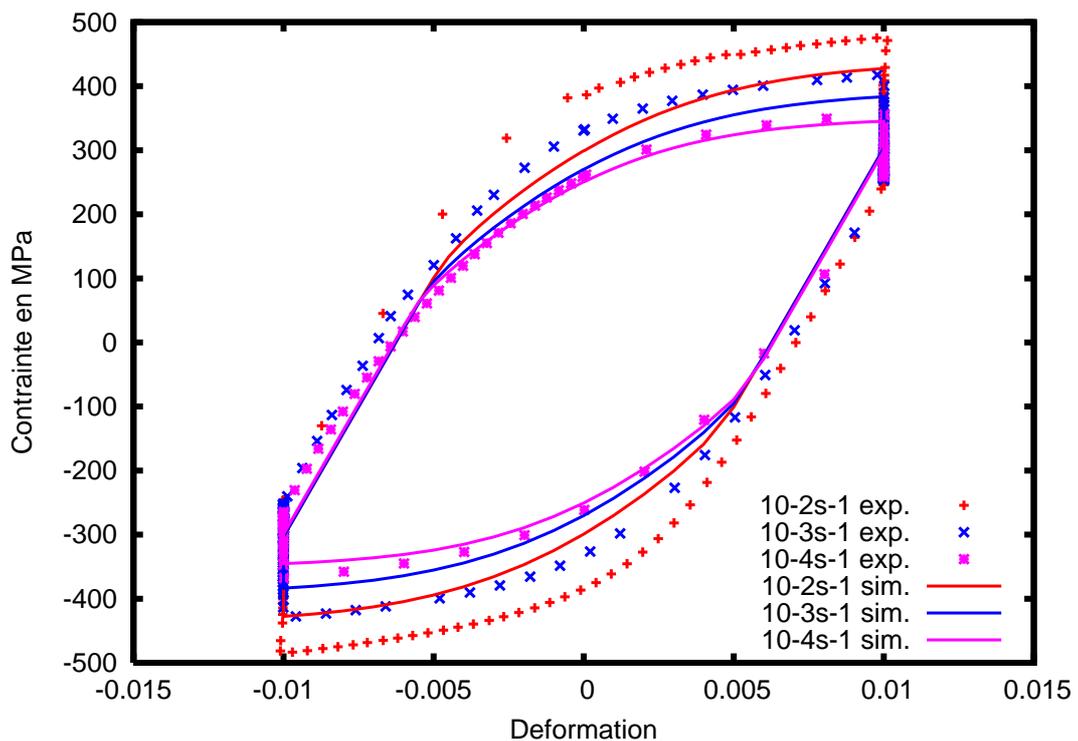


E – Essais à 600°C

Essai cyclique à 600°C (Courbes expérimentales « en pointillé sur le graphique » + simulation)

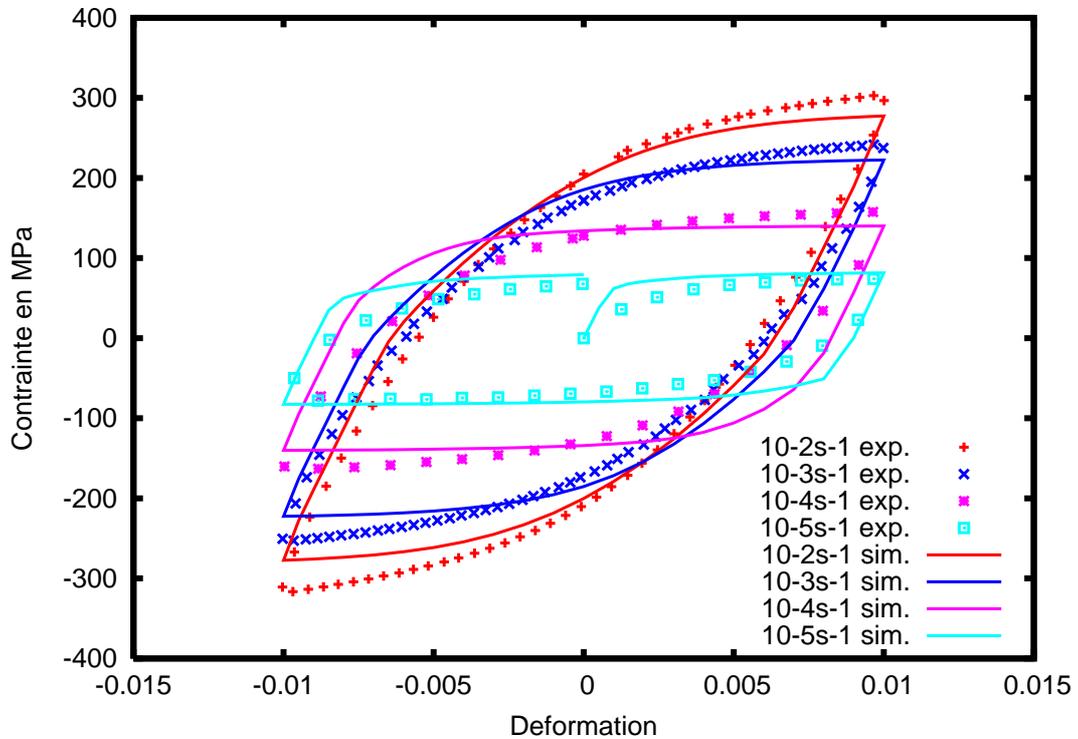


Essai de relaxation à 600°C (Courbes expérimentales « en pointillé sur le graphique » + simulation)

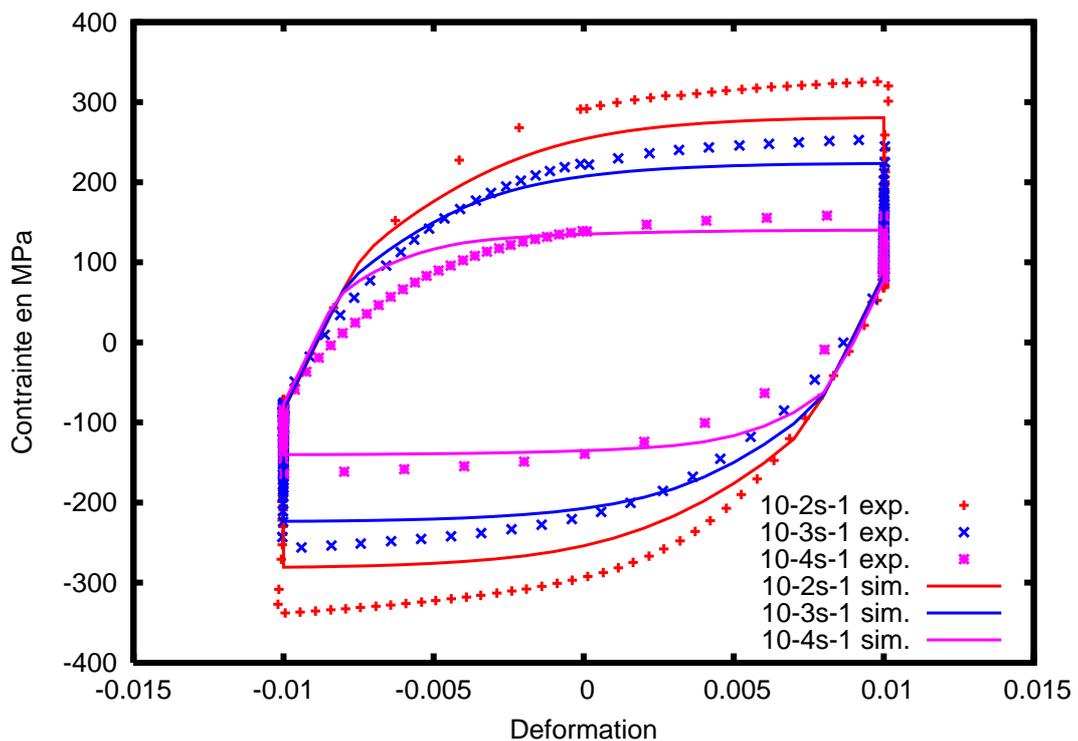


F – Essais à 700°C

Essai cyclique à 700°C (Courbes expérimentales « en pointillé sur le graphique » + simulation)

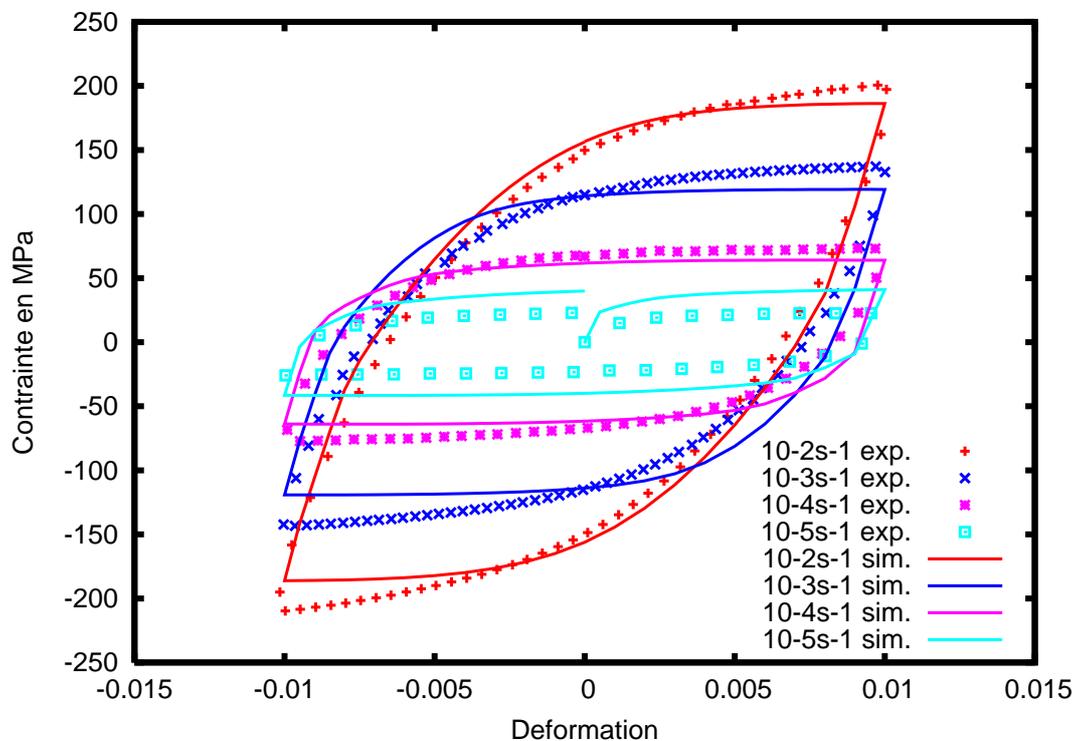


Essai cyclique à 700°C (Courbes expérimentales « en pointillé sur le graphique » + simulation)

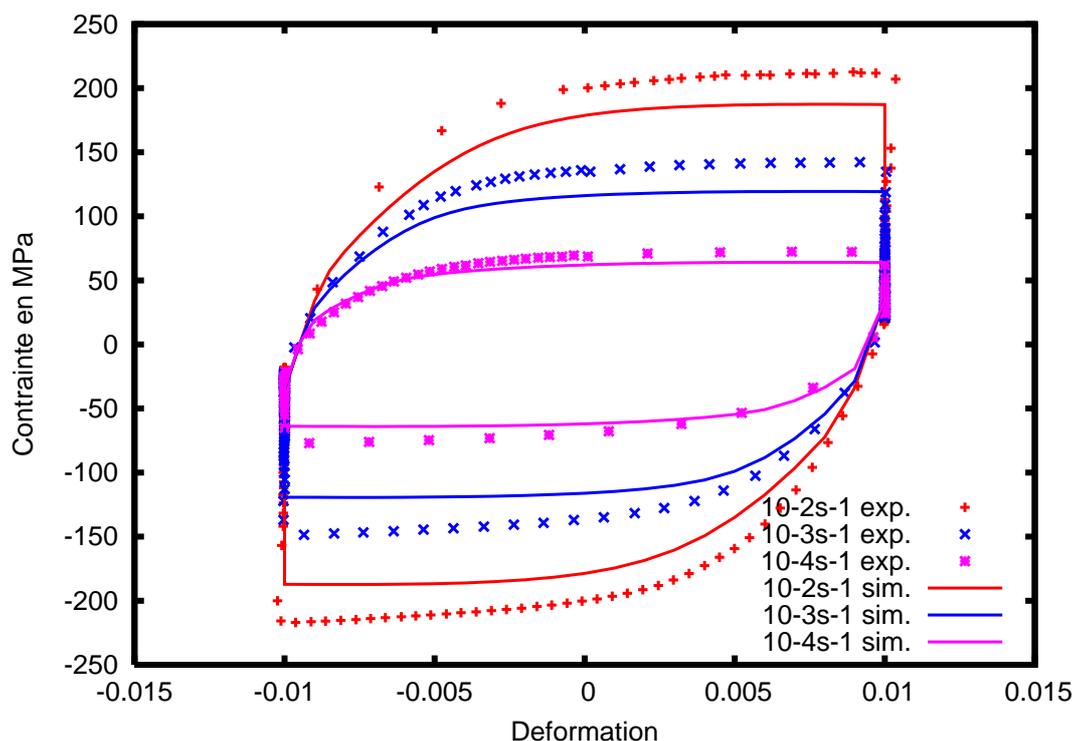


G – Essais à 800°C

Essai cyclique à 800°C (Courbes expérimentales « en pointillé sur le graphique » + simulation)

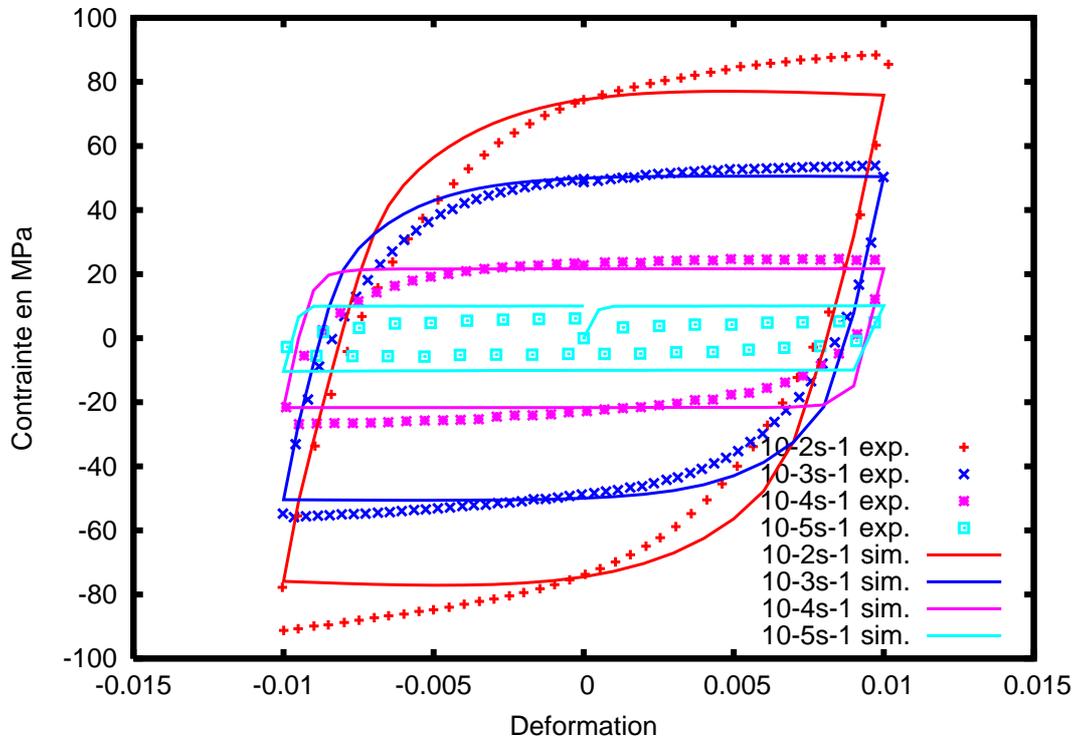


Essai de relaxation à 800°C (Courbes expérimentales « en pointillé sur le graphique » + simulation)

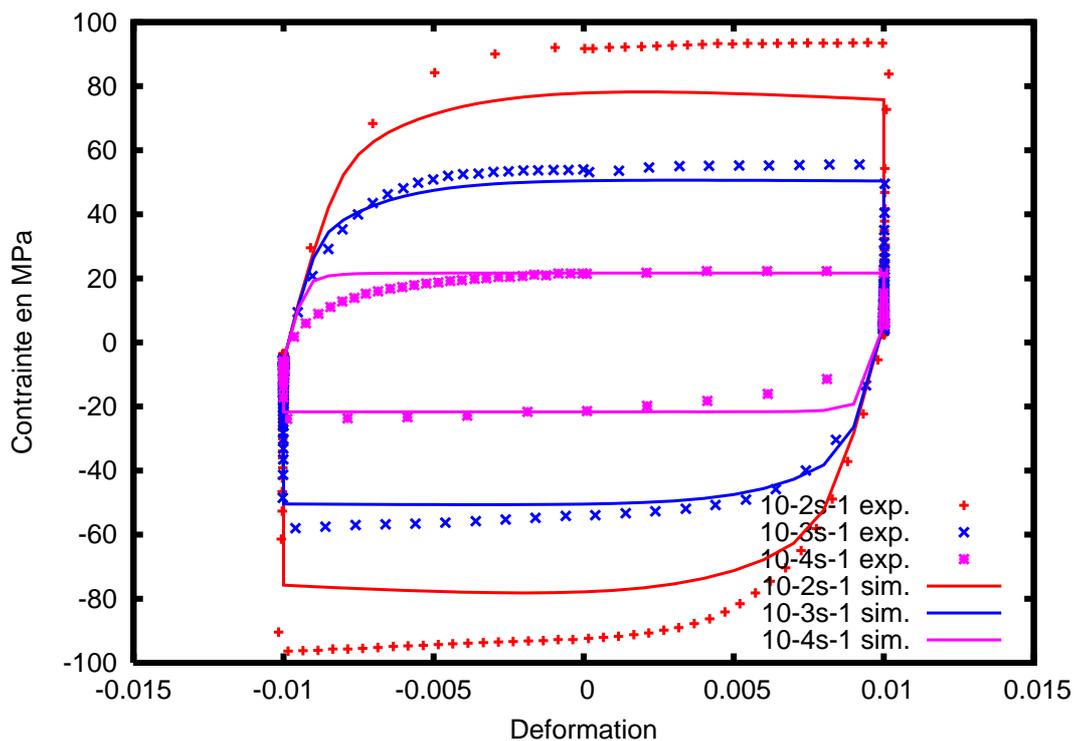


H – Essais à 900°C

Essai cyclique à 900°C (Courbes expérimentales « en pointillé sur le graphique » + simulation)

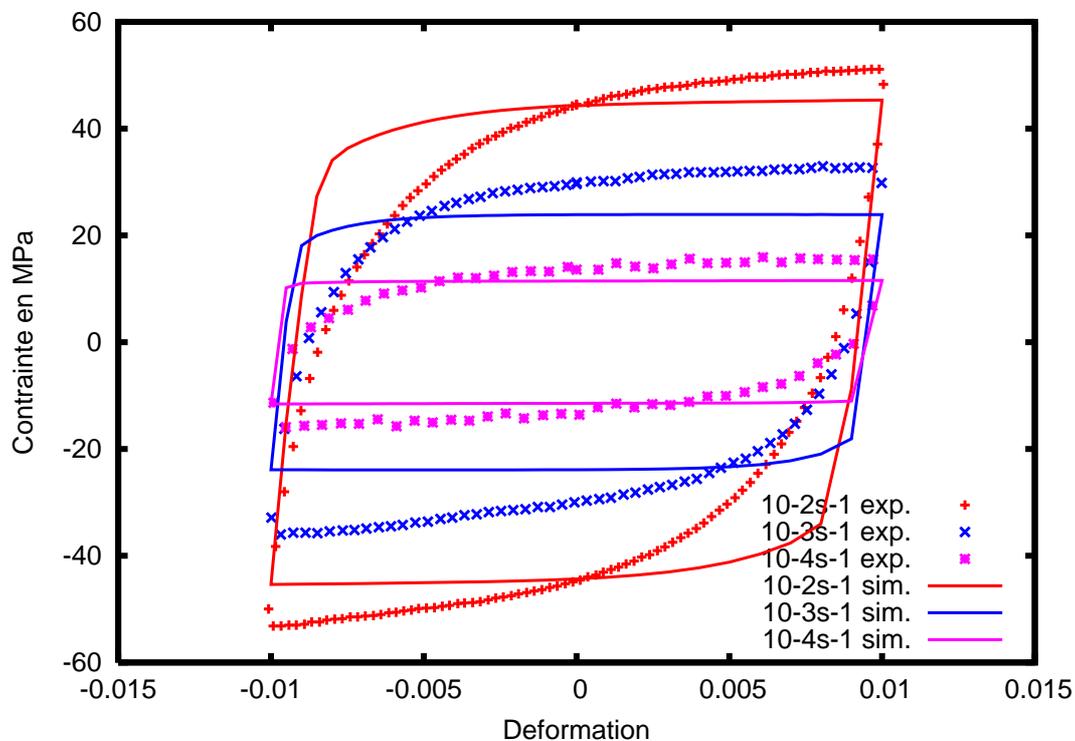


Essai de relaxation à 900°C (Courbes expérimentales « en pointillé sur le graphique » + simulation)

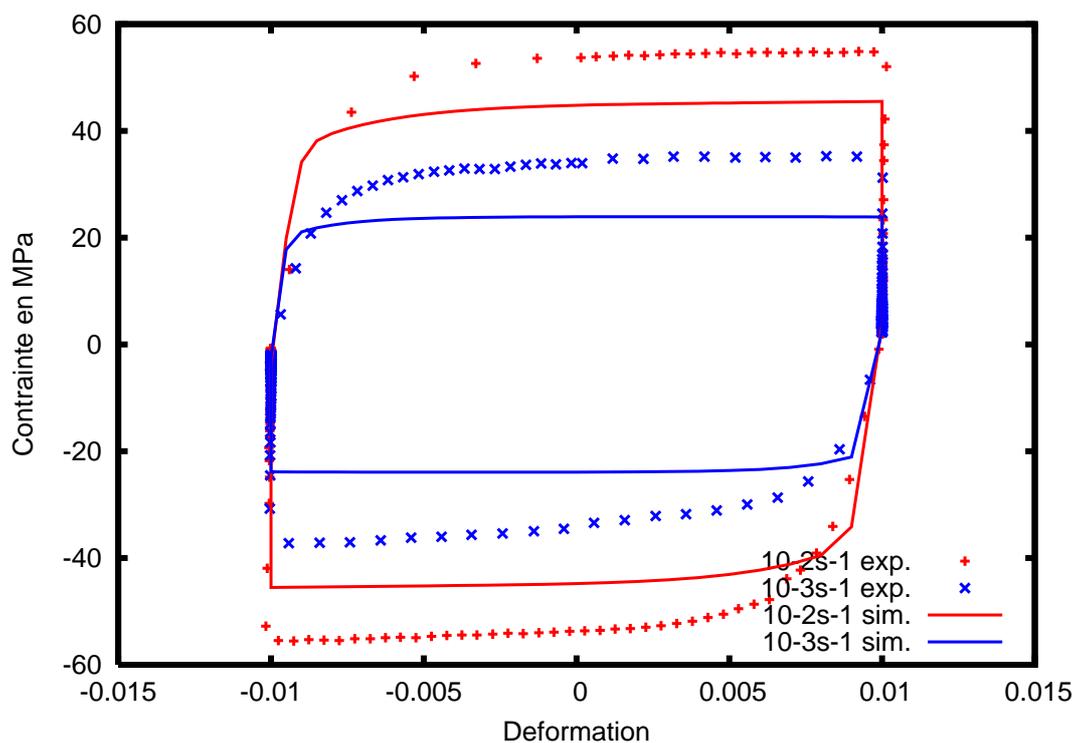


I – Essais à 950°C

Essai cyclique à 950°C (Courbes expérimentales « en pointillé sur le graphique » + simulation)



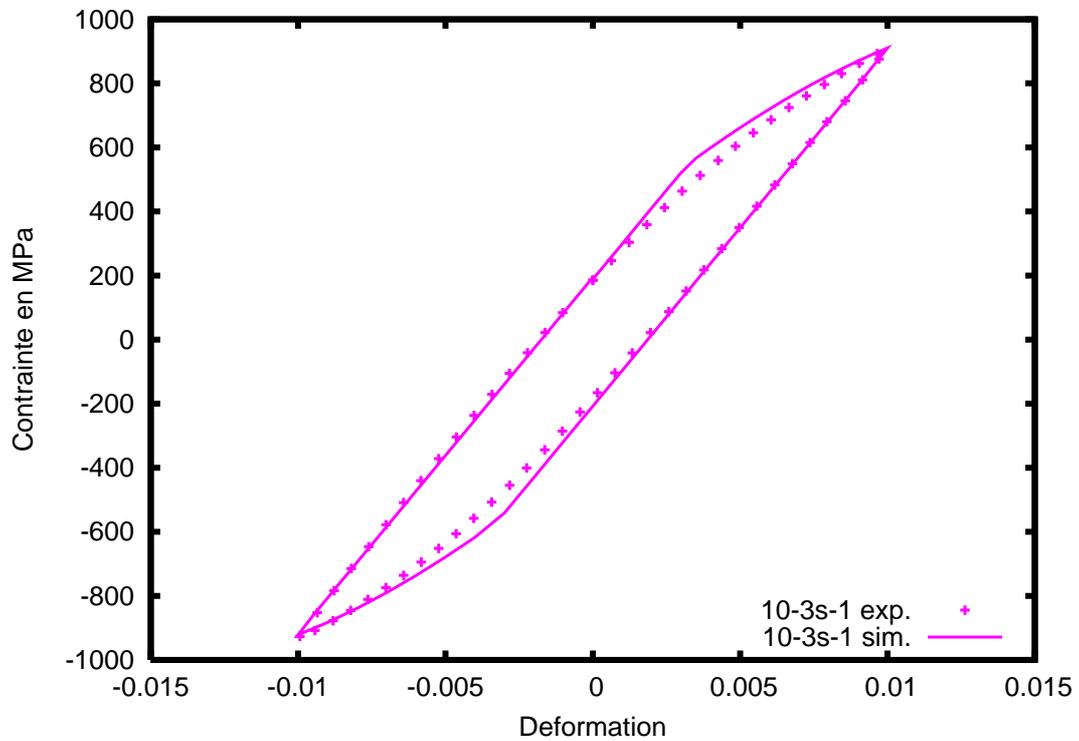
Essai de relaxation à 950°C (Courbes expérimentales « en pointillé sur le graphique » + simulation)



Identification du TA6V martensitique (phase α') :

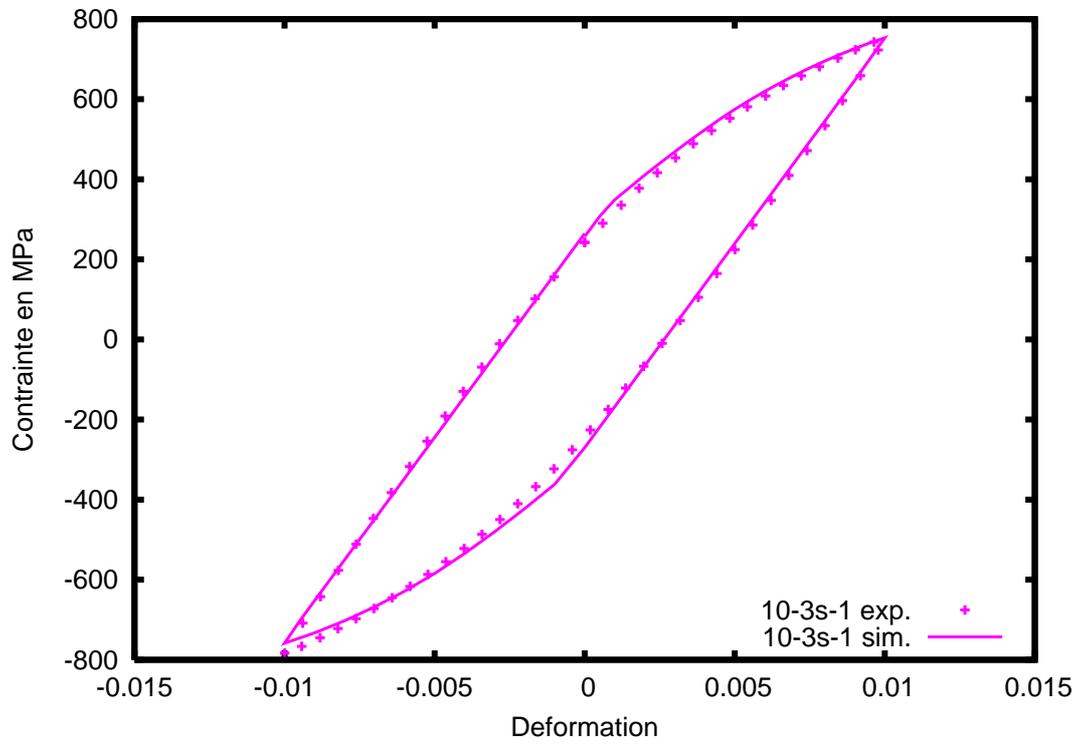
A – Essai à température ambiante

Essai cyclique à Température ambiante (Courbe expérimentale « en pointillé sur le graphique » + simulation)



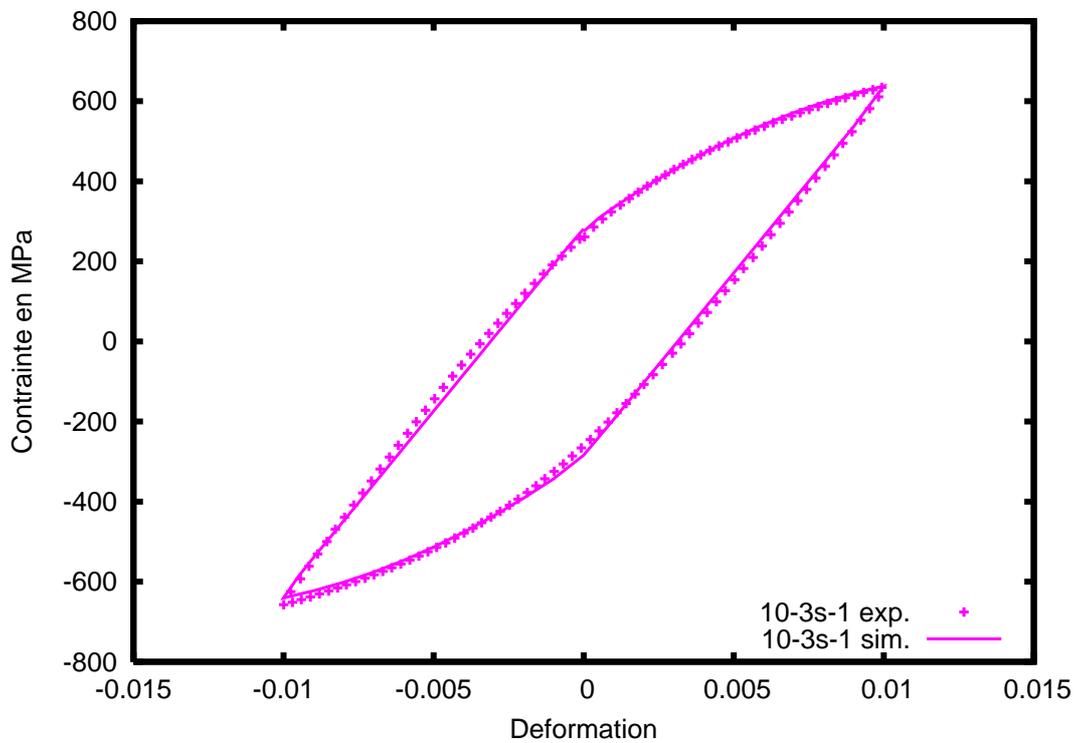
B – Essai à 200°C

Essai cyclique à 200°C (Courbe expérimentale « en pointillé sur le graphique » + simulation)

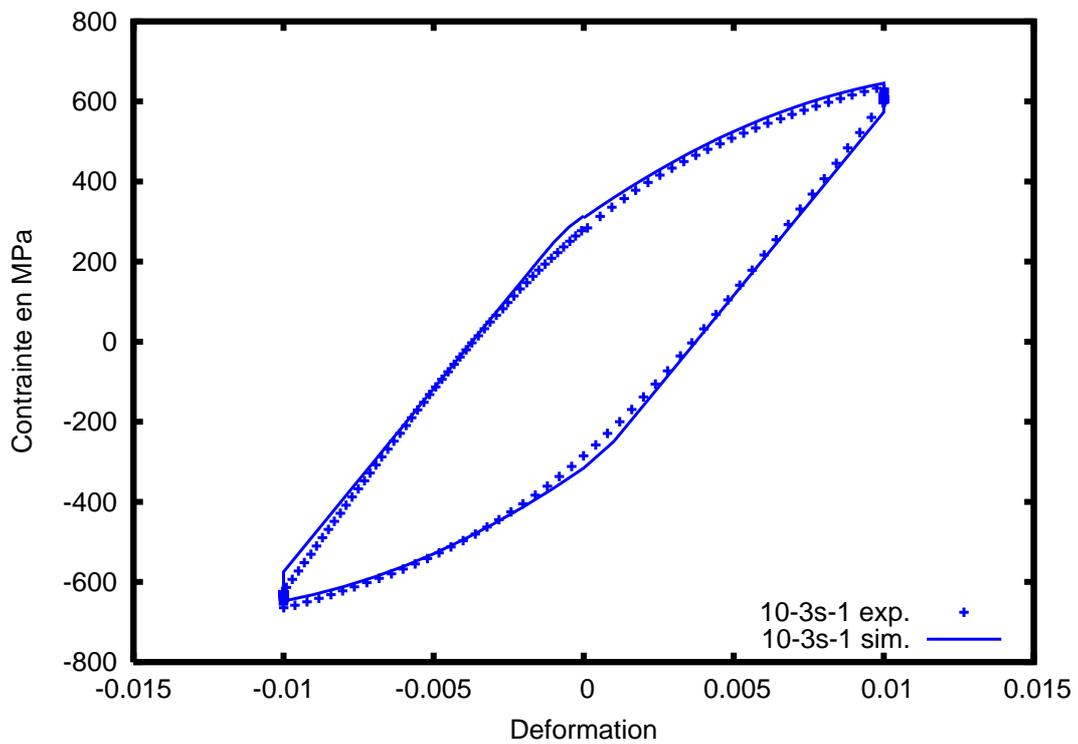


C – Essais à 400°C

Essai cyclique à 400°C (Courbe expérimentale « en pointillé sur le graphique » + simulation)

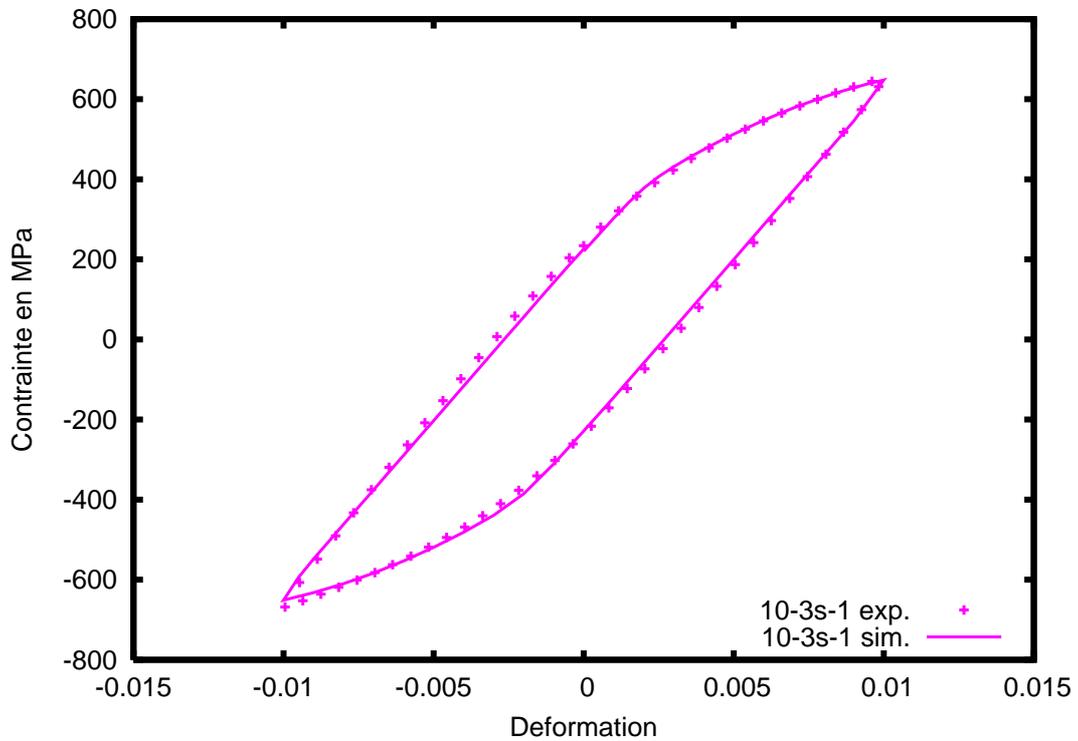


Essai de relaxation à 400°C (Courbe expérimentale « en pointillé sur le graphique » + simulation)

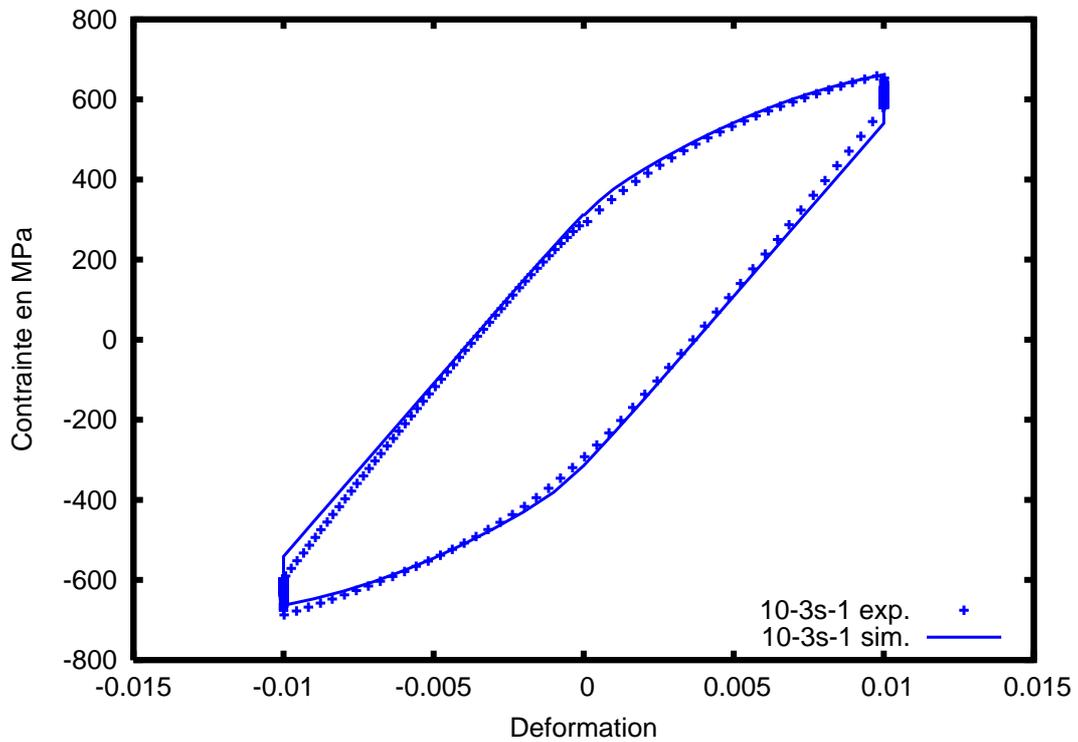


D – Essais à 500°C

Essai cyclique à 500°C (Courbe expérimentale « en pointillé sur le graphique » + simulation)

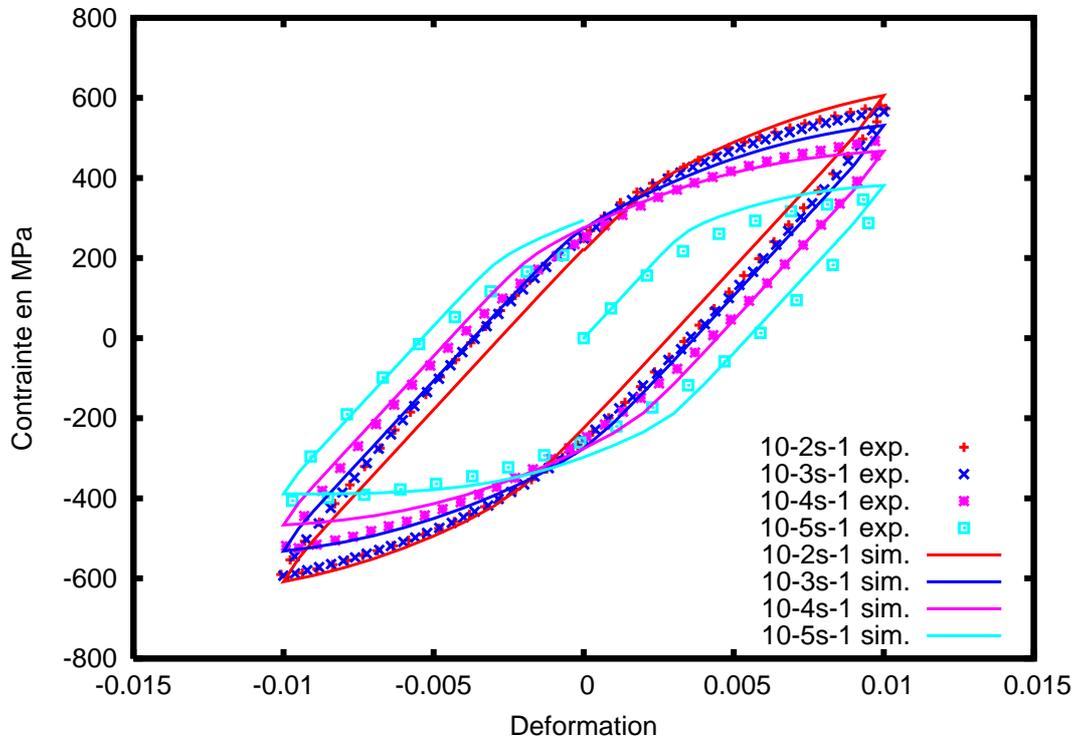


Essai de relaxation à 500°C (Courbe expérimentale « en pointillé sur le graphique » + simulation)

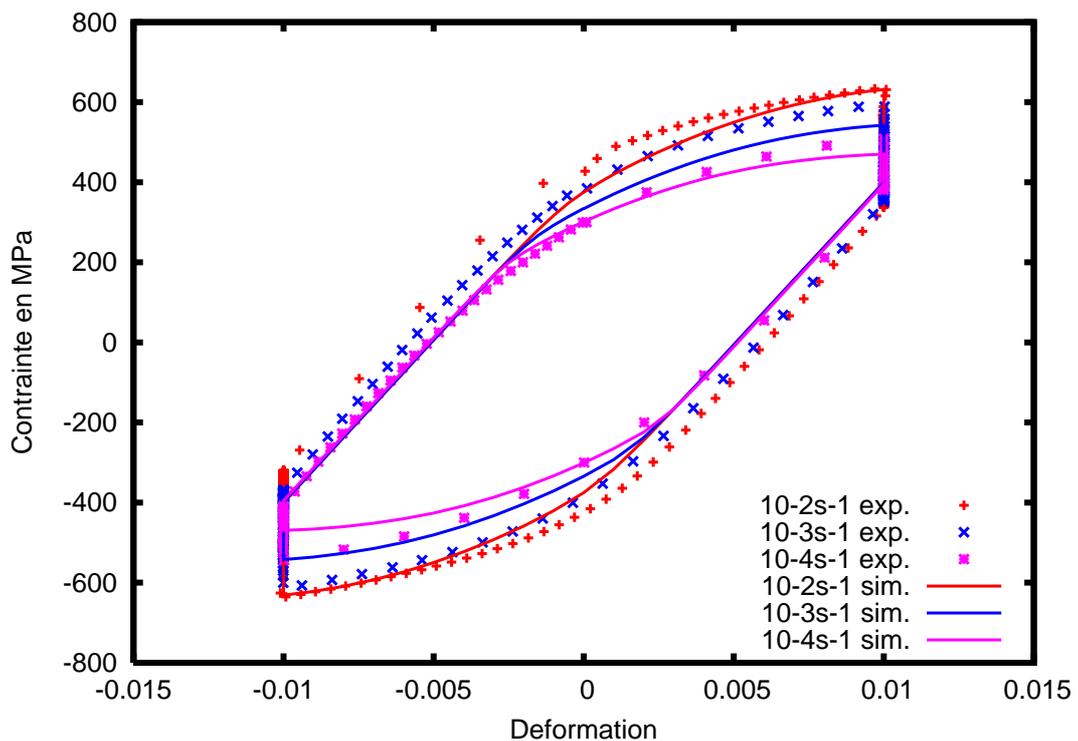


E – Essais à 600°C

Essai cyclique à 600°C (Courbes expérimentales « en pointillé sur le graphique » + simulation)

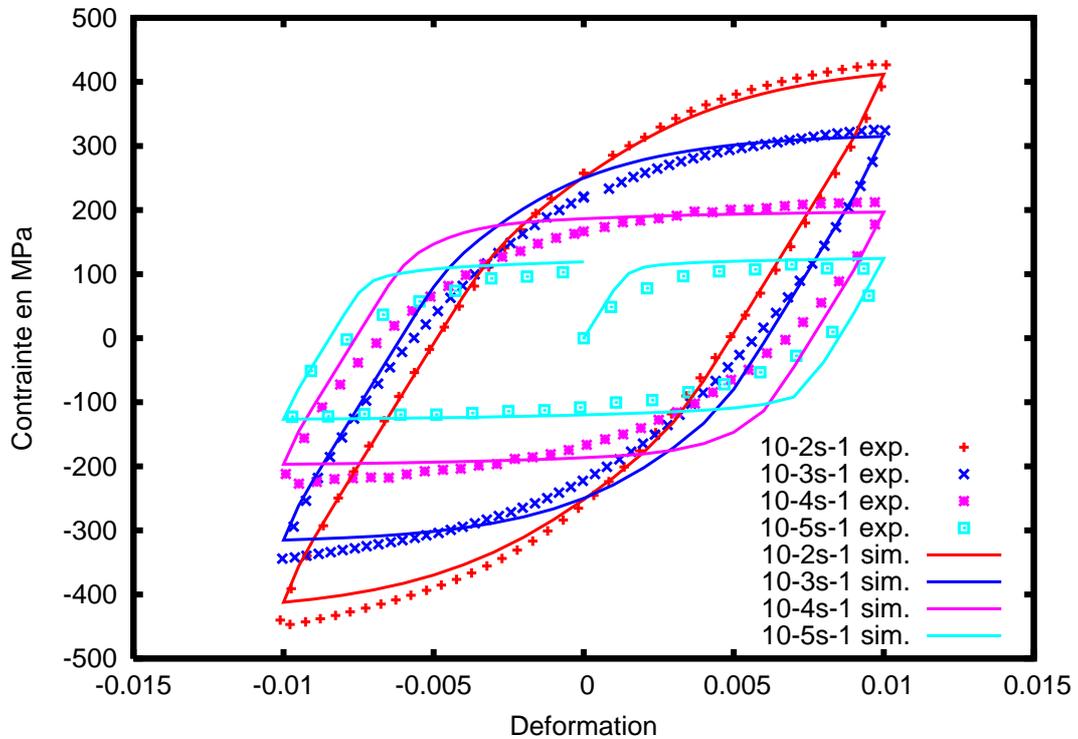


Essai de relaxation à 600°C (Courbes expérimentales « en pointillé sur le graphique » + simulation)

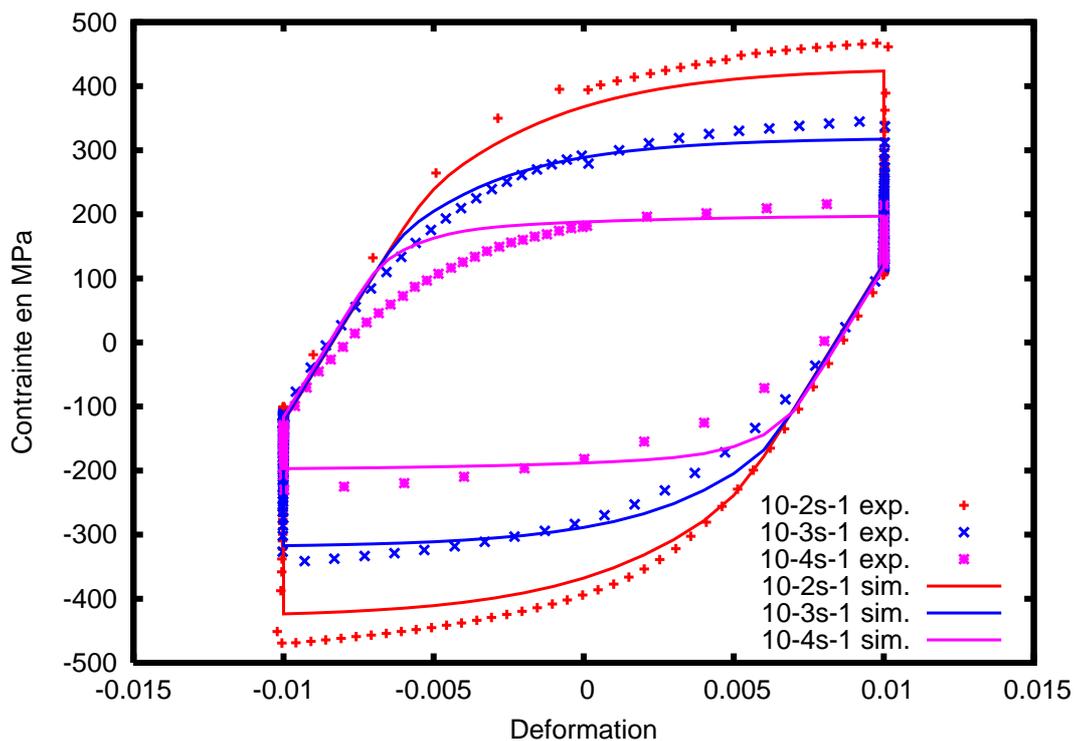


F – Essais à 700°C

Essai cyclique à 700°C (Courbes expérimentales « en pointillé sur le graphique » + simulation)

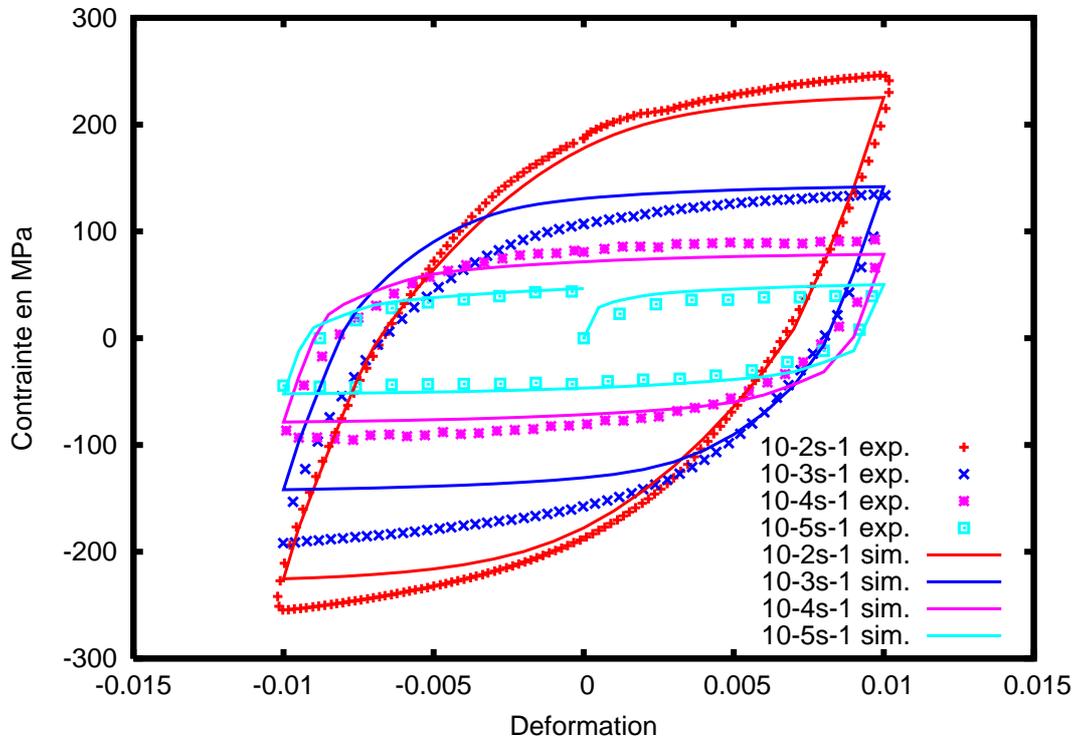


Essai de relaxation à 700°C (Courbes expérimentales « en pointillé sur le graphique » + simulation)

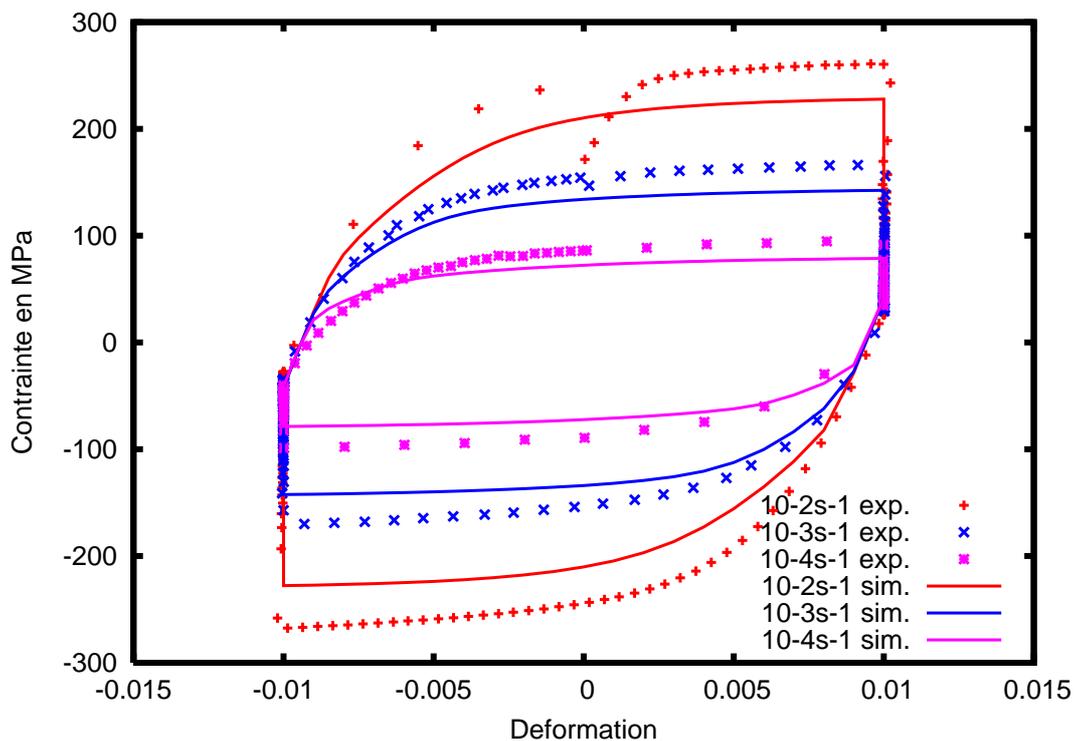


G – Essais à 800°C

Essai cyclique à 800°C (Courbes expérimentales « en pointillé sur le graphique » + simulation)

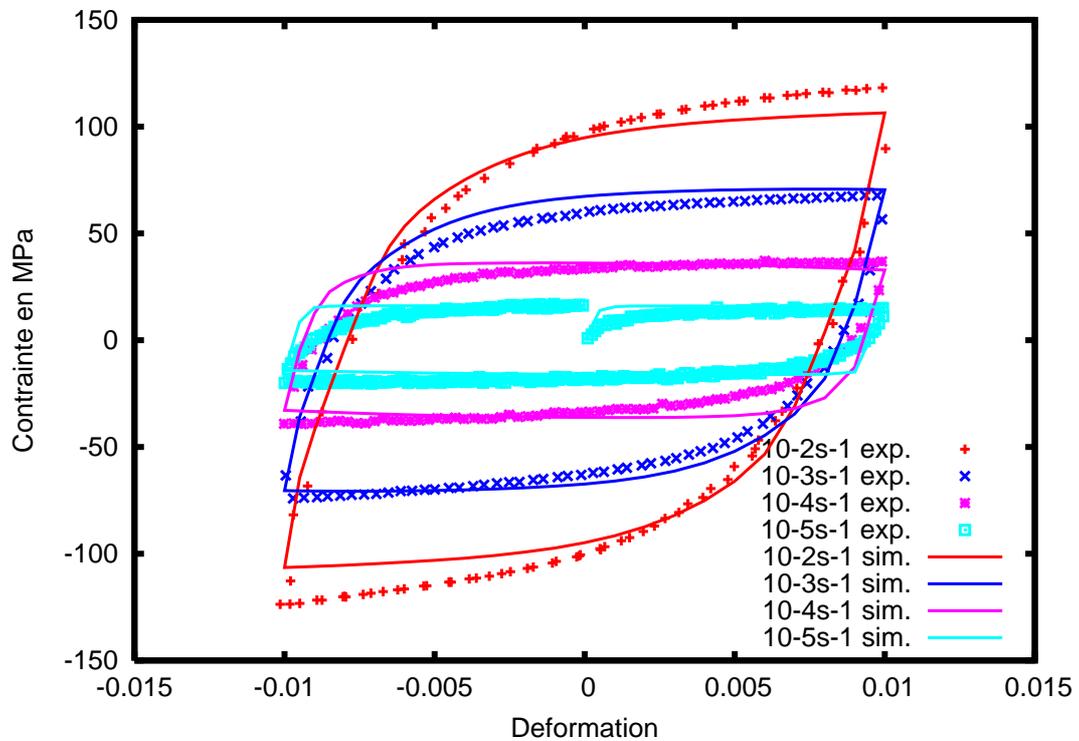


Essai de relaxation à 800°C (Courbes expérimentales « en pointillé sur le graphique » + simulation)



H – Essais à 900°C

Essai cyclique à 900°C (Courbes expérimentales « en pointillé sur le graphique » + simulation)



Essai de relaxation à 900°C (Courbes expérimentales « en pointillé sur le graphique » + simulation)

