HAL
open science

Fatigue thermique d'un acier inoxydable austénitique 304L : simulation de l'amorçage et de la croissance des fissures courtes en fatigue isotherme et anisotherme

Nader Haddar

To cite this version:

Nader Haddar. Fatigue thermique d'un acier inoxydable austénitique 304L : simulation de l'amorçage et de la croissance des fissures courtes en fatigue isotherme et anisotherme. Mécanique [physics.med-ph]. École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2003. Français. NNT : . tel-00005750

HAL Id: tel-00005750

https://pastel.hal.science/tel-00005750

Submitted on 5 Apr 2004

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.

ECOLE DES MINES DE PARIS

Collège doctoral

N° attribué par la bibliothèque

__/__/__/__/__/__/__/__/__/__/

T H E S E

pour obtenir le grade de

Docteur de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris

Spécialité "Sciences et Génie des Matériaux"

présentée et soutenue publiquement par

Nader HADDAR

Le 29 Avril 2003

FATIGUE THERMIQUE D'UN ACIER INOXYDABLE AUSTÉNITIQUE 304L : SIMULATION DE L'AMORÇAGE ET DE LA CROISSANCE DES FISSURES COURTES EN FATIGUE ISOTHERME ET ANISOTHERME

Directeur de thèse : Luc REMY, ENSMP-CDM

Jury

M.	Antoine FISSOLO	CEA Saclay	Président
M.	Gérard DEGALLAIX	Ecole Centrale Lille	Rapporteur
M.	Jean PETIT	ENSMA Poitiers	Rapporteur
M.	Claude AMZALLAG	EDF-SEPTEN	Examinateur
M.	Jean-Loup STRUDEL	ENSMP - CDM	Examinateur

Centre des Matériaux P.M. Fourt de l'Ecole des Mines de Paris,
B.P. 87, 91003 Evry Cedex

INTRODUCTION GÉNÉRALE **5**

INTRODUCTION 5
ENJEU INDUSTRIEL 6
OBJECTIF DE L'ÉTUDE 8

I PRÉSENTATION DU MATÉRIAU **10**

I.1 INTRODUCTION 11
I.2 TRAITEMENT THERMIQUE 11
I.3 ANALYSE CHIMIQUE 11
I.4 CARACTÉRISTIQUES MÉTALLURGIQUES 12
I.4.1 Taille de grain 12
I.4.2 Teneur en ferrite 13
I.4.3 Transformation martensitique 15
I.5 CARACTÉRISTIQUES MÉCANIQUES DE TRACTION 17
EN RÉSUMÉ 19

II MÉTHODES EXPÉRIMENTALES **20**

II.1 ESSAIS DE FATIGUE ISOTHERME 21
II.1.1 Les éprouvettes de fatigue isotherme 23
II.1.2 Instrumentation de l'essai 23
II.2 ESSAIS DE FATIGUE MÉCANO-THERMIQUE 24
II.2.1 L'éprouvette de fatigue mécano-thermique 24
II.2.2 Description de l'essai de fatigue mécano-thermique 25
II.2.3 Forme du cycle mécano-thermique 26
II.3 ESSAIS DE FISSURATION EN PLASTICITÉ GÉNÉRALISÉE 30
II.3.1 Principe de l'essai 30
II.3.2 Instrumentation des éprouvettes 31
II.4 ÉCROUISSAGE CYCLIQUE 31
II.5 ESSAIS DE RELAXATION 33
II.5.1 Les éprouvettes de relaxation 33
II.5.2 Description de l'essai de relaxation 34
II.6 EN RÉSUMÉ 36

III COMPORTEMENT EN FATIGUE DE L'ACIER INOXYDABLE AUSTÉNITIQUE 304L **37**

III.1 COMPORTEMENT EN FATIGUE ISOTHERME DE L'ACIER INOXYDABLE AUSTÉNITIQUE 304L 38
III.1.1 Introduction 38
III.1.2 Rappels bibliographiques 38
III.1.3 Résultats expérimentaux 45
III.1.4 Durées de vie du 304L en fatigue isotherme 61
III.2 COMPORTEMENT EN FATIGUE MÉCANO-THERMIQUE DU 304L 69
III.2.1 Introduction 69
III.2.2 Rappels bibliographiques 69
III.2.3 Comportement de l'acier inoxydable austénitique 304L en fatigue mécano-thermique 72
III.2.4 Durée de vie du 304L en fatigue mécano-thermique 87
III.3 ENDOMMAGEMENT DE L'ACIER INOXYDABLE AUSTÉNITIQUE 304L 91
III.3.1 Fatigue isotherme 91
III.3.2 Endommagement en fatigue mécano-thermique 96
III.4 EN RÉSUMÉ 100

IV INFLUENCE DU PRÉ-ÉCROUISSAGE SUR LE COMPORTEMENT ET LA DURÉE DE VIE DU 304L **101**

IV.1 INTRODUCTION 102
IV.2 PRÉ-ÉCROUISSAGE CYCLIQUE À TEMPÉRATURE AMBIANTE 102
IV.2.1 Principe de l'essai 102
IV.2.2 Fatigue isotherme à 165°C 102
IV.2.3 Fatigue mécano-thermique hors-phase 105

IV.2.4 Effet de la sollicitation mécano-thermique sur le comportement cyclique du matériau pré-écroui en fatigue à 25°C *106*
IV.3 PRÉ-ÉCROUISSAGE MONOTONE À TEMPÉRATURE AMBIANTE 108
IV.3.1 Principe du pré-écrouissage *108*
IV.3.2 Fatigue isotherme à 165°C *109*
IV.3.3 Fatigue mécano-thermique *111*
IV.4 INFLUENCE DU PRÉ-ÉCROUISSAGE SUR LA DURÉE DE VIE DE L'ACIER INOXYDABLE AUSTÉNITIQUE 304L 114
IV.5 EN RÉSUMÉ 122

V COMPORTEMENT EN RELAXATION DE L'ACIER INOXYDABLE AUSTÉNITIQUE 304L ... 123

V.1 CARACTÉRISTIQUES D'UN ESSAI DE RELAXATION 124
V.1.1 Les différents types de machines *124*
V.1.2 Essai de relaxation idéal *124*
V.2 EFFET DE LA TEMPÉRATURE SUR LE COMPORTEMENT EN RELAXATION DE L'ACIER INOXYDABLE AUSTÉNITIQUE 304L 129
V.2.1 Rappels bibliographiques *129*
V.2.2 Résultats expérimentaux à $\dot{\varepsilon}_{ch} = 10^{-5} s^{-1}$ *131*
V.2.3 Taux de relaxation *134*
V.2.4 Vitesses de déformation plastique *136*
V.2.5 Volumes d'activation *140*
V.3 INFLUENCE DE LA VITESSE DE CHARGEMENT SUR LE COMPORTEMENT EN RELAXATION DU 304L À 50°C 148
V.3.1 Taux de relaxation *150*
V.3.2 Vitesses de déformation plastique *151*
V.3.3 Volumes d'activation *151*
V.4 EFFET DU PRÉ-ÉCROUISSAGE SUR LE COMPORTEMENT EN RELAXATION DU 304L 153
V.4.1 Introduction *153*
V.4.2 Procédures expérimentales *153*
V.4.3 Relaxation des états écrouis à 50°C *155*
V.4.4 Relaxation de l'état écroui à 250°C *158*
V.4.5 Effet de la température sur la relaxation du matériau pré-écroui en chargement monotone *160*
V.4.6 Vitesses de déformation plastique et volumes d'activation *161*
V.5 EN RÉSUMÉ 164

VI FISSURATION EN PLASTICITÉ GÉNÉRALISÉE DE L'ACIER INOXYDABLE AUSTÉNITIQUE 304L : FISSURES COURTES 165

VI.1 INTRODUCTION 166
VI.2 RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX 166
VI.2.1 Fissuration en plasticité généralisée : Fissures courtes *166*
VI.2.2 Fissuration de l'acier inoxydable austénitique 304L sous sollicitations mécano-thermiques .. *173*
VI.2.3 Comparaison isotherme - anisotherme *174*
VI.2.4 Effet du pré-écrouissage monotone sur la cinétique de fissuration du 304L *175*
VI.3 ENDOMMAGEMENT EN PLASTICITÉ GÉNÉRALISÉE SUR L'ACIER INOXYDABLE AUSTÉNITIQUE 304L À MOYENNE TEMPÉRATURE 184
VI.4 EN RÉSUMÉ 187

VII MODÉLISATION ET DISCUSSION 188

VII.1 INTRODUCTION 189
VII.2 DÉMARCHE DE CALCUL DES DURÉES DE VIE À PARTIR DES ESSAIS DE FISSURATION 189
VII.3 RAPPELS BIBLIOGRAPHIQUES 192
VII.4 LES DIFFÉRENTES APPROCHES DE CROISSANCE DE FISSURES COURTES EN PLASTICITÉ GÉNÉRALISÉE .. 193
VII.4.1 Utilisation de concept de mécanique de la rupture élasto-plastique *193*
VII.4.2 Solution énergétique dans le cas d'une fissure 2D *195*
VII.4.3 Solution énergétique dans le cas d'une fissure circulaire *199*
VII.4.4 Modèle de Tomkins de propagation d'une fissure 2D en fatigue : *201*
VII.5 IDENTIFICATION DE LA LOI DE COMPORTEMENT EN FATIGUE 205
VII.5.1 Loi de comportement *205*
VII.5.2 Paramètres et validation de la loi de comportement *207*

VII.6 ANALYSE DES COURBES DE FISSURATION DA/DN - $J_{CYCLIQUE}$ 211
VII.6.1 Essais de propagation à 165°C 212
VII.6.2 Essais de propagation à 90°C 216
VII.7 APPLICATION AU CALCUL DE DURÉE DE VIE 218
VII.7.1 Calcul à partir de la loi de fissuration da/dN - $J_{cyclique}$ 219
VII.7.2 Modèle mixé da/dN - $J_{cyclique}$ et Tomkins 230
VII.7.3 Modèle de durée de vie à 165°C 234
VII.7.4 Durées de vie en fatigue isotherme à 90°C 236
VII.7.5 Validation du modèle de durée de vie en fatigue mécano-thermique hors-phase 90 – 165°C 237
VII.8 LIMITES DU MODÈLE 238
EN RÉSUMÉ 240

CONCLUSIONS 241

PERSPECTIVES 243

REFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES 245

VIII FATIGUE THERMIQUE 256

VIII.1 INTRODUCTION 257
VIII.2 PROCÉDURE EXPÉRIMENTALE 258
VIII.2.1 Les éprouvettes de fatigue thermique 258
VIII.2.2 Définition des conditions expérimentales 258
VIII.3 RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX 260
VIII.3.1 Étalonnage thermique 260
VIII.3.2 Essai d'amorçage en fatigue thermique 260
VIII.3.3 Essai de propagation en fatigue thermique 261
VIII.4 PERSPECTIVES 262
VIII.5 EN RÉSUMÉ 263

IX CALCUL THERMIQUE SUR ÉPROUVETTE SPLASH 271

IX.1 INTRODUCTION 271
IX.2 MÉTHODE DE CALCUL 271

X ANNEXE C 275

X.1 RELAXATION DE L'ÉTAT VIERGE 275
X.2 RELAXATION DES ETATS PRE-ECROUIS 276

INTRODUCTION GENERALE

Ce chapitre est consacré à une présentation générale de l'étude. Il vise à positionner la problèmatique industrielle et les objectifs de l'étude.

INTRODUCTION

Les circuits de refroidissement des centrales nucléaires sont soumis à des fluctuations de température dues au mélange des fluides chaud et froid dans ce qu'on appelle les zones de mélange. Ces fluctuations peuvent engendrer par fatigue thermique des endommagements dans les circuits et causer dans des cas isolés des fuites du liquide de refroidissement.

Plusieurs incidents ont causé par le passé des fuites et l'arrêt de plusieurs centrales, aussi bien en France qu'à l'étranger. En ce qui concerne les centrales nucléaires de la filière REP (Réacteurs à Eau Pressurisée), plusieurs incidents ont été attribués à la fatigue thermique. Par ordre chronologique, ils ont eu lieu : en Allemagne en 1986, à Farley 2 (USA) en 1987, à Tihange 1 (Belgique) et Genkaï 1 (Japon) en 1988, à Dampierre 2 (France) en 1992, en Allemagne en 1995, à Dampierre 1 en 1996, et à Loviisa 2 (Finlande) en 1997. Enfin, le dernier incident en date attribué à la fatigue thermique a eu lieu à Civaux 1 (Tamburini 2000).

En mai 1998, une fuite de 30 m^3/h est détectée sur une des voies de la tranche du réacteur CIVAUX 1 (circuit RRA : refroidissement à l'arrêt) peu de temps après le démarrage de la tranche qui sortait d'une longue période d'essai avant la mise en service. Le circuit RRA (refroidissement à l'arrêt) assure, lors des phases de refroidissement du réacteur, la circulation d'une quantité minimale de fluide dans le circuit primaire, afin d'assurer le refroidissement du combustible présent dans la cuve du réacteur. Ce circuit est constitué de deux voies indépendantes et redondantes (voies A et B).

Après arrêt du réacteur, les expertises mettent en évidence :

- une fissure traversante dans un coude en acier 304L de 25 cm de diamètre et 9,3 mm d'épaisseur. La fissure s'est propagée dans la soudure longitudinale extrados. Elle a atteint une longueur de 180 mm en peau externe et 250 mm en peau interne du coude (Figure 1),
- des zones de faïençage thermique au voisinage du té de mélange et du coude (Figure 2),
- une autre fissure de taille importante dans la soudure circonférentielle du té de mélange avec le coude,

Une enquête a permis d'évaluer à 1500 heures avec un ΔT supérieur à 110°C pouvant atteindre 145°C les conditions de fonctionnement. Le rapport débit froid/débit total a été estimé entre 5 et 30 % (Faidy C. 2002).

Le mécanisme de dégradation mis en jeu est la fatigue thermique à grand nombre de cycles. La présence de facteurs aggravants, comme celles de soudures non arasées et des zones présentant un mauvais état de surface peut, dans certains cas, accélérer la dégradation comme dans le cas de CIVAUX 1.

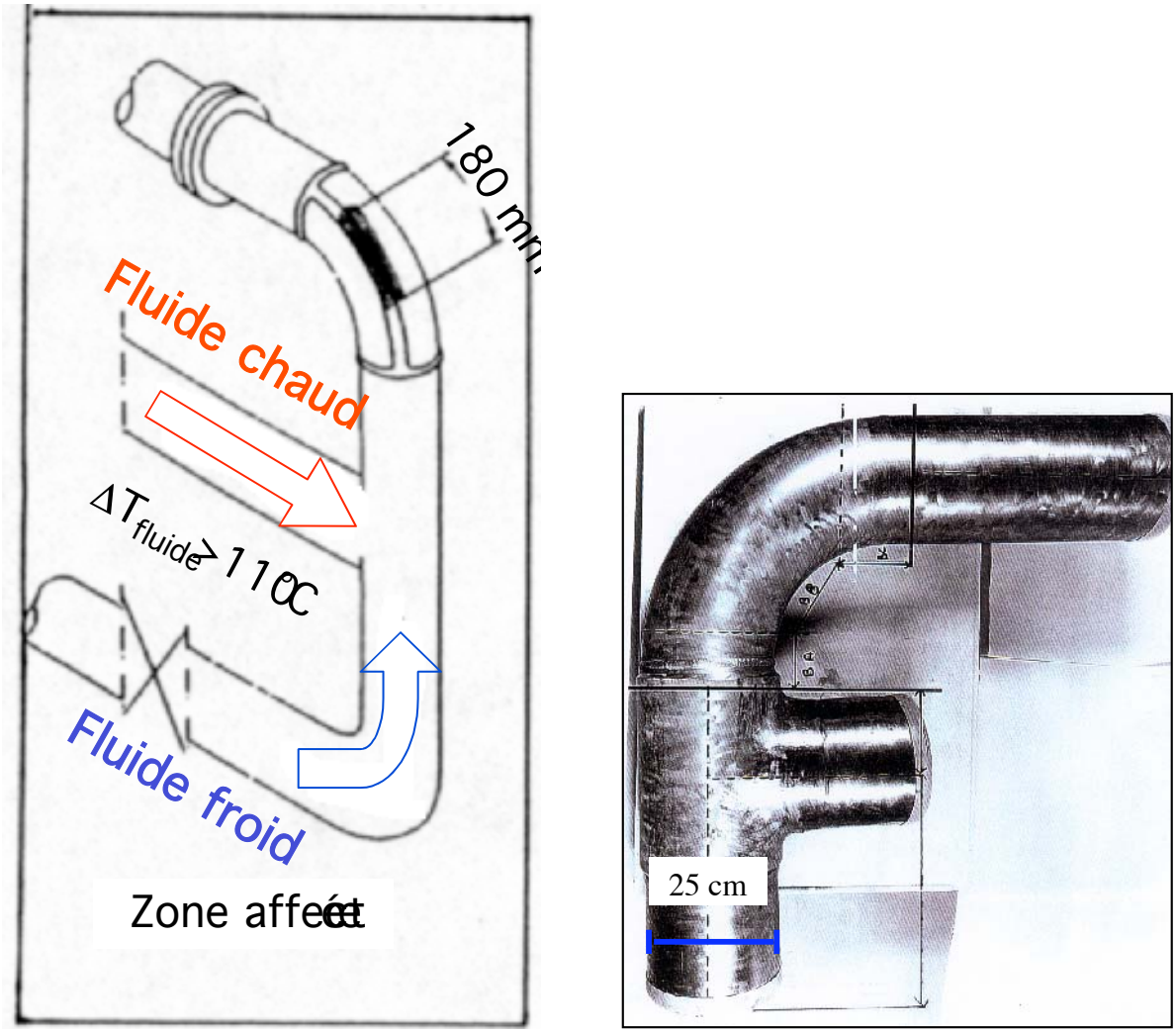


Figure 1 : Schéma du coude sur lequel la fissure traversante est apparue le long de la soudure longitudinale extrado (circuit RRA) (Faidy C. 2002).

ENJEU INDUSTRIEL

Après cet incident, Electricité de France (EDF) cherche à trouver une solution afin de sécuriser au maximum ce type d'installation.

En premier lieu EDF et le constructeur FRAMATOME ont annoncé une modification de conception du circuit RRA des réacteurs. La géométrie de la zone de mélange eau chaude - eau froide et les procédés de fabrication ont été revus avec, en

particulier, l'introduction d'une longue manchette droite sans soudure en aval du Té de mélange (Figure 3). Les autres zones de mélange du RRA, également affectées, ont été modifiées dans le même esprit.

Parallèlement, un programme d'étude sur la fatigue thermique à grand nombre de cycles des aciers austénitiques a été initié à EDF R&D. Ce programme comporte trois volets principaux. Une partie matériau porte sur la fatigue à grand nombre de cycles et les spécificités de la fatigue thermique pour les aciers austénitiques. La deuxième partie s'intéresse à l'aspect thermo-hydraulique des zones de mélanges. Enfin, la partie mécanique aborde la prise en compte des chargements propres aux zones de mélange (amplitude et fréquence variables) et la propagation de réseaux de fissures.

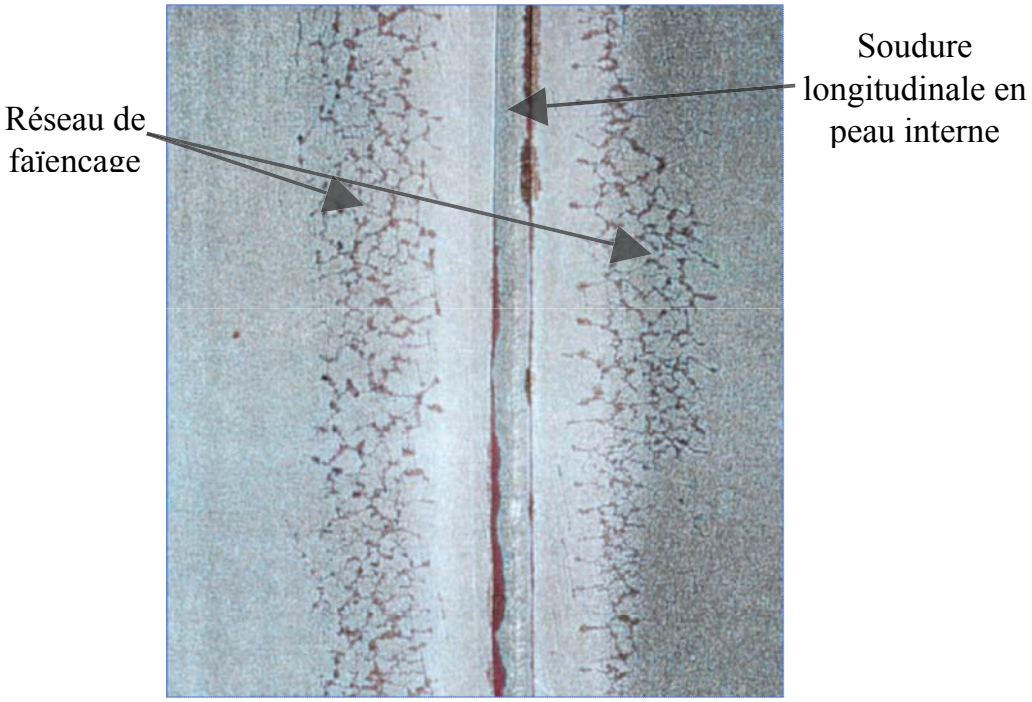
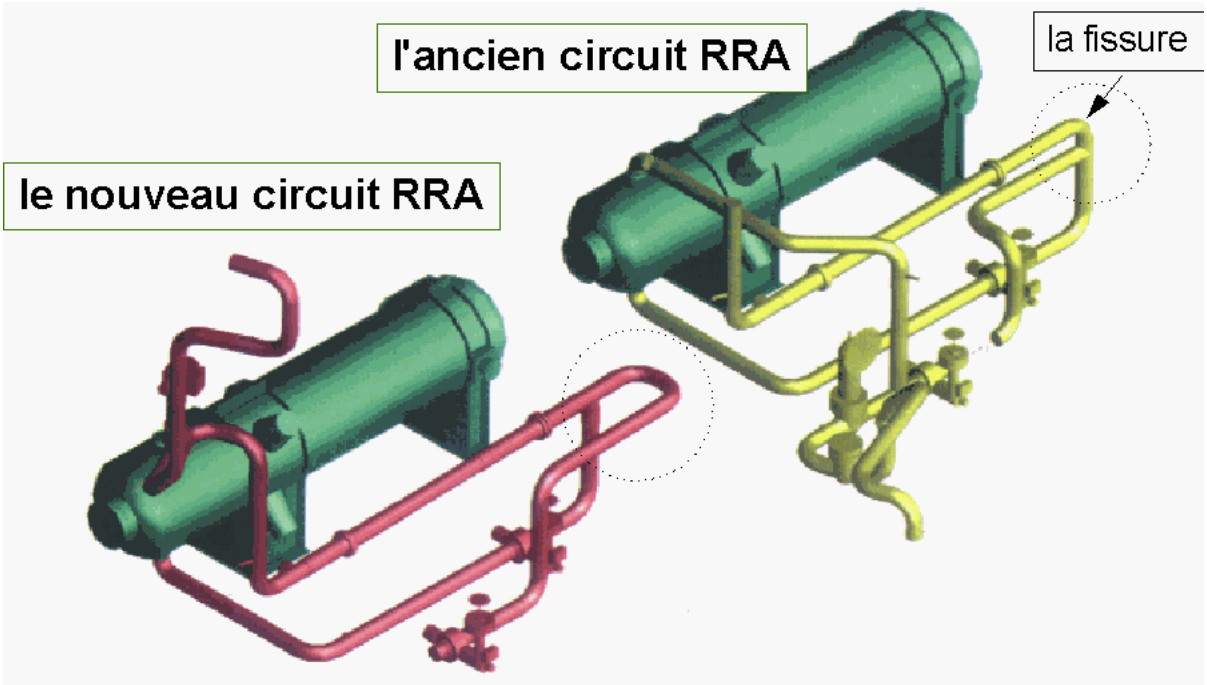


Figure 2 : Dégradations typiques en surface interne du coude RRA



www.aquitaine.drire.gouv.fr

Figure 3 : Modification de l'architecture des circuits RRA

OBJECTIF DE L'ETUDE

Dans le cadre du programme CRECO RNE 808, « Fatigue thermique des aciers inoxydables austénitiques 304L/316L », EDF cherche à étudier expérimentalement sur élément de volume, l'amorçage et le début de propagation des fissures en fatigue thermique dans les aciers inoxydables austénitiques. Le programme de recherche lancé par EDF s'appuiera sur l'observation du rôle de l'état de surface (rugosité, écrouissage et contraintes résiduelles) et de la microstructure dans les incidents BT (Brides de barrière thermique) et RRA (Réseau de Refroidissement à l'Arrêt).

La présente étude, menée au Centre des Matériaux de l'Ecole des Mines de Paris, est centrée sur l'aspect thermique ou thermomécanique du chargement. Cette étude a pour objectif de comparer le comportement et l'endommagement du matériau en fatigue mécano-thermique (cyclage en température + cyclage en déformation) et en fatigue isotherme. Le travail est orienté sur le problème RRA, dans lequel les conditions extrêmes ont été déterminées par EDF comme étant les suivantes :

- pour le fluide de refroidissement, la température varie entre T_{max} = 190°C et T_{min} = 60°C,
- pour le métal, la température varie entre T_{max} = 165°C et T_{min} = 90°C,
- la fréquence des fluctuations thermiques dans le métal varie entre 0,1 Hz et 1 Hz.

Pour les aciers utilisés dans le cas du RRA, l'analyse des incidents a révélé aussi l'existence de **contraintes résiduelles en surface** de l'ordre de 500 MPa selon des mesures par rayons X.

Une étude en relaxation a pour objectif de déterminer la stabilité de l'état écroui du matériau, pour un état d'écrouissage résultant d'un chargement en fatigue.

I PRESENTATION DU MATERIAU

Ce chapitre est consacré à une présentation générale de l'étude. Aprés avoir positionné la problèmatique idustrielle et les objectifs de l'étude, nous présentons une caractérisation chimique et métallurgique du matériau de l'étude. La dernière partie présente les résultats de caractérisation mécanique en traction.

I PRÉSENTATION DU MATÉRIAU 10

I.1 INTRODUCTION 11
I.2 TRAITEMENT THERMIQUE 11
I.3 ANALYSE CHIMIQUE 11
I.4 CARACTÉRISTIQUES MÉTALLURGIQUES 12
I.4.1 Taille de grain 12
I.4.2 Teneur en ferrite 13
I.4.3 Transformation martensitique 15
I.5 CARACTÉRISTIQUES MÉCANIQUES DE TRACTION 17
EN RÉSUMÉ 19

I.1 INTRODUCTION

Afin de disposer de tôles dont la composition chimique est représentative des tubes et des coudes (RRA) installés sur parc, (notamment en ce qui concerne la teneur en soufre), EDF a décidé de faire élaborer deux coulées de nuance Z2 CN 18-10 (304L) et Z2CND 17-12 (316L). Deux tôles de dimensions 5000×2000×30 mm ont été fabriquées par Creusot-Loire Industrie à partir de coulées élaborées par Tecphy selon la spécification RCC-M M3307. Notre étude sera centrée sur la tôle de la nuance 304L notée par la suite **Tôle T218**.

I.2 TRAITEMENT THERMIQUE

Les tôles ont subi un traitement thermique d'hypertrempe à partir d'une température comprise entre 1050°C et 1150°C afin d'homogénéiser la structure sans faire grossir le grain de façon excessive. Un tel traitement a pour but d'éviter la précipitation de carbures de chrome type ($Cr_{23}C_6$) qui aurait pour conséquence la diminution de la teneur en Chrome dans les grains au voisinage des joints.

I.3 ANALYSE CHIMIQUE

Des analyses chimiques ont été effectuées, au département Matériaux et Mécanique des Composants (MMC-EDF) sur les tôles et sur des échantillons issus de composants expertisés suite aux incidents. Le Tableau I-1 résume les compositions obtenues.

Dans le Tableau I-1 figure aussi la composition chimique de deux aciers 304L étudiés dans le programme recherche d'EDF et utilisés dans le cadre de notre étude : des éprouvettes prélevées dans une Bride (Bride BT) provenant d'une ébauche de bride de barrière thermique de pompe primaire et la tôle repère T112.

La composition de la tôle T218 est assez représentative du coude RRA de Civaux 1, mais avec une teneur en nickel plus élevée qui doit lui assurer une plus grande stabilité vis à vis des transformations martensitiques induites par trempe, et une plus faible teneur en ferrite.

Tableau I-1 : Composition chimique d'aciers 304L de la tôle utilisée et de composants expertisés ou étudiés dans le programme de recherche (% pds) (Akamatsu 2000)

	C	Mn	Si	S	Ni	Cr	Cu	Mo	P	N_2
Tôle T218	0,029	1,86	0,37	0,004	10,00	18,00	0,02	0,04	0,029	0,056
Coude RRA Civaux 1	0,015	1,15	0,40	0,003	9,0	18,5	-	0,10	0,019	0,1

Bride BT	0,031	1,58	0,57	0,0006	9,50	19,30	0,21	-	0,03	0,071
Tôle T112	0,026	1,49	0,52	0,002	9,45	19,23	0,17	0,24	0,027	0,064

I.4 CARACTERISTIQUES METALLURGIQUES

I.4.1 Taille de grain

Des mesures de taille de grains ont été effectuées suivant la norme NF A 04-102 en profondeur et en surface suivant des coupes en sens transverse et longitudinal (Tableau I-2).

Tableau I-2 : Taille de grains pour différentes positions dans la tôle T218 (Akamatsu 2000)

Nuance	Sens de la coupe	Position	Indice G*	Taille de grain (µm)
Tôle T218	travers	peau	2-3	125-177
		cœur	3-4	88-125
	long	peau	2	177
		cœur	3	125

* : Indice conventionnel de grosseur du grain : Norme NF A 04-102

On observe d'une part, peu de différence de tailles de grains entre le sens longitudinal et le sens transverse, comme le montrent également les micrographies des Figure I-1 et Figure I-2. D'autre part, les mesures effectuées révèlent des grains légèrement plus fins à l'intérieur qu'en surface de la tôle.

Pour s'affranchir des hétérogénéités micro-structurales souvent observées dans l'épaisseur des tôles, les éprouvettes sont prélevées à demi-épaisseur suivant le sens du laminage.

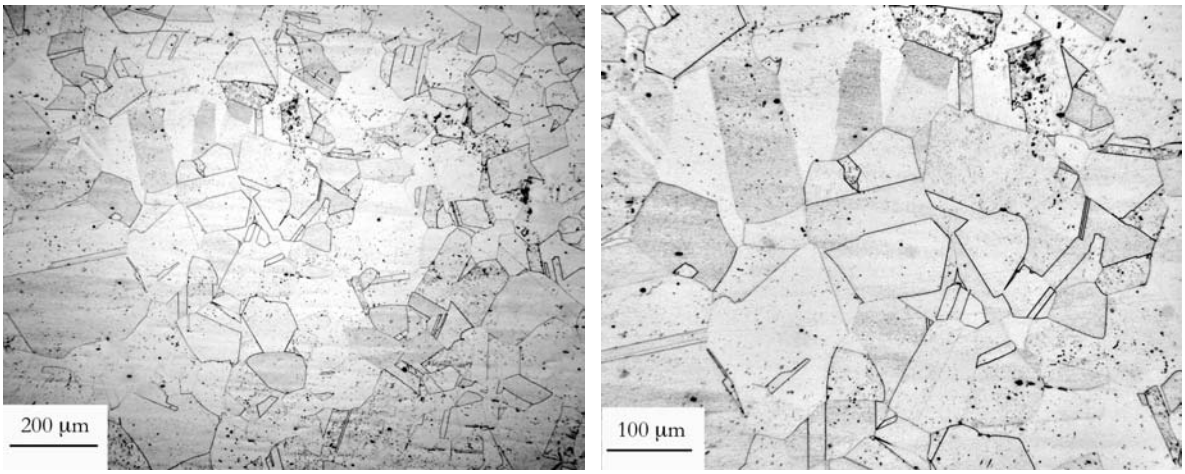


Figure I-1 : Coupes en sens transverse

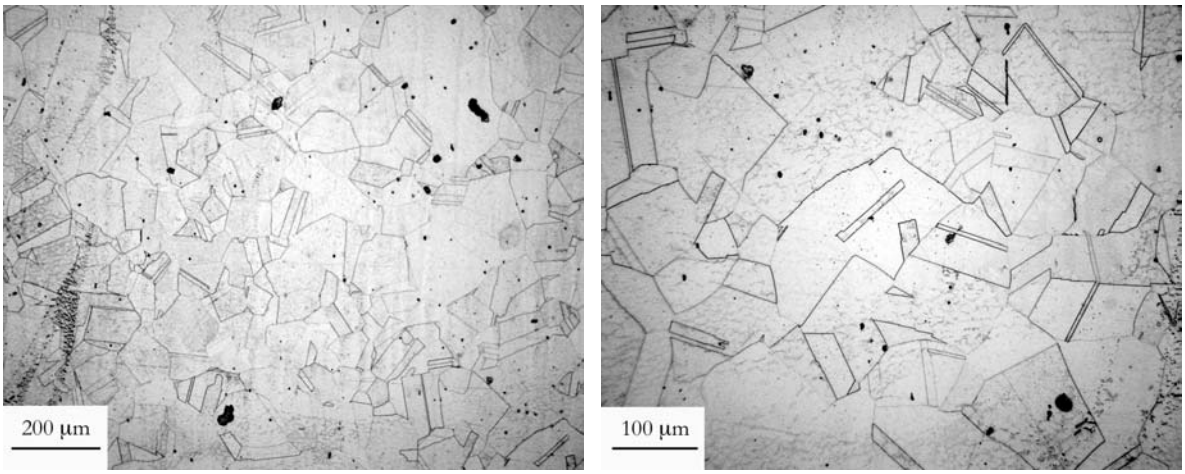


Figure I-2 : Coupes en sens longitudinal

I.4.2 Teneur en ferrite

La teneur en ferrite dépend fortement du rapport entre les teneurs en éléments alphagènes (Cr, Mo, Si, ...) et en éléments gammagènes (Ni, Mn, C, N, ...). En effet, chaque élément peut être affecté d'un coefficient qui représente son pouvoir alphagène ou gammagène de stabilisation de la ferrite ou de l'austénite. Les coefficients d'équivalence sont définis par rapport au chrome et au nickel auxquels est attribué arbitrairement le coefficient 1. La constitution des aciers inoxydables à température élevée peut être déterminée, en première approximation, à partir des sections isothermes du diagramme d'équilibre ternaire Fe-Cr-Ni en y portant le point représentatif des valeurs des équivalents (pourcentages massiques) en chrome et en nickel calculé, par exemple, à partir des formules suivantes (Lacombe et al. 1990) :

$$\text{Equivalent Ni} = \%\,\text{Ni} + \%\,\text{Co} + 0{,}5\,(\%\,\text{Mn}) + 30\,(\%\,\text{C}) + 0{,}3\,(\%\,\text{Cu}) + 25\,(\%\,\text{N}) \qquad \text{I-1}$$

$$\text{Equivalent Cr} = \%\,\text{Cr} + 2{,}0\,(\%\,\text{Si}) + 1{,}5\,(\%\,\text{Mo}) + 5{,}5\,(\%\,\text{Al}) + 1{,}75\,(\%\,\text{Nb}) + 1{,}5\,(\%\,\text{Ti}) + 0{,}75(\%\text{W}) \qquad \text{I-2}$$

La proportion réelle de ferrite présente dans un acier inoxydable austénitique dépend non seulement de la composition chimique globale, mais aussi des vitesses de solidification et de refroidissement à l'état solide, des traitements thermiques et mécano-thermiques.

Le département de recherche en matériaux à EDF utilise une méthode empirique pour évaluer la teneur en ferrite de l'acier, donnée par la formule suivante (Massoud et al. 1991) :

$$\delta(\%) = 21{,}8R^2 - 5{,}96R + 3{,}39 \qquad \text{I-3}$$

$$\text{Avec : } R = \frac{(Cr + Mo + 0{,}65Si - 17{,}6)}{(Ni + 20C + 8{,}3N + 0{,}08Mn - 5{,}18)} \qquad \text{I-4}$$

Les teneurs en ferrite évalué ainsi que les équivalents chrome et nickel des aciers sont reportés dans le Tableau I-3.

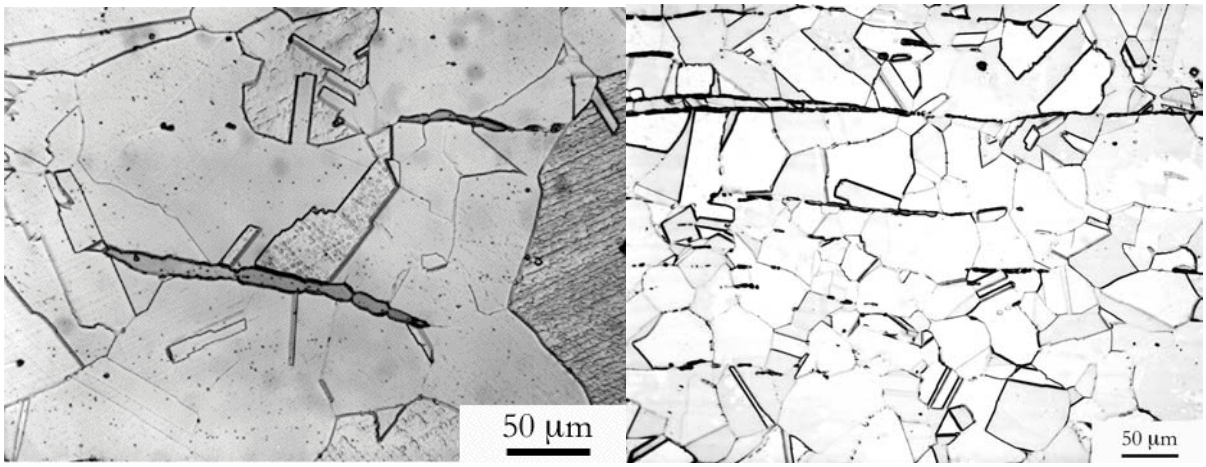
Tableau I-3 : Evaluation de la teneur en ferrite et des températures de transformation martensitique à partir de la composition chimique (Akamatsu 2000)

	R	δ (%)	Cr* (%)	Ni* (%)	Ms (°C)	M_{d30} (°C)
Tôle T218	0,11	3,0	18,41	13,48	-274	13
Coude RRA	0,25	3,3	19,00	13,03	-262	6
Bride BT	0,37	4,1	19,87	13,35	<-273	-7
Tôle T112	0,41	4,6	19,99	12,09	<-273	-3

Ni* = Cr + Si + Mo
Cr* = Ni + (C+N) + Mn

Les micrographies de la Figure I-3 montrent des plages de ferrite dans les tôles T112 et dans des échantillons prélevés dans la bride BT.

On remarque, d'après les calculs de l'équation (I-3), que les échantillons prélevés dans la bride et la tôle T112 contiennent plus de ferrite que la tôle T218. En effet sur les micrographies figures I-1 et I-2, aucune trace de ferrite n'a été trouvée.



(a) (b)

Figure I-3 : Micrographies (a) Bride BT (b) Tôle T112

En termes de teneur en ferrite, et en l'absence de micrographies obtenues sur composants du circuits RRA, on peut considérer que la tôle T218 reste représentative du matériau utilisé sur parc.

I.4.3 Transformation martensitique

Les aciers inoxydables austénitiques métastables peuvent subir une transformation martensitique soit par refroidissement à basse température soit par déformation plastique.

I.4.3.1 Transformation martensitique par refroidissement à basse température

Par refroidissement rapide depuis 1050-1100°C, la transformation de l'austénite (structure cubique à faces centrées) en martensite α' (structure cubique centrée) débute à partir de la température M_s. Les éléments en solutions solides dans l'austénite abaissent la température M_s. Plusieurs formules empiriques décrivent l'effet de la composition chimique (% masse) sur la température Ms, notamment l'équation I-5 (Eichelmann et al. 1953).

$$Ms\ (°C) = 1305 - 1665\ (\%\ C + \%N) - 33\ (\%\ Mn) - 28\ (\%Si) - 61\ (\%\ Ni) - 42\ (\%\ Cr) \qquad \text{I-5}$$

Les températures de transformation martensitique ainsi calculées sont reportées dans le Tableau I-3. Ces températures restent tout de même très inférieures aux températures de service des composants du circuit RRA.

I.4.3.2 Transformation martensitique par écrouissage

Sous l'effet d'une déformation, l'austénite peut se transformer en martensite α' au-dessus de la température Ms. La transformation martensitique est observée fréquemment au cours de la mise en oeuvre des aciers inoxydables : emboutissage, tréfilage, rectification ou polissage.

La quantité de martensite formée est fonction à la fois de la composition chimique de l'acier inoxydable austénitique, du mode, du taux et de la vitesse de déformation et naturellement de la température.

L'effet des éléments d'addition (pourcentages massiques) est mis en évidence par la formule (Angel T. 1954)

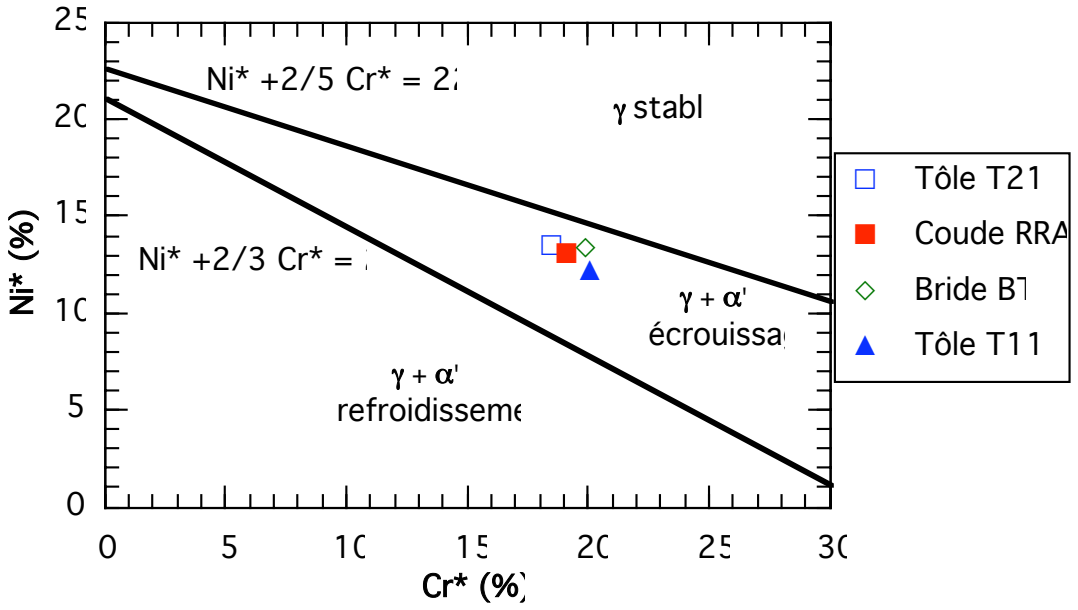
$$M_{d30}\ (°C) = 413 - 462\ (\%\ C + \%\ N) - 9{,}2\ (\%\ Si) - 8{,}1\ (\%\ Mn) - 13{,}7\ (\%\ Cr) - 20(\%Ni) - 18{,}5\ (\%\ Mo) \qquad \text{I-6}$$

où M_{d30} est la température à laquelle 50 % de martensite est formée sous l'effet d'une déformation vraie de 30 %. Les températures de transformation martensitique M_{d30} ainsi calculées sont reportées dans le Tableau I-3. En termes de transformation martensitique, la tôle T218 est effectivement représentative du coude RRA.

L'abaque de la Figure I-4 permet d'illustrer la stabilité des différents types d'aciers inoxydables à température ambiante en fonction des équivalents chrome et nickel (équations I-1 et I-2). On y distingue trois domaines :

- Ni* + 2/5 Cr* > 22,5 l'austénite est stable à température ambiante
- Ni* + 2/5 Cr* < 22,5 et Ni* + 2/3 Cr* > 21 : il y a transformation martensitique par écrouissage à la température ambiante.
- Ni* + 2/3 Cr* < 21 : la martensite α' se forme par refroidissement jusqu'à la température ambiante.

On remarque d'une part que tous les aciers étudiés sont sensibles à la transformation martensitique par écrouissage. D'autre part la tôle T218 est la plus représentative du matériau des composants en service des circuits RRA.



Ni* = Cr + Si + Mo
Cr* = Ni + (C+N) + Mn

Figure I-4 : Stabilité des aciers inoxydables austénitiques 304L à température ambiante (Akamatsu 2000)

I.5 CARACTERISTIQUES MECANIQUES DE TRACTION

Des essais de caractérisation en traction monotone ont été effectués aux températures : ambiante, 150°C et 300°C sur des éprouvettes cylindriques de diamètre 10 mm prélevées dans le sens longitudinal (L) et dans le sens transversal (T).

Les caractéristiques conventionnelles de traction sont reportées dans le Tableau I-4.

Tableau I-4 : Caractéristiques conventionnelles des différentes nuances d'acier 304L (Akamatsu 2000)

	Température	Sens	$R_{p\,0,2}$ (MPa)	R_m (MPa)	Allongement à la rupture A (%)	Module d'élasticité E (GPa)	Striction Z (%)
Tôle T218	Ambiante	L	220 220	555 560	68 66	196 188	78 77
		T	220 215	546 533	68 66	192 187	73 73
	150°C	L	159 164	423 440	53 52	182	77 80
		T	156 157	441 440	49 52	153 197	74 80
	300°C	L	138 139	401 404	48 48	168 190	70 74
		T	137 136	406 402	47 46	199 196	73 68
Bride BT	20°C 150°C 350°C		230/244 252/209 180/254	598/600 470/469 439/443	67/67 56/54 43/43	183/187 157/180 177/176	78/79 79/79 74/72
Tôle T112	20°C 360°C		247 157	582 449	60 40	205 180	- -

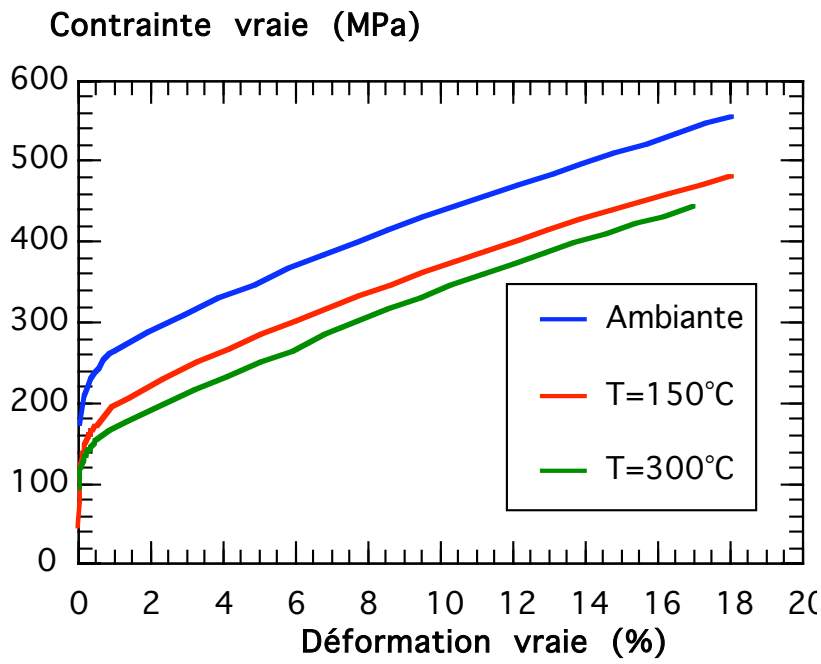


Figure I-5 : Courbes rationnelles de traction déterminées à température ambiante, 150°C et 300°C pour l'acier inoxydable 304L (**Tôle T218**)

D’une manière générale, on remarque que :

Il n’y a pas d’influence du sens de prélèvement sur les caractéristiques de traction de l’acier inoxydable 304L.

Les éprouvettes prélevées dans la bride BT possèdent une limite d’élasticité plus élevée que les éprouvettes prélevées dans la tôle T218.

La température joue un rôle sur le comportement sous sollicitations monotones de l’acier inoxydable austénitique 304L. En effet, la limite d’élasticité et la résistance à la traction diminuent lorsque la température augmente, comme le montrent les courbes de traction vraie représentées sur la Figure I-5.

I.6 EN RESUME

Dans ce chapitre, une étude métallurgique et mécanique du matériau d'étude est présentée. Cette étude nous a permis de conclure sur la représentativité de la tôle fournie par EDF, par rapport aux pièces du circuits RRA. L'étude sera menée essentiellement sur des éprouvettes prélevées dans la tôle T218. Une étude comparative sera faite entre les autres prélévements de l'acier inoxydable austénitique à savoir la tôle T112 et la bride BT.

II METHODES EXPERIMENTALES

Ce chapitre présente l'ensemble des techniques expérimentales utilisées au cours de cette étude. Nous détaillons en particulier les essais de fatigue isotherme, les essais de fatigue mécano-thermique, les essais de fissuration en plasticité généralisée, les essais de relaxation et les essais de fatigue thermique.

II MÉTHODES EXPÉRIMENTALES 20

II.1 ESSAIS DE FATIGUE ISOTHERME 21
II.1.1 Les éprouvettes de fatigue isotherme 23
II.1.2 Instrumentation de l'essai 23
II.2 ESSAIS DE FATIGUE MÉCANO-THERMIQUE 24
II.2.1 L'éprouvette de fatigue mécano-thermique 24
II.2.2 Description de l'essai de fatigue mécano-thermique 25
II.2.3 Forme du cycle mécano-thermique 26
II.3 ESSAIS DE FISSURATION EN PLASTICITÉ GÉNÉRALISÉE 30
II.3.1 Principe de l'essai 30
II.3.2 Instrumentation des éprouvettes 31
II.4 ÉCROUISSAGE CYCLIQUE 31
II.5 ESSAIS DE RELAXATION 33
II.5.1 Les éprouvettes de relaxation 33
II.5.2 Description de l'essai de relaxation 34
II.6 EN RÉSUMÉ 36

II.1 ESSAIS DE FATIGUE ISOTHERME

Les essais de fatigue isotherme permettent de déterminer l'endurance et le comportement cyclique d'un élément de volume soumis à une sollicitation cyclique mécanique à température constante. La température d'essai correspond souvent à des valeurs extrêmes du cycle thermique de la fatigue anisotherme. Taira (1973) introduit la notion de température équivalente. Il a remarqué que, dans certains cas, la durée de vie en fatigue thermique peut être égale à la durée de vie de fatigue isotherme à déformation imposée à une température intermédiaire du cycle de fatigue thermique.

Dans cette étude, les températures de 90 et 165°C (températures extrêmes du cycle thermique) ont été retenues afin de caractériser le comportement et l'endommagement du matériau. Les résultats sont comparés ensuite à ceux qui sont obtenus en fatigue mécano-thermique. Pendant ces essais, le pilotage et l'asservissement de la machine sont réalisés en boucle fermée via le générateur de signaux de la machine.

Dans ce qui suit nous définissons les principales grandeurs caractérisant la réponse mécanique d'un matériau soumis à un chargement cyclique. La Figure II-1 représente l'allure générale d'une boucle d'hystérésis stabilisée contrainte-déformation obtenue en fatigue oligocyclique isotherme. À partir de cette boucle, nous pouvons définir les grandeurs suivantes :

$$\Delta\varepsilon_{\mathrm{m}} = \Delta\varepsilon_{\mathrm{el}} + \Delta\varepsilon_{\mathrm{in}} = \frac{\Delta\sigma}{\mathrm{E}} + \Delta\varepsilon_{\mathrm{in}} \qquad \text{II-1}$$

Avec :

$\Delta\varepsilon_{\mathrm{m}}$: variation de déformation mécanique (ou totale dans le cas isotherme) imposée pendant l'essai,

$\Delta\varepsilon_{\mathrm{el}}$: variation de déformation élastique,

$\Delta\varepsilon_{\mathrm{in}}$: variation de déformation inélastique,

$\Delta\sigma$: variation de contrainte résultante,

E : module d'Young du matériau.

Pour prendre en compte des effets de viscosité du matériau, nous utilisons, lors du dépouillement de nos essais, la définition suivante de la déformation inélastique :

$$\Delta\varepsilon_{\mathrm{in}} = \max(\varepsilon_{\mathrm{mi}} - \frac{\sigma_i}{\mathrm{E}}) - \min(\varepsilon_{\mathrm{mi}} - \frac{\sigma_{\mathrm{i}}}{\mathrm{E}}) \qquad \text{II-2}$$

où ε_{mi} et σ_i sont les valeurs de la déformation mécanique et de la contrainte acquise à l'instant $t = t_i$ du cycle.

D'autre part, nous définissons l'amplitude de contrainte, $\frac{\Delta\sigma}{2}$, et la contrainte moyenne, $\overline{\sigma}$, de la manière suivante :

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2} \text{ et } \overline{\sigma} = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2} \qquad \text{II-3}$$

où σ_{max} représente la contrainte maximale du cycle et σ_{min} la contrainte minimale.

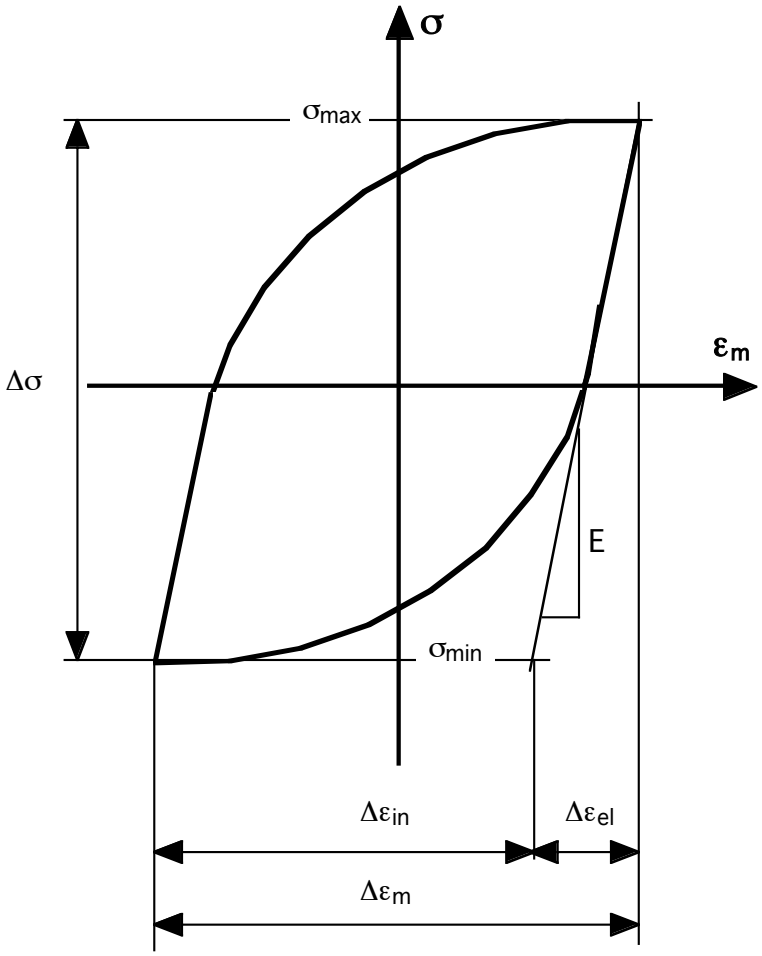


Figure II-1 : Allure générale d'une boucle contrainte – déformation en fatigue oligocyclique

II.1.1 Les éprouvettes de fatigue isotherme

Les essais de fatigue isotherme ont été conduits sur des éprouvettes cylindriques. La Figure II-2 donne la définition complète de la géométrie et des dimensions de ces éprouvettes.

Après usinage, la surface utile des éprouvettes est polie selon une procédure classique comprenant une finition à la pâte diamantée de granulométrie 3 µm.

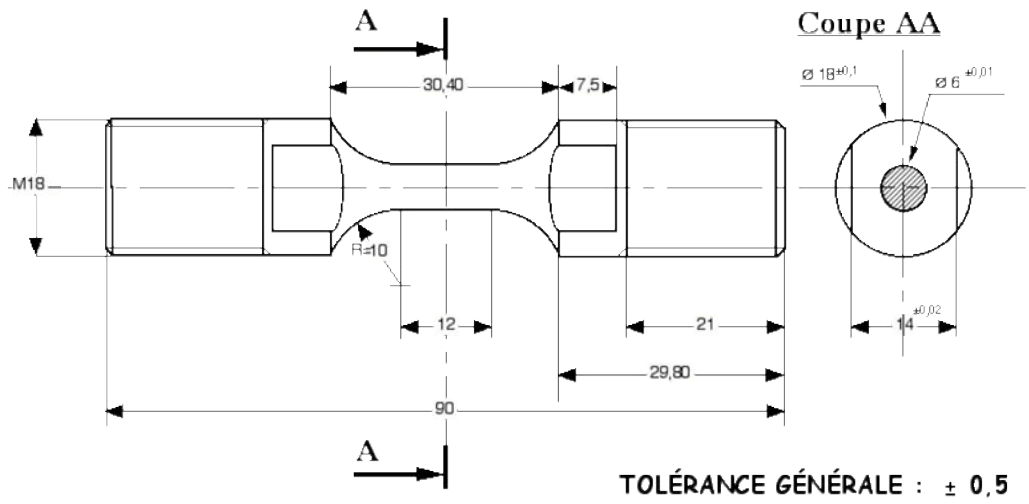


Figure II-2 : Schéma d'une éprouvette de fatigue isotherme

II.1.2 Instrumentation de l'essai

Les essais de fatigue isotherme sont réalisés soit sur une machine hydraulique soit sur une machine électromécanique. Les éprouvettes sont placées dans un four à images, à quatre lobes, d'une puissance maximale de 6 kW. Leur température est asservie à l'aide d'un thermocouple Chromel-Alumel ligaturé au centre de la zone utile.

Pour la mesure de la déformation, nous utilisons un extensomètre longitudinal qui a entièrement été développé au laboratoire et qui est présenté sur la Figure II-3. Le contact avec l'éprouvette est réalisé par l'intermédiaire de deux couteaux en alumine qui transmettent, via un système d'articulation, l'allongement de l'éprouvette à quatre jauges d'extensométrie. Connaissant le coefficient d'amplification du capteur, nous pouvons calculer la déformation pour une valeur donnée de la base de mesure qui est proche de 10 mm. La précision des mesures de déformation est de l'ordre de 0,01 %, ce qui correspond à un déplacement d'environ 1 µm. L'extensomètre est situé sur un support, lui-même fixé sur le four dans lequel est pratiquée une ouverture pour le passage des tiges d'alumine.

Pour détecter l'endommagement des éprouvettes, nous utilisons un suiveur électrique de fissures alimenté en courant continu. Nous mesurons ainsi continûment la différence de potentiel (ddp) entre deux points fixes de l'éprouvette. En effet, l'apparition de l'endommagement au sein du matériau se traduit par une variation de la résistance de l'éprouvette et donc par une variation de la ddp. Nous avons choisi d'arrêter les essais pour une variation de la ddp, $\Delta V/V_0$ de 0,125. Un tel critère correspond, dans notre cas, à la propagation d'une fissure de taille moyenne de 6 mm en surface. Nous appelons N_f le nombre de cycles écoulés pour l'obtention d'une telle fissure. N_{25} est le nombre de cycles correspondant à 25% de chute de charge par rapport au niveau enregistré à mi-durée de vie.

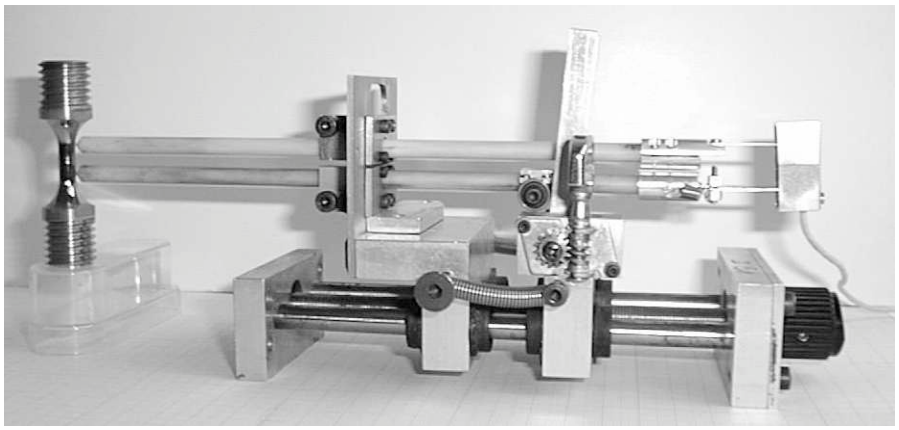


Figure II-3 : Image de l'extensomètre avec son système de fixation

II.2 ESSAIS DE FATIGUE MECANO-THERMIQUE

II.2.1 L'éprouvette de fatigue mécano-thermique

Des éprouvettes tubulaires de fatigue ont été usinées à partir de barreaux fournis par EDF, de diamètre 20 mm et de longueur 120 mm. Les barreaux ont été découpés dans une tôle d'épaisseur 30 mm suivant le sens du laminage, comme le montre la Figure II-4.

Lors du développement de l'essai de fatigue anisotherme au Centre des Matériaux, Malpertu (1987) a mis au point une géométrie d'éprouvette satisfaisant aux critères d'un élément de volume pour ce type d'essai. C'est-à-dire que dans la partie utile de l'éprouvette, les champs de contrainte, de déformation et de température sont uniformes. Ainsi il fut retenu pour ces essais une éprouvette tubulaire d'une épaisseur de 1 mm pour une longueur utile de 25 mm. Cette géométrie d'éprouvette conduit à de bons résultats, en termes de gradient de température, pour des variations de température comprise entre 600°C et 1100°C (cycle aéronautique), puisque les différences de températures entre la paroi interne et externe est au maximum de 5°C.

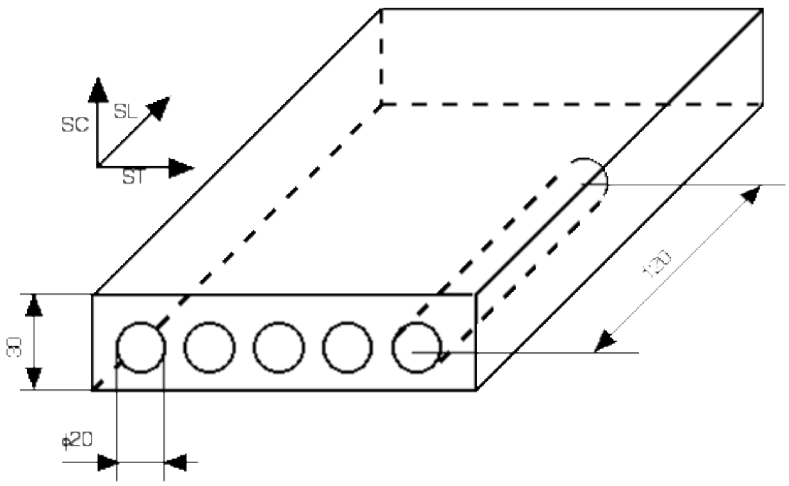


Figure II-4 : Schéma de prélèvement des barreaux dans la tôle

Dans le cas de notre étude, la plage de températures à explorer s'étend de 90 à 165°C et dans certains cas de 170 à 320°C (cycle CEA). La Figure II-6 donne la description complète de la géométrie des éprouvettes utilisées. Après usinage, leur surface utile extérieure est polie selon la même procédure que pour les éprouvettes cylindriques. L'alésage de ces éprouvettes est fini par rodage afin de lui conférer un état de surface équivalent à celui de la surface externe obtenu par polissage.

II.2.2 Description de l'essai de fatigue mécano-thermique

Les essais de fatigue mécano-thermique sont réalisés sur deux types de machines : une machine hydraulique et une machine électromécanique. Les deux machines ont une capacité en charge de ± 50 kN. L'asservissement de la machine est conduit en boucle fermée sur une consigne externe générée par un micro-ordinateur Macintosh II-ci tandis que le pilotage est réalisé en boucle ouverte. Le schéma de principe du dispositif expérimental est représenté sur la Figure II-5. Durant l'essai, le micro-ordinateur impose à l'éprouvette un cycle déformation mécanique-température. Pour cela, un programme génère simultanément deux cycles synchrones en température et en déformation mécanique et acquiert en temps réel l'effort mesuré par la cellule de charge, l'allongement total de l'éprouvette mesuré par l'extensomètre, la valeur de la différence de potentiel mesurée par le suiveur de fissures et la température mesurée par le thermocouple. Ce système de pilotage-acquisition permet, par sa modularité, une grande souplesse dans la réalisation d'essais en tout genre (Koster et al. 1994). Le montage anisotherme complet est représenté dans la Figure II-7.

En conditions anisothermes, la déformation totale est la somme de la déformation mécanique, ε_m, imposée par la machine, et de la déformation thermique, ε_{th}, résultante du cyclage thermique :

$$\varepsilon_t = \varepsilon_m + \varepsilon_{th} \qquad \text{II-4}$$

La déformation thermique ε_{th} est acquise pendant le cyclage thermique sous charge nulle puis soustraite à chaque pas du programme de pilotage à la déformation totale mesurée afin d'imposer la déformation mécanique souhaitée. Pour évaluer la déformation inélastique nous utilisons la même définition que précédemment (équation II-2), mais dans le cas de la fatigue mécano-thermique, le module de l'éprouvette varie avec la température ce qui donne :

$$\Delta\varepsilon_{in} = \max\left(\varepsilon_{mi} - \frac{\sigma_i}{E(T_i)}\right) - \min\left(\varepsilon_{mi} - \frac{\sigma_i}{E(T_i)}\right) \qquad \text{II-5}$$

où : ε_{mi}, σ_i et T_i sont respectivement les valeurs de la déformation mécanique, de la contrainte et de la température acquise à l'instant $t = t_i$ du cycle. Au début de chaque essai, le module d'Young est mesuré pour différentes températures, puis nous effectuons une régression polynomiale de degré 3 afin de calculer la valeur du module de Young à chaque température T_i acquise.

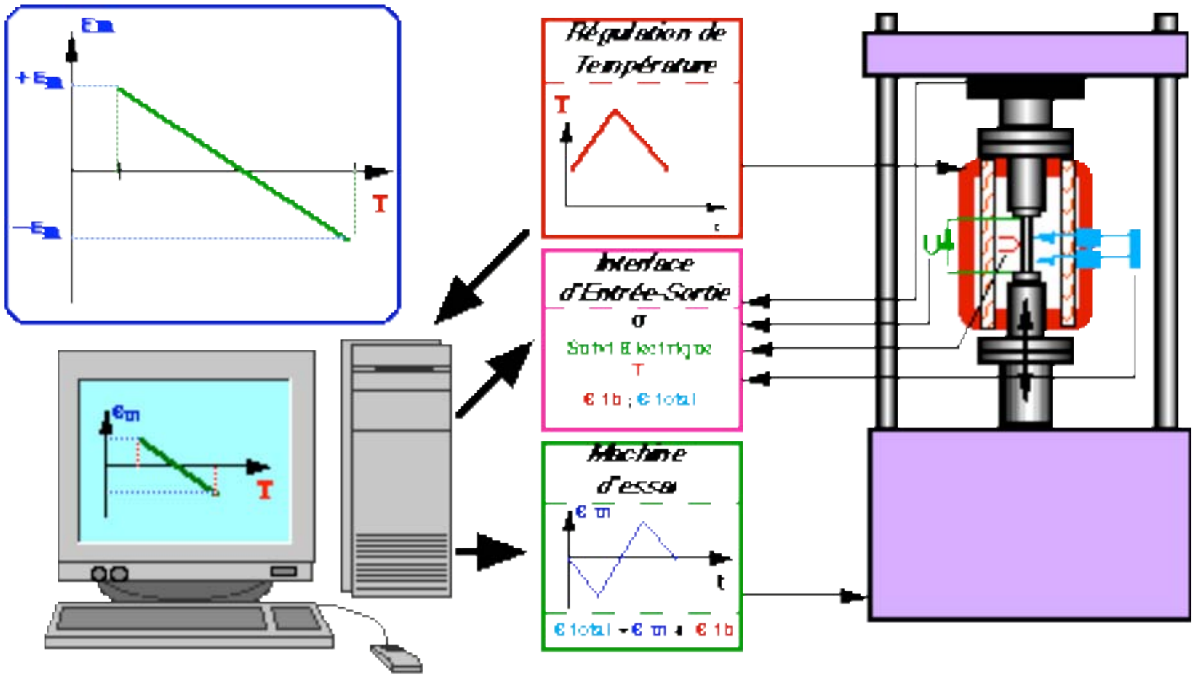


Figure II-5 : Schéma de principe de l'essai de fatigue mécano-thermique

II.2.3 Forme du cycle mécano-thermique

Dans le cadre de cette étude, nous avons testé le matériau sous sollicitations mécano-thermiques en utilisant un cycle standard de type hors phase (Figure II-8). Un

cycle En-Phase a également été testé pour caractériser l'influence de la forme du cycle du comportement et de l'endommagement du matériau (Figure II-9).

Le cycle CEA (Figure II-10) est un cycle issu de calculs réalisés dans le cadre de la thèse de Valérie Maillot (CEA Saclay) qui simule le chargement subi au cours d'un cycle de chauffage refroidissement sur structure lors d'un essai type SPLASH entre les températures extrêmes 170 et 320°C.

Pour les cycles hors-phase et en-phase, la température varie entre 90 et 165°C sous un rapport de déformation R_ε=-1. Tous les essais débutent par une phase de chauffage à partir d'une déformation mécanique nulle.

Afin de maintenir un champ de température uniforme dans tout le volume de la zone utile de l'éprouvette, la vitesse de chauffage et de refroidissement a été fixée à 5°C/s.

Des relevés de températures ont été obtenus **récemment** à partir d'un calcul thermo-hydraulique au niveau de la surface interne du coude en service. Le spectre de température est donné par la Figure II-11 pour une période de temps de 4 secondes. Le spectre relevé est caractérisé par des variations rapides de la température et une amplitude ΔT_{max}=56°C.

Un calcul mécanique (élastique) est réalisé par EDF à partir des champs de température dans la paroi. La Figure II-13 présente l'évolution de la déformation mécanique suivant les deux directions (longitudinale ε_{LL} et tangentielle ε_{ZZ}) (Figure II-12). Le calcul montre qu'il s'agit bien d'un cycle hors-phase ; la variation de la déformation mécanique reste tout de même très faible inférieur à 0,1% selon la direction longitudinale et 0,06% selon la direction tangentielle.

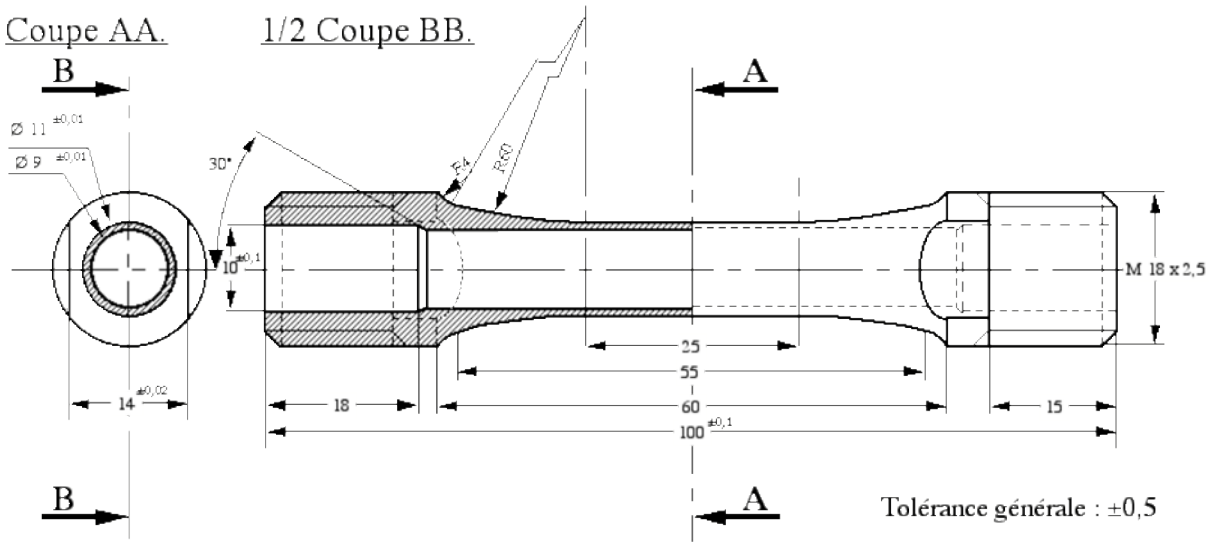


Figure II-6 : Schéma de l'éprouvette de fatigue mécano-thermique

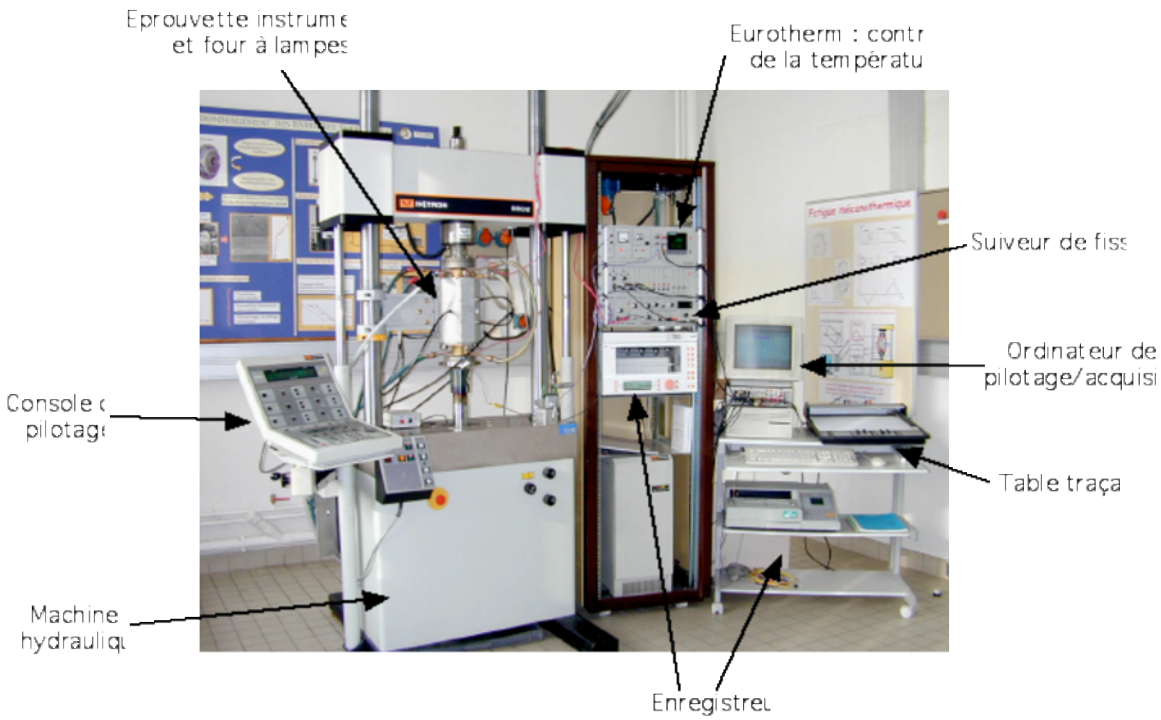


Figure II-7 : Photo du dispositif de fatigue mécano-thermique

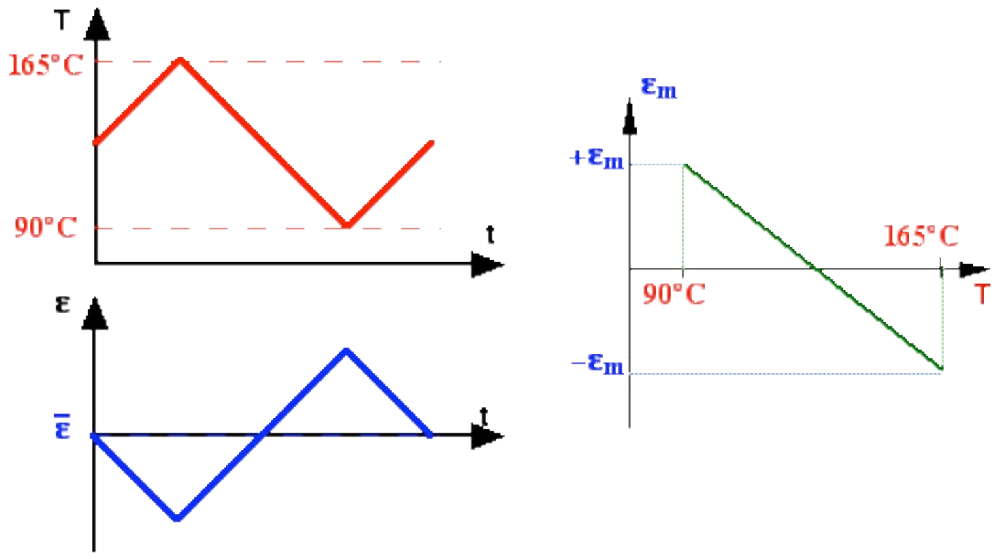


Figure II-8 : Cycle hors-phase en fatigue mécano-thermique

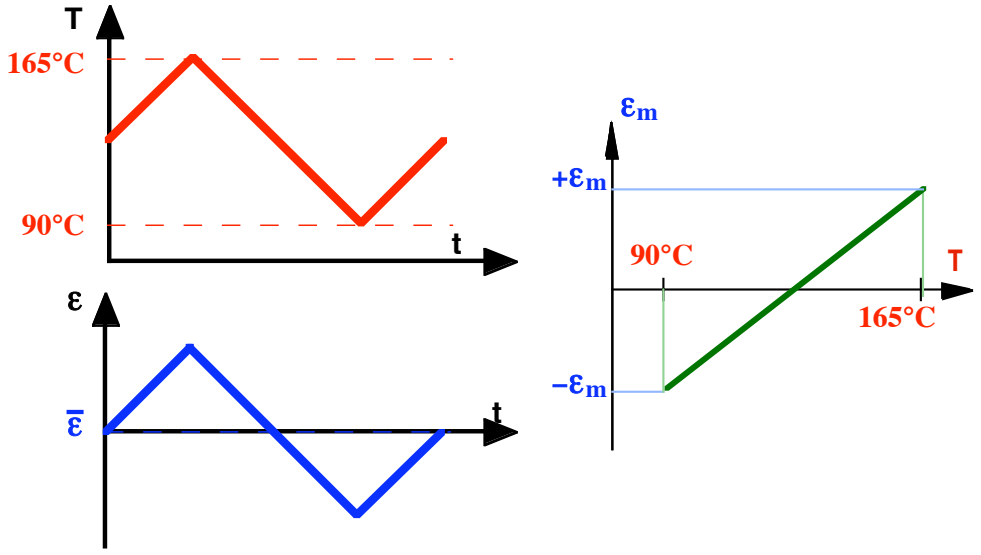


Figure II-9 : Cycle en-phase en fatigue mécano-thermique

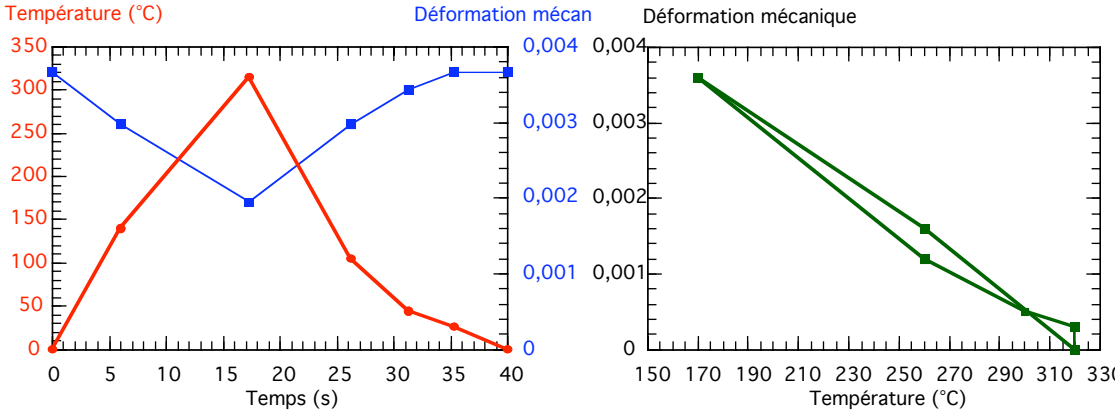


Figure II-10 : Cycle type CEA en fatigue mécano-thermique

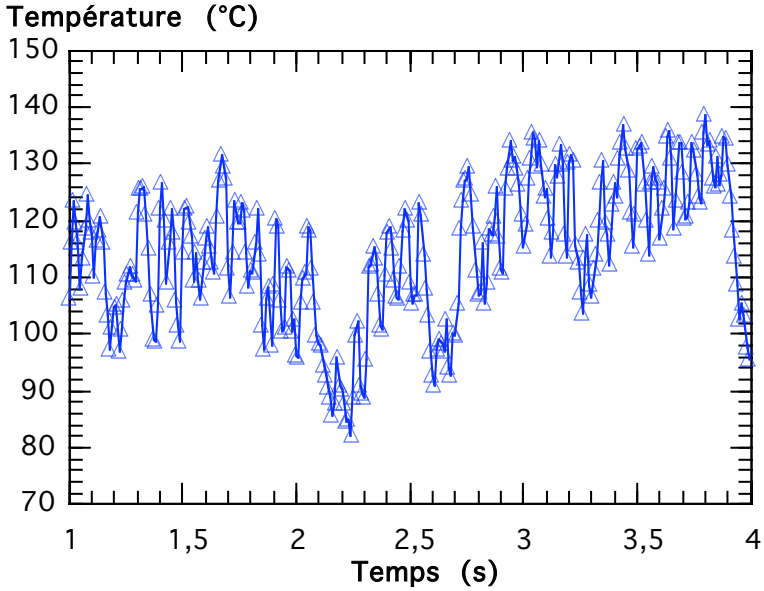


Figure II-11 : Variation de la température à la surface interne d'un coude en service [EDF]

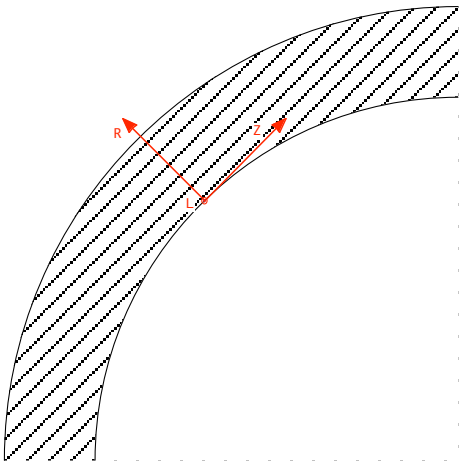


Figure II-12 : Définition du système d'axes dans un coude du système de refroidissement à l'arrêt (RRA)

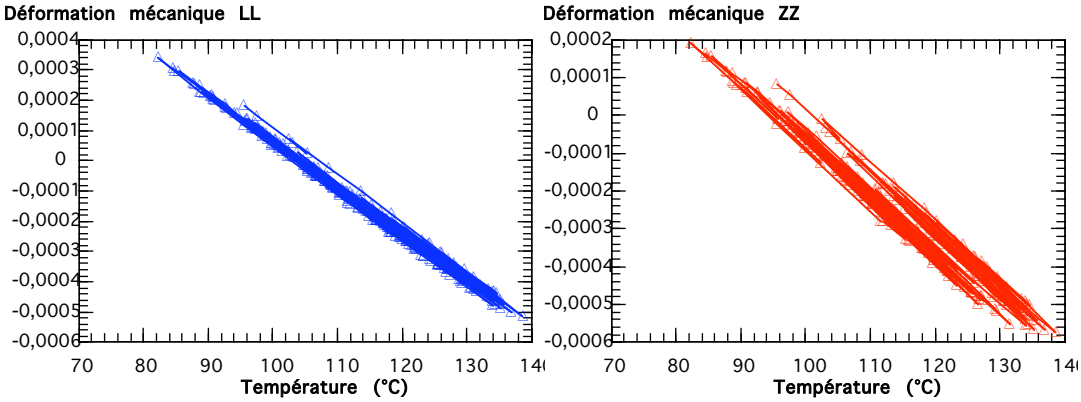


Figure II-13 : Variation des déformations mécaniques en surface interne du coude RRA en fonction de la température [EDF]

II.3 ESSAIS DE FISSURATION EN PLASTICITE GENERALISEE

II.3.1 Principe de l'essai

Le principe consiste à réaliser un essai de fatigue en contrôle de déformation mécanique sur éprouvette tubulaire comportant une entaille traversante (Figure II-14) usinée par électroérosion. Nous avons pris la précaution de monter le système d'extensomètrie à l'opposé de l'entaille (Figure II-15) afin de travailler en conditions de plasticité généralisée. Deux prises de potentiel, placées le plus près que possible de l'entaille, permettent de suivre l'évolution de la fissure au cours de l'essai. Nous arrêtons l'essai à contrainte et déformation nulles pour mesurer la taille de la fissure optiquement, ce qui nous permet de calibrer la courbe de fissuration. Les essais sont conduits jusqu'à la propagation d'une fissure de 1,5 à 2 mm de longueur totale.

Pour des raisons de simplicité, les premiers essais ont été menés à des fréquences assez faibles (0,05 Hz).

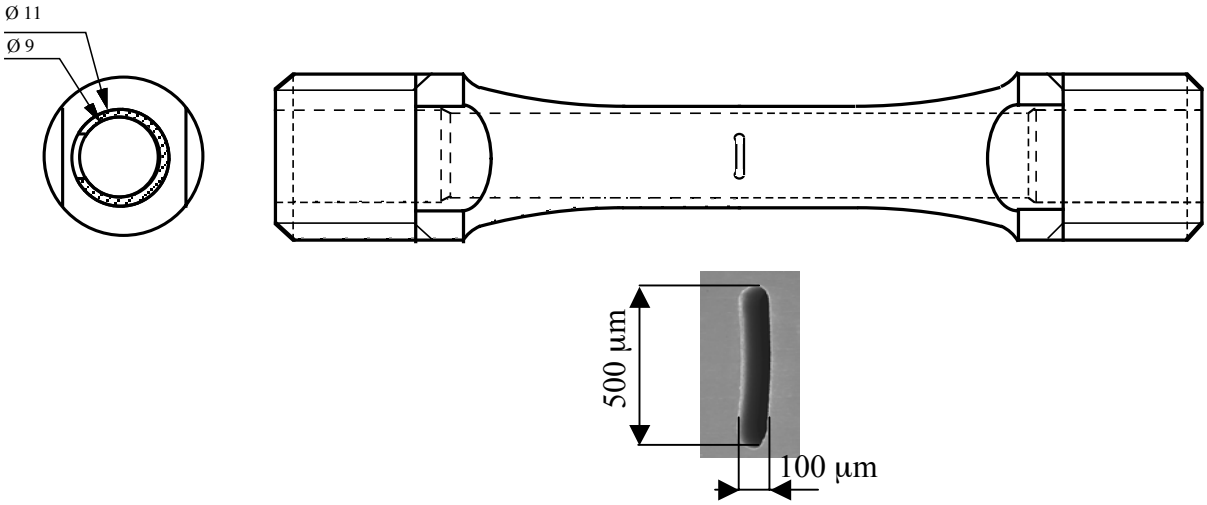


Figure II-14 : Géométrie et dimensions de l'entaille sur éprouvette tubulaire

II.3.2 Instrumentation des éprouvettes

Les éprouvettes sont systématiquement polies avant essai jusqu'à la pâte diamantée de 3 µm pour pouvoir suivre la propagation optique de la fissure. Le contrôle de la température est assuré par un thermocoaxe chromel-alumel de type K ligaturé sur le plan de fissuration. Les deux prises de potentiel sont deux fils de nickel de 0,3 mm de diamètre que l'on soude le plus près possible de l'entaille (Figure II-15).

II.4 ECROUISSAGE CYCLIQUE

Des essais d'écrouissage cyclique ont été réalisés sur des éprouvettes type élément de volume en fatigue isotherme (éprouvettes cylindriques) et en fatigue mécano-thermique (éprouvettes tubulaires) avec des paliers de déformation croissants. En conditions isothermes, deux fréquences ont été testées à savoir 0,033 Hz (fréquence utilisée dans les essais de fatigue mécano-thermique) et 1 Hz (fréquence des essais isothermes). Différents niveaux de déformation mécanique ont été testés par éprouvette suivant le schéma de la Figure II-16.

En fatigue mécano-thermique, une seule fréquence (0,033 Hz) a été testée pour différents niveaux de déformation mécanique par éprouvette. Deux cycles déformation mécanique – température ont été testés :

Un cycle hors-phase 90-165°C.

Un cycle en-phase 90 -165°C.

Le principe de l'essai est représenté par la Figure II-17.

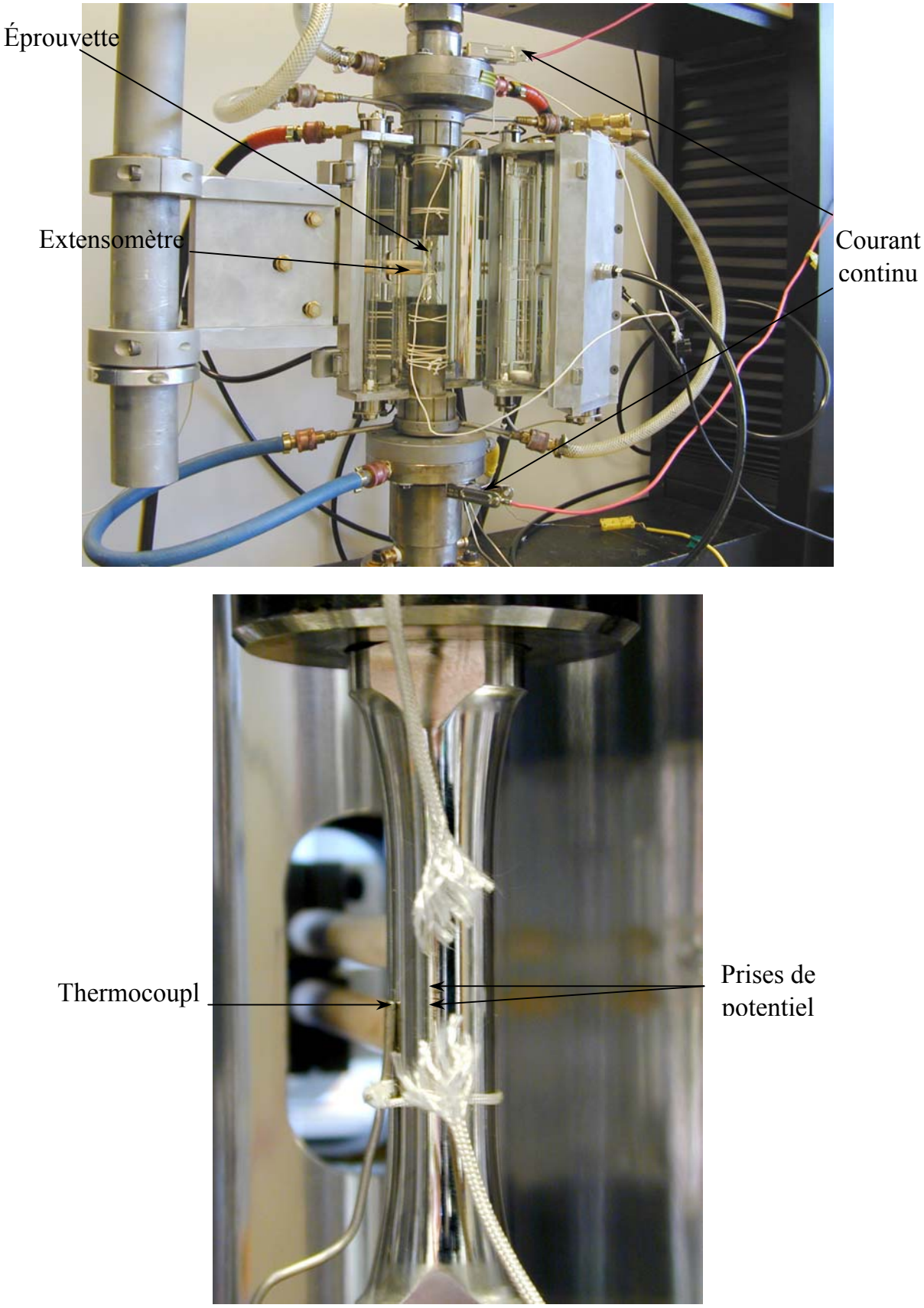


Figure II-15 : Dispositif de fissuration et configuration de montage de l'éprouvette

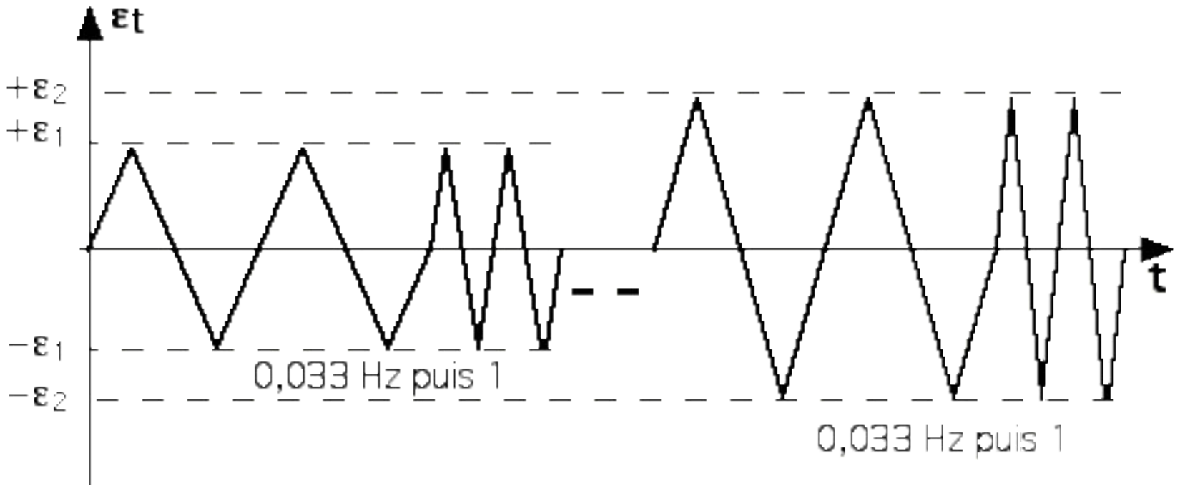
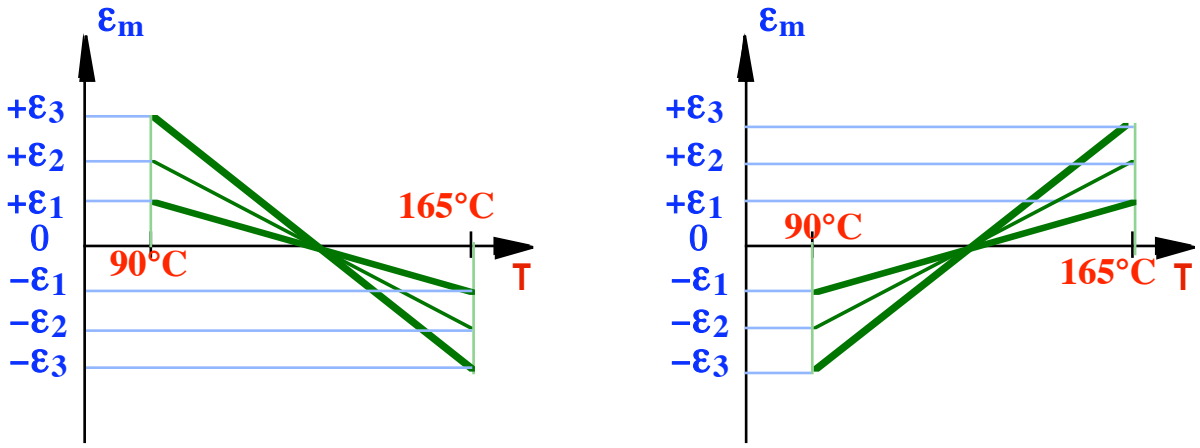


Figure II-16 : Principe de l'essai d'écrouissage cyclique isotherme



(a) (b)

Figure II-17 : Principe de l'essai d'écrouissage en fatigue mécano-thermique (a) cycle hors-phase (b) cycle en-phase

II.5 ESSAIS DE RELAXATION

II.5.1 Les éprouvettes de relaxation

Deux types d'éprouvettes ont été utilisées dans cette étude. L'éprouvette appelée R40-1 et représentée Figure II-18, possède une longueur utile entre collerettes de 30 mm et un diamètre au niveau de la zone utile de 5 mm. Pour des essais de relaxation sur matériau pré-écroui cycliquement, nous utilisons la géométrie R40-3 avec une élongation réduite pour éviter le flambage lors du pré-écrouissage cyclique. Ce qui nous donne une zone utile de 20 mm entre collerettes pour un diamètre de 5 mm en zone utile (Figure II-19).

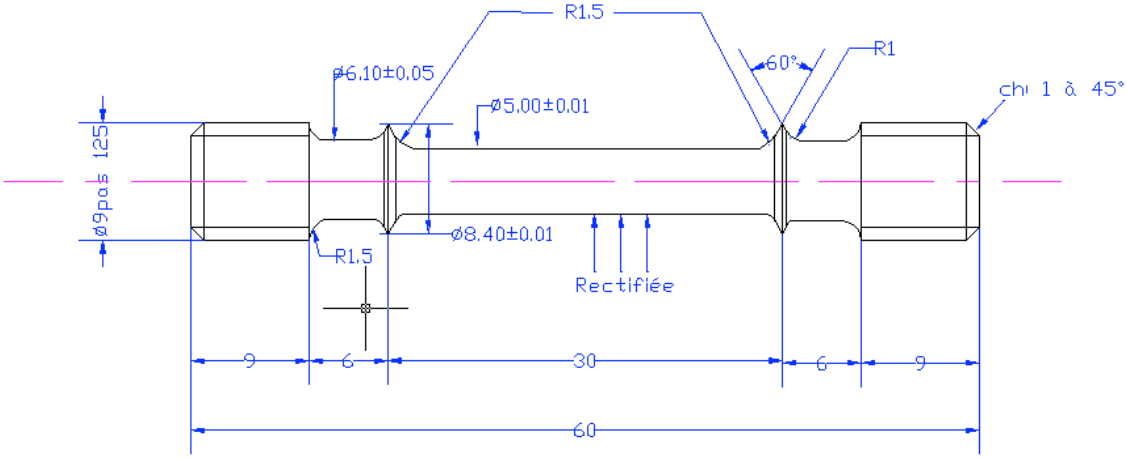


Figure II-18 : Schéma de l'éprouvette R40-1 de relaxation standard

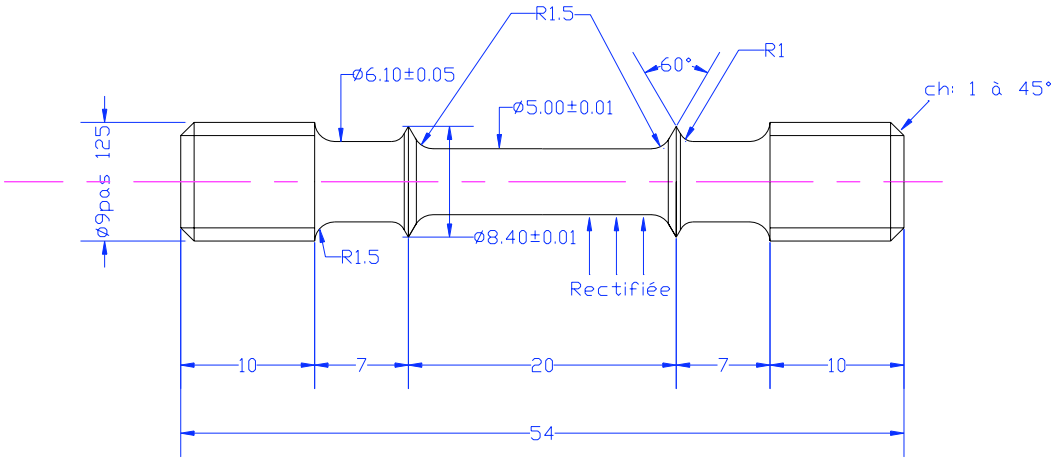


Figure II-19 : Schéma de l'éprouvette R40-3 de relaxation

II.5.2 Description de l'essai de relaxation

Les essais de relaxation ont été effectués sur une machine mise au point au Centre des Matériaux. On rappelle qu'un essai de relaxation isotherme consiste à suivre la décroissance de la contrainte macroscopique appliquée à une éprouvette qui a été soumise à une déformation totale initiale, maintenue constante pendant le reste de l'essai.

La machine utilisée de type ADAMEL-CDM, est présentée par son schéma synoptique Figure II-20. La mise en charge est effectuée à l'aide d'un moteur et d'un vérin et transmise à l'éprouvette par un câble d'acier fixé à l'extrémité du bras de levier de rapport 20.

La mesure de la contrainte appliquée sur l'éprouvette se fait par une cellule de charge de capacité 44 kN.

L'allongement est mesuré à l'aide d'un extensomètre (figure Annexe i) venant se fixer sur les collerettes de l'éprouvette. Le déplacement des tiges de l'extensomètre est enregistré par deux capteurs inductifs d'une course de 5 mm.

La machine est équipée d'un four à trois zones réglables indépendamment les unes des autre. La température est mesurée au moyen de deux thermocouples (chromel-alumel) fixés à chaque extrémité de la partie utile de l'éprouvette. Le gradient ainsi détecté est minimisé.

La machine est pilotée par un micro-ordinateur à l'aide du logiciel ATS qui permet également l'acquisition simultanée des données, à savoir l'effort résultant et la déformation mécanique appliquée. Un enregistrement sur papier est effectué en parallèle.

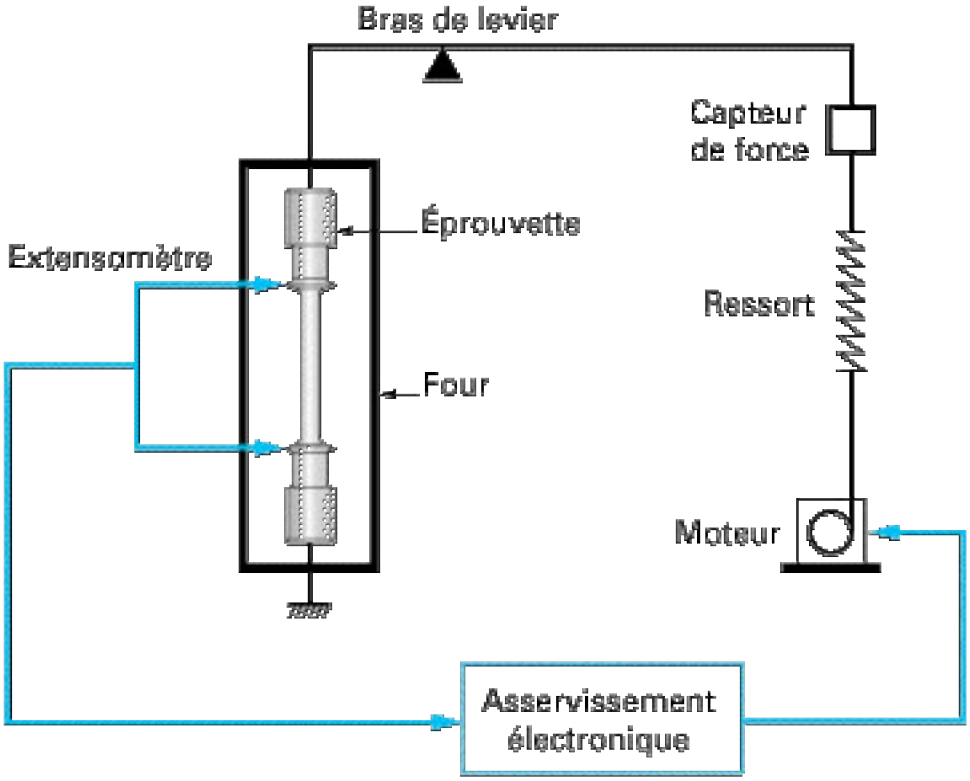


Figure II-20 : Machine à bras de levier avec boucle d'asservissement électronique permettant de contrôler la déformation pendant l'essai [Techniques de l'ingénieur]

II.6 EN RESUME

Les différentes techniques expérimentales utilisées dans le cadre de cette thèse ont été présentées.

Des essais de fatigue cyclique isotherme à différentes températures sont réalisés que ce soit sur des éprouvettes prélevées dans une Bride BT ou dans la tôle T218

Les essais de fatigue mécano-thermique sont réalisés dans la majorité des cas suivant un cycle hors-phase entre les températures 90 et 165°C. Un essai en-phase est réalisé dans la même gamme de température.

Les essais de fissuration en plasticité généralisée ont été présentés. Les essais ont été réalisés sur des éprouvettes tubulaires avec une entaille traversante usinée par électroérosion.

Les essais d'écrouissage cyclique permettront de mettre en évidence d'une part l'effet de la fréquence de sollicitations sur le comportement cyclique du matériau. D'autre part nous comparerons le comportement du matériau en fatigue isotherme et en fatigue mécano-thermique.

Les essais de relaxation nous permettront d'étudier en première partie le comportement viscoplastique du matériau dans la gamme de température étudiée. Une deuxième partie permettra de déterminer la stabilité de l'état écroui comparée à l'état vierge du matériau.

III COMPORTEMENT EN FATIGUE DE L'ACIER INOXYDABLE AUSTENITIQUE 304L

Ce chapitre traite le comportement et l'endommagement de l'acier inoxydable austénitique 304L sous sollicitations de fatigue isotherme et mécano-thermique.

III COMPORTEMENT EN FATIGUE DE L'ACIER INOXYDABLE AUSTÉNITIQUE 304L 37

III.1 COMPORTEMENT EN FATIGUE ISOTHERME DE L'ACIER INOXYDABLE AUSTÉNITIQUE 304L 38
III.1.1 Introduction 38
III.1.2 Rappels bibliographiques 38
III.1.3 Résultats expérimentaux 45
III.1.4 Durées de vie du 304L en fatigue isotherme 61
III.2 COMPORTEMENT EN FATIGUE MÉCANO-THERMIQUE DU 304L 69
III.2.1 Introduction 69
III.2.2 Rappels bibliographiques 69
III.2.3 Comportement de l'acier inoxydable austénitique 304L en fatigue mécano-thermique 72
III.2.4 Durée de vie du 304L en fatigue mécano-thermique 87
III.3 ENDOMMAGEMENT DE L'ACIER INOXYDABLE AUSTÉNITIQUE 304L 91
III.3.1 Fatigue isotherme 91
III.3.2 Endommagement en fatigue mécano-thermique 96
III.4 EN RÉSUMÉ 100

III.1 COMPORTEMENT EN FATIGUE ISOTHERME DE L'ACIER INOXYDABLE AUSTENITIQUE 304L

III.1.1 Introduction

Les essais de fatigue ont été réalisés pour caractériser le comportement et l'endommagement du matériau sous sollicitations mécaniques à différentes températures. On cherche à déterminer, d'une part, les relations de comportement en fonction de la température, et d'autre part, les durées de vie et l'endommagement du matériau.

Cette partie présente l'ensemble des résultats obtenus :

- en fatigue isotherme aux températures extrêmes du cycle thermique retenu à savoir 90 et 165°C ainsi qu'à 320°C.
- en écrouissage cyclique isotherme à 90 et 165°C.

III.1.2 Rappels bibliographiques

Plusieurs études se sont intéressées au comportement et à l'endommagement des aciers inoxydables austénitiques en fatigue durant ces 50 dernières années. Les auteurs ont plutôt concentré leurs travaux sur des intervalles de températures allant de l'ambiante jusqu'à 700°C.

Effet de la température

La température est l'un des paramètres les plus étudiés dans la littérature. Parmi ces études, on peut citer les travaux de Hayashi et al (1995) qui ont réalisé des essais de fatigue isotherme à l'ambiante et à 288°C sur le 304L. Ils ont montré qu'il n'existait pas d'effet de la température sur la durée de vie pour des niveaux de chargement compris entre 0,1 % et 0,23 %. Mendez (1999) quant à lui, a mis en évidence un effet de la température et de l'environnement sur la durée de vie d'un acier inoxydable austénitique 316L à 20 et 600°C.

Dans une étude plus systématique, Kanazawa et al (1988) ont tracé des cartes des mécanismes de fatigue oligocyclique à haute température. Ces cartes permettent de trouver le facteur principal qui gouverne la durée de vie en fatigue sous plusieurs conditions de température et vitesse de déformation, etc.

Amorçage

Dans un essai de fatigue, plusieurs auteurs insistent sur la distinction entre amorçage et propagation. Dans ce cadre, Maiya (1975) a mis en évidence une relation

type puissance entre le nombre de cycles à l'amorçage (N_0) et la durée de vie (N_f) dans un acier inoxydable austénitique 304 à 593°C Figure III-1. Pour les mêmes essais, Il a tracé l'évolution du nombre de cycles à l'amorçage avec la déformation plastique Figure III-2. On constate que pour des essais de fatigue oligocyclique à grande déformation plastique, la fissure se propage dès les premiers cycles alors que pour de faibles amplitudes de déformation plastique la durée de vie du matériau est comparable au nombre de cycles à l'amorçage. Hirano et al (1994) ont établi une relation du type $N_0 = 0{,}6.N_f$ (Figure III-1) entre le nombre de cycles à rupture en fatigue oligocyclique (N_f), et le nombre de cycles à l'amorçage (N_0). Cette relation a été établie à l'aide de mesures de longueur de fissure en surface pour différentes éprouvettes.

D'autres études ont cherché à relier le nombre de cycles à l'amorçage à des paramètres du matériau et du chargement appliqué. Dans ce cadre, Tanaka et Mura (1981) ont établi une expression du nombre de cycles à l'amorçage basé sur une analyse énergétique. Le temps d'amorçage d'une fissure d'une taille du grain est le temps au bout duquel l'énergie emmagasinée de l'accumulation des dislocations atteint une valeur critique. Cette valeur critique correspond à l'énergie nécessaire à la création de deux surfaces, $2\omega_s$. N_0 s'écrit alors sous la forme :

$$N_0 = \frac{2\,\mathrm{b}\,\omega_s\,a^3}{A}(\Delta\gamma)^{-2}$$

Avec :

$$A = \frac{G\,\mathrm{b}}{2\,\pi\,(1-\nu)}$$

b : vecteur de Burgers

2a : taille du grain

G : module de cisaillement

ω_S. : énergie de création de surface

$\Delta\gamma$: déformation plastique

Harvey et al (1994) ont établi un modèle d'amorçage basé sur une analyse de fissuration. En effet pour une déformation plastique donnée, ils considèrent qu'une fraction, f, des dislocations créées durant un cycle peut émerger à la surface libre. Ce qui se traduit par :

$$f\,\Delta\varepsilon_{\mathrm{p}} = \frac{\delta_s}{h_s} \qquad \text{(Figure III-3)}$$

Pour N cycles :

$$N f \Delta\varepsilon_{\mathrm{p}} = \frac{\delta_s^{cum}}{h_s} \qquad \text{(Figure III-3)}$$

Dans leur formulation, les auteurs considèrent que l'ouverture de la fissure contrôle l'amorçage et que le déplacement dû au mode II est égale à l'ouverture en mode I :

$$\delta_{II} = \delta_I = \frac{\Delta K_{seuil}^2}{4\ \sigma_{\mathrm{ys}}\ \mathrm{E}}$$

L'amorçage correspond ainsi au moment où $\delta_s^{cum(0)} = \delta_{II}^{seuil}$
Ce qui donne :

$$N_0 = \frac{\Delta K_{seuil}^2}{4\ \sigma_{\mathrm{ys}}\ \mathrm{E}\ \mathrm{f}\ \Delta\varepsilon_{\mathrm{p}}\ \mathrm{h_s}}$$

Ils ont mis en évidence une expression de la fraction f dépendant de la taille du grain d, et de la taille de l'éprouvette D :

$$f = \alpha \ln\left[\beta + \left(\frac{d}{D}\right)^n\right]$$

α, β et n sont des coefficients ajustables fonction du matériau.

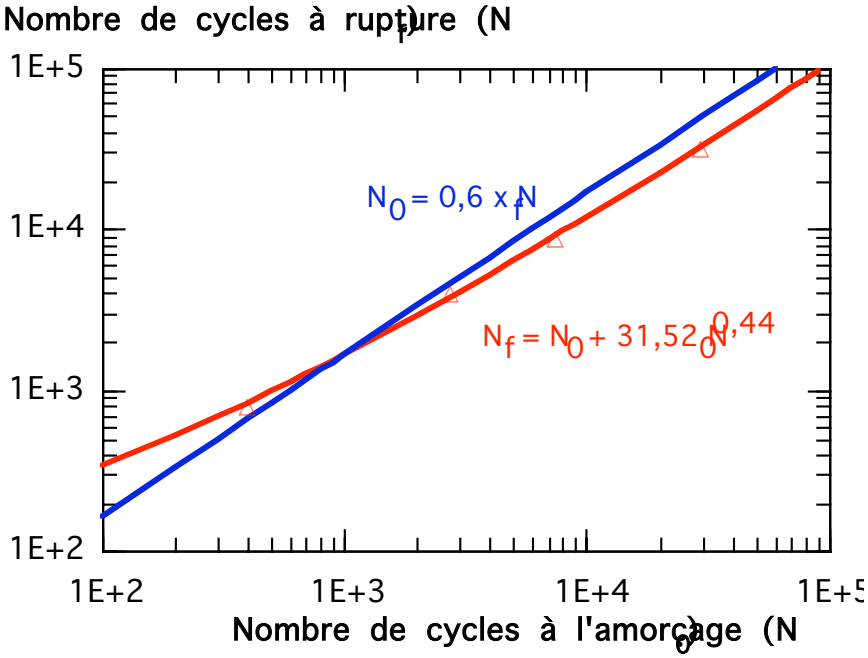


Figure III-1 : Relation entre la durée de vie et l'amorçage de fissure dans une éprouvette lisse en acier inoxydable à 593°C

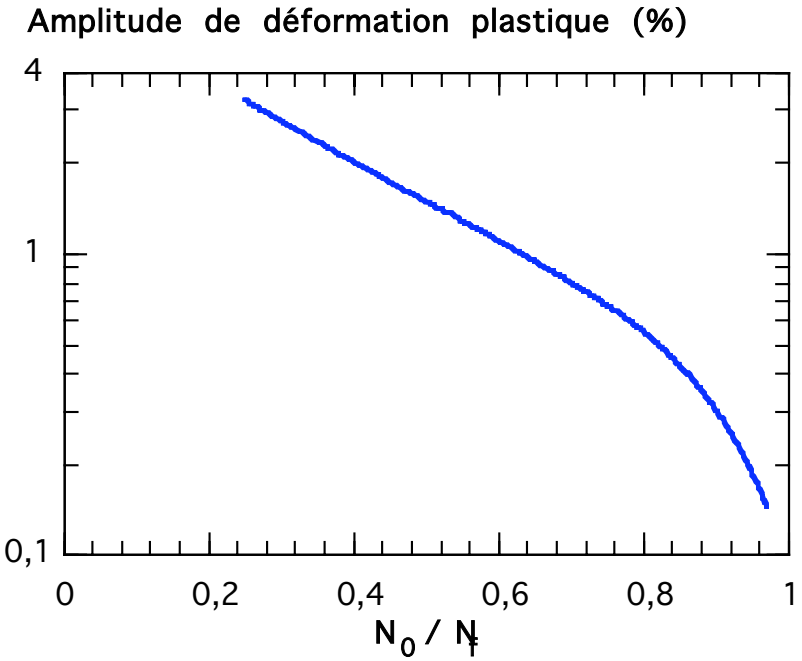


Figure III-2 : Effet de l'amplitude de déformation plastique sur la fraction de durée de vie à l'amorçage

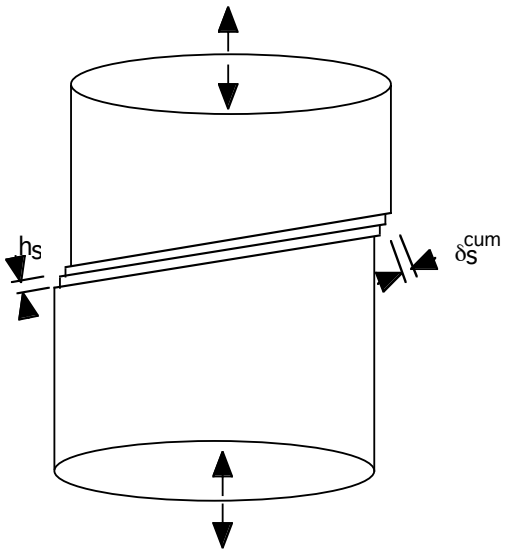


Figure III-3 : Schématisation de l'évolution de la topographie de la surface avec hs, espacement entre bandes de glissement ; δ_s^{cum}, déplacement cumulé pendant N cycles

Effet de la taille de grain sur la durée de vie de l'acier inoxydable austénitique

Maiya et al (1977) ont étudié un acier inoxydable austénitique 304 en fatigue isotherme à 593°C ayant subi trois traitements thermiques. Ces traitements permettent d'avoir une différence de tailles de grains. Ils ont montré que la différence de microstructure n'influence pas le comportement cyclique du matériau. Pour des essais avec temps de maintien, le comportement ne change pas d'une microstructure à une autre. La durée de vie, quant à elle, augmente quand la taille de grain diminue pour des faibles amplitudes de déformation plastique. Stolarz et al (2001) ont montré le même effet sur un acier inoxydable métastable à la température ambiante.

Effet de la ferrite sur l'endommagement des aciers inoxydables austénitiques

Yoshihisa et al (2000) ont constaté sur des essais de fatigue réalisés dans les joints soudés, que la ferrite contenue dans le métal d'apport (acier 316) se transformait complètement en phase σ en fatigue isotherme à 700°C.

Hong et al (2002) ont travaillé sur l'acier 304 sous sollicitations cycliques. Pour ce type d'acier contenant un faible pourcentage de ferrite (supérieur à 10%), les mécanismes d'amorçage et de propagation sont dépendants de la direction des îlots de ferrite par rapport à la direction de chargement. La durée de vie chute dans le cas où les îlots de ferrite sont perpendiculaires à la direction de chargement. Sous fatigue-fluage, l'interface δ/γ constitue un site préférentiel de cavitation ce qui conduit à l'accélération du phénomène au niveau des joints de grain et à la réduction de la durée de vie.

Byung et al (2000) ont mis en évidence l'effet de la présence de ferrite δ dans l'acier inoxydable austénitique sur l'amorçage des fissures en surface. Ils ont montré que la durée de vie du 304L dépend de l'orientation de la ferrite δ par rapport à l'axe de sollicitation. En effet, l'interface matrice-ferrite joue le rôle de sites d'amorçage de micro-fissures en surface. Une orientation perpendiculaire à l'axe de chargement accélère la concentration de contraintes à l'interface matrice-ferrite ce qui conduit à des incompatibilités de déformation et par conséquent à de l'amorçage par fatigue. Cet effet a été remarqué aussi sur les aciers inoxydables austéno-ferritiques dans le cadre des travaux de Mateo et al (2001). Les auteurs ont mis en évidence l'effet du mode d'élaboration (tôle, barreaux) sur la durée de vie à la température ambiante.

Transformation martensitique en fatigue

Dans certains aciers austénitiques métastables, l'austénite γ peut se transformer par déformation plastique en martensite α'. Pat et al (1970) ont montré que la transformation suit l'ordre $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$, L'apparition de la martensite α' est observée principalement à l'intersection de deux bandes ε ou une bande ε avec un joint de grain.

Ce type de transformation affecte dans certains cas aussi bien la réponse cyclique du matériau que sa durée de vie en fatigue. D'après Krupp et al (2001), le comportement de transformation martensitique est facilement modifié par la variation de la composition chimique. Ils ont ainsi constaté que la quantité de martensite formée augmente quand la teneur en carbone diminue dans le matériau.

Lecroisey et Pineau (1972) ont montré que les propriétés mécaniques en traction de l'acier inoxydable métastable sont sensibles à la température et à la composition. Des observations microscopiques ont révélé que la morphologie et la structure de la martensite formée par déformation plastique diffèrent complètement de la martensite obtenue par transformation spontanée.

Amazallag et al. (1976) ont constaté, dans le cas d'une nuance métastable de l'acier inoxydable austénitique à l'ambiante, une augmentation de l'écrouissage cyclique au-delà d'une amplitude de déformation plastique voisine de $\Delta\varepsilon_p/2 = 0{,}9\%$. Cette augmentation a été attribuée à l'apparition de deux phases martensitiques ε et α' qui augmentent avec le taux de déformation. Ils ont montré que les teneurs relativement faibles en martensite α' transformée (< 15%) ne conduisent pas à une altération sensible de la résistance à la fatigue oligocyclique par rapport aux nuances stables.

La transformation martensitique affecte aussi bien l'amorçage et la propagation des fissures. Dans ce cadre, Baffie et al (2000) ont trouvé que dans les aciers inoxydables métastables, les fissures s'amorcent généralement dans la région transformée et se propagent exclusivement dans la martensite. Ils ont montré que la diminution de la taille de grain a un effet plus bénéfique sur la durée de vie pour les aciers métastables que pour les aciers stables. Ils ont attribué cet effet à l'influence des

joints de grains qui dévient le trajet de transformation en pointe de fissure et retardent la propagation de la fissure, et à la consommation élevée d'énergie de transformation dans le matériau à petit grains.

Bassler et Eifler (1999) ont montré que dans le 304L l'initiation de la transformation martensitique commence à partir d'une certaine valeur de déformation plastique cumulée.

Baudry et Pineau (1977) ont montré qu'à température ambiante et à 50°C, la transformation martensitique α' se traduit par un durcissement cyclique du matériau et une diminution de la résistance à la fatigue pour des amplitudes de déformations totales supérieures à 1%. Ils ont montré aussi que l'amorçage et la propagation des fissures de fatigue sont accélérés par la transformation $\gamma \rightarrow \alpha'$ induite par déformation.

En termes de propagation Mei et al (1990) ont mis en évidence une diminution de la vitesse de fissuration dans un acier inoxydable métastable due à la formation de martensite en pointe de fissure.

Modèles d'endommagement en fatigue

Afin de corréler ces différents paramètres et d'estimer la durée de vie du matériau sous sollicitations cycliques, plusieurs modèles ont été proposés. Parmi ceux-ci, Maiya (1975) a proposé un modèle d'endommagement mettant en évidence l'importance de la vitesse de déformation plastique dans le processus d'accumulation de dommage. Plumtree et al (1977), ont proposé un modèle d'accumulation du dommage en fatigue fluage à haute température (470-760°C). Leur modèle permet de prévoir le degré d'interaction entre les mécanismes de fluage et de fatigue cyclique présents dans le 304.

Jun Oh et al (2000) ont montré, suite à des essais de fatigue avec et sans temps de maintien entre 550 et 600°C, que le dommage par cavitation était inexistant dans les essais avec temps de maintien. Pourtant une chute de la durée de vie du matériau a été observée en fatigue fluage. Ils ont alors proposé un modèle de prédiction de cette chute de durée de vie en incorporant l'effet de la relaxation des contraintes au cours du temps de maintien. La relaxation est supposée contribuer à la propagation de fissures. Le modèle proposé comportait ainsi une contribution de dommage par fluage et par fatigue.

Zouani et al (1999) ont proposé un paramètre énergétique en déformation pour caractériser la durée de l'acier inoxydable austénitique 304 testé sous sollicitations multi-axiales. Leur modèle se distinguait par sa prise en compte de l'effet de la déformation ou contrainte moyenne quel que soit l'état de bi-axialité. Ils ont montré qu'à 427°C et suivant différents taux de bi-axialité que :

- Les micro-fissures s'amorcent dans une direction perpendiculaire à la déformation normale.

- La fissure principale se propage dans la direction circonférencielle suivant le mode I

Zhixue (2001) a établi une relation entre la longueur de la fissure en surface et la durée de vie d'un acier à teneur moyenne en carbone. Les essais ont été réalisés à la température ambiante et à la fréquence de 33 Hz en contrôle de charge. Il a proposé la surface totale des fissures comme paramètre de détection de dommage. Un tel paramètre peut être utilisé pour décrire la loi de dommage en fatigue de ce type d'acier.

III.1.3 Résultats expérimentaux

Plusieurs essais ont été réalisés à des amplitudes de déformation différentes. Le Tableau III-1 résume l'ensemble des essais réalisés sur les éprouvettes prélevées dans une bride BT et sur les éprouvettes prélevées dans la tôle T218 (tôle de l'étude).

Tableau III-1 : Récapitulatif des caractéristiques de chacun des essais de fatigue réalisés

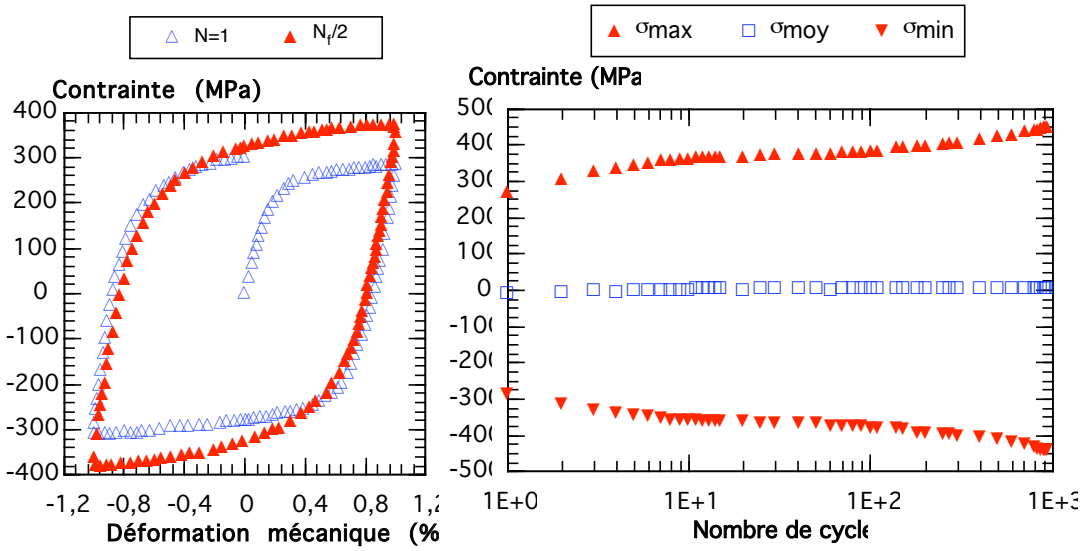
Réf éprouvette	Prélèvement	Fréquence (Hz)	Température (°C)	Déformation mécanique (%)	N_f (cycles)
B2T11	Bride BT	1	90	±0,3	32490
B2T12				±0,45	12975
B2T4			165	±0,3	24940
B2T8				±0,3	27177
B2T9				±0,6	3117
XBEL5	T218	0,1	25	±1	914
XBEL29	T218	1	90	±0,12	3260000*
XBEL30				±0,13	2400000*
XBAL24				±0,14	474619
XBAL23				±0,17	133814
XBAL20				±0,2	118890
XBEL24				±0,25	88560
XBAL19	T218	1	165	±0,1	1049002*
XBEL25				±0,12	457668

XBEL28				±0,14	234271
XBAL22				±0,18	82615
XBAL18				±0,2	78784
XBAL17				±0,28	50600
XBAL16				±0,3	20160
XBEL3				±165 MPa	163746
XBAL25	T218	1	320	±0,2	37819

* Essai arrêté avant propagation de fissure

III.1.3.1 Essais de fatigue isotherme à la température ambiante

Un essai de fatigue isotherme a été réalisé à température ambiante dans les conditions de fonctionnement mentionnées dans le Tableau III-1 (éprouvette XBEL5). L'essai a été mené jusqu'à propagation dans la zone utile d'une fissure macroscopique. La réponse cyclique et la boucle contrainte-déformation sont représentées Figure III-4.



(a) (b)

Figure III-4 : Essai de fatigue isotherme à l'ambiante, $\varepsilon_m = \pm 1$ %, f = 0,1 Hz (a) Boucles contrainte-déformation du premier cycle et à mi-durée de vie (b) Évolution de la contrainte minimale et maximale en fonction du nombre de cycles

La réponse cyclique du matériau à la température ambiante est caractérisée par un durcissement initial au cours des dix premiers cycles, suivi d'une légère stabilisation de la contrainte. Un troisième stade apparaît ensuite, caractérisé par une nouvelle augmentation de la contrainte. Il est à noter qu'on a détecté dans ce cas la présence de la martensite de déformation α' ayant un caractère ferro-magnétique décelé à l'aide

d'un aimant. Pour des déformations élevées (ε ≥ 1%), le changement de pente peut provenir de la transformation martensitique (Amzallag C. et al 1978).

Gerland et Violan (1986) ont attribué ce type de comportement dans leur cas d'étude à une évolution microstructurale de l'acier inoxydable austénitique 316L. Le durcissement secondaire apparaît selon eux à la suite d'un arrangement particulier des dislocations dans le matériau à 600°C sous forme de cellules. D'autres auteurs comme Bassler et Eifler (1999) relient le durcissement secondaire à une transformation martensitique de l'austénite dans un acier inoxydable métastable X6CrNiTi1810. Ils précisent bien que ce type de transformation n'a lieu qu'au delà d'une certaine déformation plastique accumulée. Doquet et Taheri (1999) ont constaté le même comportement sur le 304L testé à l'ambiante.

Le durcissement secondaire est accompagné dans notre cas de figure d'une diminution de la déformation plastique et donc d'un rétrécissement des boucles contrainte-déformation mécanique.

III.1.3.2 Essais de fatigue isotherme à 90°C

La Figure III-5 présente l'évolution de la contrainte minimale et maximale en fonction du nombre de cycles pour quatre amplitudes de déformation mécanique. Les essais ont été réalisés à la température minimale du cycle thermique T = 90°C et à la fréquence de 1 Hz.

Le comportement est caractérisé par un durcissement initial au cours des dix premiers cycles, suivi d'un adoucissement cyclique du matériau.

Il est à noter aussi qu'on n'assiste pas à une réelle stabilisation de la contrainte au cours de l'essai. Une chute de l'amplitude de contrainte est observée à la fin de l'essai sur la majorité des essais comme le montre la Figure III-5, caractéristique de l'amorçage et la propagation d'une ou plusieurs fissures macroscopiques.

La Figure III-6-a représente les boucles contrainte-déformation relevées à mi-durée de vie pour trois amplitudes de déformation. Les boucles sont caractérisées par une hystérésis assez marquée même pour de faibles amplitudes de déformation mécanique. La Figure III-6-b représente l'évolution de la contrainte sur un cycle de chargement en fonction de la déformation inélastique calculée suivant la formule (III-1)

$$\varepsilon_{\text{in}} = \varepsilon_m - \frac{\sigma}{\text{E}} \qquad \text{III-1}$$

On remarque d'une part que la déformation inélastique diminue quand l'amplitude de déformation mécanique diminue, et d'autre part qu'à cette température, le matériau possède un comportement inélastique au déchargement qui se manifeste avant le changement de signe de la contrainte macroscopique.

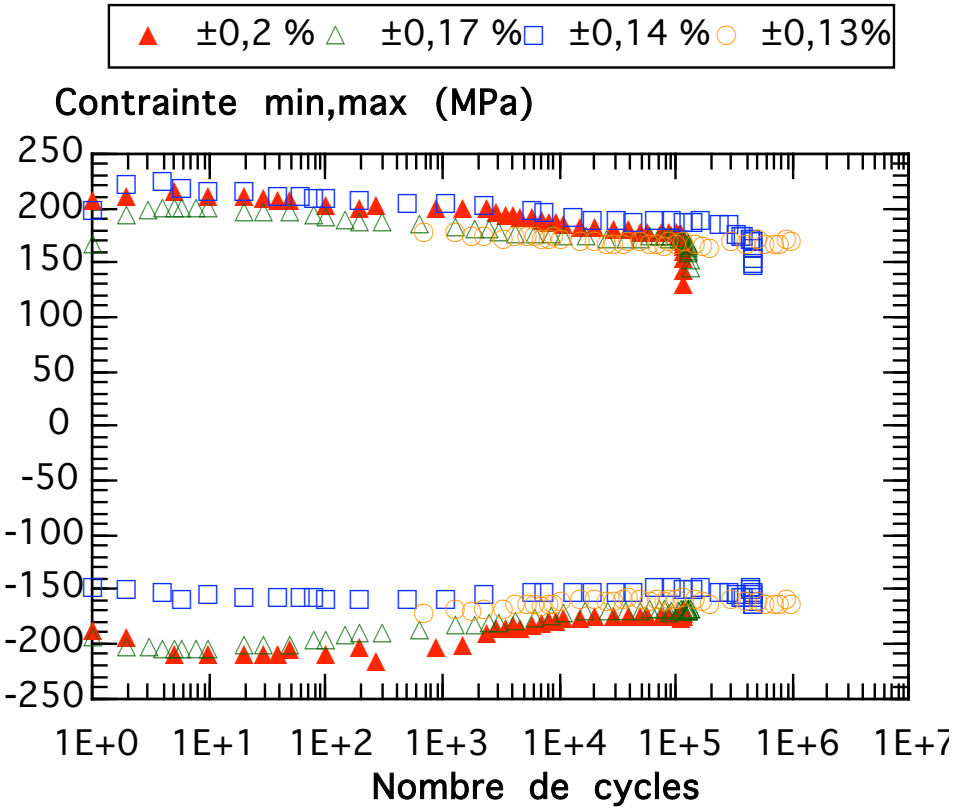
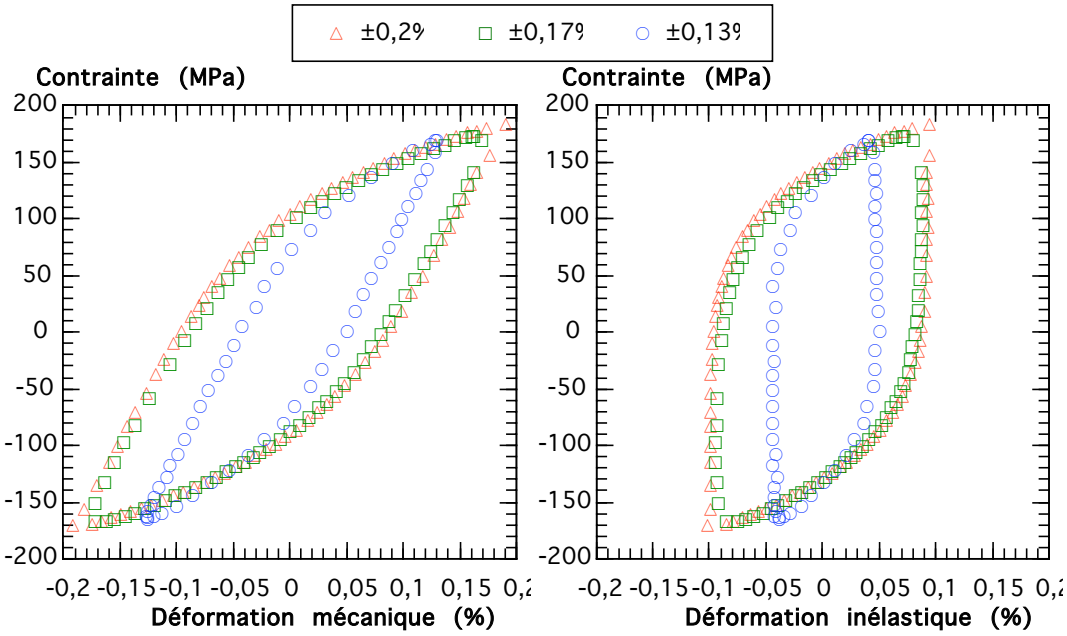


Figure III-5 : Evolution de la contrainte minimale et maximale en fonction du nombre de cycles, T = 90°C, f = 1 Hz, R_ε = -1



(a) (b)

Figure III-6 : Boucles (a) contrainte – déformation mécanique (b) contrainte – déformation inélastique à mi-durée de vie, T = 90°C, f = 1 Hz, R_ε = -1

Effet de la fréquence de sollicitation

Un essai d'écrouissage cyclique a été réalisé à 90°C à deux fréquences de sollicitations 0,033 Hz et 1Hz (paragraphe II-4). La Figure III-7 compare les boucles enregistrées au 20ème cycle pour deux amplitudes de déformation mécanique. La réponse du matériau n'est pas affectée par la fréquence pour les faibles amplitudes de déformation mécanique imposée (Figure III-7-a). Pour des amplitudes de déformation plus importantes, on remarque que le 304L s'écrouit plus à 1 Hz qu'à 0,033 Hz. La Figure III-8 présente la boucle contrainte – déformation inélastique au 20ème cycle pour une déformation mécanique imposée de ±0,8%. Sur cette figure l'effet de la fréquence est assez remarquable. En effet, pour la même amplitude de déformation plastique la contrainte résultante est plus élevée à 1 Hz qu'à 0,033 Hz.

L'ensemble des résultats de l'essai d'écrouissage est représenté Figure III-9. Le graphique représente l'amplitude de contrainte mesurée en fonction de l'amplitude de déformation mécanique imposée.

Les résultats pour des faibles amplitudes de déformation mécanique sont lissés par une loi-puissance : équation III-2 (Figure III-10).

$$\frac{\Delta\varepsilon_m}{2} = \frac{\frac{\Delta\sigma}{2}}{E} + \left[\frac{\frac{\Delta\sigma}{2}}{A}\right]^{1/n'} \qquad \text{III-2}$$

avec

$\frac{\Delta\varepsilon_m}{2}$: amplitude de déformation mécanique imposée,

$\frac{\Delta\sigma}{2}$: amplitude de contrainte résultante,

E : module de Young du matériau,

A et n' : constantes qui dépendent de la température.

Les paramètres de l'équation (III-2) sont résumés Tableau III-2. Les essais d'écrouissage cyclique sont comparés aux essais de durée de vie réalisés à la fréquence de 1 Hz. L'amplitude de contrainte est celle enregistrée à mi-durée de vie.

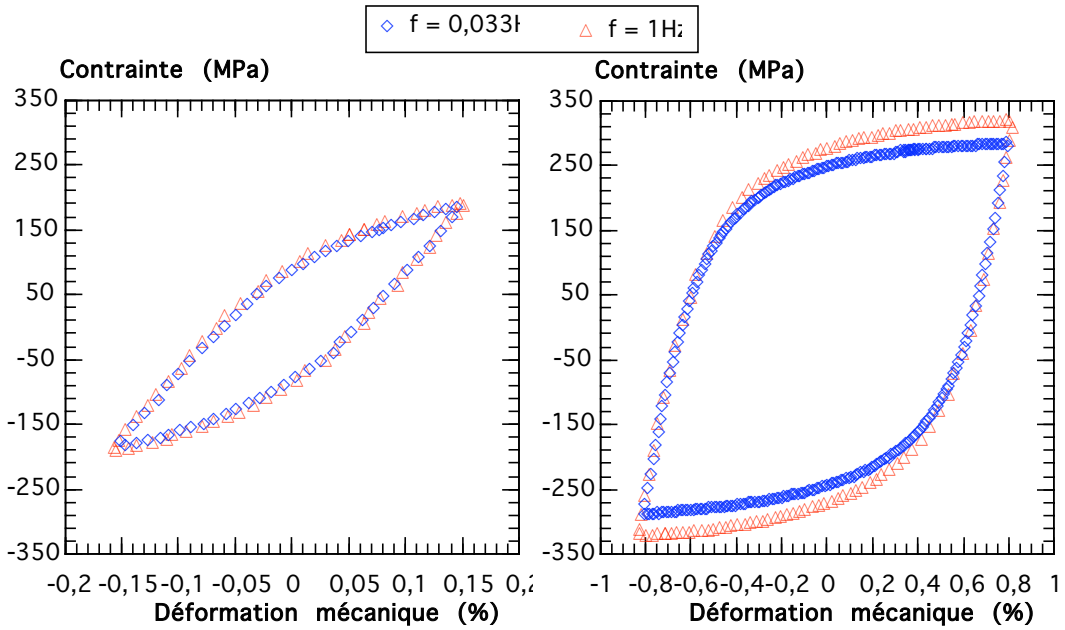
La Figure III-11 trace la courbe d'écrouissage cyclique avec l'amplitude de déformation inélastique calculée en abscisse. Les résultats sont lissés par une équation de type :

$$\frac{\Delta\varepsilon_{in}}{2} = \left[\frac{\Delta\sigma/2}{A}\right]^{1/n'}$$

En comparant les essais d'écrouissage aux essais de durée de vie (Figure III-10 et Figure III-11), on met en évidence l'importance de l'adoucissement que subit le matériau au cours d'un essais de fatigue. Bien qu'il existe une différence de comportement entre les faibles et les hautes fréquences au cours des 20 premiers cycles, après une dizaine de milliers de cycles, cette différence a tendance à disparaître.

Tableau III-2 : Récapitulatif des coefficients des courbes d'écrouissage cyclique

Température (°C)	Fréquence Hz	E (GPa)	A (MPa)	n'	Coefficient de régression r
90	0,033	196,692	230,2	0,08	0,999
	1	196,692	252	0,1	0,999
	mi-durée de vie (1 Hz)	196,692	214,7	0,09	0,950
165	0,033	189,849	206,2	0,06	0,997
	1	189,849	226,7	0,08	0,998
	mi-durée de vie (1 Hz)	189,849	290,1	0,23	0,898



(a) (b)

Figure III-7 : Boucles contrainte–déformation mécanique au 20ème cycle T = 90°C (a) $\varepsilon_m = \pm 0{,}15\%$ (b) $\varepsilon_m = \pm 0{,}8\%$

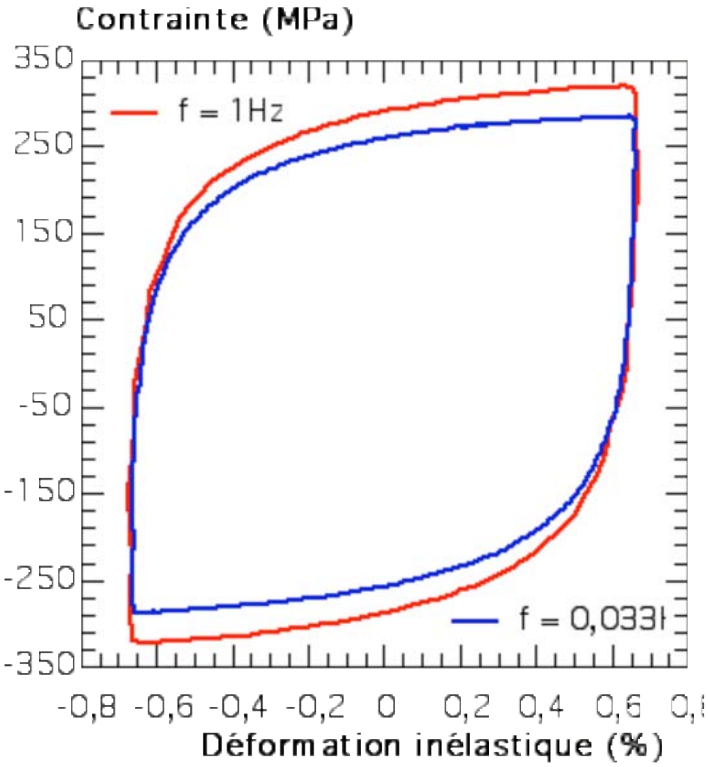


Figure III-8 : Effet de la fréquence de sollicitation sur une boucle contrainte-déformation inélastique $\varepsilon_m = \pm 0{,}8\%$ T = 90°C

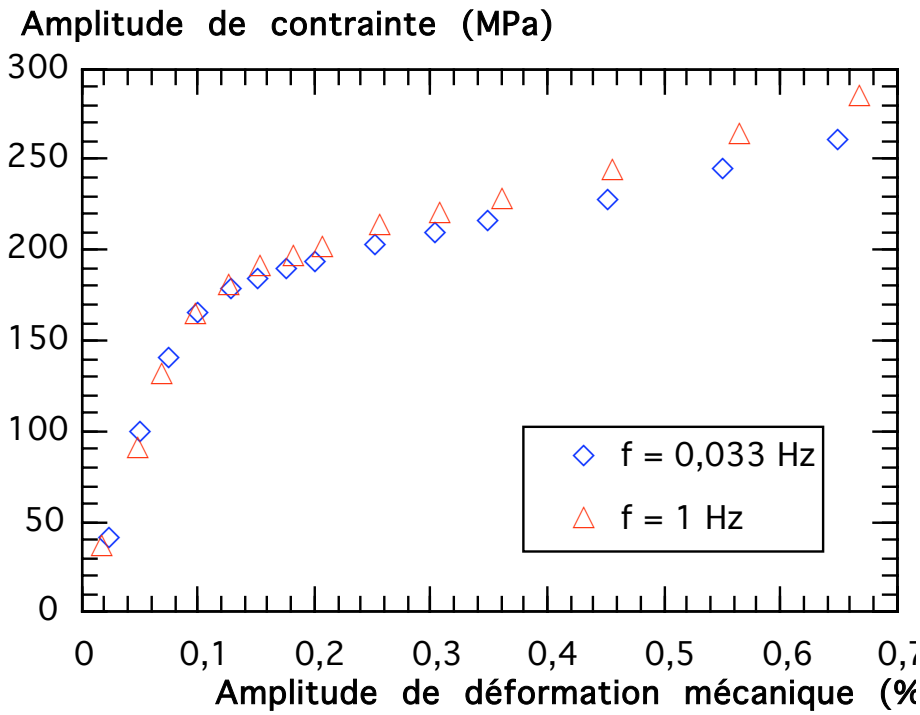


Figure III-9 : Courbes d'écrouissage cyclique N = 20 cycles, **T = 90°C**, $R_\varepsilon = -1$

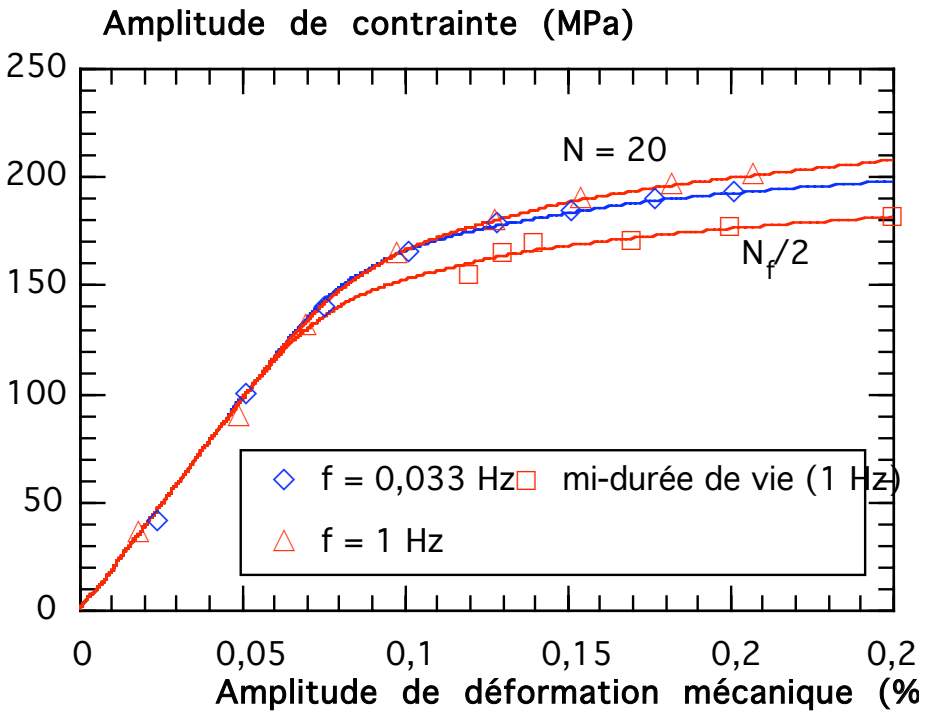


Figure III-10 : Comparaison de la courbe d'écrouissage cyclique au 20ème cycle (f = 0,033 Hz et f = 1 Hz) et à mi-durée de vie (f = 1 Hz) T = 90°C

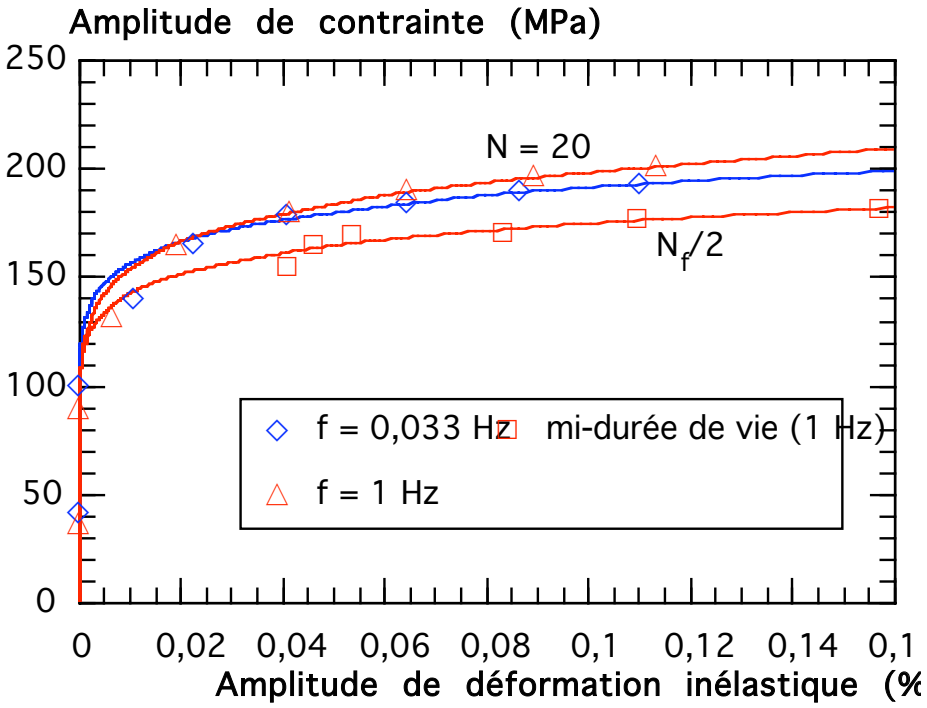


Figure III-11 : Courbe d'écrouissage cyclique amplitude de contrainte en fonction de déformation inélastique : effet de la fréquence de sollicitation T = 90°C

III.1.3.3 Essais de fatigue isotherme à 165°C

À la température maximale du cycle thermique (T = 165°C), le même type d'essais de fatigue isotherme a été réalisé à la fréquence de 1 Hz. L'ensemble des essais est résumé Tableau III-1.

La Figure III-12 donne l'évolution des contraintes maximales et minimales en fonction du nombre de cycles pour cinq amplitudes de déformation mécanique. Le même comportement a été observé qu'à 90°C à savoir un durcissement initial suivi d'un adoucissement cyclique du matériau. Il est à signaler que pour les faibles amplitudes de déformation mécanique (ex. ±0,1 %) le taux de variation de la contrainte est moins important comparé aux plus fortes amplitudes de déformation mécanique (ex. ±0,3 %).

Les boucles relevées à mi-durée de vie (Figure III-13) révèlent un comportement viscoplastique comparable à celui observé à 90°C. On remarque que le 304L présente une amplitude de déformation inélastique significative (± 2.10^{-4} pour ±0,1% en déformation mécanique).

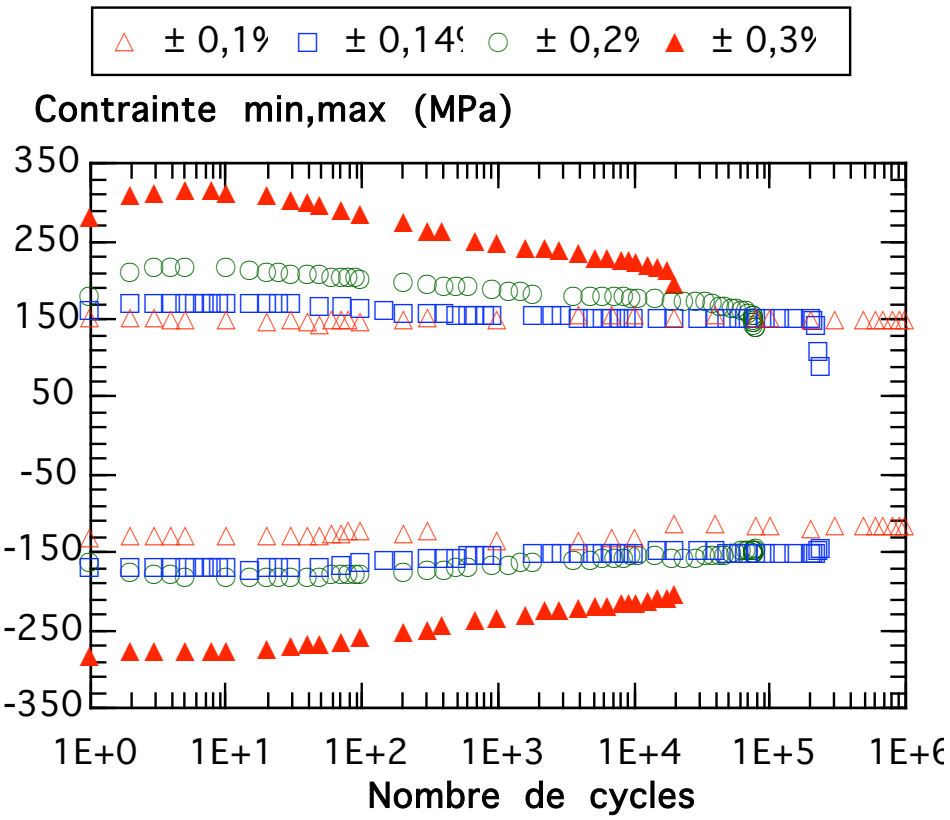


Figure III-12 : Evolution de la contrainte minimale et maximale en fonction du nombre de cycles, T = 165°C, f = 1 Hz R_ε = -1

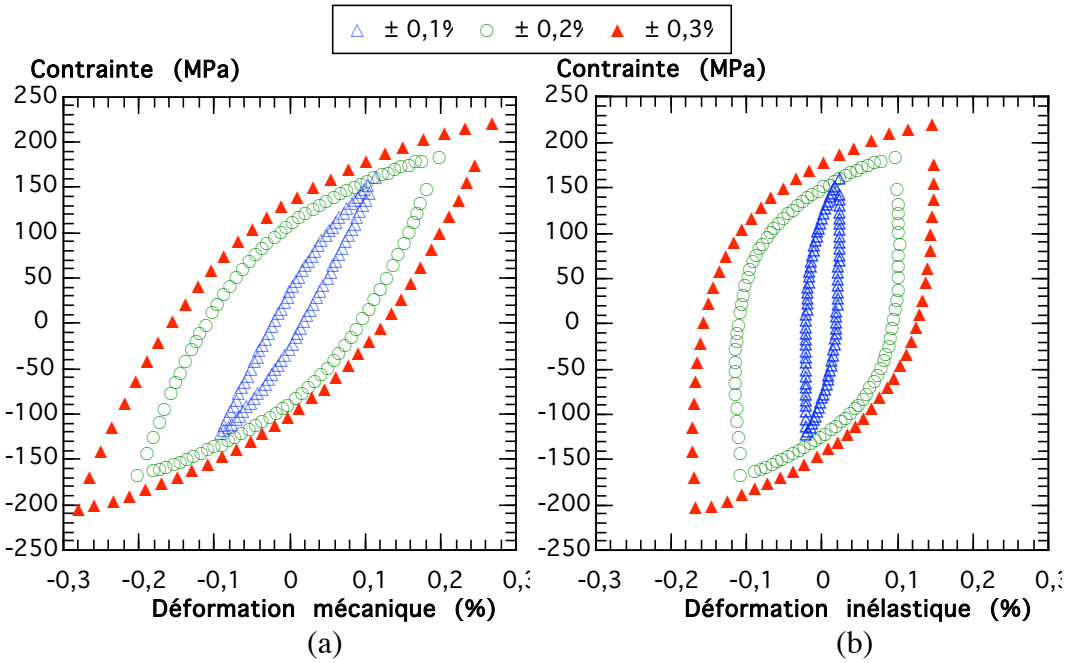


Figure III-13 : Boucles contrainte – déformation à mi-durée de vie,

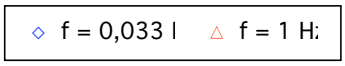
T = 165°C, f = 1 Hz, R_ε = -1

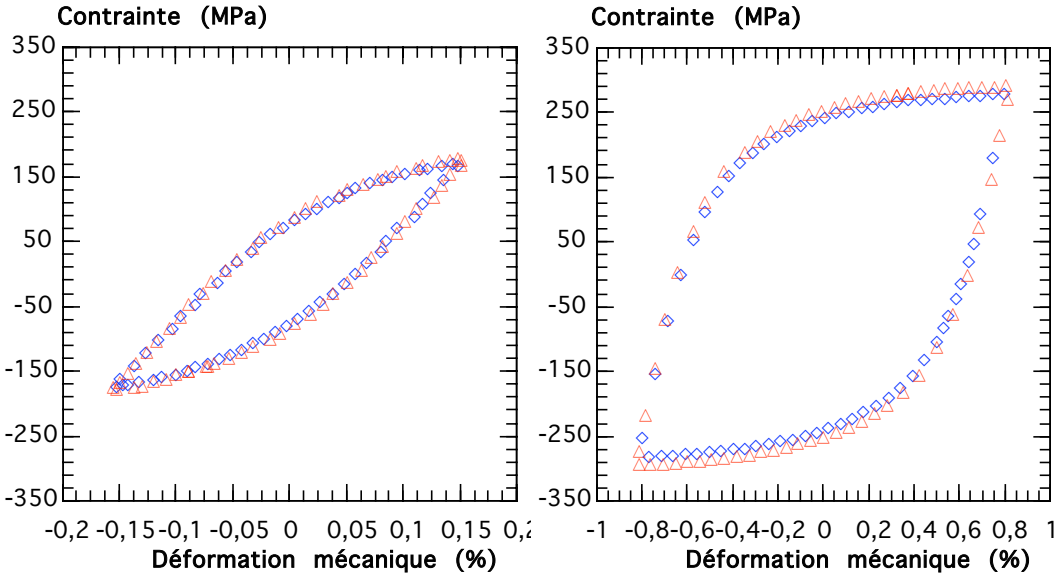
(a) : Déformation mécanique (b) : Déformation inélastique

<u>Effet de la fréquence de sollicitation</u>

Un essai d'écrouissage cyclique a été réalisé à 165°C aux deux fréquences de sollicitations 0,033 Hz et 1 Hz. La Figure III-14 compare les boucles enregistrées au 20ème cycle à deux amplitudes de déformation mécanique.

À 165°C le 304L présente la même sensibilité à la fréquence qu'à 90°C, c'est-à-dire un effet plus marqué à fortes amplitudes de déformation mécanique qu'aux faibles niveaux. La différence de niveau de contrainte entre les deux fréquences est moins importante à 165°C qu'à 90°C. Sur la boucle contrainte-déformation inélastique à ±0,8% (Figure III-15), l'amplitude de déformation plastique est quasiment constante aux deux fréquences de sollicitation alors que le comportement viscoplastique est peu influencé par la fréquence.





(a) (b)

Figure III-14 : Boucles contrainte – déformation mécanique au 20^{éme} cycle, T = 165°C
(a) : $\varepsilon_m = \pm 0{,}15\%$, (b) : $\varepsilon_m = \pm 0{,}8\%$

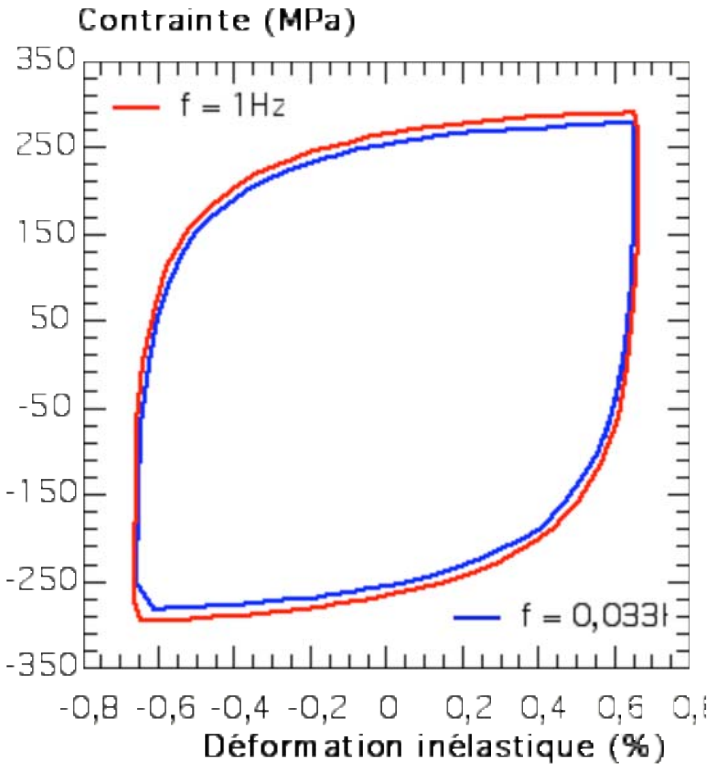


Figure III-15 : Effet de la fréquence de sollicitation sur une boucle contrainte-déformation inélastique, $\varepsilon_m = \pm 0{,}8\%$, T = 165°C

La courbe d'écrouissage cyclique (Figure III-16) résume l'ensemble des essais réalisés à 165°C. En comparant cette courbe à celle de la Figure III-9, on remarque d'une part que la fréquence de sollicitation influe peu le comportement cyclique du matériau à 165°C comparé à 90°C. D'autre part, le durcissement cyclique du matériau aux grandes amplitudes de déformation mécanique est moins important qu'à 90°C.

Les essais correspondant à des amplitudes de déformation mécanique inférieures à 0,25% sont comparés Figure III-17, aux essais de durée de vie réalisés à la fréquence de 1 Hz. Le lissage des résultats par l'équation III-2 donne les paramètres Tableau III-2. Par rapport aux essais de comportement, on remarque, sur une courbe d'écrouissage cyclique, un effet non négligeable de l'adoucissement du matériau au cours d'un essai de durée de vie. Les résultats d'écrouissage à 20 cycles sont comparés avec ceux des essais de durée de vie sur un diagramme $\Delta\sigma/2 = f(\Delta\varepsilon_{inel/2})$ (Figure III-18).

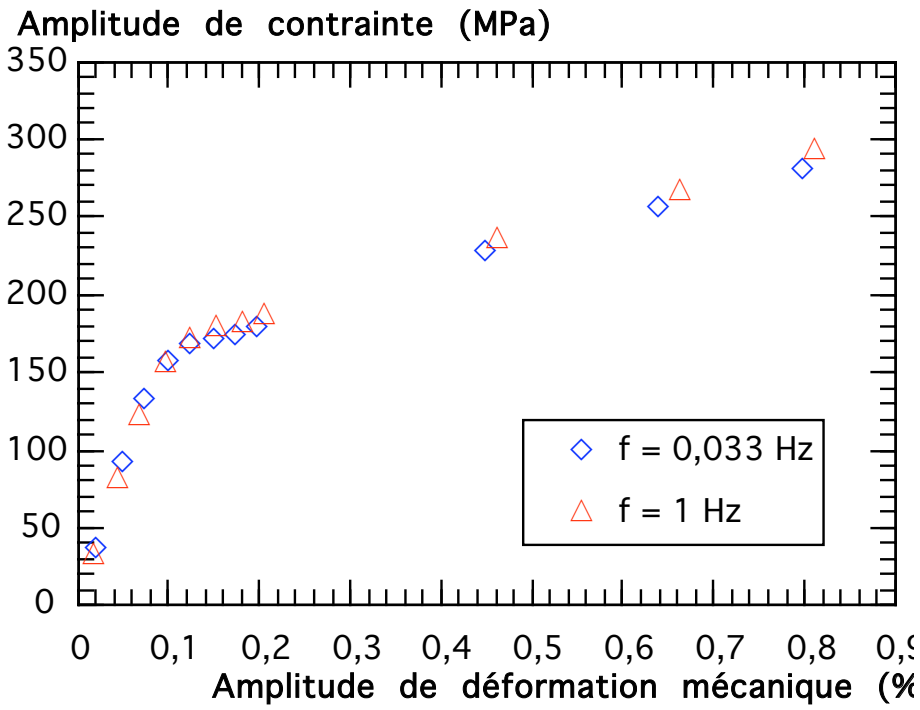


Figure III-16 : Courbe d'écrouissage cyclique T = 165°C, $R_\varepsilon = -1$

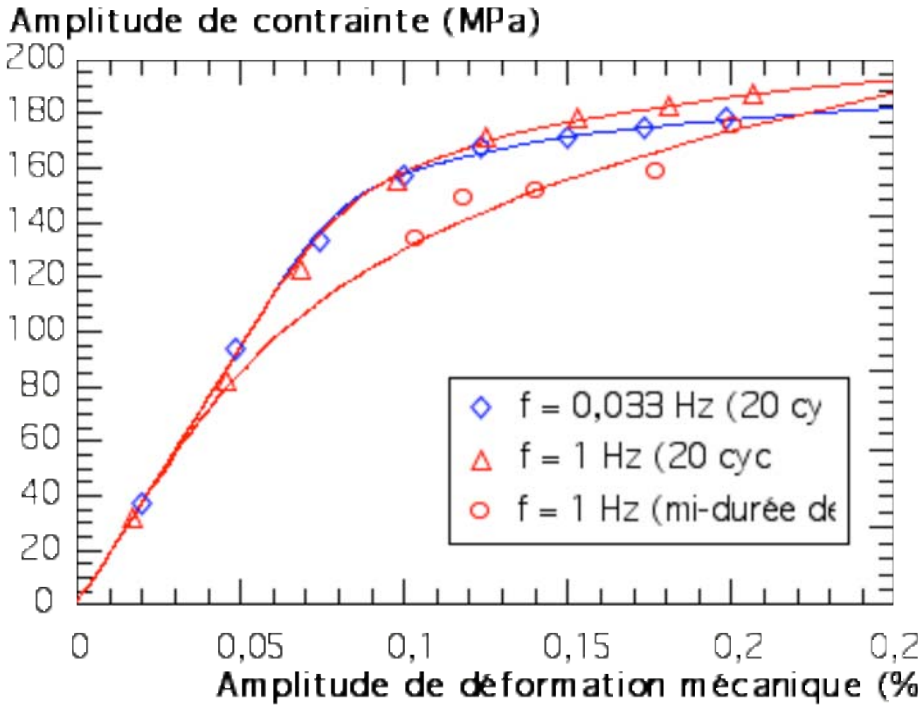


Figure III-17 : Courbes d'écrouissage de l'acier inoxydable austénitique 304L après 20 cycles (à 0,033 Hz et 1 Hz) et à mi-durée de vie (f = 1 Hz) T = 165°C

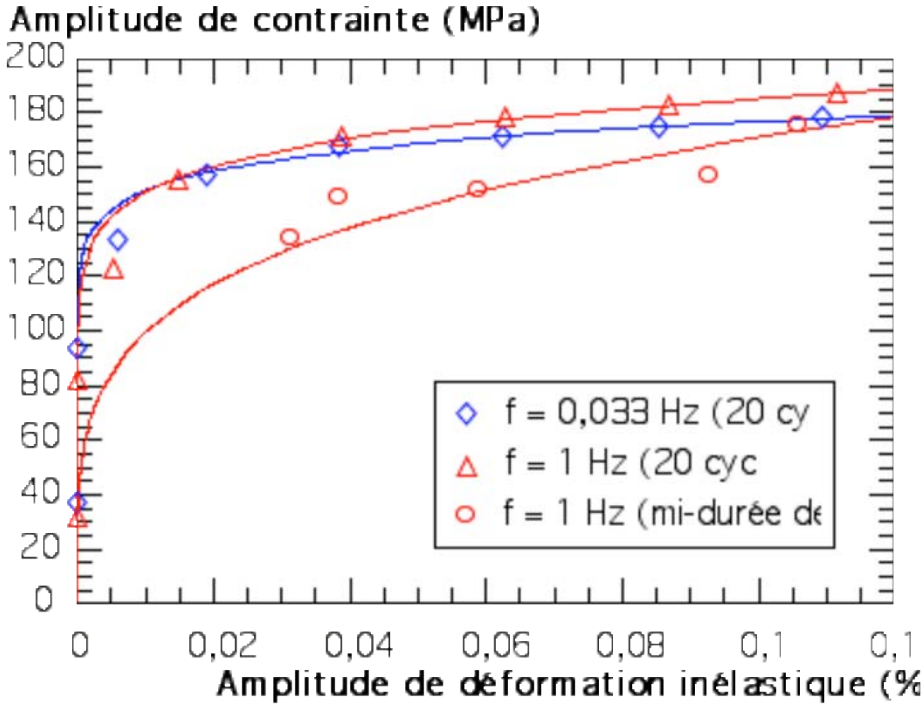


Figure III-18 : Courbe d'écrouissage cyclique amplitude de contrainte en fonction de la déformation inélastique : effet de la fréquence de sollicitations à T = 165°C

III.1.3.4 <u>Effet de la température sur le comportement en fatigue du 304L</u>

La Figure III-19 compare l'évolution des contraintes minimales et maximales pour trois essais réalisés à la même amplitude de déformation mécanique ($\Delta\varepsilon_m/2$ = 0,2%), à la même fréquence (1 Hz) et à trois températures différentes. Le matériau présente un comportement cyclique sans réelle stabilisation de la contrainte quelle que soit la température. Néanmoins, la Figure III-20 montre un effet du module de Young avec la température. En effet, la comparaison des boucles contrainte-déformation à mi-durée de vie relève une différence entre les essais à 320°C d'une part et à 165°C et 90°C d'autres part. Cette différence s'atténue en comparant les boucles contraintes corrigées (III-3) - déformation. La contrainte corrigée est donnée par l'équation III-3 :

$$\sigma_{corr} = \sigma_{(T)} \frac{E_{25\ C}}{E_T} \qquad \text{III-3}$$

Pour des niveaux de déformation mécanique inférieurs à 0,2%, le comportement de l'acier inoxydable 304L sous sollicitations isothermes semble être plus influencé par la température. En effet, l'évolution des contraintes minimales et maximales au cours de deux essais réalisés à la même amplitude de déformation mécanique (Figure III-21) montre qu'à 90°C le matériau présente une contrainte plus élevée en traction qu'à 165°C alors que le niveau de la contrainte minimale reste comparable.

Les boucles contrainte-déformation relevées à mi-durée de vie (Figure III-22 et Figure III-23) mettent en évidence un comportement cyclique bien différent entre les deux températures. On remarque qu'à 90°C les boucles sont dissymétriques par rapport à celles à 165°C avec une faible contrainte moyenne de traction. On constate aussi que les boucles à 90°C sont décalées vers les déformations inélastiques de compression par rapport à celles enregistrées à 165°C à la même amplitude de déformation mécanique.

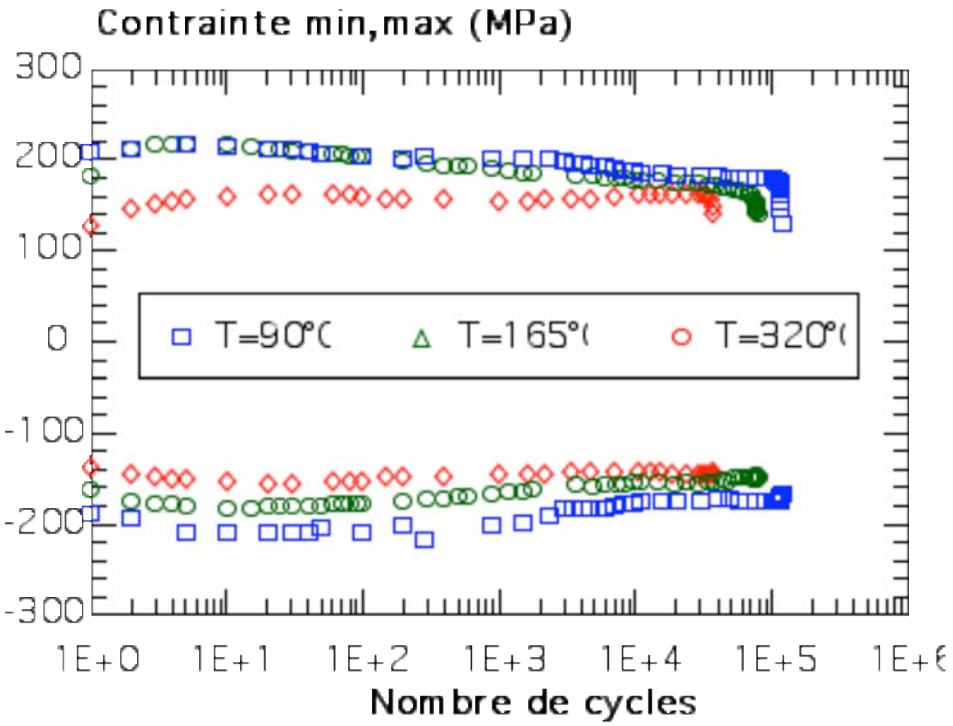


Figure III-19 : Evolution des contraintes minimales et maximales en fonction du nombre de cycles à 90, 165 et 320°C, $\varepsilon_m = \pm 0{,}2$ %, f = 1 Hz

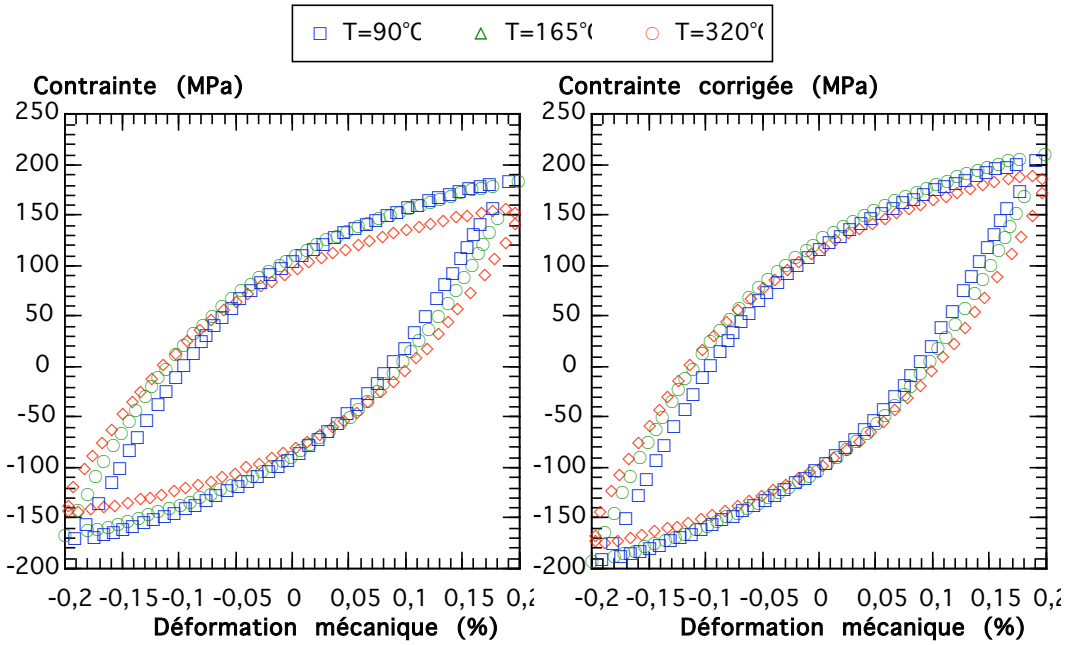


Figure III-20 : Boucles (a) contrainte-déformation mécanique (b) contrainte corrigée-déformation mécanique à mi-durée de vie à 90, 165 et 320°C, $\varepsilon_m = \pm 0{,}2$ %, f = 1 Hz

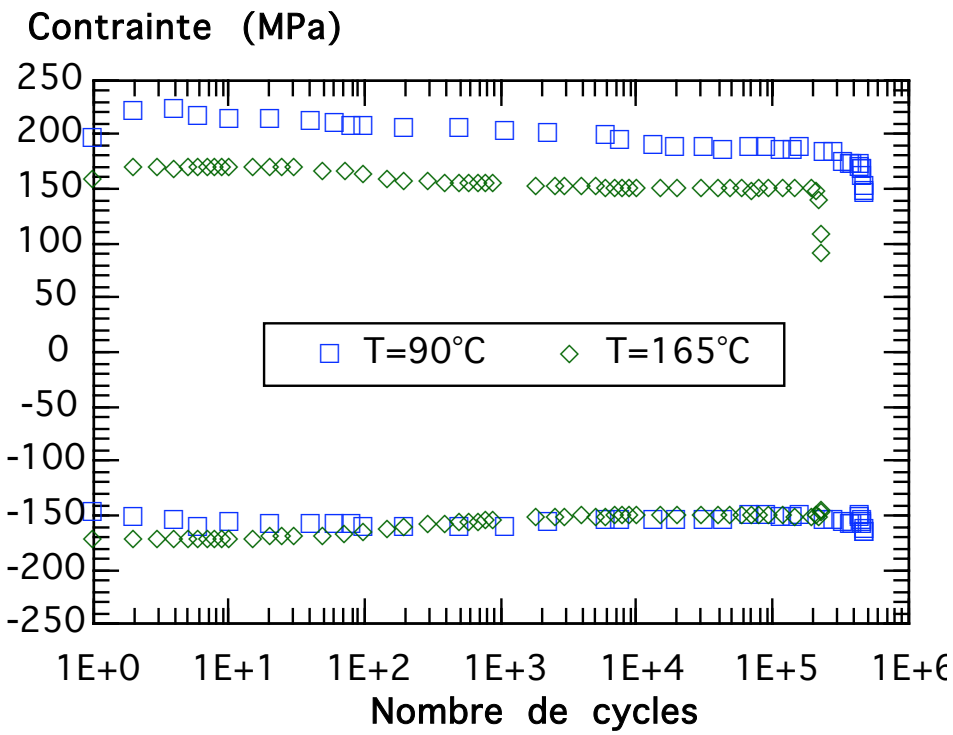
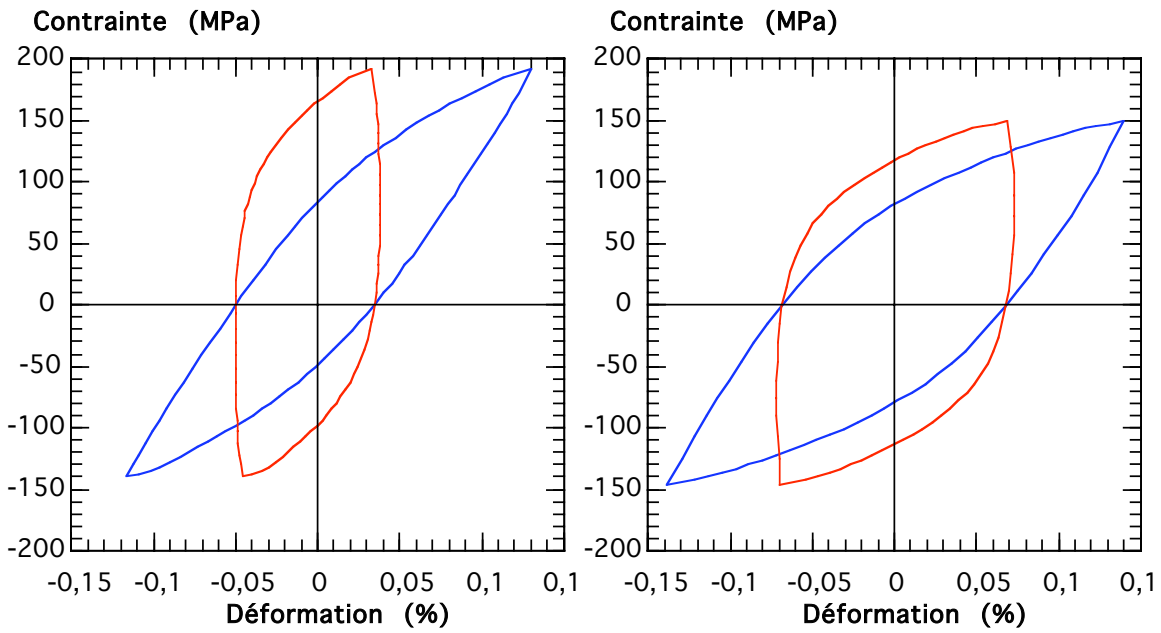


Figure III-21 : Evolution des contraintes minimales et maximales en fonction du nombre de cycles à 90 et 165°C $\varepsilon_m = \pm 0{,}14$ % f = 1 Hz



(a) (b)

Figure III-22 : Boucles contrainte-déformation mécanique contrainte -déformation inélastique à mi-durée de vie (a) 90°C (b) 165°C, $\varepsilon_m = \pm 0{,}14$ %, f = 1 Hz

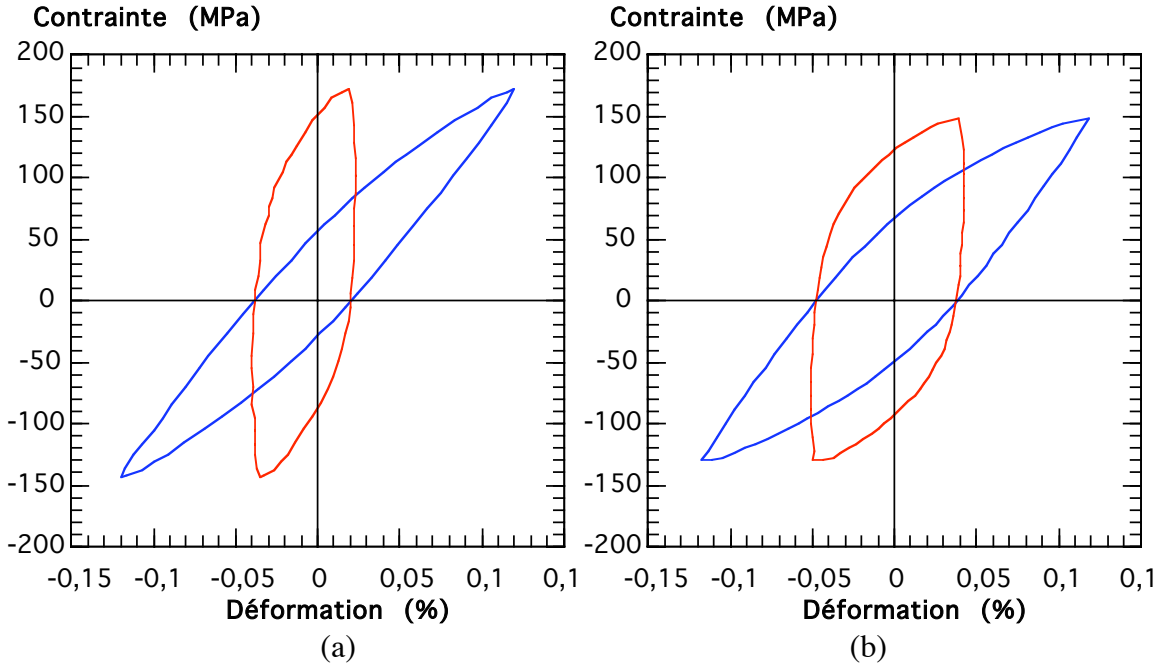


Figure III-23 : Boucles contrainte-déformation mécanique contrainte -déformation inélastique à mi-durée de vie (a) 90°C (b) 165°C, $\varepsilon_m = \pm 0{,}12$ %, f = 1 Hz

III.1.4 Durées de vie du 304L en fatigue isotherme

En termes de durées de vie, la Figure III-24 résume l'ensemble des résultats obtenus sur les éprouvettes prélevées dans la bride (symboles évidés) et ceux obtenus sur les éprouvettes prélevées dans la tôle T218 (symboles pleins). Pour des amplitudes de déformation supérieures à 0,3 % on n'a pas remarqué de différence de durée de vie entre les deux types de prélèvements. Dans cette même gamme de déformation, la température n'influence pas la durée de vie du 304L entre 90 et 165°C pour des durées de vie inférieures à 10^5 cycles.

À faibles amplitudes de déformation mécanique, (durées de vie supérieures à 10^5 cycles) la durée de vie du matériau diminue quand la température augmente de 90 à 165°C.

L'essai réalisé à 320°C nous permet de supposer que la durée de vie du matériau chute par rapport à la durée de vie à 90°C.

La Figure III-25 représente les résultats de durée de vie sur un diagramme en amplitude de contrainte. L'amplitude de contrainte est mesurée à mi-durée de vie. La courbe de tendance tracée à chaque température suit la forme de l'équation III-4.

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = \mathrm{Exp}(a).(N_f)^{-b} + \sigma_D \qquad \text{III-4}$$

σ_D : limite d'endurance du matériau

a et b : constantes qui dépendent du matériau

Les coefficients sont donnés dans le Tableau III-3 pour chaque température. La Figure III-25 souligne ainsi de nouveau les résultats mentionnés précédemment, en particulier la différence en termes de durée de vie en fonction de la température pour des niveaux de chargement très faibles correspondant à des durées de vie supérieures à 10^5 cycles.

La limite d'endurance σ_D du matériau est affectée par la température et elle diminue de 149 MPa à 90°C à 126 MPa à 165°C.

Tableau III-3 : Paramètres de l'équation III-3 en fonction de la température

Température (°C)	a	b	σ_D (MPa)
90	8,512	0,426	149
165	8,539	0,420	126

Effet de la nuance du matériau sur la durée de vie

Afin de déterminer l'influence de la composition du 304L sur la durée de vie, nous comparons ici nos résultats avec des essais réalisés sur des éprouvettes prélevées dans la tôle T112 (Mottot 2001). Ces essais ont été réalisés à une vitesse de déformation mécanique constante $\dot{\varepsilon} = 2.10^{-3}\ s^{-1}$ ce qui correspond à des fréquences de sollicitation comprises entre 0,1 Hz et 0,33 Hz. Les résultats sont présentés Figure III-26 et Figure III-27.

La durée de vie du matériau n'est pas influencée par la température entre 165°C et 320°C pour la tôle T112 et la gamme de déformation mécanique explorée.

Il semble que les durées de vie obtenues à partir de la tôle T112 soient plus importantes que celles mesurées sur la tôle T218. Il est à noter cependant que les essais réalisés sur la tôle T112, donnent lieu à un durcissement secondaire, qu'on n'a pas observé dans le cas de la tôle T218.

	Bride	Tôle T218
T=90°C	□	■
T=165°C	○	●
T=320°C		◆

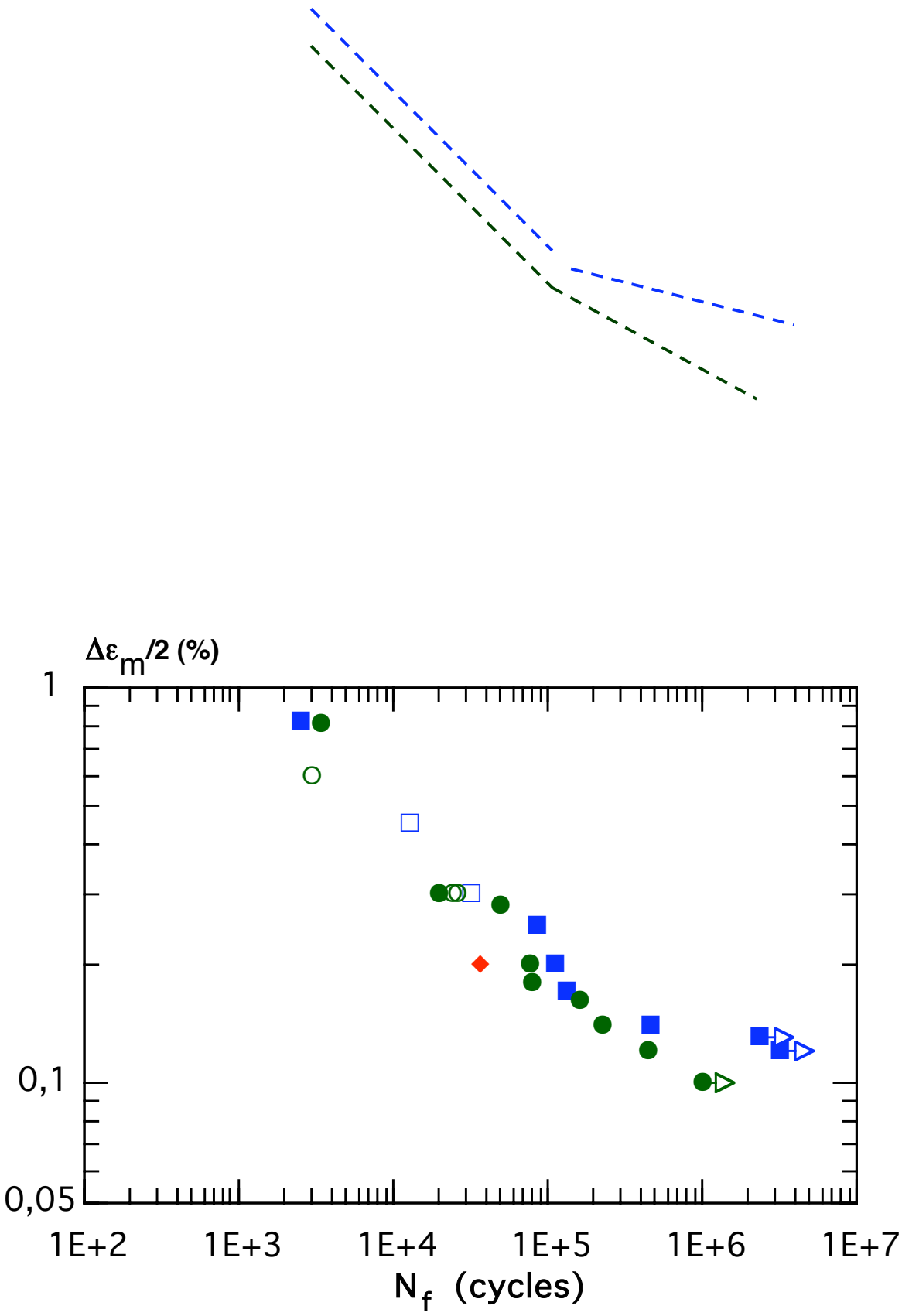

Δε_m/2 (%)
1
0,1
0,05
1E+2
1E+3
1E+4
1E+5
1E+6
1E+7
N_f (cycles)

Figure III-24 : Effet de la température sur la durée de vie du 304L :
diagramme $\Delta\varepsilon_m/2 = f(N_f)$

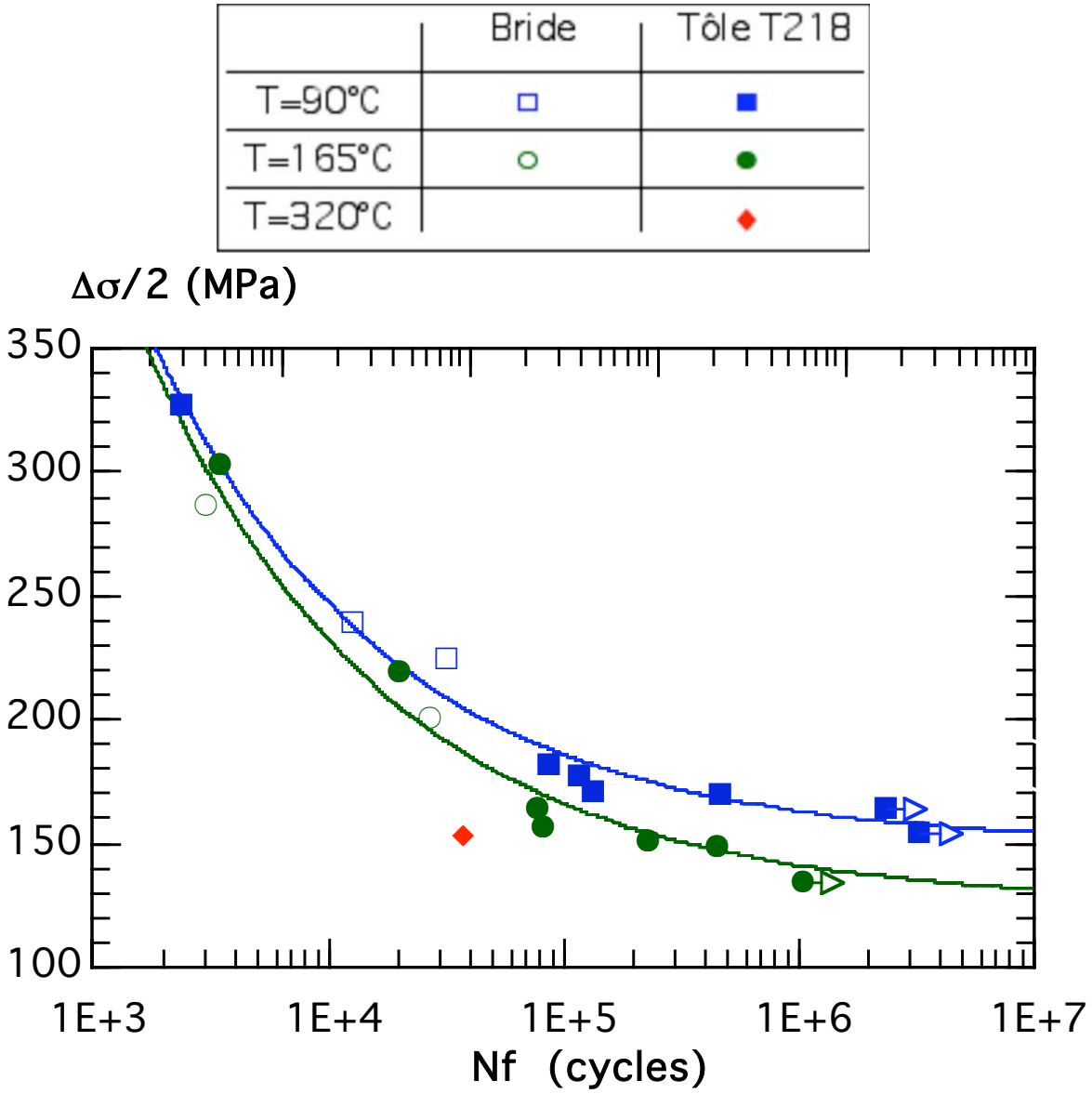


Figure III-25 : Effet de la température sur la durée de vie du 304L : diagramme $\Delta\sigma/2 = f(N_f)$

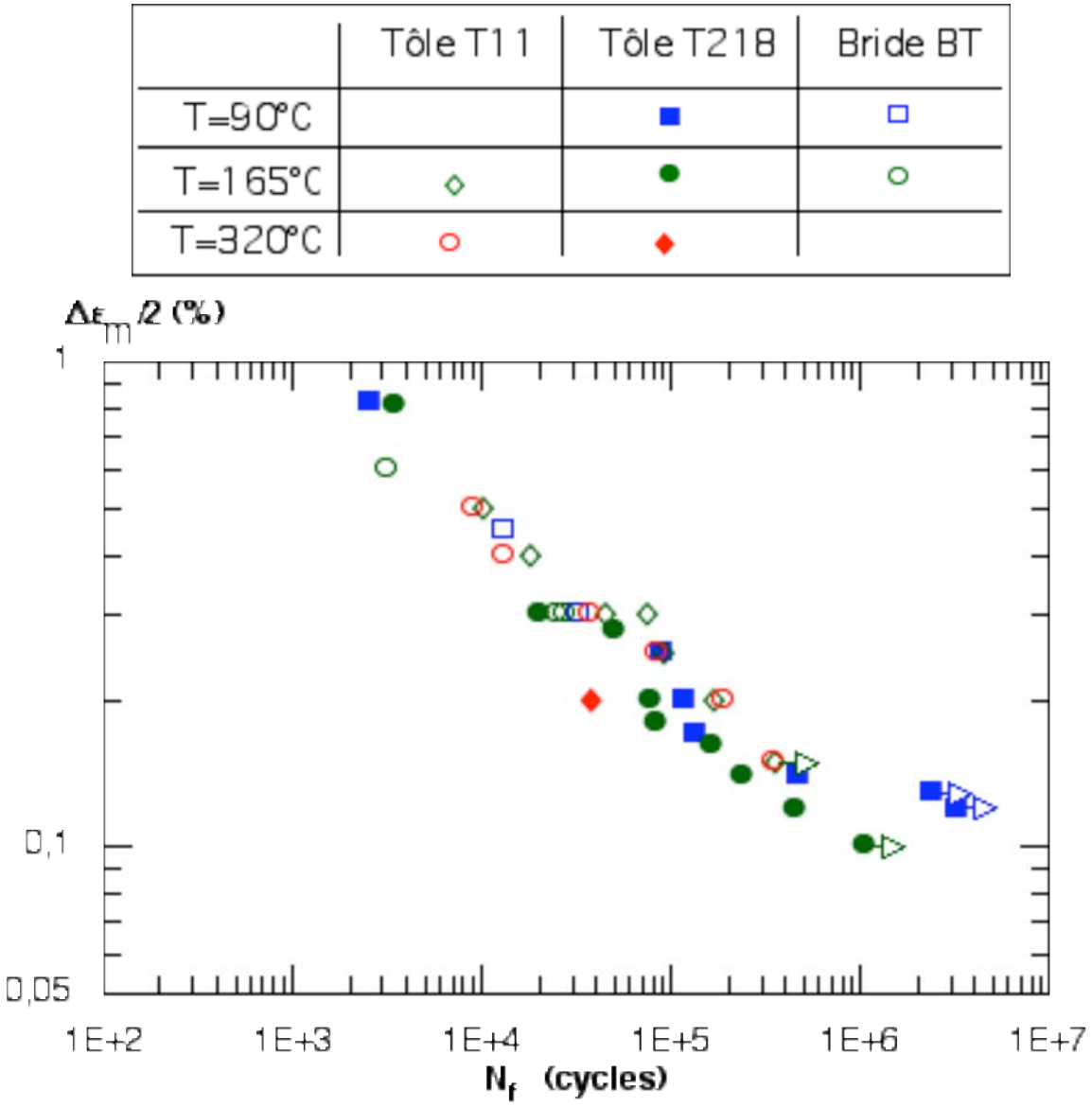


Figure III-26 : Comparaison des durées de vie en fatigue isotherme sur la tôle **T112**, la **Bride BT** et la tôle **T218** sur un diagramme $\Delta\varepsilon_m/2 = f(N_f)$.

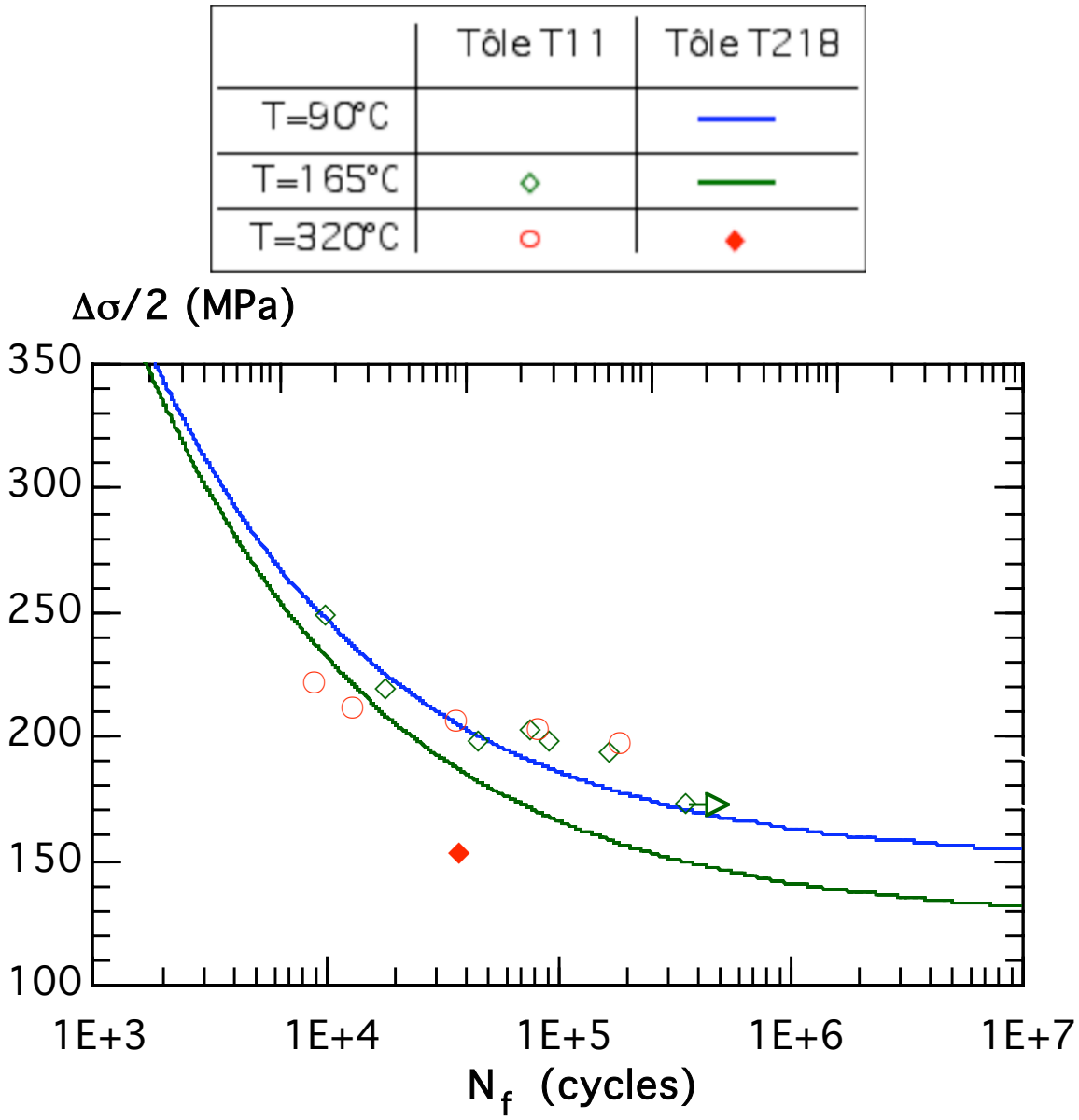


Figure III-27: Effet de la composition du 304L sur la durée de vie : diagramme $\Delta\sigma/2 = f(N_f)$

III.2 COMPORTEMENT EN FATIGUE MECANO-THERMIQUE DU 304L

III.2.1 Introduction

La première partie décrit les essais de caractérisation de l'acier inoxydable austénitique 304L en fatigue mécano-thermique. Le cycle référence de l'étude est un cycle hors-phase standard entre 90 et 165°C.

Nous présenterons dans la deuxième partie une comparaison du comportement du 304L suivant un cycle hors-phase avec un cycle en-phase avec la même gamme de température.

La dernière partie présentera les résultats d'un essai de fatigue mécano-thermique réalisé suivant un cycle issu du calcul (numérique aux éléments finis) d'une structure sollicitée en fatigue thermique.

III.2.2 Rappels bibliographiques

Le comportement en fatigue mécano-thermique des aciers inoxydables austénitiques a fait l'objet de plusieurs études. Les auteurs ont cherché à travers les années à comprendre le rôle de la variation de la température sur le comportement et l'endommagement du matériau. Plusieurs conditions expérimentales ont montré un endommagement prématuré des structures soumises à des chargement mécaniques et thermiques.

Alors que des études ont cherché à reproduire l'endommagement thermique observé dans les structures nucléaires comme le REP et le RNR (Maillot et al 2001), d'autres (Fissolo et al 1996) ont cherché à déterminer une limite d'endurance du matériau en fatigue thermique. Le chargement thermique a été converti en chargement mécanique en utilisant la procédure du code RCC-MR. Les auteurs ont montré que le nombre de cycles à l'amorçage sous chargement thermique peut être estimé par des essais de fatigue isotherme quand le temps de maintien n'est pas significatif.

Dans une autre approche, plusieurs études ont essayé de simuler l'endommagement thermique des structures soumises à des fluctuations de température par des essais de fatigue mécano-thermique sur élément de volume. Dans ce cadre, Hayashi et al (1994) ont testé les aciers inoxydables austénitiques 304 et 316NG dans des conditions de fonctionnement du réacteur REP (sollicitations sous eau). Ils ont constaté que la durée de vie des deux aciers en fatigue thermique est semblable à celle obtenue en fatigue mécanique à 25 et 288°C sous air et sous eau.

Angarita et al (1998) ont simulé l'interaction qui existe entre deux éléments de volume soumis à des fluctuations de température, par un essai de fatigue mécano

thermique complexe (CTMF). Le principe de l'essai consiste à la sollicitation de deux éléments de volume simultanément sur deux machines suivant deux cycles thermiques différents tout en conservant la condition aux limites :

$$\varepsilon_t = \varepsilon_t^1 + \varepsilon_t^2 = 0$$

Les résultats obtenus sur le 316L (Rau et al 2002), dans une gamme de température variant entre 200°C et 650°C ont montré que le comportement dans un essai complexe de fatigue mécano-thermique était différent de celui en fatigue isotherme et en fatigue mécano-thermique suivant un cycle hors-phase. L'évolution de la contrainte dans un essai CTMF n'est pas conditionnée seulement par le comportement du matériau mais aussi par l'interaction des éléments de volume.

Hirano et al (1994) ont déterminé à partir de dispositif de fatigue mécano-thermique, une courbe de durée de vie du 304L pour une variation de température entre 195 et 220°C. Ils ont estimé la limite d'endurance du matériau à 145 MPa et ont montré encore une fois que, pour les conditions testées, le nombre de cycles à l'amorçage en fatigue mécano-thermique est comparable avec la fatigue mécanique.

Youshihisa et al (2000) ont conduit des essais de fatigue mécano-thermique sur des joints soudés en 316L aussi bien au niveau du métal de base, du métal d'apport que sur des éprouvettes contenant un joint de soudure. Ils ont montré que la réponse cyclique du matériau était similaire en fatigue isotherme à 700°C avec la réponse en fatigue mécano-thermique entre 300 et 700°C. Ils ont montré aussi que le métal de base possède des durées de vie supérieures à celles du métal d'apport aussi bien en fatigue isotherme qu'en fatigue mécano-thermique. Les essais de fatigue mécano-thermique sont plus endommageants sur le métal d'apport que le métal de base, comparés aux essais de fatigue isotherme réalisés à la température maximale.

Christ et al (1996) ont mis au point des essais de fatigue mécano-thermique en contrôle de déformation plastique. Ils ont mis en évidence une sensibilité négative du matériau à la vitesse de déformation plastique sous sollicitations mécano-thermique hors-phase entre 250 et 500°C.

Zauter et al (1993, 1994) ont étudié le comportement de l'acier 304L sous sollicitations mécano-thermiques. Ils ont montré que pour des intervalles de température inférieurs au régime de fluage, les essais en-phase et les essais hors-phase donnent le même nombre de cycles à rupture avec une fissuration transgranulaire du matériau. Quand la température maximale du cycle thermique dépasse le domaine de fluage (T > 625°C), seuls les essais en-phase réduisent la durée de vie du matériau. Une « carte de dislocations » a été déterminée permettant d'estimer l'arrangement des dislocations durant un essai de fatigue mécano-thermique sur le 304L.

Maier et al (1996) a établi un modèle multi-composant basé sur le modèle Masing utilisé pour le calcul des composites permettant de prédire la réponse du matériau sous sollicitations mécano-thermiques. Bouchou et al (1996) ont montré que l'acier austénitique possède un phénomène d'effet d'histoire de température

indépendant du type de chargement. En effet, d'après Bouchou, le matériau mémorise la température maximale obtenue dans le domaine où la dérivée de la contrainte par rapport à la température est positive. Un modèle viscoplastique a été proposé pour identifier le comportement mécano-thermique du matériau avec l'introduction d'un module d'histoire de la température.

Majumdar (1987) a montré que pour des vitesses de déformation supérieures ou égales à 10^{-4} s^{-1}, la durée de vie en fatigue mécano-thermique en-phase est comparable à celle obtenue en fatigue isotherme à la température maximale (T_{max} = 593°C), et que dans les deux cas, la fissuration est de type transgranulaire. Pour des vitesses de déformation inférieures à 10^{-4} s^{-1} , la durée de vie En-phase diminue par rapport aux essais isothermes à 593°C. La fissuration devient dans ces cas de type inter-granulaire. Pour les essais Hors-phase, Majumdar, a montré que les durées de vie sont comprises entre celles obtenues lors d'essais isothermes à T_{min} = 427°C et celles obtenues à T_{max} = 593°C avec une fissuration plutôt transgranulaire. Le résumé du mode de rupture en fonction de la température et de la vitesse de déformation a été représenté sur la Figure III-28.

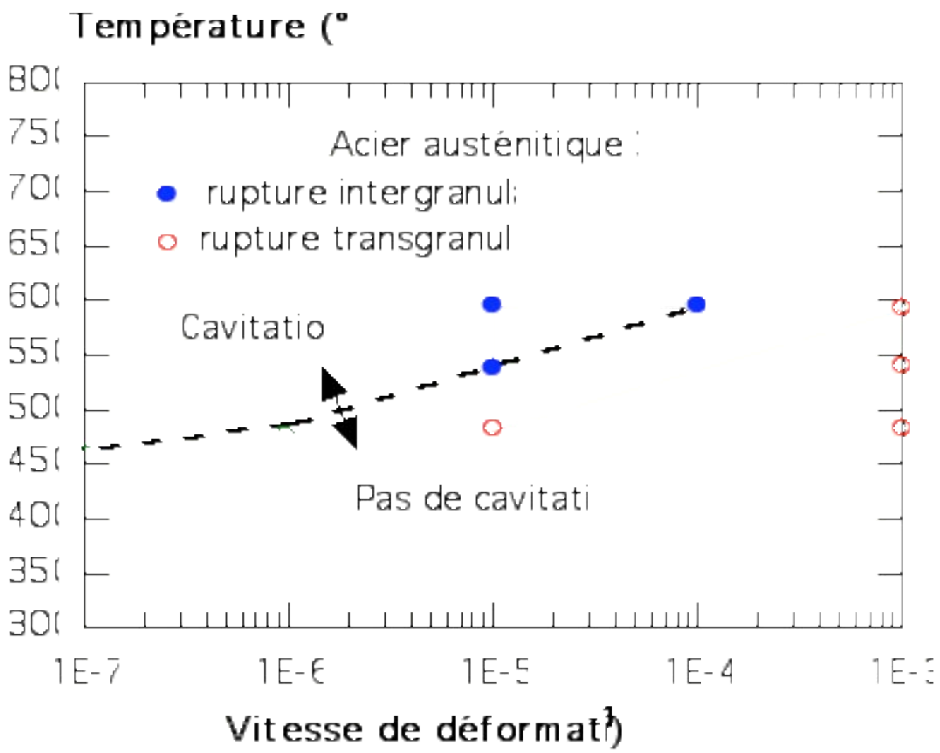


Figure III-28 : Variation du mode de rupture en fatigue isotherme lent-rapide en fonction de la température et de la vitesse de déformation (Majumdar 1987)

Hayashi (2001) a utilisé un modèle de plaque semi-infini pour analyser l'amorçage et la propagation de fissure par fatigue thermique. Il a établi à partir de la limite d'endurance du matériau une gamme de fluctuation de température pour différentes valeurs du coefficient de convection et pour différentes fréquences.

L'analyse de la propagation de fissure a révélé que les fissures de fatigue thermique s'arrêtent et que la profondeur d'arrêt dépend considérablement de la fréquence et de l'amplitude de fluctuations thermiques.

III.2.3 Comportement de l'acier inoxydable austénitique 304L en fatigue mécano-thermique

III.2.3.1 Comportement en fatigue mécano-thermique hors-phase

L'ensemble des essais de fatigue mécano-thermique réalisés dans le cadre de cette étude est résumé Tableau III-4.

La Figure III-29 et la Figure III-30 présentent l'évolution de la contrainte résultante minimale, maximale et moyenne en fonction du nombre de cycles. Sur un essai mécano-thermique, on remarque que le niveau de contrainte dépend de la déformation mécanique appliquée. L'évolution de cette contrainte présente toutefois trois stades différents :

Un premier stade caractérisé par une légère augmentation de la contrainte au cours des dix premiers cycles. Cette augmentation est moins marquée pour les faibles niveaux de déformation mécanique.

Un deuxième stade au cours duquel la contrainte macroscopique résultante diminue, correspondant à l'adoucissement cyclique.

Le troisième stade correspond à l'amorçage et la propagation d'une ou plusieurs fissures dans la zone utile. Ce stade s'accompagne dans certains cas d'une chute de la contrainte et dans d'autres cas par une ré-augmentation de la contrainte comme pour l'essai réalisé à une déformation mécanique de ±0,45 % sur l'éprouvette prélevée dans la Bride BT. Dans ce cas de figure, la fissure se propage en-dehors de la base de mesure de l'extensomètre.

Dans la majorité des cas, une faible contrainte moyenne de traction est enregistrée au cours de l'essai. La valeur de cette contrainte diminue quand le niveau de chargement mécanique diminue.

La Figure III-31 représente les boucles contrainte déformation mécanique à mi-durée de vie pour différents niveaux de déformation mécanique sur BT. La Figure III-32 donne la réponse mécano-thermique à mi-durée de vie de la tôle T218. Même en fatigue mécano-thermique, le matériau possède un comportement viscoplastique assez comparable à la fatigue isotherme.

Tableau III-4 : Récapitulatif des caractéristiques de chacun des essais de fatigue mécano-thermiques réalisés

Prélèvement	Réf éprouvette	Gamme de température (°C)	Fréquence (Hz)	Déformation mécanique (%)	N_f (cycles)
Bride BT	B2T1	90 – 165°C (OP)	0,033	±0,3	35661
	B2T3			±0,45	8063
	B2T2			±0,6	2043
T218	XBAL2	90 – 165°C (OP)	0,033	±0,18	95604
	XBAL3			±0,2	58085
	XCAL12			±0,8	1247
	XBAL6	90 – 165°C (IP)	0,033	±0,2	159965
	XCAL4	170 – 320°C (Cycle CEA)	0,025	0 % - 0,36%	28712
T112	T112-A1	90 – 165°C (OP)	0,033	±0,3	38790

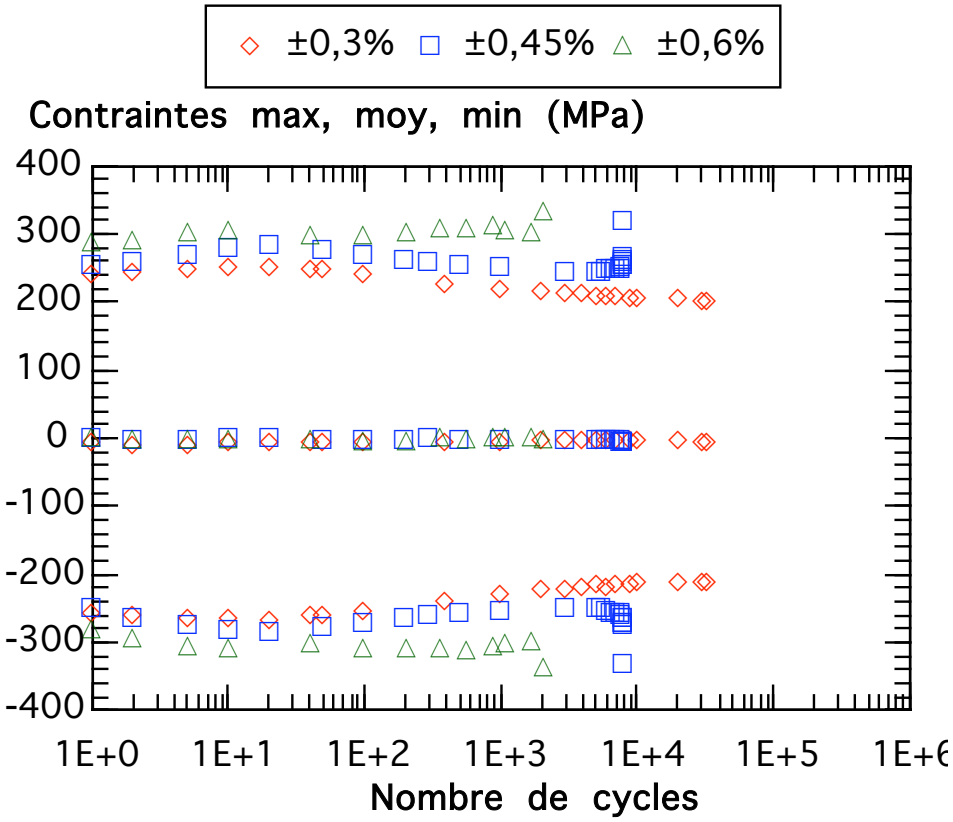


Figure III-29 : Evolution de la contrainte maximale, moyenne et minimale en fonction du nombre de cycles pour un essai de fatigue mécano-thermique **hors-phase** sur **Bride BT**

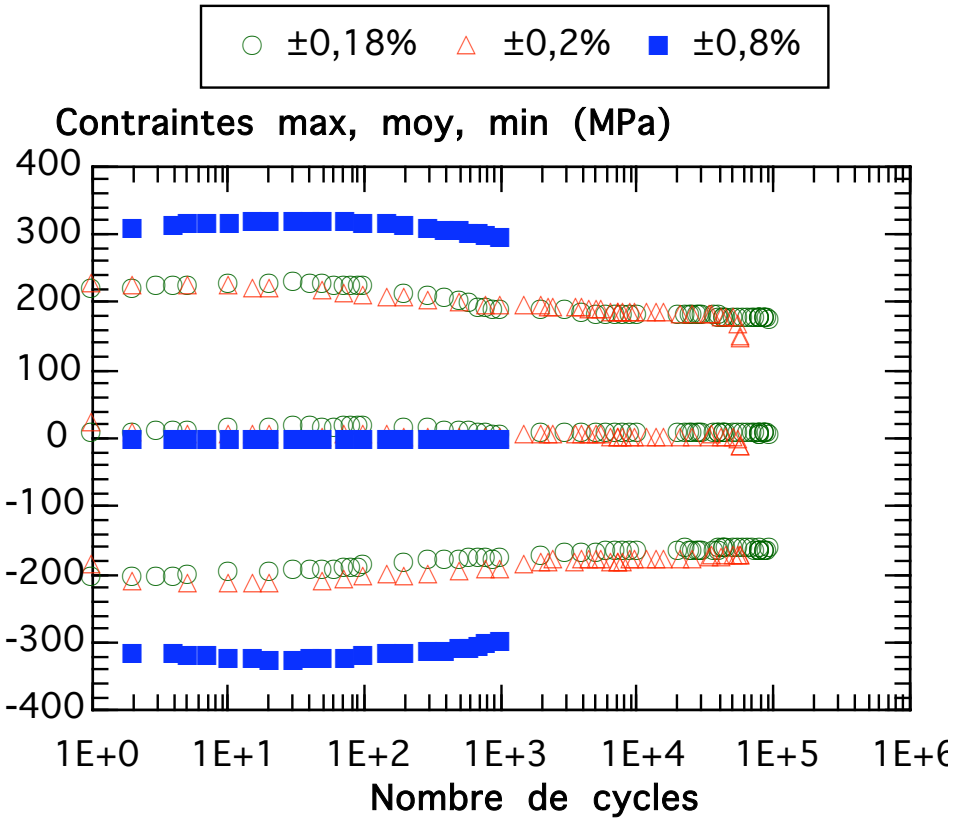


Figure III-30 : Evolution de la contrainte maximale, moyenne et minimale en fonction du nombre de cycles pour un essai de fatigue mécano-thermique **hors-phase** sur **Tôle T218**

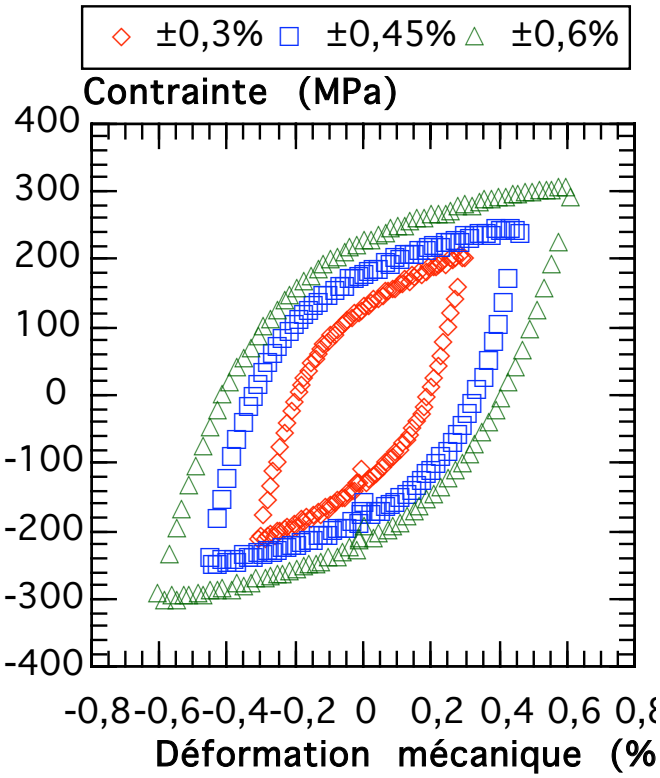


Figure III-31 : Boucles contrainte – déformation mécanique à mi-durée de vie en fatigue mécano-thermique **hors-phase** sur **Bride BT**

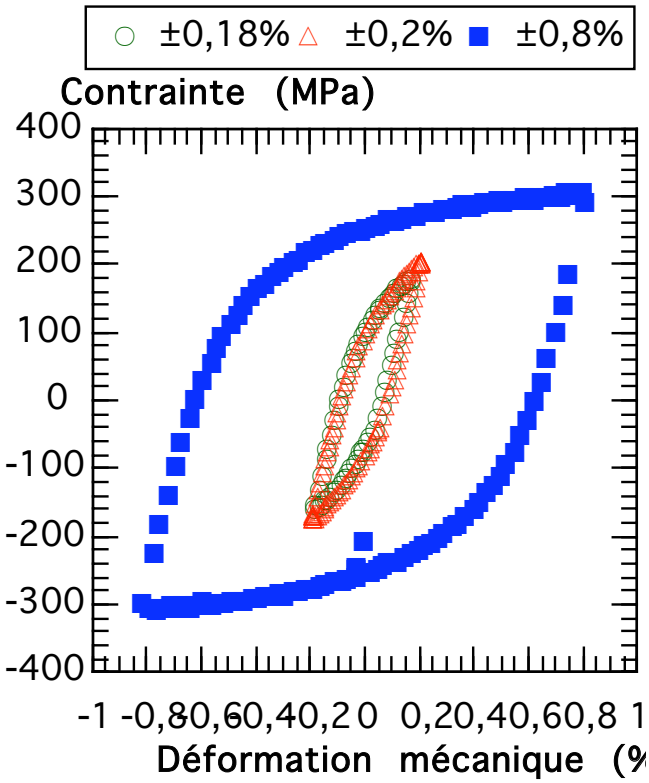


Figure III-32 : Boucles contrainte – déformation mécanique à mi-durée de vie en fatigue mécano-thermique hors-phase sur **Tôle T218**

L'évolution de la déformation inélastique, (calculée d'après la formule II-2), en fonction du nombre de cycles est présentée Figure III-33.

L'amplitude de déformation inélastique diminue avec le niveau de chargement mécanique, d'autre part, et pour la majorité des essais, la déformation inélastique évolue peu en fonction du nombre de cycles.

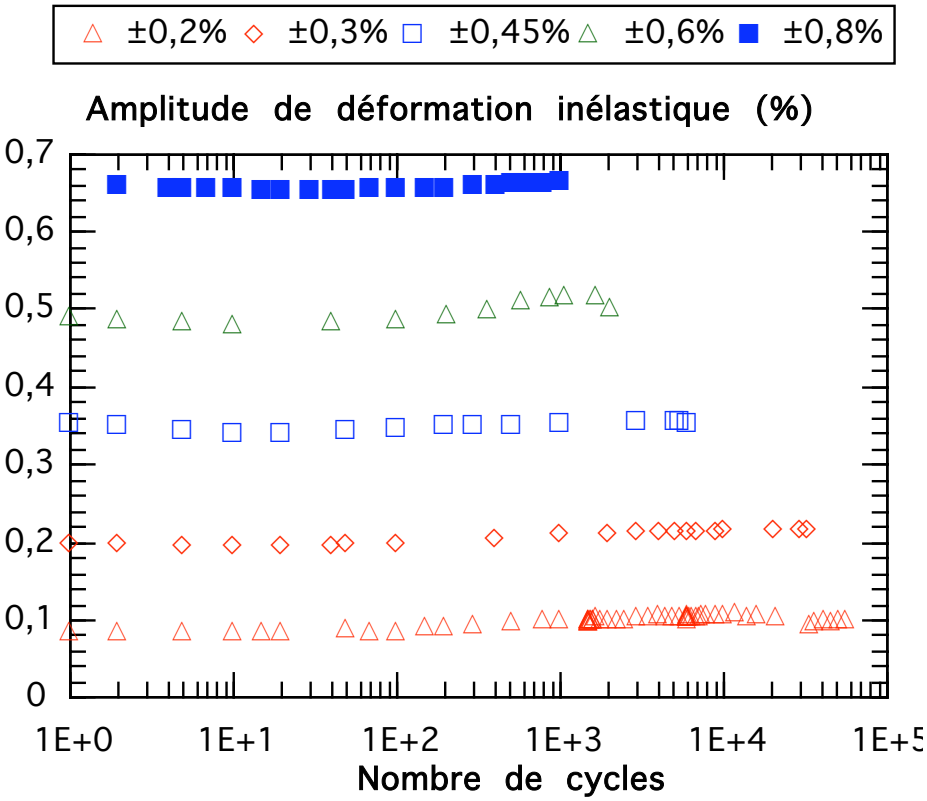


Figure III-33 : Evolution de l'amplitude de déformation inélastique en fonction du nombre de cycles en fatigue mécano-thermique hors-phase

III.2.3.2 Effet de la forme de cycle mécano-thermique sur le comportement du matériau

III.2.3.2.1 Ecrouissage cyclique en fatigue mécano-thermique (hors-phase / en-phase)

Deux essais d'écrouissage cyclique en fatigue mécano-thermique ont été réalisés. L'un suivant un cycle hors-phase et l'autre en-phase. La variation thermique étant maintenue constante, comme dans le cas des essais de durée de vie, égale à 5°C/s. Dans les deux cas de figure, on a pris le soin de démarrer les essais en partant en compression. De ce fait, on mettra en évidence le rôle de la thermique dans le comportement mécano-thermique du matériau. Les tableaux III-8 et III-9 résument l'ensemble des caractéristiques des deux essais au 20ème cycle.

Tableau III-5: Résumé de l'essai d'écrouissage cyclique en fatigue mécano-thermique hors-phase T_{min} = 90°C T_{max} = 165°C f = 0,033 Hz N = 20 cycles par séquence

Réf. séquence	Amplitude de déformation (%)			Contrainte (MPa)		
	$\Delta\varepsilon_m/2$	$\Delta\varepsilon_e/2$	$\Delta\varepsilon_{in}/2$	σ_{max}	σ_{min}	$\Delta\sigma/2$
FMT-OP-1	0,024	0,024	0	70,7	-20,4	45,5

FMT-OP-2	0,054	0,054	0	118,9	-82,1	100,5
FMT-OP-3	0,081	0,076	0,005	148,6	-145,2	146,9
FMT-OP-4	0,105	0,091	0,014	169,5	-182,6	176,1
FMT-OP-5	0,131	0,102	0,029	190,4	-206,7	198,6
FMT-OP-6	0,157	0,110	0,046	201,0	-226,8	213,9
FMT-OP-7	0,182	0,116	0,066	213,0	-239,7	226,4
FMT-OP-8	0,207	0,121	0,086	220,1	-249,3	234,7
FMT-OP-9	0,231	0,125	0,107	230,6	-255,6	243,1
FMT-OP-10	0,259	0,128	0,130	239,2	-258,5	248,9
FMT-OP-11	0,309	0,135	0,175	251,3	-269,1	260,2
FMT-OP-12	0,359	0,138	0,221	263,6	-275,4	269,5
FMT-OP-13	0,459	0,143	0,316	278,0	-289,0	283,5
FMT-OP-14	0,559	0,148	0,411	289,9	-298,4	294,1
FMT-OP-15	0,661	0,152	0,509	301,3	-308,8	305,0
FMT-OP-16	0,812	0,160	0,652	317,0	-327,2	322,1

Tableau III-6: Résumé de l'essai d'écrouissage cyclique en fatigue mécano-thermique en-phase T_{min} = 90°C T_{max} = 165°C f = 0,033 Hz N = 20 cycles par séquence

Réf. essai	Amplitude de déformation (%)			Contrainte (MPa)		
	$\Delta\varepsilon_m/2$	$\Delta\varepsilon_e/2$	$\Delta\varepsilon_{in}/2$	σ_{max}	σ_{min}	$\Delta\sigma/2$
FMT-IP-1	0,019	0,019	0	35,9	-28,1	32,0
FMT-IP-2	0,049	0,049	0	98,0	-67,9	82,9
FMT-IP-3	0,074	0,067	0,007	128,0	-110,3	119,1
FMT-IP-4	0,100	0,086	0,014	155,7	-151,1	153,4
FMT-IP-5	0,126	0,096	0,029	167,8	-176,0	171,9
FMT-IP-6	0,150	0,104	0,046	179,9	-188,3	184,1
FMT-IP-7	0,176	0,109	0,067	188,1	-197,3	192,7
FMT-IP-8	0,202	0,114	0,088	196,5	-204,1	200,3
FMT-IP-9	0,228	0,118	0,110	205,9	-209,7	207,8
FMT-IP-10	0,252	0,119	0,132	211,8	-213,6	212,7

FMT-IP-11	0,303	0,124	0,179	221,4	-222,6	222,0
FMT-IP-12	0,353	0,127	0,225	232,1	-231,3	231,7
FMT-IP-13	0,453	0,135	0,318	246,2	-248,7	247,4
FMT-IP-14	0,554	0,141	0,412	256,3	-260,3	258,3

La Figure III-34 compare les boucles aux 20èmes cycles des deux types d'essais à la même amplitude de déformation mécanique (0,16%). Pour une faible amplitude de déformation mécanique, le matériau s'écrouit plus suivant un cycle hors-phase qu'un cycle en-phase. La différence d'écrouissage est plus marquée en compression ce qui correspond à une température de 165°C pour le cas hors-phase. En traction la différence d'écrouissage, bien qu'elle soit moins importante, continue d'exister entre les essais hors-phase et en-phase. Le centre de symétrie de la boucle hors-phase tend à se décaler vers la droite par rapport à l'origine alors que la boucle en-phase reste symétrique.

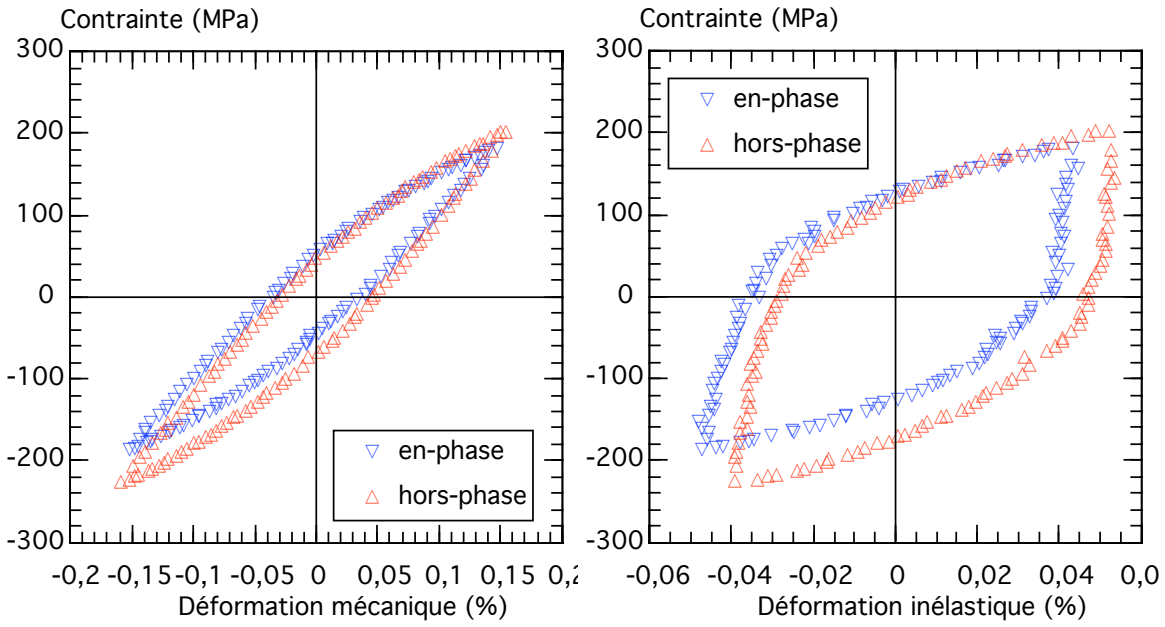


Figure III-34 : Boucles contrainte-déformation mécanique en fatigue mécano-thermique en-phase et hors-phase, $\Delta\varepsilon_m/2$ = 0,16%, R_ε = -1

Pour une amplitude de déformation plus importante, ($\Delta\varepsilon_m/2$ = 0,46%) (Figure III-35), la différence d'écrouissage entre les deux types de cycles continue d'exister. Avec toujours une contrainte plus élevée en compression qu'en tension. La boucle hors-phase est légèrement décalée par rapport au centre alors que la boucle en-phase est centrée.

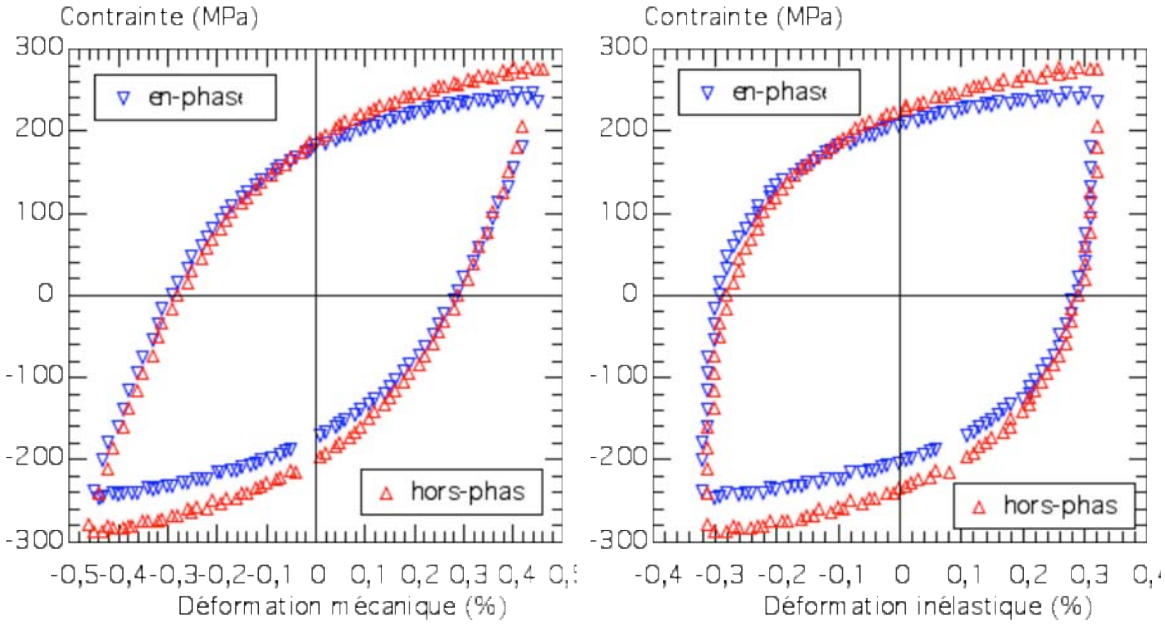


Figure III-35 : Boucles contrainte-déformation mécanique en fatigue mécano-thermique en-phase et hors-phase 90 - 165°C, $\Delta\varepsilon_m/2$ = 0,46%, R_ε = -1

L'ensemble des résultats est résumé sous forme d'une courbe d'écrouissage cyclique Figure III-36. En lissant les résultats suivant l'équation III-2, on obtient les paramètres résumés dans le Tableau III-7. On remarque, d'après les résultats obtenus suivant les deux cycles que :

- Suivant un cycle hors-phase, l'acier inoxydable austénitique 304L s'écrouit plus que suivant un cycle en-phase.
- La limite élastique du matériau en fatigue mécano-thermique hors-phase semble être plus importante qu'en fatigue anisotherme en-phase.
- Contrairement au cas isotherme (90 et 165°C), l'ensemble des points suivent la loi d'écrouissage (équation III-2)
- En fatigue mécano-thermique, le matériau s'écrouit plus qu'en fatigue isotherme à 90 et 165°C.

La Figure III-37 trace l'évolution de l'amplitude de contrainte au 20ème cycle en fonction de l'amplitude de déformation plastique calculé suivant l'équation II-5. Pour un niveau de contrainte donné, l'acier inoxydable austénitique 304L présente une déformation permanente plus importante suivant un cycle en-phase qu'un cycle Hors-phase. **Le caractère viscoplastique est ainsi influencé par la forme du cycle dans une sollicitation mécano-thermique.**

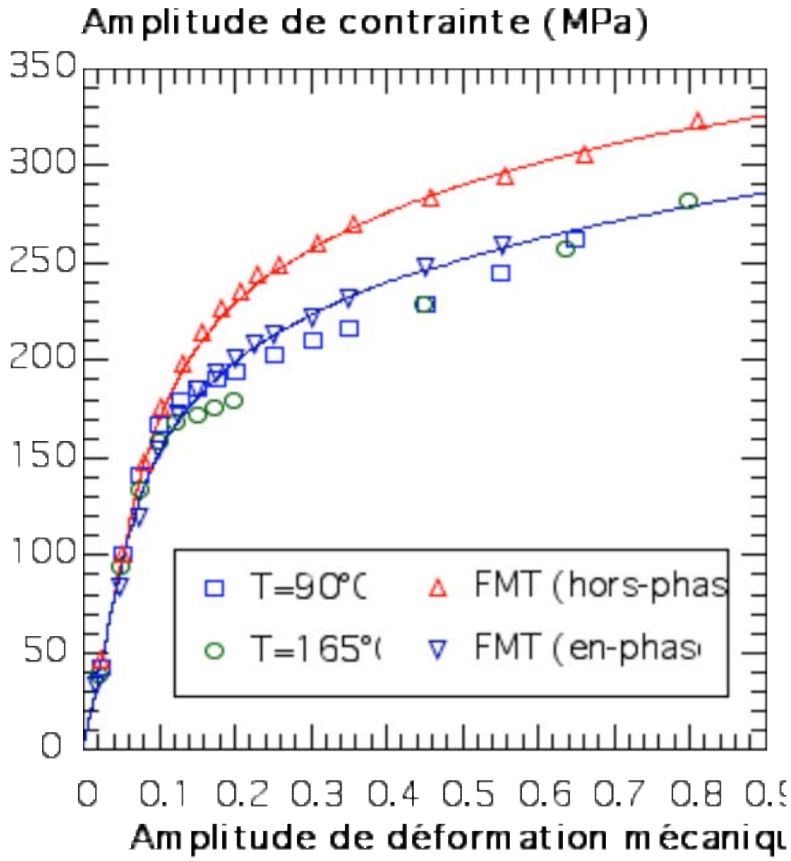


Figure III-36 : Courbe d'écrouissage cyclique FMT (hors-phase/en-phase)

90 – 165°C, f = 0,033 Hz, R_ε = -1

Tableau III-7: Coefficient de la courbe d'écrouissage cyclique en fatigue mécano-thermique (à N = 20 cycles)

Type d'essai	Fréquence Hz	E (GPa)	A (MPa)	n'	Coefficient de régression r
hors-phase	0,033	193,27	343,5	0,161	0,997
En-phase	0,033	193,27	300,8	0,176	0,998

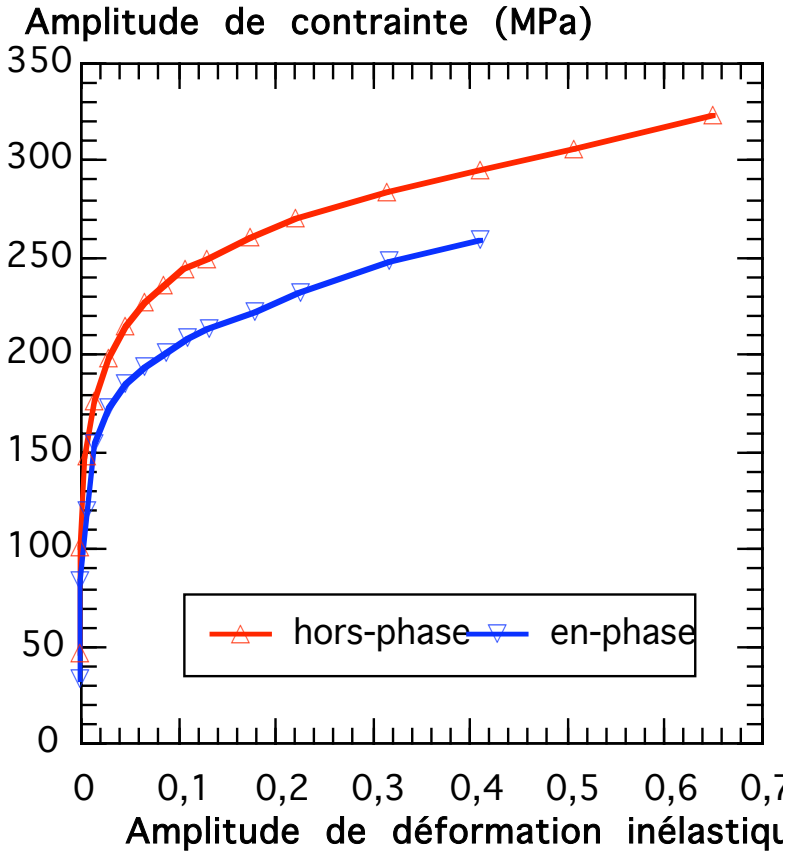


Figure III-37 : Courbe d'écrouissage cyclique en fatigue mécano-thermique en fonction de la déformation inélastique

III.2.3.2.2 Essai de durée de vie en fatigue mécano-thermique en-phase

Afin d'étudier l'effet de la forme du cycle sur le comportement et l'endommagement du matériau en fatigue mécano-thermique, un essai de fatigue anisotherme en-phase a été réalisé. Comme pour le cycle hors-phase, l'essai est démarré en chauffant à partir de la température de 127°C.

L'évolution de la contrainte résultante maximale, moyenne et minimale est représentée Figure III-38. Sur le même graphique, sont présentés les résultats obtenus à la même amplitude de déformation mécanique en fatigue mécano-thermique hors-phase et en fatigue isotherme à 90 et 165°C.

Un comportement cyclique semblable au cycle hors-phase est noté pour le cycle en-phase. Par contre, on remarque que la contrainte moyenne est en compression. Au cours de l'essai, cette contrainte se relaxe pour atteindre un niveau comparable à la valeur de l'essai hors-phase.

L'évolution des déformations inélastiques maximales et minimales (Figure III-39) montre une amplitude comparable pour les deux cycles mécano-thermiques. Le comportement est caractérisé par un premier stade au cours des 100 premiers cycles pendant lequel la déformation plastique est quasi constante. Le deuxième stade correspondant à l'adoucissement du matériau se caractérise par une augmentation de la

déformation inélastique au cours de l'essai, cette augmentation étant supérieure dans l'essai hors-phase que celui en-phase.

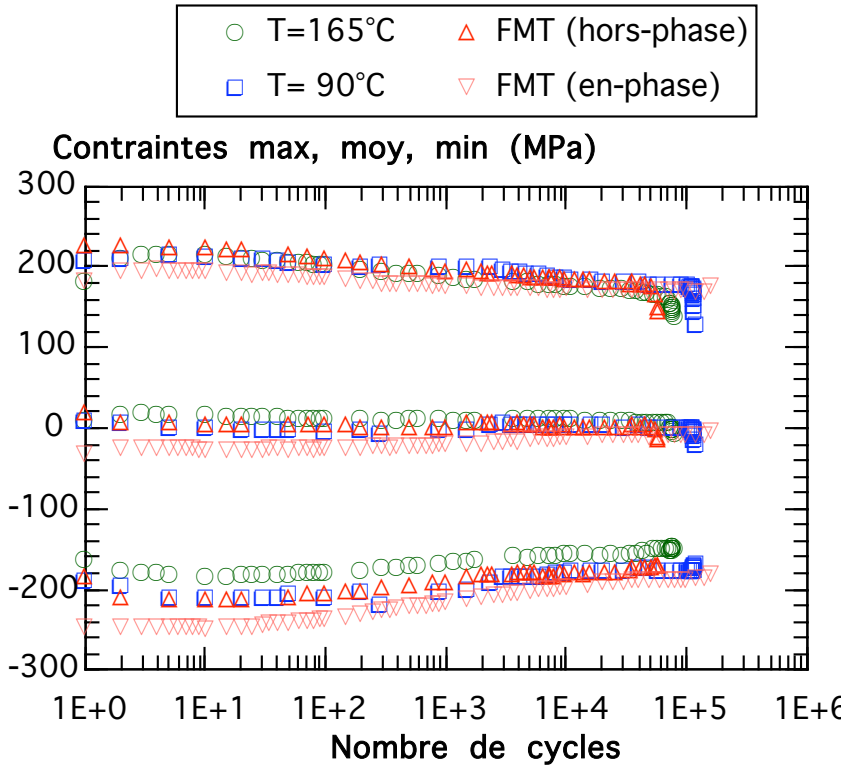


Figure III-38 : Evolution de la contrainte maximale, moyenne et minimale en fonction du nombre de cycles, $\Delta\varepsilon_m/2 = 0{,}2\%$, $R_\varepsilon = -1$

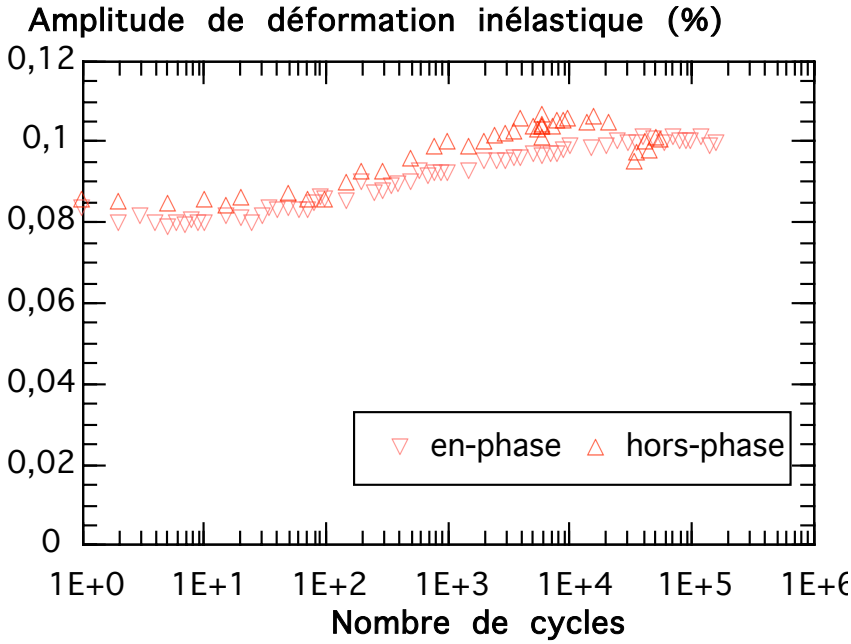


Figure III-39 : Evolution de la déformation inélastique maximale et minimale en fonction du nombre de cycles en fatigue mécano-thermique hors-phase et en-phase 90 – 165°C, $\Delta\varepsilon_m/2 = 0{,}2\%$, $R_\varepsilon = -1$

III.2.3.3 Essai de fatigue mécano-thermique : cycle CEA

Un autre type de cycle mécano-thermique a été testé dans une gamme de températures plus élevées. Le cycle testé dérive d'un calcul thermique et mécanique d'un essai de structure appelé SPLASH (Fissolo A. 2001). Le calcul thermomécanique réalisé sur structure (Annexe B) donne une variation de la déformation mécanique en surface comme le montre la Figure III-40. Ce qui donne un cycle déformation mécanique – température de type hors-phase (Figure III-41). Le calcul de la déformation mécanique est réalisé en prenant comme état d'équilibre l'éprouvette à la température de 320°C.

Sur un essai de structure, les expériences ont montré l'amorçage et la propagation en surface et en profondeur d'un réseau de faïençage thermique. Le cyclage thermique induit un état de déformation tri-axial dans la structure. Pour simplifier le problème nous ne tenons compte que de l'état de déformation dans le plan de la surface de l'éprouvette à savoir le plan (yz).

Dans ce plan l'état de déformation est toujours en déformation de traction (Figure III-41)

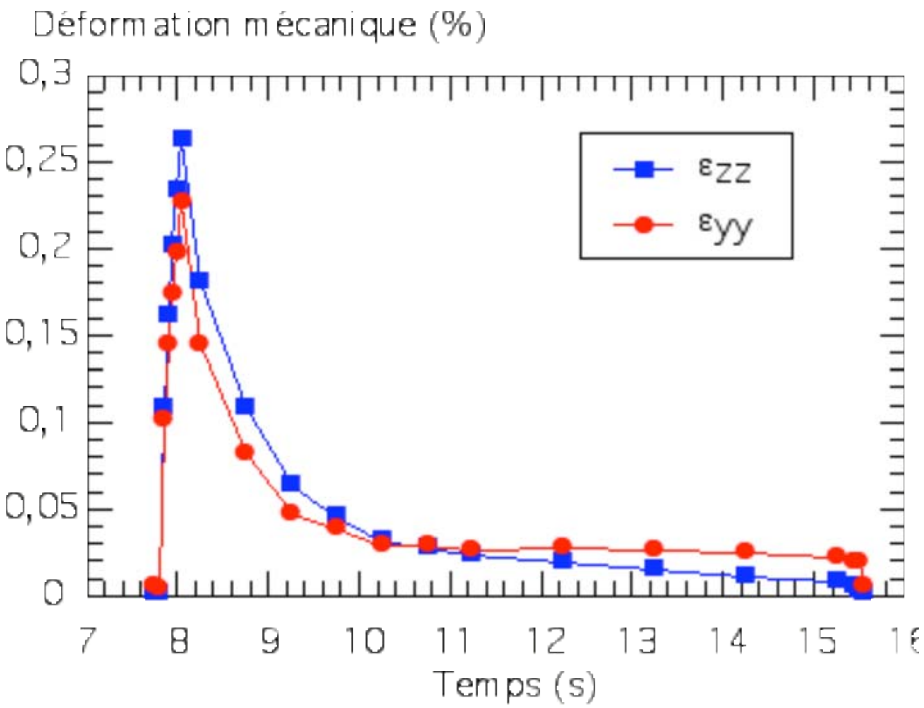


Figure III-40 : Evolution de la déformation mécanique en surface au cours d'un cycle thermique 170 – 320°C (Annexe B)

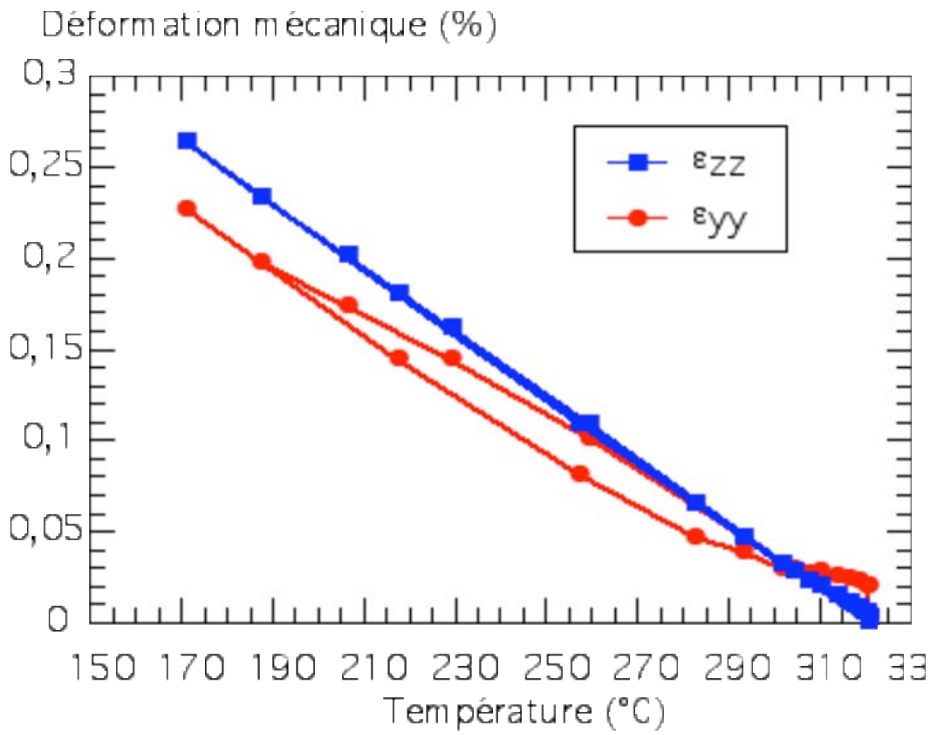


Figure III-41 : Variation de la déformation mécanique ε_{yy} ε_{zz} en fonction de la température en surface (Annexe B)

Pour des raisons de durée d'essai, nous avons réalisé un essai en fatigue mécano-thermique suivant le cycle de la figure II-10. L'amplitude de déformation mécanique testée est de 0,18 % et le rapport de déformation est $R_\varepsilon = 0$. Dans ce qui suit, nous essayons de comparer les résultats obtenus avec ceux de l'essai à ±0,18 % suivant un cycle hors-phase standard.

La Figure III-42 trace l'évolution de la contrainte maximale, minimale et moyenne en fonction du nombre de cycles. Le comportement du matériau à ce type de sollicitation est comparable, avec deux phases d'évolution de la contrainte, mais la variation de la contrainte macroscopique est moins importante suivant le cycle 170 - 320°C que dans le cas 90 - 165°C avec un cycle hors-phase standard. Dans les deux cas de figure, la contrainte moyenne est en traction avec une valeur initiale de l'ordre de 15 MPa qui se relaxe au cours d'essai jusqu'à 5 MPa enfin d'essai. Il est à noter aussi que l'amorçage et la propagation d'une fissure dans la zone utile sont accompagnés par une chute de la contrainte.

De point de vue comportement, la Figure III-43 compare les deux boucles enregistrées à mi-durée de vie. Même à une gamme de température élevée (170 - 320°C), la réponse du matériau en fatigue mécano-thermique ne change pas par rapport à la fatigue isotherme à 90 et 165°C. Le niveau de déformation plastique est illustré par la Figure III-44. Cette figure montre qu'à une gamme de température supérieure, l'amplitude de déformation plastique est plus importante que sous

sollicitations entre 90°C et 165°C pour la même amplitude de déformation mécanique. La plasticité de l'acier inoxydable austénitique 304L est sensible à l'amplitude de la température en fatigue mécano-thermique.

Dans le cas de l'essai 170 - 320°C, après une déformation plastique initiale de l'ordre de 0,14%, au premier cycle, l'amplitude de la déformation inélastique évolue ensuite au cours du cyclage entre 0,08% et 0,1%.

En termes d'évolution, on remarque aussi que la déformation inélastique de l'acier inoxydable austénitique 304L est plus stable dans l'essai 170 - 320°C que dans l'essai 90 - 165°C.

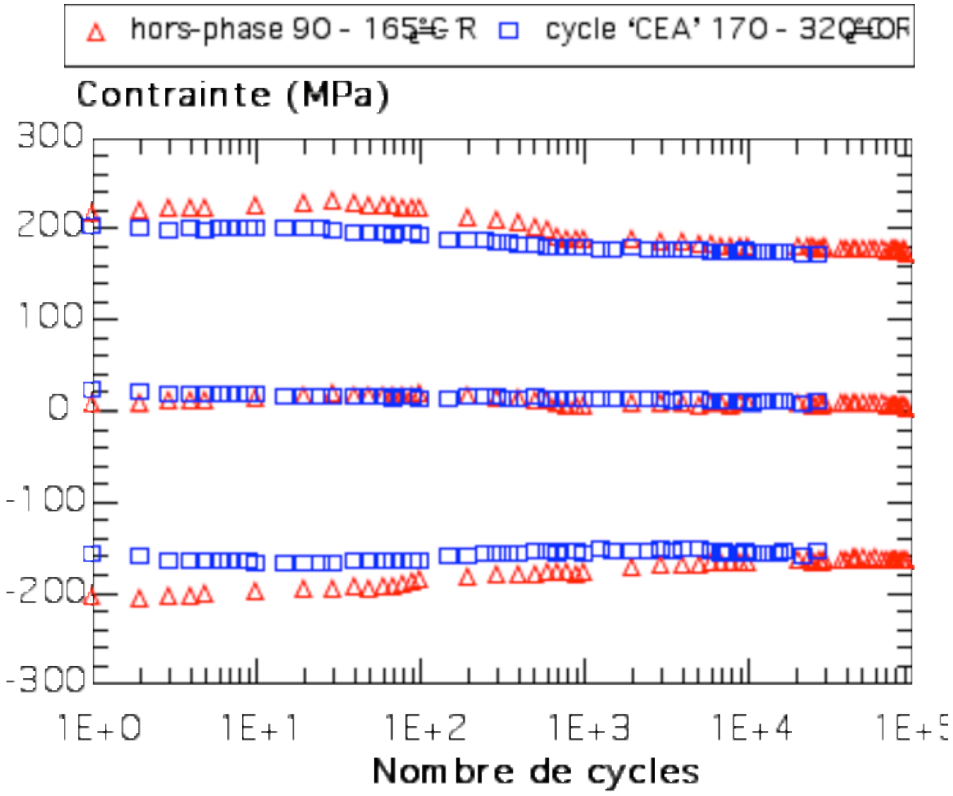


Figure III-42 : Evolution des contraintes maximales, moyennes et minimales en fonction du nombre de cycles pour deux essais de fatigue mécano thermique à $\Delta\varepsilon_m/2 = 0{,}18\%$

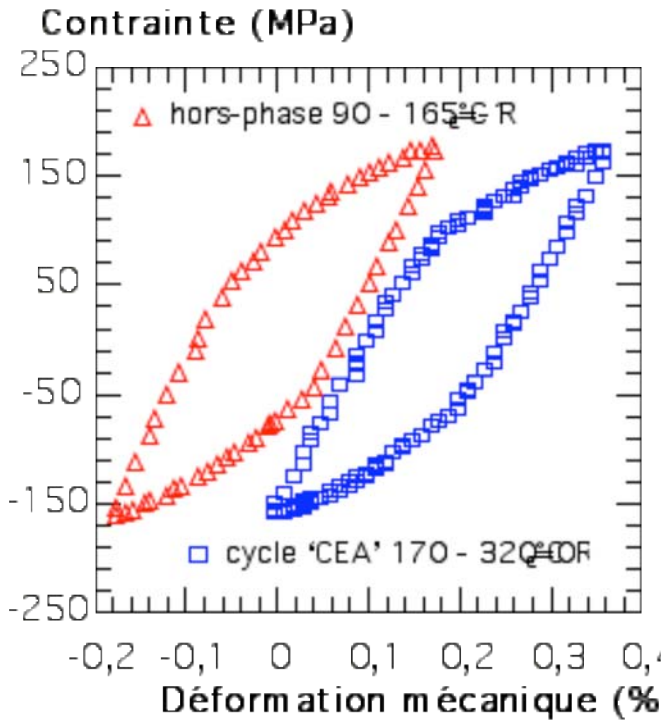


Figure III-43 : Boucles contrainte–déformation mécanique à mi-durée de vie sur tôle **T218**

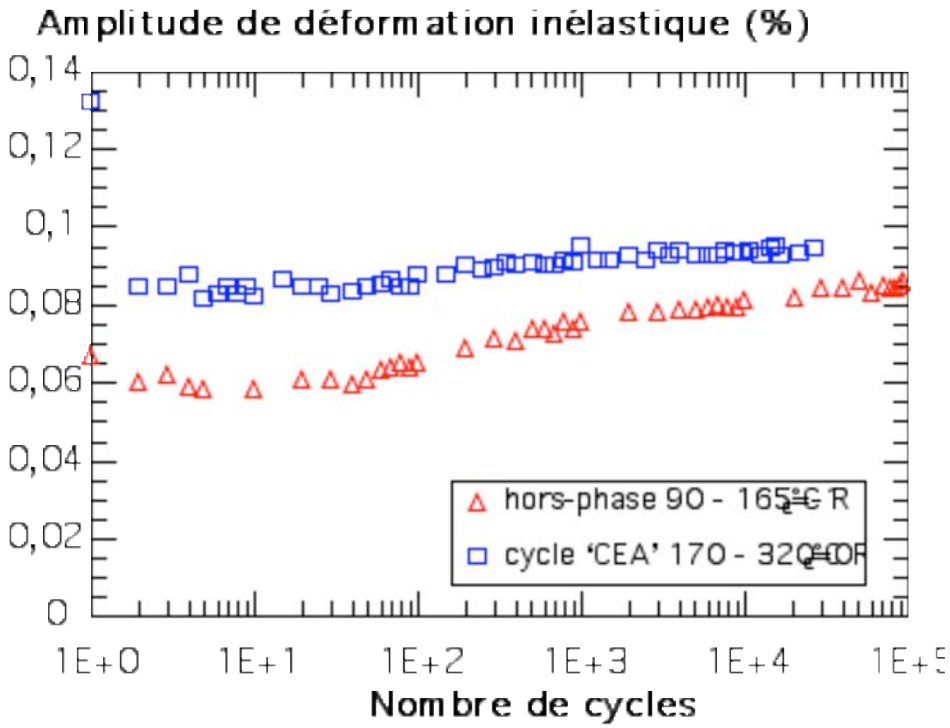


Figure III-44 : Evolution de l'amplitude de déformations inélastiques en fonction du nombre de cycles

III.2.4 Durée de vie du 304L en fatigue mécano-thermique

Le diagramme de durée de vie $\Delta\varepsilon_m/2 = f(N_f)$ est présenté Figure III-45. L'amplitude de contrainte à mi-durée de vie est tracée en fonction de la durée de vie du matériau Figure III-46.

III.2.4.1 Cycle mécano thermique hors-phase

Tous les essais ont été arrêtés suite à la propagation d'une fissure principale dans la zone utile de l'éprouvette. D'après le diagramme de durée de vie, on remarque que :

La différence de prélèvement (tôle différente ou bride) n'a pas d'effet sur la durée de vie en fatigue mécano thermique.

Pour des amplitudes de déformation importantes, le cycle hors-phase est plus endommagement qu'en fatigue isotherme.

Pour les faibles amplitudes de déformation mécanique, la durée de vie en FMT est du même ordre de grandeur que celle des essais en fatigue isotherme à 165°C.

Sur le diagramme $\Delta\sigma/2 = f(N_f)$ (Figure III-46), pour des amplitudes de contraintes importantes (essai à ±0,8 %), alors que les essais isothermes donnent des durées de vie comparables, en fatigue mécano thermique le matériau résiste moins sous la même amplitude de déformation mécanique. Les points correspondant à des chargements mécaniques plus faibles sont présentés sur la courbe de durée de vie en fatigue isotherme 165°C.

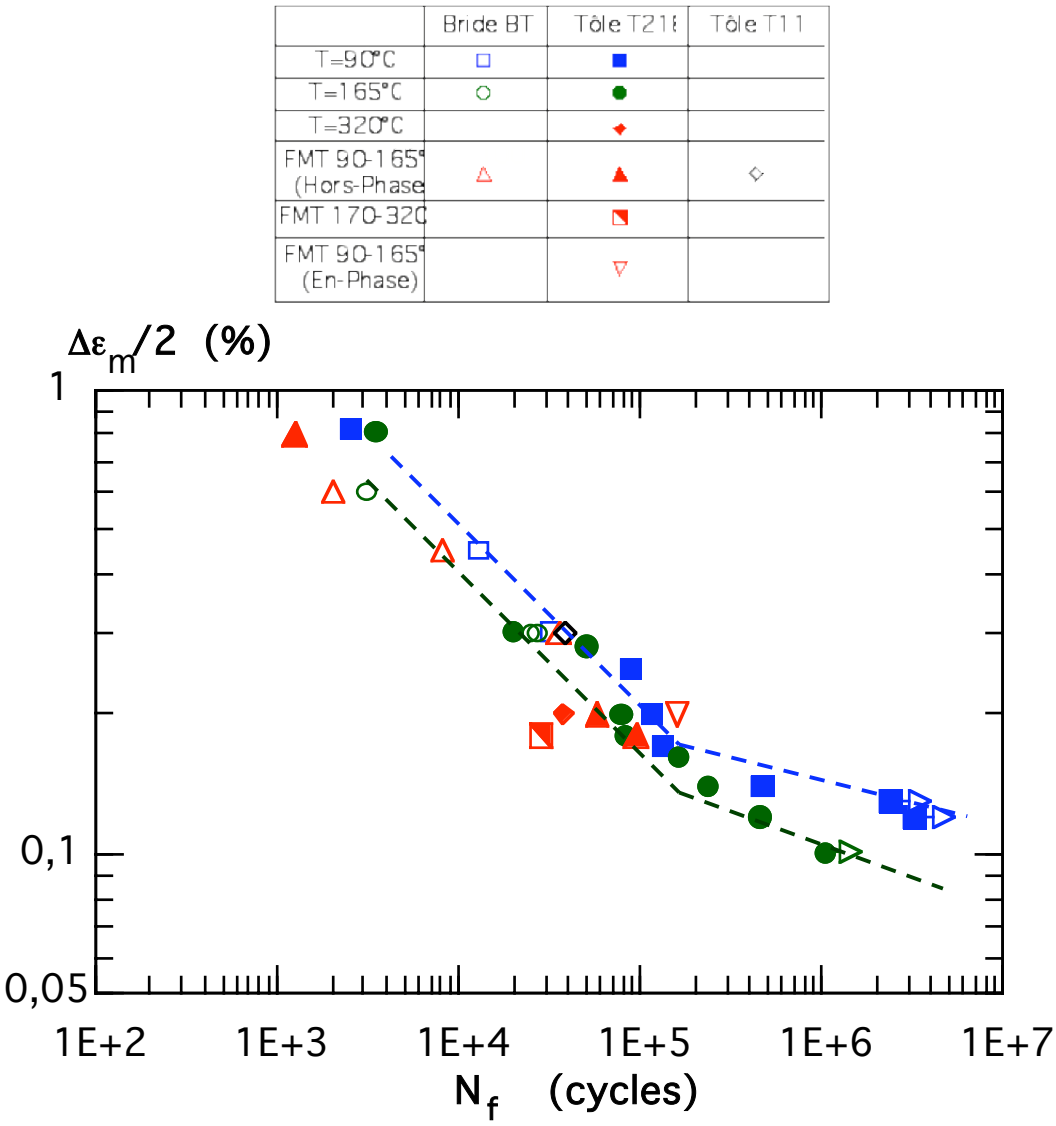


Figure III-45 : Diagramme de durée de vie $\Delta\varepsilon_m/2 = f(N_f)$

III.2.4.2 Essai de fatigue mécano thermique en-phase

Suivant un cycle en-phase et à une amplitude de déformation mécanique ±0,2 %, la durée de vie du matériau est nettement supérieure à celle du cycle hors-phase. La durée de vie du matériau sous sollicitation mécano-thermique En-phase se situe sur la courbe de durée de vie en fatigue isotherme à 90°C (Figure III-46).

III.2.4.3 Effet de la forme du cycle sur la durée de vie du matériau

Sur le diagramme de durée de vie (Figure III-45) on remarque que la durée de vie du matériau en fatigue mécano-thermique suivant un cycle type 'CEA 170 - 320°C' est inférieure à celle d'un essai de fatigue isotherme réalisée à 320°C. Sur un diagramme $\Delta\sigma/2 = f(N_f)$ la durée de vie en fatigue mécano-thermique 170 - 320°C correspond à l'ordre de grandeur de durée de vie de l'essai de fatigue isotherme à 320°C.

Comparé aux essais de fatigue mécano-thermique hors-phase 90 - 165°C, le cycle 170 - 320°C conduit à une durée de vie beaucoup moins importante (réduction d'un facteur de 3,3). Bien que la déformation moyenne soit supérieure dans le cas du cycle 170 - 320°C, nous avons vu que la contrainte résultante est symétrique ce qui laisserait probablement imaginer plutôt un effet de température.

III.2.4.4 Effet de la composition chimique de l'acier (Tôle T112)

À une amplitude de déformation mécanique de ±0,3 % et suivant un cycle hors-phase standard (90 - 165°C), la nuance du matériau ne semble pas avoir un effet sur la durée de vie du matériau. En effet bien qu'elle soit un peu plus sensible à la transformation martensitique, la tôle T112 donne une durée de vie comparable par rapport à l'essai sur la tôle T218 (Figure III-45 et Figure III-46).

La Figure III-47 compare les résultats de fatigue isotherme réalisés sur la tôle T112 (Mottot 2001) et l'essai de fatigue mécano thermique réalisé sur la même tôle. On remarque que le cycle hors-phase est moins endommageant que les cycles isothermes à la température maximale du cycle thermique.

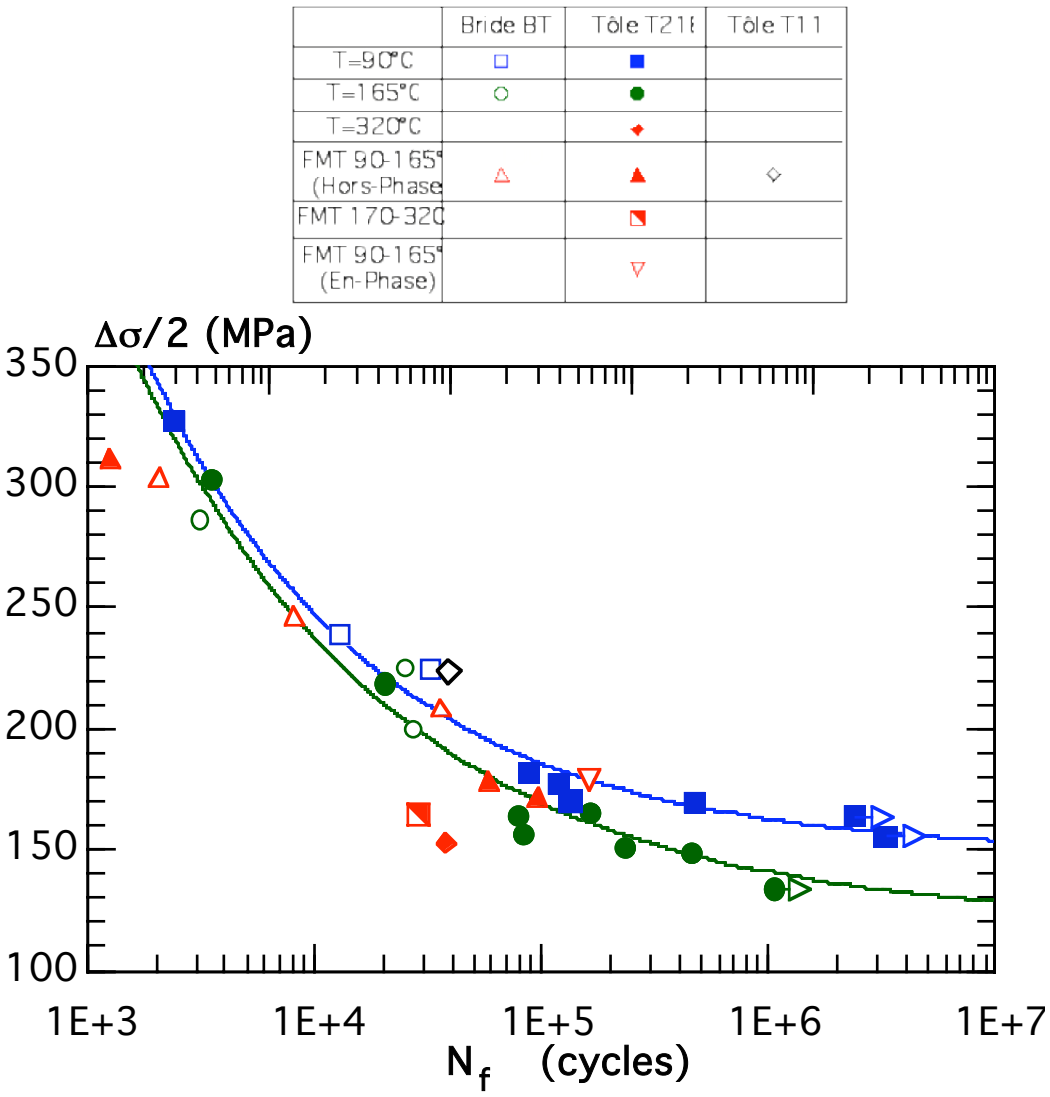


Figure III-46 : Diagramme de durée de vie $\Delta\sigma/2 = f(N_f)$

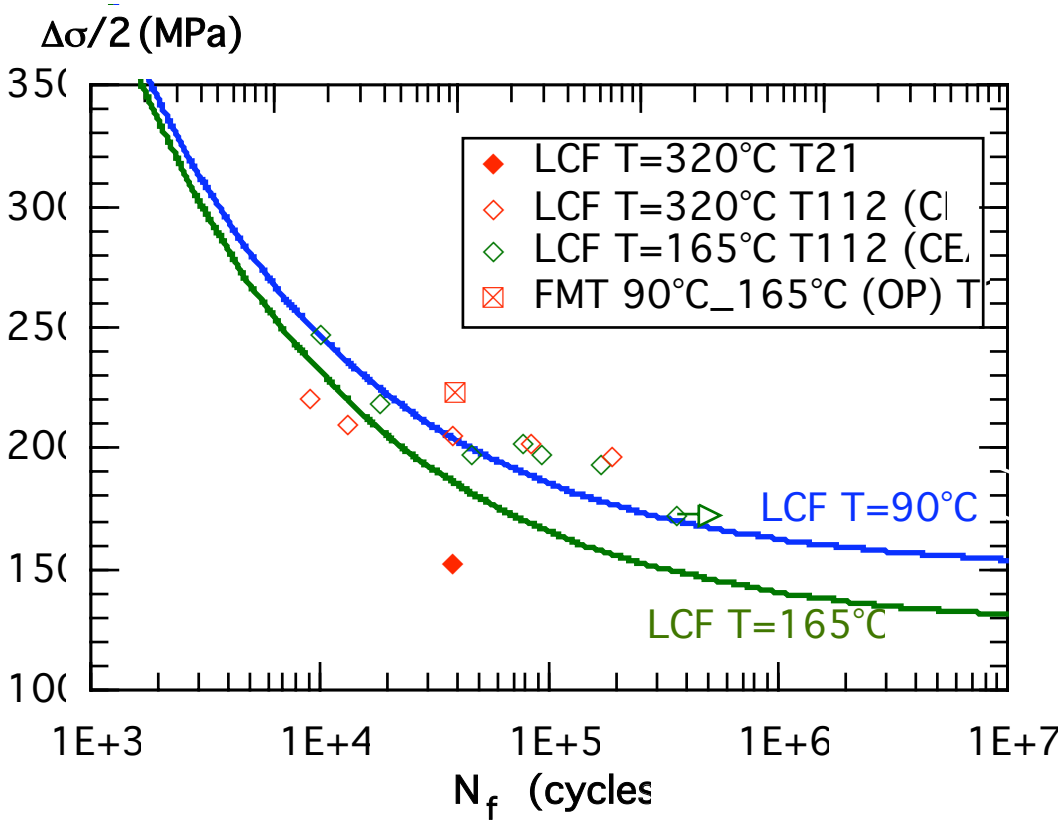


Figure III-47 : Effet de la composition chimique sur la durée de vie du 304L

Diagramme de durée de vie $\Delta\sigma/2 = f(N_f)$ **Tôle T112**

III.3 ENDOMMAGEMENT DE L'ACIER INOXYDABLE AUSTENITIQUE 304L

III.3.1 Fatigue isotherme

III.3.1.1 <u>Essai de fatigue isotherme à température ambiante</u>

L'essai de fatigue réalisé à température ambiante à une déformation mécanique de ±1% à conduit à la propagation de multi-fissures (Figure III-48). Comme cela a été

mentionné auparavant, à la fin de l'essai, la présence de martensite de déformation α' a été détectée par la réponse à l'aimant de l'éprouvette.

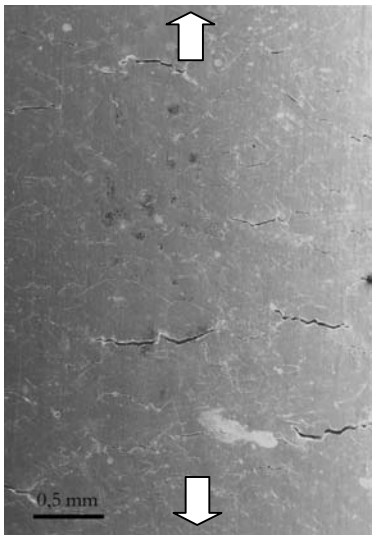


Figure III-48 : Fût d'éprouvette de fatigue isotherme T = 25°C, $\varepsilon_m = \pm 1\%$, f = 0,1 Hz, N = 914 cycles

III.3.1.2 Essais de fatigue isotherme à 90°C

Pour un niveau de déformation mécanique $\varepsilon_m = \pm 0{,}8\%$ et à la fréquence de 1 Hz, l'essai réalisé à 90°C a conduit à l'amorçage et à la propagation d'une fissure principale perpendiculaire à la direction de sollicitation. L'essai a été conduit jusqu'à rupture de l'éprouvette. Le faciès de rupture (Figure III-49) met en évidence l'existence d'un site d'amorçage et la propagation d'une fissure principale jusqu'à rupture de l'éprouvette en deux.

À plus fort grossissement, le faciès est caractérisé par des stries de fatigue (Figure III-49) et un trajet de fissuration plutôt transgranulaire.

Sur l'ensemble des essais réalisés à 90°C, la fissuration est de type transgranulaire. Un exemple de fissure est donné (Figure III-50) pour un niveau de déformation mécanique $\varepsilon_m = \pm 0{,}14\%$. La ruine de l'éprouvette est caractérisée par l'amorçage et la propagation d'une fissure principale perpendiculaire à la direction de sollicitation et de fissures secondaires.

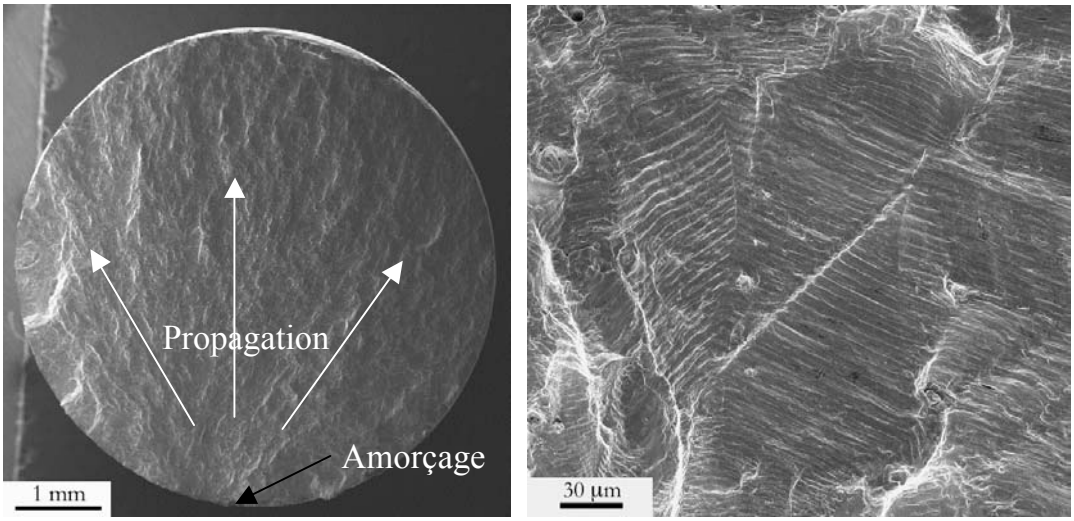


Figure III-49 : Faciès de rupture en fatigue isotherme T = 90°C, $\varepsilon_m = \pm 0{,}8\%$, f = 1 Hz, N = 2140 cycles

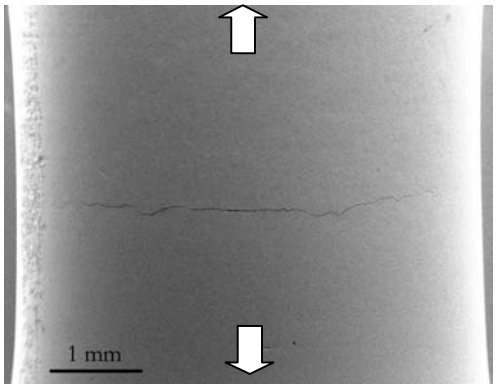


Figure III-50 : Fût d'éprouvette de fatigue isotherme T = 90°C, $\varepsilon_m = \pm 0{,}14\%$, f = 1Hz, N = 474619 cycles

III.3.1.3 Essais de fatigue isotherme à 165°C

À 165°C et pour le même niveau de déformation mécanique ($\varepsilon_m = \pm 0{,}8\%$) le même type de faciès est observé qu'à 90°C. Les stries de fatigue permettent d'estimer la vitesse de propagation instantanée de la fissure. Il est à noter que, dans ce cas, l'essai s'est arrêté brutalement suite à un problème d'extensométrie, d'où la présence d'une zone de rupture ductile observé sur la figure. Un tel faciès nous permet aussi d'avoir une idée sur le front de fissuration semi-circulaire de propagation dans une éprouvette cylindrique (Figure III-51).

Pour des niveaux de chargement plus faibles, l'endommagement à 165°C est caractérisé par l'amorçage et la propagation d'une fissure principale perpendiculairement au sens de chargement (Figure III-52). Des fissures secondaires sont apparues au niveau des pointes de la fissure principale. À cette température, la fissuration reste toujours transgranulaire à l'exemple de la Figure III-53. On note aussi

la présence d'un relief associé à des intrusions/extrusions et/ou des bandes de déformations.

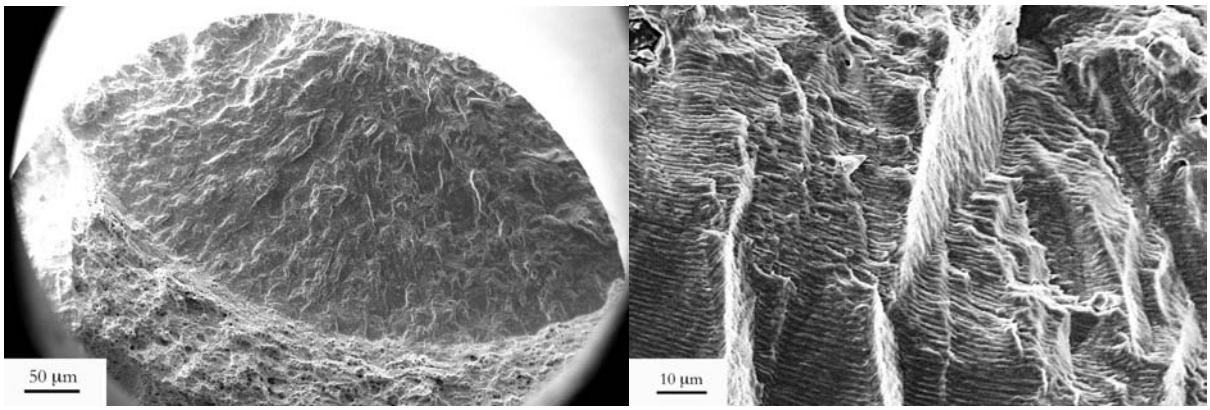


Figure III-51 : Faciès de rupture en fatigue isotherme à T = 165°C, $\varepsilon_m = \pm 0{,}8\%$, f = 1Hz, N = 3500 cycles

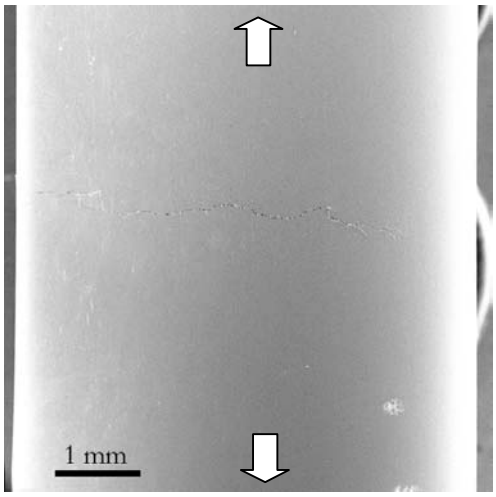


Figure III-52 : Fût d'éprouvette de fatigue isotherme T = 165°C, $\varepsilon_m = \pm 0{,}14\%$, f = 1Hz, N = 234271 cycles

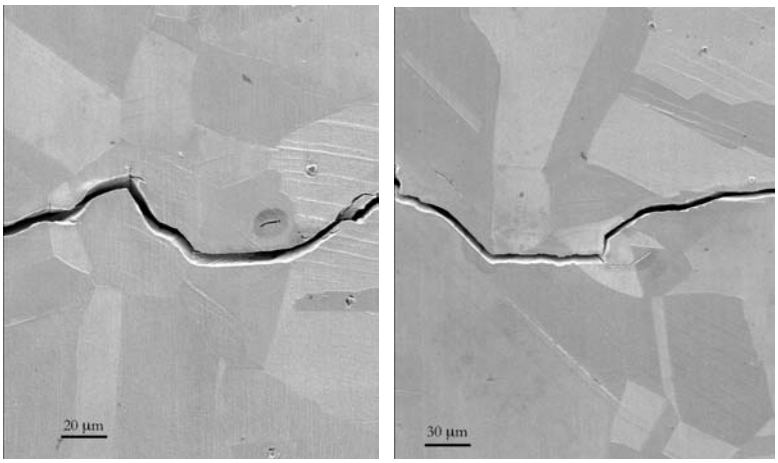


Figure III-53 : Trajet de fissuration en fatigue isotherme T = 165°C, $\varepsilon_m = \pm 0{,}12\%$, f = 1Hz, N = 457668 cycles

III.3.1.4 Essai de fatigue isotherme à 320°C

Pour une température supérieure, (320°C) et pour une déformation mécanique $\varepsilon = \pm 0{,}2\%$, la micrographie de l'éprouvette (Figure III-54) révèle la présence d'une zone fissurée caractérisée par l'amorçage et la propagation de deux ou trois fissures principales.

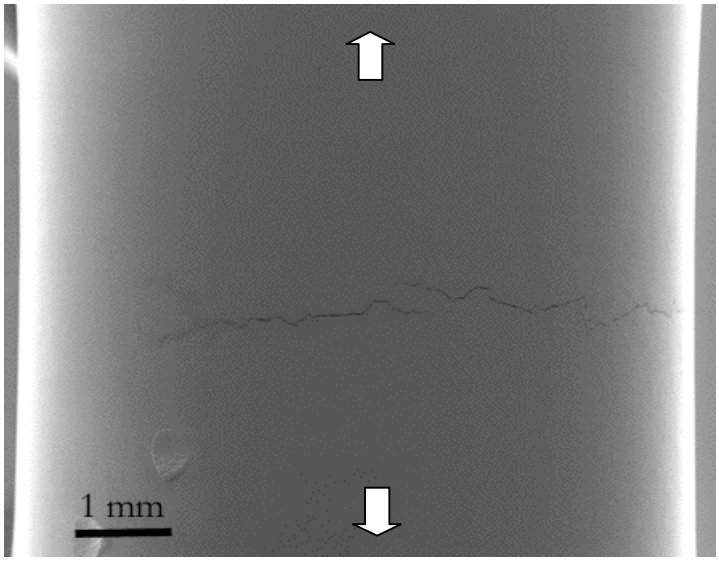
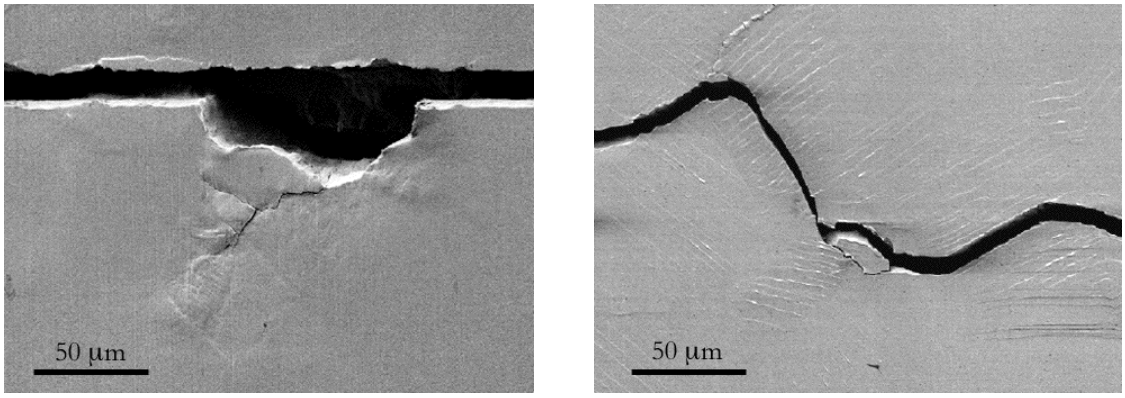


Figure III-54 : Fût d'éprouvette de fatigue isotherme T = 320°C, $\varepsilon_m = \pm 0{,}2\%$, f = 1Hz, N = 37819 cycles

La comparaison des lèvres des fissures à 90 et 320°C pour la même amplitude de déformation mécanique, suggère que quand la température augmente, l'endommagement du matériau est amorcé par la présence de bandes de déformation beaucoup plus denses qu'à basse température (T=90°C). En effet alors que sur l'éprouvette testée à 90°C, les lèvres de la fissure présentent peu de bandes de déformation, à 320°C il semble que le matériau est moins visqueux et que la déformation s'accompagne de la formation de bandes persistantes de déformation qui seront probablement à l'origine de l'amorçage des fissures en fatigue (Figure III-55).

Ces bandes de déformation sont probablement à l'origine de l'amorçage et peuvent constituer un chemin privilégié de la propagation des fissures de fatigue comme le montre la Figure III-56. Sur cette figure, il s'agit d'une fissure secondaire qui semble s'amorcer dans une zone où les bandes de déformation créent un site d'amorçage à presque 45° de l'axe de sollicitation.



(a) (b)

Figure III-55 : Bandes de déformation aux lèvres de fissures de fatigue $\varepsilon_m = \pm 0{,}2\%$, f = 1Hz (a) T = 90°C (b) T = 320°C

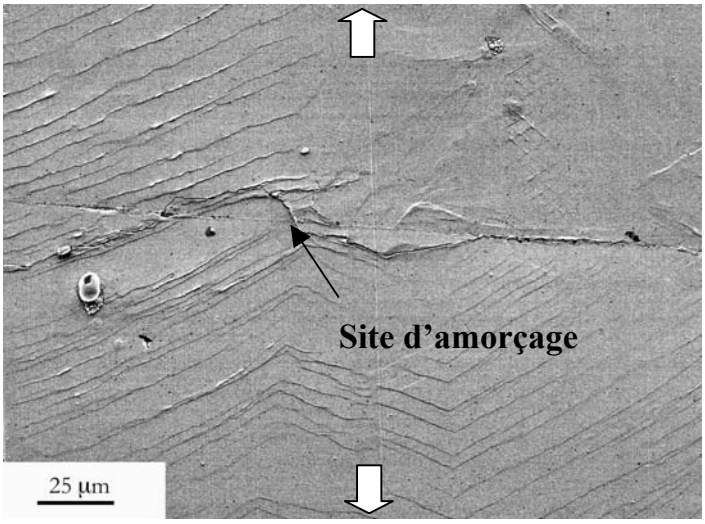


Figure III-56 : Amorçage de fissure de fatigue à partir de bandes de déformation T = 320°C, $\varepsilon_m = \pm 0{,}2\%$, f = 1 Hz

III.3.2 Endommagement en fatigue mécano-thermique

III.3.2.1 Essais de fatigue mécano-thermique hors-phase

En fatigue mécano-thermique et dans le cas des essais réalisés aussi bien sur la bride BT que sur la tôle T218, l'endommagement des éprouvettes est toujours de type transgranulaire voir Figure III-57. Dans la plupart des cas, on assiste à l'amorçage et la propagation d'une fissure principale traversante d'une longueur moyenne de 6 mm (Figure III-58 et Figure III-59).

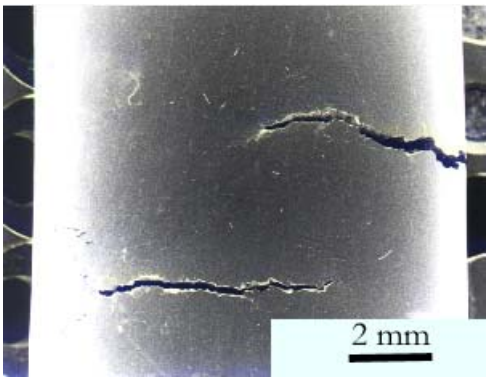


Figure III-57 : Fissure de fatigue mécano-thermique hors-phase 90 - 165°C, ε_m = ±0,3%, f = 0,033 Hz, N = 35661 cycles (**Bride BT**)

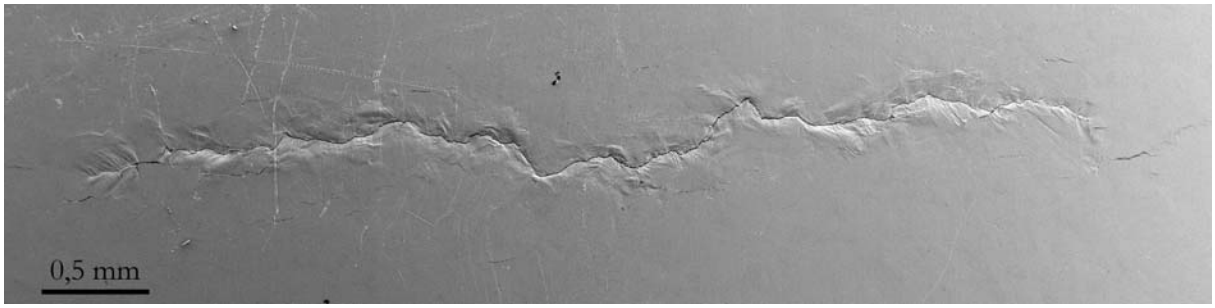


Figure III-58 : Fissure de fatigue mécano-thermique hors-phase 90 - 165°C, ε_m = ±0,2%, f = 0,033 Hz, N = 58085 cycles (**Tôle T218**)

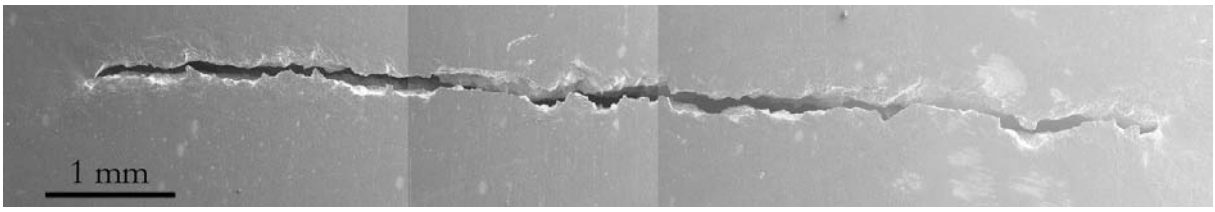


Figure III-59 : Fissure de fatigue mécano-thermique hors-phase 90 - 165°C, ε_m = ±0,18%, f = 0,033 Hz, N = 95604 cycles (**Tôle T218**)

Le faciès de rupture d'une fissure de fatigue mécano thermique (Figure III-60) met bien en évidence un site d'amorçage à la surface extérieure du tube. Des stries de fatigue sont observées à plus fort grossissement (Figure III-61) dans le sens de la propagation comme dans le cas des essais isothermes à 90 et 165°C.

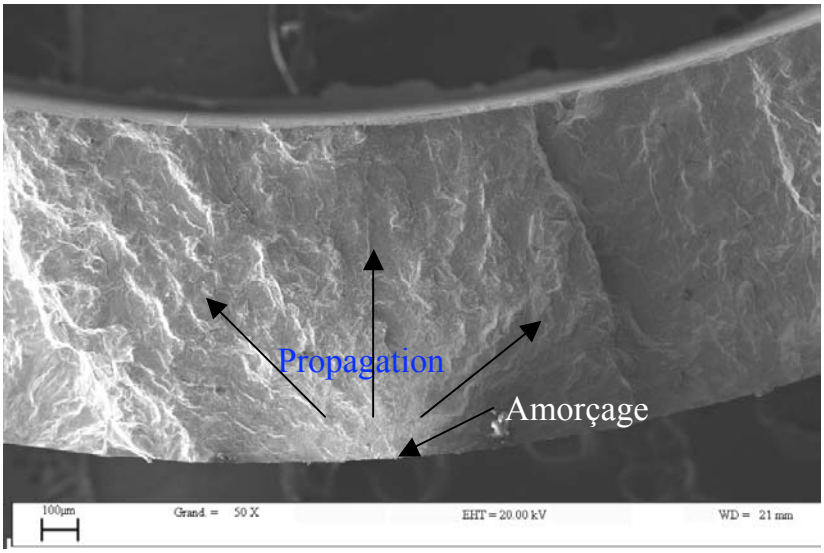


Figure III-60 : Faciès de rupture d'une éprouvette de fatigue mécano-thermique hors-phase 90 - 165°C, $\varepsilon_m = \pm 0{,}3\%$, f = 0,033 Hz, N = 35661 cycles (**Bride BT**)

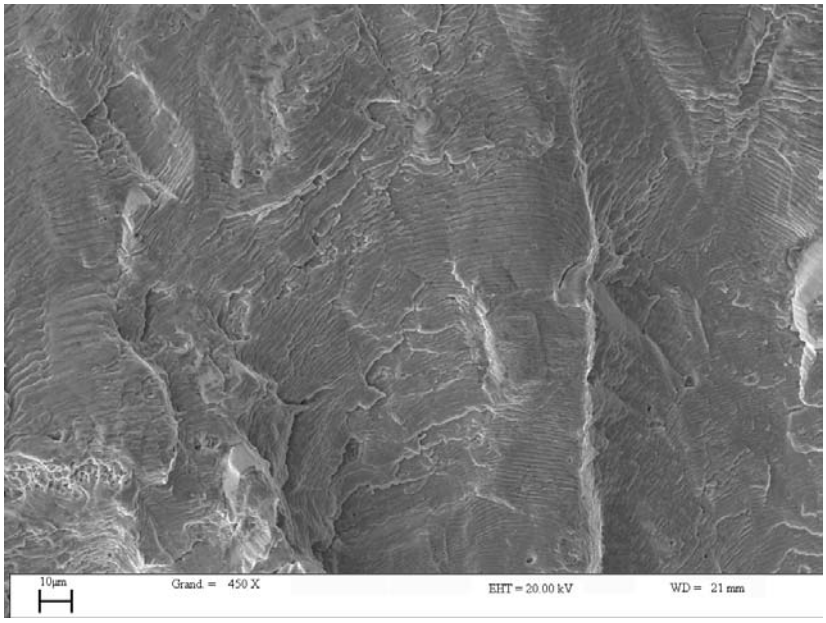


Figure III-61 : Stries de fatigue sous sollicitation mécano-thermique hors-phase 90 - 165°C, $\varepsilon_m = \pm 0{,}3\%$, f = 0,033 Hz, (**Bride BT**)

III.3.2.2 <u>Essai de fatigue mécano-thermique hors-phase T112</u>

Dans le cas de l'essai réalisé sur l'éprouvette prélevée dans la tôle T112, nous avons mis en évidence l'amorçage de la fissure à la surface interne du tube (Figure III-62). Comme dans le cas isotherme et anisotherme sur la tôle T218, et à plus fort grossissement, des stries de fatigue ont été observées (Figure III-63). Sur cette figure nous notons aussi des îlots de ferrite sur le faciès de rupture. Ces îlots de ferrite ne semblent pas modifier le trajet de fissuration.

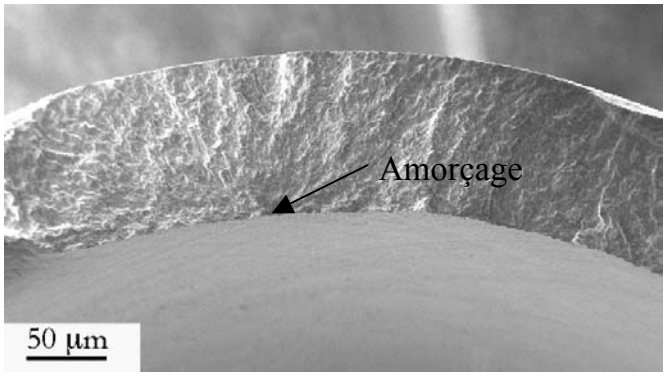


Figure III-62 : Faciès de rupture en fatigue mécano-thermique hors-phase 90 - 165°C, $\varepsilon_m = \pm 0{,}3\%$, f = 0,033 Hz (**Tôle T112**)

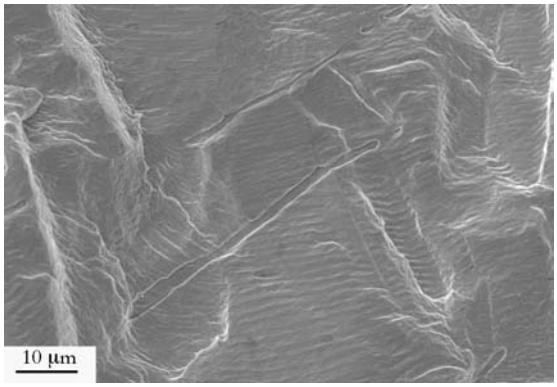


Figure III-63 : Stries en fatigue mécano-thermique hors-phase 90 - 165°C, $\varepsilon_m = \pm 0{,}3\%$, f = 0,033 Hz (**Tôle T112**)

III.3.2.3 Essai de fatigue mécano-thermique en-phase

En fatigue mécano-thermique en-phase, et à l'amplitude de déformation mécanique testée, la fissure qui s'est propagée perpendiculairement à l'axe de sollicitation est présentée Figure III-64. Dans ce cas de figure, et comme le montre la figure, on remarque un niveau de déformation plastique, en pointe de fissure, assez important comparé aux essais réalisés à la même amplitude de déformation mécanique mais suivant un cycle hors-phase (Figure III-58).

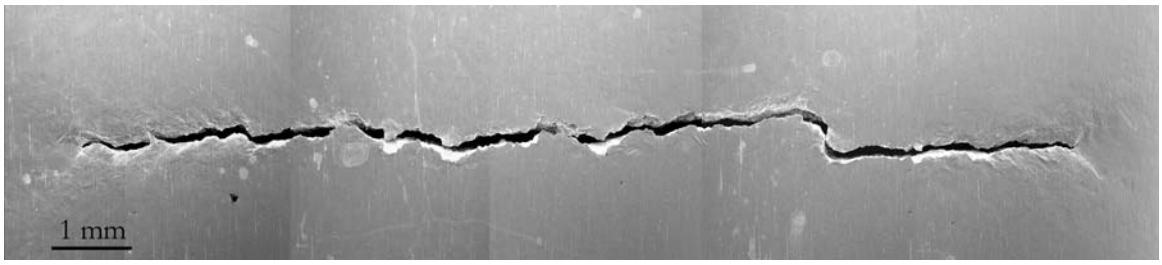


Figure III-64 : Fissure de fatigue mécano-thermique en-phase 90 - 165°C $\varepsilon_m = \pm 0{,}2\%$, f = 0,033 Hz, N = 159965 cycles (**Tôle T218**)

III.4 EN RESUME

Dans ce chapitre, le comportement en fatigue isotherme de l'acier inoxydable austénitique a été étudié aux deux températures extrêmes du cycle thermique retenu.

Entre les deux températures 90 et 165°C, la réponse cyclique du matériau est caractérisée dans les deux cas par un durcissement initial du matériau suivi d'un adoucissement cyclique. Le même comportement est obtenu à 320°C.

Cet effet est moins visible pour les faibles niveaux de déformation avec la présence d'une contrainte moyenne de traction dans le cas des essais à 90°C, comparé aux essais aux mêmes amplitudes de déformation à 165°C.

Un effet de la composition a été mis en évidence en comparant nos résultats aux essais réalisés sur la tôle T112 dans le cadre de la thèse de Valérie Maillot (CEA). Du point de vue du comportement, la réponse cyclique de la tôle T112 est caractérisée, pour les faibles niveaux de déformations par un durcissement secondaire alors que la tôle T218 se caractérise par un adoucissement cyclique.

Du point de vue durée de vie en fatigue isotherme, on n'a pas constaté de différence notable entre les essais à 90°C et 165°C pour des amplitudes de déformation supérieures à 0,2%. Par contre, pour des amplitudes de déformation inférieures, l'acier inoxydable austénitique résiste mieux à 90°C sous sollicitations de fatigue alternées qu'à 165°C,

En fatigue mécano-thermique, et pour les niveaux de déformation testés, l'acier inoxydable austénitique ne semble pas affecté par le cyclage anisotherme suivant un cycle hors-phase en déformation-température.

Le même comportement cyclique à mi-durée de vie a été identifié aussi bien sur la tôle T218 que sur les éprouvettes prélevées dans la bride BT et la tôle T112.

Une différence de comportement sur des essais d'écrouissage cyclique a été identifiée entre les essais de fatigue mécano-thermique en-phase et les essais hors-phase entre 90 et 165°C. Il est à noter tout de même que les essais d'écrouissage comparent la réponse cyclique du matériau aux 20 premiers cycles.

En termes de durée de vie, le cyclage en fatigue mécano-thermique hors-phase, donne des résultats comparables aux essais réalisés à 165°C à 1 Hz. Suivant un cycle en-phase, la durée de vie semble être plus proche de celle d'un essai à 90°C.

Sur l'ensemble des essais réalisés aussi bien en fatigue isotherme qu'en fatigue mécano-thermique, l'endommagement du matériau est caractérisé par l'amorçage et la propagation d'une fissure principale transgranulaire perpendiculairement à la direction du chargement.

Le faciès de rupture des fissures est caractérisé dans les deux cas par des stries de fatigue. Ces stries sont de moins en moins visibles quand l'amplitude de déformation mécanique décroît.

IV INFLUENCE DU PRE-ECROUISSAGE SUR LE COMPORTEMENT ET LA DUREE DE VIE DU 304L

Ce chapitre présente les résultats de fatigue sur l'acier inoxydable austénitique 304L pré-écroui. Deux types de pré-écrouissage ont été testés :

Un pré-écrouissage cyclique à température ambiante à une déformation mécanique de ±1%

Un pré-écrouissage monotone jusqu'à une contrainte vraie de 500 MPa.

Les échantillons pré-écrouis sont ensuite testés en fatigue anisotherme suivant un cycle hors-phase entre 90 et 165°C et en fatigue isotherme à la température maximale du cycle thermique (T = 165°C).

IV INFLUENCE DU PRÉ-ÉCROUISSAGE SUR LE COMPORTEMENT ET LA DURÉE DE VIE DU 304L 101

IV.1 INTRODUCTION 102
IV.2 PRÉ-ÉCROUISSAGE CYCLIQUE À TEMPÉRATURE AMBIANTE 102
IV.2.1 Principe de l'essai 102
IV.2.2 Fatigue isotherme à 165°C 102
IV.2.3 Fatigue mécano-thermique hors-phase 105
IV.2.4 Effet de la sollicitation mécano-thermique sur le comportement cyclique du matériau pré-écroui en fatigue à 25°C 106
IV.3 PRÉ-ÉCROUISSAGE MONOTONE À TEMPÉRATURE AMBIANTE 108
IV.3.1 Principe du pré-écrouissage 108
IV.3.2 Fatigue isotherme à 165°C 109
IV.3.3 Fatigue mécano-thermique 111
IV.4 INFLUENCE DU PRÉ-ÉCROUISSAGE SUR LA DURÉE DE VIE DE L'ACIER INOXYDABLE AUSTÉNITIQUE 304L 114
IV.5 EN RÉSUMÉ 122

IV.1 INTRODUCTION

Les surfaces internes des tuyauteries expertisées sont à la fois le siège de contraintes résiduelles de tension et d'un écrouissage local. Afin de simuler les contraintes résiduelles mesurées sur pièces réelles, des essais de fatigue sur éléments de volume pré-écrouis sont envisagés.

Deux types de pré-écrouissage ont été retenus. Le premier consiste en un pré-écrouissage cyclique à température ambiante à une amplitude de déformation mécanique $\Delta\varepsilon_m/2 = 1\%$ sous un rapport de déformation $R_\varepsilon = -1$.

Le deuxième type de pré-écrouissage est monotone avec une mise en charge à température ambiante en contrôle de charge jusqu'à une contrainte équivalente à celle mesurée sur pièces ($\sigma = 500$ MPa).

Après pré-écrouissage, des essais de fatigue isothermes ou mécano-thermiques sont réalisés.

IV.2 PRE-ECROUISSAGE CYCLIQUE A TEMPERATURE AMBIANTE

IV.2.1 Principe de l'essai

Lors du pré-écrouissage cyclique, l'éprouvette testée est cyclée en déformation imposée à la température ambiante sous une amplitude de déformation mécanique $\Delta\varepsilon_m/2 = 1\%$ avec un rapport de charge $R_\varepsilon = -1$ à une fréquence de 0,1 Hz pendant 16 cycles (Figure IV-1). L'essai est arrêté à contrainte nulle avec une déformation plastique résiduelle de traction ($\varepsilon_{pr} = 0{,}8$ %).

Une fois l'éprouvette instrumentée, deux essais ont été réalisés à une amplitude de déformation mécanique fixée :

- dans le premier cas à température constante et une amplitude de déformation mécanique $\Delta\varepsilon_m/2 = 0{,}2\%$ ($R_\varepsilon = -1$) et à la fréquence 1 Hz
- en deuxième lieu, en fatigue mécano-thermique hors-phase à la même amplitude de déformation mécanique et à une fréquence de 0,033 Hz.

IV.2.2 Fatigue isotherme à 165°C

L'essai de fatigue réalisé à 165°C a été mené sur une éprouvette polie suivant la même procédure que les éprouvettes vierges.

Le comportement du matériau pré-écroui, illustré par la boucle à mi-durée de vie (Figure IV-2), est semblable à celui du matériau vierge. En effet, malgré un pré-écrouissage initial, le matériau pré-écroui garde toujours une forte composante plastique ou viscoplastique caractérisée par une hystérésis assez marquée. La déformation plastique est néanmoins légèrement inférieure à celle du matériau vierge.

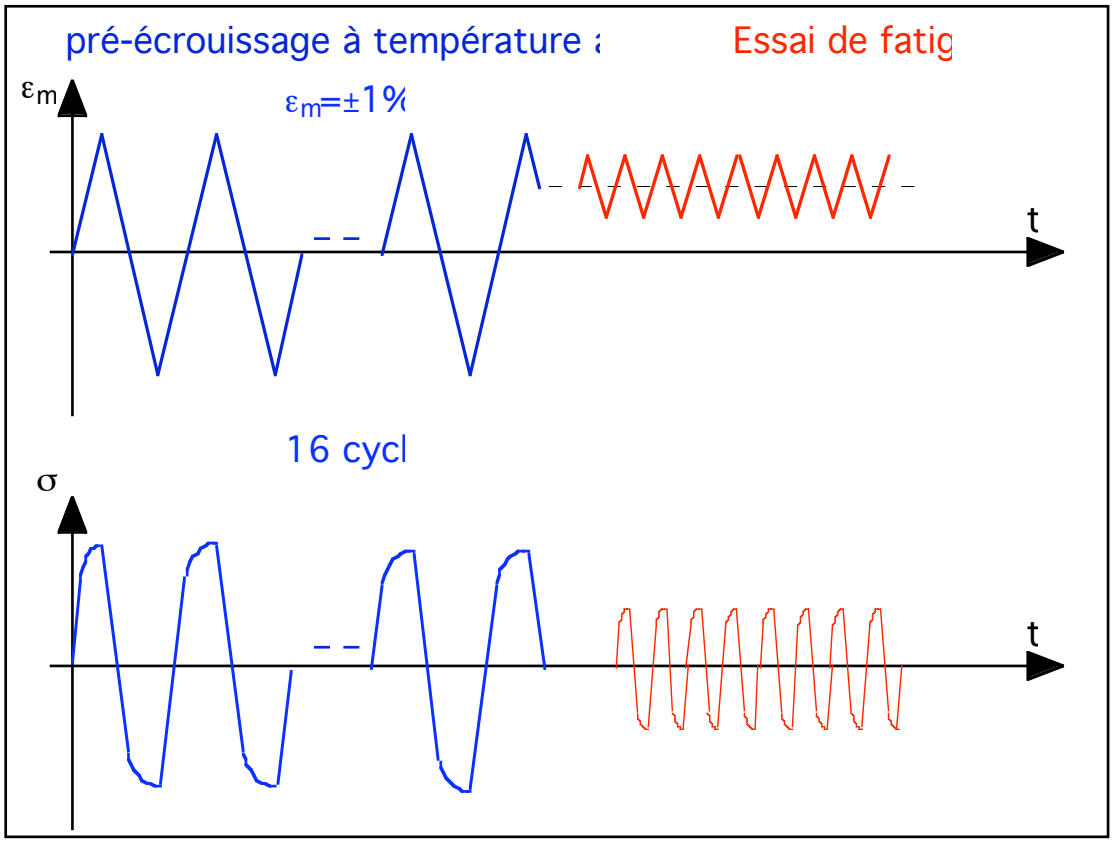


Figure IV-1 : Principe de l'essai de fatigue sur matériau pré-écroui cycliquement à température ambiante

L'évolution des contraintes minimales et maximales en fonction du nombre de cycles (Figure IV-3) révèle un comportement cyclique du matériau pré-écroui semblable à celui du matériau vierge. En effet, après un premier stade de durcissement durant les dix premiers cycles, le matériau s'adoucit ensuite progressivement. À la fin de l'essai, on observe une décroissance de la contrainte maximale caractéristique de la propagation d'une fissure macroscopique. Il est à noter que dans le cas du matériau pré-écroui, la fissure s'est propagée en dehors de la zone utile de l'éprouvette (au début du congé). La Figure IV-3 montre que le niveau des contraintes minimales au cours de l'essai est le même sur les deux types de matériaux.

L'évolution de la contrainte moyenne en fonction du nombre de cycles (Figure IV-4) montre un niveau moyen deux fois plus important sur matériau pré-écroui que sur matériau vierge. Après une augmentation au cours des deux premiers cycles, la contrainte moyenne dans les deux cas se relaxe durant les premières centaines de cycles. Une stabilisation est ensuite enregistrée autour de 30 MPa pour le matériau pré-écroui et 10 MPa pour le matériau vierge. Un deuxième stade de relaxation apparaît par la suite plus marqué sur matériau pré-écroui. Une dernière chute de la contrainte moyenne qui correspond à la propagation de la fissure intervient en fin d'essai.

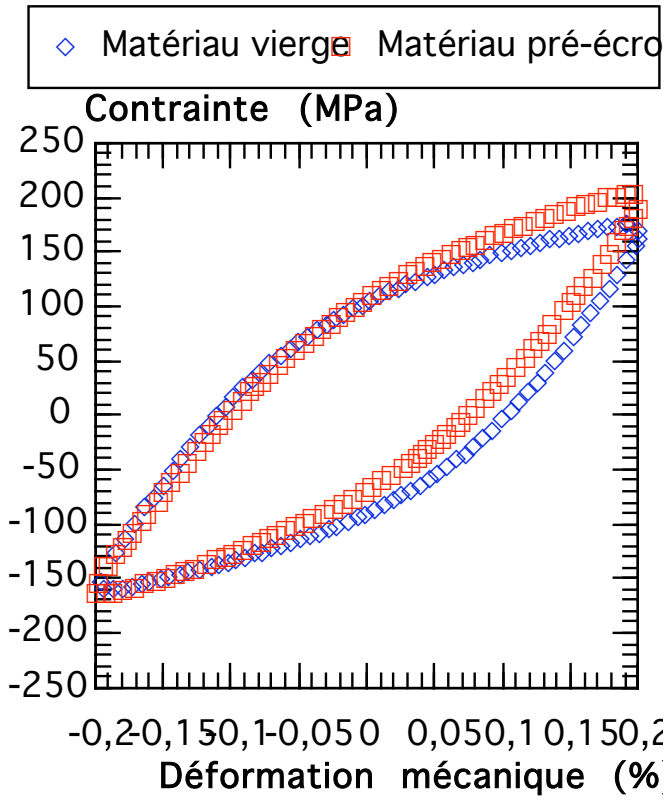


Figure IV-2 : Comparaisons des boucles à mi-durée de vie en fatigue isotherme à 165°C, $\varepsilon_m = \pm 0{,}2\%$, f =1 Hz

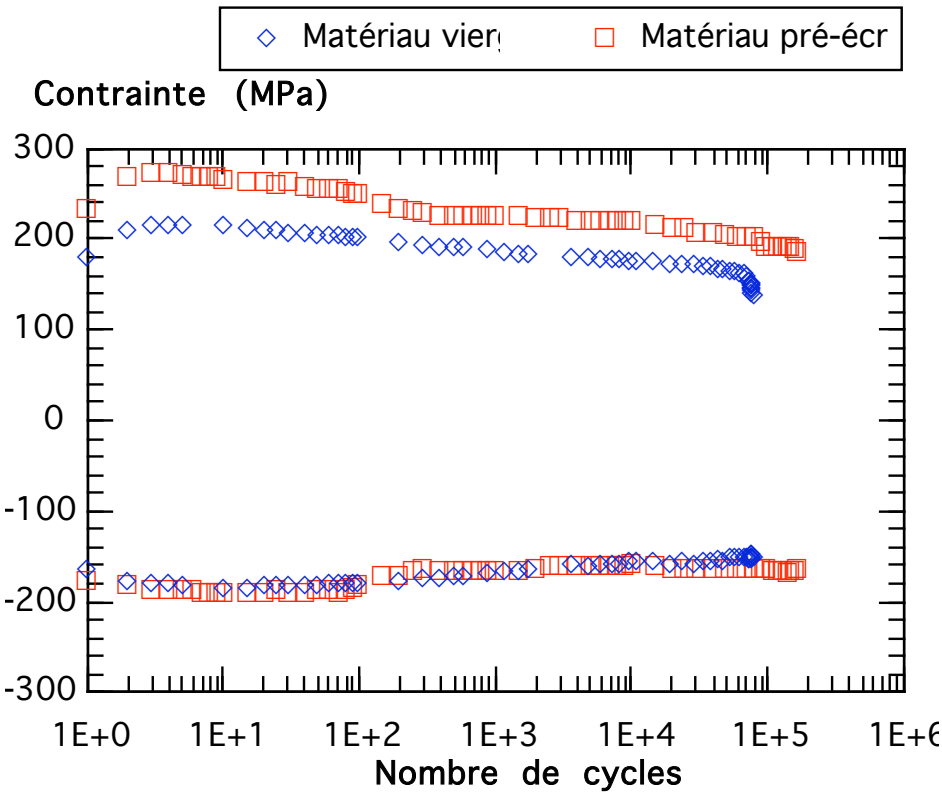


Figure IV-3 : Evolution des contraintes minimales et maximales en fatigue isotherme sur matériau vierge et pré-écroui, $\varepsilon_m = \pm 0{,}2\%$, f = 1 Hz

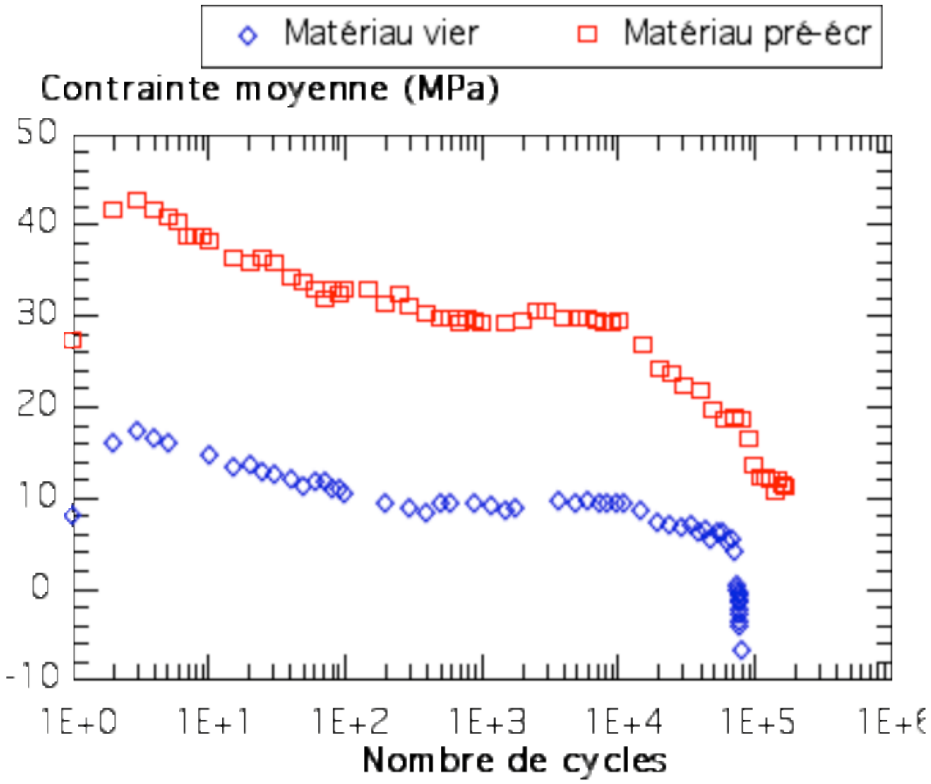


Figure IV-4 : Evolution de la contrainte moyenne au cours de l'essai de fatigue isotherme sur matériau vierge et pré-écroui, $\varepsilon_m = \pm 0{,}2\%$, f =1 Hz

IV.2.3 Fatigue mécano-thermique hors-phase

En fatigue mécano-thermique, l'essai a été réalisé après le pré-écrouissage à température ambiante sans polissage de l'éprouvette.

Pour la même amplitude de déformation mécanique ($\varepsilon_m = \pm 0{,}2\%$), les boucles relevées à mi-durée de vie montrent un comportement viscoplastique similaire du matériau vierge et pré-écroui caractérisé par une hystérésis assez marquée (Figure IV-5). La variation de la déformation plastique (ouverture de la boucle Figure IV-5) est la même pour les deux types de matériau sollicités en fatigue mécano-thermique hors-phase. L'évolution des contraintes minimales et maximales en fonction du nombre de cycles (Figure IV-6) est identique sur les deux matériaux. Le niveau des contraintes minimales est comparable pour les deux essais, alors que le matériau pré-écroui présente une contrainte maximale plus élevée que le matériau vierge en sollicitations mécano-thermiques.

Sous sollicitations mécano-thermiques, la contrainte moyenne du matériau vierge est quasi-nulle, alors que pour un matériau pré-écroui elle se relaxe continuellement en partant d'une valeur initiale $\bar{\sigma} = 45$ MPa pour atteindre 20 MPa à mi-durée de vie (Figure IV-7).

IV.2.4 Effet de la sollicitation mécano-thermique sur le comportement cyclique du matériau pré-écroui en fatigue à 25°C

À la même amplitude de déformation mécanique ($\varepsilon_m = \pm 0{,}2\%$), la comparaison de l'évolution de la contrainte moyenne au cours de l'essai (Figure IV-8) montre :

- Pour les deux types d'essais (FMT hors-phase et LCF 165°C), le niveau de contrainte moyenne en début d'essai est de l'ordre de 45 MPa.
- Les sollicitations mécano-thermiques tendent à relaxer continuellement la contrainte moyenne dans l'élément de volume.
- Sous sollicitation isotherme à 165°C, la variation de la contrainte moyenne est caractérisée par un premier stade de relaxation entre 45 et 30 MPa. Entre 100 et 10 000 cycles, la contrainte moyenne passe par un plateau à 30 MPa pour se relaxer à nouveau jusqu'à fin d'essai.

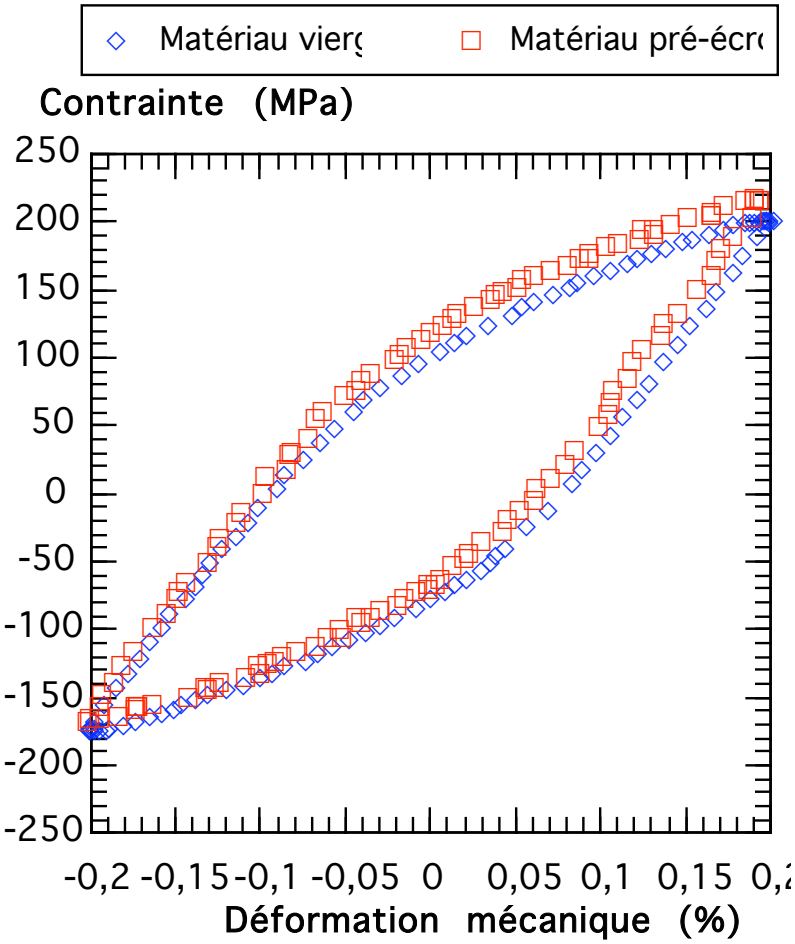


Figure IV-5 : Effet du pré-écrouissage cyclique sur les boucles « contrainte – déformation mécanique » à mi-durée de vie en fatigue mécano-thermique hors-phase, $\varepsilon_m = \pm 0{,}2\%$, f = 0,033 Hz

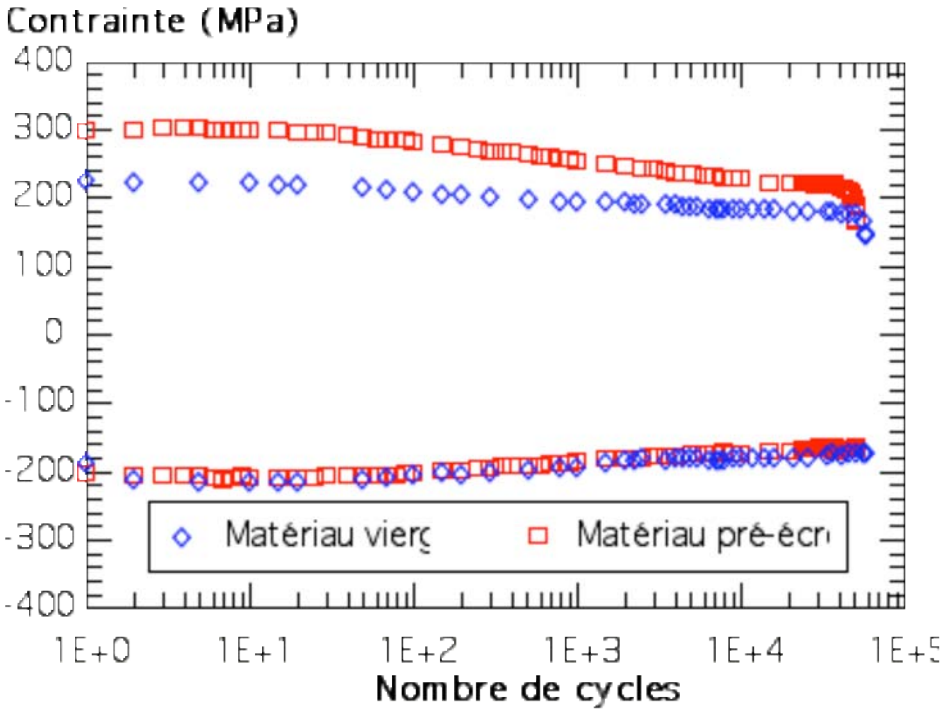


Figure IV-6 : Effets du pré-écrouissage cyclique sur l'évolution des contraintes minimales et maximales en fatigue mécano-thermique hors-phase, $\varepsilon_m = \pm 0{,}2\%$, f = 0,033 Hz

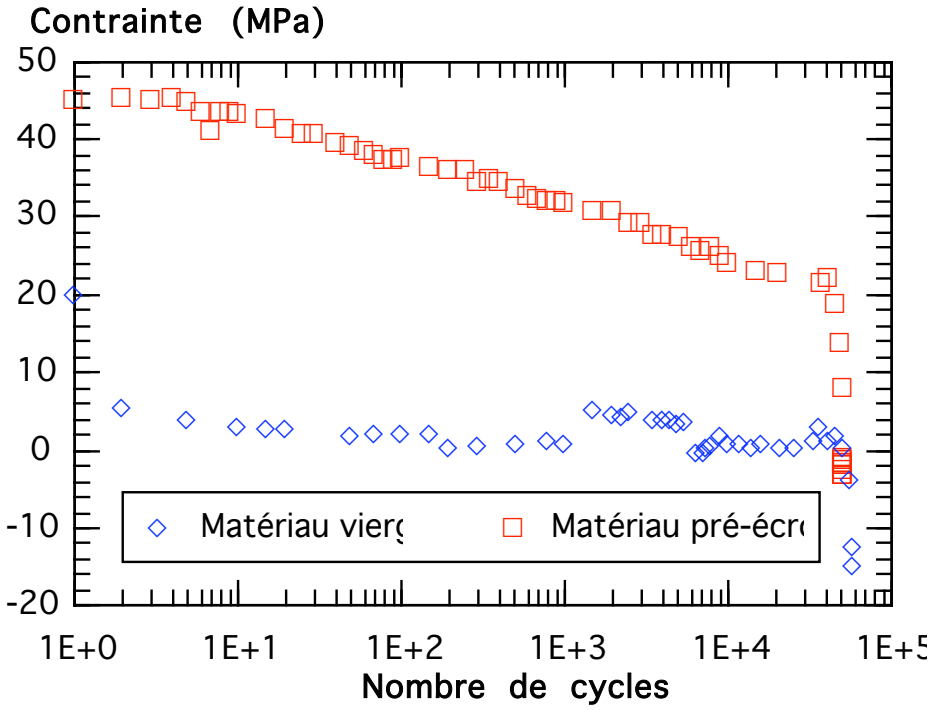


Figure IV-7 : Evolution de la contrainte moyenne au cours d'un essai de fatigue mécano-thermique sur matériau vierge et pré-écroui, $\varepsilon_m = \pm 0{,}2\%$, f = 0,033 Hz

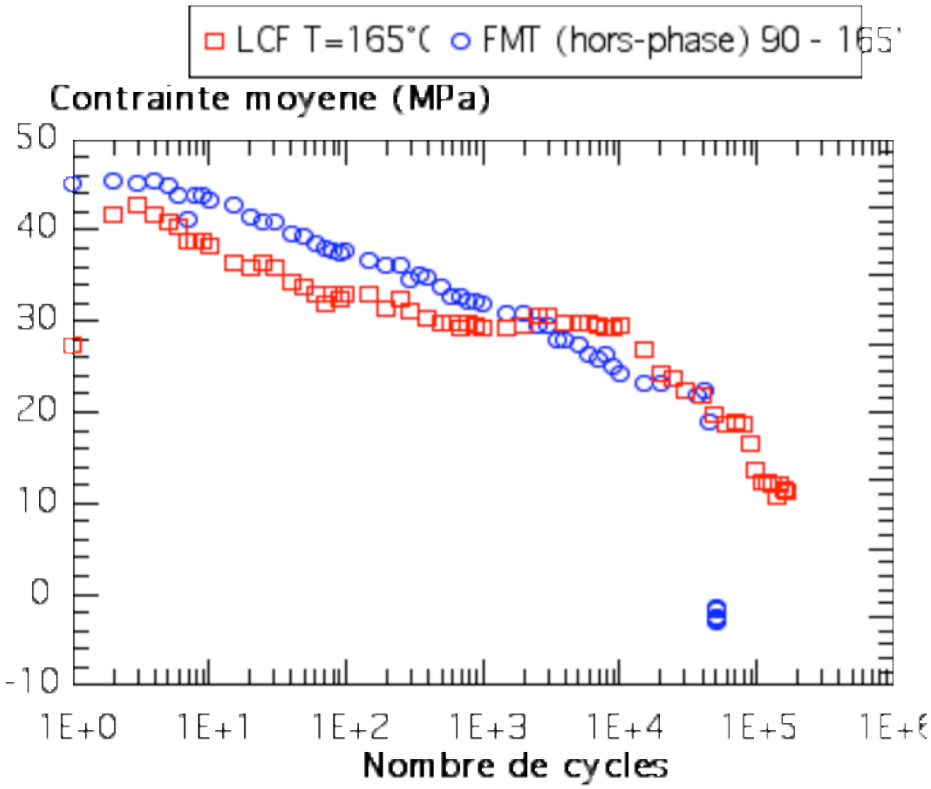


Figure IV-8 : Comparaison de l'évolution de la contrainte moyenne au cours d'un essai de fatigue isotherme à 165°C et un essai de fatigue mécano-thermique sur matériau pré-écroui cycliquement à température ambiante, $\varepsilon_m = \pm 0{,}2\%$

IV.3 PRE-ECROUISSAGE MONOTONE A TEMPERATURE AMBIANTE

IV.3.1 Principe du pré-écrouissage

Le deuxième type de pré-écrouissage testé dans le cadre de cette étude est un pré-écrouissage monotone. La procédure expérimentale est la suivante (Figure IV-9) :

- traction monotone jusqu'à une contrainte vraie de 500 MPa en contrôle de charge.
- décharge de l'éprouvette jusqu'à une contrainte nulle
- après instrumentation de l'essai, l'éprouvette est testée en déformation imposée soit en fatigue isotherme à 165°C soit en fatigue mécano-thermique.

Comme on l'a mentionné précédemment, le but de tels essais est de simuler l'influence d'une contrainte moyenne induite par pré-écrouissage monotone sur le comportement et la durée de vie du matériau. Afin de maintenir une contrainte moyenne significative et pour éviter une éventuelle relaxation de cette dernière, les essais ont été réalisés avec un rapport de déformation positif.

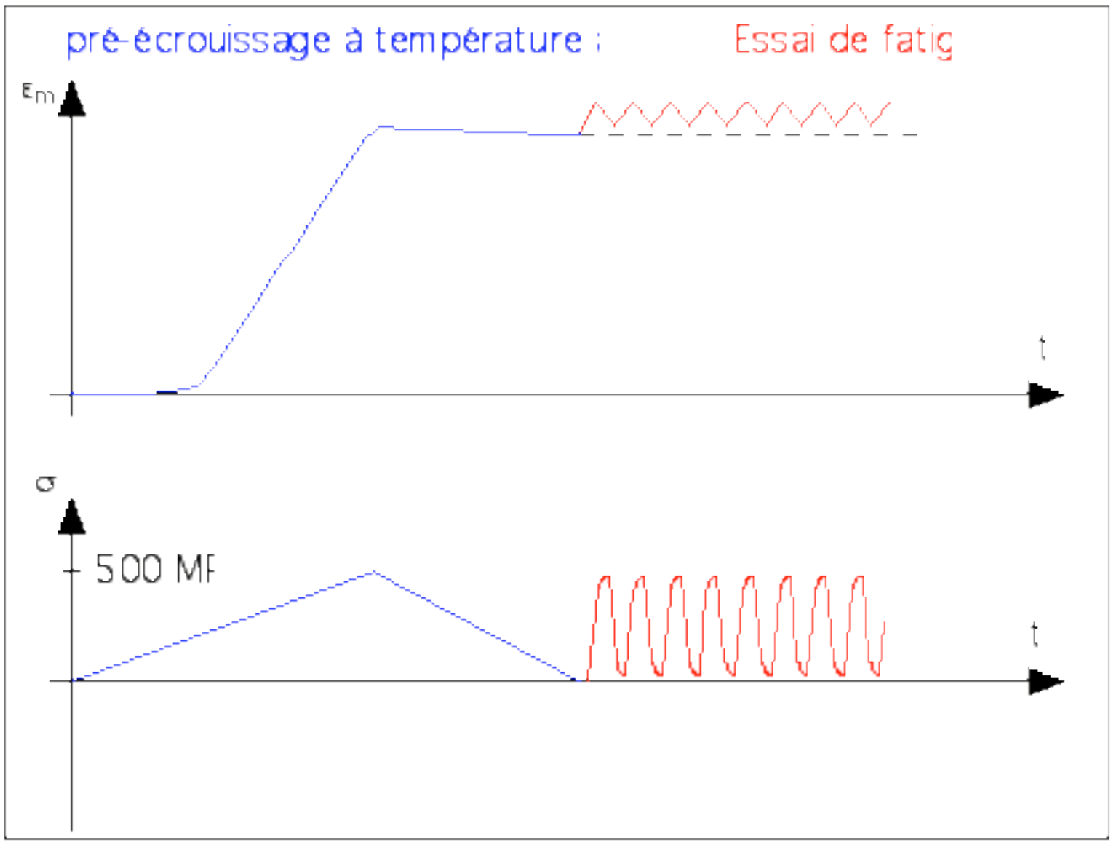


Figure IV-9 :Principe du pré-écrouissage monotone à température ambiante

IV.3.2 Fatigue isotherme à 165°C

Trois essais ont été réalisés à trois niveaux de déformation mécanique différents à la température de 165°C et à la fréquence de 1 Hz

Les boucles contrainte-déformation relevées à mi-durée de vie sont présentées Figure IV-10. Pour des faibles niveaux de déformation mécanique sur matériau pré-écroui, la réponse cyclique est caractérisé par un comportement viscoplastique assez marqué à 165°C.

L'évolution des contraintes minimales et maximales (Figure IV-11) pour les trois essais montre que :

pour l'essai à une amplitude de déformation de 0,14%, le comportement cyclique du matériau est stable.

Pour des niveaux de déformation supérieurs, une relaxation considérable des contraintes est observée au cours de l'essai.

Pour une amplitude de déformation faible : $\Delta\varepsilon_m/2 = 0{,}14\%$, la contrainte moyenne ne varie pas et reste assez importante au cours de l'essai (de l'ordre de 270 MPa) (Figure IV-12). Quand la contrainte minimale est de compression ($\Delta\varepsilon_m/2 = 0{,}155\%$ et $\Delta\varepsilon_m/2 = 0{,}17\%$), la contrainte moyenne se relaxe progressivement et chute jusqu'à une valeur de 150 MPa pour une amplitude de déformation mécanique de 0,155% et 100 MPa pour 0,17% (Figure IV-12).

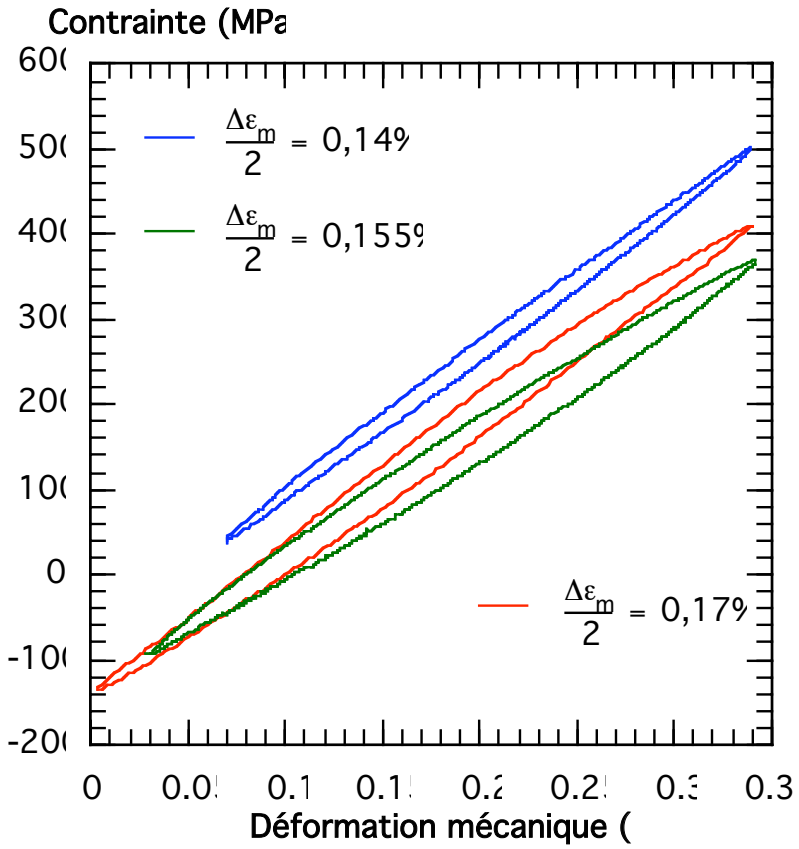


Figure IV-10 : Boucles à mi-durée de vie en fatigue isotherme à 165°C, f = 1 Hz sur matériau pré-écroui à température ambiante pour différentes amplitudes de déformation mécanique

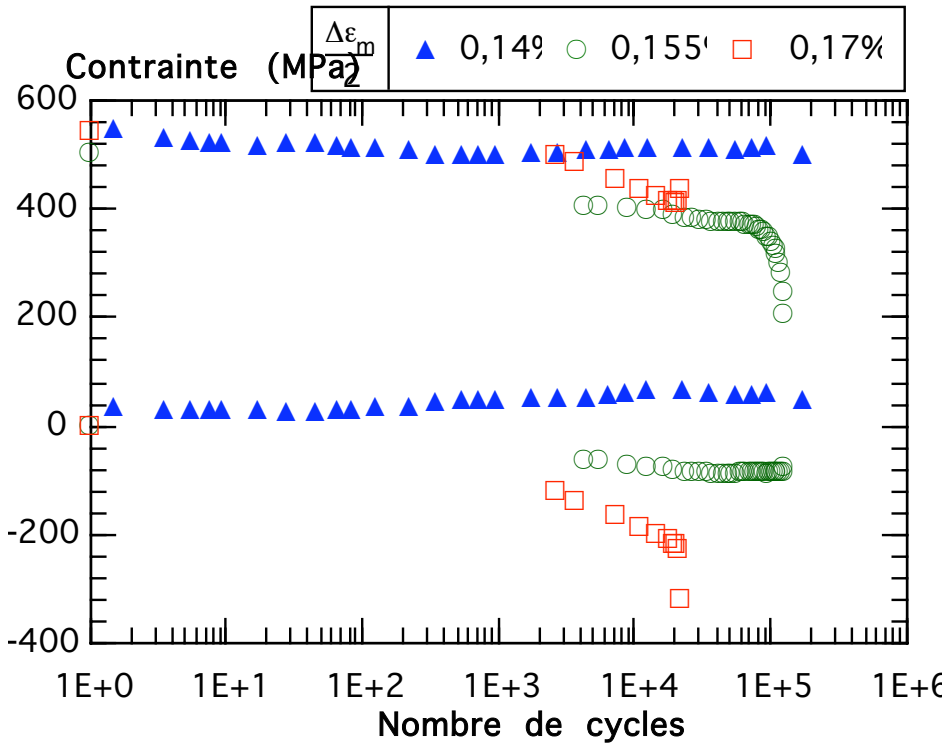


Figure IV-11 : Evolution des contraintes minimales et maximales au cours d'un essai de fatigue isotherme à 165°C, f = 1 Hz sur matériau pré-écroui à température ambiante

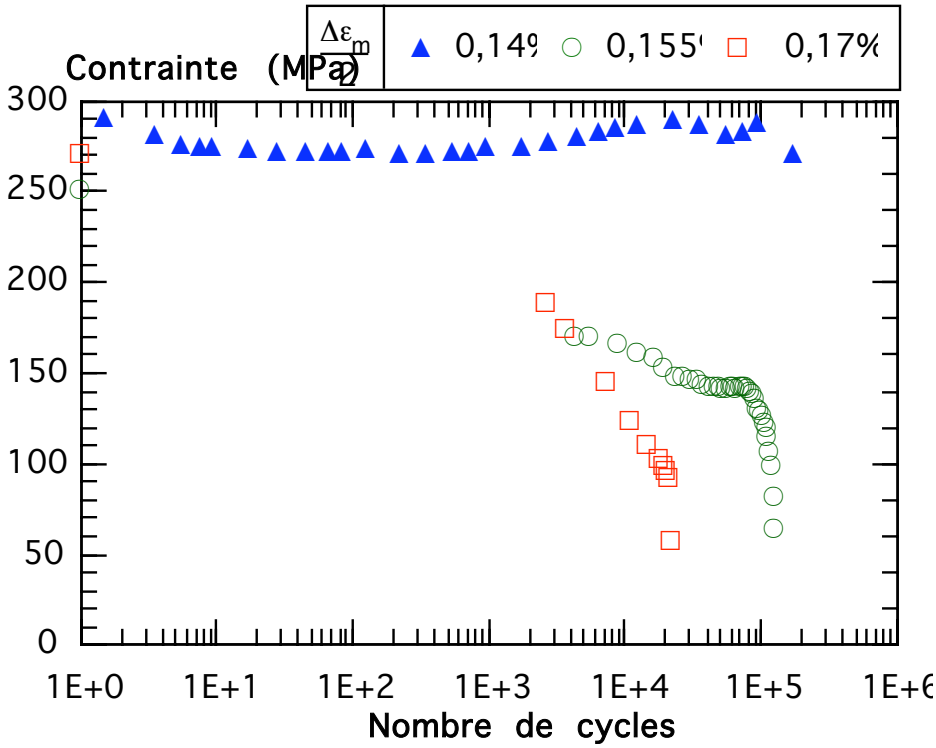


Figure IV-12 : Evolution de la contrainte moyenne au cours des essais de fatigue isothermes à 165°C, f = 1 Hz sur matériau pré-écroui à température ambiante

IV.3.3 Fatigue mécano-thermique

Le même type de pré-écrouissage a été testé avec un essai en fatigue mécano-thermique entre 90 et 165°C suivant un cycle hors-phase

L'évolution des contraintes au cours de l'essai est donnée Figure IV-13. Pour le niveau de déformation choisi, la contrainte minimale est légèrement en compression au début de l'essai. Une décroissance des contraintes minimales et maximales est observée au cours de l'essai. La contrainte moyenne se relaxe continûment au cours du temps et passe d'une valeur initiale de 250 à 140 MPa en fin de durée de vie.

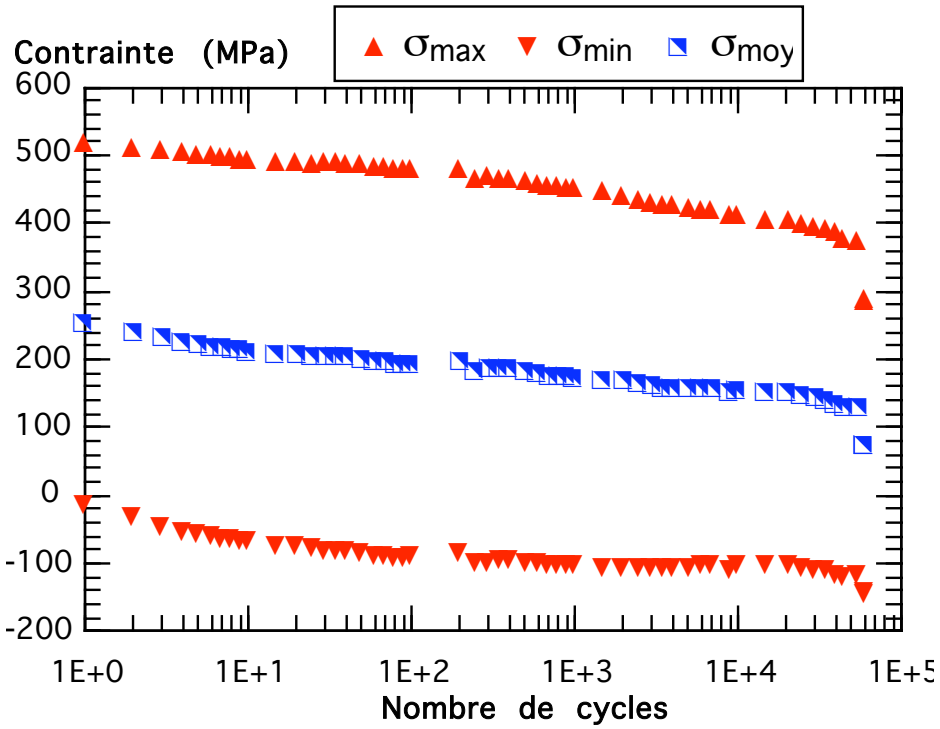


Figure IV-13 : Evolution des contraintes minimales, maximales et moyennes au cours d'un essai de fatigue mécano-thermique hors-phase 90 - 165°C sur matériau pré-écroui $\Delta\varepsilon_m/2 = 0{,}18\%$, $R_\varepsilon = 0{,}1$ et $f = 0{,}033$ Hz

Les boucles contraintes-déformations mécaniques sont présentées Figure IV-14 enregistrées au premier cycle, au deuxième cycle et à mi-durée de vie. Une évolution du comportement du matériau sous ce type de sollicitation est remarquée. En effet, la relaxation des contraintes observée s'accompagne d'un changement de l'allure des boucles, avec une hystérésis de plus en plus accentuée.

La comparaison de l'évolution de la contrainte moyenne sur matériau vierge et pré-écroui (Figure IV-15) montre un niveau de contrainte moyenne beaucoup plus élevé sur matériau pré-écroui que sur matériau vierge sous le même type de sollicitations. Cette contrainte se relaxe progressivement sur matériau pré-écroui. Sur matériau vierge, pour un rapport de déformation mécanique de –1, la contrainte résultante reste alternée durant l'essai de fatigue anisotherme.

La comparaison des niveaux de déformation plastique sur matériau vierge et matériau pré-écroui (Figure IV-16) montre que, contrairement au matériau pré-écroui, le niveau de déformation plastique n'évolue pas sous sollicitations mécano-thermiques sur matériau vierge. À une amplitude de déformation mécanique égale, l'amplitude de déformation plastique de l'acier 304L pré-écroui est deux fois plus petite que sur matériau vierge. Un éventuel effet du rapport de déformation (R_ε) peut être à l'origine de cette différence.

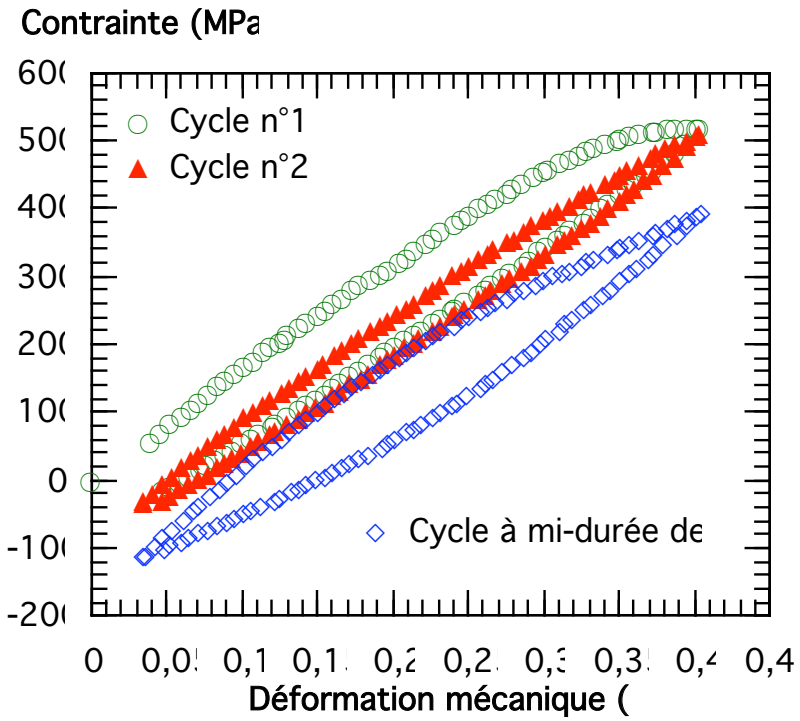


Figure IV-14 : Boucles contrainte-déformation mécanique au cours d'un essai de fatigue mécano-thermique hors-phase 90 - 165°C $\Delta\varepsilon_m/2 = 0{,}18\%$, $R_\varepsilon = -1$, f = 0,033 Hz

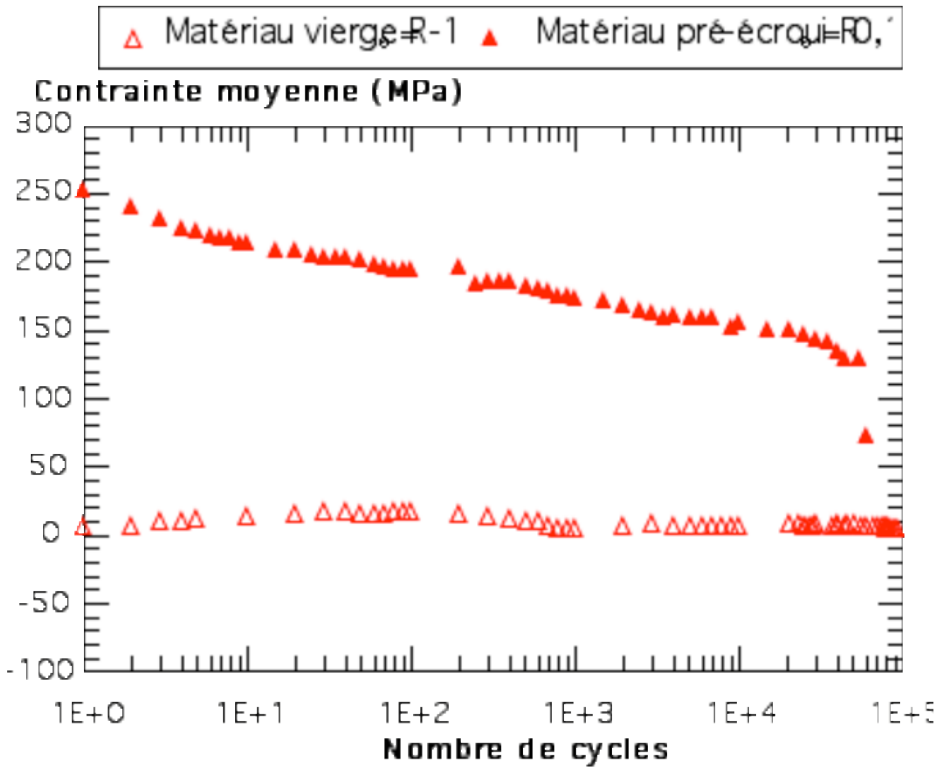


Figure IV-15 : Evolution de la contrainte moyenne au cours d'un essai de fatigue mécano-thermique sur matériau vierge et pré-écroui, $\Delta\varepsilon_m/2 = 0{,}18\%$, f = 0,033 Hz

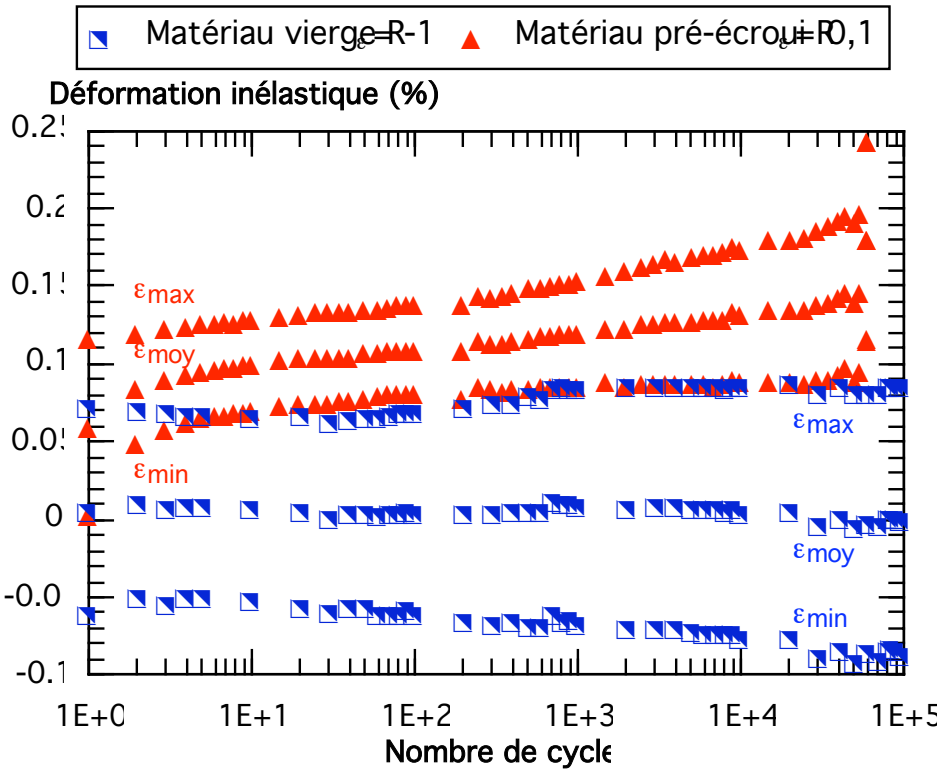


Figure IV-16 : Comparaison de l'évolution de la déformation inélastique en fonction du nombre de cycles sur matériau vierge et matériau pré-écroui FMT hors-phase 90 - 165°C, $\Delta\varepsilon_m/2$ = 0,18%, f = 0,033 Hz

IV.4 INFLUENCE DU PRE-ECROUISSAGE SUR LA DUREE DE VIE DE L'ACIER INOXYDABLE AUSTENITIQUE 304L

La Figure IV-17 compare les durées de vies en fatigue (isotherme et anisotherme) sur matériau vierge et pré-écroui. Il ne semble pas y avoir de différence significative entre les essais réalisés sur matériau vierge et matériau pré-écroui à 165°C. Toutefois, le pré-écrouissage cyclique donne une durée de vie un peu plus grande que le matériau vierge et le matériau pré-écroui par traction monotone. Sachant que, dans le cas du matériau pré-écroui, la fissure de fatigue isotherme s'est propagée hors zone utile, on peut considérer que la durée de vie de ce type de matériau est supérieure à celle du matériau vierge.

Les essais de fatigue mécano-thermique donnent les mêmes durées de vie que le matériau vierge suivant un cycle hors-phase entre 90 et 165°C. Le pré-écrouissage n'affecte pas la durée de vie de l'acier inoxydable austénitique 304L en fatigue isotherme. La variation de température a tendance à relaxer la contrainte moyenne induite par pré-écrouissage et par la suite un pré-écrouissage que ce soit cyclique ou monotone (plus sévère) donne des résultats comparables aux essais de fatigue mécano-thermique hors-phase 90 – 165°C réalisés sur matériau vierge.

La Figure IV-18 représente l'ensemble des résultats sur un diagramme donnant l'amplitude de contrainte à mi-durée vie en fonction du nombre de cycles à rupture. Pour une amplitude de contrainte donnée, le matériau pré-écroui en traction monotone

possède une durée de vie 7 fois plus grande que le matériau vierge aussi bien à 165°C qu'en fatigue mécano-thermique type hors-phase. Une sollicitation anisotherme sur matériau pré-écroui n'affecte pas la durée de vie par rapport à un cyclage isotherme à 165°C à une fréquence plus élevée (1 Hz).

La Figure IV-19 présente le diagramme de durée de vie en déformation plastique. Sur ce type de diagramme, pour une déformation plastique donnée, le pré-écrouissage cyclique ne semble pas avoir un effet sur la durée de vie du matériau à 165°C et en fatigue mécano-thermique. En effet, comme on l'a déjà vu, après un pré-écrouissage cyclique à température ambiante, l'acier inoxydable 304Lconserve un caractère viscoplastique assez marqué et comparable à celui de l'état vierge. En plus, un tel pré-écrouissage n'induit pas de différence de niveaux de contraintes entre les deux états du matériau. Par conséquent, à énergie élasto-plastique égale, le nombre de cycles à rupture ne change pas entre l'état vierge et l'état pré-écroui de l'acier inoxydable austénitique 304L.

Un pré-écrouissage monotone à température ambiante donne des durées de vie réduites en fatigue isotherme à 165°C (avec un rapport de déformation supérieure à zéro), même pour des amplitudes de déformation plastique très faibles alors que sur un matériau vierge les essais durent 100 fois à 1000 fois plus longtemps (Figure IV-19).

En fatigue mécano-thermique, et pour le niveau de déformation mécanique testé, on n'observe pas de différence entre le matériau vierge et le matériau pré-écroui.

Sur un diagramme de durée de vie en déformation plastique (Figure IV-19), la sollicitation anisotherme tend à augmenter la durée de vie du matériau pré-écroui comparée à la sollicitation isotherme à 165°C.

DISCUSSION

Les trois représentations, présentées précédemment, donnent trois analyses différentes de l'influence du pré-écrouissage sur la durée de vie de l'acier inoxydable austénitique 304L. Afin de mieux comprendre cet effet, on se propose d'analyser les résultats obtenus en termes de densité d'énergie W définie par l'expression suivante :

$$W = W_e + W_p$$

Avec :

$W_e \propto \Delta\sigma^2/E$: énergie élastique dissipée par unité de volume

$W_p \propto \Delta\varepsilon_p.\Delta\sigma$: énergie plastique dissipée par unité de volume

La Figure IV-20-a trace l'évolution de l'énergie élastique dissipée par élément de volume à mi-durée de vie avec la durée de vie de l'acier inoxydable austénitique sous ces différents états. On remarque que dans un essai de durée de vie, l'énergie élastique

dissipée dans le cas d'un matériau pré-écroui est 2 fois supérieure par rapport à celle dissipé sur matériau vierge.

Sur le diagramme d'énergie plastique (Figure IV-20-b) et pour un niveau de durée de vie donné, l'énergie dissipée sur matériau pré-écroui est 6 fois plus petite que celle dissipée dans le cas d'un matériau vierge.

En exprimant l'énergie totale W en fonction de la durée de vie (Figure IV-21), on remarque que, quel que soit l'état du matériau (vierge, pré-écrouissage cyclique, pré-écrouissage monotone) et quelle que soit la nature de la sollicitation appliquée, la durée de vie de l'acier inoxydable austénitique 304L est reliée à l'énergie dissipée par unité de volume par une relation de type :

$$W = A \cdot N^{-c}$$

Avec :
A = Exp(2,86)
c = 0,46

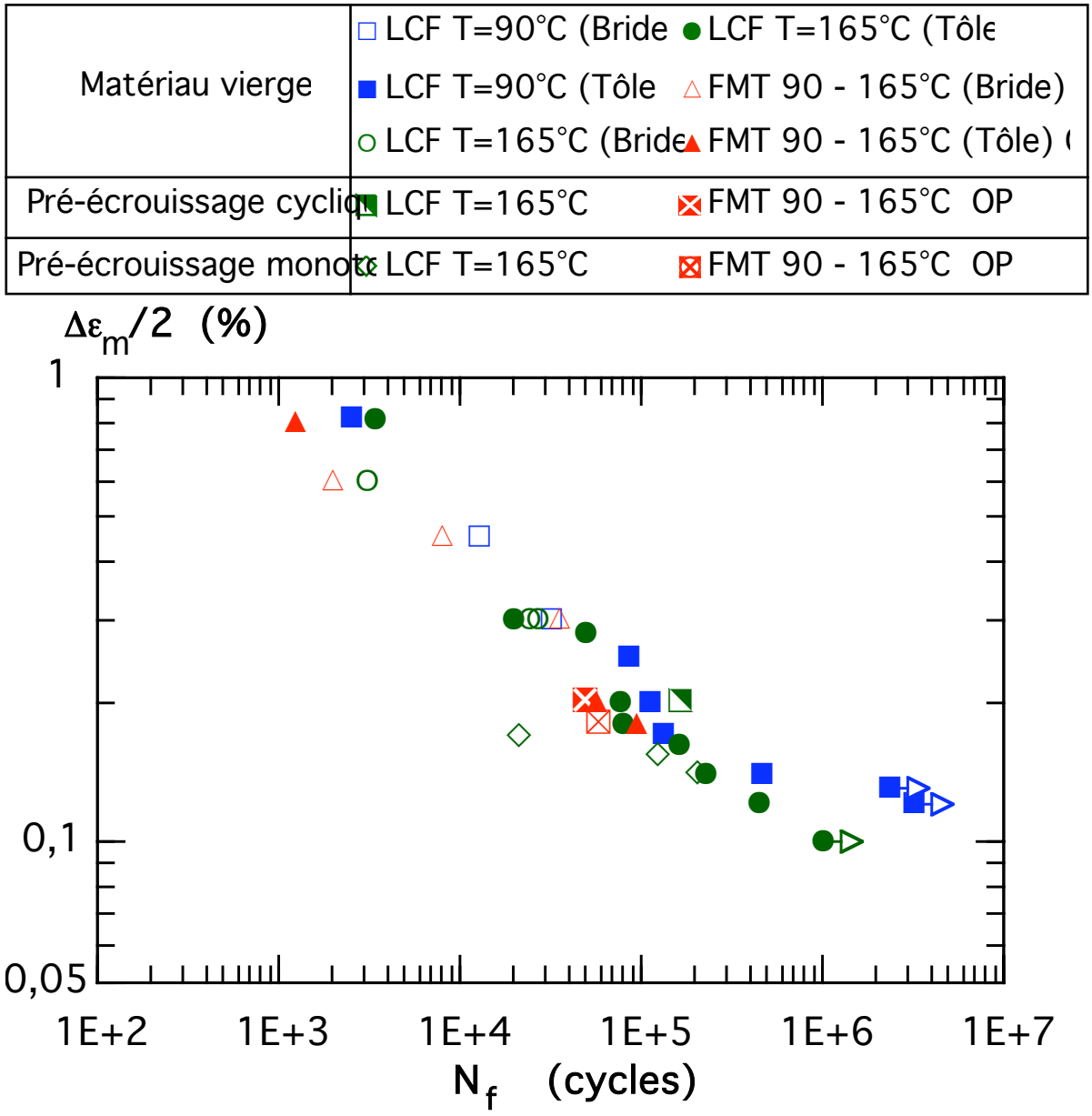


Figure IV-17 : Effet du pré-écrouissage sur la durée de vie de l'acier inoxydable austénitique 304L : Diagramme $\Delta\varepsilon_m/2 = f(N_f)$

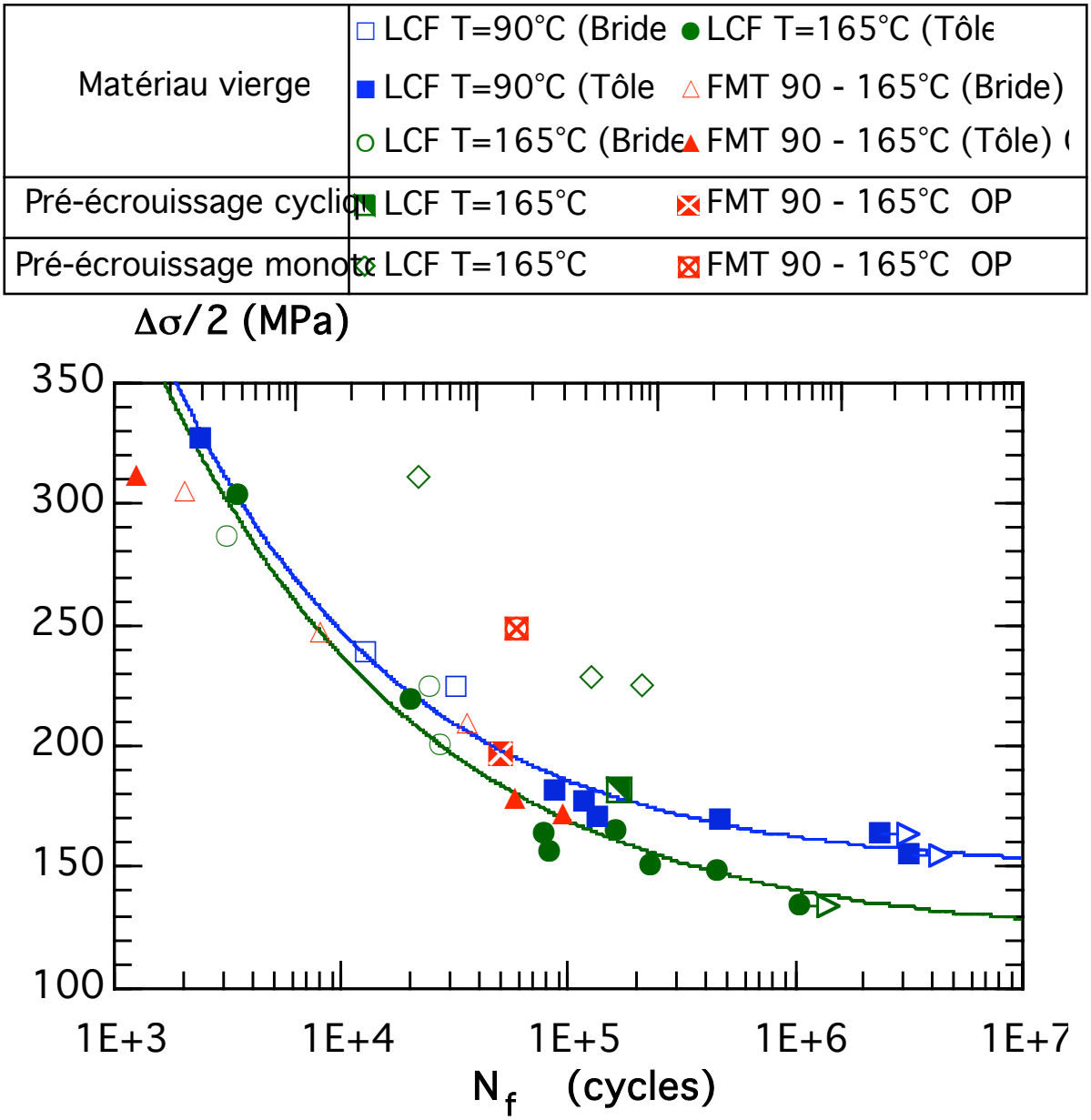


Figure IV-18 : Effet du pré-écrouissage sur la durée de vie de l'acier inoxydable austénitique 304L : Diagramme $\Delta\sigma/2 = f(N_f)$

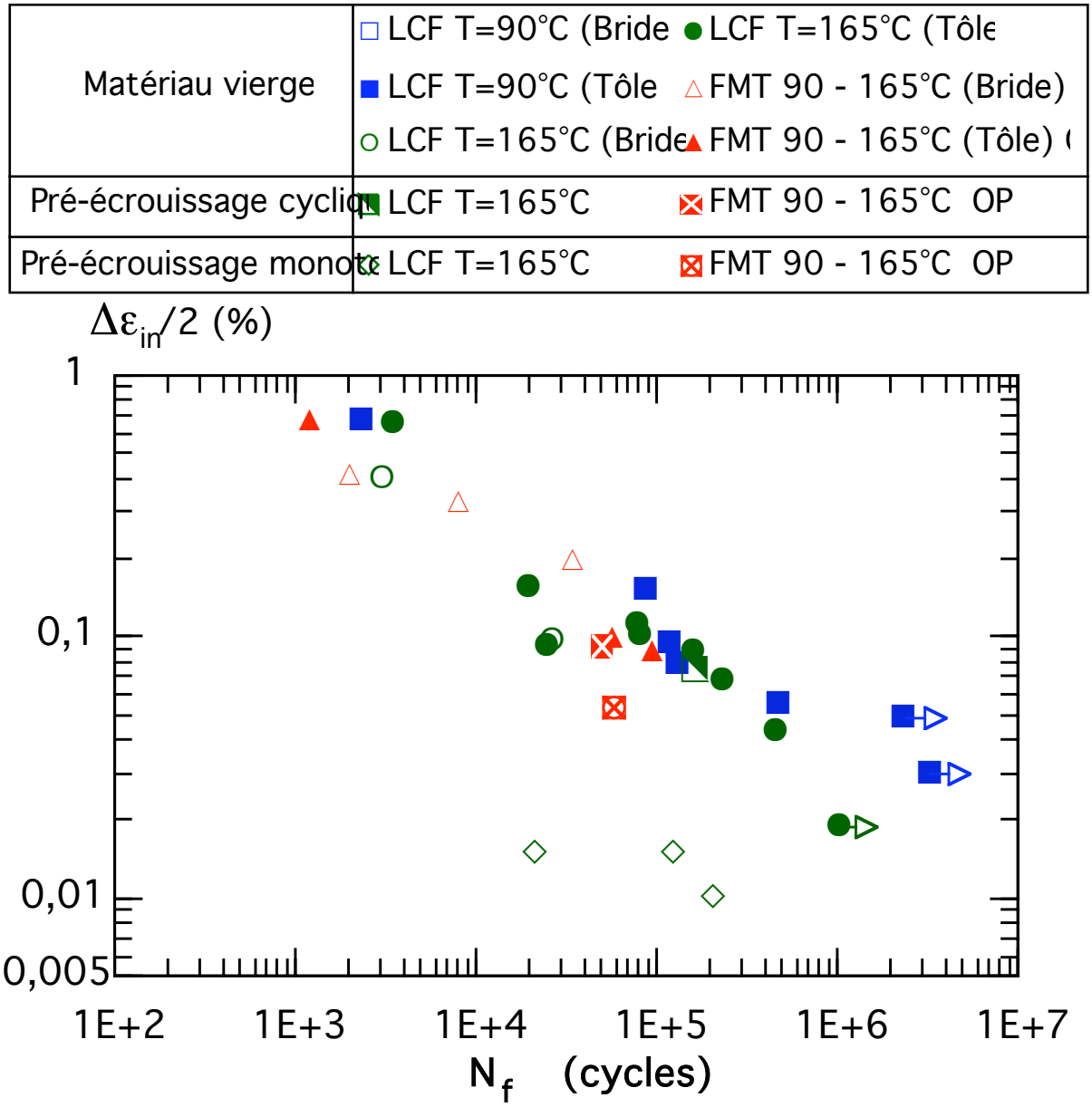
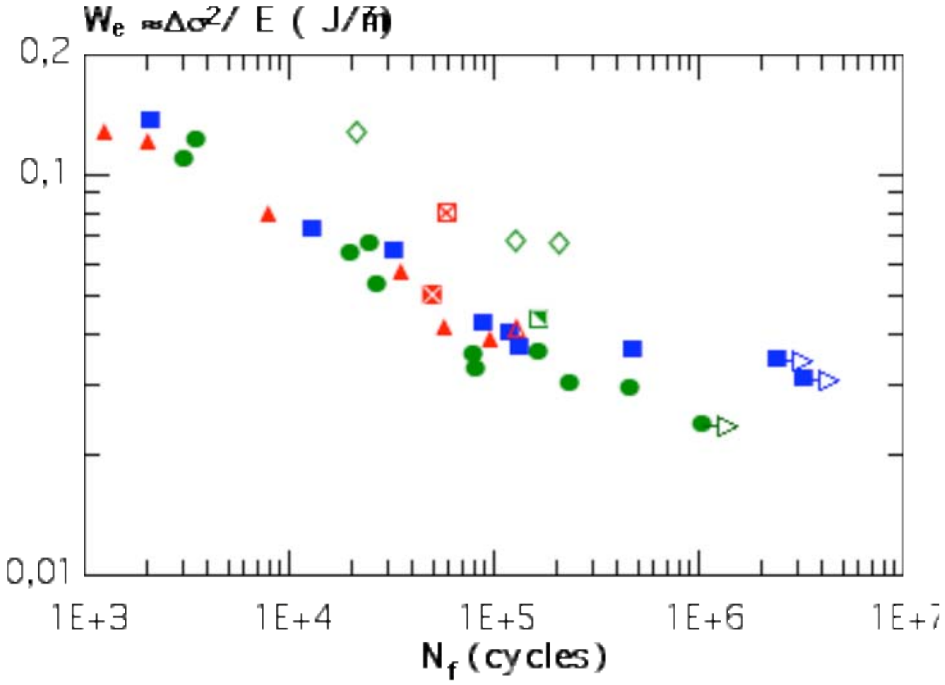
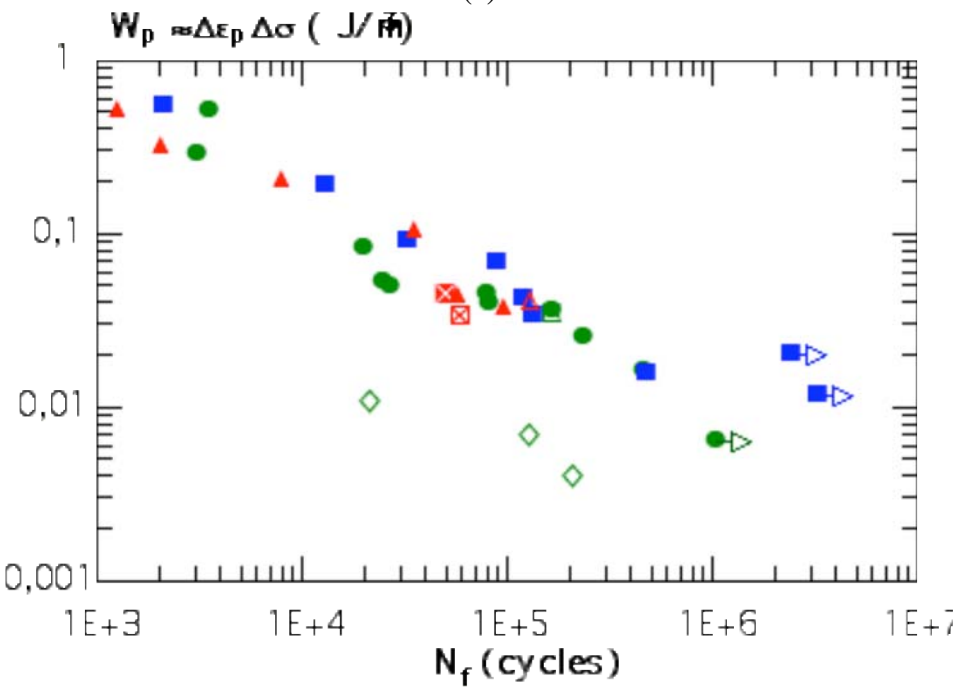


Figure IV-19 : Effet du pré-écrouissage sur la durée de vie de l'acier inoxydable austénitique 304L : Diagramme $\Delta\varepsilon_{in}/2 = f(N_f)$

Matériau vierge	■ LCF T=90°C	▲ FMT 90 - 165°C
	● LCF T=165°	△ FMT 90 - 165°C
Pré-écrouissage cycl	◪ LCF T=165°C	⊠ FMT 90 - 165°C
Pré-écrouissage mono	◇ LCF T=165°C	⊠ FMT 90 - 165°C



(a)



(b)

Figure IV-20 : Variation de la densité d'énergie en fonction de la durée de vie de l'acier inoxydable austénitique 304L (a) énergie élastique (b) énergie plastique

Matériau vierge	■ LCF T=90°C	▲ FMT 90 - 165°C
	● LCF T=165°	△ FMT 90 - 165°C
Pré-écrouissage cycl	◥ LCF T=165°C	⊠ FMT 90 - 165°C
Pré-écrouissage mono	◇ LCF T=165°C	⊠ FMT 90 - 165°C

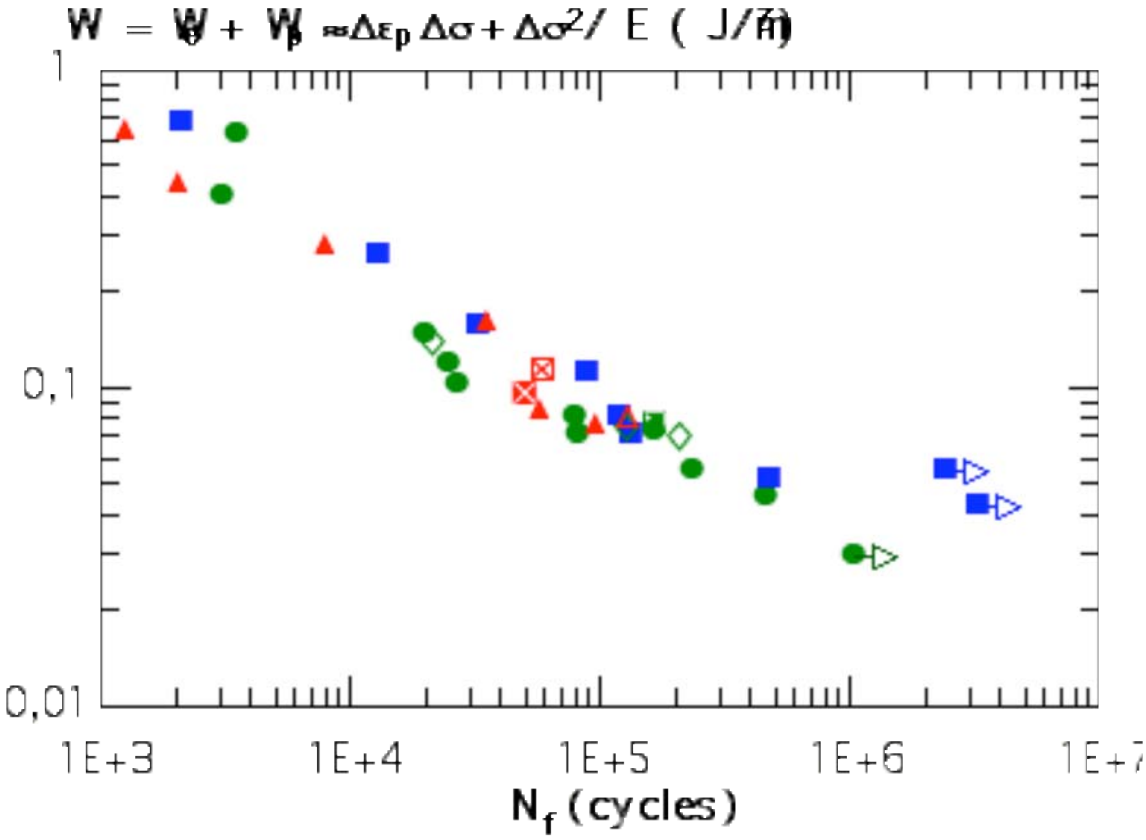


Figure IV-21 : Densité d'énergie en fonction de la durée de vie de l'acier inoxydable 304L en fatigue isotherme et anisotherme sur matériau vierge et matériau pré-écroui

IV.5 EN RESUME

Deux types de pré-écrouissage ont été étudiés dans le cadre de ce chapitre.

Le Premier pré-écrouissage obtenu par une pré-déformation cyclique à l'ambiante de ±1% pendant 16 cycles et un arrêt à une déformation plastique résiduelle positive. Ce type de pré-écrouissage ne modifie pas le comportement cyclique du matériau pour $R_\varepsilon > 0$ et ne génère pas de contrainte moyenne en fatigue isotherme et en fatigue mécano-thermique. En termes de durée de vie, on n'a pas constaté de différence entre le matériau vierge et le matériau pré-écroui dans les deux conditions testées pour une même amplitude de déformation mécanique.

Le deuxième type de pré-écrouissage testé est une pré-déformation monotone à l'ambiante jusqu'à une contrainte vraie de 500 MPa et une décharge à contrainte nulle. Les essais réalisés sur ce type de matériau en déformation imposée à $R_\varepsilon > 0$ montre que la contrainte moyenne diminue en fonction du nombre de cycles et tend vers un état stabilisé quel que soit le type de sollicitation pour des durées de vie inférieures à 2.10^5 cycles. Lorsque l'amplitude de déformation est faible il n'y a pas de relaxation de contrainte moyenne.

Le pré-écrouissage monotone n'a pas d'effet sur la durée de vie ($N_f < 2.10^5$ cycles) quelle que soit la nature de la sollicitation (fatigue isotherme à 165°C et fatigue mécano-thermique hors-phase).

Une représentation énergétique sur le diagramme de durée de vie, permet de relier le nombre de cycle à rupture de l'acier inoxydable austénitique à l'énergie dissipée par unité de volume à l'aide d'une équation de type Monson-Coffin avec un exposant de 0,46 quel que soit l'état du matériau et le type de sollicitations.

V COMPORTEMENT EN RELAXATION DE L'ACIER INOXYDABLE AUSTENITIQUE 304L

Ce chapitre présente l'ensemble des résultats de comportement en relaxation de l'acier inoxydable austénitique 304L. La première partie introduit l'essai de relaxation et les différents caractéristiques et paramètres utilisés par la suite.

La deuxième partie met en évidence l'influence de la température et de la vitesse de chargement sur le comportement en relaxation du 304L.

La troisième partie présente l'effet du pré-écrouissage par déformation à température ambiante sur la relaxation du matériau. Les résultats sont comparés à la réponse du matériau vierge sous le même type de sollicitations.

V COMPORTEMENT EN RELAXATION DE L'ACIER INOXYDABLE AUSTÉNITIQUE 304L ... 123

V.1 CARACTÉRISTIQUES D'UN ESSAI DE RELAXATION ... 124
V.1.1 Les différents types de machines ... 124
V.1.2 Essai de relaxation idéal ... 124
V.2 EFFET DE LA TEMPÉRATURE SUR LE COMPORTEMENT EN RELAXATION DE L'ACIER INOXYDABLE AUSTÉNITIQUE 304L ... 129
V.2.1 Rappels bibliographiques ... 129
V.2.2 Résultats expérimentaux à $\dot{\varepsilon}_{ch} = 10^{-5} s^{-1}$ ... *131*
V.2.3 Taux de relaxation ... 134
V.2.4 Vitesses de déformation plastique ... 136
V.2.5 Volumes d'activation ... 140
V.3 INFLUENCE DE LA VITESSE DE CHARGEMENT SUR LE COMPORTEMENT EN RELAXATION DU 304L À 50°C ... 148
V.3.1 Taux de relaxation ... 150
V.3.2 Vitesses de déformation plastique ... 151
V.3.3 Volumes d'activation ... 151
V.4 EFFET DU PRÉ-ÉCROUISSAGE SUR LE COMPORTEMENT EN RELAXATION DU 304L ... 153
V.4.1 Introduction ... 153
V.4.2 Procédures expérimentales ... 153
V.4.3 Relaxation des états écrouis à 50°C ... 155
V.4.4 Relaxation de l'état écroui à 250°C ... 158
V.4.5 Effet de la température sur la relaxation du matériau pré-écroui en chargement monotone ... 160
V.4.6 Vitesses de déformation plastique et volumes d'activation ... 161
V.5 EN RÉSUMÉ ... 164

V.1 CARACTERISTIQUES D'UN ESSAI DE RELAXATION

L'essai de relaxation consiste à suivre la décroissance de la contrainte macroscopique supportée par une éprouvette qui a été soumise à une déformation totale initiale choisie et maintenue constante pendant le reste de l'essai.

V.1.1 Les différents types de machines

V.1.1.1 Machine dure idéale

C'est une machine permettant d'imposer une vitesse de déformation totale constante à l'éprouvette pendant le chargement. Expérimentalement, on peut approcher cette machine idéale :

- soit en imposant une vitesse de traverse mobile constante. La rigidité K_m de la machine est composée des rigidités respectives de la traverse, du bâti et des lignes d'amarrage,
- soit par asservissement électronique de la vitesse de déformation à l'aide d'un extensomètre permettant de mesurer la déformation de la partie utile de l'éprouvette.

V.1.1.2 Machine molle

C'est une machine sur laquelle la vitesse de mise en contrainte est maintenue constante $\dot{\sigma} = cte$. Blanc D. (1986) a fait une étude plus approfondie sur les caractéristiques et le comportement des machines en fonction de leur rigidité, lors d'un essai de traction.

V.1.2 Essai de relaxation idéal

L'essai de relaxation idéal est un essai réalisé sur une machine infiniment dure. Il peut se décomposer en deux étapes (Figure V-1).

V.1.2.1 Le chargement

Il est comparable à celui d'un essai de traction. La déformation totale ε_t est décomposée en une déformation élastique ε_e.et en une déformation plastique ε_p.

$$\varepsilon_t = \varepsilon_e + \varepsilon_p \qquad \text{V- 1}$$

La déformation élastique est reliée à la contrainte appliquée σ par la loi de Hooke :

$$\varepsilon_e = \frac{\sigma}{E} \qquad \text{V- 2}$$

Avec E est le module de Young du matériau.

Quand l'éprouvette a atteint le taux de déformation choisi, le chargement en traction est arrêté et la relaxation proprement dite commence.

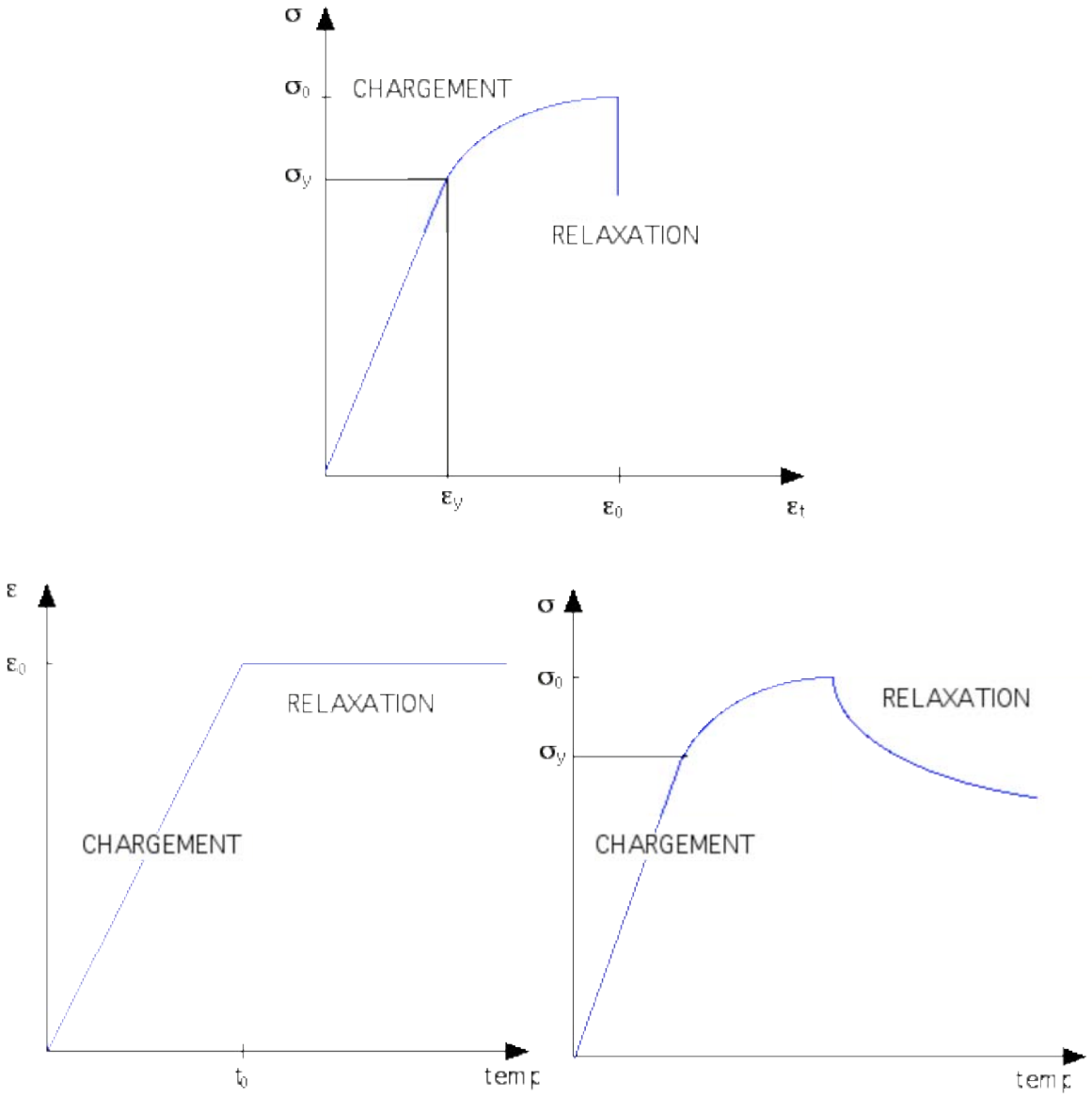


Figure V-1: Essai de relaxation sur machine infiniment dure chargement de type $\dot{\varepsilon}_t = \text{cte}$

V.1.2.2 <u>La relaxation</u>

Pendant la relaxation, la déformation totale atteinte en fin de chargement est maintenue constante. En cours de relaxation, on a la relation suivante :

$$\varepsilon_t = \varepsilon_e + \varepsilon_p = \text{Constante}$$

En dérivant on obtient :

$$\dot{\varepsilon}_t = \dot{\varepsilon}_e + \dot{\varepsilon}_p = 0 \qquad \text{V- 3}$$

C'est-à-dire que la vitesse de déformation plastique est égale en valeur absolue à la vitesse de déformation élastique.

Pendant la relaxation, la déformation plastique croît aux dépens de la déformation élastique (Figure V-2). Cette déformation plastique se développant pendant l'essai de relaxation est donnée par l'équation suivante :

$$\varepsilon_{pr} = \frac{\sigma_0 - \sigma(t)}{E} \qquad \text{V- 4}$$

Où σ_0 est la contrainte initiale en début de relaxation

et $\sigma(t)$ la contrainte à l'instant t.

La vitesse de déformation plastique instantanée $\dot{\varepsilon}_p(t)$ est obtenue à partir de (V-3) en introduisant la dérivée par rapport au temps de la loi d'Hooke : $\dot{\varepsilon}_e = \frac{\sigma}{E}$:

$$\dot{\varepsilon}_p = -\frac{\dot{\sigma}}{E} \qquad \text{V- 5}$$

V.1.2.3 <u>Passage chargement – relaxation (point de commutation)</u>

Dans le cas d'un essai de relaxation avec un chargement à $\dot{\varepsilon}_t = \text{cte}$, au passage fin de chargement – début de relaxation, la vitesse de déformation totale est discontinue : en effet, $\dot{\varepsilon}_t$ passe instantanément, pour un essai idéal, d'une valeur positive (chargement) à une valeur nulle (relaxation).

Or, au moment de la fin de la mise en charge d'un essai de relaxation ni la contrainte ni la microstructure ne change de manière instantanée. On constate en fait que la vitesse de déformation plastique juste avant et après le chargement reste la même. Lors d'un essai de relaxation, la vitesse de déformation plastique en fin de chargement est égale à la vitesse de déformation plastique en début de relaxation.

Ceci signifie que la vitesse de déformation plastique est continue lors d'un chargement se terminant à $\dot{\varepsilon}_t = \text{cte}$. Cette continuité de la vitesse de déformation plastique au point de commutation d'un essai de relaxation a été démontrée pour des alliages base aluminium, le fer, et un acier type 304L (Holbrook et al 1981, Gibeling et al. 1984, Gibeling et al. 1986).

Blanc D. (1986) a montré que la vitesse initiale de relaxation $\dot{\sigma}_{R0}$ est reliée à la vitesse de fin de chargement $\dot{\sigma}$ par la relation :

$$\frac{\dot{\sigma}_{R0}}{\dot{\sigma}} = -\frac{E}{h} \qquad \text{V- 6}$$

Où E est le module de Young et h le module plastique du matériau au point de chargement h=dσ/dε. Ce rapport est de l'ordre de 50 dans les aciers inoxydables à basse température pour une machine infiniment rigide. Les essais réalisés, dans ce cas, ont été menés à diverses vitesses de chargement $\dot{\sigma} = \text{cte}$ sur un acier inoxydable de type 316L.

Comme il a été indiqué au début de ce paragraphe, la vitesse de déformation totale est discontinue au passage fin de chargement – début de relaxation. Dans le cas d'un essai idéal, si la vitesse de déformation plastique est continue, alors la discontinuité est entièrement supportée par la vitesse de déformation élastique. La Figure V-3 illustre cette discontinuité.

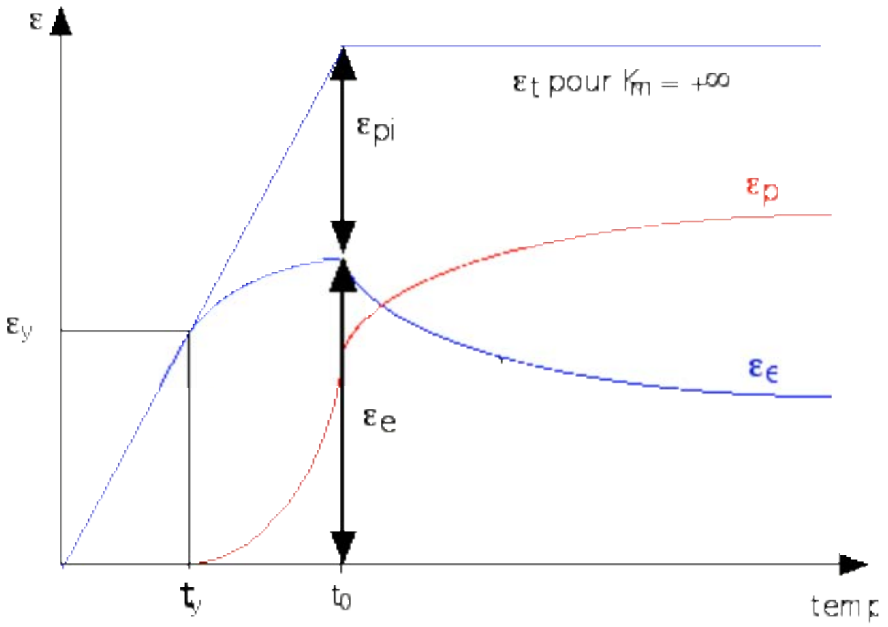


Figure V-2 : Variation des déformations élastique et plastique lors d'un essai de relaxation chargé à $\dot{\varepsilon}_t = \text{cte}$

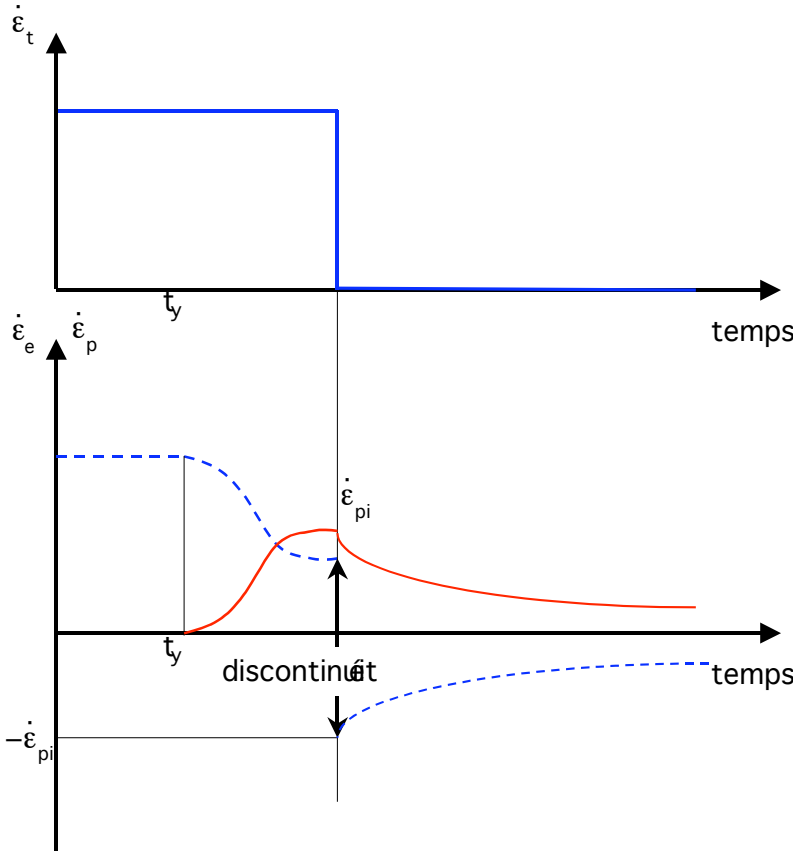


Figure V-3 : Variation de $\dot{\varepsilon}_e$ et $\dot{\varepsilon}_p$ pendant le chargement et la relaxation

V.2 EFFET DE LA TEMPERATURE SUR LE COMPORTEMENT EN RELAXATION DE L'ACIER INOXYDABLE AUSTENITIQUE 304L

V.2.1 Rappels bibliographiques

Le comportement en relaxation des aciers inoxydables austénitiques a fait l'objet de plusieurs investigations. La plupart des études ont montré un comportement dépendant de la température.

Dans ce cadre, on peut citer les travaux de Blanc D. (1986) qui a constaté que dans le cas de l'acier inoxydable austénitique 316L, l'augmentation de la température de 400 à 600°C n'influence pas sa capacité de relaxation à court terme (à 30 secondes) (Figure V-4). Par contre, pour des temps de relaxation beaucoup plus importants (20 heures), la contrainte macroscopique se relaxe beaucoup plus à 600°C qu'à 400°C, pour les mêmes niveaux de déformation plastique initiale. Il est à noter que pour ses essais Blanc D. procédait à une mise en charge à vitesse de chargement contrôlée et pour diverses valeurs.

D'autres études ont été réalisées sur le 304L dans le cadre des travaux de Manjoine M.J. (1974). Il a testé ce type de matériau en relaxation entre 260°C et 371°C pour différents niveaux de déformation à froid. Il a montré que la capacité de relaxation du 304L passe par un minimum à 315°C. En effet, pour un niveau de déformation plastique $\varepsilon_{pi} = 0{,}05\%$ et une vitesse de mise en charge $\dot{\sigma} = 34{,}45$ MPa/min, le matériau se relaxe plus à 260°C qu'à 315°C. Pour une température supérieure (371°C), le 304L retrouve de nouveau la capacité de relaxation qu'il avait à 260°C (Figure V-5).

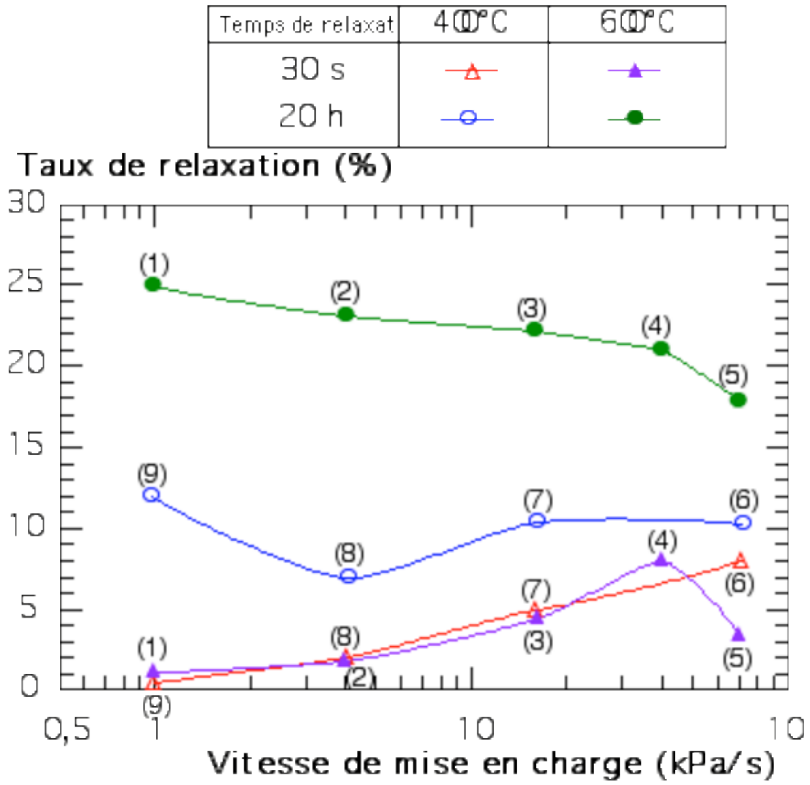


Figure V-4: Variation de la quantité relaxée à 30 s et à 20 h à 400 et 600°C, acier inoxydable austénitique 316L (Blanc 1986)

Les caractéristiques des essais de relaxation sont résumées dans le tableau suivant.

Tableau V-1 : Conditions initiales des essais de relaxation en température 316L (Blanc 1986)

Essai	T (°C)	$\dot{\sigma}$ (kPa/s)	σ_{R0}(MPa)	ε_{P0}(%)
1	600	1	143	0,5
2	600	4	145	0,6
3	600	16	140	0,6
4	600	40	141	0,6
5	600	70	140	0,65
6	400	70	163	0,6
7	400	16	162	0,6
8	400	4	158	0,6
9	400	1	159	0,62

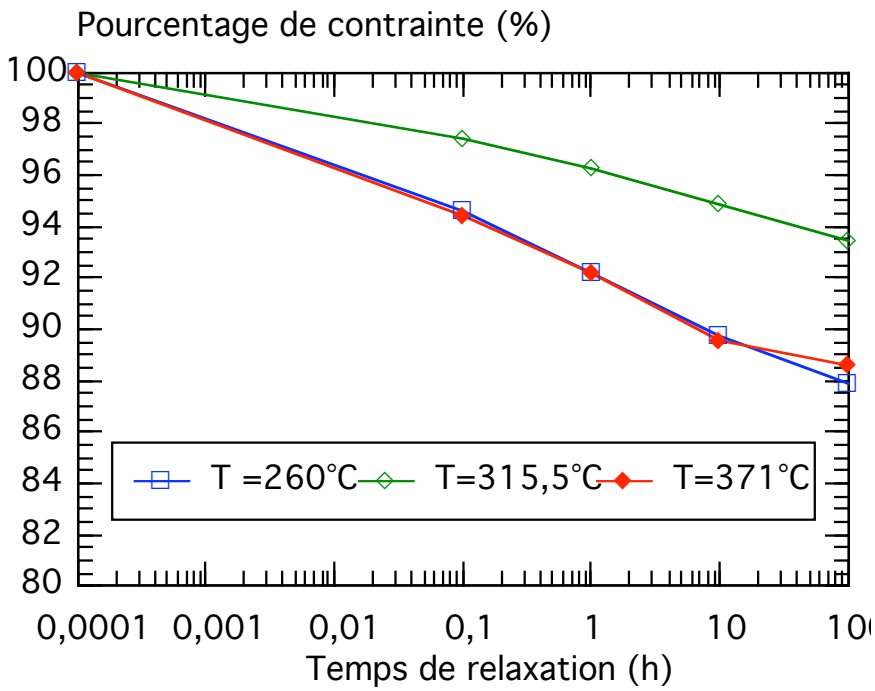


Figure V-5 : Effet de la température sur la capacité de relaxation du 304L ε_{pi}=0,05% $\dot{\sigma}$ = 34,45 MPa/min (Manjoine 1974)

V.2.2 Résultats expérimentaux à $\dot{\varepsilon}_{ch} = 10^{-5} s^{-1}$

Les essais de relaxation effectués lors de cette étude sont du type séquentiel. La méthode consiste, à une température donnée, à soumettre une éprouvette à une séquence d'essais composée de trois phases :

- Chargement en contrôle de déformation totale
- Relaxation pendant 24 heures
- Déchargement jusqu'à une contrainte de 10 MPa afin de maintenir l'alignement du montage (Figure C-1 : Annexe C)

Cette séquence est appliquée plusieurs fois successivement sur la même éprouvette pour des valeurs croissantes (ou décroissantes) de la déformation plastique de mise en charge, appelée par la suite « déformation plastique initiale » $\varepsilon_{pi}(k)$ où k est le numéro de la séquence (Figure V-6).

La déformation plastique cumulée ε_{pc} est égale à la somme de la déformation plastique introduite par les chargements et de la déformation plastique par relaxation au cours des différentes séquences (Figure V-6).

Pour cette étude sur l'acier inoxydable austénitique 304L à l'état de réception nous avons retenu trois températures : 50, 150 et 250°C qui se situent dans la gamme de variation thermique des circuits de refroidissement des circuits RRA.

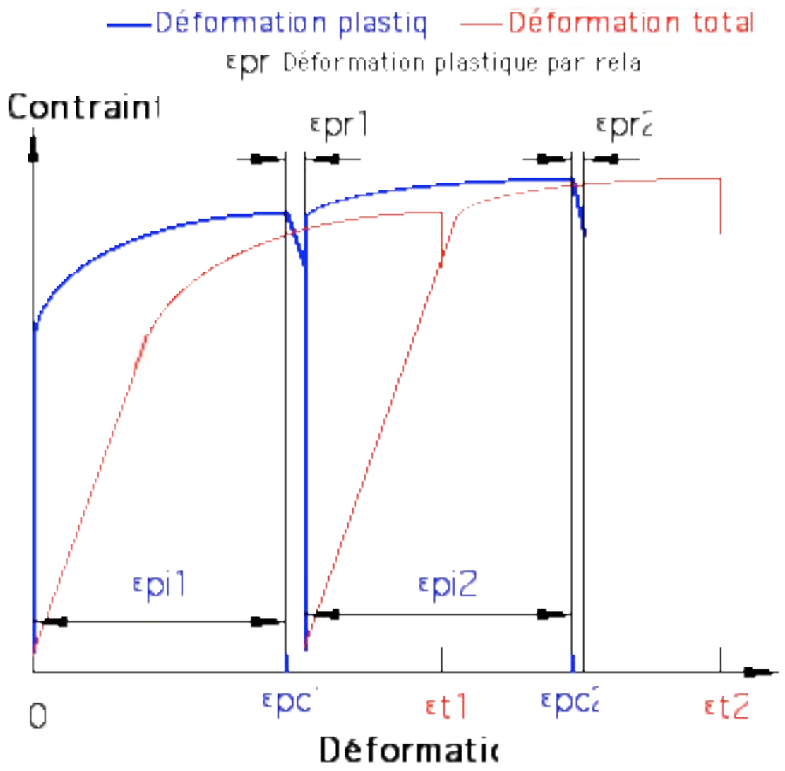


Figure V-6 : Evolution de la contrainte en fonction de la déformation plastique et de la déformation totale pendant deux séquences successives « chargement, relaxation, déchargement »

V.2.2.1 T = 50°C

Pour cinq niveaux de déformation plastique, la décroissance de la contrainte est donnée Figure V-7. Les résultats des différentes séquences de relaxation sont résumés dans le tableau C-1 de l'annexe C. Lors des chargements successifs, le matériau s'écrouit et les courbes de relaxation se décalent vers les plus fortes contraintes. Dans les différents cas, la relaxation du 304L se fait en deux stades :

- Un premier stade de relaxation rapide. Ce stade correspond à la décroissance de la contrainte lors de 30 premières secondes.
- Un deuxième stade correspondant à la relaxation à long terme du matériau (Figure V-7).

V.2.2.2 T = 150°C

Les essais réalisés à 150°C montrent la présence d'un crochet de traction sur le graphe contrainte – déformation (Figure C-2 : Annexe C) qui n'existait pas à 50°C pour les mêmes niveaux de déformation. Les résultats des différentes séquences de relaxation sont résumés dans le tableau C-2 de l'annexe C. En ce qui concerne la relaxation, les courbes $\sigma = f(\mathrm{Log}(t))$ présentent les mêmes stades qu'à 50°C avec une amplitude moindre à 150 qu'à 50°C (Figure V-8).

V.2.2.3 T = 250°C

À 250°C, et pour quatre niveaux de déformation plastique, la contrainte initiale σ_0 diminue par rapport à 150°C et 50°C. Cette chute de contrainte est probablement dûe à la diminution de la limite d'élasticité du matériau quand la température augmente et à un effet du module d'élasticité. Les résultats de différentes séquences de relaxation sont résumés dans le tableau C-3 de l'annexe C.

Dans ces conditions, le diagramme $\sigma = f(\mathrm{Log}(t))$ met en évidence :

- Une amplitude de relaxation faible comparée à celles des essais réalisés à 50 et 150°C.
- Une allure générale des courbes identique pour différents niveaux de déformation plastique initiale (Figure V-9).

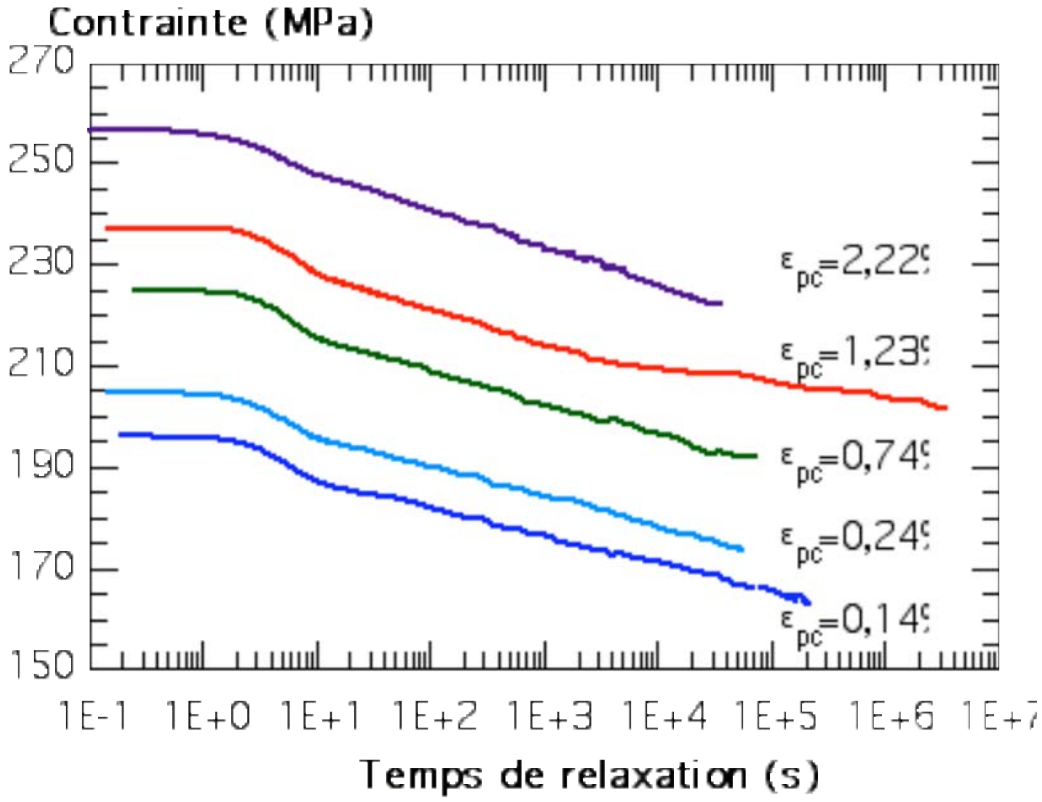


Figure V-7 : Variation de la contrainte au cours d'une séquence de relaxation pour différents niveaux de déformation plastique initiale, **T=50°C,** $\dot{\varepsilon}_{ch} = 10^{-5} s^{-1}$

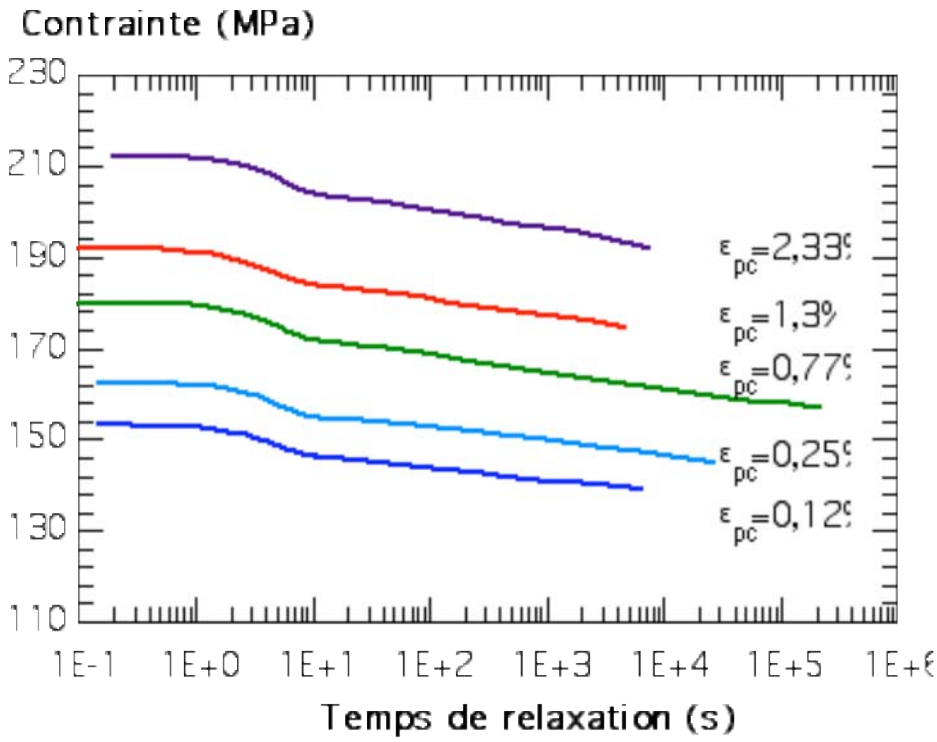


Figure V-8 : Variation de la contrainte au cours d'une séquence de relaxation pour différents niveaux de déformation plastique initiale, **T=150°C,** $\dot{\varepsilon}_{ch} = 10^{-5} s^{-1}$

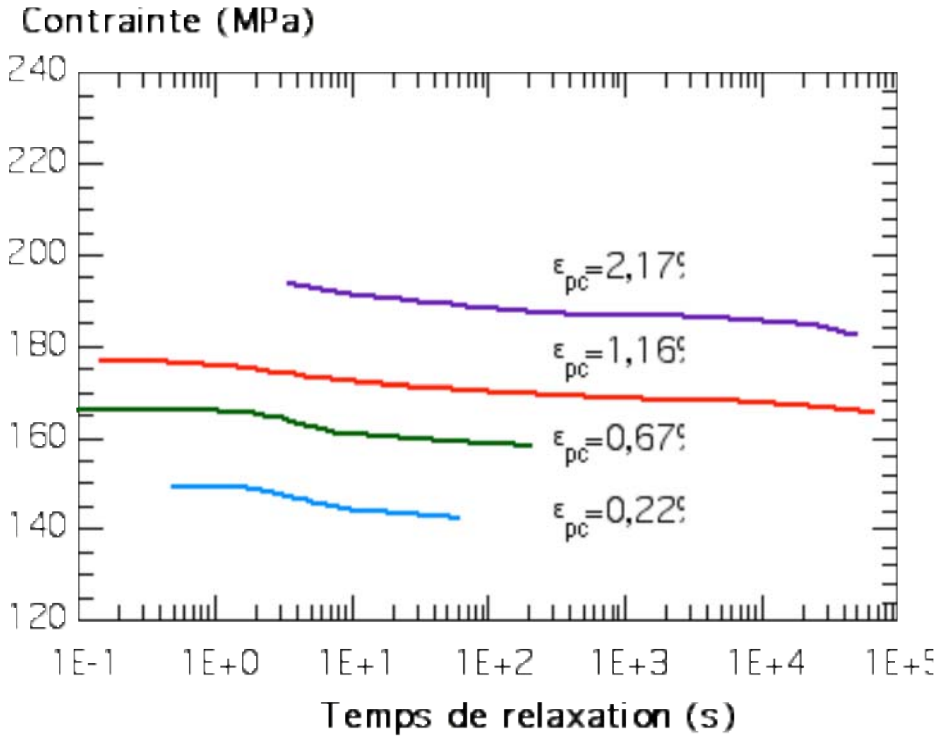


Figure V-9 : Variation de la contrainte au d'une séquence de relaxation pour différents niveaux de déformation plastique initiale, **T=250°C,** $\dot{\varepsilon}_{ch} = 10^{-5} s^{-1}$

V.2.3 Taux de relaxation

V.2.3.1 <u>Définition</u>

Le taux de relaxation est défini comme le rapport entre l'amplitude de contrainte relaxée $\Delta\sigma(t)$ à l'instant t et la contrainte initiale au début de l'essai de relaxation σ_0 (équation V-7).

$$\text{taux de relaxation } (\%) = \frac{\sigma_0 - \sigma(t)}{\sigma_0}.100 \qquad \text{V- 7}$$

Dans la suite du chapitre, nous serons amenés à utiliser deux taux de relaxation :

- Taux de relaxation à 36 secondes qui caractérise la relaxation du matériau à court terme
- Taux de relaxation à 1 heure qui donne une idée de la relaxation à long terme du matériau (Figure V-10).

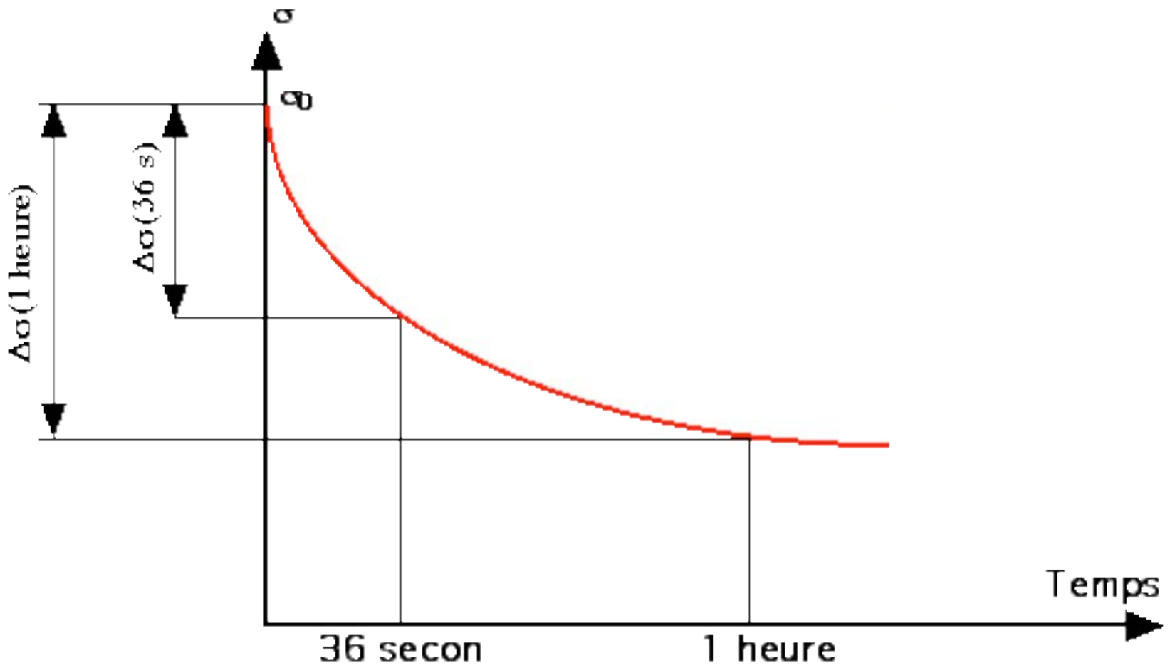


Figure V-10 : Définition des taux de relaxation au cours d'un essai de relaxation

V.2.3.2 Influence de la température sur le taux de relaxation

Les taux de relaxation relevés à 36 secondes et à 1 heure sont représentés Figure V-11 pour différentes températures. Le taux de relaxation de l'acier inoxydable austénitique 304L diminue avec l'augmentation de la température. Cette influence de la température est moins marquée pour la relaxation à court terme (après 36 secondes) que celle à long terme (après une heure). Ce graphique montre aussi que les taux de relaxation varient peu avec la déformation plastique cumulée aussi bien à 50, 150 et 250°C.

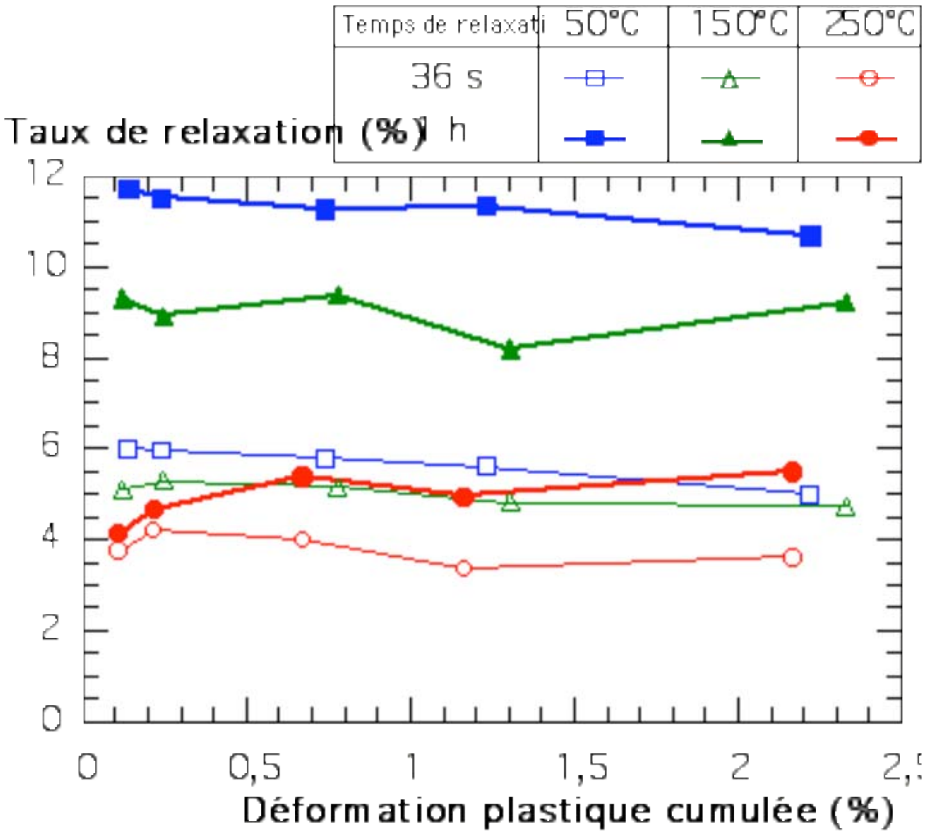


Figure V-11 : Effet de la température sur le taux de relaxation du matériau en fonction de la déformation plastique cumulée

V.2.4 Vitesses de déformation plastique

La représentation $\text{Log}\ \dot{\varepsilon}_p = f(\sigma)$ nous permet de suivre l'évolution de la vitesse de déformation plastique qui apparaît comme une grandeur importante pour caractériser le matériau en viscoplasticité. Les pentes des courbes $\text{Log}\ \dot{\varepsilon}_p = f(\sigma)$ sont directement reliées au volume d'activation, grandeur physique macroscopique : $V = R\,.\,T\,.\,2{,}3\,.\delta\text{Log}\ \dot{\varepsilon}_p/\delta\sigma$; nous reviendrons en détails sur cette notion dans le paragraphe "**Volume d'activation**". Notons que plus la pente de la courbe $\text{Log}\ \dot{\varepsilon}_p = f(\sigma)$ est petite, plus le volume d'activation est faible ou, ce qui revient au même, plus le matériau est visqueux. Au contraire plus la pente des courbes $\text{Log}\ \dot{\varepsilon}_p = f(\sigma)$ est élevée, plus le volume d'activation est grand et plus le matériau est fluide (Figure V-12) : pour un incrément de contrainte, il y a une importante diminution de la vitesse de déformation plastique.

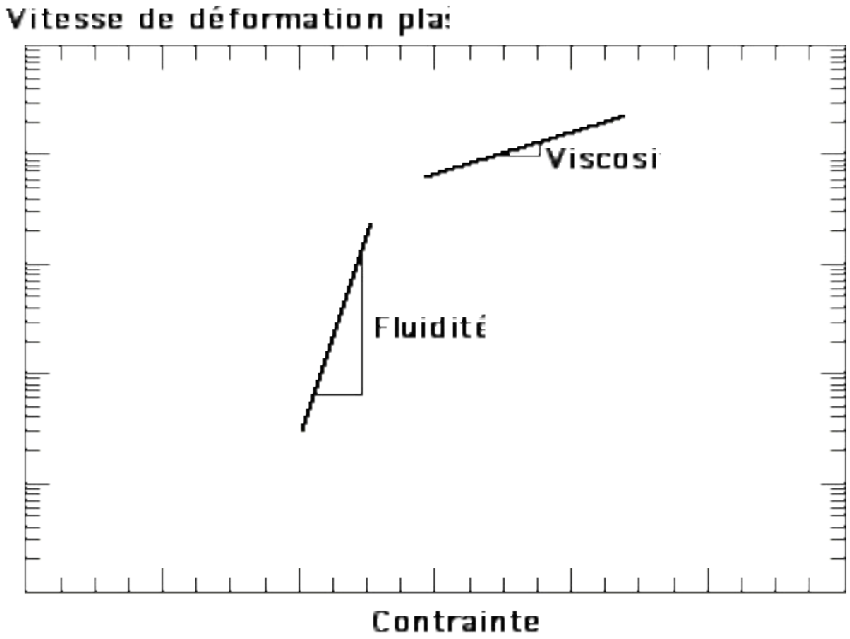


Figure V-12 : Mise en évidence de la viscosité en relaxation

Pour les différents niveaux de déformation plastique initiale, la courbe $\dot{\varepsilon}_p = f(\sigma)$ est caractérisée par deux stades (FiguresV-13, V-14 et V-15) :

- Le premier stade correspond aux 10 premières secondes de relaxation. La vitesse de déformation plastique est relativement élevée et varie peu avec la contrainte macroscopique. La pente de la courbe $\dot{\varepsilon}_p = f(\sigma)$ est faible ce qui se traduit par un comportement visqueux assez marqué du matériau.
- Le stade final correspond à la relaxation à long terme. Il est caractérisé par une pente plus forte de la courbe $\dot{\varepsilon}_p = f(\sigma)$ que dans le cas du premier stade. Le comportement viscoplastique du matériau est caractérisé par une fluidité plus importante qu'à court terme.
- Entre ces deux stades, une courte période de transition apparaît ($3.10^{-7} s^{-1} < \dot{\varepsilon}_p < 3.10^{-6} s^{-1}$) pendant laquelle la pente de la courbe tend vers une valeur infinie. La signification physique de ce stade étant difficile à justifier, on considère que seule les deux modes de relaxation identifiés ci-dessus sont réellement existants.

Pour un niveau de déformation plastique initiale de 0,23%, la Figure V-16 permet de comparer l'évolution de la vitesse de déformation plastique en fonction de la contrainte pour les trois températures étudiées. On remarque que plus la température augmente plus la pente de la courbe devient importante. Les trois stades de relaxation évoqués précédemment existent aux trois températures avec une distinction plus franche à 50 qu'à 250°C.

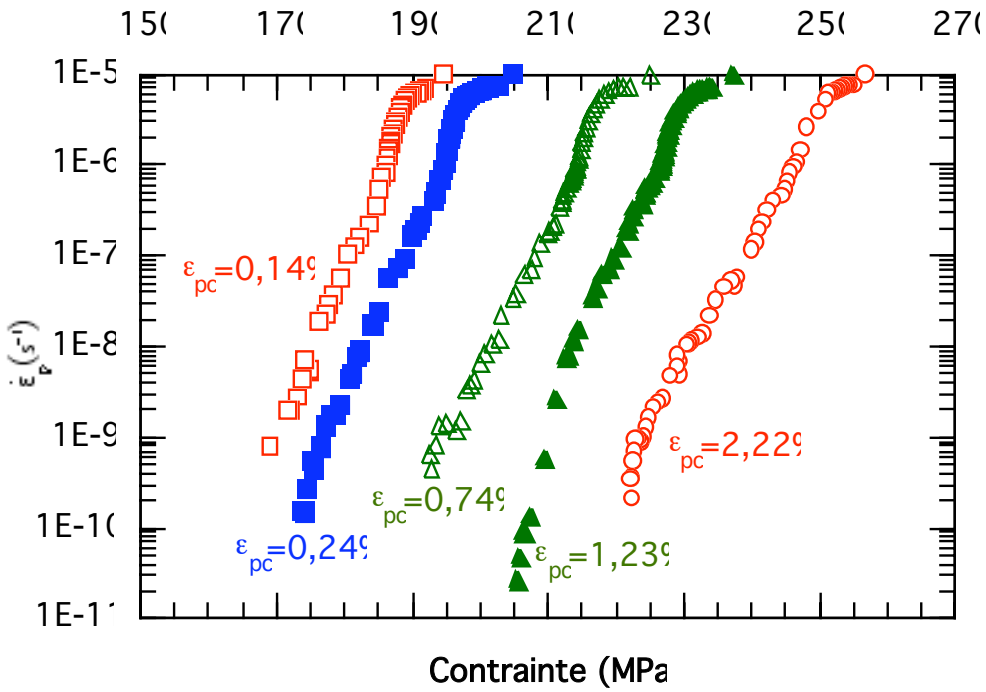


Figure V-13 : Variation de la vitesse de déformation plastique en fonction de la contrainte **T = 50°C,** $\dot{\varepsilon}_{ch} = 10^{-5} s^{-1}$

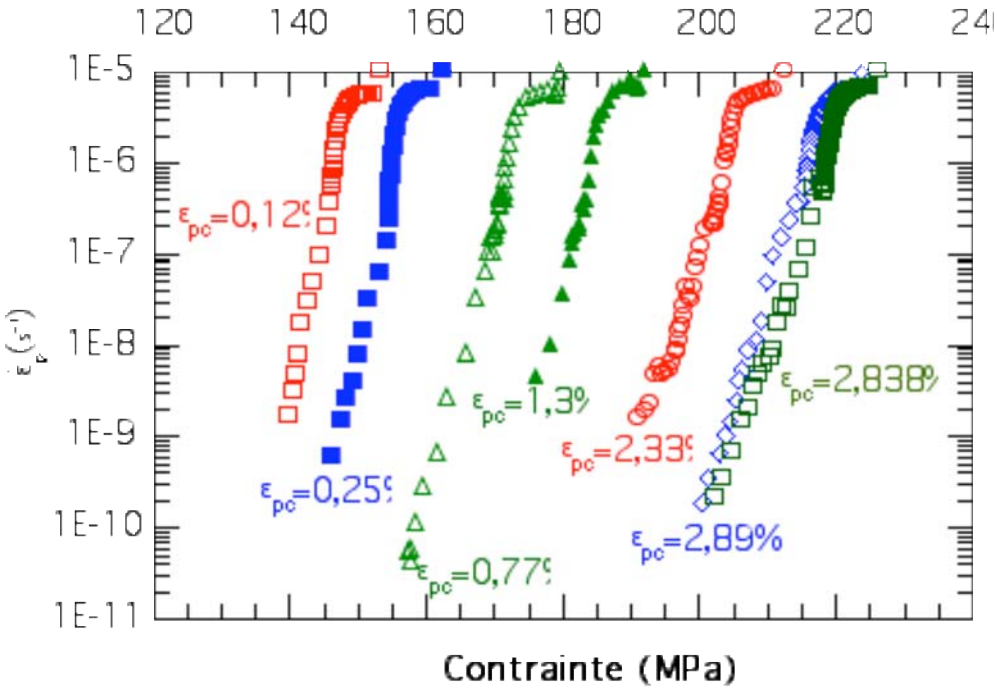


Figure V-14: Variation de la vitesse de déformation plastique en fonction de la contrainte **T = 150°C,** $\dot{\varepsilon}_{ch} = 10^{-5} s^{-1}$

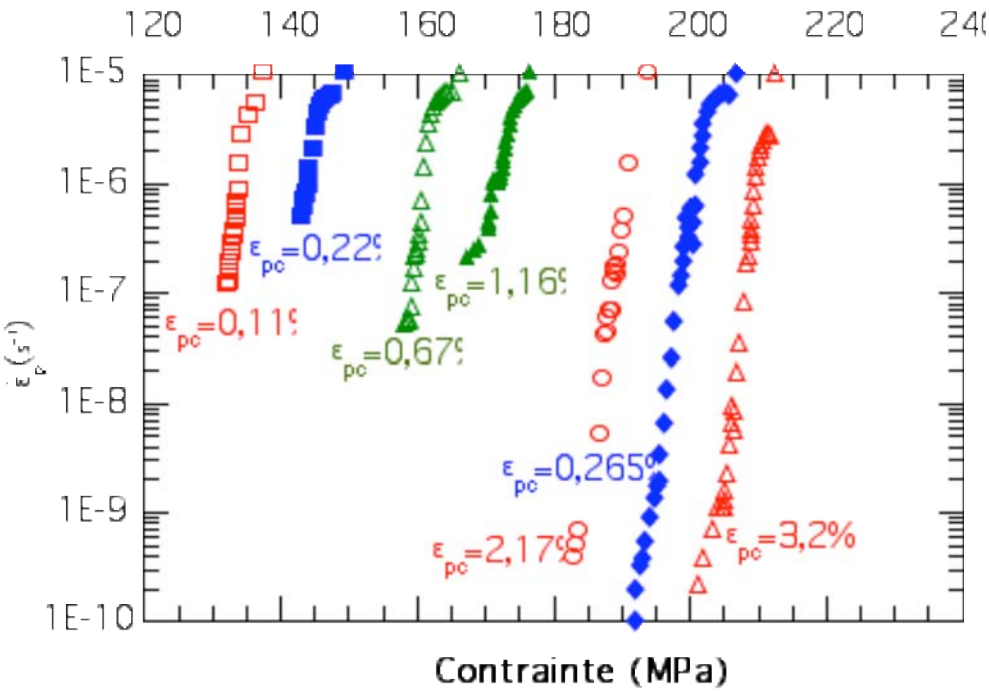


Figure V-15 : Variation de la vitesse de déformation plastique en fonction de la contrainte **T = 250°C,** $\dot{\varepsilon}_{ch} = 10^{-5} s^{-1}$

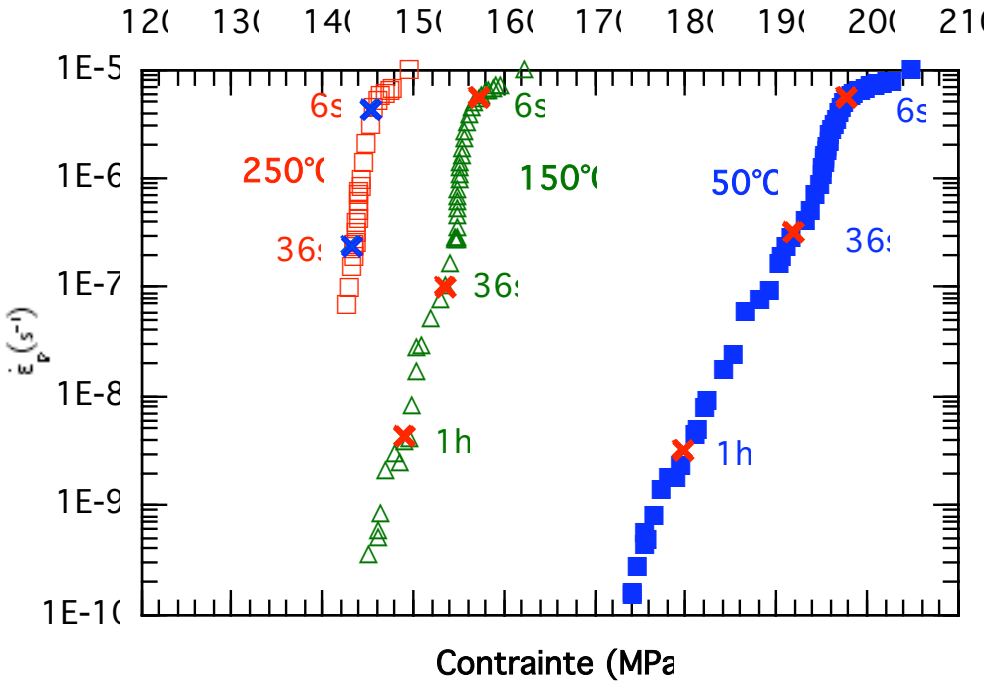


Figure V-16 : Effet de la température sur la variation de la vitesse de déformation plastique pour un niveau de déformation plastique initial $\varepsilon_{pc} = 0{,}23\%$, $\dot{\varepsilon}_{ch} = 10^{-5} s^{-1}$

V.2.5 Volumes d'activation

V.2.5.1 Expression des volumes d'activation

Les résultats expérimentaux nous permettent d'accéder à deux grandeurs physiques : le volume d'activation et l'énergie d'activation dont nous précisons ici les expressions.

Si nous considérons que la vitesse de déformation plastique $\dot{\varepsilon}_p$ résulte du mouvement des dislocations mobiles de densité ρ, de vecteur de Burgers b, et de la vitesse moyenne $\bar{v}$, son expression est donnée par la relation de Bayley-Orowan :

$$\dot{\varepsilon}_p = \rho \, \mathrm{b} \, \bar{v} \qquad \text{V- 8}$$

Sous certaines conditions de température et de déformation, le mouvement des dislocations est contrôlé par le franchissement d'obstacles correspondant à des barrières énergétiques. Le mouvement des dislocations se fait sous l'action couplée de la contrainte appliquée et de l'activation thermique. La vitesse moyenne des dislocations $\bar{v}$ est alors proportionnelle à la probabilité de franchissement de la barrière d'énergie. Elle peut alors s'écrire sous la forme (Zener 1952, Vineyard 1957) :

$$v \propto \nu_1 \exp\left(-\frac{\Delta \mathrm{G}}{\mathrm{R\,T}}\right) \qquad \text{V- 9}$$

$$\Delta G = \Delta H_a - T.\Delta S \qquad \text{V- 10}$$

où ΔG est la variation de l'énergie de Gibbs pour faire passer une dislocation de son état d'équilibre à la position de col, de façon isotherme et ν_1 est le facteur de fréquence dépendant du matériau et de la tension de ligne de la dislocation. Par conséquent, on obtient :

$$\dot{\varepsilon}_p \propto \rho \, \mathrm{b} \, \nu_1 \exp\left(-\frac{\Delta \mathrm{G}}{\mathrm{R\,T}}\right) \qquad \text{V- 11}$$

où encore

$$\dot{\varepsilon}_p = A \exp\left(-\frac{\Delta \mathrm{G}}{\mathrm{R\,T}}\right) \qquad \text{V- 12}$$

en remplaçant ΔG par l'expression V-10, on obtient :

$$\dot{\varepsilon}_p = A\exp\left(\frac{\Delta S}{R}\right)\exp\left(-\frac{\Delta H_a}{RT}\right) = \dot{\varepsilon}_0\exp\left(-\frac{\Delta H_a}{RT}\right) \qquad \text{V- 13}$$

avec :

$$\dot{\varepsilon}_0 = A\exp\left(\frac{\Delta S}{R}\right)$$

on peut aussi écrire sous la forme :

$$\mathrm{Log}\frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_0} = -\frac{\Delta H_a}{RT} \qquad \text{V- 14}$$

Cette relation permet d'exprimer **l'énergie d'activation apparente** ΔH_a comme suit :

$$\Delta H_a = -R\left[\frac{\delta \mathrm{Log}\,\dot{\varepsilon}_p}{\delta 1/T}\right]_{\sigma,\mu S} = R\,T^2\left[\frac{\delta Log\ \dot{\varepsilon}_p}{\delta T}\right]_{\sigma,\mu S} \qquad \text{V- 15}$$

où μS caractérise l'état microstructural du matériau au moment de la mesure.

Si l'on considère deux essais à deux températures distinctes T_1 et T_2 auxquels correspondent (à ε_t, σ et μS fixées) deux vitesses de déformation $\dot{\varepsilon}_{p1}$ et $\dot{\varepsilon}_{p2}$, on obtient :

$$\Delta H_a = R\,T_1\,T_2\left[\frac{Log\ (\dot{\varepsilon}_{p2}/\dot{\varepsilon}_{p1})}{(T_2 - T_1)}\right] \qquad \text{V- 16}$$

Cette expression n'est valable que si le mécanisme de relaxation est le même entre les deux températures T_1 et T_2.

Le **volume d'activation** est aussi accessible par des essais de relaxation. En reprenant l'expression (V-13) et en écrivant :

$$\Delta H_a = \Delta H_0 - \sigma V \qquad \text{V- 17}$$

V : Volume d'activation

σ : Contrainte appliquée

σV : le travail de la contrainte macroscopique apparente au cours du processus d'activation de la plasticité. On obtient ainsi :

$$\dot{\varepsilon}_p = \dot{\varepsilon}_0 \exp\left(-\frac{\Delta H_0 - \sigma V}{RT}\right) \qquad \text{V- 18}$$

Par conséquent V est relié à la vitesse de déformation plastique par la relation :

$$V = R\,T\left[\frac{\delta \mathrm{Log}\ \dot{\varepsilon}_p}{\delta\sigma}\right]_{T,\mu S} \qquad \text{V- 19}$$

Si l'on considère deux essais à deux contraintes distinctes σ_1 et σ_2 auxquels correspondent (à ε_t, T et μS fixées) deux vitesses de déformation $\dot{\varepsilon}_{p1}$ et $\dot{\varepsilon}_{p2}$, on obtient :

$$V = R\,T\left[\frac{\mathrm{Log}(\dot{\varepsilon}_{p2}/\dot{\varepsilon}_{p1})}{\sigma_2 - \sigma_1}\right]_{T,\mu S} \qquad \text{V- 20}$$

V.2.5.2 <u>Mesures des volumes d'activation</u>

En pratique, pour mesurer les volumes d'activation en relaxation nous choisissons la représentation $\ln \dot{\varepsilon}_p = f(\sigma)$ dans laquelle le volume d'activation divisé par RT (V/RT) n'est autre que la pente de la courbe de relaxation tracée dans ce système de coordonnées. La vitesse de déformation plastique $\dot{\varepsilon}_p$ sera exprimée en s^{-1}, la température T en K, la constante des gaz parfaits R = 8,31 en $J.K^{-1}.mole^{-1}$, et la contrainte σ en Pa ; le volume V est alors obtenu en m^3/mole. Une simple conversion ($10^{30}/\mathcal{N}$) donne le volume en $Å^3$/atome. L'acier inoxydable a une énergie de défaut d'empilement assez peu élevée, on peut alors supposer que la plasticité dans ce type de matériau est contrôlée par le franchissement de dislocations parfaites. La normalisation des valeurs par rapport au vecteur de Burgers d'une dislocation parfaite donne le volume d'activation en b^3/atome, unité que nous utilisons dans notre étude.

$\mathcal{N}$: Nombre d'Avogadro = 6,025 10^{23} atomes/mole.

b : Vecteur de Burgers b = 2,54 Å

$$V = \frac{R\,T}{b^3.\mathcal{N}} \left[\frac{\mathrm{Log}(\dot{\varepsilon}_{p2}/\dot{\varepsilon}_{p1})}{\sigma_2 - \sigma_1} \right]_{T,\mu S} \qquad \text{V- 21}$$

Enfin les volumes d'activation peuvent être reliés aux exposants de contraintes n, classiquement écrits dans les lois de type Norton :

$$\dot{\varepsilon}_p = A\,.\,\sigma^n \qquad \text{V- 22}$$

$$n = \frac{\sigma\,V}{R\,T} \qquad \text{V- 23}$$

V : Volume d'activation ($m^3.mole^{-1}$)

T : Température (K)

R : 8,31 $J.mole^{-1}.K^{-1}$: constante des gaz parfaits

σ : Contrainte (MPa)

- Les fortes viscosités, petits V, correspondent à des valeurs de n faibles,
- Les faibles viscosités, grands V, correspondent à de fortes valeurs de n.

V.2.5.2.1 Volumes d'activation à 50°C

Pour les deux modes de relaxation identifiés sur les courbes $\dot{\varepsilon}_p = f(\sigma)$ nous calculons les volumes d'activation correspondants. La Figure V-17 présente l'évolution des deux volumes calculés en fonction de la déformation plastique initiale introduite dans le matériau.

À 50°C, avec une vitesse de mise en charge $\dot{\varepsilon}_{ch} = 10^{-5} s^{-1}$, le premier stade de la relaxation est caractérisé par des volumes d'activation six fois plus faibles que les volumes calculés au deuxième stade.

Le volume d'activation du premier mode ne varie pas avec la déformation plastique initiale. Au deuxième stade, par contre, le volume d'activation diminue quand la déformation plastique initiale augmente.

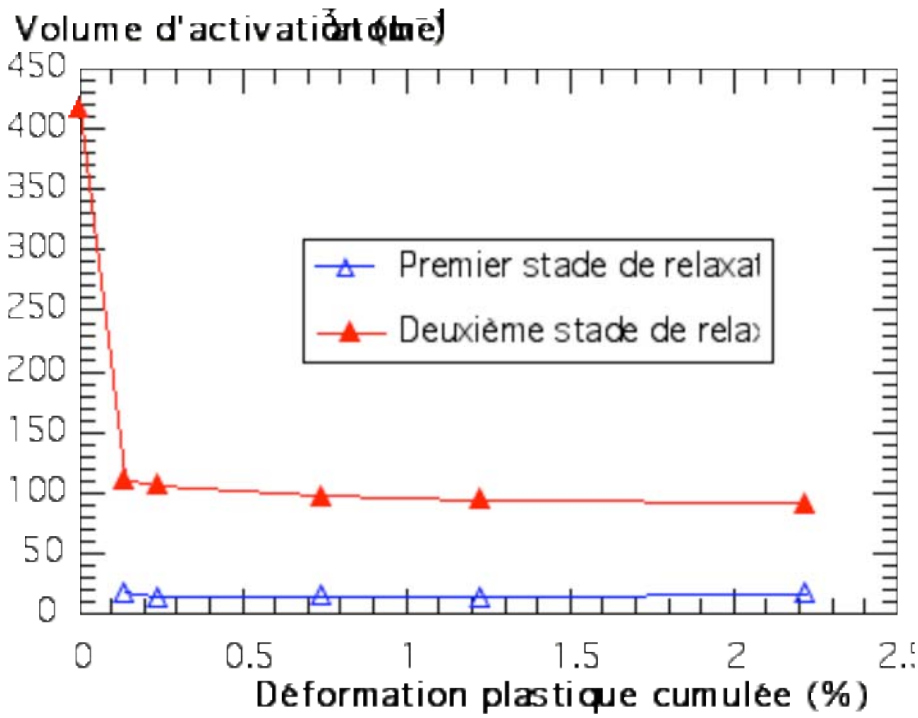


Figure V-17 : Variation des volumes d'activation en fonction de la déformation plastique cumulée au début de la séquence de relaxation à **T = 50°C**, vitesse de chargement $\dot{\varepsilon}_{ch} = 10^{-5} s^{-1}$

V.2.5.2.2 Volumes d'activation à 150°C

À une température plus élevée (T = 150°C) la Figure V-18 montre que le volume d'activation du premier mode plastique ne varie pas avec la déformation plastique initiale. Au deuxième stade, (relaxation à long terme) une décroissance de la valeur de V est constatée quand la déformation plastique passe de 0,1% à 1% pour se stabiliser ensuite autour de 250 b^3.atome^{-1}.

V.2.5.2.3 Volumes d'activation à 250°C

Les essais réalisés à 250°C avec une vitesse de mise en charge $\dot{\varepsilon}_{ch} = 10^{-5} s^{-1}$ donnent les volumes d'activation présentés sur la Figure V-19. Comme pour les deux précédentes températures, on constate que le premier mode de relaxation (correspondant aux grandes vitesses de déformations plastiques) est caractérisé par un volume d'activation indépendant de la déformation plastique initiale. La valeur moyenne de V à ce stade de la relaxation est huit fois plus petite que le volume d'activation calculé au deuxième stade.

À 250°C, le volume d'activation du deuxième mode de relaxation du matériau (relaxation à long terme) dépend de la déformation plastique initiale. Pour des faibles niveaux de chargements, le volume d'activation décroît quand la déformation initiale augmente. Pour de plus fortes valeurs de la déformation plastique initiale, la valeur de V tend vers une limite de l'ordre de 400 b^3.atome^{-1}.

Interprétations possibles du phénomène :

1. Mécanique ou mésoscopique :

   Seul un petit nombre de grains commencent à se déformer dès le début de la plasticité. La variation de contrainte locale $\Delta\sigma_{local}$ est grandement sous estimée par l'hypothèse $\Delta\sigma_{local} = \Delta\sigma_{macro}$ d'où la grande valeur de V pour les premiers niveaux de chargement.

2. Mécanismes microscopiques :

   En fait, aux faibles déformations, le mécanisme de franchissement de l'obstacle intervient seul pour contrôler $\dot{\varepsilon}_p$: il n'y a que du mouvement de dislocations, pas de multiplication donc pas de terme en $d\rho/dt$ dans l'équation V-19.

À des taux de déformation plus importants, la multiplication des dislocations doit être prise en compte dans l'équation de Bayley-Orowan (V-8) et par conséquent un terme supplémentaire est introduit dans l'équation V-18.

Pour une population de dislocations de vecteur de Burgers b donné, de vitesse $\overline{V} = \frac{\partial \overline{L}}{\partial t}$ et de densité ρ_m variables, des dislocations continuent d'être engendrées pendant les premiers stades et le volume d'activation apparent V_a que l'on mesure expérimentalement est en fait composé de deux termes dont les effets se contrarient (signes opposés) :

$$\frac{V_a}{RT} = \left[\frac{\partial Log\,\dot{\varepsilon}_p}{\partial\sigma}\right]_{T,\mu S} = \left[\frac{\partial Log\,\rho_m b\overline{V}}{\partial\sigma}\right]_{T,\mu S} \qquad \text{V- 24}$$

$$\frac{V_a}{RT} = \left[\frac{\partial Log\,\overline{V}}{\partial\sigma}\right]_{T,\mu S} + \left[\frac{\partial Log\,\rho_m b}{\partial\sigma}\right]_{T,\mu S} \qquad \text{V- 25}$$

$$\frac{V_a}{RT} = V_{eff} + \left[\frac{\partial Log\,\rho_m b}{\partial\sigma}\right]_{T,\mu S} \qquad \text{V- 26}$$

Le second terme est négatif et peut être relié au taux d'écrouissage du matériau θ_T à la température T de l'essai par la relation (Rohde et Nordstrom 1973) :

$$\left[\frac{\partial Log\,\rho_m b}{\partial\sigma}\right]_{T,\mu S} = -\frac{V}{RT}\frac{\theta_T}{E}\Big)_T \qquad \text{V- 27}$$

Pour un essai où la complaisance de la machine est négligeable.

θ_T est relié à la densité de dislocations mobiles qui décroît avec l'augmentation de contrainte (écrouissage) provoquée par la déformation plastique : $\theta_T = \left(\frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon}\right)_T$.

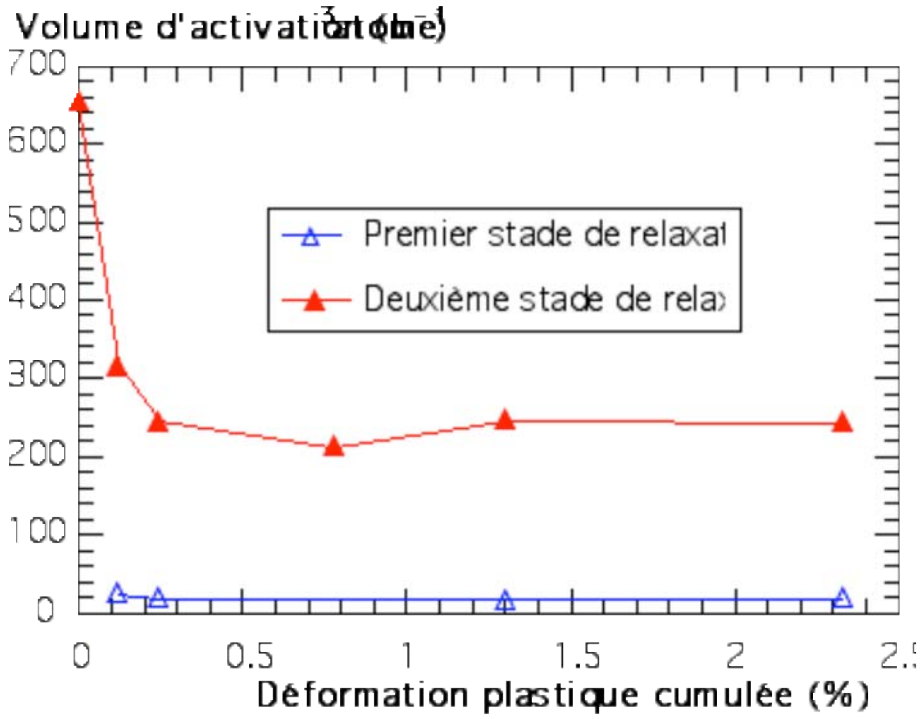


Figure V-18 : Variation des volumes d'activation en fonction de la déformation plastique au début de la séquence de relaxation à **T = 150°C**, vitesse de chargement $\dot{\varepsilon}_{ch} = 10^{-5} s^{-1}$

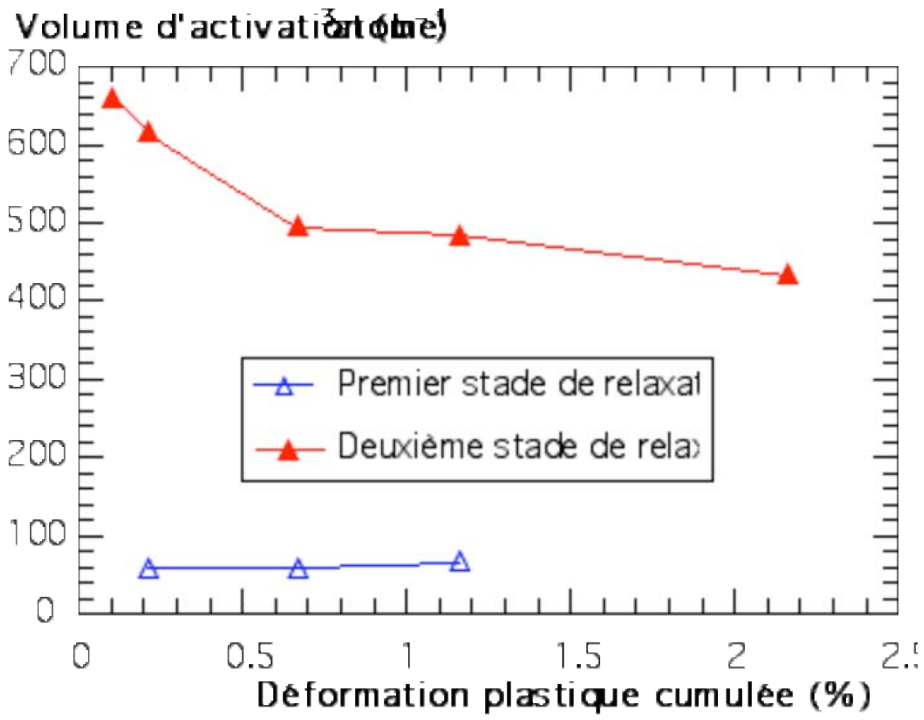


Figure V-19 : Variation des volumes d'activation en fonction de la déformation plastique au début de la séquence de relaxation à **T = 250°C**, vitesse de chargement $\dot{\varepsilon}_{ch} = 10^{-5} s^{-1}$

V.2.5.2.4 Effet de la température sur le volume d'activation

L'ensemble des courbes analysées précédemment aux trois températures sont présentées Figure V-20. Le graphique met en évidence une dépendance claire du volume d'activation du deuxième mode de relaxation avec la température. En effet, quand la température augmente de 50 à 250°C, les courbes se décalent vers les fortes valeurs de V. La même allure des courbes est constatée aux trois températures.

Quant au premier stade de relaxation, l'expérience ne montre pas de différence significative entre les trois températures.

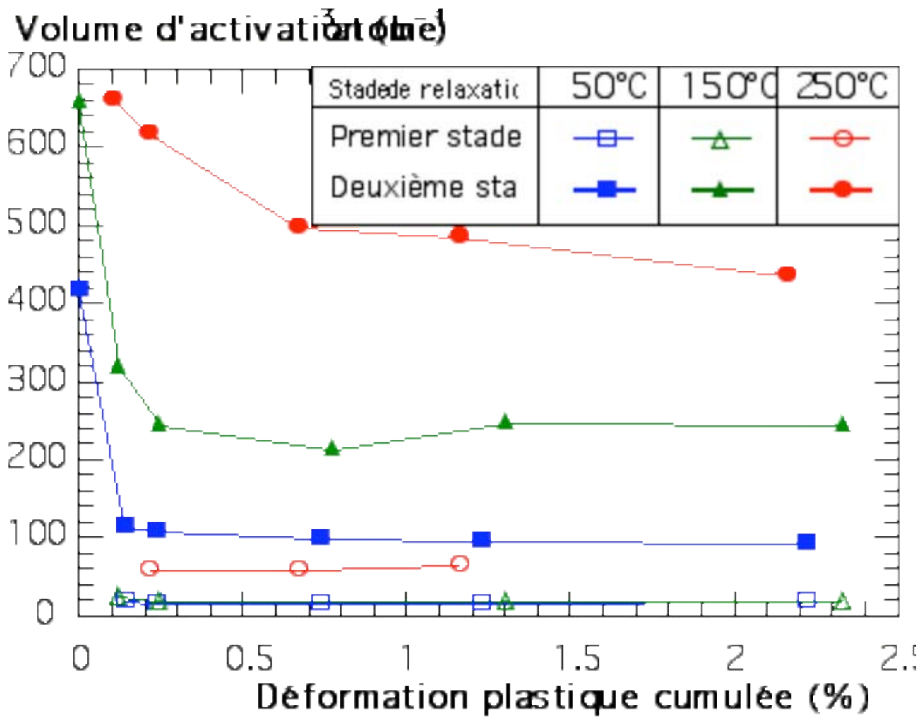


Figure V-20 : Influence de la température sur les volumes d'activations calculés en relaxation

V.3 INFLUENCE DE LA VITESSE DE CHARGEMENT SUR LE COMPORTEMENT EN RELAXATION DU 304L A 50°C

La vitesse de chargement a deux effets sur le comportement du matériau. La courbe de chargement est une fonction de cette vitesse : pour une même déformation, la contrainte est généralement d'autant plus élevée que la vitesse de déformation est grande : la contrainte initiale de relaxation sera donc différente. Ce point est important si les courbes de relaxation sont normalisées par rapport à la contrainte initiale. De plus, la vitesse de relaxation est directement liée à la vitesse de chargement puisqu'il y a continuité de la vitesse de déformation plastique entre la fin du chargement et le début de la relaxation : la vitesse de relaxation en début d'essai sera donc d'autant plus élevée que la vitesse de chargement sera forte. Enfin, la vitesse de chargement peut modifier la réponse du matériau aussi bien à court terme qu'à long terme.

Afin de mettre en évidence l'influence de ce paramètre sur le comportement en relaxation du matériau, deux séries d'essais sont réalisées à la même température (T=50°C) et à différents niveaux de déformations plastiques initiales. Les vitesses de chargement choisies sont $\dot{\varepsilon}_{ch} = 10^{-5} s^{-1}$ et $\dot{\varepsilon}_{ch} = 10^{-4} s^{-1}$.

La Figure V-21 compare les trajets de chargement pour les deux vitesses de chargement. Pour des niveaux de déformation plastique comparables, le matériau s'écrouit plus à $\dot{\varepsilon}_{ch} = 10^{-4} s^{-1}$ qu'à $\dot{\varepsilon}_{ch} = 10^{-5} s^{-1}$.

D'autre part, pour la plus grande vitesse de chargement, sur la courbe de $\sigma = f(\varepsilon)$ on observe un crochet de traction.

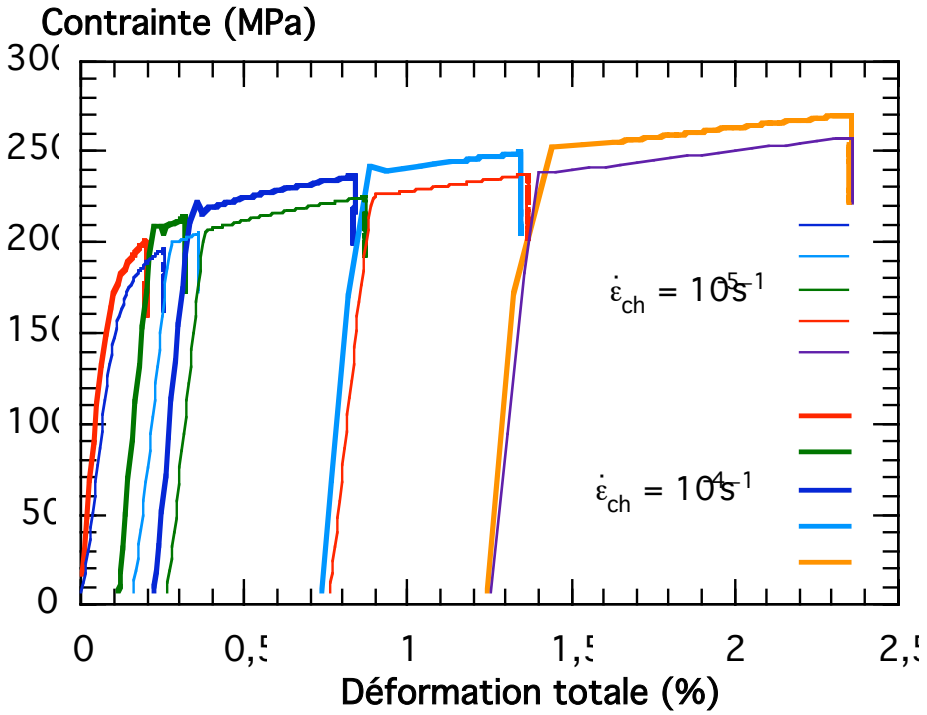


Figure V-21 : Effet de la vitesse de chargement sur la réponse du matériau **T = 50°C,** $\dot{\varepsilon}_{ch} = 10^{-4} s^{-1}$ et $\dot{\varepsilon}_{ch} = 10^{-5} s^{-1}$

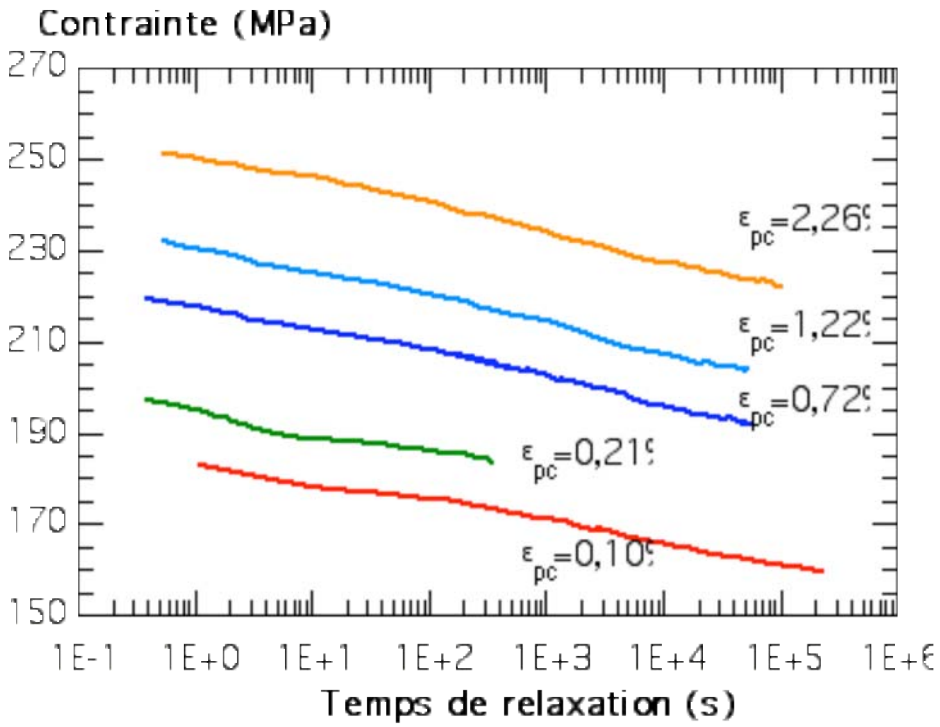


Figure V-22 : Variation de la contrainte au cours d'une séquence de relaxation pour différents niveaux de déformation plastique initiale **T = 50°C,** $\dot{\varepsilon}_{ch} = 10^{-4} s^{-1}$

Pour les différents niveaux de déformation plastique, la décroissance de la contrainte en fonction du temps de relaxation (Figure V-22) présente une allure semblable quelque soit le niveau de contrainte initiale variant entre 185 MPa et 255 MPa. Le niveau de déformation plastique ne semble donc pas influer sur la décroissance de la contrainte dans le 304L pour des déformations inférieures à 2,26% avec une vitesse de chargement $\dot{\varepsilon}_{ch} = 10^{-4} s^{-1}$. Il est à noter qu'à cette vitesse de chargement, un dépassement de consigne de déformation est enregistré à la fin du chargement. De ce fait, la réponse du matériau à court terme se voit fortement influencée par l'asservissement de la machine.

V.3.1 Taux de relaxation

La Figure V-23 donne l'évolution du taux de relaxation en fonction de la déformation plastique initiale de relaxation. Pour les différents niveaux testés, le taux de relaxation est peu influencé par le niveau de déformation plastique introduit en début d'essai.

En comparant les taux de relaxation relevés à 36 secondes et à 1 heure entre les deux essais ($\dot{\varepsilon}_{ch} = 10^{-4} s^{-1}$ et $\dot{\varepsilon}_{ch} = 10^{-5} s^{-1}$), Figure V-23, il apparaît que le matériau se relaxe plus à basses vitesses de mise en charge aussi bien à court terme (à 36 secondes) qu'à long terme (1 heure).

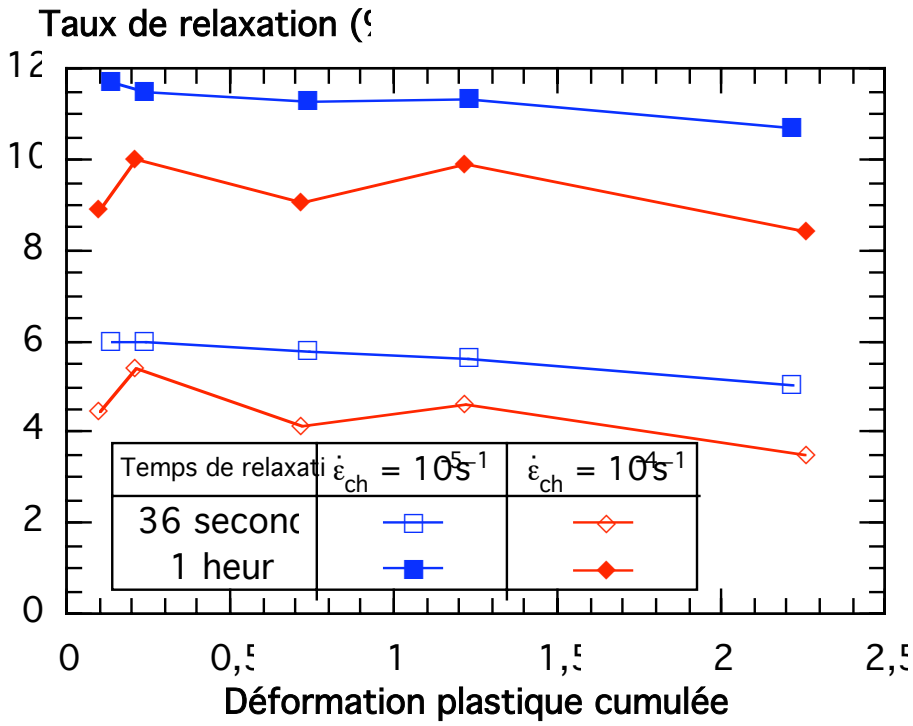


Figure V-23 : Effet de la vitesse de mise en charge sur le taux de relaxation du matériau en fonction de la déformation plastique cumulée **T = 50°C**

V.3.2 Vitesses de déformation plastique

La Figure V-24 compare l'évolution de la vitesse de déformation plastique en fonction de la contrainte pour deux niveaux de déformation plastique comparables.

Le premier point de la courbe à 10^{-4} s^{-1} correspond à la contrainte maximale atteinte au cours du chargement incluant le dépassement de consigne. La variation de la vitesse de déformation plastique entre ce premier point et le début de la courbe correspond à la réponse du matériau et à celle de la machine qui tend à récupérer la consigne. Les points sont supprimés sur la courbe de la Figure V-24. Néanmoins le début de la courbe donne une idée de l'existence de ce premier stade de relaxation correspondant aux fortes vitesses de déformation.

Pour des vitesses de déformation inférieures à 10^{-6} s^{-1} le matériau se relaxe suivant un mode propre avec une pente de décroissance de la déformation en fonction de la contrainte supérieure à celle du premier mode.

Bien que la contrainte initiale soit supérieure dans le cas du chargement rapide (10^{-4} s^{-1}), on remarque qu'à partir de $\dot{\varepsilon}_p = 3.10^{-6} s^{-1}$ les contraintes deviennent comparables pour les deux vitesses de chargement différentes.

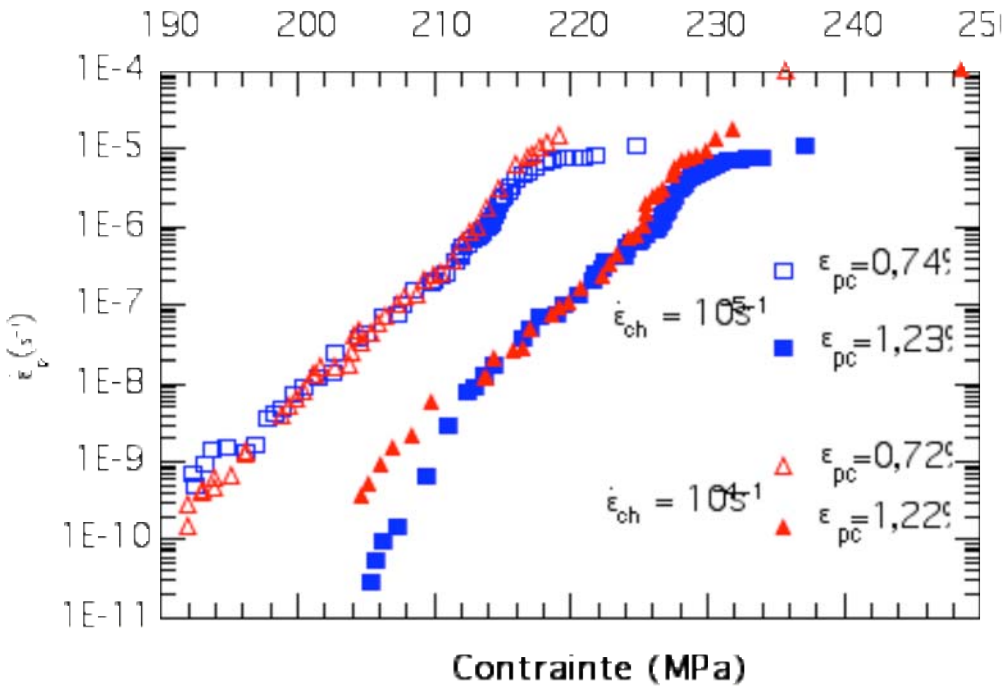


Figure V-24 : Effet de la vitesse de mise en charge sur la vitesse de déformation plastique au cours de l'essai de relaxation, **T = 50°C**

V.3.3 Volumes d'activation

Les volumes d'activations calculés aux deux stades de relaxation sont représentés en fonction de la déformation plastique initiale Figure V-25.

Les volumes d'activation calculés à $\dot{\varepsilon}_{ch} = 10^{-4} s^{-1}$ au premier stade correspondent à une valeur limite supérieure à la valeur réelle du volume d'activation à ce stade de la relaxation. En effet, la valeur présentée sur le graphique correspond à la pente de la droite reliant le premier point (contrainte maximale ; $\dot{\varepsilon}_p = 10^{-4} s^{-1}$) et les premiers points correspondant à la relaxation propre du matériau.

Les volumes d'activation calculés au deuxième stade de relaxation ($\dot{\varepsilon}_{ch} = 10^{-4} s^{-1}$ et $10^{-5} s^{-1}$) évoluent avec la déformation plastique initiale (Figure V-25). Plus on déforme le matériau, plus le comportement est caractérisé par une composante visqueuse assez importante.

La comparaison des résultats obtenus à $\dot{\varepsilon}_{ch} = 10^{-4} s^{-1}$ et $10^{-5} s^{-1}$ montre que le volume d'activation du premier stade est peu influencé par la vitesse de chargement à 50°C. En effet, bien que les valeurs numériques montre un écart moyen de 2 entre les deux vitesses, le volume d'activation calculé sur l'essai à grande vitesse de mise en charge n'est qu'un majorant du volume d'activation réel du matériau. En effet, et à cause du dépassement de la consigne au court du chargement à cette vitesse, la relaxation du premier stade est mal identifiée sur le diagramme $\ln \dot{\varepsilon}_p = f(\sigma)$. Au deuxième stade de relaxation, la viscosité du matériau diminue quand la vitesse de mise en charge augmente de $10^{-4} s^{-1}$ à $10^{-5} s^{-1}$

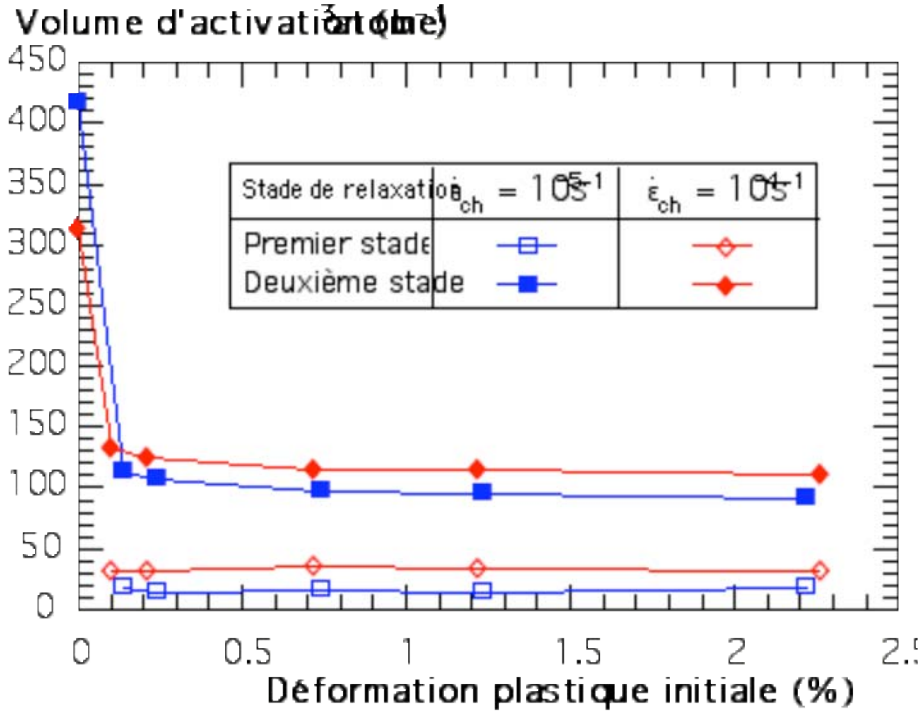


Figure V-25 : Effet de la vitesse de mise en charge sur la variation du volume d'activation avec la déformation plastique initiale, **T = 50°C**

V.4 EFFET DU PRE-ECROUISSAGE SUR LE COMPORTEMENT EN RELAXATION DU 304L

V.4.1 Introduction

Les zones superficielles des tuyaux sont à la fois le siège de contraintes résiduelles de tension et d'un écrouissage local. Afin d'étudier la stabilité de ces contraintes résiduelles mesurées sur pièces réelles, des essais de relaxation sur éprouvettes pré-écrouies sont envisagés.

Deux types de pré-écrouissage ont été retenus. Le premier consiste en un pré-écrouissage cyclique à température ambiante à une amplitude de déformation mécanique $\Delta\varepsilon_m/2 = 1\%$ et un rapport de déformation $R_\varepsilon = -1$.

Le deuxième type de pré-écrouissage est un chargement monotone avec une mise en charge à température ambiante jusqu'à une contrainte équivalente à celle mesurée sur les surfaces internes des tuyaux ($\sigma = 500$ MPa).

V.4.2 Procédures expérimentales

V.4.2.1 Pré-écrouissage cyclique - relaxation

Les éprouvettes de relaxation sont pré-écrouies suivant la procédure de la Figure V-26. L'éprouvette est chargée cycliquement en contrôle de déformation à une amplitude de déformation mécanique de 1% et un rapport de déformation $R_\varepsilon = -1$ pendant 16 cycles à la fréquence 0,138 Hz. La réponse cyclique du matériau (Figure V-27) présente un premier stade celui du durcissement du matériau. Il est suivi d'un stade de stabilisation à partir du 14ème cycle. Le pré-écrouissage est arrêté au début du 17ème cycle à contrainte et déformation mécanique nulles (Figure V-26, Figure V-27). L'éprouvette est ensuite démontée de la machine de fatigue et montée sur la machine de relaxation sans polissage.

Plusieurs séquences de relaxation sont réalisées à des déformations plastiques initiales croissantes. Le trajet de chargement au cours de la campagne d'essais ainsi que les caractéristiques des essais de relaxation sont résumées dans l'annexe C (Figure C-1 et Tableau C-4)

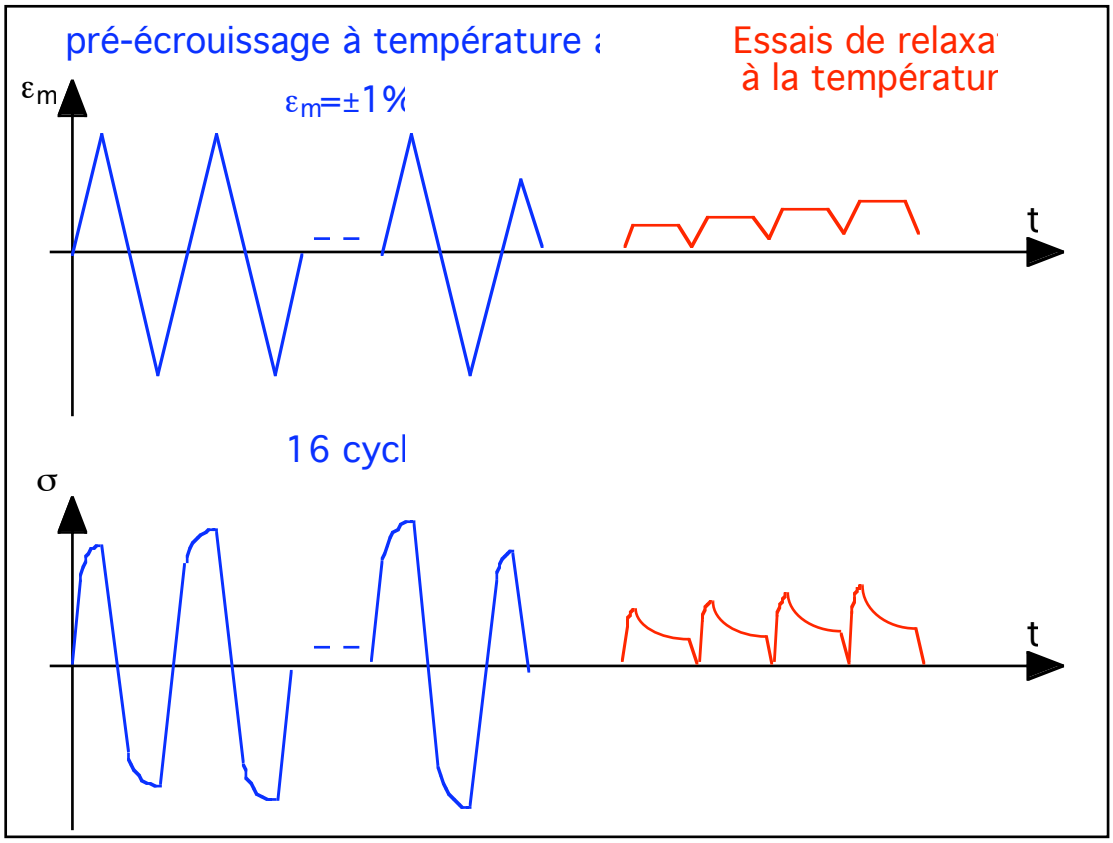
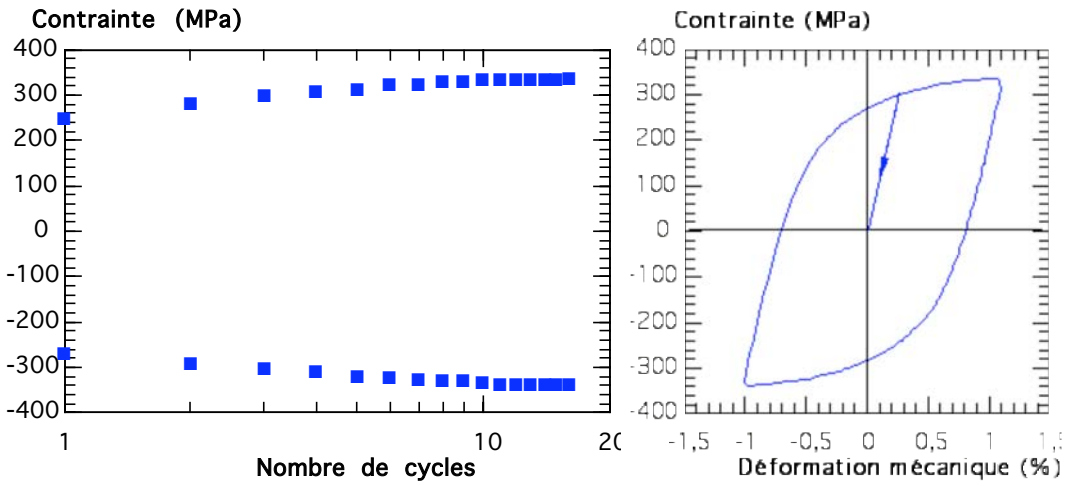


Figure V-26 : Procédure expérimentale : pré-écrouissage cyclique à température ambiante + relaxation + déchargement



(a) (b)

Figure V-27 : Pré-écrouissage cyclique $\varepsilon_m = \pm 1\%$, T = 25°C, N = 16 cycles, f = 0,138 Hz (a) évolution des contraintes minimales et maximales (b) boucle au 16ème cycle

V.4.2.2 Pré-écrouissage monotone

Le deuxième pré-écrouissage étudié dans le cadre de ce travail est un chargement monotone de traction à température ambiante jusqu'à une contrainte vraie de 500 MPa suivi d'un déchargement à contrainte nulle (Figure V-28). Le niveau de contrainte visé correspond aux contraintes résiduelles de surface mesurées sur les parois internes des tuyauteries. Un tel chargement induit une déformation plastique résiduelle dans l'éprouvette de l'ordre de 12%.

Plusieurs séquences de chargement – relaxation – déchargement sont réalisées sur l'éprouvette à la température choisie à une vitesse de mise en charge constante.

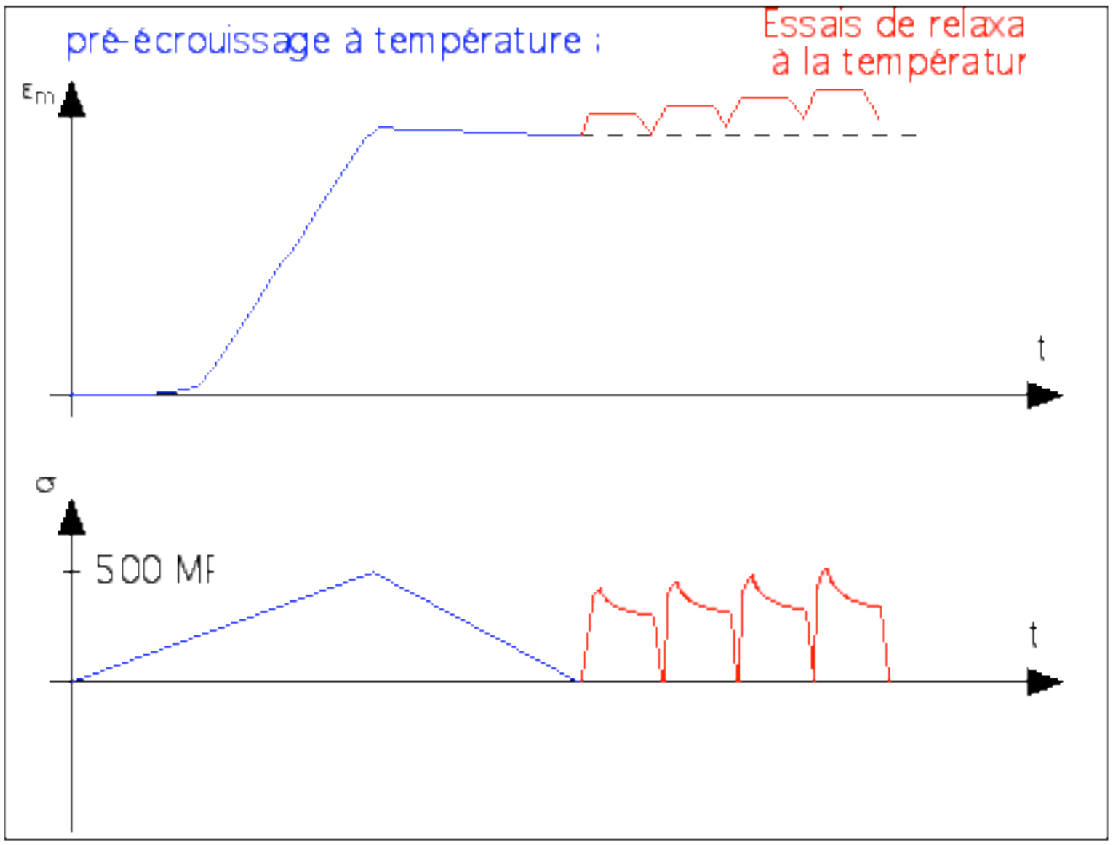


Figure V-28 : Procédure expérimentale du pré-écrouissage monotone à température ambiante et séquences de chargement – relaxation – déchargement

V.4.3 Relaxation des états écrouis à 50°C

V.4.3.1 Relaxation du matériau pré-écroui cycliquement

La Figure V-29 trace la décroissance de la contrainte en fonction du temps pour quatre niveaux de déformations plastiques cumulées qui correspondent aux séquences de déformations plastiques initiales (ε_{pi}) de 0,1% - 0,05% - 0,43% - 0,43%. Mise à part la première séquence, on remarque que l'évolution de la contrainte est similaire quel

que soit le niveau de déformation plastique introduite dans le matériau pré-écroui. Contrairement à l'état vierge, on constate qu'après 5 h de relaxation, la pente de la courbe augmente et la contrainte décroît plus rapidement que pour 'le régime stabilisé'.

V.4.3.2 Relaxation du matériau pré-écroui sous chargement monotone

Sur matériau pré-écroui en chargement monotone à température ambiante trois séquences ont été testées à 50°C.

L'évolution de la contrainte macroscopique en fonction du temps est donnée par la Figure V-30. Vu l'état d'écrouissage du matériau, et pour des déformations plastiques inférieures à 1%, le niveau de la contrainte initiale, atteinte à la fin du chargement, est élevé par rapport aux contraintes initiales atteintes sur matériau pré-écroui cycliquement.

Quel que soit le niveau de déformation plastique, la décroissance de la contrainte est de même type.

Contrairement au matériau pré-écroui cycliquement, on n'a pas remarqué l'existence du stade final même après 24 heures de relaxation.

V.4.3.3 Influence du pré-écrouissage sur le taux de relaxation du matériau à 50°C

Sur la Figure V-31 est reporté le taux de relaxation des différents types de matériau (vierge, pré-écroui) à court terme (à 36 secondes de relaxation) et à long terme (au bout de 24 heures de relaxation) pour différentes valeurs de la déformation plastique cumulée.

Pour les trois états du matériau, la déformation plastique introduite au début de l'essai de relaxation n'influe pas sur le taux de relaxation à 50°C.

À court terme (36 s), un pré-écrouissage monotone tend à bloquer la relaxation du matériau par rapport à l'état vierge, alors que l'état pré-écroui cycliquement possède une capacité de relaxation intermédiaire entre les deux (Figure V-31).

Après 24 h de relaxation, le taux de relaxation de l'acier inoxydable austénitique diminue de 28% entre l'état vierge et l'état pré-écroui en chargement monotone. Après pré-écrouissage cyclique, la microstructure développée donne au matériau une capacité de relaxation à long terme équivalente à celle de l'état vierge grâce à l'apparition d'un troisième stade de relaxation (Figure V-29) qu'on n'observait ni dans le cas du matériau vierge (Figure V-7) ni dans le cas du matériau ayant subi un pré-écrouissage monotone (Figure V-30).

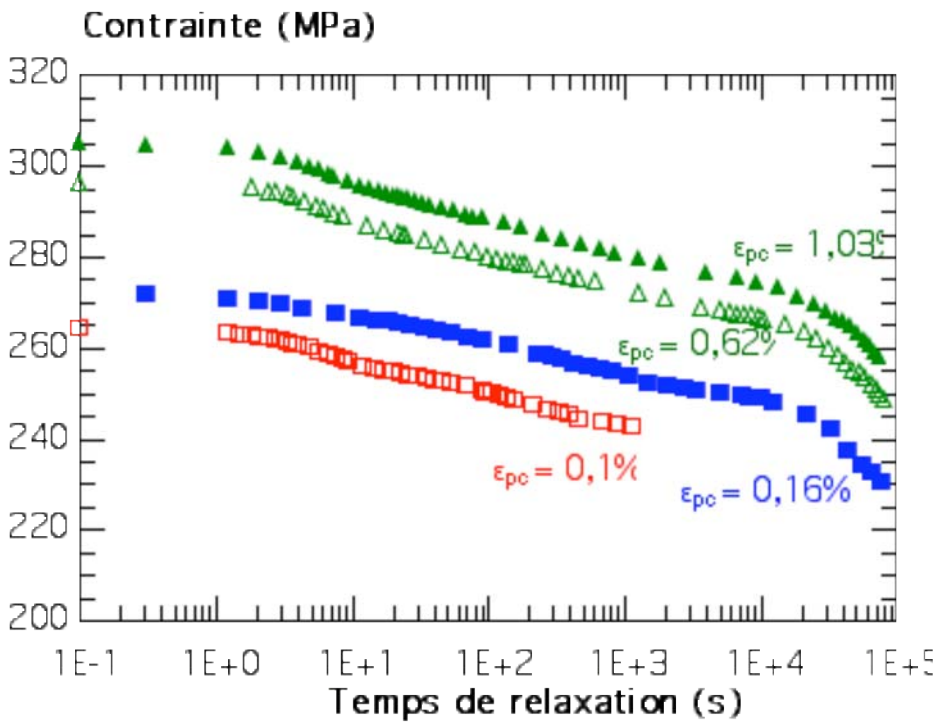


Figure V-29 : Variation de la contrainte en fonction du temps au cours d'un essai de relaxation **T = 50°C,** $\dot{\varepsilon}_{ch} = 10^{-5} s^{-1}$: matériau pré-écroui cycliquement à température ambiante

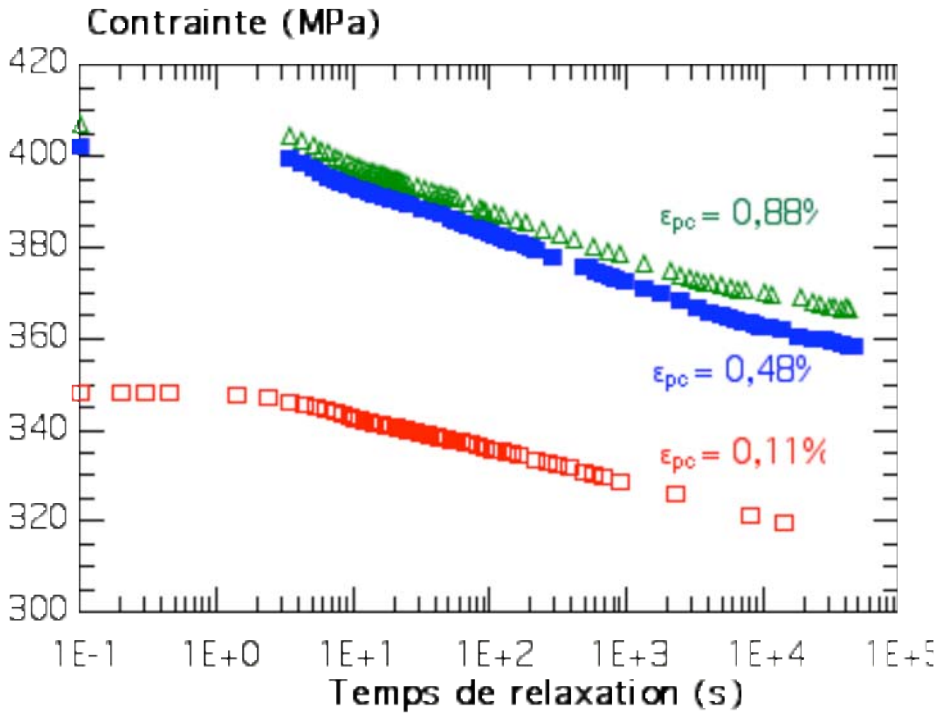


Figure V-30 : Variation de la charge en fonction du temps de relaxation à différents niveaux de déformation plastique, **T = 50°C,** $\dot{\varepsilon}_{ch} = 10^{-5} s^{-1}$, matériau pré-écroui en chargement monotone à température ambiante

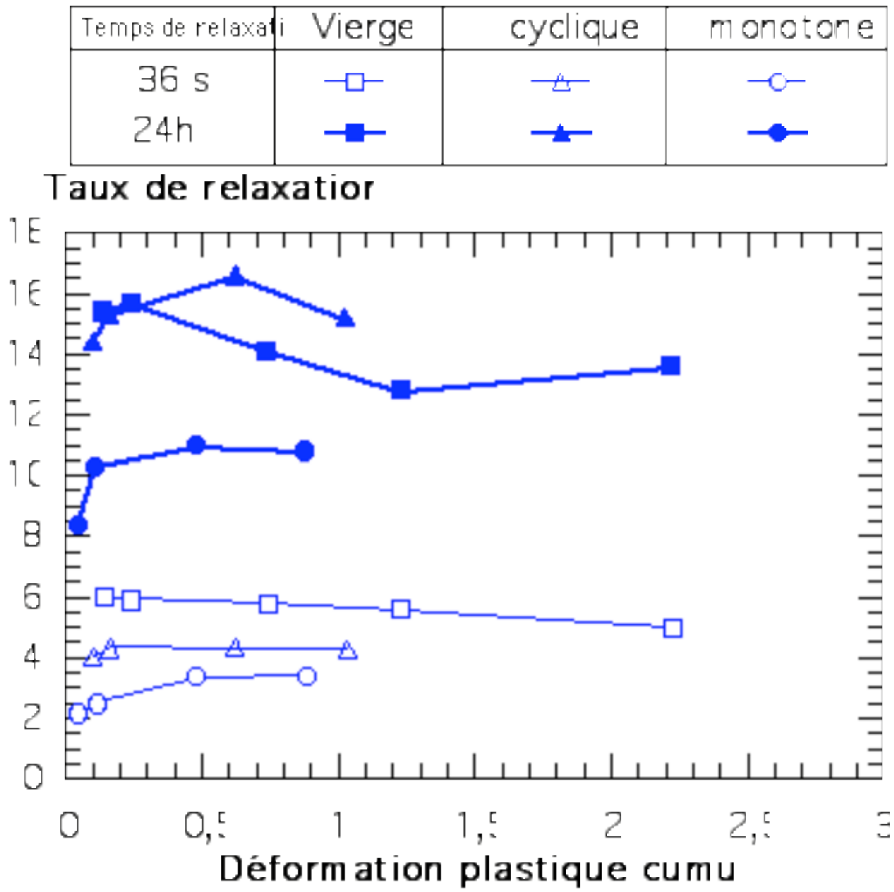


Figure V-31 : Effet du pré-écrouissage sur le taux de relaxation du matériau, **T = 50°C,** $\dot{\varepsilon}_{ch} = 10^{-5} s^{-1}$

V.4.4 Relaxation de l'état écroui à 250°C

Un seul type de pré-écrouissage a été étudié à 250°C à savoir le pré-écrouissage monotone. La Figure V-32 trace l'évolution de la contrainte pour des chargements correspondant à des déformations plastiques initiales croissantes.

Le trajet de chargement vu par l'éprouvette et les caractéristiques des séquences de relaxations sont résumés Figure C-3 et tableau C-6 de l'annexe C.

La Figure V-32 montre que, quel que soit le niveau de la déformation plastique introduite dans le matériau, la décroissance de la contrainte a la même allure en fonction du temps.

La Figure V-33 compare les taux de relaxation à 250°C du matériau vierge et pré-écroui. La capacité de relaxation du matériau à court-terme diminue sur le matériau pré-écroui comparée à celle du matériau vierge. À long-terme (au bout de 24 heures de relaxation) le matériau pré-écroui retrouve une capacité de relaxation plus importante que le matériau vierge à 250°C.

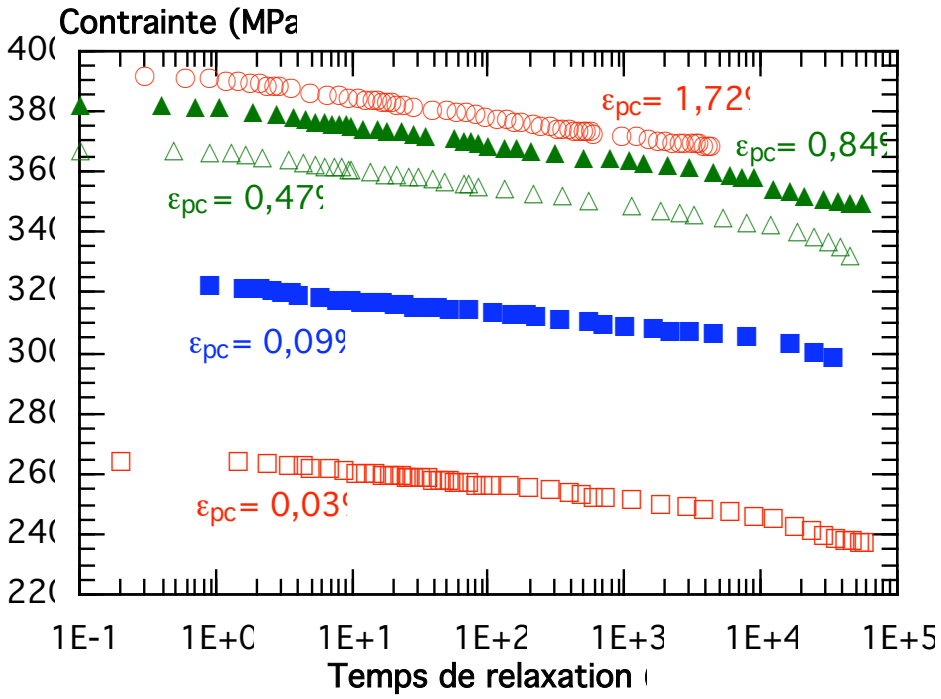


Figure V-32 : Variation de la contrainte en fonction du temps de relaxation à différents niveaux de déformation plastique **T = 250°C** $\dot{\varepsilon}_{ch} = 10^{-5} s^{-1}$ matériau pré-écroui en chargement monotone à température ambiante

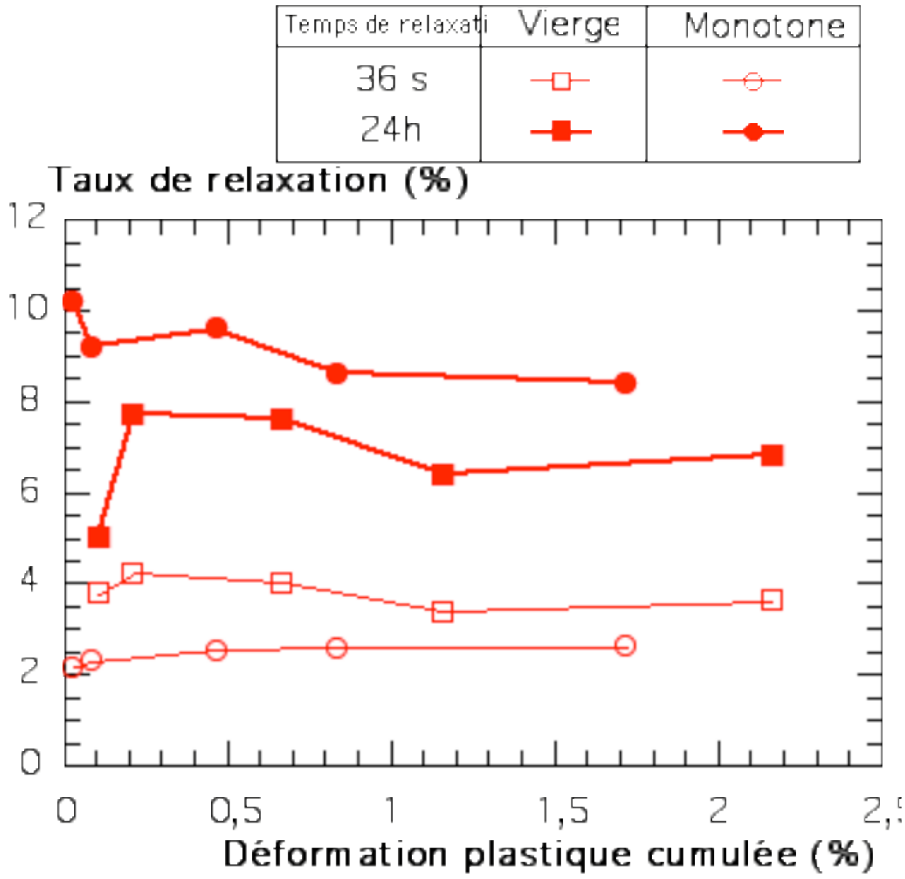


Figure V-33 : Effet du pré-écrouissage monotone sur le taux de relaxation du matériau, **T = 250°C,** $\dot{\varepsilon}_{ch} = 10^{-5} s^{-1}$

V.4.5 Effet de la température sur la relaxation du matériau pré-écroui en chargement monotone

Sur le même état du matériau (pré-écrouissage monotone à température ambiante), la Figure V-34 met en évidence l'influence de la température sur la capacité de relaxation du matériau. À n'importe quel moment de la relaxation, l'augmentation de la température diminue légèrement le taux de relaxation de la contrainte dans le matériau pré-écroui pour des déformations plastiques supérieures à 0,2% alors que pour des chargements plastiques faibles, la température tend à augmenter la capacité de relaxation à long terme.

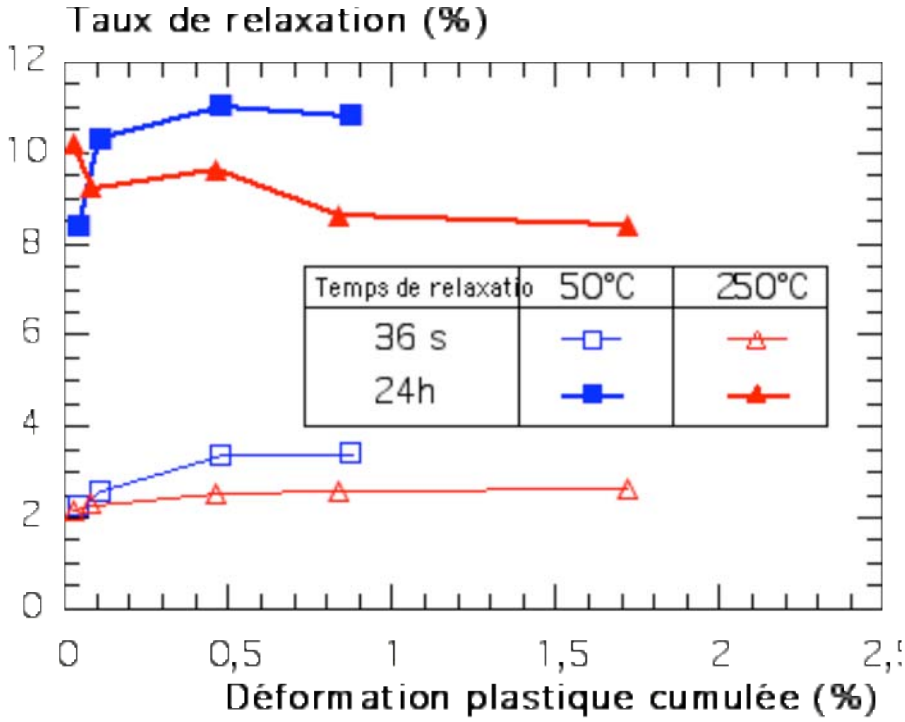


Figure V-34 : Effet de la température sur le taux de relaxation du matériau pré-écroui $\dot{\varepsilon}_{ch} = 10^{-5} s^{-1}$

En résumé, la Figure V-35 donne l'évolution du taux de relaxation du matériau pour les différents types de structures en fonction de la température. Pour les basses températures, on remarque que le matériau, ayant subi un pré-écrouissage monotone, se relaxe alors moins aussi bien à court terme qu'à long terme. Cette différence s'atténue vers 250°C et s'inverse pour des temps de relaxation importants.

Par ailleurs l'écrouissage (effectué à température ambiante) réduit à 250°C la capacité de relaxation à court terme que présentait le matériau vierge ; par contre, il lui confère un complément de relaxation à long terme de même amplitude.

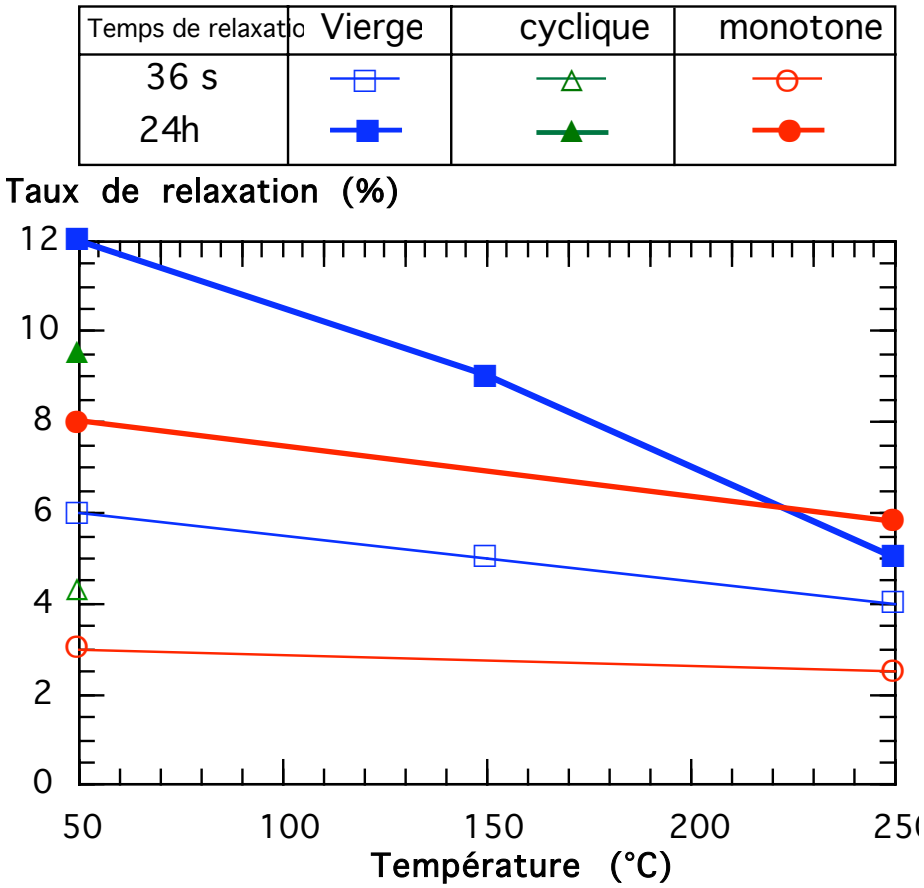


Figure V-35 : Evolution du taux de relaxation avec la température sur matériau vierge et pré-écroui, $\varepsilon_{pc} \approx 0{,}2\%$, $\dot{\varepsilon}_{ch} = 10^{-5} s^{-1}$

V.4.6 Vitesses de déformation plastique et volumes d'activation

V.4.6.1 <u>Essai à 50°C sur matériau pré-écroui cycliquement à température ambiante</u>

La Figure V-36 trace l'évolution de la vitesse de déformation plastique en fonction de la contrainte pour les quatre séquences de relaxation. Comme dans le cas du matériau vierge, et pour les fortes vitesses de déformations plastiques, la relaxation se fait suivant un premier mode caractérisé par une faible dépendance de la vitesse de déformation plastique avec la contrainte. Par la suite, et pour des vitesses inférieures à 4.10^{-6} s^{-1}, le matériau se relaxe suivant un mode propre de pente plus grande que le premier. Ce mode est le même pour les quatre séquences réalisées à 50°C.

À une vitesse de déformation plastique de l'ordre de 2.10^{-9} s^{-1}, le matériau retrouve un troisième stade de relaxation caractérisé par une vitesse de déformation plastique quasi-constante, donc un comportement à viscosité très élevée.

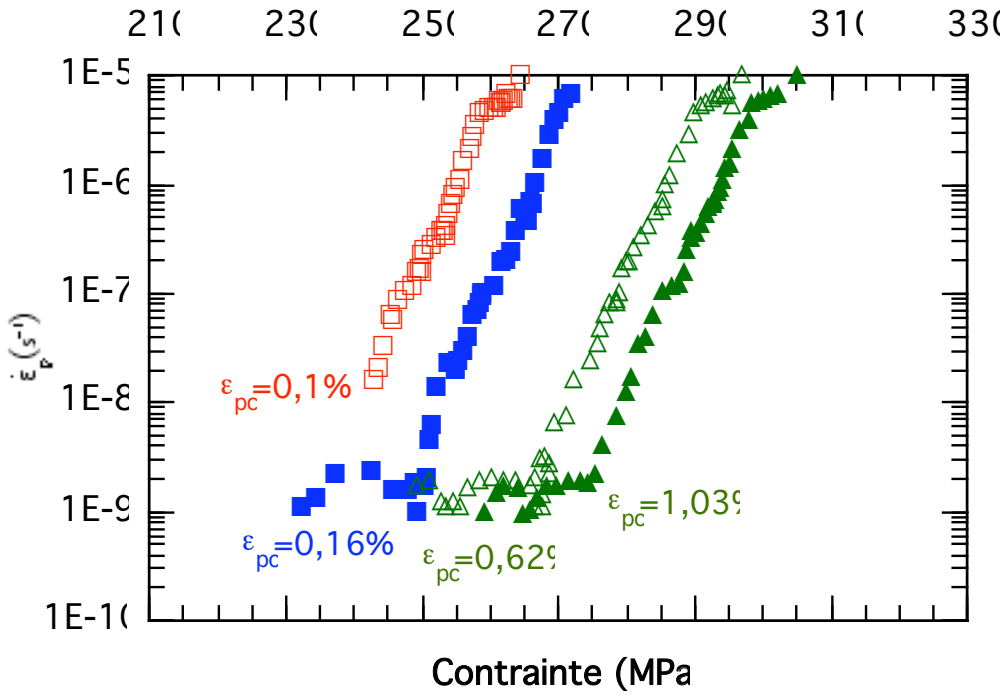


Figure V-36 : Vitesses de déformation plastique en fonction de la contrainte au cours d'un essai de relaxation, **T=50°C,** $\dot{\varepsilon}_{ch} = 10^{-5} s^{-1}$, matériau pré-écroui cycliquement à température ambiante

V.4.6.2 <u>Effet de la température sur la vitesse de déformation plastique en relaxation</u>

Pour des niveaux de déformations plastiques équivalents, la Figure V-37 compare l'évolution de la vitesse de déformation plastique en fonction de la contrainte à 50°C et 250°C. Le matériau pré-écroui se relaxe à 50°C suivant deux modes propres (comme dans le cas du matériau vierge). Au début de l'essai, le mode de relaxation est caractérisé par une pente de la courbe $\dot{\varepsilon}_p = \mathrm{f}(\sigma)$ très faible et un comportement visqueux important du matériau. Le deuxième stade de relaxation est caractérisé par une pente plus importante de la courbe et par la suite une diminution de la viscosité par rapport au premier stade.

À 250°C, (Figure V-37) et pour des déformations plastiques cumulées équivalentes à celles obtenues à 50°C, les deux modes de relaxation sont mis en évidence sur la courbe $\dot{\varepsilon}_p = \mathrm{f}(\sigma)$.

La comparaison des courbes à 50 et 250°C met en évidence une dépendance de la viscosité du matériau à long-terme avec la température alors que pour le premier mode de relaxation (fortes vitesses de déformations plastiques) la température n'influe pas sur le comportement visqueux du matériau pré-écroui.

Ces remarques sont confirmées par les valeurs des volumes d'activation mesurées à chaque stade (Figure V-38) à 50 et 250°C. En effet, quand la température augmente de 50 à 250°C le volume d'activation du deuxième stade de relaxation passe

d'une valeur moyenne de 70 à 170 b^3atome^{-1}. L'influence de la température est moins visible sur les volumes d'activation mesurées au premier stade de la relaxation.

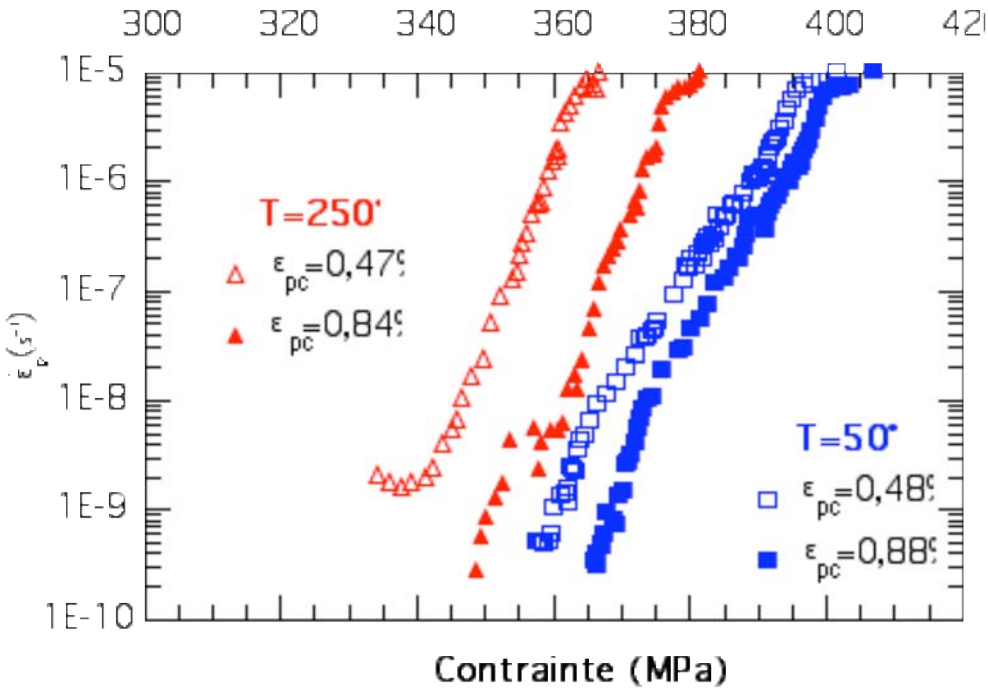


Figure V-37 : Effet de la température sur les vitesses de déformation plastiques pour deux niveaux de déformations plastiques sur matériau pré-écroui en chargement monotone à température ambiante

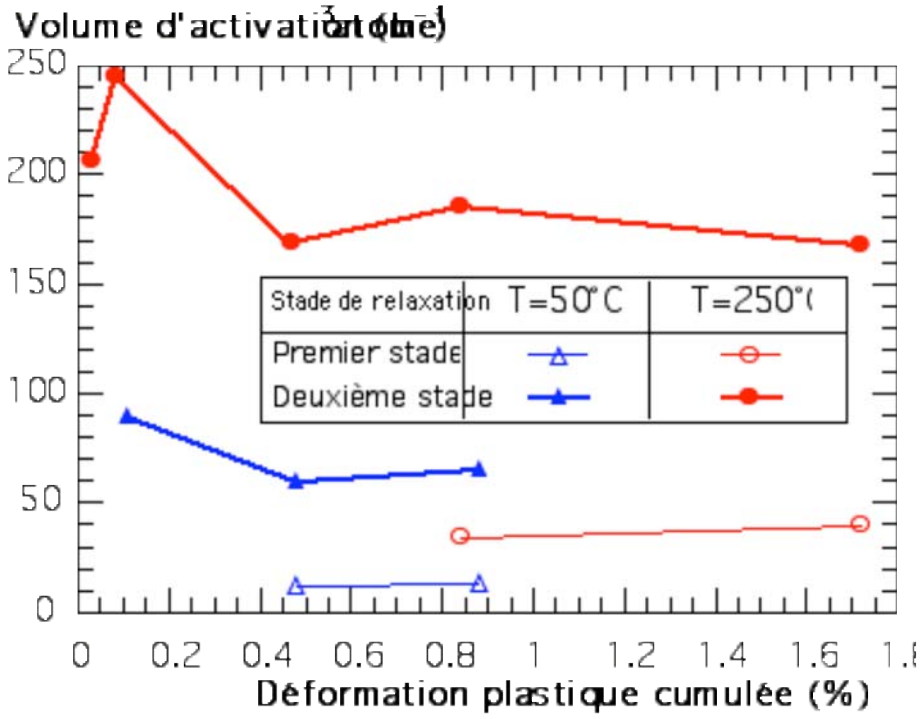


Figure V-38 : Variation des volumes d'activation en fonction de la déformation plastique introduite au début de l'essai pour deux températures 50 et 250°C, $\dot{\varepsilon}_{ch} = 10^{-5} s^{-1}$

V.5 EN RESUME

L'étude du comportement du matériau en relaxation, dans la gamme de températures 50°C - 250°C, a permis de montrer l'existence sur le matériau vierge, d'un domaine de comportement visqueux aux fortes contraintes pouvant être excité par une sollicitation rapide et ne faisant intervenir ni montée des dislocations ni diffusion. En effet, les cinétiques de ces mécanismes sont beaucoup trop lentes entre 50 et 250°C pour pouvoir contribuer effectivement à la plasticité. Ce domaine de comportement n'est pas influencé par la température entre 50 et 250°C.

Un deuxième domaine de comportement viscoplastique est identifié aux faibles vitesses de déformation plastique. Dans ce domaine, la viscosité du matériau est plus faible que dans le premier stade et diminue quand la température augmente entre 50 et 250°C.

Les conséquences de ce phénomène sur l'écriture des lois de comportement plastique et viscoplastique utilisées dans les codes de calcul devraient être sérieusement envisagées. Il serait ensuite possible d'examiner les conséquences de ce phénomène sur la vitesse de propagation de l'endommagement.

L'écrouissage monotone réduit de moitié la capacité de relaxation à 36s, à toute température. Cette réduction est plus marquée à 250 qu'à 50° C.

Le matériau pré-écroui se relaxe suivant deux modes : le premier caractéristique des sollicitations rapides ne dépend pas de la température, le deuxième mode quant à lui est caractérisé par une viscosité qui diminue quand la température augmente.

À 50°C, l'écrouissage cyclique à température ambiante s'avère moitié moins pénalisant que l'écrouissage monotone vis-à-vis de la relaxation du matériau.

Les modes de relaxation identifiés à cette température et cet état du matériau sont ceux du matériau vierge. Toutefois, un troisième stade apparaît aux faibles vitesses de déformation plastique caractérisé par une viscosité très importante du matériau pré-écroui cycliquement.

À 250°C, l'écrouissage monotone à température ambiante s'avère pénalisant pour le premier stade de relaxation, par contre il tend à accentuer la relaxation à long terme (24h, second stade) puisqu'il tend à se restaurer avec l'élévation de la température d'essai.

VI FISSURATION EN PLASTICITE GENERALISEE DE L'ACIER INOXYDABLE AUSTENITIQUE 304L : FISSURES COURTES

Ce chapitre présente les résultats des essais de propagation de fissures courtes par fatigue, en plasticité généralisée, réalisés sur l'acier inoxydable austénitique 304L.

En première partie, nous présentons les résultats des essais réalisés sur matériau vierge en fatigue isotherme et anisotherme.

En deuxième partie, les résultats de propagation sur du 304L pré-écroui à température ambiante sont présentés. Deux types d'essais sont comparés, fatigue isotherme (à 90 et 165°C) et fatigue mécano-thermique hors–phase 90 – 165°C.

VI FISSURATION EN PLASTICITÉ GÉNÉRALISÉE DE L'ACIER INOXYDABLE AUSTÉNITIQUE 304L : FISSURES COURTES 165

VI.1 INTRODUCTION 166
VI.2 RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX 166
VI.2.1 Fissuration en plasticité généralisée : Fissures courtes 166
VI.2.2 Fissuration de l'acier inoxydable austénitique 304L sous sollicitations mécano-thermiques 173
VI.2.3 Comparaison isotherme - anisotherme 174
VI.2.4 Effet du pré-écrouissage monotone sur la cinétique de fissuration du 304L 175
VI.3 ENDOMMAGEMENT EN PLASTICITÉ GÉNÉRALISÉE SUR L'ACIER INOXYDABLE AUSTÉNITIQUE 304L À MOYENNE TEMPÉRATURE 184
VI.4 EN RÉSUMÉ 187

VI.1 INTRODUCTION

Les circuits de refroidissement des centrales nucléaires sont soumis à des fluctuations de température de faibles amplitudes et en conséquence à des déformations d'origine thermique correspondant à des durées de vie pouvant dépasser le million de cycles. Dans ces conditions, il est difficile de mener des essais de durée de vie sous sollicitations anisothermes sur élément de volume, compte tenu du temps d'essai pouvant atteindre un an pour 1 million de cycles. Afin d'estimer ces durées de vie avec un niveau de précision raisonnable, nous nous proposons de combiner un modèle de durée de vie (basé sur la propagation de micro fissures) et des essais de propagation de fissures courtes sous sollicitations mécano-thermiques.

Ces essais ont pour but :

- En premier lieu, de valider, à travers un calcul de durée de vie utilisant les données établies sur éprouvettes fissurées, les durées de vie obtenues sur éprouvettes lisses en fatigue isotherme à 90 et 165°C pour la gamme de durée de vie inférieure à 10^6 cycles.
- Une fois la procédure expérimentale et le modèle validé en fatigue isotherme, des essais en fatigue mécano-thermique pour des faibles amplitudes de déformation mécanique (correspondant à des durées de vie supérieures à 10^5 cycles) permettront d'estimer la durée de vie du matériau dans de telles conditions.

VI.2 RESULTATS EXPERIMENTAUX

VI.2.1 Fissuration en plasticité généralisée : Fissures courtes

Les essais réalisés ici en fissuration sur le 304L, concernent la propagation d'une fissure courte sous un chargement de fatigue appliqué perpendiculairement à l'entaille. On utilise le terme fissures courtes par opposition aux essais de propagation de fissures longues qui sont menés à partir d'entailles profondes, sur des éprouvettes de mécanique de la rupture (fissures de l'ordre de 1 cm ou plus). Les essais menés dans le cadre de cette étude sont conduits en contrôle de déformation, en condition de plasticité généralisée (section II-4). En effet, comme cela été mentionné précédemment, même pour des faibles amplitudes de déformations mécaniques, l'acier inoxydable austénitique 304L tend à présenter une déformation plastique ou viscoplastique significative.

La fissure étudiée au cours d'un essai est amorcée à partir d'une entaille traversante réalisée par électroérosion de quelques dixièmes de millimètres. Afin d'éviter tout effet d'histoire sur la propagation de la fissure, nous avons choisi de tester les éprouvettes **sans pré-fissuration**.

VI.2.1.1 Détails des essais de fissuration

Le Tableau VI-1 présente l'ensemble des essais de fissuration sur le 304L. La majorité des essais isothermes a été réalisée à basse fréquence pour des raisons de faisabilité. L'essai anisotherme a été réalisé à 0,033 Hz pour les raisons évoquées au chapitre III, c'est-à-dire éviter de générer un gradient thermique dans l'élément de volume.

Les essais de fatigue isotherme ont été menés suivant un cycle triangulaire. Quant à l'essai de fatigue mécano-thermique, nous avons choisi de le faire suivant le cycle testé sur élément de volume précédemment, à savoir un cycle hors-phase entre les deux températures extrêmes du cycle thermique : 90 et 165°C.

Tableau VI-1 : Caractéristiques géométriques des éprouvettes de fissuration et conditions d'essais

Repère éprouvette	**Température d'essai (°C)**	**a_0 (mm)**	**u_0 (mm)**	**$\Delta\varepsilon_m/2$ (%)**	**R_ε**	**Fréquence d'essai (Hz)**
XBEL16	90	0,269	0,124	0,09	0	0,1
XBEL16				0,135	-0,5	0,06
XBEL16				0,18	-1	0,05
XBAL13		0,308	0,130	0,14	-1	0,05
XBAL10		0,315	0,11	0,14	-1	0,05
XBEL17		0,25	0,11	0,09	0	0,5
XBEL17				0,09	0	0,031 (30s TM)
B2T6	165	0,307	0,11	0,3	-1	0,05
XBAL8		0,315	0,12	0,18	-1	0,05
XBAL13		Suite de l'essai à 90°C	0,13	0,14	-1	0,05
XBAL14		0,315	0,13	0,14	-1	0,05 →1
XBEL15		0,25	0,104	0,09	0	0,1
XBEL15				0,135	-0,5	0,066
XBEL15				0,18	-1	0,05

XBEL19	FMT (hors-phase) 90 - 165°C	0,255	0,106	0,09	0	0,033

a_0 et u_0 sont définis sur la Figure VI-1

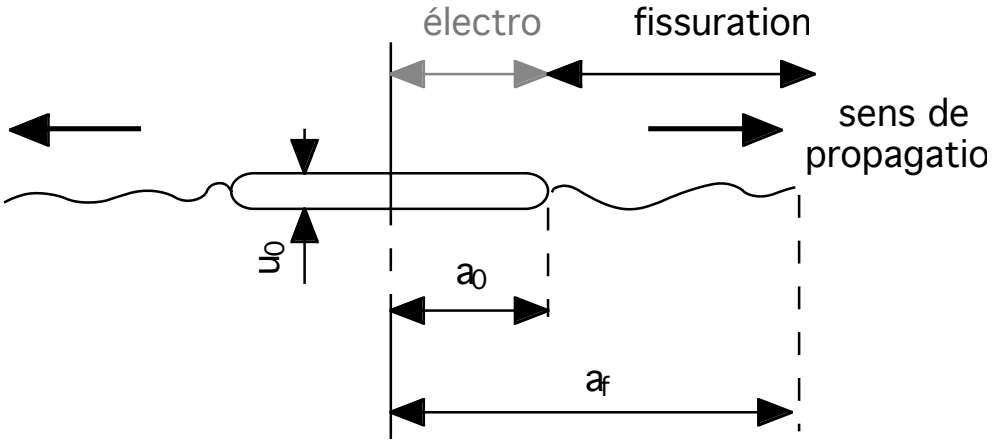


Figure VI-1 : Schéma de l'entaille détaillant les différentes grandeurs caractéristiques

VI.2.1.2 Représentation des résultats des essais de fissuration

Dans ce qui suit nous présentons les résultats des essais de fissuration suivant une analyse en termes de taille de fissure en comparant, pour des conditions de sollicitations comparables, l'effet de l'amplitude de déformation, de la température sur les essais de propagation en fatigue isotherme.

Pour une amplitude de déformation mécanique de 0,09% nous comparons l'effet d'une sollicitation mécano-thermique sur la cinétique de fissuration dans le 304L par rapport à la propagation dans des conditions isothermes.

VI.2.1.3 Résultats expérimentaux en fatigue isotherme

VI.2.1.3.1 T = 165°C

À cette température, cinq éprouvettes ont été testées. L'essai XBEL15, comporte trois séquences de propagation : une première séquence à une amplitude de déformation mécanique de 0,09% et un rapport de déformation $R_\varepsilon = 0$, ensuite l'amplitude de déformation passe à 0,135% tout en gardant la même déformation mécanique maximale ($\varepsilon_{max} = 0{,}18\%$) et enfin la dernière séquence est menée avec une amplitude de déformation mécanique de 0,18% et un rapport de déformation $R_\varepsilon = -1$.

La Figure VI-2 indique l'évolution des vitesses de fissuration de l'acier inoxydable austénitique 304L obtenu à 165°C suivant un cycle triangulaire. Cette figure reprend les résultats des trois séquences réalisées sur l'éprouvette XBEL15. Le

résultat sur le diagramme da/dN = f(a) montre qu'à un niveau de déformation maximale constant, une augmentation de l'amplitude de sollicitation accélère dix fois la propagation de la fissure entre l'essai à 0%_0,18% et la séquence à ±0,18%.

Sur deux éprouvettes différentes (XBEL15 et XBAL8) et à la même amplitude de déformation, l'essai de propagation donne des résultats reproductibles sur le diagramme da/dN – a (Figure VI-2).

D'une manière générale, l'ensemble des essais montre que la vitesse de propagation de la fissure dans le 304L évolue avec la taille de la fissure avec une pente qui varie entre 1 et 1,5. Bien évidemment cette vitesse dépend du niveau de chargement et elle est plus importante pour les plus forts niveaux de chargement.

La Figure VI-3 compare l'évolution de la vitesse de propagation macroscopique mesurée par le suivi électrique à celle mesurée sur le faciès de rupture de l'essai B2T6. On admet généralement que la vitesse de propagation da/dN est comparable à la distance inter-stries mesurée sur le faciès de rupture (Figure VI-4). Les mesures d'inter stries nous permettent de valider notre procédure expérimentale sur le diagramme da/dN – a. Wareing et al. (1977) ont obtenu le même type de résultats sur un acier inoxydable austénitique 316L testé à 625°C avec une fréquence de 1 cycle par minute.

Pour les faibles niveaux de déformation, la vitesse de propagation est plus faible, d'où des stries plus fines, dont l'observation est rendue délicate par le matage des surfaces au cours de l'essai. De ce fait, on n'a pas pu effectuer des mesures semblables pour les autres niveaux testés. En effet même pour l'essai B2T6 le faciès de rupture à proximité de l'entaille ne permet pas de détecter de stries de fatigue suite au matage des surfaces lors de la fermeture de la fissure au cours de l'essai.

Il est à noter que l'essai XBAL13 (±0,14%) est précédé d'une séquence à 90°C et à la même amplitude de déformation mécanique.

VI.2.1.3.2 T = 90°C

La Figure VI-5 trace l'évolution des vitesses de fissuration du 304L obtenues suivant un cycle triangulaire. Cette figure compare l'évolution de trois séquences de l'essai XBEL16 réalisé à déformation mécanique maximale de 0,18% et à différentes amplitudes de déformation. Elle montre qu'à 90°C aussi, la vitesse de propagation de la fissure dépend de l'amplitude de déformation et non de la déformation mécanique maximale.

Pour la majorité des niveaux testés, la vitesse de propagation évolue avec la taille de la fissure comme c'est le cas à 165°C. La première séquence de l'essai XBEL16 donne une vitesse de fissuration constante pour une taille de fissure variant entre 0,25 mm et 0,5 mm. La première séquence de l'essai XBEL17, réalisée dans les mêmes conditions que la première séquence de l'essai XBEL16, valide l'évolution de la vitesse de propagation en fonction de la taille de la fissure.

L'essai XBEL17 (symboles rouges) comporte deux séquences réalisées à la même amplitude de déformation mécanique. La première séquence est réalisée suivant

un cycle triangulaire à la fréquence de 1 Hz et la deuxième comporte un temps de maintien de 30s à la déformation maximale. La Figure VI-5 montre que le temps de maintien ralentit l'avancée de la fissure. Néanmoins, la vitesse de propagation continue d'évoluer avec la longueur de la fissure avec une pente plus importante que dans la séquence sans temps de maintien. Le premier effet pourrait être dû à une relaxation des contraintes en pointe de fissure pendant le temps de maintien. Quant au deuxième phénomène, il s'explique probablement par une augmentation de la déformation plastique dans le cas de la séquence avec temps de maintien, ce qui augmenterait la force motrice d'avancée de la fissure par rapport à un essai sans temps de maintien.

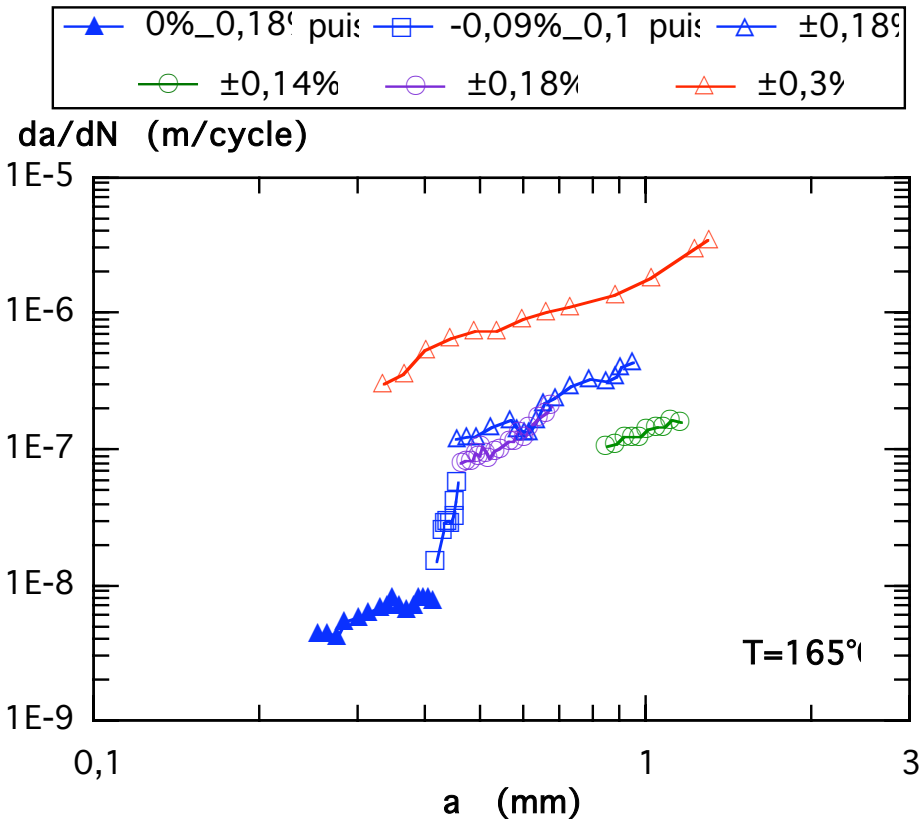


Figure VI-2 : Vitesse de propagation (da/dN) en fonction de la longueur de fissure (a) mesurée en fatigue isotherme à 165°C sur le 304L

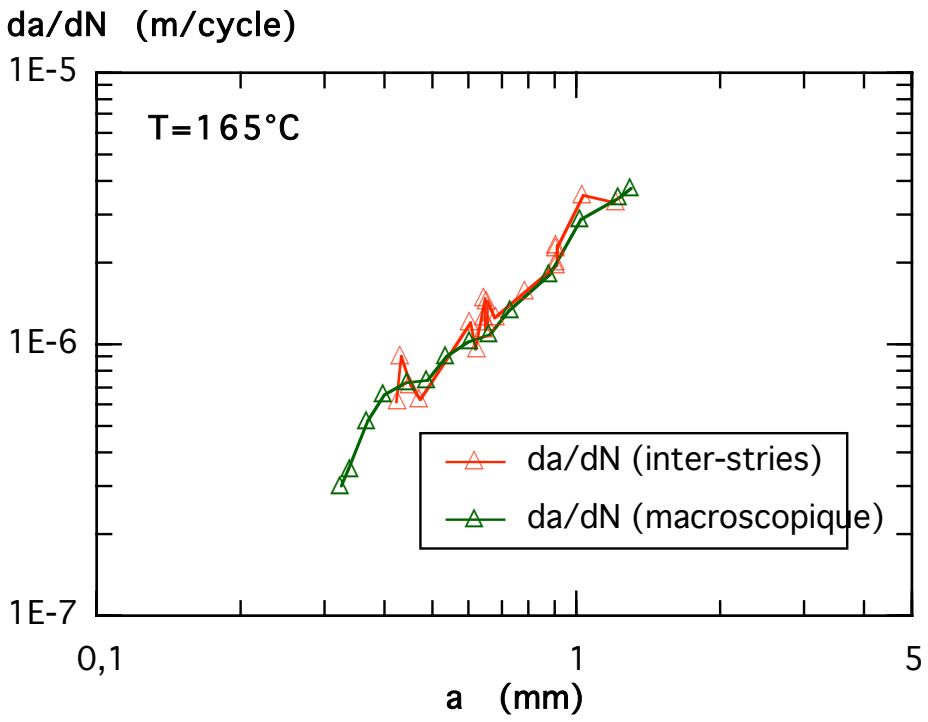


Figure VI-3 : comparaison de la vitesse de propagation mesurée par la technique ddp et les mesures d'inter stries sur le faciès de rupture (essai B2T6)

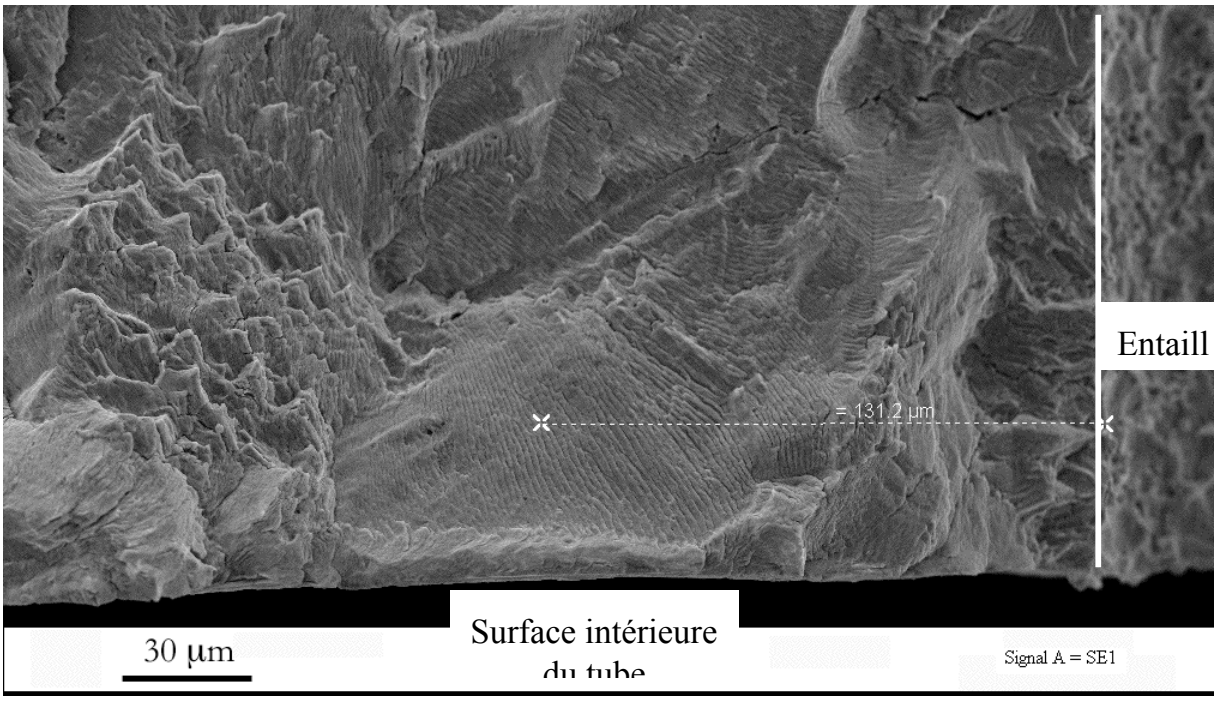


Figure VI-4 : Faciès de rupture type stries de fatigue dans un essais de propagation en fatigue isotherme à 165°C (éprouvette B2T6)

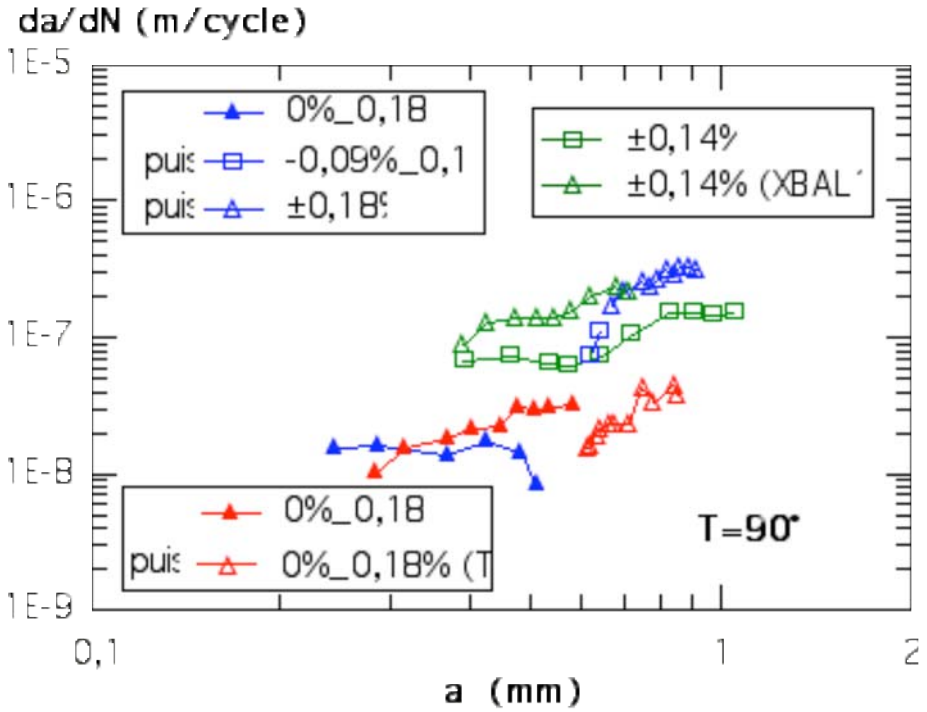


Figure VI-5 : Vitesse de propagation (da/dN) en fonction de la longueur de fissure (a) mesurée en fatigue isotherme à 90°C sur le 304L

VI.2.1.3.3 Effet de la température sur la cinétique de fissuration du 304L en plasticité généralisée

La Figure VI-6-a compare l'évolution de la longueur de la fissure (a) au cours d'un essai de propagation en fatigue isotherme. La première séquence est réalisée à 90°C, à la deuxième séquence de l'essai, la température de l'essai passe à 165°C. L'évolution de la vitesse de propagation da/dN en fonction de la longueur de la fissure (a) (Figure VI-6-b) montre qu'à 165°C et pour une même amplitude de déformation mécanique, la fissure se propage plus lentement qu'à 90°C. Dans les deux cas de figure, la vitesse de propagation évolue avec la taille de la fissure.

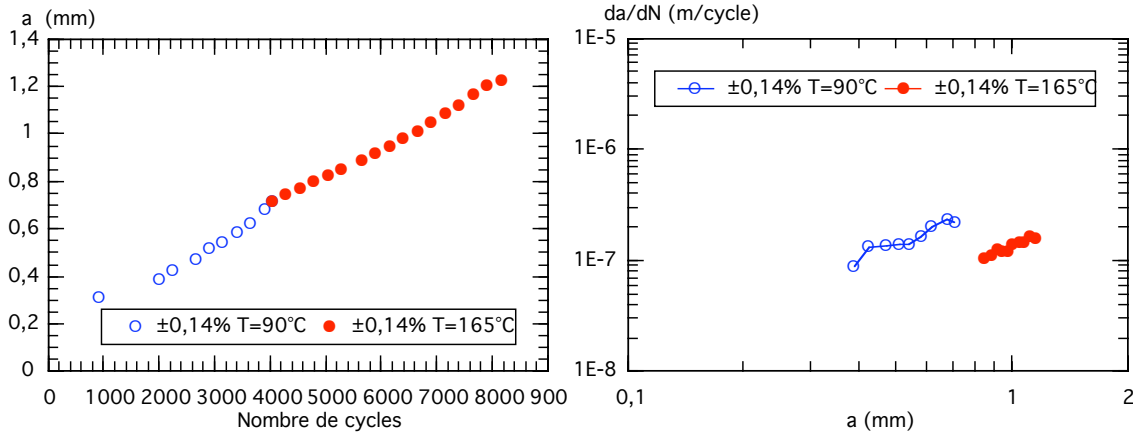


Figure VI-6 : Effet de la température sur la propagation de la fissure en condition de plasticité généralisée $\varepsilon_m = \pm 0{,}14\%$, f = 0,05 Hz (éprouvette XBAL13)

La Figure VI-7 compare les résultats obtenus sur différentes éprouvettes testées à 90 et 165°C à des amplitudes de déformations mécaniques comparables.

Pour des faibles longueurs de fissure et faibles chargements mécaniques, la figure montre que la vitesse de propagation par fatigue est plus importante à 90 qu'à 165°C.

Pour un niveau de chargement plus important (2 fois plus fort) et une taille de fissure plus grande, la température ne semble pas jouer un rôle sur la cinétique de fissuration en condition de plasticité généralisée.

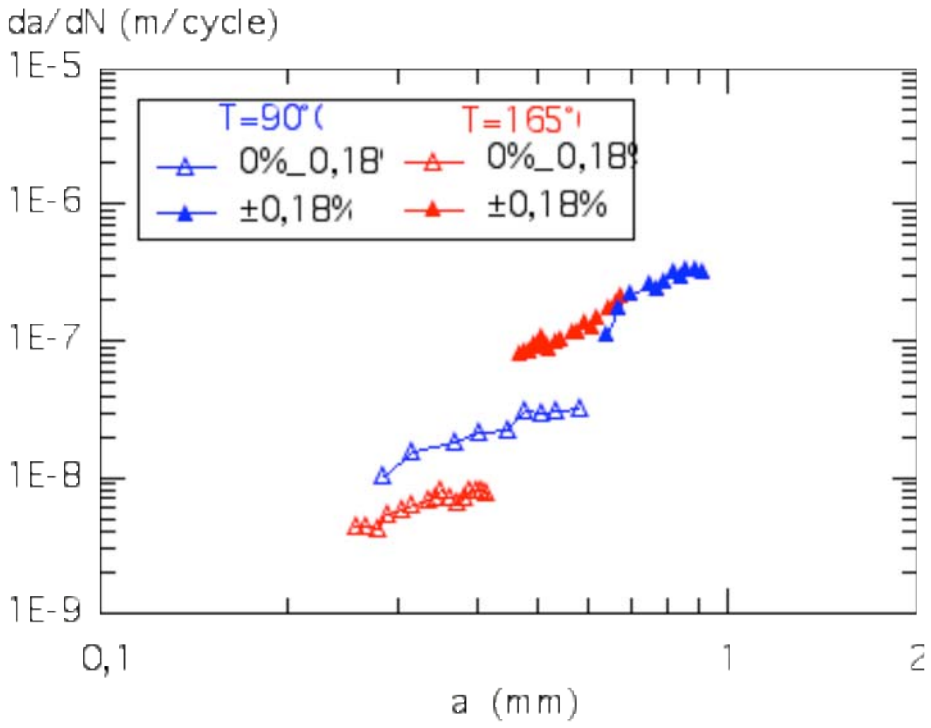


Figure VI-7 : Effet de la température sur l'évolution de la vitesse de fissuration en fonction de la taille de la fissure sur deux éprouvettes différentes

VI.2.2 Fissuration de l'acier inoxydable austénitique 304L sous sollicitations mécano-thermiques

La Figure VI-8-a décrit l'évolution de la longueur de la fissure en fonction du nombre de cycles sur un essai de fatigue mécano-thermique de type hors-phase 90 - 165°C. L'essai a été réalisé à une amplitude de déformation mécanique de 0,09% et un rapport de déformation $R_\varepsilon = 0$ afin de le comparer aux résultats obtenus dans les cas isothermes.

La Figure VI-8-b donne l'évolution de la vitesse de fissuration da/dN en fonction de la longueur de la fissure. Tout au long de l'essai, la vitesse de propagation en fatigue anisotherme ne varie presque pas avec la taille de la fissure. Il est à noter que la chute de la vitesse de propagation au milieu de l'essai correspond à un arrêt de l'essai. En effet, pour chaque essai de propagation, nous effectuons des arrêts afin de

calibrer le suiveur de fissure. Après cet arrêt la fissure a mis du temps pour se relancer à nouveau comme l'indique le plateau de la courbe « a = f(N) » à 20000 cycles.

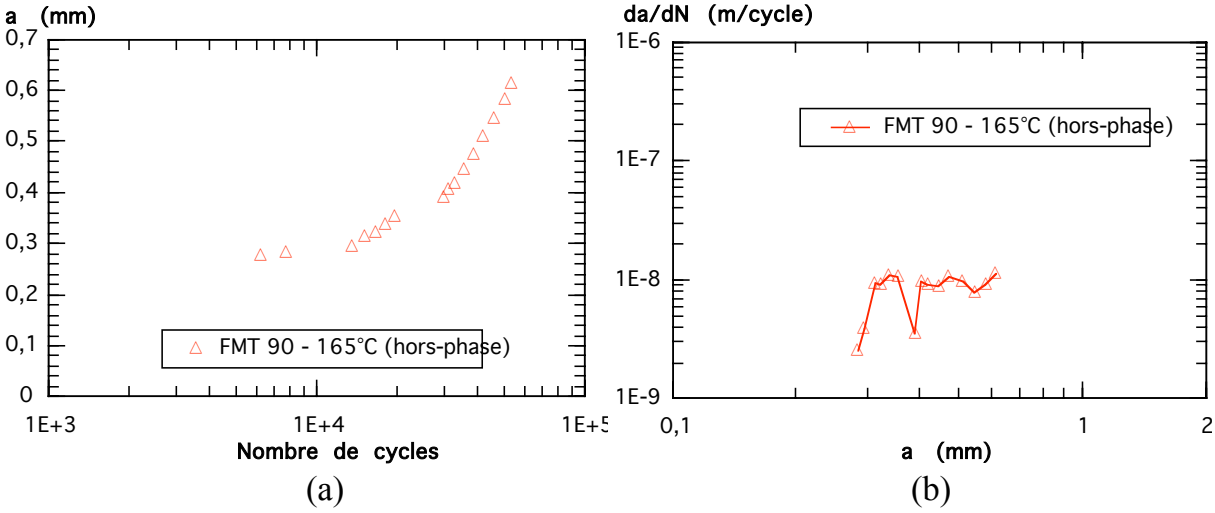


Figure VI-8 : (a) Longueur de la fissure en fonction du nombre de cycles (b) Vitesse de propagation (da/dN) en fonction de la longueur de fissure suivant un cycle anisotherme hors-phase 90 - 165°C (éprouvette XBEL19)

VI.2.3 Comparaison isotherme - anisotherme

La Figure VI-9 compare, pour le même niveau de déformation mécanique (ε_m = 0%_0,18%), les vitesses de propagation en conditions isotherme et anisotherme. Une sollicitation type hors-phase conduit à des vitesses de propagation comparables à celles des essais réalisés à 165°C, alors qu'à 90°C les fissures se propagent avec une vitesse plus grande. En fissuration sous plasticité généralisée, la fatigue mécano-thermique hors-phase présente un comportement plus proche de celui des conditions isothermes à 165°C.

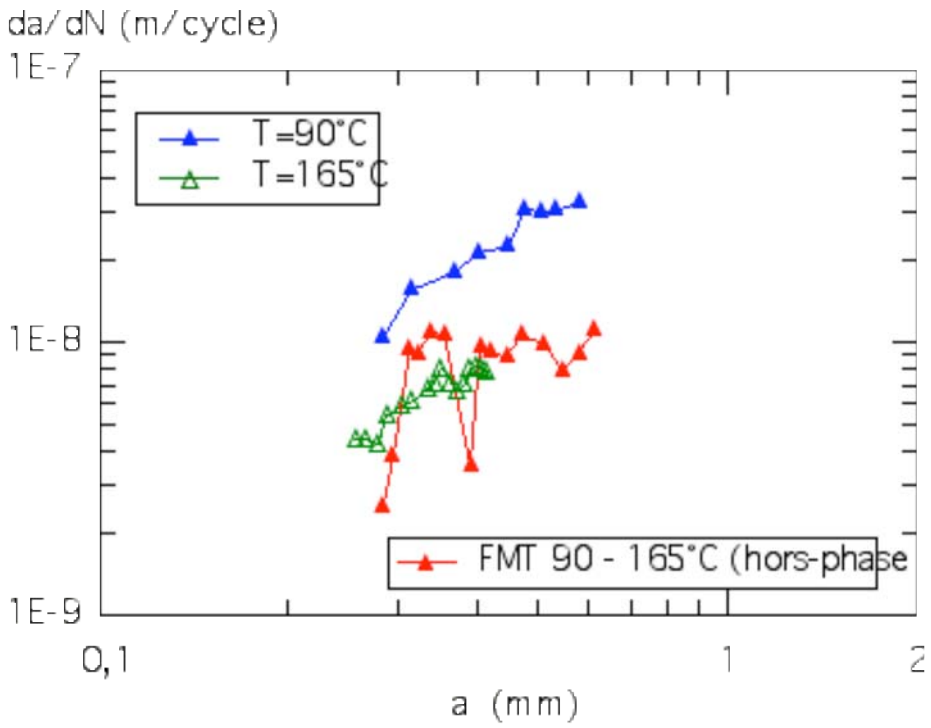


Figure VI-9 : Comparaison de la vitesse de propagation de fissure sous sollicitation isotherme et anisotherme, ε_m = 0%_0,18%

VI.2.4 Effet du pré-écrouissage monotone sur la cinétique de fissuration du 304L

Les zones superficielles des tuyaux sont à la fois le siège de contraintes résiduelles de tension et d'un écrouissage local. Afin de simuler les contraintes résiduelles mesurées sur les surfaces internes des tuyauteries, des essais de fissuration en plasticité généralisée sur matériau pré-écroui sont réalisés.

VI.2.4.1 Procédure expérimentale

Les essais de fissuration sont réalisés sur des éprouvettes tubulaires pré-écrouies. Afin d'éviter un sur-écrouissage en fond d'entaille dû au chargement monotone à l'ambiante, nous avons pris le soin de pré-écrouire l'éprouvette jusqu'à 500 MPa (Figure VI-10). Après déchargement, l'éprouvette est polie jusqu'à 3 µm avant que l'entaille soit usinée par électroérosion comme dans le cas du matériau vierge.

Les essais de fissuration sont réalisés dans les mêmes conditions que sur matériau vierge sous conditions de plasticité généralisée. Le Tableau VI-2 présente les caractéristiques géométriques des éprouvettes utilisées dans les essais de fissuration ainsi que les caractéristiques des essais réalisés.

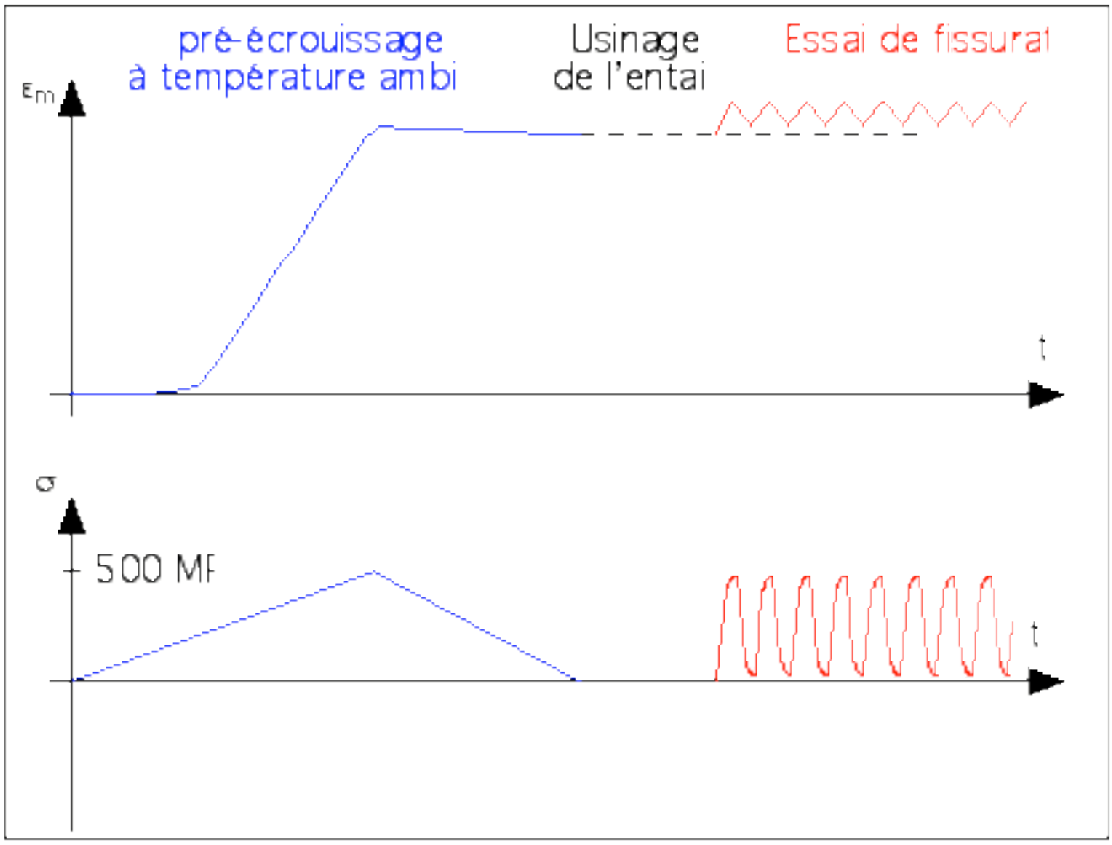


Figure VI-10 : Principe du pré-écrouissage monotone à température ambiante et l'essai de fissuration

Tableau VI-2 : Caractéristiques géométriques des éprouvettes de fissuration et conditions d'essais

Repère éprouvette	**Température d'essai (°C)**	**a_0 (mm)**	**u_0 (mm)**	**$\Delta\varepsilon_m/2$ (%)**	**R_ε**	**Fréquence d'essai (Hz)**
XCAL1	90	0,27	0,12	0,09	0	0,05
XCAL5	165	0,255	0,13	0,09	0	0,05
XCAL3	FMT (hors-phase) 90 - 165°C	0,265	0,11	0,09	0	0,033

VI.2.4.2 Propagation de fissure en fatigue isotherme sur matériau pré-écroui

VI.2.4.2.1 Essai de propagation à 165°C

La Figure VI-11 compare l'évolution de la vitesse de propagation en fonction de la taille de la fissure sur matériau vierge et matériau pré-écroui.

À l'amplitude de déformation testée, la vitesse de propagation sur matériau pré-écroui évolue en fonction de la taille de la fissure. La comparaison des résultats obtenus sur matériau vierge et matériau pré-écroui ne montre pas d'influence du pré-écrouissage monotone sur la cinétique de fissuration en plasticité généralisée à 165°C.

L'essai de fissuration sur matériau pré-écroui est conduit jusqu'à rupture de l'éprouvette. La Figure VI-12 présente la fissure qui s'est propagée dans ce cas de figure. La figure montre que la fissuration est de type transgranulaire.

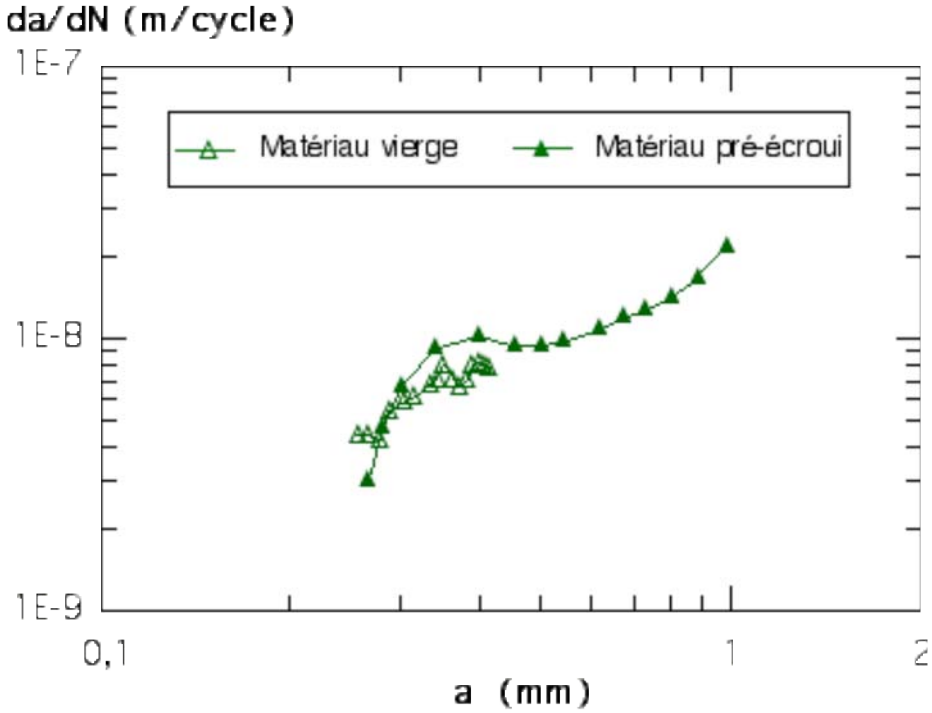
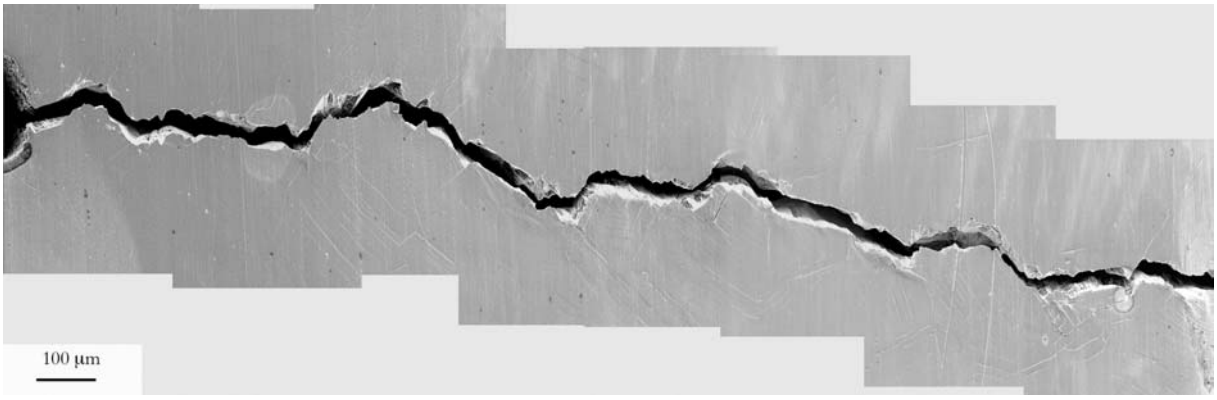
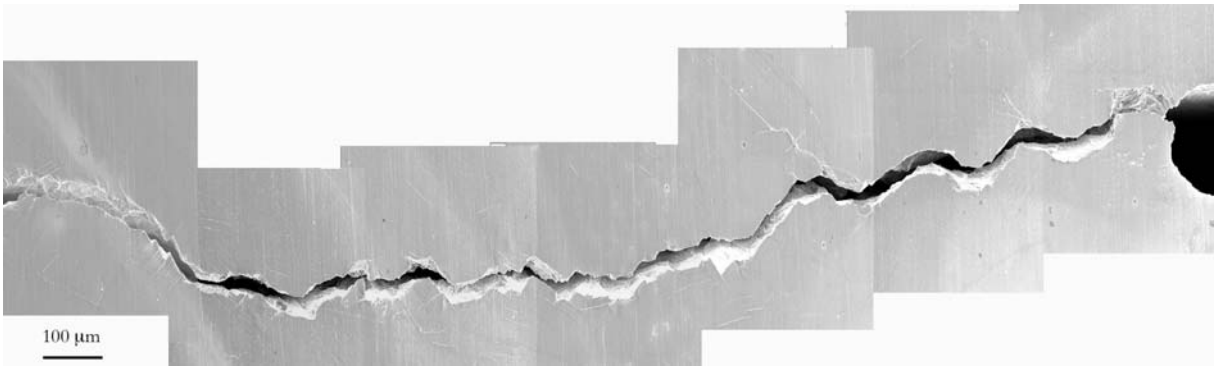


Figure VI-11 : Comparaison de l'évolution de la vitesse de propagation en fonction de la taille de la fissure sur matériau vierge et pré-écroui, **T = 165°C,** $\Delta\varepsilon_m/2$ = 0,09%, $R_\varepsilon = 0$



(a)



(b)

Figure VI-12 : Fissure propagée sur éprouvette tubulaire pré-écrouie entaillée par fatigue **T = 165°C,** $\Delta\varepsilon_m/2$ = 0,09%, R_ε = 0 (XCAL5)

VI.2.4.2.2 Essai de propagation à 90°C

Pour la même amplitude de déformation mécanique ($\Delta\varepsilon_m/2$ = 0,09%), un essai de propagation en plasticité généralisée est réalisé à 90°C. La Figure VI-13 compare les résultats obtenus sur matériau vierge et matériau pré-écroui pour la même amplitude de déformation mécanique. Le graphique montre que :

Le début d'essai sur matériau pré-écroui est accompagné par un effet d'entaille. l'effet en question est caractérisé par une vitesse de fissuration au début de l'essai plus importante que le démarrage de la courbe.

Sur matériau pré-écroui l'essai de propagation à 90°C conduit à une vitesse de fissuration croissante avec la taille de la fissure.

Comparée à l'essai sur matériau vierge, la fissuration sur matériau pré-écroui conduit à des vitesses de propagation 5 fois moins importantes en début d'essai.

La Figure VI-14 présente l'entaille et la fissure propagée par fatigue à 90°C sous les conditions mentionnées précédemment. À 90°C, la fissuration en plasticité généralisée est caractérisée par une propagation de type transgranulaire. La fissure a subi le long de l'essai plusieurs ramifications comme le montre la Figure VI-14 et dans certains cas une coalescence s'accompagnant d'un détachement de particules.

À la fin de l'essai, et afin de conserver le front de la fissure, nous avons pris le soin de propager la fissure à température ambiante à charge imposée et à haute fréquence. La Figure VI-15 donne le faciès de rupture obtenu. Une zone de transition est constatée avant la zone de rupture ductile. Le ligament correspondant à cette zone n'est autre que l'avancée de la fissure à température ambiante sous charge imposée.

La figure nous donne une idée sur le front de fissuration obtenu dans ce type d'essai sur des éprouvettes tubulaires. En effet, la fissure se propage avec un front légèrement curviligne plus proche d'un front rectiligne qu'un front semi-circulaire, comme le cas dans les essais sur éprouvettes cylindriques.

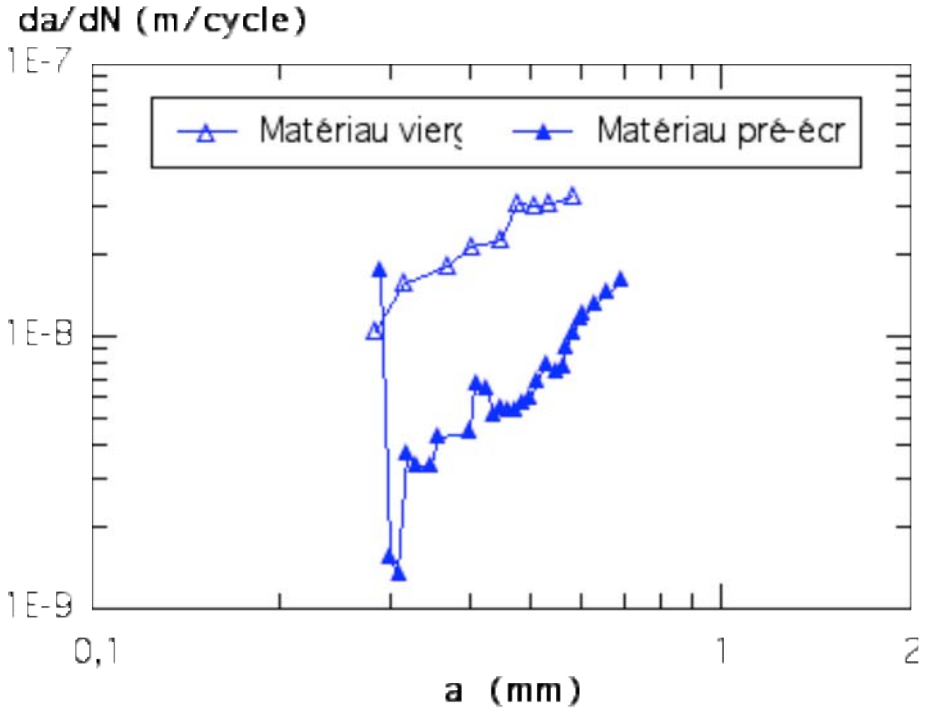


Figure VI-13 : Comparaison de l'évolution de la vitesse de propagation en fonction de la taille de la fissure sur matériau vierge et pré-écroui **T = 90°C,** $\Delta\varepsilon_m/2$ = 0,09%, R_ε = 0

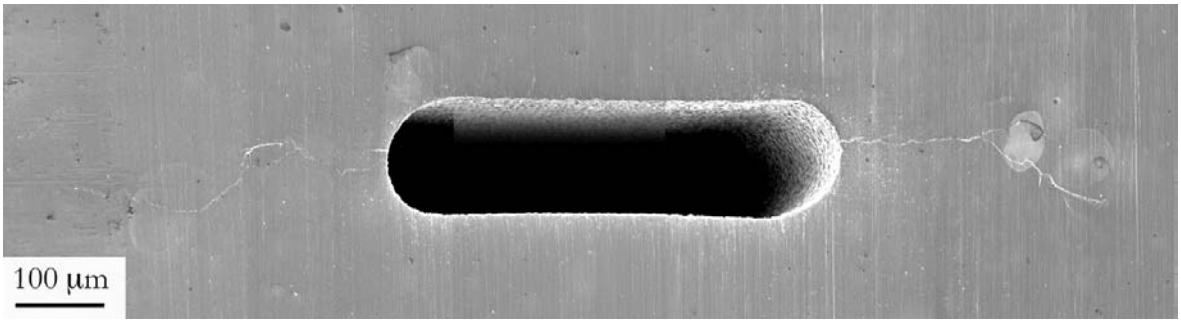


Figure VI-14 : Fissure de fatigue propagée à partir d'une entaille sur éprouvette tubulaire pré-écrouie **T = 90°C,** $\Delta\varepsilon_m/2$ = 0,09%, R_ε = 0

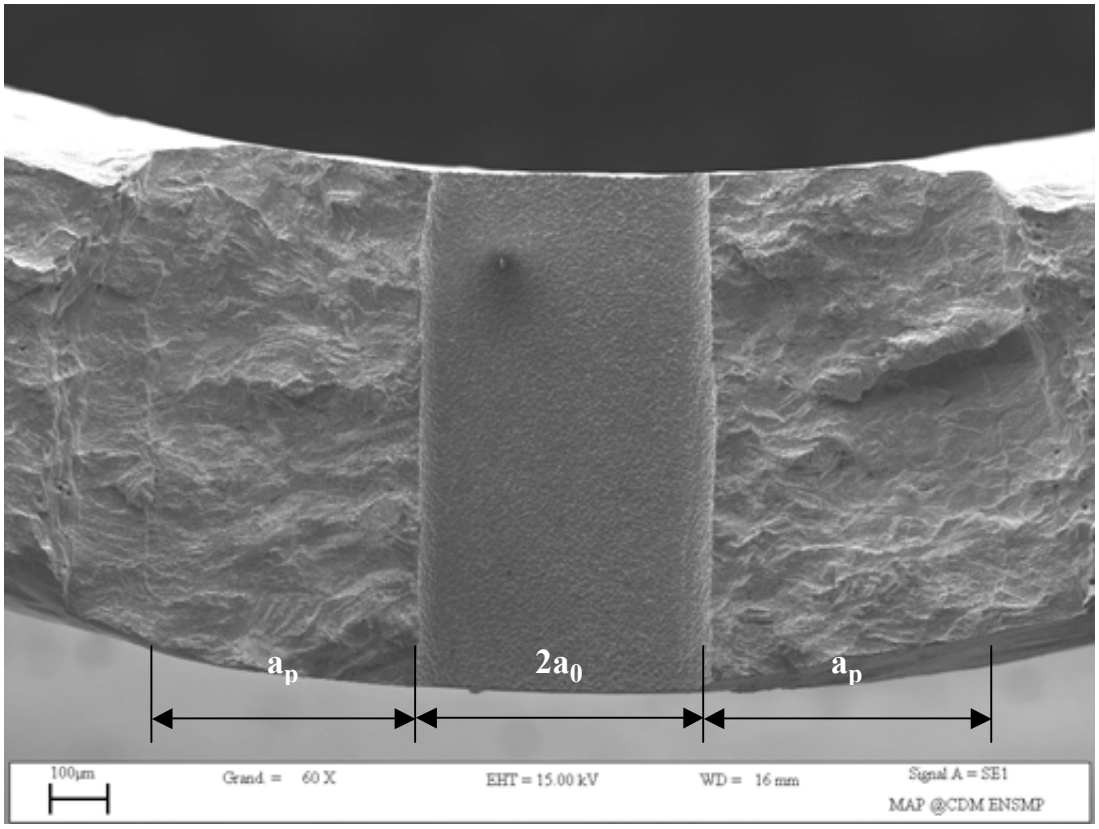


Figure VI-15 : Faciès de rupture sous fissuration en plasticité généralisée sur matériau pré-écroui **T = 90°C,** $\Delta\varepsilon_m/2$ = 0,09%, $R_\varepsilon = 0$

VI.2.4.3 Propagation de fissure en fatigue anisotherme sur matériau pré-écroui

En conditions anisothermes, l'essai a été conduit sans arrêt intermédiaire pour étalonnage. La Figure VI-16 compare l'évolution de la vitesse de propagation sur matériau vierge et matériau pré-écroui dans les mêmes conditions d'essais.

Contrairement à l'essai sur matériau vierge, la vitesse de propagation évolue continûment avec la taille de la fissure. Elle reste du même ordre de grandeur que la vitesse de fissuration sur matériau vierge.

Le pré-écrouissage monotone influe le comportement mécanique du matériau, (niveau de contraintes élevé) pour le même niveau de déformation, il ne modifie pas la cinétique de fissuration de l'acier inoxydable austénitique 304L en conditions anisothermes.

La Figure VI-17 présente la fissure de fatigue mécano-thermique propagée sur matériau pré-écroui des deux côtés de l'entaille.

Le trajet de fissuration (Figure VI-17) est fortement influencé par les bandes de déformation de type intrusion/extrusion formées en surface de l'éprouvette. Des bandes de déformation semblables sont observées en pointe de la fissure principale (Figure VI-18). Plusieurs ramifications sont aussi observées comme le montre la

Figure VI-17. Dans certains cas, la croissance des fissures secondaires conduit à la coalescence soit avec la fissure principale soit avec d'autres fissures secondaires (Figure VI-17).

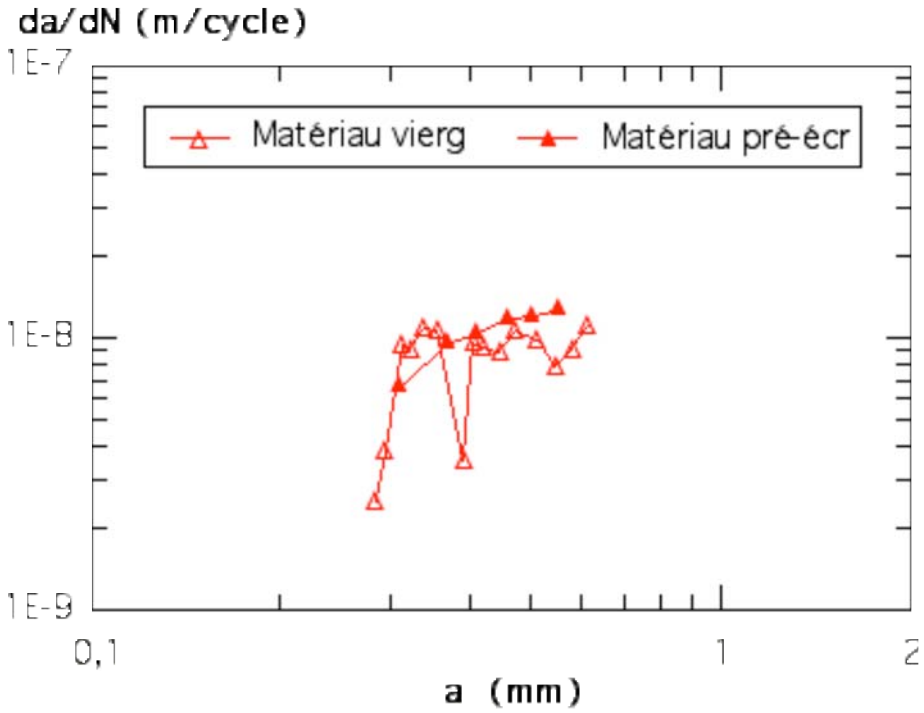


Figure VI-16 : Comparaison de l'évolution de la vitesse de propagation en fonction de la taille de la fissure sur matériau vierge et pré-écroui FMT (hors-phase) 90 - 165°C, $\Delta\varepsilon_m/2 = 0{,}09\%$, $R_\varepsilon = 0$

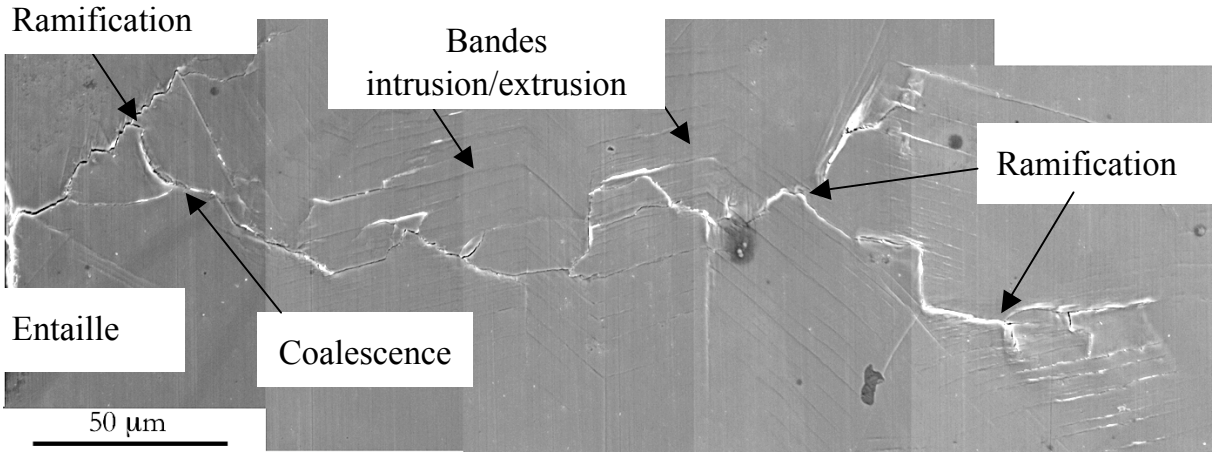


Figure VI-17 : Fissure de fatigue mécano-thermique propagée à partir d'une entaille sur éprouvette tubulaire pré-écrouie, $\Delta\varepsilon_m/2 = 0{,}09\%$, $R_\varepsilon = 0$ (éprouvette XCAL3)

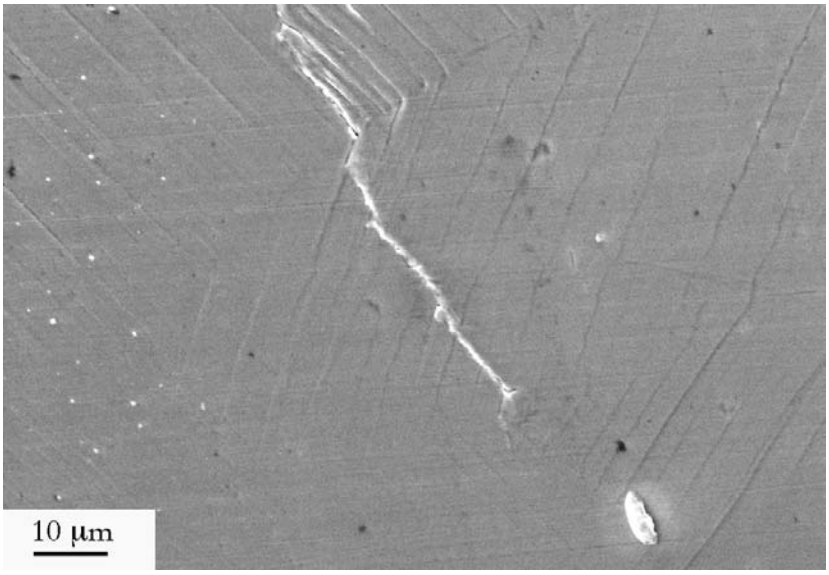


Figure VI-18 : Bandes de déformation en pointe de fissure en fatigue mécano-thermique sur matériau pré-écroui $\Delta\varepsilon_m/2$ = 0,09%, R_ε=0 (XCAL3)

VI.2.4.4 Comparaison isotherme-anisotherme sur matériau pré-écroui

La Figure VI-19 compare l'évolution de la taille de la fissure en fonction du nombre de cycles pour trois conditions d'essais différentes. La figure montre que l'évolution de la taille de la fissure en fatigue mécano-thermique sur matériau pré-écroui est comparable à celle en fissuration isotherme à 165°C. Dans le cas de l'essai réalisé à 90°C, la fissure s'est propagé plus tard qu'à 165°C et en fatigue mécano-thermique.

La Figure VI-20 compare les vitesses de propagation sur matériau pré-écroui pour trois conditions d'essais différentes. La vitesse de propagation sur matériau pré-écroui en fatigue mécano-thermique est comparable à celle obtenue en fatigue isotherme à 165°C. En fatigue isotherme à 90°C la fissure se propage avec une vitesse 3 fois plus faible qu'en fatigue isotherme à 165°C pour une taille de 0,3/0,4 mm. Au cours de l'essai, la croissance de la vitesse est plus importante avec la longueur de fissure et à 0,5/0,6 mm de longueur de fissure, les vitesses sont égales dans les trois conditions.

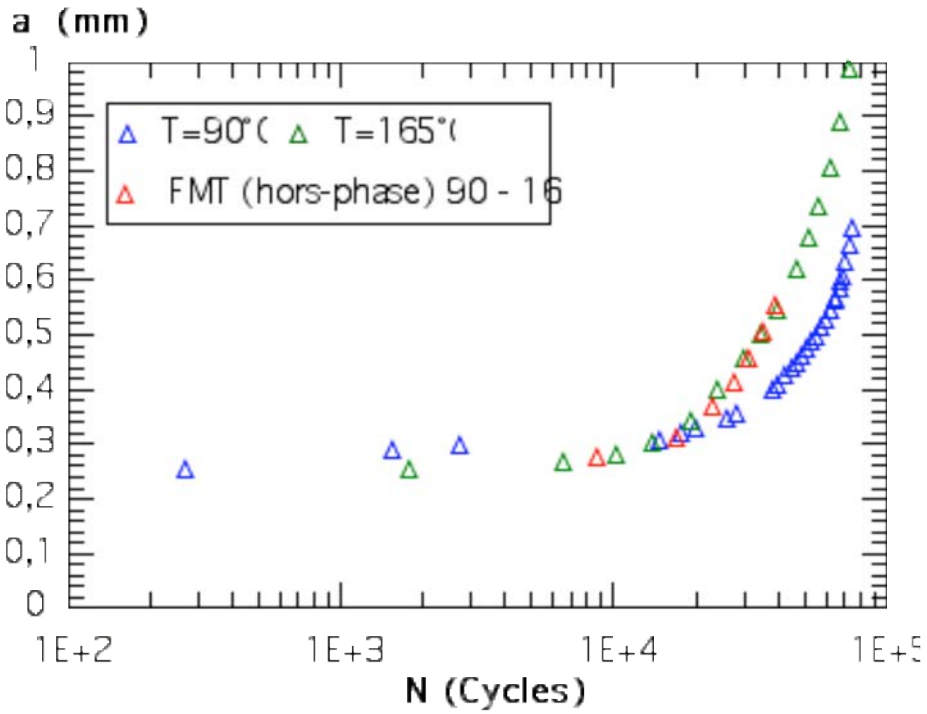


Figure VI-19 : Evolution de la taille de fissure en fonction du nombre de cycles en fissuration isotherme à 90 et 165°C et en fatigue mécano-thermique sur matériau pré-écroui

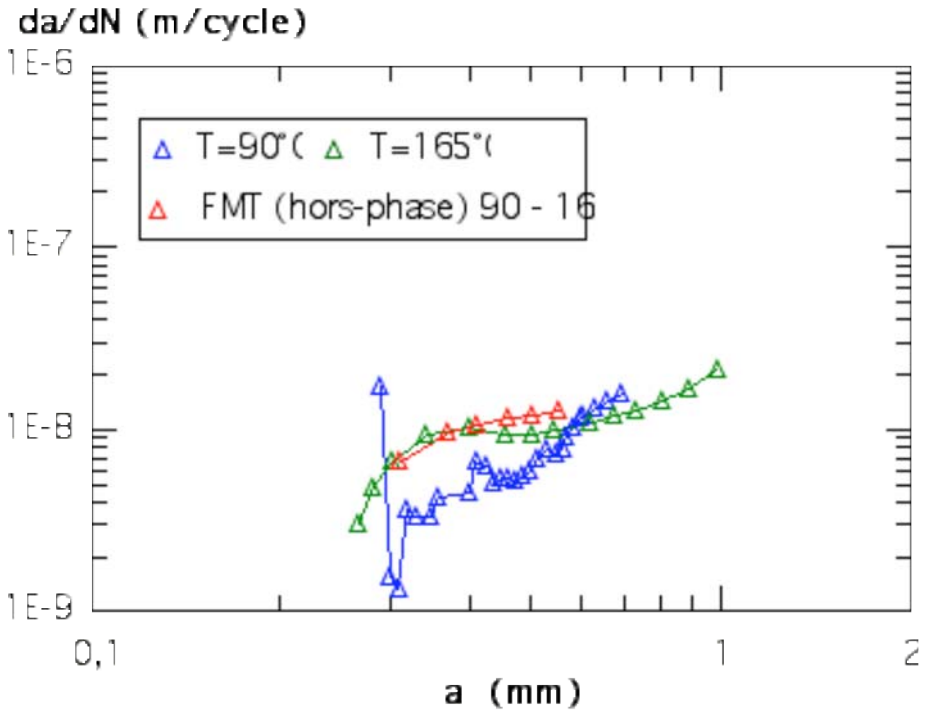


Figure VI-20 : Évolution de la vitesse de propagation da/dN en fonction de la taille de la fissure « a » sur matériau pré-écroui

VI.3 ENDOMMAGEMENT EN PLASTICITE GENERALISEE SUR L'ACIER INOXYDABLE AUSTENITIQUE 304L A MOYENNE TEMPERATURE

Les essais réalisés dans le cadre de cette étude, que ce soit sur matériau vierge ou pré-écroui, nous ont permis de valider un schéma de croissance de fissures dans la gamme de température explorée. La Figure VI-21 présente les différents types d'endommagement qui se produisent sur ce type de matériau dans les conditions testées.

Dans la majorité des cas, on a mis en évidence la croissance d'une fissure principale perpendiculairement à la direction de la sollicitation. Parallèlement, on assiste à plusieurs ramifications de fissures secondaires (Figure VI-22, Figure VI-24). Dans certains cas, la croissance de ces fissures secondaires entraîne la coalescence avec la fissure principale. Un détachement de particules peut se produire ainsi comme le montre la Figure VI-22.

En pointe de la fissure principale, on a constaté deux types d'endommagement possibles :

Des ramifications de la fissure principale (Figure VI-24) et une forte déformation plastique caractérisée par des bandes des déformation de type intrusion/extrusion (Figure VI-24).

L'amorçage de fissures secondaires dans une région voisine de la pointe de la fissure principale (Figure VI-22, Figure VI-23). En se propageant, la fissure principale absorbe les fissures secondaires.

Dans le cas de l'acier inoxydable pré-écroui à température ambiante, et testé en fatigue mécano-thermique hors-phase, l'endommagement est caractérisé par plusieurs ramifications de la fissure principale (Figure VI-17) et un trajet de fissuration fortement influencé par la présence de bandes de déformation et des marches d'intrusion/extrusion comme le montre la Figure VI-18.

Ainsi on peut conclure que la fissuration de l'acier inoxydable austénitique 304L en plasticité généralisée est fortement liée au mode de déformation du matériau (bandes de déformations, intrusions/extrusions…).

La croissance de la fissure dans l'élément de volume s'accompagne d'un endommagement progressif de la zone en pointe de la fissure principale. La propagation se fait plutôt par absorption des fissures secondaires par la fissure principale.

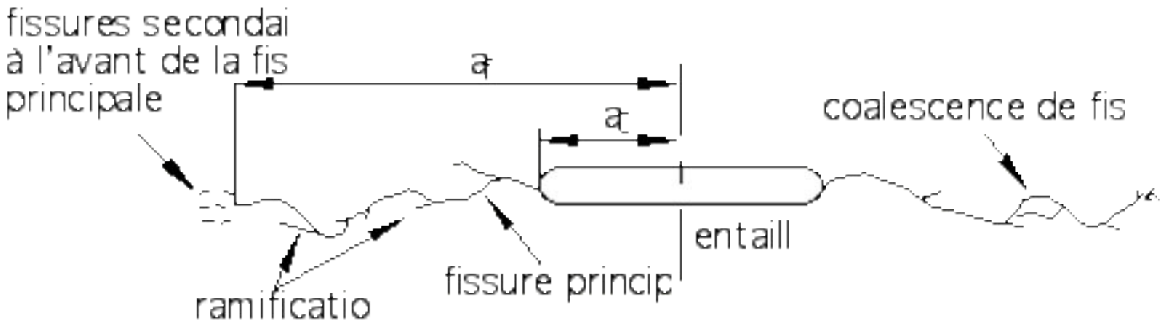


Figure VI-21 : Schéma de fissuration de l'acier inoxydable austénitique 304L en plasticité généralisée à moyenne température

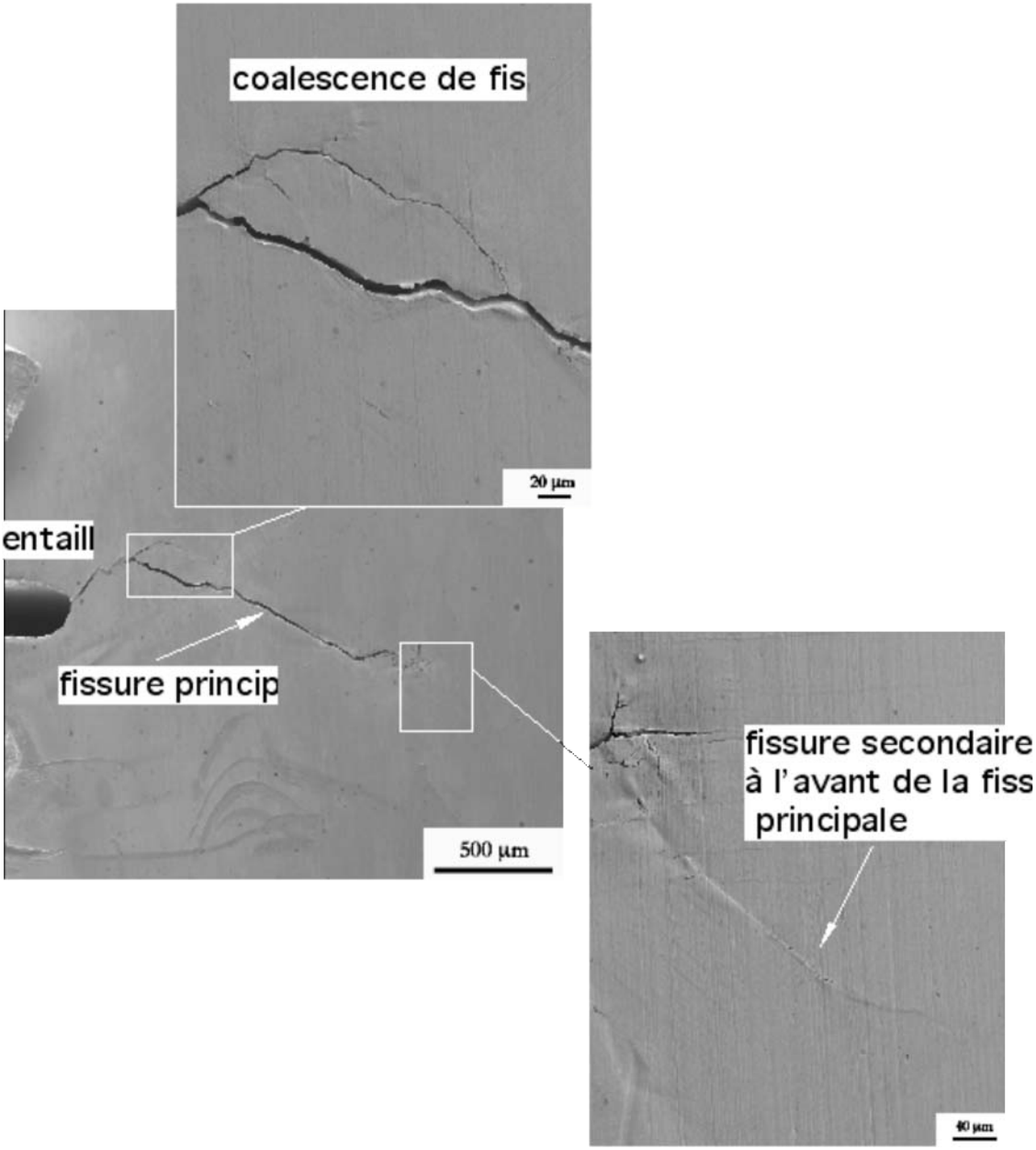


Figure VI-22 : Fissure de fatigue plastique sur éprouvette entaillée T = 165°C
ε_m = 0% _ 0,18% puis ε_m = -0,09% _ 0,18% puis ε_m = ±0,18%

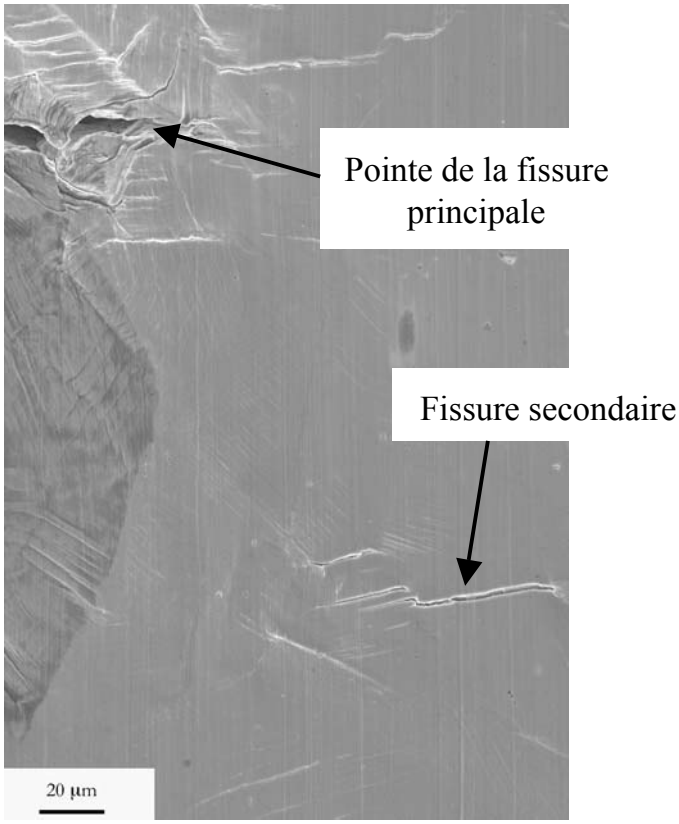


Figure VI-23 : Pointe de fissure en fatigue plastique $\varepsilon_m = \pm 0{,}3\%$ T = 165°C

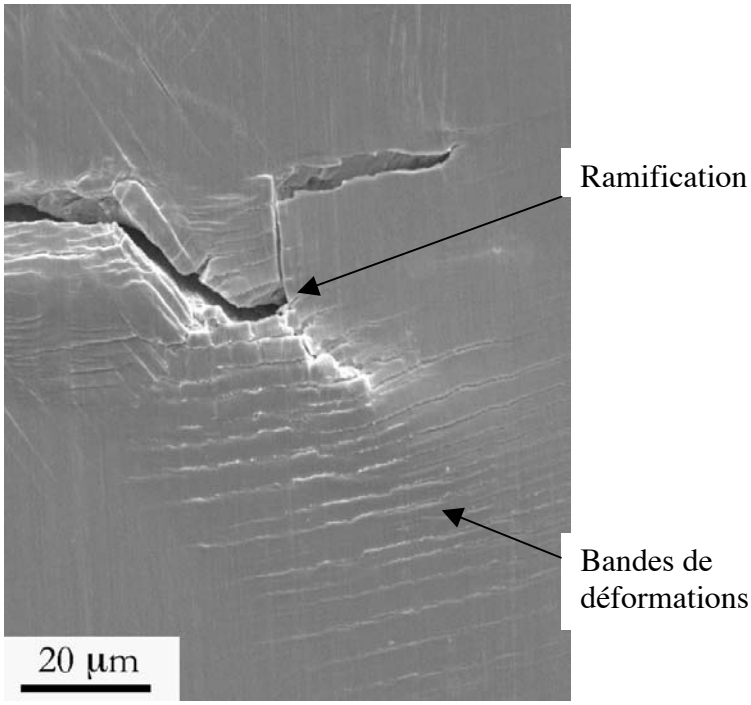


Figure VI-24 : Pointe de fissure en fatigue plastique $\varepsilon_m = \pm 0{,}14\%$ T = 165°C

VI.4 EN RESUME

Dans ce chapitre, la fissuration en plasticité généralisée de l'acier inoxydable austénitique a été étudiée aux deux températures extrêmes du cycle thermique retenu ainsi qu'en fatigue mécano-thermique.

La cinétique de fissuration du 304L semble être influencée par la température pour les faibles chargements mécaniques.

Sur le diagramme da/dN=f(a), la vitesse de fissuration en fatigue anisotherme est comparable à celle en conditions isothermes à 165°C.

Un pré-écrouissage monotone à température ambiante ne modifie pas la cinétique de fissuration du matériau à 165°C et en fatigue mécano-thermique hors-phase entre 90 et 165°C. En revanche, la vitesse de fissuration à 90°C diminue par rapport à la vitesse de propagation de la fissure sur matériau vierge.

Dans les différentes conditions de sollicitations, la fissuration est de type transgranulaire caractérisée par des ramifications au niveau de la fissure principale pouvant conduire dans certains cas à la coalescence et détachement de particules.

Les faciès de rupture mettent en évidence un front de fissuration quasi-rectiligne dans le cas des essais réalisés sur éprouvettes tubulaires.

Un schéma d'endommagement particulier de l'acier est introduit. Il est basé sur l'endommagement progressif de la zone plastique en pointe de la fissure et absorption des fissures secondaires avec la fissure principale.

VII MODELISATION ET DISCUSSION

Ce chapitre est consacré à la modélisation de la durée de vie de l'acier inoxydable austénitique 304L à partir des essais de fissuration en plasticité généralisée.

Nous présentons en première partie la démarche suivie pour le calcul des durées de vie. En deuxième lieu, les différentes approches de croissance de fissures courtes sont exposées. La troisième partie est consacrée à l'identification d'une loi de comportement sur élément de volume en fatigue isotherme.

L'identification d'une loi de fissuration et d'un modèle de comportement en fatigue nous permettront par la suite de calculer les durées de vie d'un élément de volume et de les comparer aux résultats expérimentaux.

VII MODÉLISATION ET DISCUSSION 188

VII.1 INTRODUCTION 189
VII.2 DÉMARCHE DE CALCUL DES DURÉES DE VIE À PARTIR DES ESSAIS DE FISSURATION 189
VII.3 RAPPELS BIBLIOGRAPHIQUES 192
VII.4 LES DIFFÉRENTES APPROCHES DE CROISSANCE DE FISSURES COURTES EN PLASTICITÉ GÉNÉRALISÉE 193
VII.4.1 Utilisation de concept de mécanique de la rupture élasto-plastique 193
VII.4.2 Solution énergétique dans le cas d'une fissure 2D 195
VII.4.3 Solution énergétique dans le cas d'une fissure circulaire 199
VII.4.4 Modèle de Tomkins de propagation d'une fissure 2D en fatigue : 201
VII.5 IDENTIFICATION DE LA LOI DE COMPORTEMENT EN FATIGUE 205
VII.5.1 Loi de comportement 205
VII.5.2 Paramètres et validation de la loi de comportement 207
VII.6 ANALYSE DES COURBES DE FISSURATION DA/DN - $J_{CYCLIQUE}$ 211
VII.6.1 Essais de propagation à 165°C 212
VII.6.2 Essais de propagation à 90°C 216
VII.7 APPLICATION AU CALCUL DE DURÉE DE VIE 218
VII.7.1 Calcul à partir de la loi de fissuration da/dN - $J_{cyclique}$ 219
VII.7.2 Modèle mixé da/dN - $J_{cyclique}$ et Tomkins 230
VII.7.3 Modèle de durée de vie à 165°C 234
VII.7.4 Durées de vie en fatigue isotherme à 90°C 236
VII.7.5 Validation du modèle de durée de vie en fatigue mécano-thermique hors-phase 90 – 165°C 237
VII.8 LIMITES DU MODÈLE 238
EN RÉSUMÉ 240

VII.1 INTRODUCTION

Ce chapitre est donc consacré à l'estimation de la durée de vie de l'acier inoxydable austénitique 304L. La démarche suivie ici est de mettre en place des outils simples et robustes d'aide à l'analyse et éventuellement au dimensionnement des circuits pour les grandes durées de vie. Le but recherché est d'établir un modèle de calcul de durée de vie à travers une analyse en fissuration permettant d'estimer la durée de vie en fatigue mécano-thermique pour les faibles amplitudes de déformation mécanique.

Nous présentons donc successivement dans ce chapitre :

- **Les différentes approches de croissance de fissures courtes en plasticité généralisée**.
- Une identification d'une **loi de comportement cyclique** de l'acier inoxydable austénitique 304L à 90 et 165°C pour des faibles amplitudes de déformations.
- Un modèle de fissuration qui nous servira à **calculer la durée de vie en fatigue de l'acier inoxydable austénitique 304L**. Le modèle sera validé par la comparaison des durées de vie calculées avec les durées de vie obtenus sur éprouvettes lisses.

VII.2 DEMARCHE DE CALCUL DES DUREES DE VIE A PARTIR DES ESSAIS DE FISSURATION

Les circuits de refroidissement sont soumis à des fluctuations thermiques à l'origine de l'amorçage et la propagation de fissures dans l'épaisseur des tubes. Notre but est de déterminer les durées de vie et le premier stade de propagation sur pièce réelle sous sollicitations thermiques. De telles sollicitations sont simulées sur éléments de volume par un chargement mécano-thermique hors-phase. Sous ces conditions, le nombre de cycles à l'amorçage sur structure réelle est assimilé au nombre de cycles à rupture de l'élément de volume.

Les sollicitations thermiques étant de faible amplitude, il est nécessaire de connaître le diagramme de durée de vie de l'acier inoxydable austénitique 304L pour des durées de vie supérieures à 10^5 cycles. Un tel travail est lourd à mener expérimentalement sur élément de volume vu le temps d'essai qui varie entre 69 jours, pour 2.10^5 cycles, et 9 ans pour des essais à 10^7 cycles pour les conditions expérimentales utilisées.

Une alternative permettant d'accéder à cette gamme de durées de vie consiste à utiliser les essais de fissuration. Ces essais sont menés sur des éprouvettes tubulaires avec une entaille traversante 2D en faisant propager une fissure courte entre une taille initiale de 0,25 mm et une taille finale de 1 à 2 mm en plasticité généralisée.

La deuxième étape consiste à établir un modèle simple et robuste permettant de décrire la fissuration sous de telles conditions.

Le calcul des durées de vie sera validé en premier lieu sur les essais réalisés pour $N_f < 10^{-6}$ cycles, ce qui permettra d'envisager une extrapolation pour des amplitudes de déformations mécaniques faibles correspondant à la gamme des fluctuations thermiques sur pièces réelles.

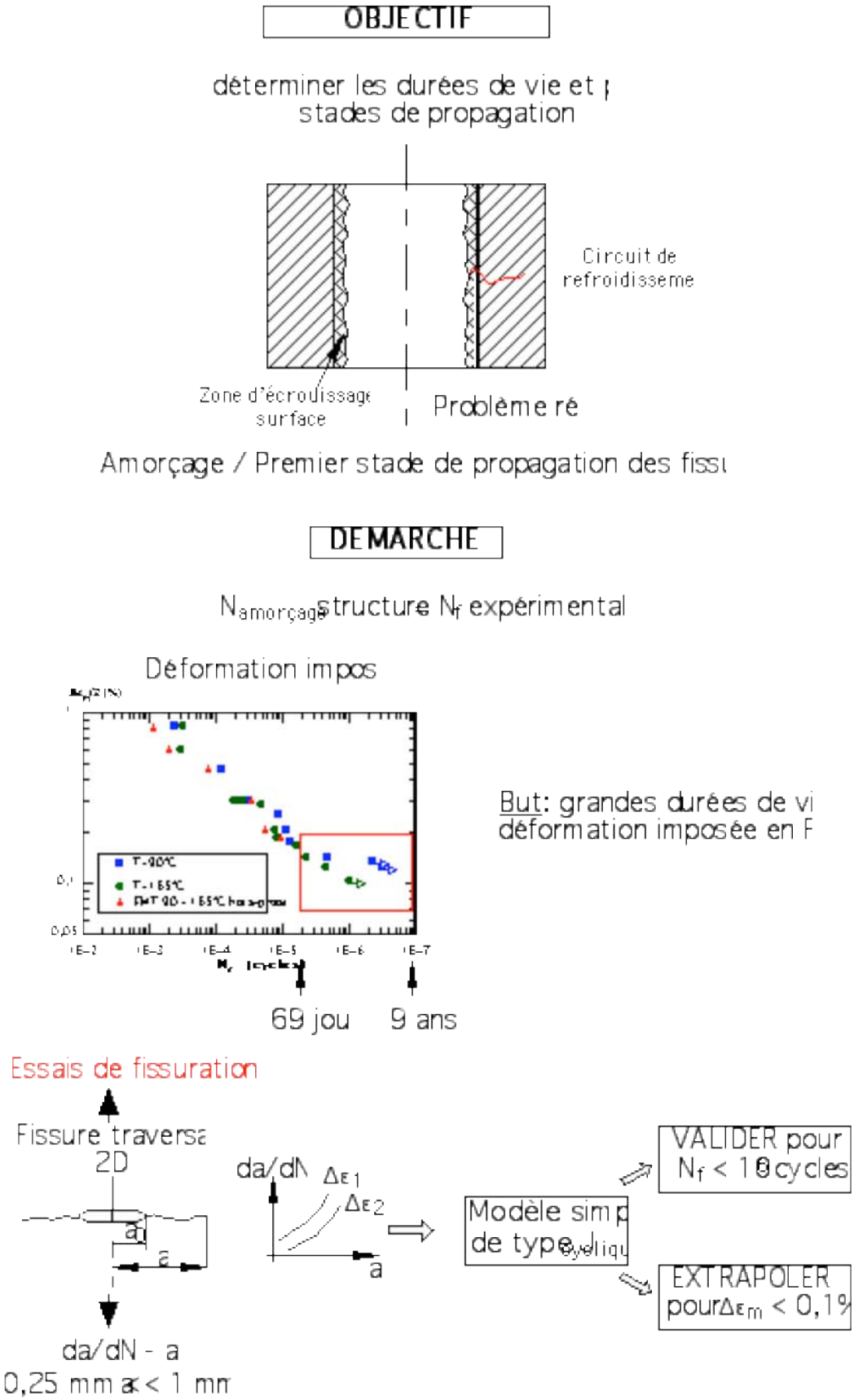


Figure VII-1 : Démarche de calcul des durées de vie à partir des essais de fissuration

VII.3 RAPPELS BIBLIOGRAPHIQUES

Les essais de fissuration constituent un outil efficace qu'ont exploré plusieurs auteurs à travers plusieurs études. Dans la majorité des cas, les éprouvettes sont sollicitées en régime élastique en contrôlant l'amplitude de la charge. Dans ces conditions on fait propager une fissure unique de grande taille avec une zone plastique confinée en pointe. La vitesse de propagation da/dN en régime stable est décrite en fonction de la taille de la fissure, a, et du chargement cyclique appliqué $\Delta\sigma$, tout ceci regroupé dans un concept décrivant le champ de contrainte en avant de la fissure, ΔK, variation du facteur d'intensité de contrainte. Une corrélation simple a été ainsi proposée entre la vitesse de propagation et ce paramètre mécanique. Pour la majorité des matériaux, le régime stable de propagation suit la loi de PARIS :

$$\frac{da}{dN} = A\,(\Delta K)^n$$

Mais lorsque la condition de plasticité confinée n'est plus respectée, il faut étudier la propagation en considérant une analyse élasto-plastique. Par analogie avec la mécanique linéaire de la rupture, différentes propositions pour rationaliser la propagation d'une fissure dominante ont été faites. Parmi les méthodes empiriques, on peut citer les travaux de Skelton (1988) qui propose une relation de proportionnalité entre la vitesse et la taille de la fissure de la forme :

$$\frac{da}{dN} = C\,\varepsilon_p^n\,a^Q$$

Avec C, n et Q sont des constantes qui dépendent du matériau

D'autres modèles ont été proposés incluant la déformation plastique (Tomkins 1968, Chalant et Remy, 1980). D'autre part des méthodes basées sur des lois de la mécanique de la rupture relient la variation d'énergie associée à la grandeur J, notée ΔJ. Parmi ces méthodes on peux citer les expressions établies par Shih et Hutchinson (1976) et Goldman et Hutchinson (1974) en contraintes planes. Dans le même contexte, He et Hutchinson (1981) ont défini une expression du paramètre J en fatigue dans l'hypothèse de déformations planes et dans le cas d'une fissure circulaire.

Ohtani et al. (1988) ont classé les comportements en fissuration en deux types : (F-type) avec une dépendance en nombre de cycles et (C-type) une dépendance en temps. Ils ont établi pour différents aciers et alliages les équations reliant la vitesse de propagation (da/dN) au paramètre énergétique (ΔJ_F dans le cas des F-type et ΔJ_C dans le cas des fissures C-type). Les auteurs ont validé leur approche en comparant les durées de vie calculées avec les résultats expérimentaux en fatigue isotherme et en fatigue mécano-thermique sur plusieurs types d'aciers.

Murakami (1988) a établi un modèle de propagation basé sur une analyse élasto-plastique par éléments finis. En adoptant l'hypothèse que la vitesse de fissuration da/dN est égale à la distance à laquelle la déformation dépasse une déformation critique ε_{crit} il a établit l'expression :

$$\frac{da}{dN} = \left(\frac{C_0}{\varepsilon_{crit}}\right)^{1/\alpha^*} \Delta\varepsilon_t . a$$

Avec :

$\Delta\varepsilon_t$: Déformation totale

C_0 : C_0=23/n

n : Exposant de la loi d'écrouissage cyclique

α^* : Coefficient de singularité proche de la pointe de la fissure.

En considérant le fait expérimental que le processus de propagation d'une micro-fissure est prédominant dans la durée de vie en fatigue oligocyclique et en prenant en compte l'équation de propagation, l'auteur a conclu que l'exposant α dans la loi de Manson-Coffin est équivalent à la singularité α^*.

Tomkins (1968, 1974) a proposé un modèle théorique simple de propagation d'une fissure en fatigue. Son modèle est basé sur des observations expérimentales qui permettent de prédire, comme première approximation, la loi contrôlant l'endommagement par fatigue.

VII.4 LES DIFFERENTES APPROCHES DE CROISSANCE DE FISSURES COURTES EN PLASTICITE GENERALISEE

VII.4.1 Utilisation de concept de mécanique de la rupture élasto-plastique

La mécanique linéaire de la rupture est basée sur l'analyse du champ de contraintes élastiques situé en pointe de fissure. Ce champ de contraintes est caractérisé par un facteur d'intensité de contrainte définie à partir d'hypothèses d'élasticité linéaire. On voit donc les limites d'application de ce concept qui n'est considéré comme acceptable que lorsque la plasticité est confinée. Mais lorsque les conditions sont telles que la plasticité n'est plus confinée on ne peut plus avoir accès aux contraintes et aux déformations par les moyens précédents. Pour cela en faisant l'hypothèse que le comportement élastique-plastique d'un matériau peut être analysé par une approche d'élasticité non linéaire, un champ de déformation englobant la pointe de fissure a été défini par l'intégrale de contour J par RICE (1968). L'intégrale J définit l'intensité du champ de contraintes et de déformations en pointe de fissure, mais elle peut être calculée dans une zone englobant la pointe de fissure suffisamment

large dans la mesure où elle est indépendante, par définition, du contour de la zone. L'utilisation de l'intégrale J permet donc une extension des concepts de la mécanique de la rupture d'un comportement élastique et linéaire aux cas de la plasticité généralisée. On peut d'ailleurs préciser qu'en régime d'élasticité linéaire, l'intégrale J est égale à l'énergie dissipée par unité de surface pendant la croissance de la fissure G :

$$G = \frac{K^2}{E} \qquad \text{VII- 1}$$

Mais l'intégrale J défini par RICE n'est valable que pour un chargement monotone ou un chargement cyclique avec un déchargement obéissant à la même loi de comportement du type élastique non linéaire :

$$\sigma = k.\varepsilon^n \qquad \text{VII- 2}$$

En élasticité linéaire, Paris a proposé d'utiliser ΔK la variation du facteur d'intensité de contrainte K pour décrire la croissance stable des fissures par fatigue (1964).

Rice (1967) a justifié cette démarche empirique dans le cas où il n'y a pas de fermeture à la pointe de la fissure ni d'émoussement.

De façon empirique, Dowling et Begley (1976) ont proposé d'utiliser la même méthode en plasticité généralisée pour la fissuration par fatigue. Ils ont ainsi montré que les vitesses élevées des courbes de propagation da/dN-ΔJ sont cohérentes avec l'extrapolation des courbes obtenues par la mécanique linéaire de la rupture (da/dN-ΔK). Musuva et Radon (1980) ont abouti aux mêmes conclusions quant à l'application de l'intégrale J à l'étude de la propagation en régime élasto-plastique. Toutefois sur le plan thèorique, cela suppose qu'on puisse décrire le champ des déformations et des contraintes en pointe de fissure à l'aide de ΔJ. L'un des problèmes majeurs est celui du comportement cyclique au déchargement. Outre le fait qu'une loi-puissance décrive de façon approximative un trajet de chargement σ - ε_{in} en fatigue, une loi d'élasticité non linéaire ne permet pas de décrire la plasticité (et l'hystérésis d'un trajet σ - ε_{in}) au déchargement.

Certains auteurs (Lamba 1975) ont essayé de préciser dans quelles conditions le concept de ΔJ pouvait être utilisé. Son utilisation est cependant l'objet de controverses sur le plan théorique.

En revanche, de nombreux travaux aux Etats-Unis et au Japon ont montré que ce concept permettait soit par une mesure expérimentale du déplacement du point d'application de la charge (comme dans les approches analogues pour la rupture monotone) soit à l'aide de calculs par éléments finis ou par des solutions approchées

de corréler de façon satisfaisante les données de fissuration par fatigue en plasticité généralisée.

Une solution approchée proposée par Shih et Hutchinson (1976) pour calculer J en chargement monotone dans le cas d'un matériau élasto-plastique écrouissable, consiste à utiliser une méthode de superposition. Ces auteurs supposent que le comportement du matériau est décrit par une loi de type Ramberg-Osgood :

$$\frac{\varepsilon_{eq}}{\varepsilon_0} = \frac{\sigma_{eq}}{\overline{E}} + \alpha\left(\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_0}\right)^n$$

Un principe de superposition permet d'obtenir la solution de J pour ce comportement par la relation

$$J = J_{el}(n=1) + J_{pl}(n)$$

(Le comportement n = 1 correspond à un matériau élastique linéaire incompressible).

Shih et Hutchinson (1976) ont proposé une expression de J en contraintes planes dans le cas d'une fissure centrée dans une plaque. En 1981, He et Hutchinson ont établi une expression de l'intégrale J dans le cas d'une fissure centrée dans une plaque semi-infinie en déformation plane ainsi que l'expression de J dans le cas d'une fissure circulaire dans un milieu infini.

En se basant sur ces travaux, nous pouvons définir la contribution de J pour le régime plastique. La correction due au facteur géométrique de l'éprouvette et de la fissure, dans le cas des éprouvettes cylindriques, qui sera appliquée au terme plastique, sera la même que pour le terme élastique.

VII.4.2 Solution énergétique dans le cas d'une fissure 2D

VII.4.2.1 <u>Hypothèse de déformations planes</u>

Le calcul qui suit est basé sur les travaux de He et Hutchinson (1981). Les auteurs ont établi une expression de l'intégrale J à partir des contraintes et déformations équivalentes définies au sens de VON MISES par les équations suivantes :

$$\sigma_e = \left[\frac{3}{2} S_{ij}.S_{ij}\right]^{\frac{1}{2}} \qquad \text{VII- 3}$$

$$\varepsilon_e = \left[\frac{2}{3}\varepsilon_{ij}.\varepsilon_{ij}\right]^{\frac{1}{2}} \qquad \text{VII- 4}$$

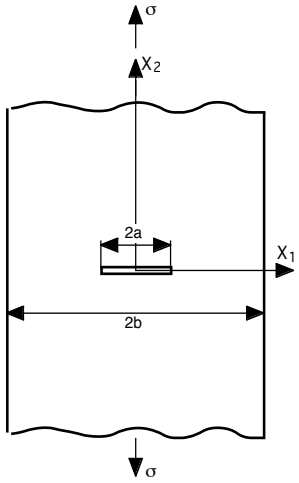


Figure VII-2 : Conventions dans le cas d'une fissure plane

Dans le cas de la configuration d'une fissure de longueur 2a dans une plaque de largeur 2b, He et Hutchinson (1981) ont proposé la formule suivante :

$$J = h_1(n,\frac{a}{b}).\sigma_e.\varepsilon_e.a.(1-\frac{a}{b})^{-n} \qquad \text{VII- 5}$$

Avec ε_0, σ_0, α et n sont les paramètres de la loi d'écrouissage :

$$\frac{\varepsilon_p}{\varepsilon_0} = \alpha.\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^n \qquad \text{VII- 6}$$

h_1 est une fonction qui dépend à la fois de n et du rapport a/b. La Figure VII-3 donne la variation de h_1 avec le rapport a/b pour différentes valeurs du coefficient d'écrouissage n.

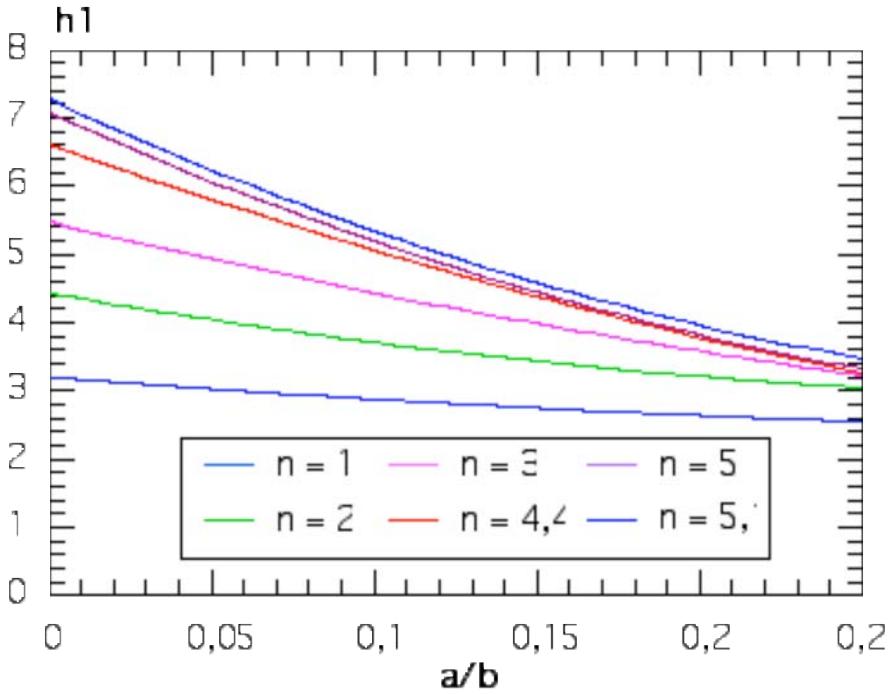


Figure VII-3 : Variations du coefficient h_1 en fonction du rapport a/b pour différentes valeurs de n d'après He et Hutchinson (1981)

Dans le cas de l'éprouvette entaillée avec l'hypothèse d'état de déformation plane

$\sigma_{11} = 0,\ \sigma_{22} = \sigma,\ \sigma_{33} = \frac{1}{2}\sigma$ et $\varepsilon_{33} = 0$

Ce qui donne

$$\sigma_e = \frac{\sqrt{3}}{2}\sigma \qquad \text{VII- 7}$$

et

$$\varepsilon_e = \frac{2}{\sqrt{3}}\varepsilon \qquad \text{VII- 8}$$

En écrivant l'intégrale J comme la somme d'un terme élastique et d'un terme plastique :

$$J_{cyc} = J_{el} + J_{pl}$$

Avec :

$$J_{el} = \frac{\sigma^2}{E}.a.h_{1el}(n=1,\frac{a}{b}).(1-\frac{a}{b})^{-1} \qquad \text{VII- 9}$$

et

$$J_{pl} = \frac{\alpha.\varepsilon_0}{(\sigma_0)^n}.(\frac{\sqrt{3}}{2})^{n+1}\sigma^{n+1}.a.h1_{pl}(n,\frac{a}{b}).(1-\frac{a}{b})^{-n} \qquad \text{VII- 10}$$

Ou aussi :

$$J_{pl} = \varepsilon_p.\sigma.a.h1_{pl}(n,\frac{a}{b}).(1-\frac{a}{b})^{-n} \qquad \text{VII- 11}$$

Les paramètres de la loi d'écrouissage (VII-15) sont donnés Tableau VII-1 à 90°C et 165°C dans le cas des essais de fissuration.

Dans ce cas :

$\varepsilon \rightarrow \frac{\Delta\varepsilon_p}{2}$ et $\sigma \rightarrow \frac{\Delta\sigma}{2}$

Les amplitudes de contrainte et de déformation plastique sont ceux qui sont mesurés à mi-essai.

Tableau VII-1 : Coefficients de la loi d'écrouissage des essais de fissuration à 90 et 165°C

	ε_0	σ_0 (MPa)	α	N
T=90°C	4,598. 10^{-4}	203,3	0,935	5,154
T=165°C	5,752. 10^{-4}	190,7	1,167	4,454

VII.4.2.2 Hypothèse de contraintes planes

Dans le cas d'une fissure traversante dans une plaque infinie en contraintes planes, Shih et Hutchinson (1976) proposent les équations suivantes :

$$J = \pi\sigma_0\varepsilon_0 a\left[1+\frac{1}{2}\left(\frac{n-1}{n+1}\right)\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^2\right]\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^2 + \alpha\, g_1(\frac{a}{b},n)\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^{n+1} \text{ si } \sigma \le \sigma_0 \qquad \text{VII- 12}$$

$$J = \pi\sigma_0\varepsilon_0 a\left[1+\frac{1}{2}\left(\frac{n-1}{n+1}\right)\right]\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^2 + \alpha\, g_1(\frac{a}{b},n)\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^{n+1} \text{ si } \sigma > \sigma_0 \qquad \text{VII- 13}$$

Avec σ_0, ε_0 et n les coefficients de la loi d'écrouissage (VII-15)

Pour une fissure de longueur 2a dans un milieu infini a/b →0 :

- Contribution élastique : $g_1(0,1)= \pi$ et J_{el} s'écrit sous la forme :

$$J_{el} = \pi\, \mathrm{a}\frac{\sigma^2}{\mathrm{E}} \qquad \text{VII- 14}$$

- Contribution plastique : $g_1(0,n) \cong \left[3{,}85\sqrt{\mathrm{n}}\left(1-\frac{1}{n}\right)+\frac{\pi}{n}\right]$ et l'expression de J_{pl} s'écrit sous la forme :

$$J_{pl} = \pi\, \mathrm{a}\, \sigma\Delta\varepsilon_{\mathrm{p}}\left[3{,}85\sqrt{\mathrm{n}}\left(1-\frac{1}{n}\right)+\frac{\pi}{n}\right] \qquad \text{VII- 15}$$

VII.4.3 Solution énergétique dans le cas d'une fissure circulaire

Dans le cas d'une fissure circulaire « Penny-shaped crack » (Figure VII-4), He et Hutchinson (1981) ont donné les expressions de J en fonction des contraintes et déformations équivalentes suivant le sens de VON MISES.

$$J = h_1(n).\sigma_e.\varepsilon_e.a \qquad \text{VII- 16}$$

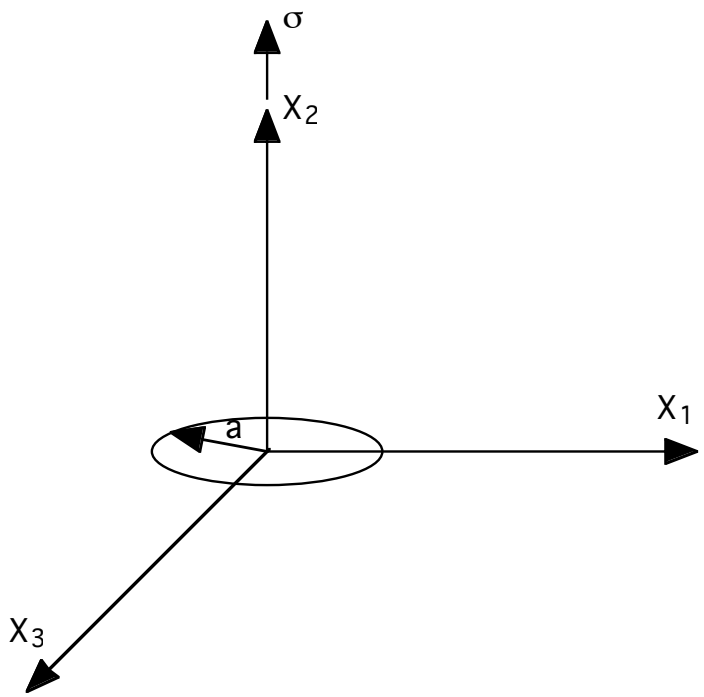


Figure VII-4 : Configuration et paramètres d'une fissure circulaire

La variation de la fonction h1 avec n est donnée par la Figure VII-5.

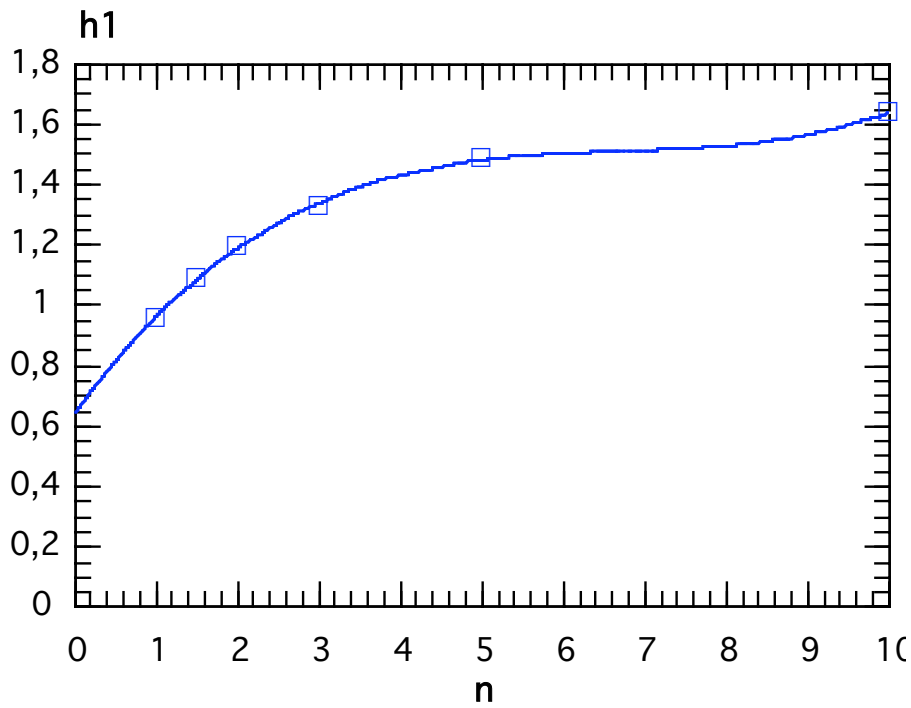


Figure VII-5 : Variation du coefficient h_1 avec le coefficient de la loi d'écrouissage (He et Hutchinson 1981)

Dans le cas des éprouvettes lisses, on a :

$$\sigma_{11} = \sigma_{33} = 0 \text{ et } \sigma_{22} = \sigma$$

$$\sigma_e = \sigma$$

En prenant l'hypothèse : $\varepsilon_{11} = \varepsilon_{33} = -\frac{1}{2}\varepsilon_{22}$ (ν=0,5 solide incompressible)

La déformation équivalente est égale à :

$$\varepsilon_e = \sqrt{\frac{3}{2}}.\varepsilon$$

L'intégrale J étant égale à la somme d'un terme élastique et un terme plastique :

$$J_{cyc} = J_{el} + J_{pl}$$

Avec

$$J_{el} = \sqrt{\frac{3}{2}}.\frac{\sigma^2}{E}.a.h_{1el}(n=1) \qquad \text{VII- 17}$$

$$J_{pl} = \frac{\alpha.\varepsilon_0}{(\sigma_0)^n}.\sqrt{\frac{3}{2}}.\sigma^{n+1}.a.h_{1pl}(n)$$

ou sous la forme :

$$J_{pl} = \sqrt{\frac{3}{2}}.\varepsilon_p.\sigma.a.h_{1pl}(n) \qquad \text{VII- 18}$$

VII.4.4 Modèle de Tomkins de propagation d'une fissure 2D en fatigue :

Le processus de propagation d'une fissure de fatigue au stade II sous sollicitations de traction - compression est dérivée par Biggs et Tomkins (1968) comme le montre la Figure VII-6. Durant la partie de traction du cycle, des bandes d'écoulement se forment dans deux directions de cisaillement à ±45° de la pointe de la fissure (Figure VII-6-b). En augmentant la déformation jusqu'au chargement maximal,

une nouvelle surface de fissure se crée par décohésion en cisaillement le long du bord le plus proche des bandes d'écoulement, où le gradient de cisaillement est maximum (Figure VII-6-c). Au déchargement et le passage à une contrainte de compression, le cisaillement est inversé (Figure VII-6-d) et la fissure se referme sans une re-cohésion significative. Le faciès habituel des fissures de fatigue est ainsi formé (Figure VII-6-e). Il est à noter qu'un tel processus est largement irréversible. La propagation de la fissure en stade I peut être considérée comme l'opération du mécanisme dans un seul des deux systèmes de glissement.

Sachant que la déformation de cisaillement est concentrée dans les bandes les plus proches, le modèle simple de Dugdale (1960) des forces plastiques cohésives peut être appliqué au problème de fatigue. La zone plastique en pointe de fissure est remplacé par une distribution de la déformation plastique de cisaillement S agissant le long des lignes à ±45° de la pointe de la fissure dans une région de longueur D. La Figure VII-7 montre les zones pour les stades I et II de propagation.

S peut être estimé dans le cas d'une analyse simple pour plusieurs matériaux par une valeur moyenne $\bar{S}$ agissant le long de la zone de dimension D (Hahn et Rosenfield 1965).

En se propageant en régime stable, la condition d'équilibre des contraintes peut être appliqué à n'importe quel moment durant la période de propagation et elle est donnée par :

$$\frac{D}{a} = \sqrt{2}\left[\frac{1}{\cos(\frac{\pi}{2\bar{S}}\frac{\sigma}{2})} - 1\right] \qquad \text{VII- 19}$$

dans le cas de deux plans à 45° (Bilby et Swiden 1965)

$$\frac{D}{a} = \frac{1}{\cos(\frac{\pi}{2}\frac{\sigma}{2\bar{S}})} - 1 \qquad \text{VII- 20}$$

dans le cas d'un seul plan à 45°

Les résultats expérimentaux d'Hahn et Rosenfield (1965) sur l'acier à 3% de silicium montrent que pour une propagation au stade II :

$$\frac{D}{a} \approx \frac{1}{\cos(\frac{\pi}{2}\frac{\sigma}{2\bar{S}})} - 1 \qquad \text{VII- 21}$$

Pour les deux stades de propagation I et II, le critère de rupture stable en pointe de fissure est donné par l'équation précédente.

Le déplacement plastique en pointe de fissure est donné par Bilby, Cottrell et Swinden (1965) (pour $\frac{\sigma}{2\overline{S}} < 0{,}6$) par :

$$v = \frac{\pi.a.\sigma^2}{8.G.\overline{S}} \qquad \text{VII- 22}$$

Avec une déformation continue à l'infini, le matériau à la pointe de la fissure atteint sa limite de rupture et la dé-cohésion commence à apparaître le long des extrémités proches des bandes de déformation.

L'augmentation de la déformation élastique peut être assimilé à une augmentation de la zone de déformation (équation VII-28). Par contre, une augmentation de la déformation plastique s'accommode par la production d'une nouvelle surface dans le plan de décohésion. L'incrément de la nouvelle propagation est donné par :

$$\delta = b.\varepsilon_p.D$$

Si la fissure ne se propage pas d'une surface libre, $b\varepsilon_p$ doit être égal à la déformation plastique de cisaillement appliquée à la bande de cisaillement c'est-à-dire b=1,5. L'effet de la surface libre est de réduire la déformation transverse en pointe de fissure pour cela b est égale à 1, d'où :

$$\delta = \varepsilon_p.D \qquad \text{VII- 23}$$

Pour un processus de propagation cyclique d'une fissure de longueur a, δ est l'avancée de la fissure par cycle ($\frac{da}{dN}$). Les équations (VII-21 et VII-23) sont combinées pour donner :

$$\frac{da}{dN} = \Delta\varepsilon_p.D = \Delta\varepsilon_p.a.\left[\frac{1}{\cos(\frac{\pi}{2}\frac{\sigma}{2\overline{S}})} - 1\right] \qquad \text{VII- 24}$$

Maintenant $2\overline{S}$ peut être remplacé par une contrainte équivalente ($\overline{T}$) et la vitesse de propagation s'écrit :

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_{Tomkins} = \Delta\varepsilon_p.a.\left[\frac{1}{\cos(\frac{\pi}{2}\frac{\Delta\sigma}{2\overline{T}})} - 1\right] \qquad \text{VII- 25}$$

$\overline{T}$: Contrainte critique que Tomkins a défini comme intermédiaire variant entre la limite élastique σ_{y0} et la limite à rupture du matériau R_m

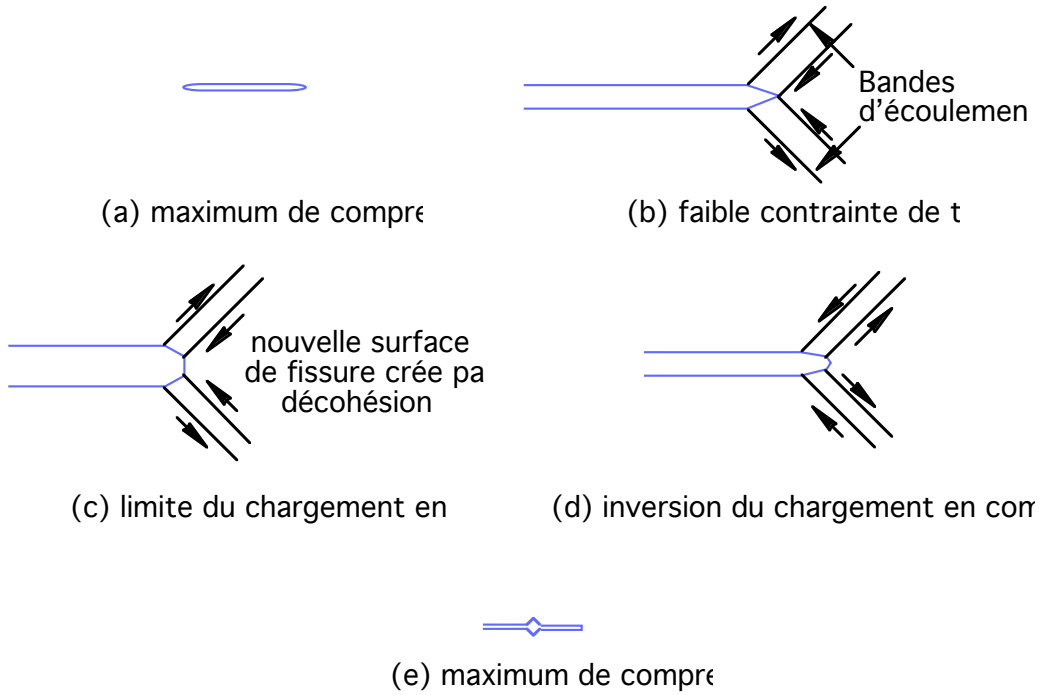


Figure VII-6 : Processus de propagation d'une fissure au stade II dans un métal (Tomkins 1974)

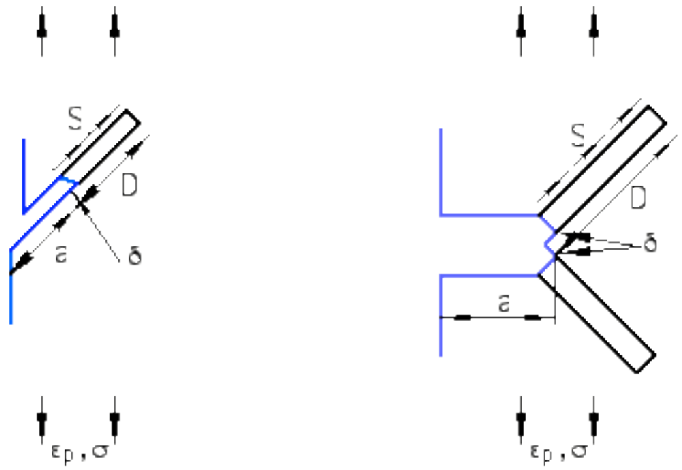


Figure VII-7 : Modèle de propagation d'une fissure au stade I et II (Tomkins 1974)

VII.5 IDENTIFICATION DE LA LOI DE COMPORTEMENT EN FATIGUE

Nous allons, dans ce qui suit, proposer une loi de comportement qui décrit correctement la réponse de l'acier inoxydable austénitique 304L en fatigue oligocyclique sur éprouvettes de type élément de volume. Une fois identifiée la loi nous permettra de déterminer, pour une amplitude de déformation mécanique donnée, le niveau de contrainte et l'amplitude de déformation plastique nécessaires pour le calcul de durée de vie des éprouvettes type élément de volume (paragraphe VII.7).

Vu le comportement cyclique de ce type de matériau (pas de stabilisation de la contrainte au cours de l'essai), deux solutions sont envisageables pour déterminer les paramètres nécessaires au modèle :

- La première solution consiste à prendre en compte l'effet de l'adoucissement dans la loi de comportement, ce qui revient à identifier une loi sur plusieurs centaines de milliers de cycles. Une telle procédure serait trop lourde à mettre en place dans le cas du matériau étudié.
- La deuxième procédure, consiste à identifier une loi sans le terme d'adoucissement, et à considérer la boucle à mi-durée de vie comme représentative de l'essai de fatigue. Cette solution paraît bien plus raisonnable en termes de temps de calcul.

VII.5.1 Loi de comportement

Nous proposons d'utiliser un modèle de viscoplasticité cyclique à écrouissage cinématique non-linéaire et écrouissage isotrope proposé par Chaboche. Ce type de loi basée sur le concept de variables thermodynamiques internes (Chaboche 1977) décrit bien le comportement plastique des chargements cycliques en petites déformations, et rend compte, de façon correcte, de l'effet Bauschinger. Comme on l'a dit ultérieurement seul le régime à mi-durée de vie sera considéré, et le durcissement ou l'adoucissement cyclique ne sera pas pris en compte.

Sous des conditions de chargement uniaxial, la loi de comportement s'écrit :

Fonction seuil :

$$f = J_2\left(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}}\right) - R \qquad \text{VII- 26}$$

Avec

$$J_2\left(\underline{\underline{\hat{\sigma}}}\right) = \sqrt{\frac{3}{2}\underline{\underline{\hat{s}}} : \underline{\underline{\hat{s}}}} \qquad \text{VII- 27}$$

et

$$\underline{\underline{\hat{\sigma}}} = \underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}} \qquad \text{VII- 28}$$

Loi d'état :

$$\underline{\underline{\varepsilon}} = \frac{1+\nu}{E(T)}\underline{\underline{\sigma}} - \frac{1}{E(T)}Tr(\underline{\underline{\sigma}})\underline{\underline{\delta}} + \alpha(T)(T-T_0)\underline{\underline{\delta}} + \underline{\underline{\varepsilon}}^{vp} \qquad \text{VII- 29}$$

$$R = R_0(T) + Q(T)\left(1 - e^{-b(T)p}\right) \qquad \text{VII- 30}$$

$$\underline{\underline{X}} = \frac{3}{2}C(T)\underline{\underline{\alpha}} \qquad \text{VII- 31}$$

Loi d'évolution :

$$\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}} = \frac{3}{2}\left\langle \frac{f}{K(T)} \right\rangle^{n(T)} \frac{\underline{\underline{s}} - \underline{\underline{X}}}{J_2(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}})} \qquad \text{VII- 32}$$

$$\dot{p} = \sqrt{\frac{3}{2}\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}} : \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}} \qquad \text{VII- 33}$$

$$\underline{\underline{\dot{X}}} = D(T)\left(\frac{2C(T))}{3D(T)}\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}} - \dot{p}\underline{\underline{X}}\right) \qquad \text{VII- 34}$$

Les paramètres de cette loi sont donc :

- E(T), le module de Young, α(T), le coefficient de dilatation, pour la thermo-élasticité
- R_0(T), la limite élastique initiale, R_0(T)+Q(T), le seuil de saturation de l'écrouissage, b(T) la vitesse de saturation de l'écrouissage, pour l'écrouissage isotrope non linéaire. Le fait d'ignorer l'adoucissement cyclique revient à considérer R(T) = R_0(T) dans l'équation VII-30 en ignorant les paramètres Q(T) et b.
- D(T), la vitesse à laquelle le seuil de l'écrouissage est atteint, C(T)/D(T), le seuil de l'écrouissage cinématique non-linéaire.

- K(T) et n(T) les coefficients de viscosité.

VII.5.2 Paramètres et validation de la loi de comportement

La loi de comportement est identifiée sur les boucles enregistrées à mi-durée de vie. À chaque température, les niveaux de déformation retenus pour l'identification correspondent aux faibles chargements ($\Delta\varepsilon_m/2 < 0,2\%$).

Les paramètres de la loi de comportement sont résumés dans le Tableau VII-2 en fonction de la température.

Tableau VII-2 : Paramètres de la loi de comportement

Température (°C)	E (GPa)	R_0 (MPa)	C	D	K	n
90	191,503	37,5	$1,18.10^5$	$1,35.10^3$	$1,1153.10^2$	11,13
165	184,114	33,35	$1,06.10^5$	$1,35.10^3$	$1,1259.10^2$	8,802

VII.5.2.1 T = 90°C

La Figure VII-8 compare les boucles contrainte-déformation mécanique à mi-durée de vie expérimentales et la boucle obtenue au troisième cycle par simulation numérique à 90°C pour trois niveaux de déformation mécanique.

La loi de comportement cyclique simule assez bien la réponse cyclique de l'acier inoxydable austénitique 304L à mi-durée de vie. Toutefois, il est important de noter que la loi choisie décrit de façon imparfaite, pour un essai en déformation imposée et un rapport de déformation $R_\varepsilon = -1$, la faible valeur de la contrainte moyenne comme c'est le cas de l'essai à ±0,2% (Figure VII-8-c).

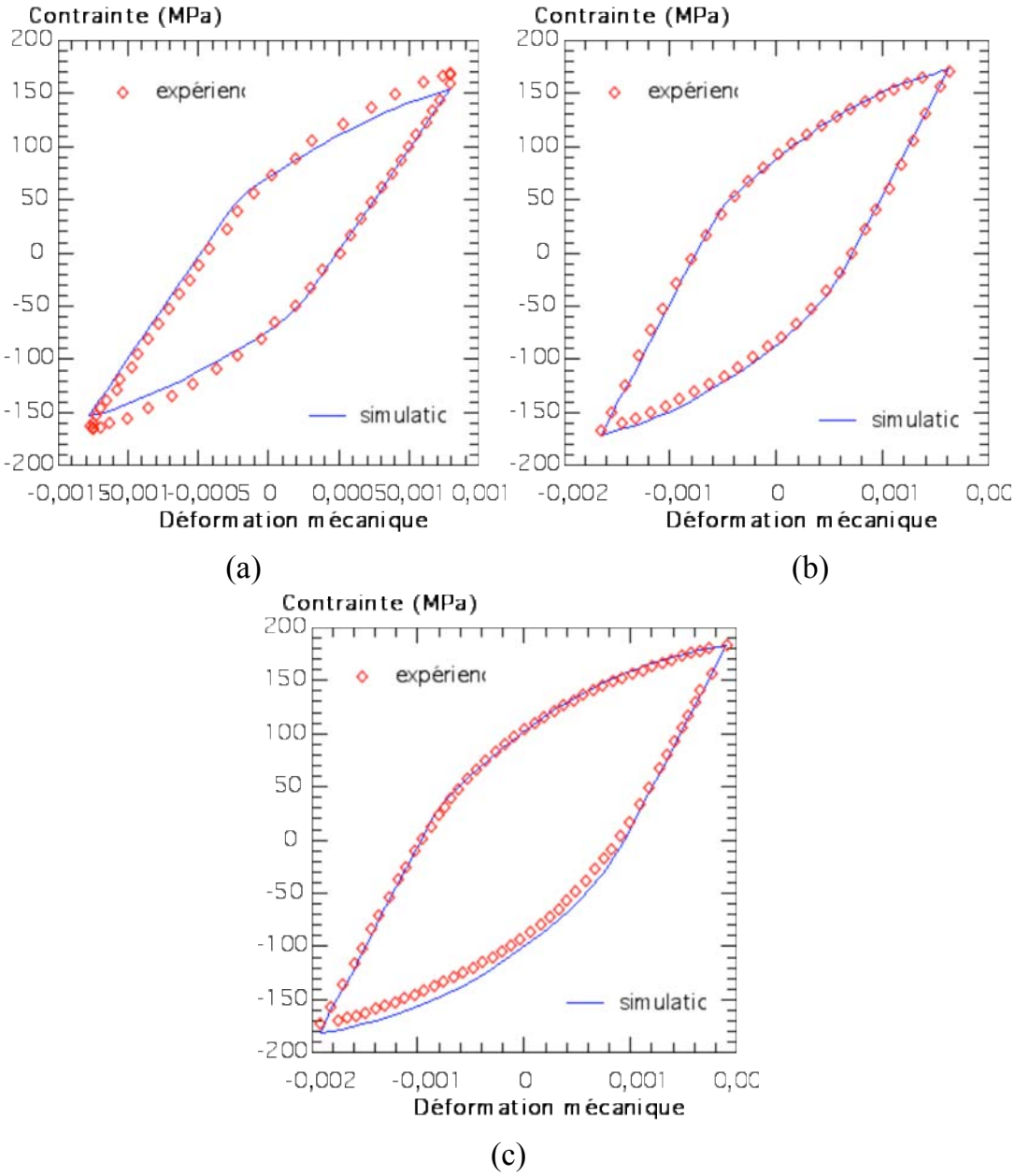


Figure VII-8 : Comparaison expérience-simulation **T = 90°C** (a) $\Delta\varepsilon_m/2 = 0{,}13\%$ (b) $\Delta\varepsilon_m/2 = 0{,}17\%$ (c) $\Delta\varepsilon_m/2 = 0{,}2\%$

VII.5.2.2 <u>T = 165°C</u>

La Figure VII-9 compare les boucles expérimentales à mi-durée de vie et numériques simulées par la loi de comportement à 165°C pour différents niveaux de déformation mécanique.

On remarque que la loi simule assez correctement le comportement cyclique du matériau à mi-durée de vie. Comme dans le cas de l'essai à 90°C et d'une façon plus claire, on remarque que cette loi ne décrit pas la faible contrainte moyenne sur certaines boucles à mi-durée de vie.

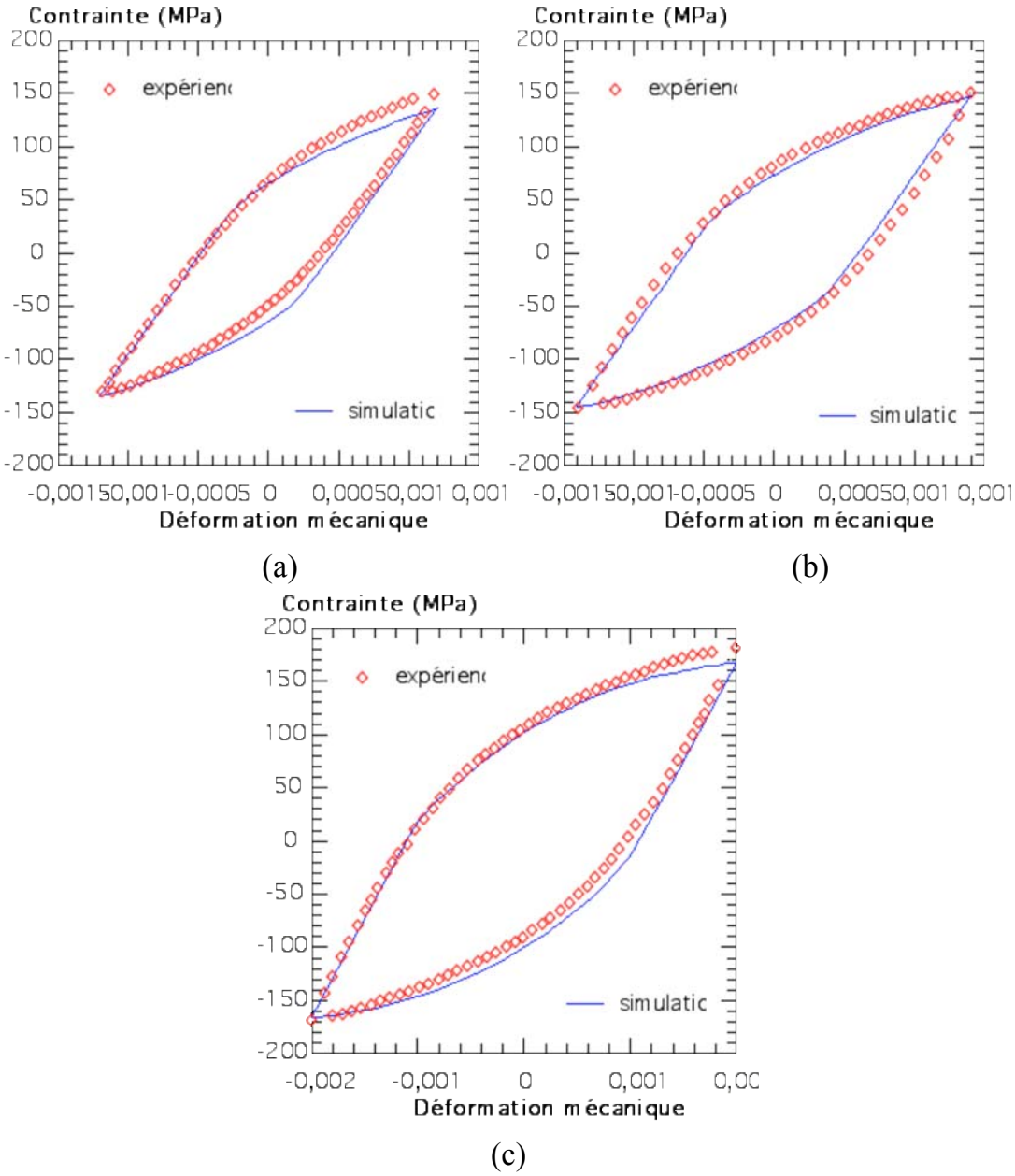


Figure VII-9 : Comparaison expérience-simulation **T = 165°C** (a) $\Delta\varepsilon_m/2 = 0{,}13\%$ (b) $\Delta\varepsilon_m/2 = 0{,}14\%$ (c) $\Delta\varepsilon_m/2 = 0{,}2\%$

VII.5.2.3 <u>Fatigue mécano-thermique hors-phase 90 - 165°C</u>

En fatigue mécano-thermique, une simulation des boucles contraintes-déformation mécanique est effectuée à mi-durée de vie. On a pris la même loi de comportement qu'en fatigue isotherme. À chaque température, les paramètres sont calculés par interpolation linéaire entre les valeurs à 90 et 165°C obtenues en fatigue isotherme. Pour trois niveaux de déformation mécanique imposée, la Figure VII-10 compare les boucles enregistrées à mi-durée de vie expérimentalement et celles qui sont simulées avec la loi de comportement.

Bien que la loi retenue arrive à simuler le comportement cyclique du matériau à mi-durée de vie en fatigue isotherme, la réponse mécano-thermique expérimentale du

304L est assez mal prédite par le modèle utilisé. En effet, pour les trois niveaux représentés, le niveau de contrainte simulé est toujours en-dessous des contraintes mesurées expérimentalement. On remarque aussi que le modèle utilisé a tendance à surestimer la déformation inélastique du matériau sous conditions anisothermes alors que ce même modèle donne des résultats assez proches de la réalité en fatigue isotherme.

Pour un niveau de déformation mécanique assez important (Figure VII-10-c), le modèle simule bien la déformation plastique résultante alors que le niveau de contraintes expérimental reste toujours supérieur au niveau prévu par la loi de comportement anisotherme. On est bien conscient dans ce cas que la loi a été identifiée en conditions isothermes sur des niveaux de chargements inférieurs à 0,2% ce qui pourrait expliquer la différence dans ce cas.

Un tel résultat laisse penser que le comportement sous sollicitations mécano-thermiques n'est pas si évident à analyser. La réponse cyclique du matériau diffère de celle simulée avec une simple interpolation des coefficients en température.

Il est possible aussi que la loi utilisée dans notre cas (un seul écrouissage cinématique) soit trop simple pour pouvoir simuler correctement le comportement mécano-thermique du matériau dans ces conditions.

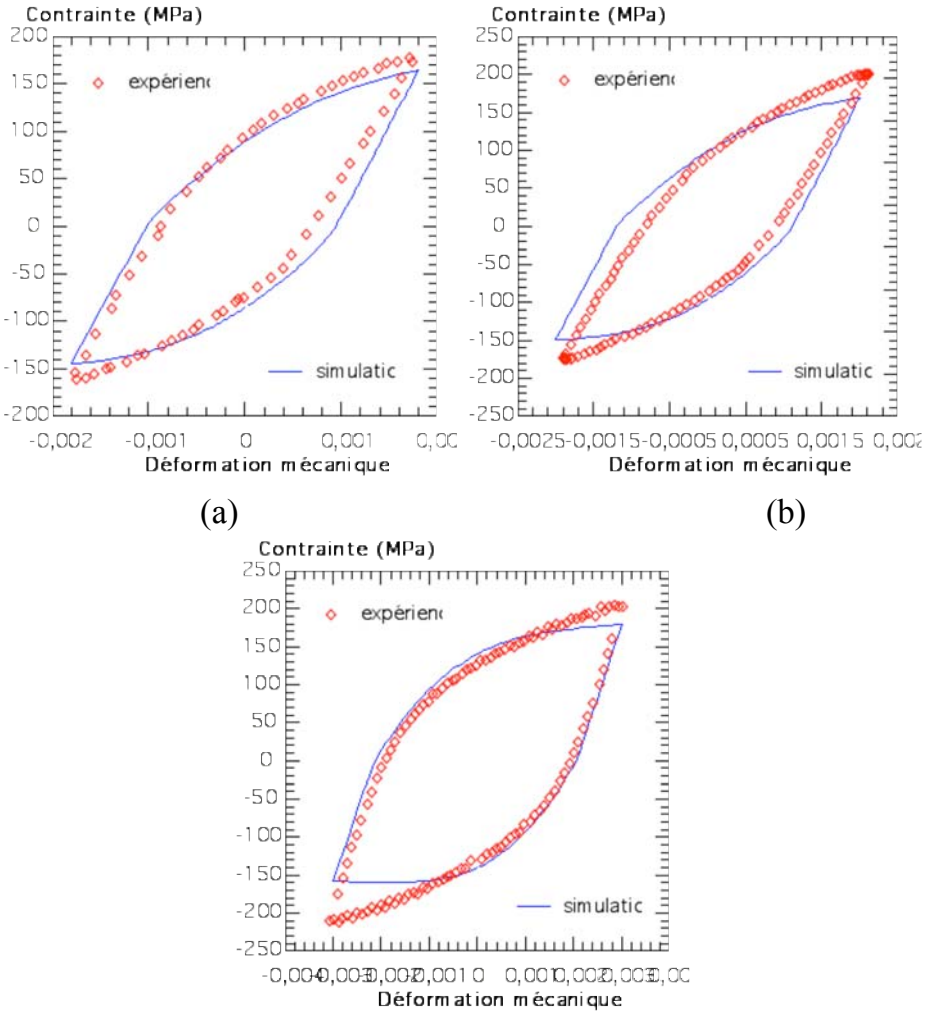


Figure VII-10 : Comparaison expérience-simulation an isotherme 90 – 165°C
(a) $\Delta\varepsilon_m/2 = 0{,}18\%$ (b) $\Delta\varepsilon_m/2 = 0{,}2\%$ (c) $\Delta\varepsilon_m/2 = 0{,}3\%$

VII.6 ANALYSE DES COURBES DE FISSURATION da/dN - $J_{CYCLIQUE}$

Dans l'expression de l'intégrale J dans le cas d'un essai de fatigue, plusieurs philosophies existent en termes de propagation de la fissure en plasticité généralisée. En effet, plusieurs considérations peuvent êtres adoptés de la valeur de σ dans l'expression de $J_{cyclique}$.

- Certains auteurs considèrent en fatigue que toute l'énergie est récupérable (en tension, comme en compression) et admettent implicitement que les fissures s'ouvrent dès qu'on recharge. Dans ce cas il faut substituer $\sigma \rightarrow \Delta\sigma$ et $\varepsilon_p \rightarrow \Delta\varepsilon_p$ dans l'expression de $J_{cyclique}$.
- D'autres utilisent seulement la partie positive du chargement ($\sigma > 0$) et considèrent que les fissures sont fermées en compression et ne s'ouvrent que pour une contrainte positive.

Dans ce qui suit nous présenterons les résultats suivant les deux analyses et nous les comparerons avec une troisième représentation qui tient compte d'un critère de fermeture lié au début de plasticité au chargement (paragraphe VII.6.1.1).

VII.6.1 Essais de propagation à 165°C

La Figure VII-11 trace l'évolution de la vitesse de propagation da/dN en fonction du paramètre énergétique $J_{cyclique}$ calculé selon les équations VII-9 et VII-11 en remplaçant σ par $\Delta\sigma$ et ε_p par $\Delta\varepsilon_p$ (fissure toujours ouverte) dans le cas d'une fissure 2D en déformations planes.

Comme dans le cas des essais de propagation en plasticité confinée, les points du graphique s'alignent suivant une loi puissance type :

$$\frac{da}{dN} = C_f.(J_{cyc})^{m_f} \qquad \text{VII- 35}$$

Les coefficients C_f et m_f dépendent du matériau et de la température d'essai. Le Tableau VII-3 résume l'ensemble des paramètres pour différents cas de calcul de $J_{cyclique}$.

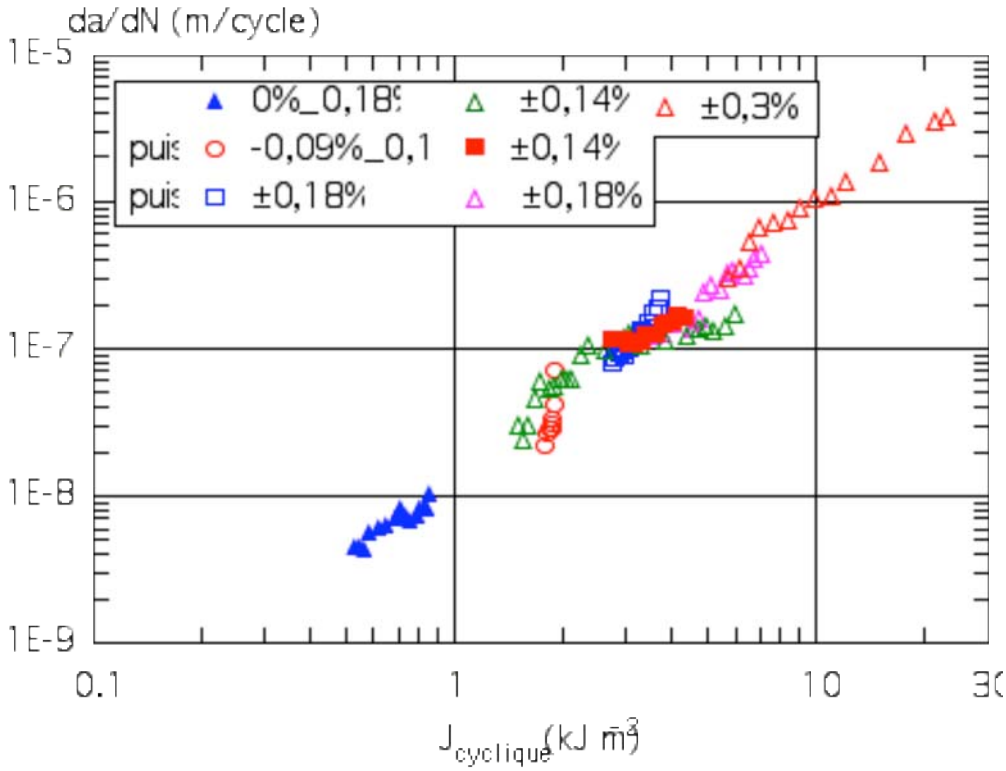


Figure VII-11 : Vitesse de fissuration da/dN en fonction de $J_{cyclique}(\Delta\sigma)$: essais de propagation à 165°C

La Figure VII-12 trace la vitesse de fissuration da/dN en fonction de $J_{cyclique}$ calculé en remplaçant σ par σ_{max} et ε_p par $\Delta\varepsilon_p$) dans les expressions VII-9 et VII-11. Bien que les points s'alignent sur le même type de loi, on remarque que pour les essais réalisés à un rapport de déformation $R_\varepsilon = -1$, un changement de pente est observé entre les essais à fort niveau d'énergie (forte amplitude de déformation, longue taille de fissure) et les essais à faible niveau d'énérgie.

VII.6.1.1 Définition d'un critère d'ouverture en plasticité généralisée

En absence de mesures de fermeture sur les essais de fissuration en plasticité généralisée, nous proposons le critère d'ouverture suivant. En plasticité généralisée, nous considérons que la fissure s'ouvre dès que la déformation devient irréversible (Figure VII-13). Nous définissons ainsi une contrainte d'ouverture correspondant à une déformation plastique de 10^{-5}. La variation de contrainte effective serait donc :

$$\Delta\sigma_{\text{eff}} = \sigma_{\max} - \sigma_{ouv} \qquad \text{VII- 36}$$

La Figure VII-14 trace l'évolution de la vitesse de fissuration da/dN en fonction de $J_{cyclique}$ ($\Delta\sigma_{eff}$) ($\sigma = \Delta\sigma_{eff}$ et $\varepsilon_p = \Delta\varepsilon_p$). Comme dans le cas $J_{cyclique}$ (σ_{max}), il existe un changement de pente entre les forts et les faibles niveaux d'énergies. On remarque aussi que l'essai à ±0,3% est un peu décalé par rapport au reste des points, ce qui peut suggérer que la fissure s'émousse en compression et que la contrainte d'ouverture dans ce cas correspondrait à la contrainte minimale, ou être lier à des problèmes de dispersion expérimentale.

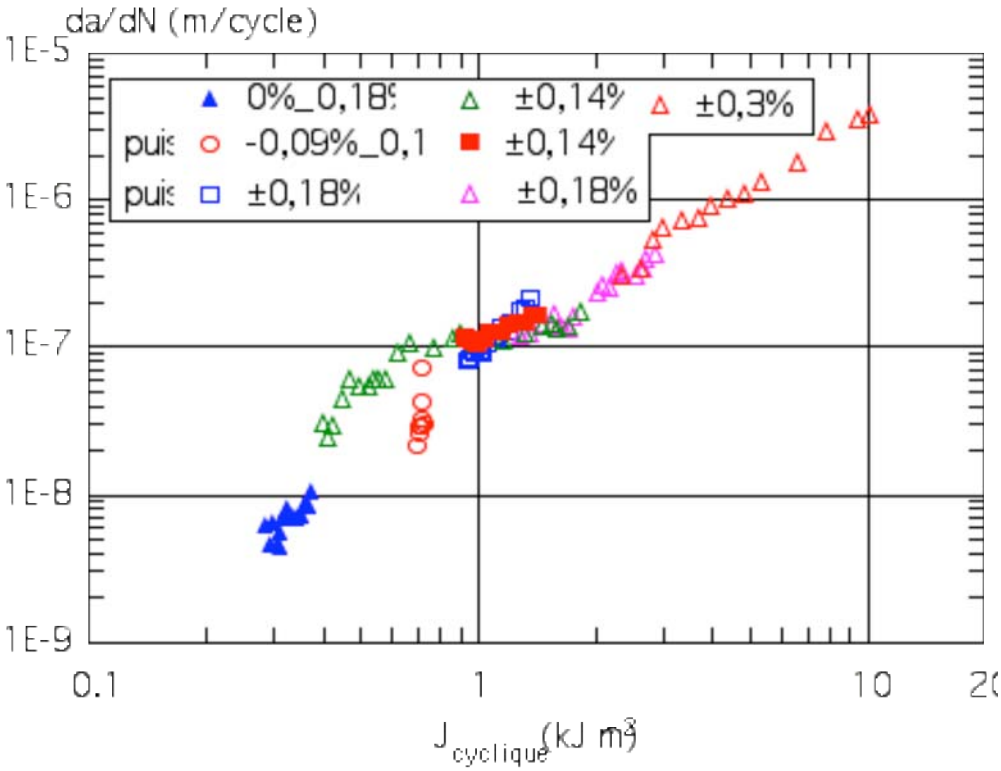


Figure VII-12 : Vitesse de fissuration da/dN en fonction de $J_{cyclique}(\sigma_{max})$: essais de propagation à 165°C

Pour les trois expressions de $J_{cyclique}$, le Tableau VII-3, donne les coefficients de l'équation de fissuration (VII-35).

Tableau VII-3 : Coefficients de la loi de fissuration sur éprouvettes entaillées à 165°C

	m_f	C_f
$\Delta\sigma$	1,7151	$1,84.10^{-8}$
σ_{max}	1,753	$8,077.10^{-8}$
$\Delta\sigma_{eff}$	1,471	$4,894.10^{-8}$

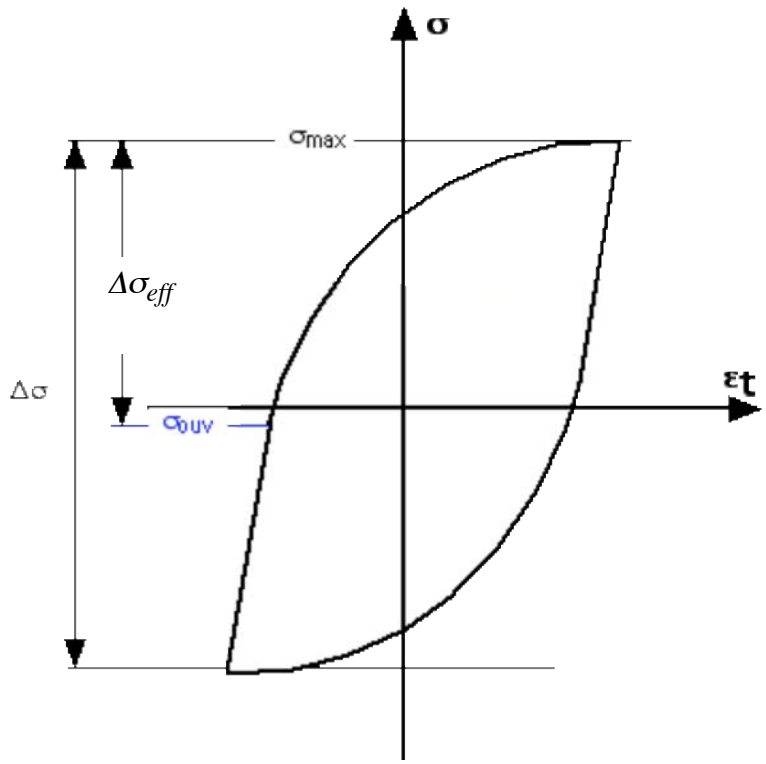


Figure VII-13 : Définition de la contrainte d'ouverture sur un essai de propagation en plasticité généralisée

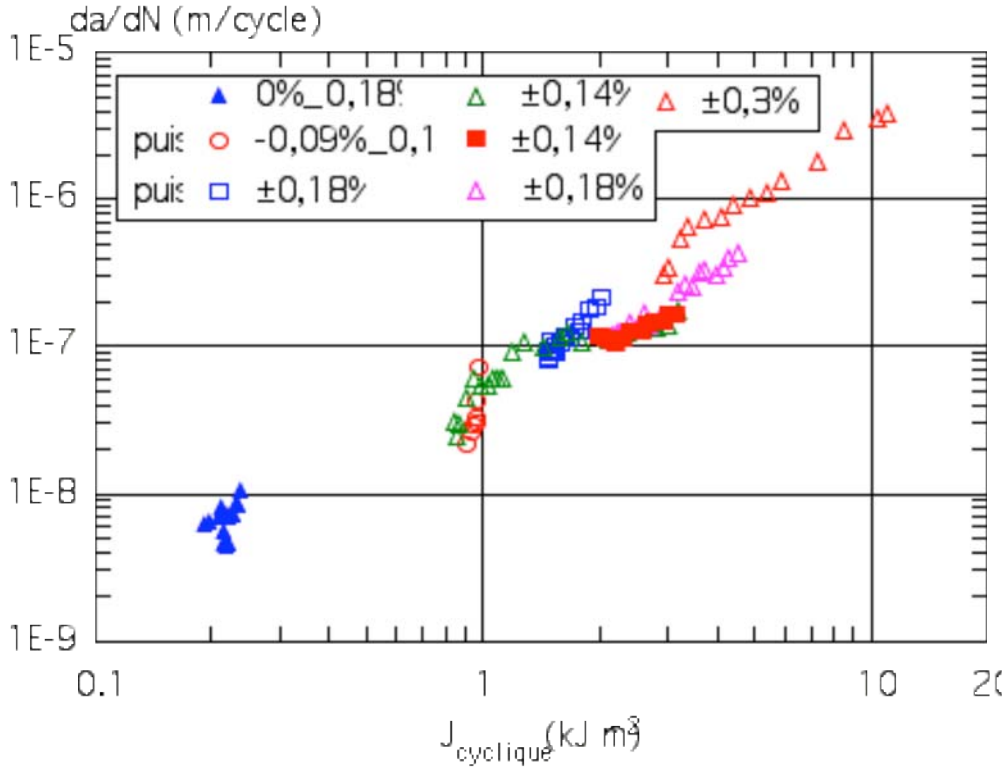


Figure VII-14 : Vitesse de fissuration da/dN en fonction de $J_{cyclique}(\Delta\sigma_{eff})$: essais de propagation à 165°C

VII.6.2 Essais de propagation à 90°C

La Figure VII-15 trace l'évolution de la vitesse de fissuration en fonction du critère énergétique $J_{cyclique}(\Delta\sigma)$.

En ajustant les données avec l'équation VII-35, on obtient les coefficients du Tableau VII-4. Comparée aux coefficients à 165°C, on remarque qu'à 90°C la vitesse de propagation évolue en fonction de $J_{cyclique}$ avec un coefficient (m_f) plus faible. Une plus grande dispersion est observée avec une gamme d'essais peu étendue.

La présentation des résultats avec un critère $J_{cyclique}(\sigma_{max})$ donne le graphe de la Figure VII-16. Bien que le niveau d'énergie soit inférieur au cas précédent, la dispersion est toujours présente sur l'ensemble des essais.

Suivant un critère de fermeture (paragraphe VII.6.1.1) la présentation des résultats donne un meilleur alignement des points avec des coefficients C_f et m_f résumés dans le Tableau VII-4.

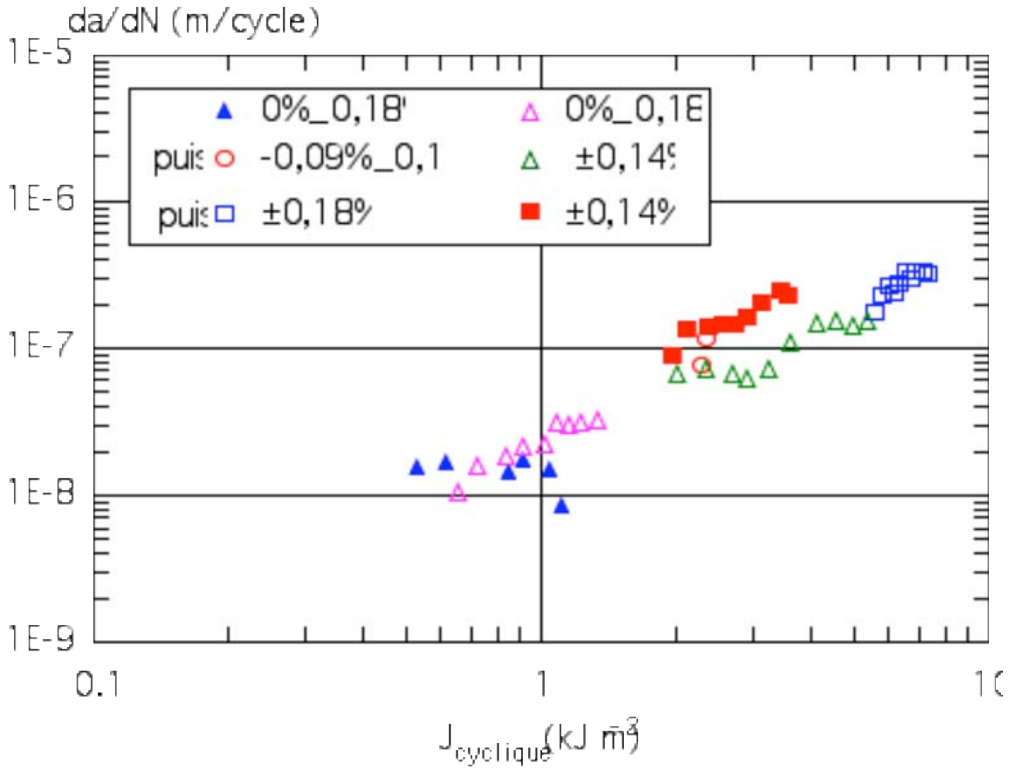


Figure VII-15 : Vitesse de fissuration da/dN en fonction de $J_{cyclique}(\Delta\sigma)$: essais de propagation à 90°C

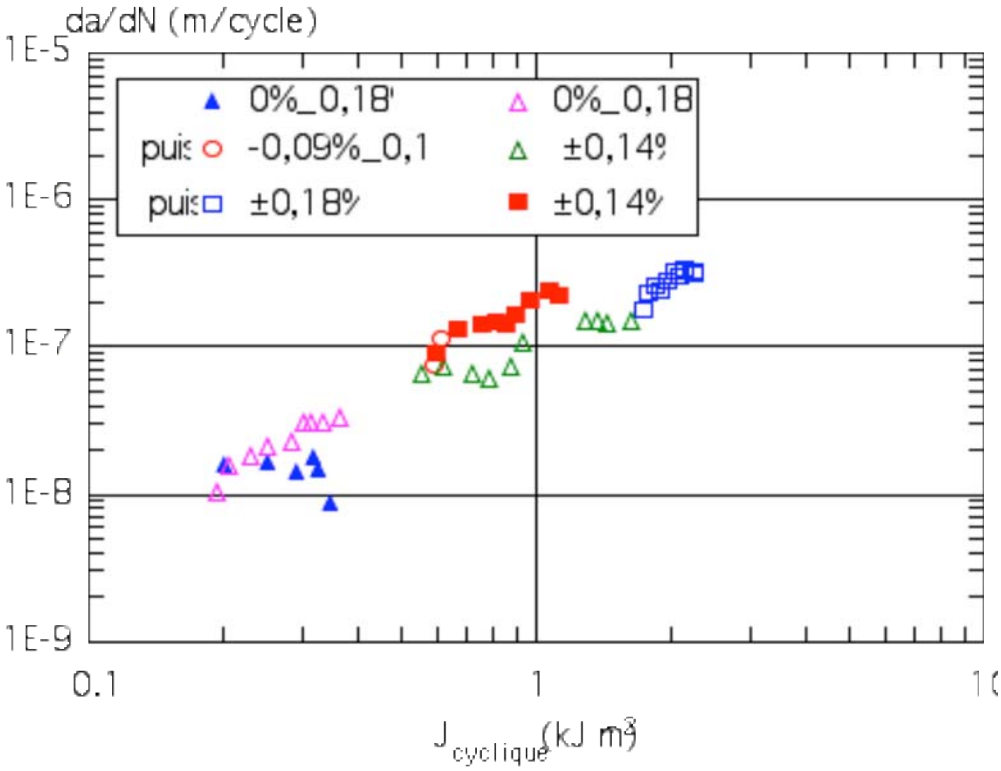


Figure VII-16 : Vitesse de fissuration da/dN en fonction de $J_{cyclique}(\sigma_{max})$: essais de propagation à 90°C

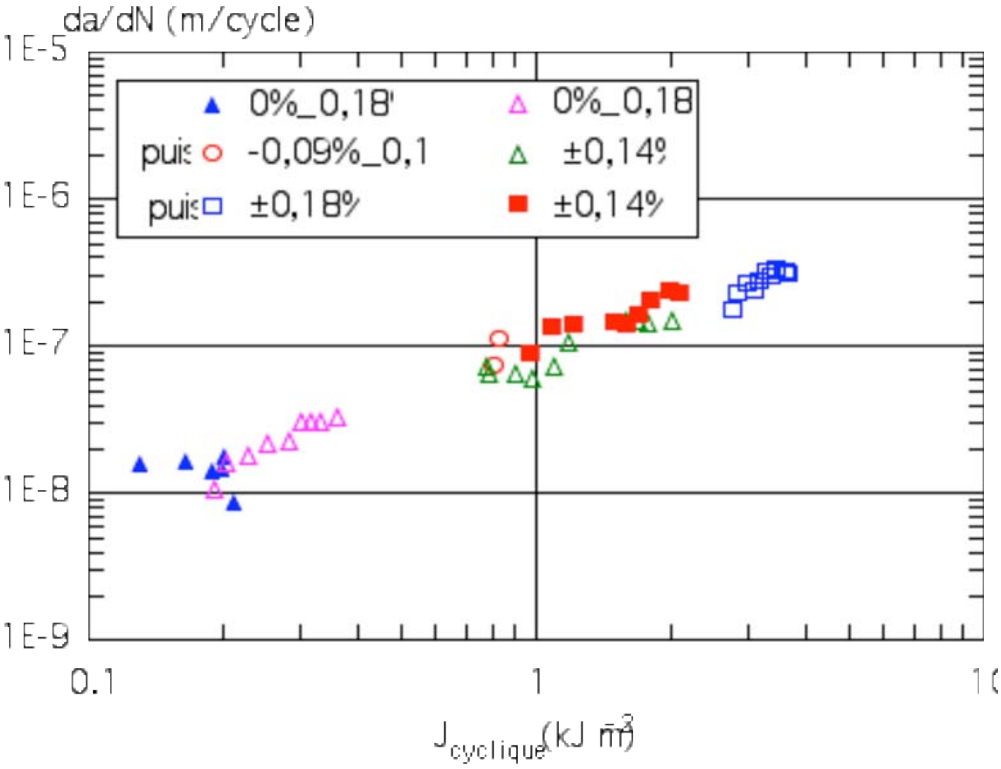


Figure VII-17 : Vitesse de fissuration da/dN en fonction de $J_{cyclique}(\Delta\sigma_{eff})$: essais de propagation à 90°C

Tableau VII-4 : Coefficients de la loi de fissuration sur éprouvettes entaillées à 90°C

	m_f	C_f
$\Delta\sigma$	1,304	$2,484.10^{-8}$
σ_{max}	1,314	$12,037.10^{-8}$
$\Delta\sigma_{eff}$	1,013	$8,595.10^{-8}$

VII.7 APPLICATION AU CALCUL DE DUREE DE VIE

Les essais de fissuration ont pour but principal de pouvoir prédire les durées de vie des éprouvettes type élément de volume en fatigue mécano-thermique pour des faibles amplitudes de déformations mécaniques. Afin de valider un modèle de calcul, nous présentons dans ce qui suit les résultats obtenus suivant deux méthodes de calcul ainsi que la comparaison avec les durées de vie obtenues expérimentalement.

- La première approche est basée sur une intégration de la loi $da/dN = f(J_{cyclique})$ entre une taille de fissure initiale a_0 et une taille finale a_f. La durée de vie correspond ainsi au nombre de cycles nécessaires à la propagation d'une fissure à partir d'une taille initiale de l'ordre de la taille d'un grain.
- La deuxième approche est basée sur le même principe sauf que la loi de fissuration prend en compte deux stades de propagation : le premier stade correspond à la propagation des petites fissures et le deuxième stade celui des grandes fissures.

HYPOTHESE DE CALCUL :

Dans le calcul qui suit, nous prenons comme hypothèse que la majeure partie de la durée de vie d'une éprouvette est passée dans la phase de propagation d'une fissure ayant une taille initiale de l'ordre d'un grain ($a_0 = 100$ µm). Par la suite la durée de vie est assimilée à la période de propagation de cette micro-fissure jusqu'à la taille finale d'une fissure macroscopique de longueur $a_f = 3$ mm.

Démarche de calcul

La démarche suivie pour le calcul des durées de vie est la suivante (Figure VII-18) :

- à partir des essais de fissuration sur éprouvettes tubulaires entaillées on identifie un modèle de croissance de fissures en plasticité généralisée
- les paramètres mécaniques sur éprouvettes élément de volume et l'exposant n de la loi d'écrouissage (VII-37) sont calculés à partir de la loi de comportement identifiée paragraphe VII.5.

$$\frac{\varepsilon_p}{\varepsilon_0} = \alpha.\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^n \qquad \text{VII- 37}$$

Les valeurs de ε_0, σ_0, α et n sont résumées dans le Tableau VII-5 pour les deux températures 90 et 165°C. En fatigue mécano-thermique, les coefficients de la loi correspondent au lissage des points expérimentaux à mi-durée de vie.

Tableau VII-5 : Paramètres de la loi d'écrouissage sur élément de volume T=90°C et T=165°C (résultats de simulation) FMT hors-phase (résultats des essais à mi-durée de vie)

	ε_0	σ_0	α	n	$\mathbf{h_1(n)}$
T = 90°C	$1{,}158.10^{-4}$	214,1	0,235	5,759	1,499
T = 165°C	$9{,}377.10^{-4}$	158,3	1,903	3,324	1,375
FMT hors-phase 90 - 165°C	$0{,}946.10^{-4}$	344,758	0,192	3,733	1,412

VII.7.1 Calcul à partir de la loi de fissuration da/dN - $J_{cyclique}$

L'intégration de l'équation da/dN = f($J_{cyclique}$) dans le cas d'une fissure circulaire entre une taille initiale de fissure a_0 et une taille finale a_f donne l'expression VII-38 :

$$N_f = \left(\Delta\tilde{W}_f\right)^{-m_f} . D_f \qquad \text{VII- 38}$$

Avec :

$$\Delta\tilde{W}_f = \left[\frac{\sigma^2}{E}\sqrt{\frac{3}{2}}.h_1(n=1) + \sqrt{\frac{3}{2}}.\sigma.\varepsilon_p.h_1(n)\right]$$

$$D_f = \frac{(a_0)^{1-m_f} - (a_f)^{1-m_f}}{C_f.(m_f - 1)}$$

a_0 : taille initiale de la fissure

a_f : taille finale de la fissure

$h_1(n)$: est une fonction qui dépend de l'exposant de la loi d'écrouissage. La valeur de h_1 est donné dans le Tableau VII-5 pour les trois conditions.

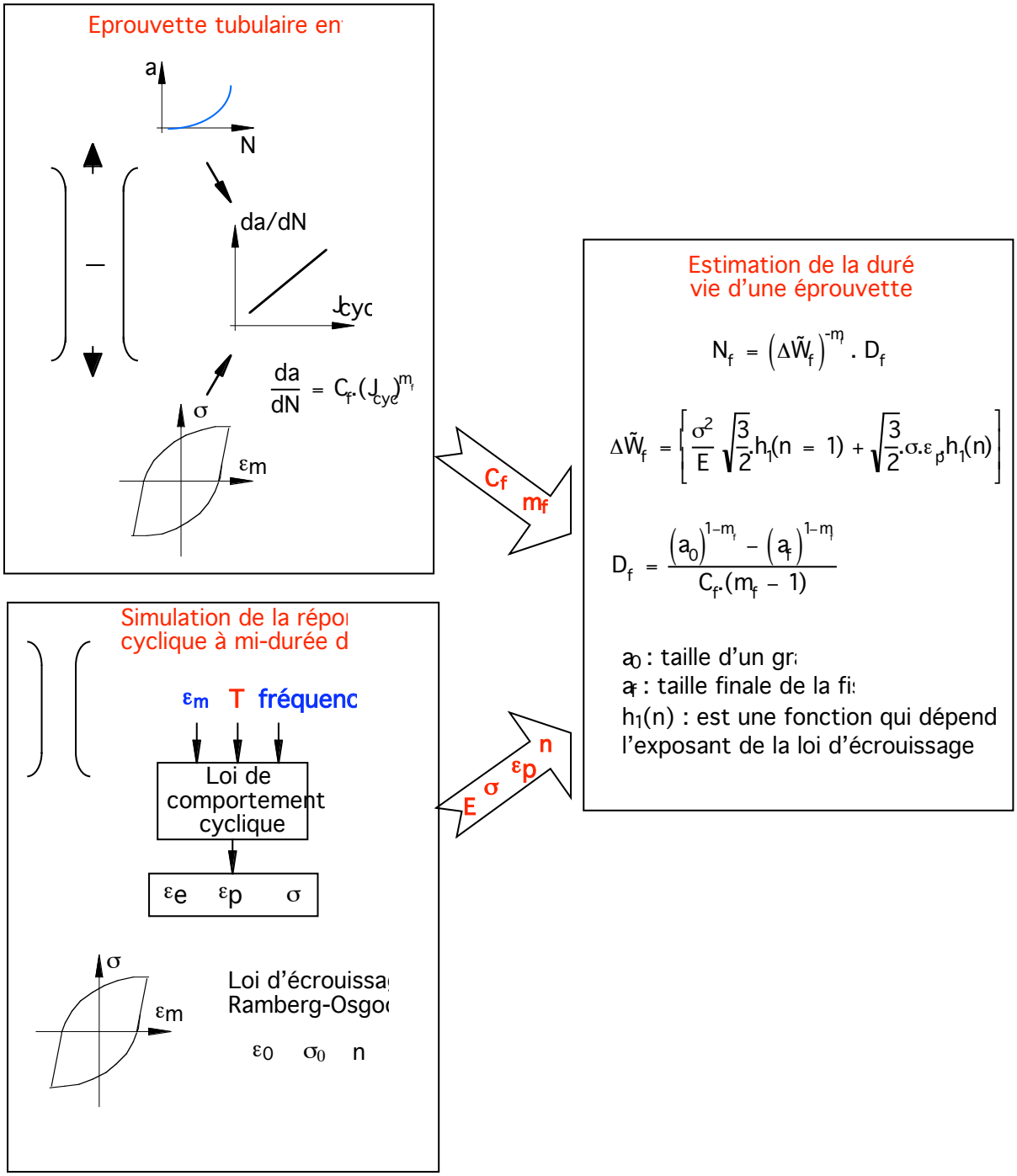


Figure VII-18 : Démarche du modèle de durée de vie en fatigue

VII.7.1.1 Calcul de la durée de vie en fatigue isotherme à 165°C

Nous présentons dans ce qui suit les résultats de calcul des durées de vie suivant trois critères :

Critère $J_{cyclique}$ (σ_{max})

Dans le premier critère, on considère que seule la partie positive de la contrainte contribue à l'avancée de la fissure. Dans ce cas de figure, $\varepsilon_p \rightarrow \Delta\varepsilon_p$ et $\sigma \rightarrow \sigma_{max}$.

La Figure VII-19 compare les durées de vie calculées suivant le critère $J_{cyclique}(\sigma_{max})$ et les durées de vie obtenues expérimentalement sur élément de volume à 165°C.

Le modèle prédit d'une façon satisfaisante la durée de vie du matériau pour les faibles chargements ($\varepsilon < 0{,}2\%$). Pour les courtes durées de vie $N_f < 10^5$ cycles, le calcul surestime de 2 à 3 fois la durée de vie expérimentale.

Critère $J_{cyclique}$ ($\Delta\sigma$)

La deuxième approche considère que la fissure reste ouverte même en compression. Dans ce cas $\varepsilon_p \rightarrow \Delta\varepsilon_p$ et $\sigma \rightarrow \Delta\sigma$.

La Figure VII-20 compare les durées de vie calculées avec ce critère et les durées de vie expérimentales. La figure montre qu'une telle approche ne donne pas de résultats satisfaisants. Bien que le modèle prédise correctement les durées de vie de l'ordre de 10^5 cycles, on remarque qu'il surestime les courtes durées de vie et sous estime les durées de vie supérieures à 10^6 cycles.

Critère $J_{cyclique}$ ($\Delta\sigma_{eff}$)

La troisième approche tient compte de la fermeture de la fissure ($\varepsilon_p \rightarrow \Delta\varepsilon_p$ et $\sigma \rightarrow \Delta\sigma_{eff} = \sigma_{max} - \sigma_{ouv}$). Le même critère d'ouverture que pour les essais de fissuration est appliquée dans ce cas. En effet, on considère que l'ouverture se produit au début de l'irréversibilité de la déformation mécanique (début de plasticité VII.6.1.1). La Figure VII-21 donne l'évolution de la contrainte d'ouverture (σ_{ouv}) en fonction de l'amplitude de la déformation plastique ($\Delta\varepsilon_p$) calculés sur les boucles simulées aux deux températures 90 et 165°C. Le niveau d'ouverture diminue avec la déformation plastique. En effet, la déformation irréversible se développe avant le changement de signe de la contrainte pour les forts niveaux de chargement. Alors que pour les faibles chargements mécaniques, la contrainte d'ouverture est plutôt supérieure à zéro.

La Figure VII-22 compare les résultats calculés par le modèle et les durées de vie expérimentales à 165°C. Le calcul de durée de vie suivant cette approche tend à uniformiser les résultats pour tous les essais, bien que le modèle sur-estime la durée de vie expérimentale d'un facteur 2 dans la plupart des cas.

EN CONCLUSION :

À 165°C, l'approche simplifiée de calcul présente des points de faiblesse, et n'arrive pas à prédire les durées de vie de façon tout à fait satisfaisante, selon l'un des trois critères adoptés. Une prise en compte de l'effet de fermeture, suivant le modèle adopté, permet néanmoins d'avoir un écart entre prévision et expérience uniforme sur toute la gamme de durée de vie explorée.

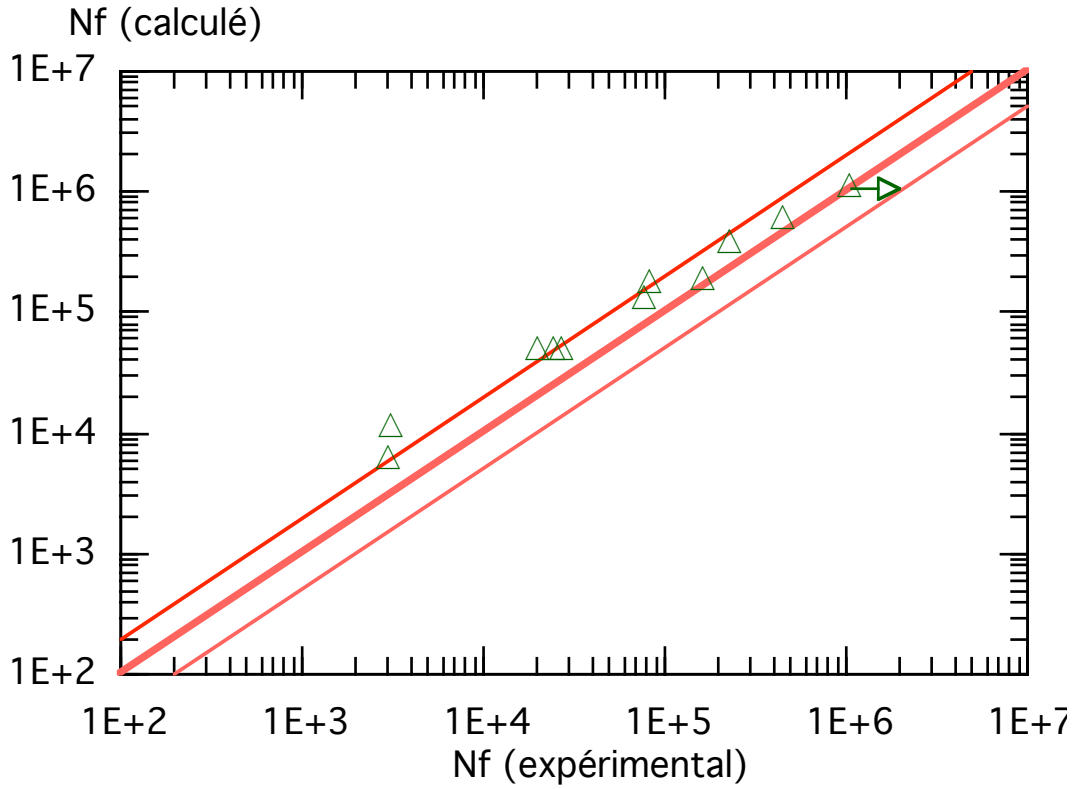


Figure VII-19 : Comparaison durée de vie expérimentale – calculée suivant le modèle $J_{cyclique}$ (σ_{max}) T = 165°C

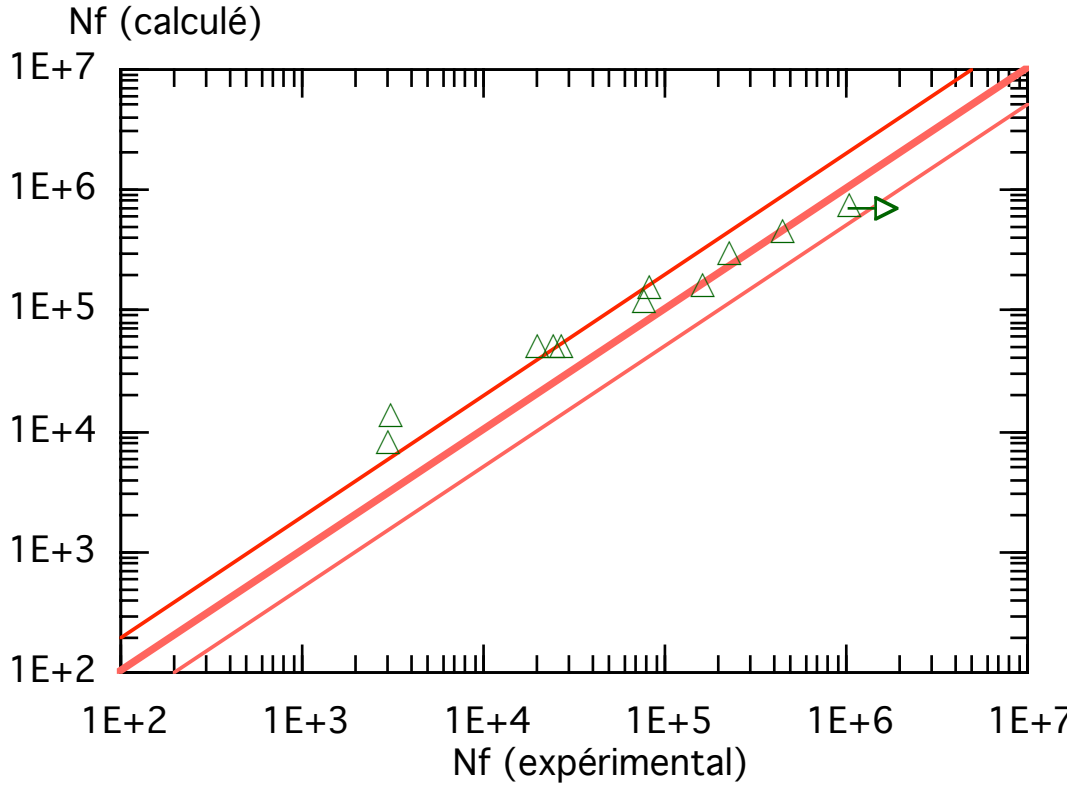


Figure VII-20: Comparaison durée de vie expérimentale – calculée suivant le modèle $J_{cyclique}$ ($\Delta\sigma$) T = 165°C

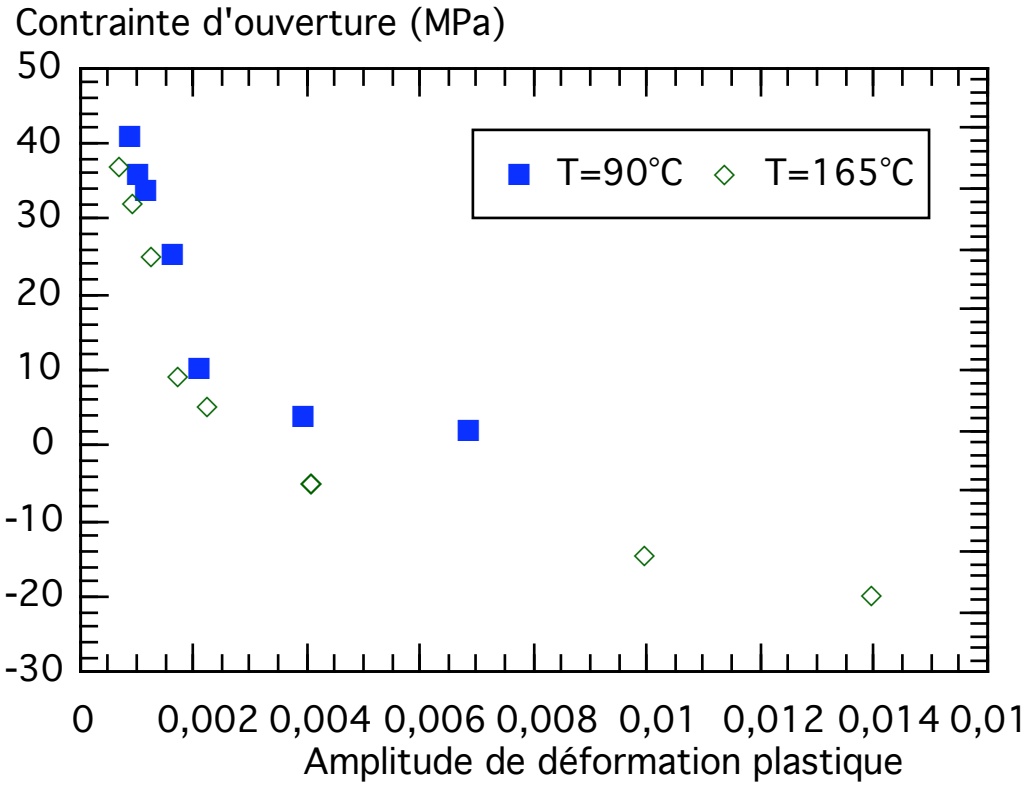


Figure VII-21: Variation de la contrainte d'ouverture σ_{ouv} en fonction de l'amplitude de déformation plastique à 90 et 165°C

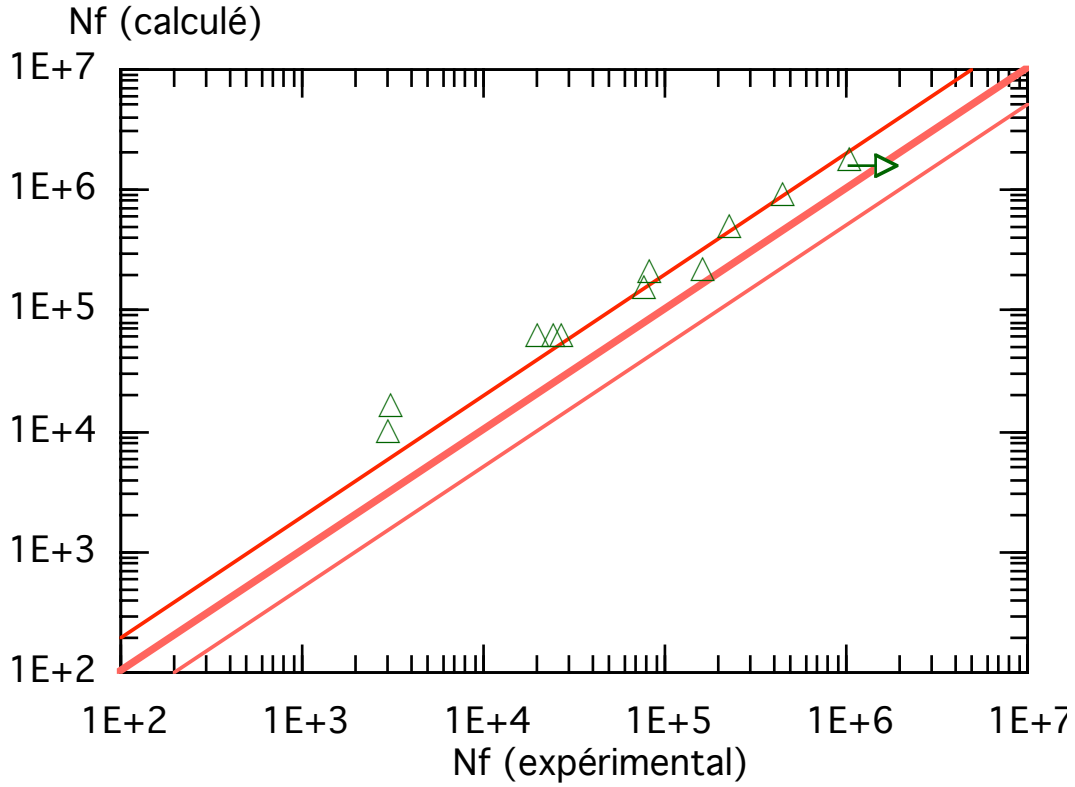


Figure VII-22 : Comparaison durée de vie expérimentale – calculée suivant le modèle $J_{cyclique}$ ($\Delta\sigma_{eff}$) T = 165°C

VII.7.1.2 Calcul de la durée de vie en fatigue isotherme à 90°C

Les essais de fissuration à 90°C n'étant pas assez reproductibles, l'analyse des résultats conduit à des coefficients m_f et C_f de la loi VII-35 très faibles mais avec un niveau de confiance bien inférieur à celui de 165°C.

Le calcul des durées de vie qui suit utilise plutôt les coefficients calculés à 165°C suivant les trois critères. Les contraintes, déformations plastiques et élastiques et coefficients d'écrouissage sont calculés à partir du modèle de comportement identifié à 90°C.

Critère $J_{cyclique}$ (σ_{max})

La Figure VII-23 compare les résultats expérimentaux aux durées de vie calculées suivant une approche de type $J_{cyclique}$ (σ_{max}). Le modèle donne des résultats satisfaisants sur l'ensemble des essais. Les durées de vie des deux essais correspondant aux faibles chargements mécaniques ($\varepsilon = \pm 0{,}12\%$ et $\varepsilon = \pm 0{,}13\%$) sont 4 à 5 fois supérieures aux durées de vie calculées par le modèle. Pour des amplitudes de déformation mécanique comprises entres 0,14% et 0,45% on arrive à prédire avec un facteur 2 d'erreur les résultats expérimentaux.

Critère $J_{cyclique}$ ($\Delta\sigma$)

Le deuxième critère suppose une contribution de l'ensemble de la variation de la contrainte à l'avancée de la fissure ($\varepsilon_p \rightarrow \Delta\varepsilon_p$ et $\sigma \rightarrow \Delta\sigma$).

La même remarque est à signaler que pour le premier critère Figure VII-24. En effet, le modèle sous-estime les grandes durées de vie ($N_f > 10^6$ cycles) ; pour des amplitudes de déformation mécanique supérieures à 0,14%, le modèle donne des résultats satisfaisants suivant les hypothèses de calcul.

Critère $J_{cyclique}$ ($\Delta\sigma_{eff}$)

La contrainte d'ouverture, calculée suivant le critère du paragraphe VII.6.1.1, est représentée en fonction de la déformation plastique à 90°C (Figure VII-21). La comparaison avec les valeurs calculées à 165°C montre que, pour la même déformation plastique, la contrainte d'ouverture augmente quand la température passe de 165 à 90°C.

La Figure VII-25 montre que le modèle en $\Delta\sigma_{eff}$ tend à surestimer les durées de vie pour des amplitudes de déformation mécanique supérieures à 0,14%. Pour des durées d'essais supérieures à 10^6 cycles, cette approche sous-estime la durée de vie du matériau.

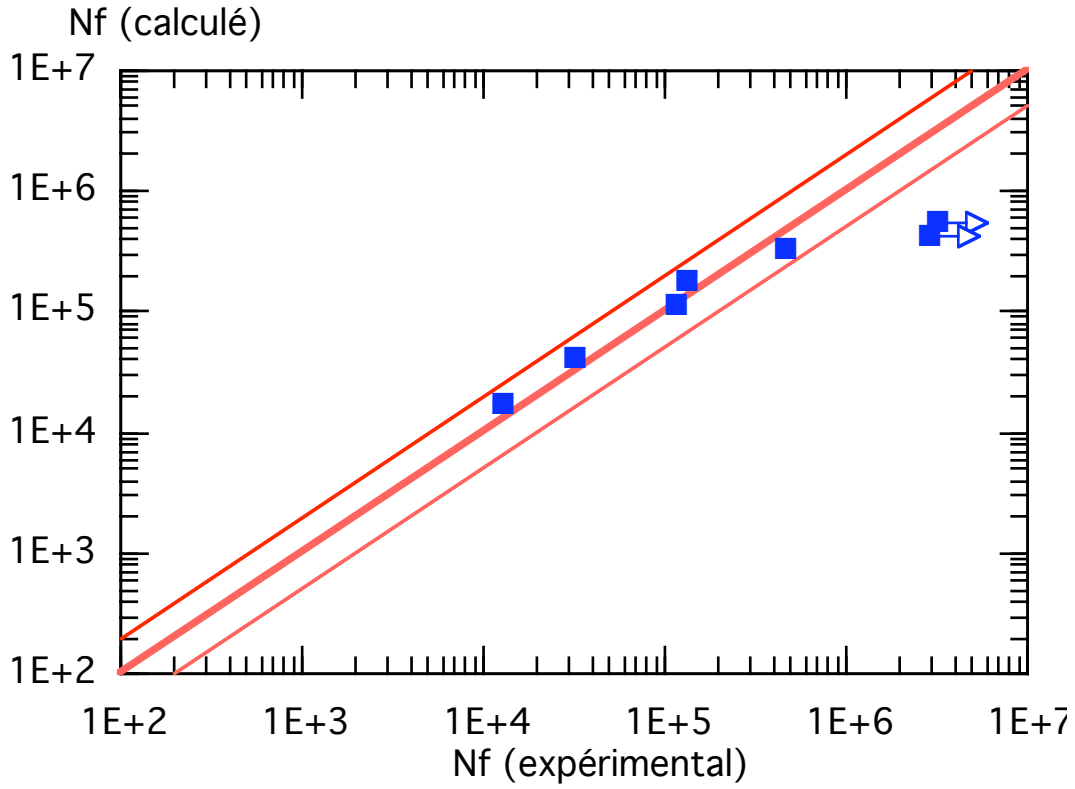


Figure VII-23 : Comparaison durée de vie expérimentale – calculée suivant le modèle $J_{cyclique}$ (σ_{max}) T = 90°C

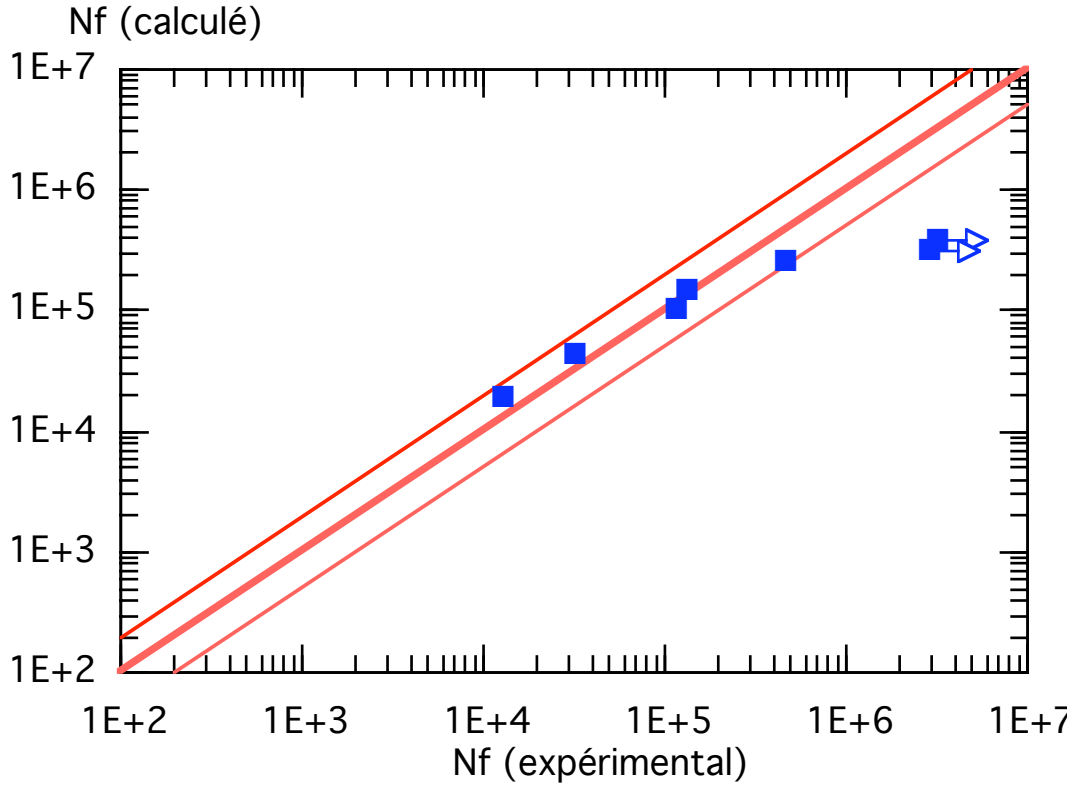


Figure VII-24 : Comparaison durée de vie expérimentale – calculée suivant le modèle $J_{cyclique}$ ($\Delta\sigma$) T = 90°C

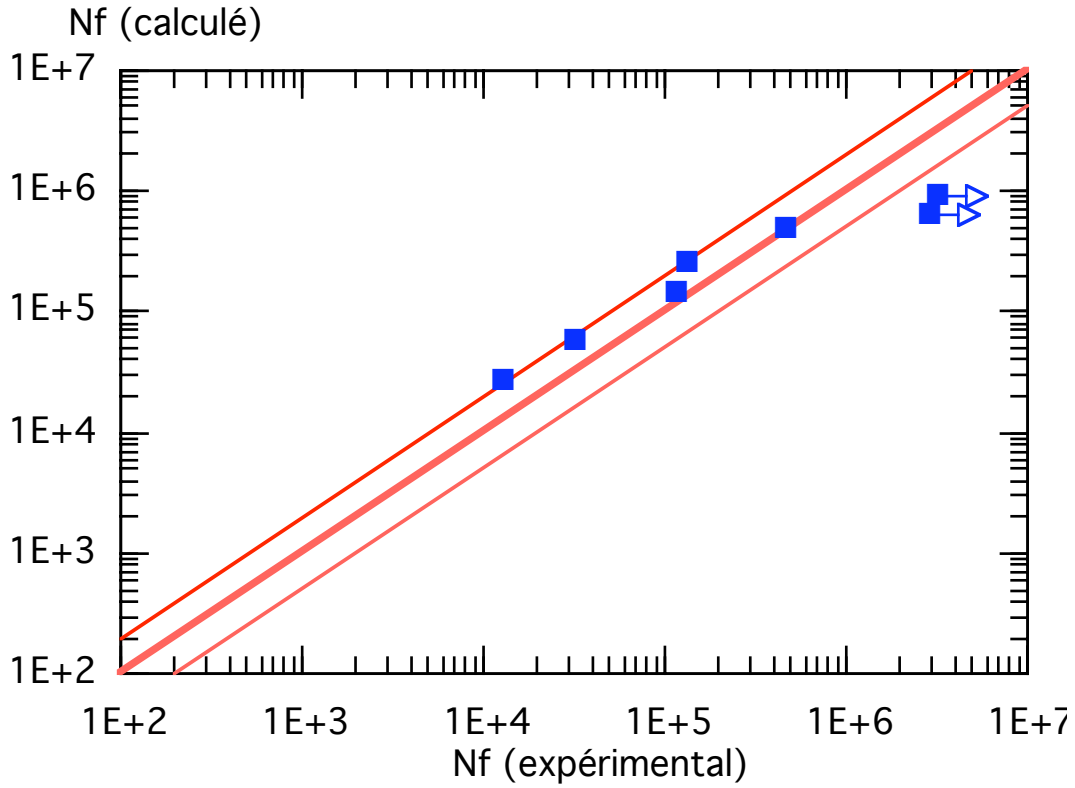


Figure VII-25 : Comparaison durée de vie expérimentale – calculée suivant le modèle $J_{cyclique}$ ($\Delta\sigma_{eff}$) T = 90°C

VII.7.1.3 Durée de vie des essais de fatigue mécano-thermique 90 - 165°C (hors-phase)

Sous sollicitations mécano-thermiques, le modèle de comportement identifié à 90 et 165°C ne prédit pas correctement la réponse cyclique du matériau à mi-durée de vie (VII.5.2.3). Pour contourner ce problème, nous utilisons les paramètres de chargement (σ_{max}, $\Delta\sigma$, $\Delta\sigma_{eff}$ et $\Delta\varepsilon_p$) calculés sur les boucles enregistrées à mi-durée de vie. Les paramètres de la loi da/dN = f($J_{cyclique}$) sont ceux qui sont identifiés à 165°C (Tableau VII-3).

Critère $J_{cyclique}$ (σ_{max})

La durée de vie correspond à la valeur de l'équation VII-37 en remplaçant ε_p par $\Delta\varepsilon_p$ et σ par σ_{max}. La comparaison des résultats expérimentaux et calculés (Figure VII-26) montre que le modèle en $J_{cyclique}$ (σ_{max}) surestime d'un facteur 2 la durée de vie du matériau sous sollicitations mécano-thermiques de type hors-phase.

Critère $J_{cyclique}$ ($\Delta\sigma$)

Suivant une analyse en $\Delta\sigma$, le modèle s'approche de la réalité bien que les durées de vie calculées restent supérieures aux résultats expérimentaux (Figure VII-27).

Critère $J_{cyclique}$ ($\Delta\sigma_{eff}$)

Suivant le critère d'ouverture (paragraphe VII.6.1.1), l'évolution de la contrainte d'ouverture σ_{ouv} calculée sur les boucles expérimentales est comparée aux résultats de simulation à 90 et 165°C. Pour des niveaux des amplitudes de déformations mécaniques inférieures à 0,3% le critère donne des résultats comparables aux contraintes calculées à partir des boucles simulées à 90 et 165°C (Figure VII-28).

Le calcul des durées de vie en fatigue mécano-thermique, en tenant compte de la fermeture de la fissure, sous-estime les résultats expérimentaux pour une gamme de durée de vie entre 10^3 cycles et 10^5 cycles (Figure VII-29).

EN CONCLUSION

Sous sollicitations de type fatigue mécano-thermique hors-phase entre 90 et 165°C les trois critères tendent à surestimer les durées de vie d'un facteur supérieur à 2.

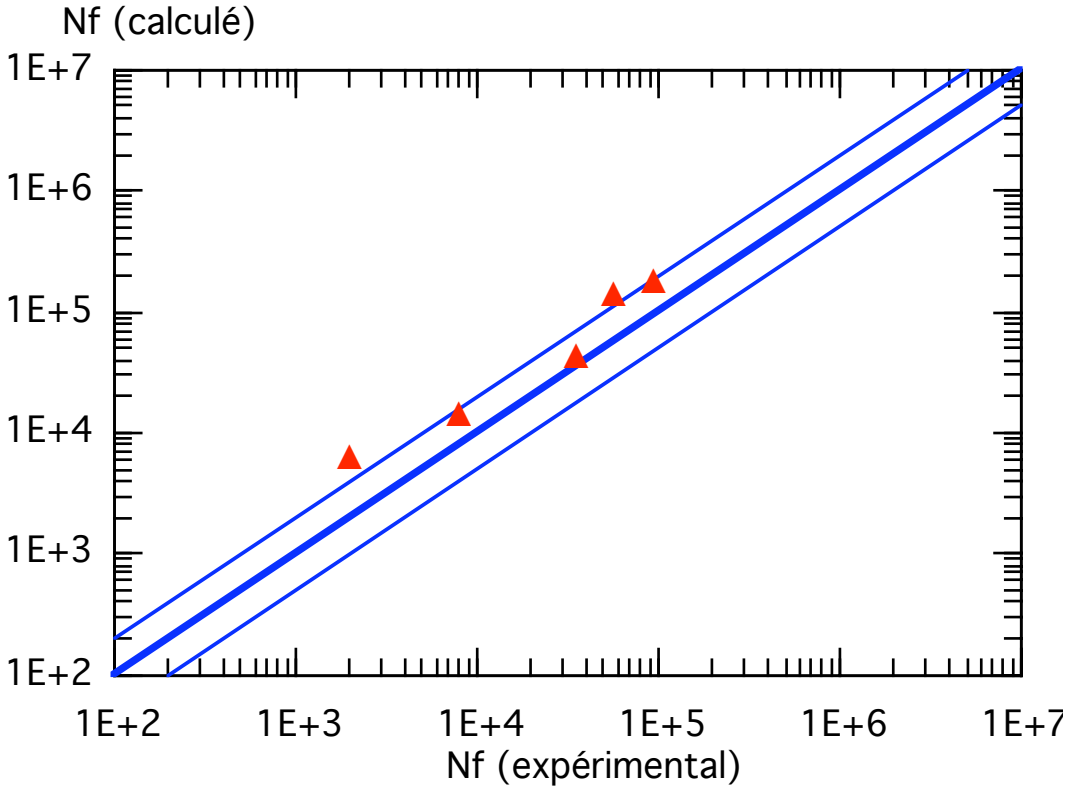


Figure VII-26 : Comparaison durée de vie expérimentale – calculée suivant le modèle $J_{cyclique}$ (σ_{max}) FMT (hors-phase) 90 - 165°C

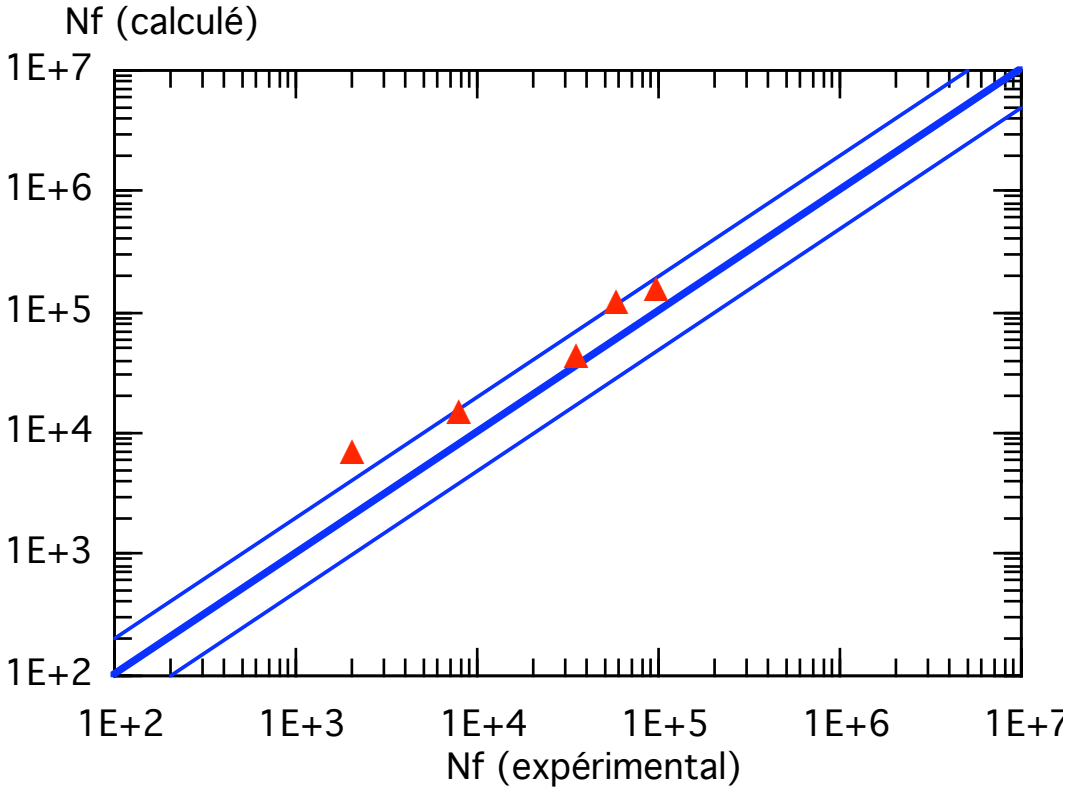


Figure VII-27 : Comparaison durée de vie expérimentale – calculée suivant le modèle $J_{cyclique}$ ($\Delta\sigma$) FMT (hors-phase) 90 - 165°C

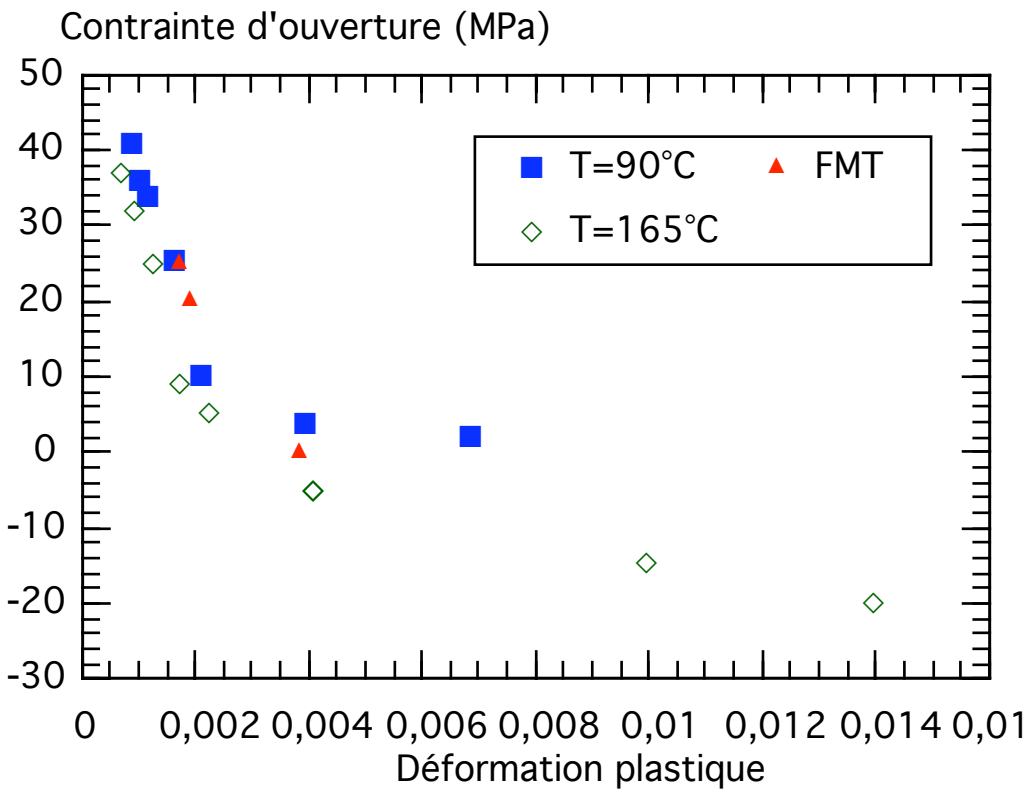


Figure VII-28 : Comparaison des contraintes d'ouvertures définies à partir des boucles expérimentales en FMT et à partir des boucles simulées à 90 et 165°C

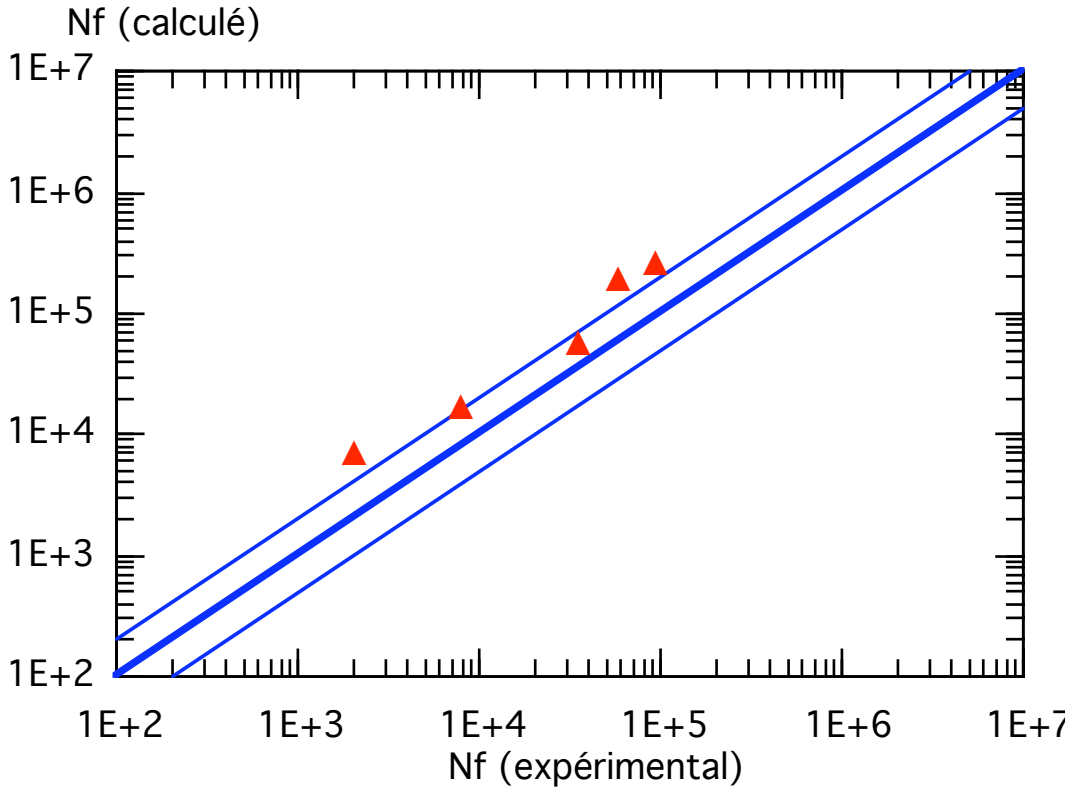


Figure VII-29 : Comparaison durée de vie expérimentale – calculée suivant le modèle $J_{cyclique}$ ($\Delta\sigma_{eff}$) FMT (hors-phase) 90 - 165°C

VII.7.2 Modèle mixé da/dN - $J_{cyclique}$ et Tomkins

Dans ce qui précède, nous avons utilisé une description directe des données de propagation de fissures sur éprouvettes tubulaires entaillées avec un défaut traversant à l'aide d'une estimation de l'énergie dissipée « $J_{cyclique}$ ».

Cette approche permet d'obtenir des résultats satisfaisants dans certains cas, mais nécessite une amélioration à 90°C, ou dans le domaine des grandes durées de vie en général. En toute rigueur une telle corrélation suggère, comme cela est fait par certains auteurs que les courbes da/dN - $J_{cyclique}$ en plasticité généralisée devraient être en bon accord avec la loi obtenue à partir des essais en plasticité confinée.

Dans le cas de la nuance d'acier 304L étudiée, de tels essais ont été conduits à l'ENSMA par Sarrazin-Baudoux et Petit (2001) à 20 et 150°C. En considérant la différence entre 150 et 165°C comme du second ordre, nous avons comparé les résultats obtenus dans ce travail avec ceux obtenus en plasticité confinée sur éprouvettes CT (Figure VII-30). Il n'y a pas de recouvrement complet entre les courbes mais dans le domaine 2.10^{-8} – 10^{-7} m/cycle où il y'a recouvrement des données en plasticité confinée et en plasticité généralisée, on constate que la courbe de fissuration obtenue en plasticité confinée est comprise entre les hypothèses extrêmes retenues.

Même si les courbes de fissuration obtenues en plasticité généralisée sont assez voisines de celles qui sont obtenues en plasticité confinée, ces écarts suggèrent que la corrélation avec $J_{cyclique}$ ne décrit qu'imparfaitement le comportement des fissures observées en plasticité généralisée.

Par ailleurs, le calcul de durée de vie fait à partir des corrélations da/dN - $J_{cyclique}$ déduites de nos essais, ne permet pas de décrire de façon complètement satisfaisante les durées de vie expérimentales. On peut se demander si un effet de la longueur de fissure sur la vitesse de croissance des fissures n'est pas responsable de cette difficulté de prévoir les durées de vie à partir des données de fissures courtes en plasticité généralisée dans le 304L.

Un certain nombre de travaux sur les aciers austénitiques (dans les années 1970 – 1985) ont montré que le modèle de Tomkins permettait de décrire la croissance des fissures, et les mesures d'inter stries sur les surfaces de rupture, en fatigue plastique.

Ce modèle relie la croissance des fissures à la déformation plastique moyenne d'un élément de volume et à la taille de la zone cohésive D (Tomkins 1974)

$$\frac{da}{dN} = \Delta\varepsilon_p . D \qquad \text{VII- 39}$$

Expérimentalement il a été observé que dans différents alliages, lorsque les fissures sont très petites, leurs vitesses de croissance pouvait être différentes de celle

attendue en extrapolant les lois de propagation classiques comme celle utilisée précédemment.

D'une manière générale, on observe ainsi une cinétique de fissuration plus rapide. Ces phénomènes ont été mis en évidence sur éprouvettes faiblement entaillées, dans le cas d'une propagation en régime élastoplastique, par El Haddad et al (1979), Hudak (1981) sur des aciers, par Pearson (1975) et Lankford (1982) sur des alliages d'alluminium. Des constatations analogues ont été faites au travers d'analyses élastoplastiques par Dowling (1977) et Sehitoglu (1983).

Globalement deux comportements de propagation ont été observés comme cela est schématisé par la Figure VII-31. On a soit une vitesse de propagation à peu prés constante, la courbe présente alors un plateau, soit un début de courbe ayant la forme d'un « V » avec une décroissance et un redémarrage de la vitesse da/dN.

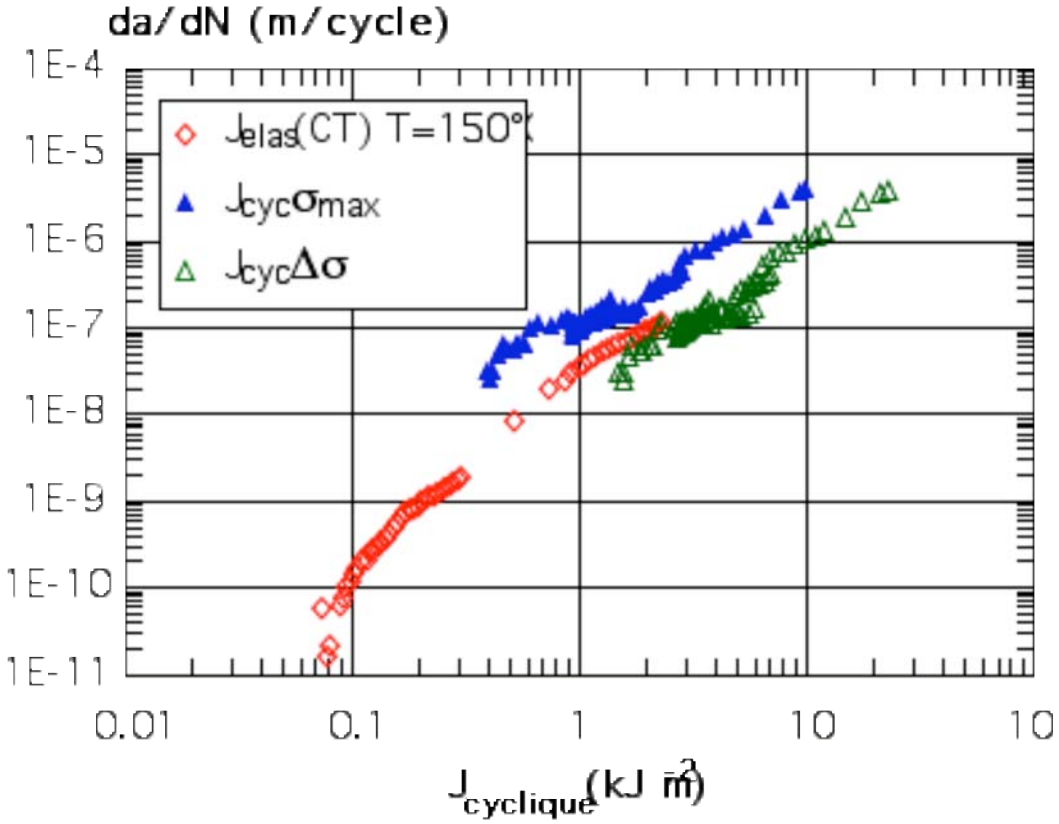


Figure VII-30 : comparaison des essais de fissuration en plasticité généralisée T = 165°C et des essais de fissuration en plasticité confinée (CT) T = 150°C

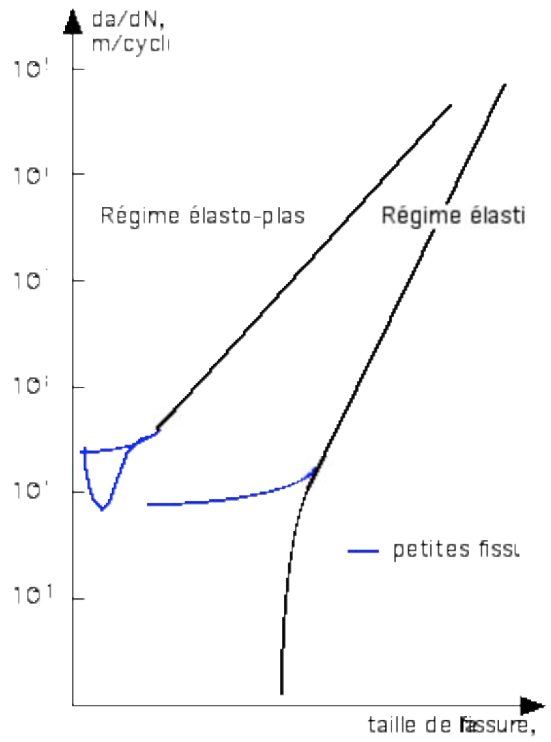


Figure VII-31 : Schématisation des courbes de propagation en régime élastique-plastique et en régime élastique avec dans les deux cas le comportement particulier des petites fissures

La solution de l'équation VII-34 est adaptée au voisinage de la surface de l'échantillon quand la taille de la fissure est telle qu'il n'y a pas une concentration de déformation importante à la pointe de la fissure de fatigue.

À l'inverse, dans le cas d'une fissure longue en plasticité confinée, on peut considérer que la même équation s'applique en considérant la déformation plastique singulière au voisinage de la pointe de fissure :

$$\frac{da}{dN} = \Delta\varepsilon_{p,\,\mathrm{sing}} \,.\, \mathrm{D}$$

Dans le cas d'une fissuration en plasticité confinée D est de la forme :

$$\mathrm{D} = \alpha \left(\frac{\Delta \mathrm{K}}{\mathrm{T}}\right)^2 = \alpha \frac{\mathrm{E\,J}}{\mathrm{T}^2}$$

Très peu de calculs ont jusqu'à présent examiné la singularité en fatigue en plasticité généralisée. Un tel calcul avec une loi-puissance a été fait par Murakami (1988).

En l'absence de calcul complet, nous pouvons donc supposer qu'une superposition d'un terme régulier (valable quand la longueur de fissure est très courte) décrit par les équations de Tomkins et d'un terme singulier quand la longueur de fissure est très grande (Figure VII-32).

$$\frac{da}{dN} = \Delta\varepsilon_p \,.\, D + \Delta\varepsilon_{p,sing}(a) \,.\, D$$

ou suivant l'équation :

$$\frac{da}{dN} = \Delta\varepsilon_p \,.\, D + \underline{C} \,.\, J_{cyc}^{\underline{m}} \qquad \text{VII- 40}$$

Les coefficients $\underline{C}$ et $\underline{m}$ sont définis à partir des essais de fissuration en plasticité confinée.

Le paramètre $J_{cyclique}$ est calculée par les formules VII-33 et VII-34 dans le cas d'une fissure circulaire. L'équation de propagation s'écrit sous la forme :

$$\frac{da}{dN} = \underline{C}\left(J_{cyc}\right)^{\underline{m}} + \alpha_T.\Delta\varepsilon_p.a.\left[\frac{1}{\cos(\frac{\pi}{2}\frac{\Delta\sigma_{eff}}{2\overline{T}})} - 1\right] \qquad \text{VII- 41}$$

α_T : Coefficient de forme tenant compte du front semi-circulaire de la fissure

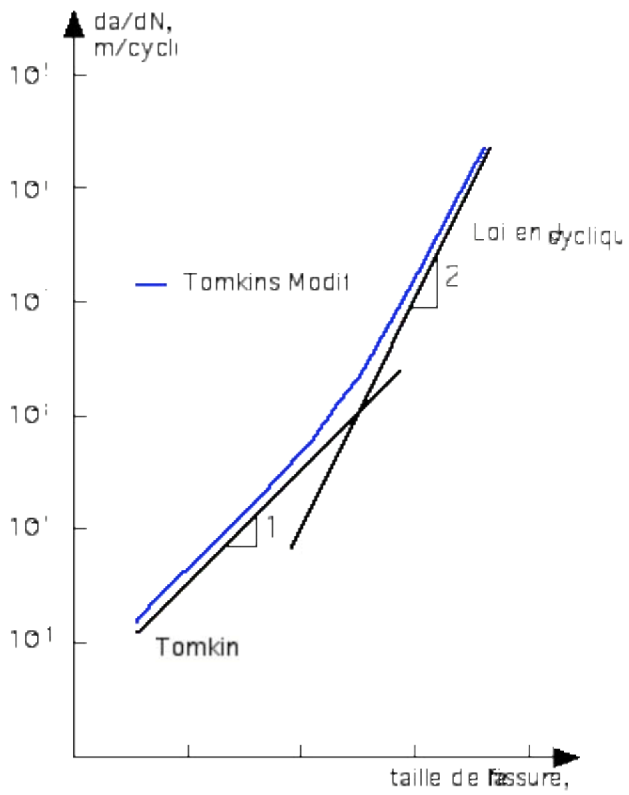


Figure VII-32 : Modèle de Tomkins modifié de propagation de fissure en plasticité généralisée

VII.7.3 Modèle de durée de vie à 165°C

En écrivant l'équationVII-41 pour chaque essai de fissuration et en identifiant le coefficient $\overline{T}$ du modèle de Tomkins, on obtient l'évolution des vitesses de propagation Figure VII-33 comparée aux résultats expérimentaux. On remarque qu'une bonne description des résultats expérimentaux est obtenue par ajustement du coefficient $\overline{T}$.

Les valeurs des coefficients de l'équation VII-41 sont résumées dans le Tableau VII-6.

Tableau VII-6 : Coefficients de la loi de fissuration VII-39

	m	C	$\overline{T}$ (MPa)	α_T
165°C	2	$8{,}805.10^{-5}$	650	0,51
90°C	2	$5{,}23.10^{-5}$	650	0,51
FMT	2	$6{,}65.10^{-5}$	650	0,51

En utilisant cette valeur pour le calcul des durées de vie sur éprouvettes cylindriques lisses en intégrant numériquement l'équation (VII-41) entre $a_0 = 100$ µm et $a_f = 3$ mm nous obtenons les résultats de la Figure VII-34.

En tenant compte de l'effet de la taille de la fissure sur la loi de propagation en plasticité généralisée, on remarque que le calcul des durées de vie en fatigue isotherme à 165°C prédit correctement les résultats expérimentaux sur l'ensemble de la gamme de déformation mécanique étudiée.

	0%_0,18%	-0,09%_0,18%	±0,18%	±0,14%	±0,14%	±0,18%	±0,3%
expérience	▲	◆	●	■	▲	◆	▲
modèle	△	◇	○	□	△	◇	△

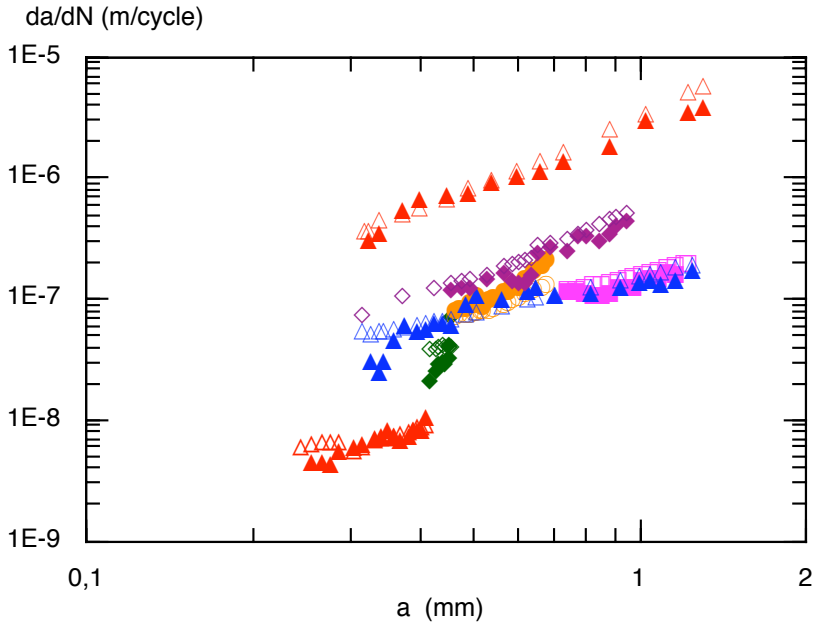


Figure VII-33 : Comparaison de l'évolution de la vitesse de propagation da/dN en fonction de a : expérience et simulation T = 165°C

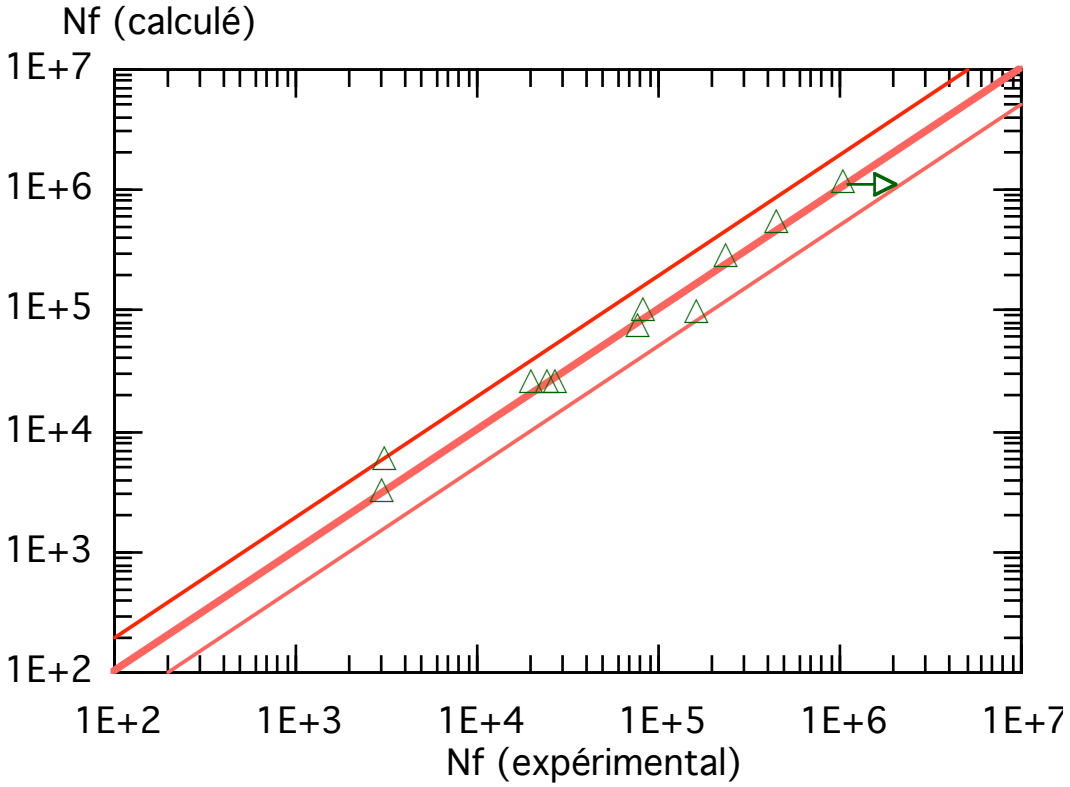


Figure VII-34 : Comparaison des durées de vie calculées suivant le modèle mixte $J_{cyclique}$ – Tomkins et les durées de vie expérimentales à 165°C

VII.7.4 Durées de vie en fatigue isotherme à 90°C

La même hypothèse de calcul est appliquée à la température T=90°C. Les paramètres de calcul sont résumés dans le Tableau VII-6.

La durée de vie correspond à l'intégration numérique de l'équation VII-41 entre une taille initiale a_0 = 100 µm et une taille finale a_f = 3 mm. La Figure VII-35 compare les résultats obtenus par calcul et ceux qui sont déterminés expérimentalement à 90°C. Le modèle de durée de vie est bien validé pour des durées de vie inférieures à 10^6 cycles. Pour des essais à faibles amplitudes de déformation ($\Delta\varepsilon_m/2 < 0{,}13\%$), le modèle adopté sous-estime les durées de vie expérimentales.

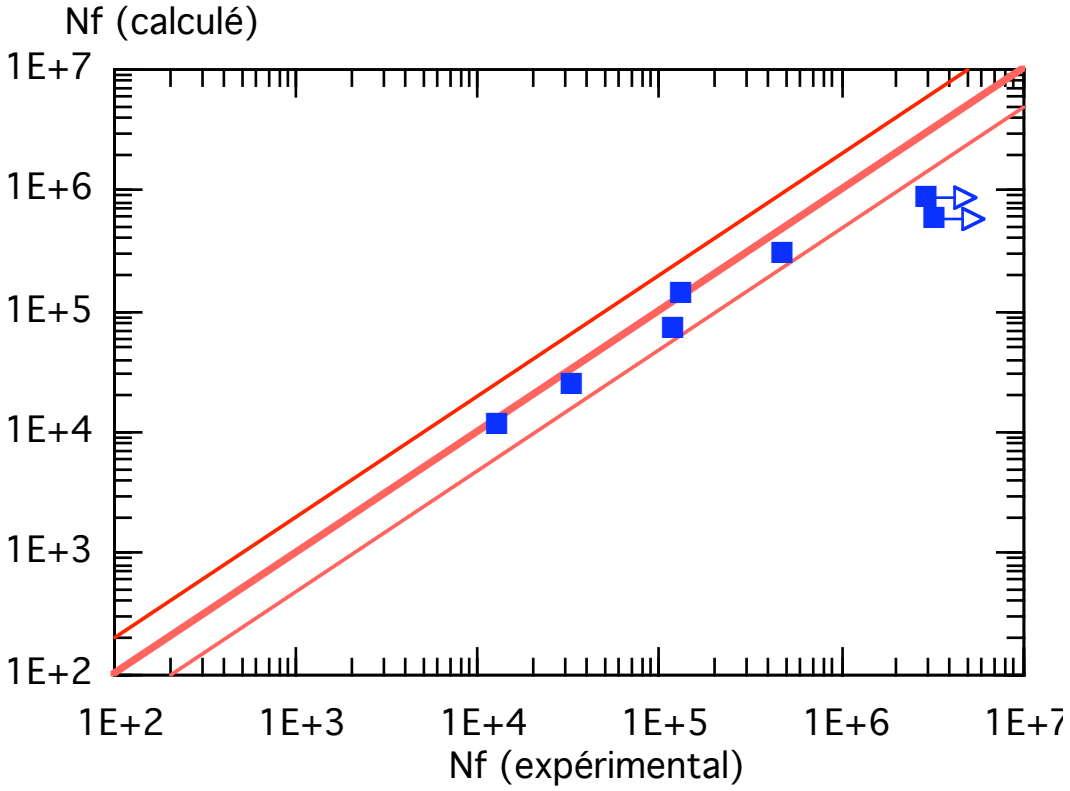


Figure VII-35 : Comparaison des durées de vie calculées suivant le modèle mixte $J_{cyclique}$ – Tomkins et les durées de vie expérimentales à 90°C

VII.7.5 Validation du modèle de durée de vie en fatigue mécano-thermique hors-phase 90 – 165°C

En l'absence d'un modèle de comportement validé en fatigue mécano-thermique sur l'acier inoxydable austénitique 304L, nous allons calculer, dans ce qui suit, les durées de vie d'un élément de volume à partir des données obtenues expérimentalement.

Pour cela nous utilisons l'amplitude de contrainte mesurée à mi-durée de vie ainsi que l'amplitude de déformation plastique. Le niveau de fermeture est déterminé suivant la même procédure que précédemment mais cette fois ci sur la boucle expérimentale enregistrée à mi-durée de vie.

Pour les niveaux de déformation mécaniques testés, nous utilisons les mêmes paramètres résumés dans le Tableau VII-6.

L'intégration numérique de la loi de fissuration VII-41 entre une taille initiale de la fissure $a_0 = 100$ µm et $a_f = 3$ mm donne les durées de vie estimées N_f.

La Figure VII-36 compare les durées de vie calculées et les durées de vie expérimentales suivant un cycle hors-phase entre 90 et 165°C.

On remarque que le modèle permet une prévision assez conservatrice des durées de vie en fatigue mécano-thermique.

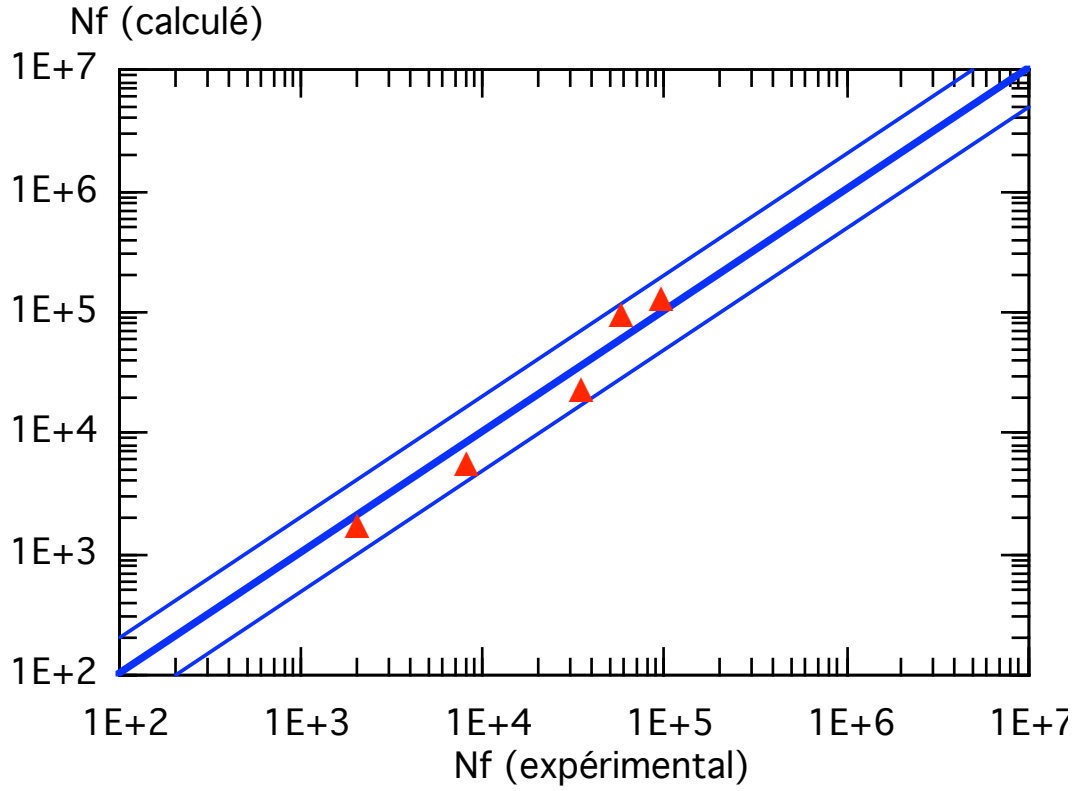


Figure VII-36 : Comparaison des durées de vie calculées suivant le modèle mixte $J_{cyclique}$ – Tomkins et les durées de vie expérimentales en Fatigue mécano-thermique 90 - 165°C (hors-phase)

VII.8 LIMITES DU MODELE

Nous avons présenté dans ce qui précédait une démarche simple et robuste nous permettant de prédire les durées de vie de l'acier inoxydable austénitique 304L en fatigue à 90 et 165°C ainsi qu'en fatigue mécano-thermique de type hors-phase entre 90 et 165°C.

Comme on l'a signalé précédemment, un point très particulier du comportement du matériau en fatigue mécano-thermique reste à résoudre. En effet, en prenant une dépendance linéaire de la loi de comportement avec la température, le modèle n'arrive pas à prédire la réponse cyclique de l'acier inoxydable 304L en fatigue mécano-thermique entre 90 et 165°C suivant un cycle hors-phase.

Il est à noter tout de même que la comparaison faite dans ce cadre concerne les essais réalises à des amplitudes de déformations mécaniques supérieures à 0,18%. Nous étions limités dans cette comparaison aux essais menés jusqu'à rupture pour lesquels on avait enregistré la boucle à mi-durée de vie. La validation du modèle de comportement pour des amplitudes de déformations mécaniques inférieures à 0,18% en fatigue mécano-thermique reste à faire afin de valider les premières conclusions émises au paragraphe VII.5.2.3.

En fatigue isotherme à 165°C la démarche de calcul des durées de vie suivant le modèle 'mixte $J_{cyclique}$ – Tomkins' nous a donné une excellente prédiction des durées de vie expérimentales inférieures à 10^6 cycles.

L'application du modèle (identifié à 165°C) sur des essais de fatigue à 90°C a montré une bonne concordance des résultats expérimentaux et des prédictions des durées de vie inférieures à 10^6 cycles. Pour des faibles amplitudes de déformation mécanique, notre approche sous-estime la durée de vie expérimentale à 90°C. Une réflexion peut être envisagé en tenant compte du comportement viscoplastique du matériau.

En fatigue mécano-thermique, et pour la gamme de durée de vie explorée dans le cadre de cette étude, la démarche suivie a donné des résultats satisfaisants dans le cas des cycles hors-phase entre 90 et 165°C. Pour des sollicitations de faibles amplitudes, le travail est à valider pour les différentes étapes de la démarche (loi de comportement, loi de fissuration). Bien que le modèle identifié considère que la fissuration en fatigue mécano-thermique est comparable à celle de la fatigue isotherme à 165°C, nous pensons qu'une telle hypothèse est à vérifier expérimentalement. Pour cela il nous paraît indispensable de mener une large campagne d'essais de fissuration en fatigue mécano-thermique balayant une gamme de déformation mécanique la plus large que possible. Une telle campagne nous permettra de mettre en évidence, s'il existe, un critère de fissuration propre à la fatigue anisotherme.

Un point très important est à valider par des essais interrompus qui est la dépendance de la loi de fissuration avec la taille de la fissure. Pour cela nous avons commencé des essais de fissuration sur des éprouvettes tubulaires avec une entaille de taille initiale de 100 μm et un front initial semi-circulaire.

EN RESUME

Un modèle de durée de vie est introduit dans ce chapitre. Le calcul est basé sur les résultats des essais de fissuration en plasticité généralisée décrite dans le chapitre 6. En premier lieu un modèle de comportement est identifié aux deux températures 90 et 165°C.

La deuxième partie s'intéresse au calcul de durées de vie. À travers une représentation énergétique des résultats, nous avons discuté la validité du modèle de durée de vie en nous basant sur une analyse assez simplifiée.

Deux approches sont présentées dans ce chapitre, avec pour chaque cas une comparaison des durées de vie expérimentales aux durées de vie obtenues expérimentalement en fatigue isotherme à 90 et 165°C et en fatigue mécano-thermique.

La première approche est basée sur une représentation énergétique type $J_{cyclique}$ des résultats de fissuration et une intégration de la loi entre une taille initiale de l'ordre d'un grain et une taille finale de 3 mm. Une telle approche tend à surestimer les durées de vie expérimentales aussi bien à 165, 90°C et en fatigue mécano-thermique hors-phase 90 – 165°C.

La deuxième approche présentée tient compte de l'effet de la taille de la fissure sur la cinétique de fissuration. Le modèle qui en découle prédit avec une meilleure précision les durées de vie expérimentales. Le modèle a été validé en fatigue isotherme à 90 et 165°C ainsi qu'en fatigue mécano-thermique.

CONCLUSIONS

LA DUREE DE VIE DE L'ACIER INOXYDABLE 304L EN FATIGUE MECANO-THERMIQUE

L'acier inoxydable austénitique a été testé en fatigue isotherme à 90 et 165°C et en fatigue mécano-thermique. La réponse cyclique du matériau en fatigue est caractérisée par un durcissement initial suivi d'un adoucissement cyclique du matériau.

Du point de vue durée de vie en fatigue isotherme, on n'a pas constaté de différence notable entre les essais à 90 et 165°C pour des amplitudes de déformations supérieures à 0,2%. Par contre, pour des amplitudes de déformations inférieures, l'acier inoxydable austénitique résiste mieux à 90°C sous sollicitations de fatigue alternées qu'à 165°C.

En fatigue mécano-thermique, et pour les niveaux de déformations testés (supérieur à 0,18%), l'acier inoxydable austénitique ne semble pas affecté par le cyclage anisotherme suivant un cycle hors-phase en déformation mécanique-température.

Le comportement cyclique en fatigue mécano-thermique du matériau ne semble pas affecté par la nuance de l'acier entre la tôle T218, la tôle T112 et les éprouvettes prélevées dans une bride de barrière thermique (BT) pour un niveau de chargement mécanique de 0,3% de type hors-phase.

Sur l'ensemble des essais réalisés aussi bien en fatigue isotherme qu'en fatigue mécano-thermique, l'endommagement du matériau est caractérisé par l'amorçage et la propagation d'une fissure principale transgranulaire perpendiculairement à la direction du chargement.

Le faciès de rupture des fissures est caractérisé dans les deux cas par des stries de fatigue. Ces stries sont de moins en moins visibles quand l'amplitude de déformation mécanique décroît.

EFFET DU PRE-ECROUISSAGE SUR LA DUREE DE VIE DU 304L

Un pré-écrouissage cyclique à l'ambiante de ±1% pendant 16 cycles ne modifie pas le comportement cyclique du matériau et ne génère pas de contrainte moyenne en fatigue isotherme à 165°C et en fatigue mécano-thermique. En termes de durée de vie, on n'a pas constaté de différence entre le matériau vierge et le matériau pré-écroui dans les deux conditions testées pour une même amplitude de déformation mécanique ($\varepsilon_m = \pm 0{,}2\%$).

Le deuxième type de pré-écrouissage testé est une pré-déformation monotone à l'ambiante jusqu'à une contrainte vraie de 500 MPa et une décharge à contrainte nulle. Les essais réalisés sur ce type de matériau en déformation imposée montrent que la contrainte moyenne diminue en fonction du nombre de cycles et tend vers un état stabilisé quel que soit le type de sollicitation pour des durées de vie inférieures à 2.10^5 cycles. Lorsque l'amplitude de déformation est faible il n'y a pas de relaxation de contrainte moyenne.

Le pré-écrouissage monotone n'a pas d'effet sur la durée de vie ($N_f < 2.10^5$ cycles) quel que soit la nature de la sollicitation (fatigue isotherme à 165°C et fatigue mécano-thermique hors-phase) sur un diagramme exprimé en déformation mécanique.

COMPORTEMENT EN RELAXATION DE L'ACIER INOXYDABLE AUSTENITIQUE 304L

L'étude du comportement du matériau en relaxation, dans la gamme de température 50 - 250°C, a permis de montrer l'existence sur le matériau vierge, d'un domaine de comportement très particulier pouvant être excité par une sollicitation rapide et ne faisant intervenir ni montée des dislocations ni diffusion. En effet, les cinétiques de ces mécanismes sont beaucoup trop lentes entre 50 et 250°C pour pouvoir contribuer effectivement à la plasticité. Ce domaine de comportement n'est pas influencé par la température entre 50 et 250°C.

Un deuxième domaine de comportement viscoplastique est identifié aux faibles vitesses de déformation plastique. Dans ce domaine, la viscosité du matériau diminue quand la température augmente entre 50 et 250°C.

L'écrouissage monotone réduit de moitié la capacité de relaxation à court terme, à toute température. Cette réduction est plus marquée à 250 qu'à 50°C. Le matériau pré-écroui se relaxe suivant deux modes : le premier caractéristique des sollicitations rapides et qui ne dépend pas de la température, le deuxième mode quant à lui est caractérisé par une viscosité qui diminue quand la température augmente.

À 50°C, l'écrouissage cyclique s'avère moitié moins pénalisant que l'écrouissage monotone vis-à-vis de la relaxation du matériau. Les modes de relaxation identifiés à cette température et cet état du matériau sont ceux du matériau vierge. Toutefois, un troisième stade apparaît aux faibles vitesses de déformation plastiques caractérisé par une viscosité très importante du matériau pré-écroui cycliquement

MODELE DE DUREE DE VIE

Un modèle simple de prédiction de la durée de vie en fatigue de l'acier inoxydable austénitique 304L a été exposé et a permis d'obtenir des résultats satisfaisants. Ce modèle repose d'une part, sur un calcul numérique des grandeurs mécaniques dans un élément de volume et d'autre part sur une loi de fissuration identifiée à travers des essais de fissuration en plasticité généralisée réalisée sur des

éprouvettes tubulaires entaillées. Il permet ainsi de prédire la durée de vie du 304L pour un chargement cyclique de fatigue à 90 et 165°C.

L'application d'un tel modèle en fatigue mécano-thermique (en se servant des grandeurs mécaniques enregistrées expérimentalement) permet une prédiction des durées de vie expérimentales des essais de type hors-phase.

PERSPECTIVES

FATIGUE MECANO-THERMIQUE

L'ensemble des résultats obtenus suggère que l'endommagement en fatigue thermique de l'acier 304L ne diffère pas de celui en conditions isothermes dans le domaine des amplitudes de la fatigue oligocyclique. En revanche, il semble important de confirmer les tendances observées aux faibles amplitudes de déformations (domaine des durées de vie supérieures à 10^6 cycles) en explorant de façon plus précise le domaine des très faibles amplitudes de déformations imposées.

Compte tenu des différences observées sur le comportement du matériau en écrouissage cyclique en fatigue mécano-thermique hors-phase et en-phase, il nous semble important de valider ces tendances par des essais de comportement à très faibles amplitudes de déformations jusqu'à 10^5 cycles, sous sollicitations anisothermes. De tels essais nous permettront d'explorer le comportement dans le domaine des grandes durées de vie.

Des essais croisés avec le CEA, dans le cadre du travail de Valérie Maillot sur la tôle T112, afin de tester l'effet de la stabilité de la nuance et l'effet de la gamme de températures sont à envisager. Les nombres de cycles à rupture seront comparés aux nombres de cycles à l'amorçage déterminé sur essai SPLASH.

L'effet d'un pré-écrouissage initial sur la durée de vie de l'acier 304L est à consolider par des essais à la température minimale du cycle thermique (T = 90°C) pour des faibles amplitudes de déformations mécaniques. La comparaison avec les sollicitations mécano-thermiques exige plus d'essais dans la gamme de déformation correspondant aux grands nombres de cycles.

COMPORTEMENT EN RELAXATION

L'étude du comportement en relaxation de l'acier inoxydable 304L a mis en évidence un comportement viscoplastique à long terme du matériau plus marqué à basses températures (T = 50°C) qu'à 250°C. Un premier stade de relaxation a été identifié à court terme indépendant de la température. Une série d'essais sur un matériau proche de l'acier inoxydable 304L (le cuivre par exemple) nous permettra de valider un tel comportement et d'avoir une idée sur son origine.

Le comportement du matériau pré-écroui cycliquement présente un troisième stade de relaxation caractérisé par une grande viscosité aux faibles vitesses de déformations plastiques à 50°C. Il nous semble intéressant de valider ce résultat par une série de séquences à 250°C sur la même microstructure.

FISSURATION EN FATIGUE MECANO-THERMIQUE

Jusqu'à présent, la fissuration en conditions anisothermes a été assimilée à celle de la fatigue isotherme. La création de courbes maîtresses en fatigue mécano-thermique nous paraît indispensable tout en les comparant aux résultats obtenus en conditions isothermes.

Il nous paraît intéressant dans le même sens d'explorer l'effet du pré-écrouissage sur la cinétique de fissuration pour des gammes de déformation très faibles en fatigue isotherme et surtout en fatigue mécano-thermique.

MODELISATION

Un effort important est encore à apporter au niveau de la modélisation du comportement de l'acier inoxydable 304L en fatigue mécano-thermique.

Concernant le modèle de durée de vie, il nous paraît important de valider, à partir d'essais de fissuration en conditions anisothermes, un modèle de fissuration mettant au clair le rôle de la taille de la fissure sur la vitesse de propagation.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

Akamatsu M., Chevallier E. (2000)
Caractérisation chimique et mécanique des matériaux approvisionnés pour l'étude du comportement en fatigue des aciers inoxydables austénitiques, Projet HT-42/00/020/A EDF.

Amzallag C., Rabbe P., Gallet G., Lieurade H.-P. (1978)
Influence des conditions de sollicitation sur le comportement en fatigue oligocyclique d'aciers inoxydables austénitiques, Mémoires scientifiques Revue métallurgie Mars 1978, pp. 161-173.

Angarita L., Pitz G., Lang K.-H., Löhe D. (2000)
Realization of complex thermal-mechanical fatigue by a two-specimen testing system, in : Thermo-mechanical fatigue behavior of materials, ed. H. Sehitoglu, H. J. Maier, ASTM STP 1371, 2000, pp. 304-318.

Angel T. (1954)
Formation of martensite in austenitic stainless steels, Journal of the iron and steel institute, p. 165, may 1954.

Baffie N. and Stolarz J. (2000)
Influence of martensitic transformation on fatigue short crack behaviour in austenitic stainless steels with different grain sizes, in : Advances in mechanical behaviour, plasticity and damage, Proceedings of EUROMAT 2000, ed. D. Miannay, P. Costa et al., Elsevier, vol. 2, pp. 805-810.

Baik Y.M. and Kim K.S. (2001)
The combined effect of frequency and load level on fatigue crack growth in stainless steel 304, International journal of fatigue, 2001, 23, pp. 417-425.

Bassler H.-J. and Eifler D. (1999)
Cyclic deformation behaviour and plasticity-induced martensite formation of the austenitic steel X6CrNiTi1810, Fatigue '99, Seventh international fatigue congress, Beijing, Higher Education Press, 1999, pp. 205-210.

Baudry G. and Pineau A. (1977)

Influence of strain-induced martensitic transformation on the low-cycle fatigue behavior of a stainless steel, Materials science and engineering, 1977, 28, pp. 229-242.

Bilby B.A. and Swinden K.H. (1965)

Representation of plasticity at notches by linear dislocation arrays, Proceedings of the royal society of London A, 1965, 285, pp. 22-33.

Blanc D. (1986)

Effet de soluté et déformation plastique d'un acier inoxydable austénitique, Thèse, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 1986.

Bouchou A. and Delobelle P. (1996)

Thermo-mechanical behaviour and modelling of an austenitic stainless steel under anisothermal cyclic loadings, in : Fatigue under thermal and mechanical loading, ed. J. Bressers, L. Rémy, 1996, Kluwer, pp. 435-444.

Byung S.R., Hyun U.H., Soo W.N. (2000)

The effect of δ-ferrite on fatigue cracks in 304L steels, International journal of fatigue, 2000, 22, pp. 683-690.

Chalant G. and Remy L. (1980)

The slip character and low cycle fatigue behavior : the influence of F.C.C. twinning and strain-induced F.C.C. → H.C.P. martensitic transformation, Acta metallurgica, 1980, 28, pp. 75-88.

Christ H.-J. et al. (1996)

The use of plastic strain control in thermomechanical fatigue testing, in : Fatigue under thermal and mechanical loading, ed. J. Bressers, L. Rémy, 1996, Kluwer, pp. 1-14.

Clark G. and Knott J.F. (1977)

Effects of notches and surface hardening on the early growth of fatigue cracks, Metal science, August/September 1977, pp. 345-350.

Doquet V., Taheri S. (1999)

Effet d'un pré-écrouissage ou d'un sur-écrouissage cyclique sur la durée de vie en fatigue de divers aciers, à contrainte ou déformation imposée, Note EDF HI-74/99/019/A, Novembre 1999.

Dowling N.E. (1977)

Crack growth during low-cycle fatigue of smooth axial specimens, in : Cyclic stress-strain and plastic deformation aspects of fatigue crack growth, ed. L.F. Impellizzeri, ASTM STP 637, 1977, pp. 97-121.

Dugdale D.S. (1960)

Yielding of steel sheets containing slits, Journal of the mechanics and physics of solids , 1960, 8, pp. 100-104.

Eichelmann G.H. and Hull F.C (1953)

The effect of composition on the temperature of spontaneous transformation of austenite to martensite in 18.8 stainless steel , Transactions of the ASM, 1953, 45, p. 77.

El Haddad M.H., Smith K.N. and Topper T.H. (1979)

Fatigue crack propagation of short cracks, Journal of engineering materials and technology, 1979, 101 pp. 42-46

Faidy C. (2002)

La fatigue thermique dans les centrales nucléaires : enseignement du retour d'expérience : Note EDF/DIS/SEPTEN (2002)

Fissolo A., Marini B., Nais G. and Wident P. (1996)

Thermal fatigue behaviour for a 316L type steel, Journal of nuclear materials, 1996, 233-237, pp. 156-161.

Fissolo A., Robertson C., Maillot V. (2000)

Prediction of crack initiation and growth under thermal fatigue, in : Thermomechanical fatigue and fracture Chapter 3, Wit Press Editor, M. H. Aliabadi, 2000, pp. 67–105.

Fissolo A. (2001)

Fissuration en fatigue thermique des aciers inoxydables austénitiques, Rapport d'habilitation, CEA Saclay, 2001.

Gerberich W.W., Harvey S.E., Kramer D.E. and Hoehn J.W. (1998)
Low and high cycle fatigue – A continuum supported by AFM observations, Acta metallurgica, 1998, 46, n° 14, pp. 5007-5021.

Gerland M. and Violan P. (1986)
Secondary cyclic hardening and dislocation structures in type 316 stainless steel at 600°C, Materials science and engineering, 1986, 84, pp. 23-33.

Gibeling J.C. and Alden T.H. (1984)
Observations of plastic strain rate continuity in iron in and near the « athermal plateau », Acta metallurgica, 1984, 32, n° 11, pp. 2069-2075.

Gibeling J.C. and Alden T.H. (1986)
Strain rate continuity in aluminium and Al-Mg, Materials science and engineering A, 1986, 79, pp. 47-53.

Goldman N.L. and Hutchinson J.W. (1975)
Fully plastic crack problems : the center-cracked strip under plane strain, International journal of solids and structures, 1975, 11, pp. 575-591.

Harvey S.E., Marsh P.G. and Gerberich W.W. (1994)
Atomic force microscopy and modeling of fatigue crack initiation in metals, Acta metallurgica materialia, 1994, 42, n° 10, pp. 3493-3502.

Hayashi M., Enomoto K., Saito T., Miyagawa (1994)
Development of thermal fatigue testing apparatus with BWR water environment and thermal fatigue strength of stainless steel, in : Fracture mechanics applications, ASME, 1994, pp. 81-85.

Hayashi M. (1995)
Thermal fatigue strength of type 304 stainless steel in simulated BWR environment, in : Fatigue and crack growth : environmental effects, modeling studies, and design considerations, ASME, 1995, pp. 71-78.

Hayashi M. (2001)

High-cycle thermal fatigue crack initiation and growth behavior in a semi-infinite plate model, Journal of pressure vessel technology, 2001, 123, pp. 305-309.

He M.Y. and Hutchinson J.W. (1981)

The penny-shaped crack and the plane strain crack in an infinite body of power-law material, Journal of applied mechanics, December, 1981, 48, pp. 830-840.

Hirano A. (1994)

High cycle thermal fatigue crack initiation behavior of type 304 stainless steel in pure water, in : Fracture Mechanics Applications, ASME, 1994, PVP. vol. 287/MD.vol. 47, pp. 19-25.

Holbrook J.H., Rohde R.W. and Swearengen J.C. (1981)

The continuity of plastic strain rate, Acta metallurgica, 1981, 29, pp. 1099-1106.

Hong H.U., Rho B.S., Nam S.W. (2002)

A study on the crack initiation and growth from δ-ferrite/γ phase interphase under continuous fatigue and creep-fatigue conditions in type 304L stainless steels, International journal of fatigue, 2002, 24, pp. 1063-1070.

Jun Oh Y., Nam S.W., Hong J.H. (2000)

A model for creep-fatigue interaction in terms of crack-tip stress relaxation, Metallurgical and materials transactions A, 2000, 31A, pp. 1761-1775.

Kanazawa K., Yamaguchi K., Nishijima S. (1988)

Mapping of low cycle fatigue mechanisms at elevated temperatures for an austenitic stainless steel, in : Low cycle fatigue, ed. H.D. Salomon, G.R. Halford, ASTM STP 942, 1988, pp. 519-530.

Koster A., Fleury E., Vasseur E. and Remy L. (1994)

Thermal-Mechanical Fatigue Testing, Automation in Fatigue and Fracture : Testing and Analysis, ASTM STP 1231, C. Amzallag, Ed., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1994, pp. 563-580.

Koster A., Cailletaud G., Laurent G. and Remy L. (1995)

Development of a thermal fatigue facility to simulate the behaviour of superalloys components, Fatigue under thermal and mechanical loading, J. Bressers, L. Rémy Eds., European Comission JRC-SF2M, Petten, The Netherlands, 1995.

Koster A. (1997)

Fatigue thermique d'un alliage pour aubes de turbopompes astronautique : le SUPERWASPALOY : Thèse, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 1997.

Krupp U., Christ H.-J., Lezuo P., Maier H.J., Teteruk R.G. (2001)
Influence of carbon concentration on martensitic transformation in metastable austenitic steels under cyclic loading conditions, Materials science and engineering A, 2001, 319, pp. 527-530.

Lacombe P., Baroux B., Béranger G. (1990)
Les aciers inoxydables, Editions de physique, 1990, p 565

Lankford J. (1982)
The growth of small fatigue cracks in 7075-T6 aluminum, Fatigue of engineering materials and structures, 1982, 5, pp. 233-248.

Lecroisey F. and Pineau A. (1972)
Martensitic transformation induced by plastic deformation in the Fe-Ni-Cr-C system, Metallurgical transactions, February 1972, 3, pp. 387-396.

Maier H.J., Christ H.-J. (1996)
Modelling of cyclic stress-strain behavior under thermomechanical fatigue conditions – A new approach based upon a multi-component model, Scripta materialia, 1996, 34, n° 4, pp. 609-615.

Maillot V. and al. (2001)
Thermal fatigue of 304L type steel, in : Journées de printemps 2001

Maiya P.S. (1975)
Considerations of crack initiation and crack propagation in low-cycle fatigue, Scripta metallurgica, 1975, 9, pp. 1141-1146.

Maiya P.S. and Majumdar S. (1977)
Elevated-temperature low-cycle fatigue behavior of different heats of type 304 stainless steel, Metallurgical transactions A, november 1977, 8A, pp. 1651-1660.

Majumdar S. (1987)

Thermomechanical fatigue of type 304 stainless steel, in : Thermal stress, material deformation, and thermo-mechanical fatigue, PVP 123, American society of mechanical engineers, 1987, pp. 31-36.

Malpertu J.L. (1987)

Fatigue mécano-thermique d'un superalliage à base de nickel, Thèse, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 1987

Mangonon P.L., Thomas G. (1970)

Structure and properties of thermal-mechanically treated 304 stainless steel, Metallurgical transactions, June 1970, 1, pp.1587-1594.

Manjoine M.J. (1974)

Stress relaxation characteristics of type 304 stainless steel, Creep and fatigue in elevated temperature applications, 1974, vol. 1, pp.165.1-165.6

Massoud J.P., Berhmont M., Champredonde J. (1991)

Long term aging of cast duplex stainless steels between 300 and 400°C – relationship between toughness properties and metallurgical parameters, Duplex stainless steels, 1991, vol. 1, p. 93.

Mateo A., Llanes L., Akdut N., Anglada M. (2001)

High cycle fatigue behaviour of a standard duplex stainless steel plate and bar, Materials science and engineering, 2001, A 319-321, pp. 516-520.

McEvily A.J. and Ishihara S. (2001)

On the dependence of the rate of fatigue crack growth on the $\sigma_a^n(2a)$ parameter, International journal of fatigue, 2001, 23, pp. 115-120.

Mei Z. and Morris J.W. (1990)

Influence of deformation-induced martensite on fatigue crack propagation in 304-type steels, Metallurgical transactions A, December 1990, 21 A, pp. 3137-3152.

Mendez J. (1999)

On effect of temperature and environment on fatigue damage processes in Ti alloys and in stainless steel, Materials science and engineering A, 1999, 263, pp. 187-192.

Mottot M. (2001)

Etude du comportement en fatigue oligocyclique à 165 et 320°C du 304L (Tôle T112) pour de faibles niveaux de deformation ($\Delta\varepsilon_t \leq 1\%$) : NT SRMA 2001-2403, Janvier 2001.

Murakami Y. (1988)
Correlation between strain singularity at crack tip under overall plastic deformation and the exponent of the Coffin-Manson law, in : Low cycle fatigue, ed. H.D. Salomon, G.R. Halford, ASTM STP 942, 1988, pp. 1048-1065.

Nisitani H., Goto M., Kawagoishi N. (1992)
A small-crack growth law and its related phenomena, Engineering fracture mechanics, 1992, 41, n° 4, pp. 499-513.

Ohtani, R., Kitamura, T., Nitta, A. and Kuwabara K. (1988)
High-temperature low cycle fatigue crack propagation and life laws of smooth specimens derived from the crack propagation laws, in : Low cycle fatigue, ed. H.D. Salomon, G.R. Halford, ASTM STP 942, 1988, pp. 1163-1180.

Pat L., Mangonon JR. and Thomas G. (1970)
The martensite phases in 304 stainless steel, Metallurgical transactions, 1970, 1, June, pp. 1577-1586.

Pearson S. (1975)
Initiation of fatigue cracks in commercial aluminium alloys and the subsequent propagation of very short cracks, Engineering fracture mechanics, 1975, 7, pp. 235-247

Plumtree A. (1977)
Creep/fatigue interaction in type 304 stainless steel at elevated temperatures, Metal science, August/september 1977, pp. 425-431.

Rau K., Beck T. and Löhe D. (2003)
Isothermal, thermal-mechanical and complex thermal-mechanical fatigue tests on AISI 316L steel a critical evaluation, Materials science and engineering A, 2003, A345, pp. 309-318.

Rahman S., Wilkowski G. and Mohan R. (1997)

Low-cycle fatigue crack growth considerations in pipe fracture analyses, Nuclear engineering and design, 1997, 168, pp. 105-118.

Reger M. (1984)
Amorçage et propagation des fissures à haute température dans un alliage base de nickel, Thèse, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 1984.

Rohde R. W. and Nordstrom T. V. (1973)
On stress relaxation experiments, Scripta Metallurgica, 1973, vol. 7, pp.317-322.

Sarrazin-Baudoux C. et Petit J. (2001)
Étude du seuil de propagation en fatigue des aciers inoxydables 304L et 316L : Rapport final, EDF, Juillet 2001.

Sehitoglu H. (1983)
Fatigue life prediction of notched members based on local strain and elastic-plastic fracture mechanics concepts, Engineering fracture mechanics, 1983, 18, n°3, pp.609-621.

Shih C.F. and Hutchinson J.W. (1976)
Fully plastic solutions and large scale yielding estimates for plane stress crack problems, Journal of engineering materials and technology, October 1976, pp. 289-295.

Skelton R.P. (1988)
Application of small specimen crack growth data to engineering components at high temperature : a review, in : Low cycle fatigue, ed. H.D. Salomon, G.R. Halford, ASTM STP 942, 1988, pp. 209-235.

Stolarz J., Baffie N. Magnin T. (2001)
Fatigue short crack behaviour in metastable austenitic stainless steels with different grain sizes, Materials Science and Engineering A, 2001, 319-321, pp. 521-526.

Taira S. (1973)
Relationship between thermal fatigue and low-cycle fatigue at elevated temperatire, in : Fatigue at elevated temperatures, ASTM STP 520, 1973, pp. 239-254.

Tamburini I. (2000)

Etude bibliographique du dossier fatigue thermique sur les tés RRA : NT DTP/SMET/LETA00/024, 2000, CEA/Cadarache.

Tanaka K. and Mura T. (1981)
A dislocation model for fatigue crack initiation, Journal of applied mechanics, 1981, 48, march, pp. 97-103.

Tomkins B. (1968)
Fatigue crack propagation – An analysis, Philosophical magazine, 1968, 18, pp. 1041-1066.

Tomkins B. (1974)
Fatigue crack propagation – An analysis, Philosophical magazine , 1974, 18, pp. 1041-1066.

Torres M.A.S. and Voorwald H.J.C. (2002)
An evaluation of shot peening, residual stress and stress relaxation on the fatigue life of AISI 4340 steel, International journal of fatigue, 2002, 24, pp. 877-886.

Vineyard G. H. (1957)
Journal of Physics and Chemistry 3, 1957, p. 121.

Wareing J. and Vaughan H.G. (1977)
The relationship between striation spacing, macroscopic crack growth rate, and low-cycle fatigue life of a type 316 stainless steel at 625°C, Metal science, october 1977, pp. 439-446.

Yoshihisa E. and Raman S.G.S. (2000)
Thermomechanical and isothermal fatigue behaviour of type 316 stainless steel base metal, weld metal, and joint, Science and technology of welding and joining, 2000, 5, n° 3, pp. 174-182.

Zauter R., Petry F., Christ H.-J., and Mughrabi H. (1993)
Thermomechanical fatigue of the austenitic stainless steel AISI 304L, in : Thermomechanical fatigue behavior of materials, ASTM STP 1186, ed. H. Sehitoglu, 1993, pp. 70-90.

Zauter R., Christ H.-J., and Mughrabi H. (1994)

Some aspects of thermomechanical fatigue of AISI 304L stainless steel : Part I. Creep-Fatigue Damage, Metallurgical and materials transactions A, 1994, 25A, February, pp.401-406.

Zauter R., Christ H.-J., and Mughrabi H. (1994)

Some aspects of thermomechanical fatigue of AISI 304L stainless steel : Part II. Dislocation Arrangements, Metallurgical and materials transactions A, 1994, 25A, February, pp.407-413.

Zener C. (1952)

Imperfections in nearly perfect crystals, ed. W. Schockley et al., Whiley, New York, 1952, p.197.

Zhixue W. (2001)

Short fatigue crack parameters describing the lifetime of unnotched steel specimens, International journal of fatigue, 2001, 23, pp. 363-369.

Zouani A., Bui-Quoc T. and Bernard M. (1999)

Fatigue life parameter for type 304 stainless steel under biaxial-tensile loading at elevated temperature, Journal of Engineering material and technology, 1999, 121, July, pp. 305-312.

VIII FATIGUE THERMIQUE

Ce chapitre présente les résultats d'essais de fatigue thermique réalisés sur des éprouvettes coins en aciers inoxydable austénitique 304L.

La première partie introduit les essais réalisés sur des éprouvettes lisses en fatigue thermique et la nature de l'endommagement produit.

La deuxième partie présente les résultats d'essais de propagation d'une fissure en fatigue thermique à partir d'une entaille usinée par électroérosion sur la même géométrie d'éprouvette.

A. FATIGUE THERMIQUE 256

A.1 INTRODUCTION 257

A.2 PROCÉDURE EXPÉRIMENTALE 258

A.2.1 Les éprouvettes de fatigue thermique 258

A.2.2 Définition des conditions expérimentales 258

A.3 RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX 260

A.3.1 Étalonnage thermique 260

A.3.2 Essai d'amorçage en fatigue thermique 260

A.3.3 Essai de propagation en fatigue thermique 261

A.4 PERSPECTIVES 262

A.5 EN RÉSUMÉ 263

VIII.1 INTRODUCTION

La fatigue thermique est le problème à l'origine de l'endommagement de nombreuses structures. La dégradation des pièces (circuits de refroidissement, turbomachines, aubes de turbines) est due aux contraintes d'origine thermique qui se développent durant les cycles de chauffage et de refroidissement qui correspondent aux séquences de démarrage et d'arrêt.

La caractérisation de l'endommagement en fatigue thermique peut être effectué sur des structures réelles ou sur banc. Les premiers essais de fatigue sur banc ont été introduits par Glenny et al. (1958-1959). Ils utilisaient des disques ou des éprouvettes prismatiques avec un bord mince. L'éprouvette est cyclée rapidement en température à l'aide de lits fluidisés (Glenny, 1967, 1970, 1974 Woodword et al. 1974). Plus tard, d'autres auteurs (Rezaï-Aria, 1986) ont eu recouru à un dispositif expérimental utilisant un banc à flammes afin de se rapprocher encore des conditions réelles de sollicitation des composants.

Des travaux plus récents (Fissolo 2001) se sont intéressés à l'amorçage et la propagation des fissures de fatigue thermique sur des structures en aciers inoxydables austénitiques. Les essais de type choc froid (dispositif SPLASH), réalisés sur des structures parallélépipédiques conduisent à la formation de réseaux de faïençage en surface (Figure VIII-1).

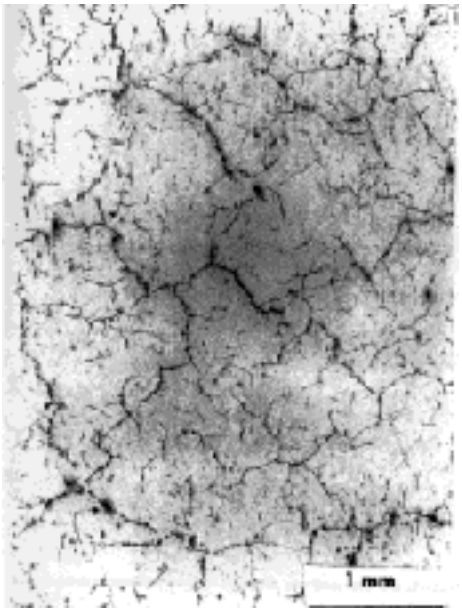


Figure VIII-1 : Réseau de faïençage thermique obtenu sur le dispositif SPLASH, acier 316 LN, T_{max} = 550°C, ΔT = 250°C, N = 10^5 cycles (Fissolo et al. 2000)

L'essai de fatigue thermique permet une simulation assez réaliste des conditions de fonctionnement en service. Toutefois, ce type d'essai nécessite un calcul thermique de la structure afin d'accéder aux champs de température en tout point de la structure

et un calcul mécanique permettant de déterminer l'état de déformations et les niveaux de contraintes. Une telle démarche a été suivie par Spera 1969 et Mowbray en 1976 et d'une façon plus raffinée par Rezaï 1986, Bernard 1990 puis Koster et al. 1995.

L'objet de ce chapitre est donc de caractériser l'endommagement en fatigue thermique de l'acier inoxydable austénitique 304L. Les essais présentés dans ce chapitre sont réalisés sur des éprouvettes type coin, suivant la procédure expérimentale décrite par la suite. La démarche scientifique vise à valider par la suite les résultats obtenus expérimentalement, à partir d'un calcul thermomécanique, par des essais sur élément de volume de type mécano-thermique.

VIII.2 PROCEDURE EXPERIMENTALE

VIII.2.1 Les éprouvettes de fatigue thermique

Les essais de fatigue thermique sont réalisés sur des éprouvettes prismatiques de type coin. La forme et les dimensions des éprouvettes sont indiquées sur la Figure VIII-2. Une telle géométrie est choisie afin de localiser l'endommagement thermique sur le bord mince. Köster (1997) a discuté dans le cadre de sa thèse l'influence des dimensions des éprouvettes coins sur l'amorçage et la propagation des fissures de fatigue thermique dans le cas du Superwaspaloy.

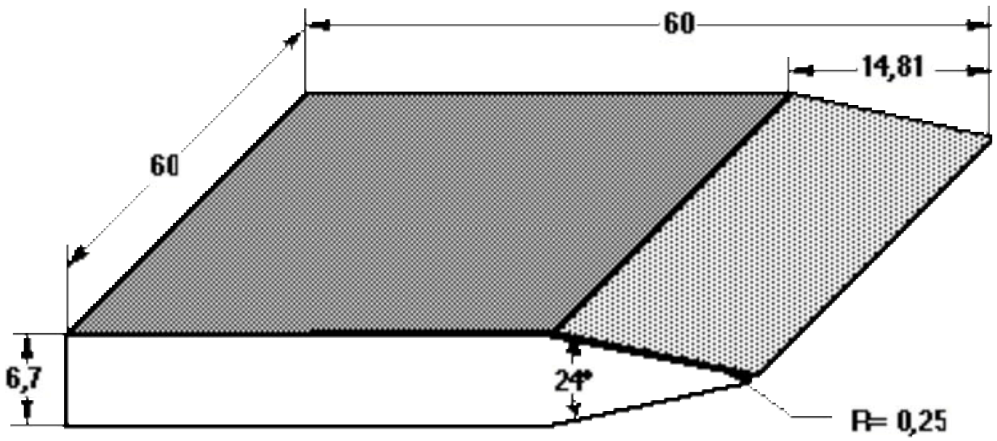


Figure VIII-2 : Schéma et dimension de l'éprouvette lisse de fatigue thermique

VIII.2.2 Définition des conditions expérimentales

Les essais de fatigue thermique sont réalisés sur un banc de fatigue thermique. L'installation de fatigue thermique consiste en un four à radiation à 6 lobes elliptiques d'une puissance de 9 kW, complété par un système de refroidissement par air comprimé (Figure VIII-3). L'ensemble est placé dans une enceinte insonorisée en état de légère dépression grâce à un système d'aspiration.

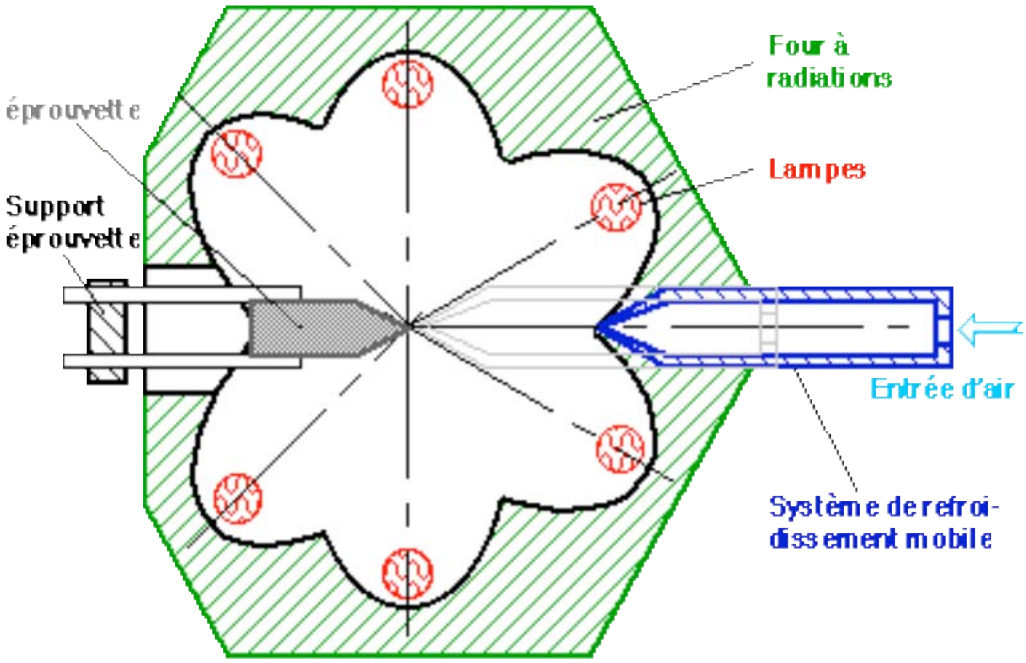
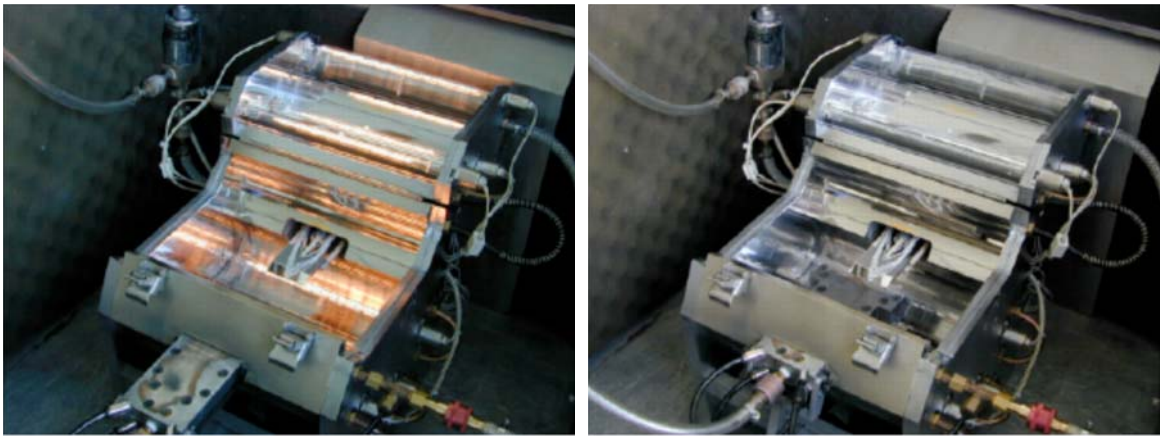


Figure VIII-3 : Schéma Synoptique de l'installation de fatigue thermique



(a) (b)

Figure VIII-4 : Photos du dispositif expérimental (a) phase de chauffage (b) phase de refroidissement

L'éprouvette, non bridée, repose horizontalement sur deux tiges d'alumine et est maintenue en position par une troisième. Le montage de l'éprouvette est réalisé de telle sorte que le bord mince de celle-ci se trouve au foyer du four. Ainsi, le bord mince de l'éprouvette est chauffé uniformément sur toute sa longueur. Le refroidissement est assuré par un écoulement d'air comprimé sur le bord mince de l'éprouvette. Afin d'optimiser les performances du four à la fois au chauffage et au refroidissement, la buse assurant le guidage de l'air est amovible. Ainsi, lors du chauffage, elle se trouve en position arrière ; sa forme, qui favorise la réflexion des radiations, contribue au chauffage de l'éprouvette (Figure VIII-4-a). Au refroidissement, la buse est avancée par un dispositif pneumatique jusqu'à une distance de 3 mm du bord mince (Figure VIII-4-b).

Un thermocouple Chromel-Alumel d'asservissement est soudé sur l'éprouvette de fatigue thermique à proximité du bord mince dans la partie centrale. La soudure est effectuée 2 mm en retrait de l'extrémité de l'éprouvette pour éviter tout problème d'amorçage d'une fissure sur la soudure du thermocouple.

Le cycle thermique que nous imposons aux éprouvettes consiste en une période de chauffage suivi d'un temps de maintien à la température maximale de 320°C et puis un refroidissement rapide jusqu'à la température ambiante. Nous appliquons aux éprouvettes des séquences de 200 à 4000 cycles. Après chaque séquence, nous observons les surfaces de l'éprouvette au microscope électronique à balayage permettant de déceler la présence de fissures. La taille de chaque fissure est alors relevée ce qui nous permet d'établir un graphe décrivant la cinétique de fissuration de l'éprouvette. À l'issue des observations, nous remontons l'éprouvette sur le banc de fatigue thermique en prenant soin de la retourner afin d'exposer les deux faces du bord mince d'une manière plus uniforme au chauffage et au refroidissement.

VIII.3 RESULTATS EXPERIMENTAUX

VIII.3.1 Étalonnage thermique

Sur une éprouvette d'étalonnage, la température en surface est mesurée au cours d'un cycle thermique stabilisé à l'aide de 14 thermocouples. Les thermocouples sont disposés dans le milieu de l'éprouvette de part et d'autre du plan médian. La Figure VIII-5 indique l'implantation de ces thermocouples sur l'éprouvette de fatigue thermique. Le relevé des températures en surface de l'éprouvette est effectué lors du dixième cycle de fatigue thermique et ce cycle peut être considéré du point de vue thermique comme stabilisé.

La Figure VIII-6 donne la réponse thermique en surface du matériau suivant un cycle de 120 secondes de chauffage et 60 secondes de refroidissement. Le cycle thermique testé dans le cadre de cette étude consiste en une période de chauffage rapide suivi d'un maintien à la température maximale (T_{max} = 320°C), la troisième séquence est un refroidissement forcé jusqu'à la température ambiante.

Pour des raisons de durée d'essai, un deuxième cycle a été retenu. Il est composé d'une période de chauffage et maintien de 42 secondes et 54 secondes de refroidissement forcé. La Figure VIII-7 représente la réponse thermique du matériau suivant ce type de cycle.

VIII.3.2 Essai d'amorçage en fatigue thermique

Un essai d'amorçage a été mené sur une éprouvette coin lisse suivant le cycle 120 secondes de chauffage + 60 secondes de refroidissement appelé cycle 120/60.

L'essai est réalisé suivant la procédure expérimentale détaillée dans le paragraphe VIII.2.2. Le nombre de cycleS à l'amorçage dans ces conditions expérimentales est estimé entre 22630 et 26630 cycles. À 26630 cycles, on a mis en évidence le début de propagation de plusieurs fissures sur le bord mince de

l'éprouvette. La Figure VIII-8 présente deux des fissures que l'on a pu observer à la surface de l'éprouvette.

Après amorçage, on a changé le cycle thermique imposé à l'éprouvette pour un cycle 42/54 (42 secondes de chauffage et 54 secondes de refroidissement) afin de propager les fissures amorcées. Dans ce qui suit nous présenterons l'évolution de la taille de quelques fissures du réseau formé.

La Figure VIII-9 présente l'évolution de la taille moyenne de chaque fissure en fonction du nombre de cycles. La taille moyenne d'une fissure ***i*** est définie par la moyenne des longueurs de la fissure mesurée de part et d'autre de l'éprouvette.

On remarque qu'après amorçage, les fissures se propagent, globalement, suivant la même cinétique (fissures a, b et c). À 40976 cycles, une fissure de taille plus importante que les autres fissures s'est révélée (fissure d). Cette fissure possède une vitesse de propagation plus élevée et commence à avoir un caractère dominant.

Pour des raisons de durée trop importante, l'essai a été interrompu à 45000 cycles.

VIII.3.3 Essai de propagation en fatigue thermique

Éprouvette entaillée

Afin d'étudier la cinétique de fissuration de l'acier inoxydable austénitique 304L sous sollicitations purement thermiques, nous avons réalisé un essai de fissuration sur une éprouvette coin entaillée. L'entaille est usinée au milieu du bord mince de l'éprouvette par électroérosion par fil suivant la géométrie et les dimensions de la Figure VIII-10. L'essai est mené suivant la même procédure expérimentale détaillée dans le paragraphe VIII.2.2.

Résultats expérimentaux

La propagation de la fissure à partir de l'entaille est réalisée suivant le cycle thermique de type 42/54. Le suivi de la fissure des deux côtés de l'éprouvette nous a permis de tracer la courbe de fissuration Figure VIII-11 avec : a_{th} est la taille projetée de la fissure suivant la direction perpendiculaire au bord mince du côté du thermocouple d'asservissement de la température et a_{sth} est la taille de la fissure du côté opposé.

Le graphique montre l'existence de trois stades de propagation :

Un premier stade caractérisé par de faibles vitesses de fissuration

Un second stade où la fissure se propage de plus en plus vite des deux côtés du bord de l'éprouvette

Pendant le troisième stade, la vitesse de fissuration chute, ce qui met en évidence un ralentissement progressif de la fissure.

La Figure VIII-12 compare l'évolution de la taille *mécanique* et la taille *vraie* de la fissure en fonction du nombre de cycles. La taille *mécanique* est définie par la taille de la fissure suivant la direction perpendiculaire au bord mince de l'éprouvette. La taille *vraie* correspond à la taille réelle de la fissure. Le graphique montre que la fissure propagée à partir de l'entaille suit un trajet curviligne et que la courbe de fissuration réelle change par rapport à la définition mécanique du problème.

En comparant la courbe de fissuration obtenue sur éprouvette entaillée et celle des fissures amorcées sur l'éprouvette lisse (Figure VIII-13), on constate que la cinétique de fissuration sur éprouvette lisse est comparable à celle observée en début d'essai pour l'éprouvette entaillée.

L'essai de propagation de fissure en fatigue thermique est donc représentatif de la propagation d'une fissure en fatigue thermique sur ce type d'éprouvette, il permet cependant de s'affranchir de la période d'amorçage des fissures.

La Figure VIII-14 présente deux photos prises au microscope électronique à balayage (MEB) de la fissure des deux côtés de l'éprouvette. Ces deux photos montrent que la fissure ne se propage pas dans un plan, mais est tridimensionnelle et que le trajet de fissuration dans ces conditions d'essai est majoritairement transgranulaire.

À 48961 cycles, l'éprouvette est découpée pour observer le faciès de rupture. L'observation optique du faciès de rupture (Figure VIII-15) met en évidence un front de fissure semi-circulaire, caractérisé par une oxydation assez importante des deux lèvres de la fissure.

Il est à noter qu'à 46273 cycles, on a détecté la présence de plusieurs fissures secondaires qui se sont amorcées en dehors de la zone entaillée, et qui se sont propagées sur des longueurs de 0,38 mm et 0,71 mm respectivement comme le montre la Figure VIII-16.

VIII.4 PERSPECTIVES

Les travaux entamés en fatigue thermique sur éprouvettes 'coin', nous semblent prometteurs. Il serait intéressant de les compléter par un calcul thermomécanique en premier lieu, puis par un essai de fatigue mécano-thermique sur élément de volume. En effet, les premiers résultats obtenus en termes de modélisation de la réponse thermique du matériau nous permettront d'accéder aux champs de température et de déformation mécanique de l'éprouvette. Puis, par un calcul mécanique de déterminer l'état des contraintes-déformations en tout point de la structure. En reproduisant cette sollicitation mécano-thermique sur élément de volume, l'éprouvette tubulaire, il sera possible de valider la modélisation du comportement du matériau et de comparer le nombre de cycles à rupture de l'éprouvette tubulaire au nombre de cycles à l'amorçage obtenu pour la structure dans les mêmes conditions de sollicitations.

VIII.5 EN RESUME

Dans ce chapitre, l'essai de fatigue thermique sur structure a été introduit.

Nous avons présenté les premiers résultats expérimentaux obtenus suivant un cycle à T_{min}=25°C et T_{max}=320°C.

Un essai sur éprouvette lisse permet d'accéder au nombre de cycles nécessaires à l'amorçage d'une fissure suivant un cycle 120/60.

Un essai de propagation suivant un cycle 42/54 donne la cinétique de fissuration sur ce type d'éprouvette. Les résultats obtenus en propagation des fissures amorcées sur éprouvette lisse sont confrontés à ceux obtenus à l'aide d'une éprouvette entaillée. Cette comparaison permet de valider l'essai de propagation à partir d'une entaille par rapport à la propagation d'une fissure de fatigue thermique.

L'endommagement par fatigue thermique sur ce type de matériau, dans les conditions testées, est caractérisé par une fissuration de type transgranulaire et une oxydation non négligeable de l'acier inoxydable austénitique 304L.

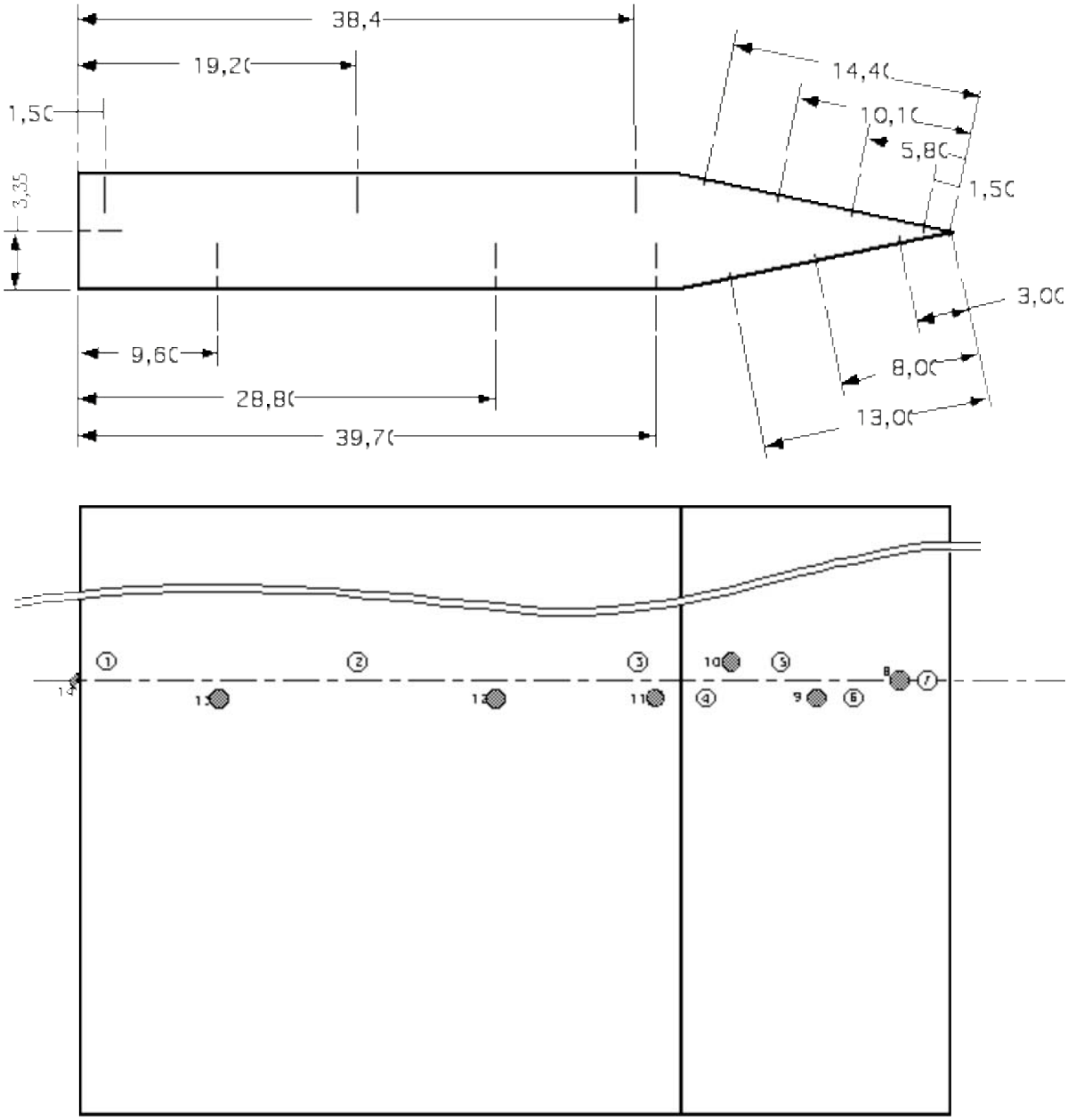


Figure VIII-5 : Instrumentation de l'éprouvette de fatigue thermique pour les relevés de températures

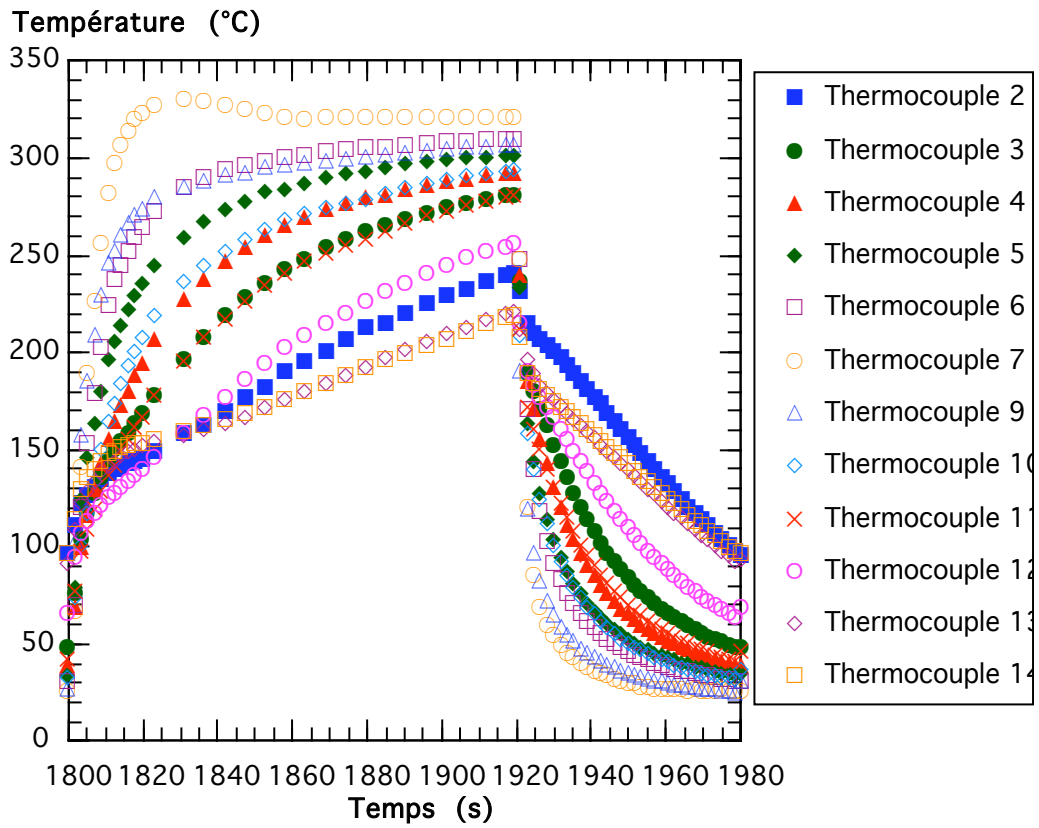


Figure VIII-6 : Réponse thermique en surface du matériau : temps de chauffage 120 s temps de refroidissement 60 s

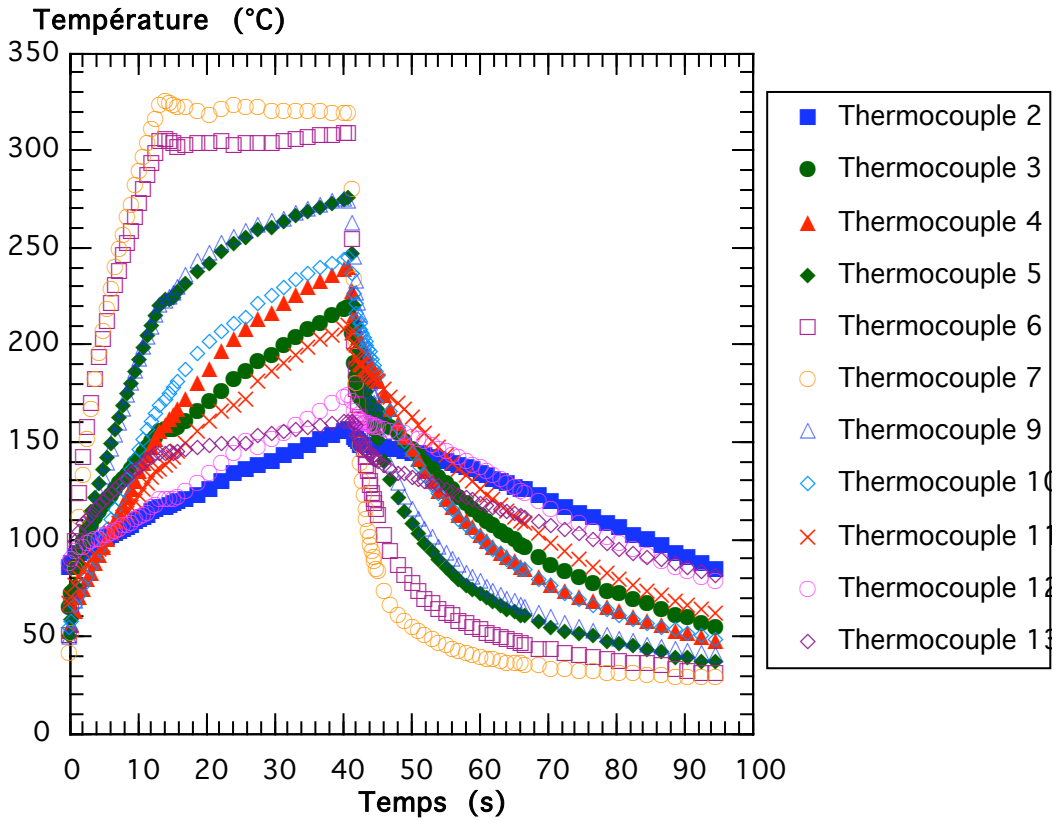


Figure VIII-7 : Réponse thermique en surface du matériau : temps de chauffage 42 s temps de refroidissement 54 s

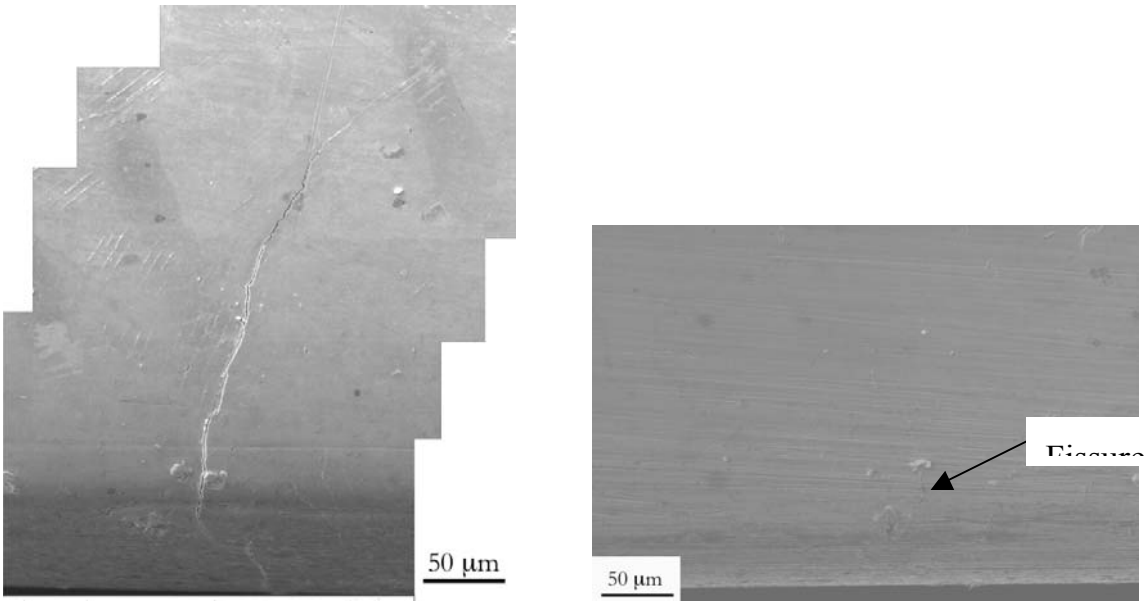


Figure VIII-8 : Fissures de fatigue thermique T_{min} = 25°C, T_{max} = 320°C N = 26630 cycles

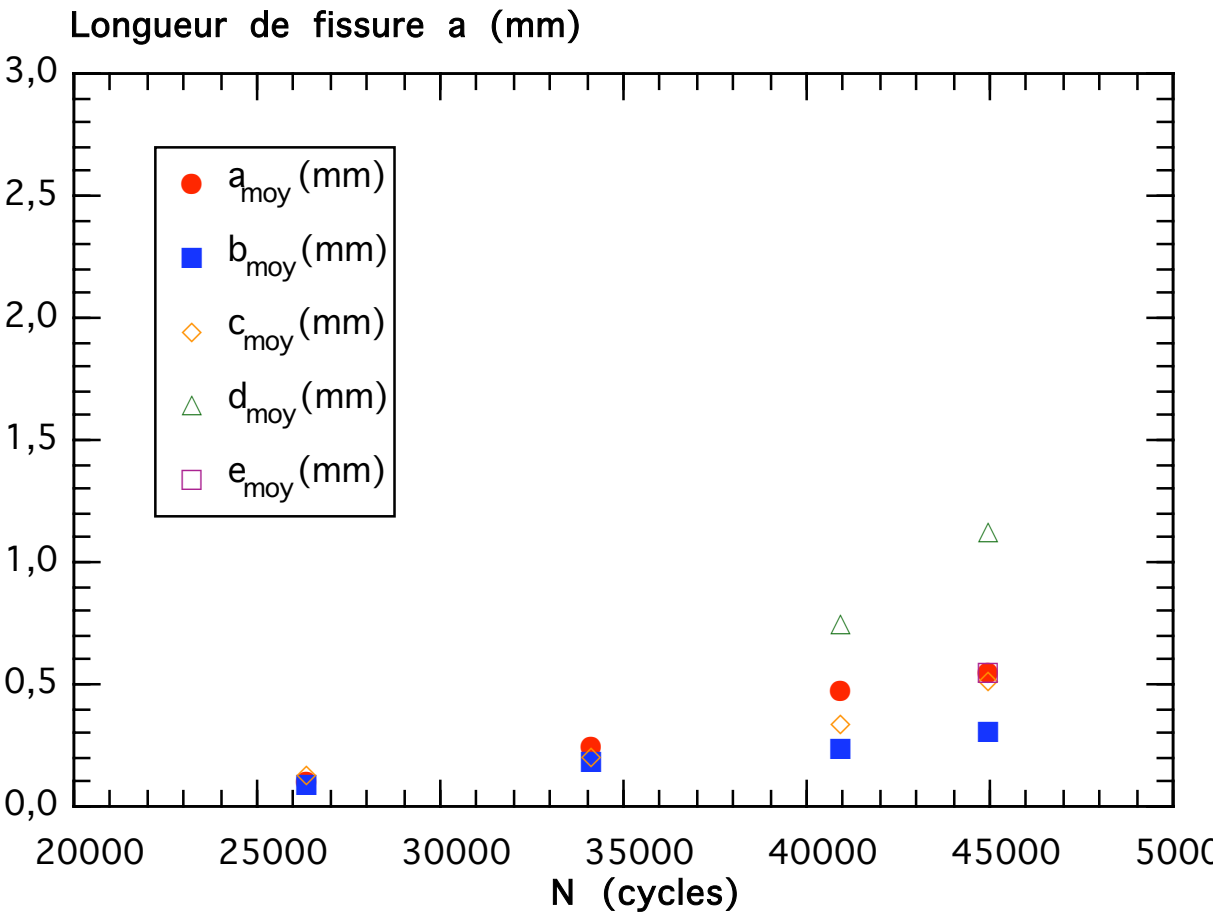


Figure VIII-9 : Evolution de la taille des fissures de fatigue thermique sur éprouvette coin T_{min} = 25°C, T_{max} = 320°C

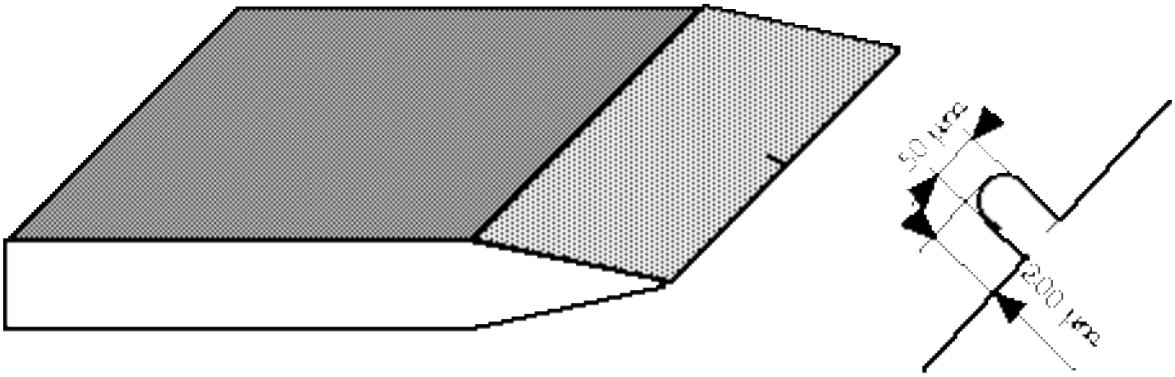


Figure VIII-10 : Géométrie et dimensions de l'entaille réalisée sur éprouvette de fatigue thermique

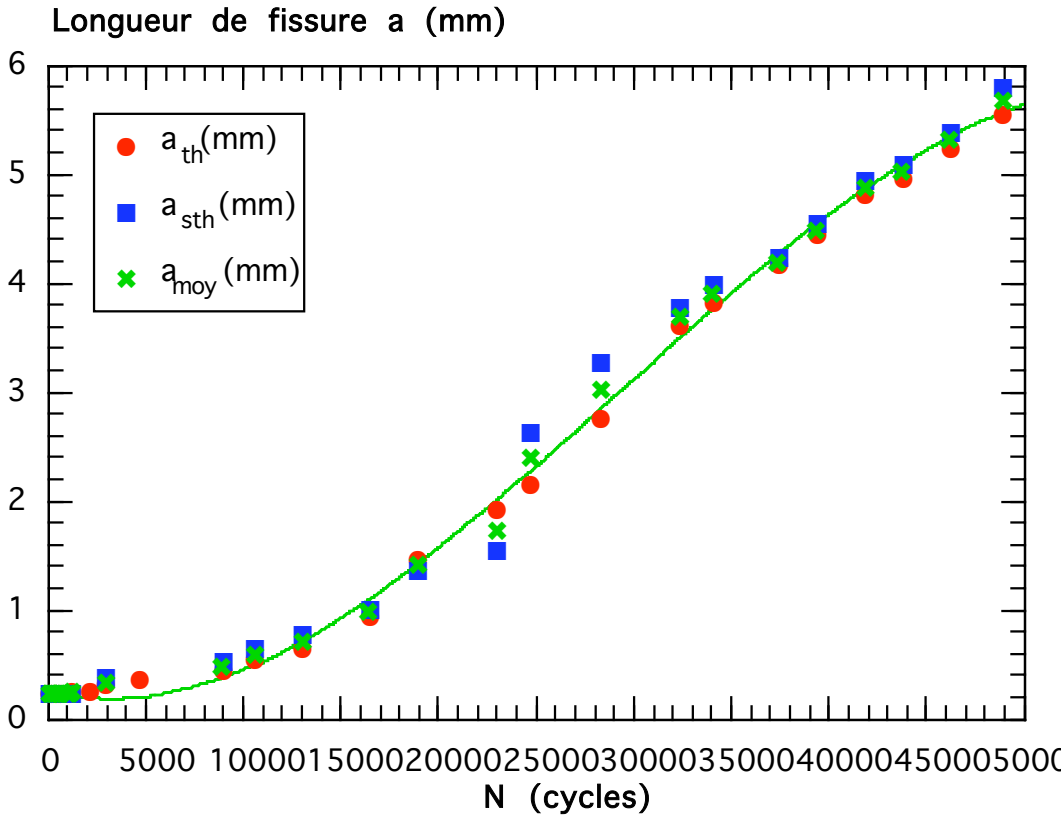


Figure VIII-11 : Evolution de la taille de fissure thermique en fonction du nombre de cycles des deux côtés de l'éprouvette entaillée

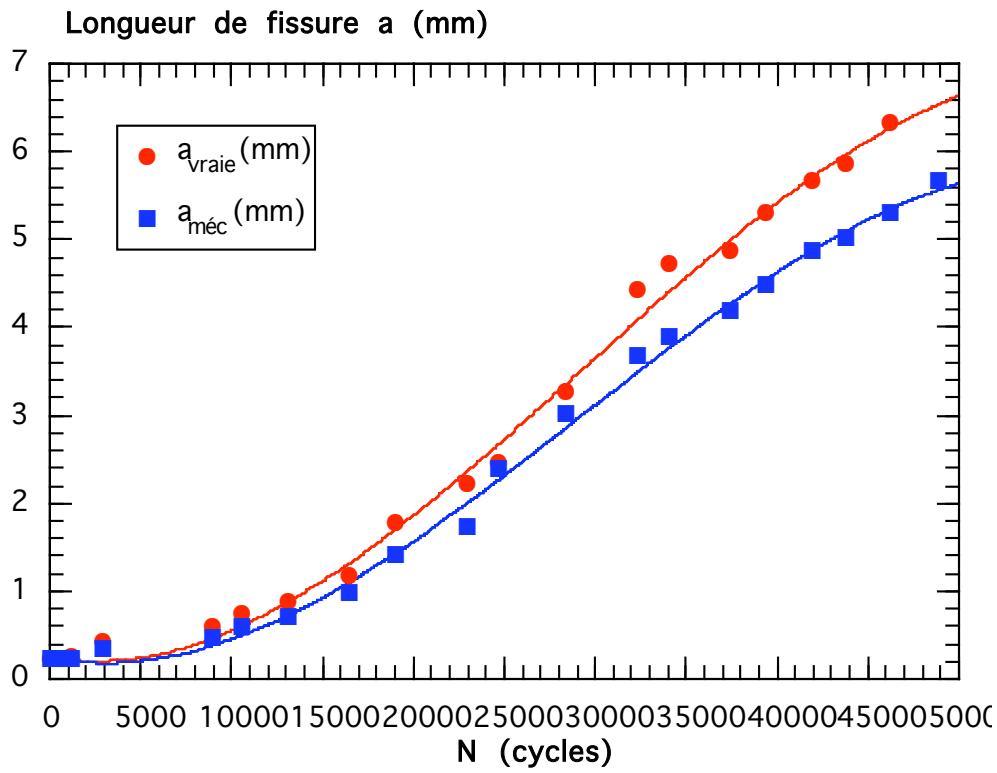


Figure VIII-12 : Evolution de la taille de la fissure au cours d'un essai de propagation en fatigue thermique : comparaison entre la taille mécanique de la fissure et la taille vraie de la fissure

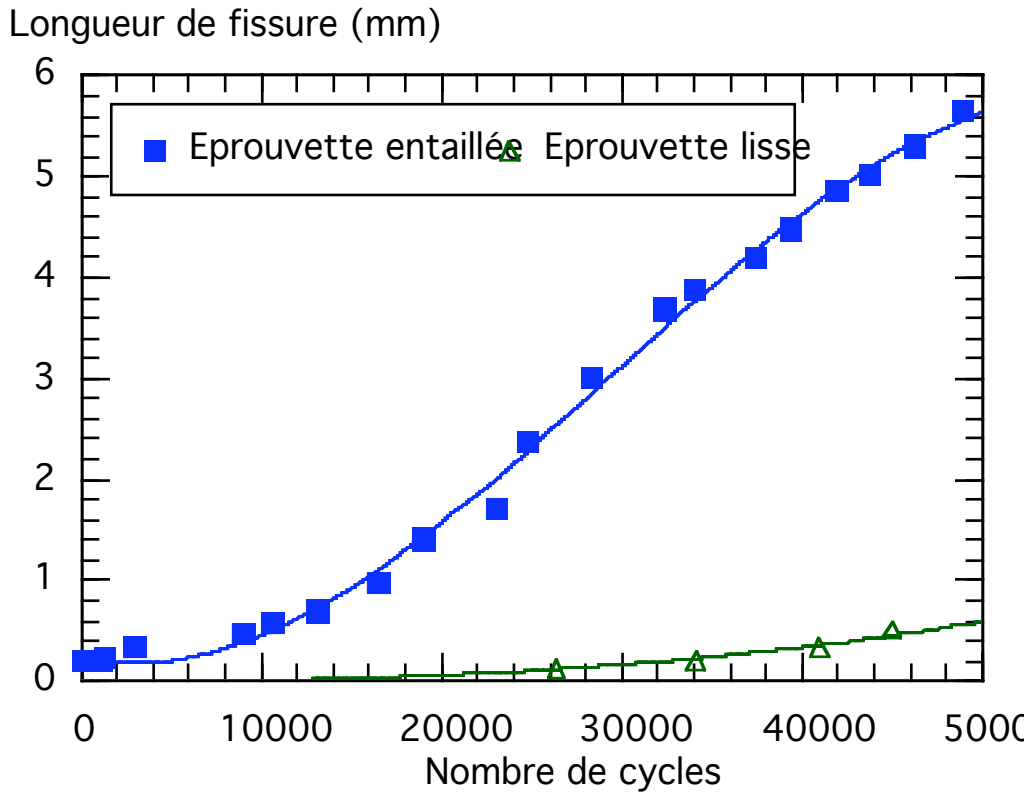


Figure VIII-13 : Comparaison de l'évolution de la taille de fissure thermique durant l'essai de fatigue thermique en fonction du type d'éprouvette (lisse ou entaillée)

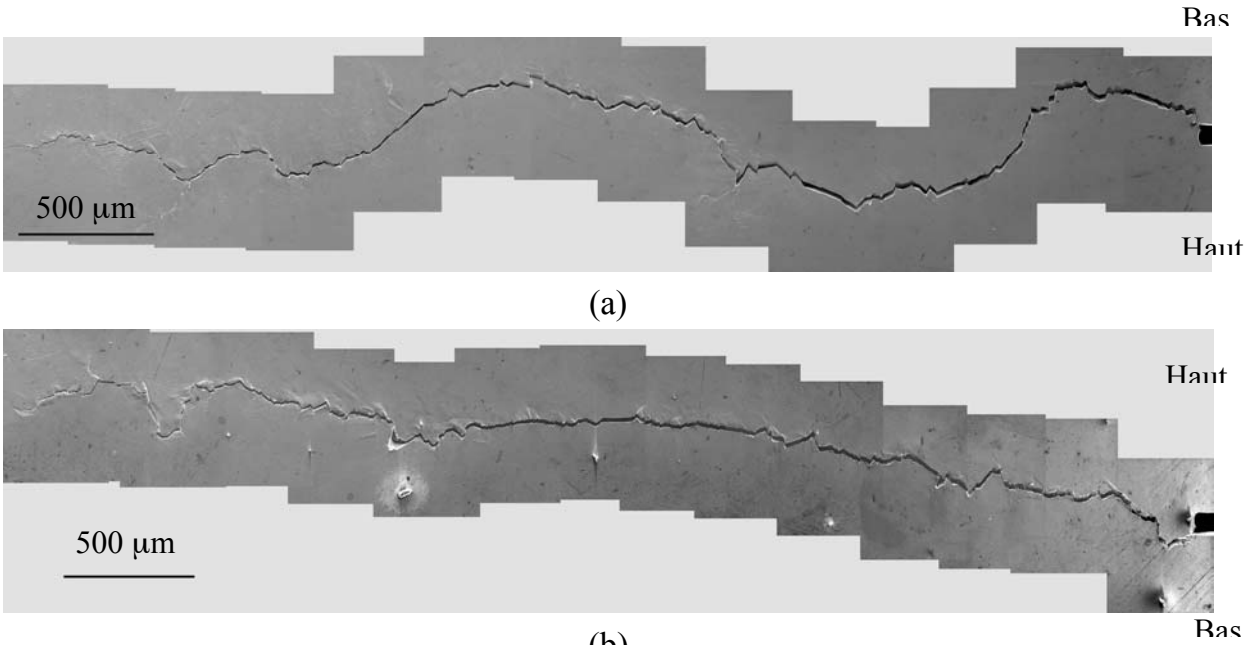


Figure VIII-14 : Fissure de fatigue thermique des deux côtés de l'éprouvette
N = 39425 cycles, T_{min} = 25°C, T_{max} = 320°C

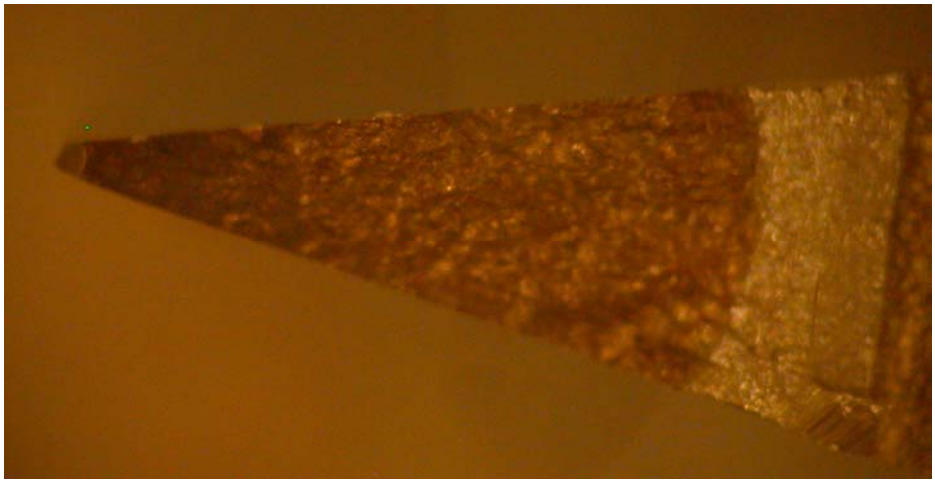


Figure VIII-15 : Faciès de rupture en fatigue thermique, N = 48961 cycles, T_{min} = 25°C, T_{max} = 320°C

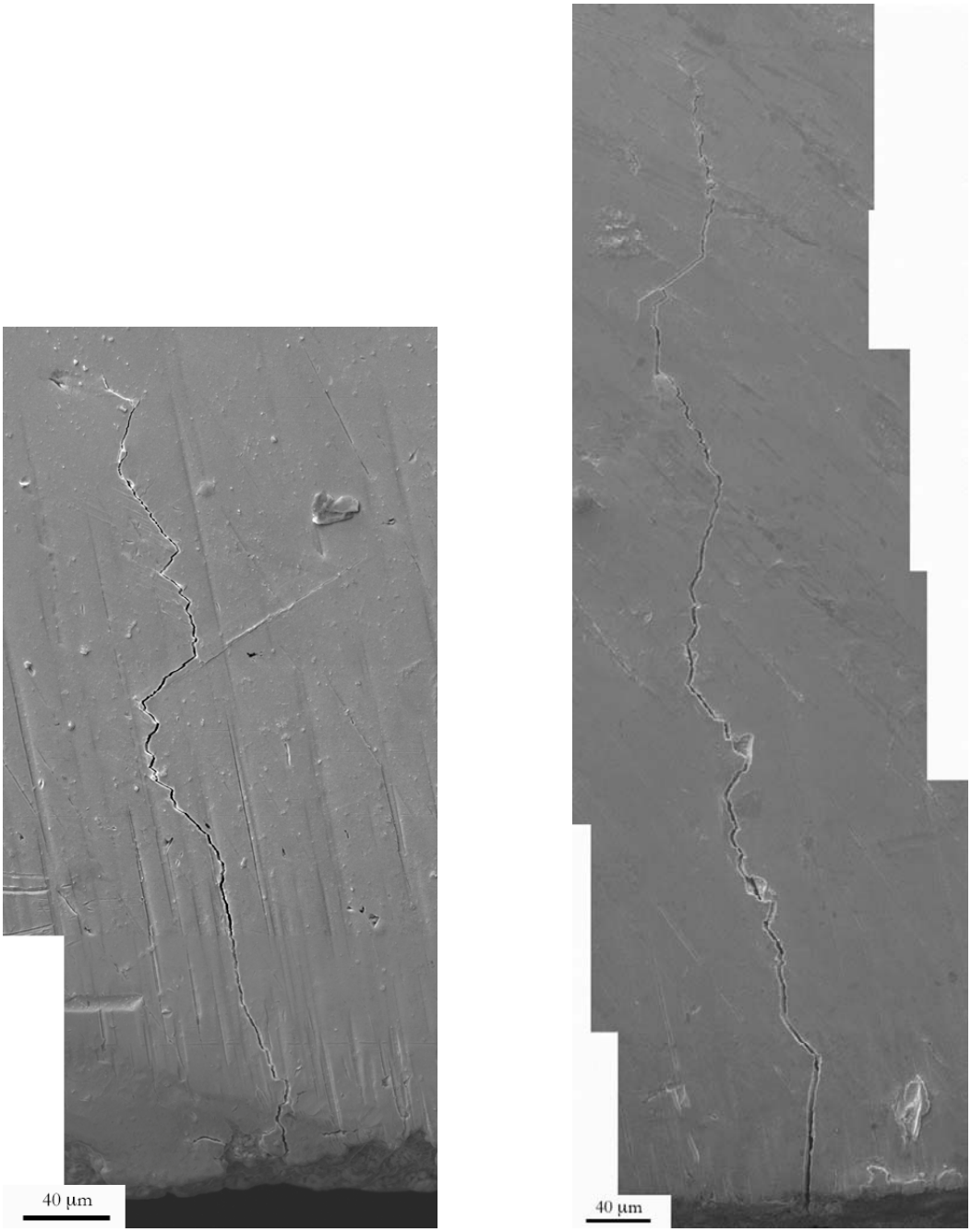


Figure VIII-16 : Fissures secondaires apparues à côté de l'entaille en fatigue thermique
N = 46273 cycles, T_{min} = 25°C, T_{max} = 320°C

IX CALCUL THERMIQUE SUR ÉPROUVETTE SPLASH

Cette partie présente la procédure de calcul du cycle mécano-thermique dans une éprouvette type structure (SPLASH) sollicité en fatigue thermique.

Les résultats présentés dans cette annexe sont issus du travail de modélisation réalisé dans le cadre de la thèse de Valérie Maillot (2003).

IX.1 INTRODUCTION

L'essai SPLASH a pour but de reproduire sur éprouvette de structure le gradient thermique induit par des fluctuations thermiques des fluides sur les composants réels.

L'éprouvette a une zone utile parallélépipédique de 20x30x200 mm3. Elle est chauffée par effet joule, et refroidie périodiquement sur deux faces opposées par eau pulvérisée à travers deux fenêtres par des pistolets, sous forme de brouillard. Il s'agit donc d'un cyclage thermique de type : choc froid (Fissolo A. et al 2000, Fissolo A. 2001 et Maillot V. 2001).

IX.2 METHODE DE CALCUL

Le calcul de la variation du champ de déformation dans la structure est basé sur la distribution thermique induite par un cycle de type refroidissement + chauffage + maintien. Le cycle thermique modélisé dans cette partie est constitué d'une période de refroidissement de 0,25 secondes suivie d'une phase de chauffage + maintien de 7,5 secondes. Le cycle simulé dure ainsi 7,75 secondes.

La première étape consiste à étalonner thermiquement la structure par des enregistrements de la variation de la température dans l'épaisseur au cours de l'essai.

Une modélisation numérique du cycle thermique permettra ensuite d'accéder au champ de température en tout point de la structure. La modélisation étant faite sur un quart d'éprouvette vu la symétrie du problème (Figure IX-1).

La Figure IX-2 donne la variation de température au cours d'un cycle thermique pour différentes épaisseurs. La variation de la température est moins importante en profondeur par rapport à la variation de la température en surface de l'éprouvette. Un gradient thermique est créé le long de l'épaisseur de la structure.

À partir de la distribution de température et avec un calcul thermo-élastique (Maillot V. 2003), on obtient la variation de la déformation mécanique suivant les trois directions principales (Figure IX-3). Le calcul de la déformation mécanique tient en compte un état d'équilibre à la température maximale T_{max} = 320°C (ε_m = 0%) (essai type choc froid). On remarque que le cyclage thermique crée un état de déformation

tri-axial avec une sollicitation en traction suivant les directions Y et Z et une déformation de compression suivant la direction X (Figure IX-4).

Sachant que les fissures de fatigue thermique amorcées dans ce type de structures sont du type réseau de faïençage (Maillot V. 2003), on ne s'intéressera par la suite que des composantes du champ de déformation suivant les directions Y et Z.

La variation de la déformation mécanique suivant ces deux directions en fonction de la température en surface (Figure IX-5) montre que le premier élément de volume de la structure est sollicité suivant un cycle hors-phase. L'amplitude de la déformation mécanique est plus importante suivant la direction Z comparée à l'amplitude de déformation suivant la direction Y. Le cycle mécano-thermique suivant la direction Y présente une hystérésis, chose qu'on n'observe pas suivant la direction Z.

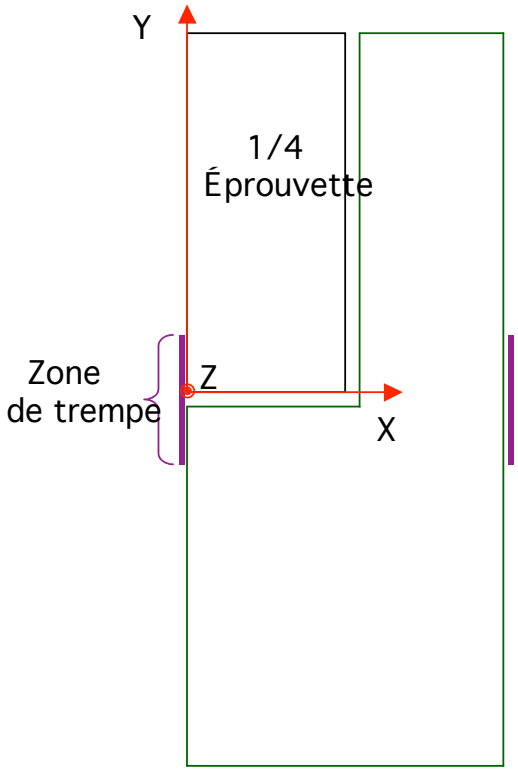


Figure IX-1 : Configuration du système d'axe choisie dans le calcul sur structure en fatigue thermique type SPLASH

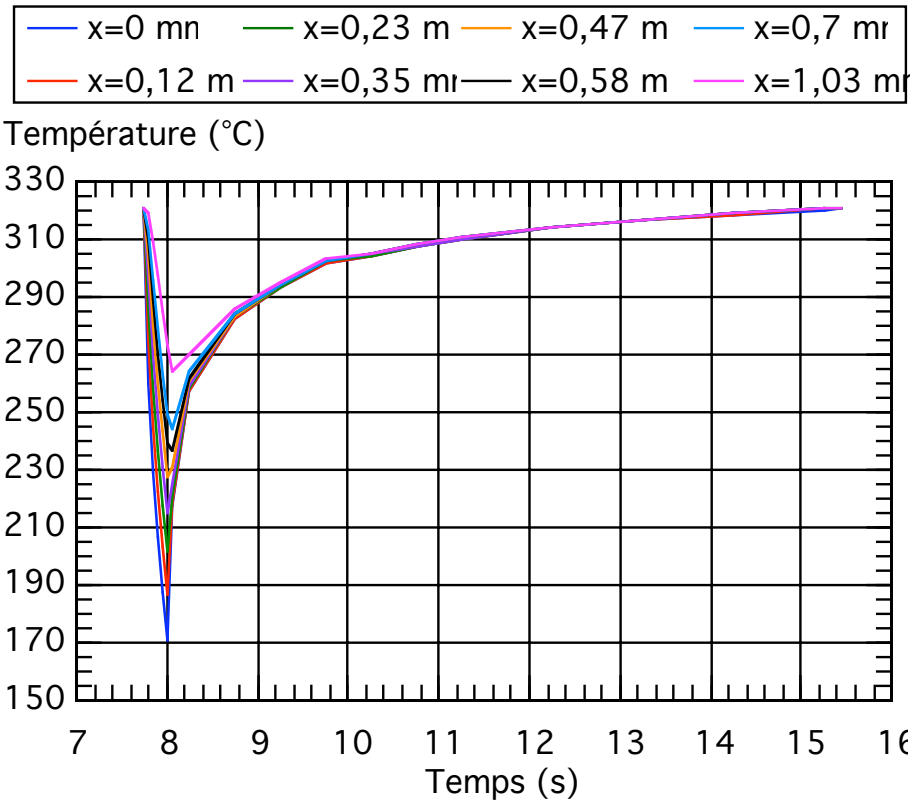


Figure IX-2 : Variation de la température en fonction du temps pour différentes épaisseurs dans la structure en fatigue thermique SPLASH

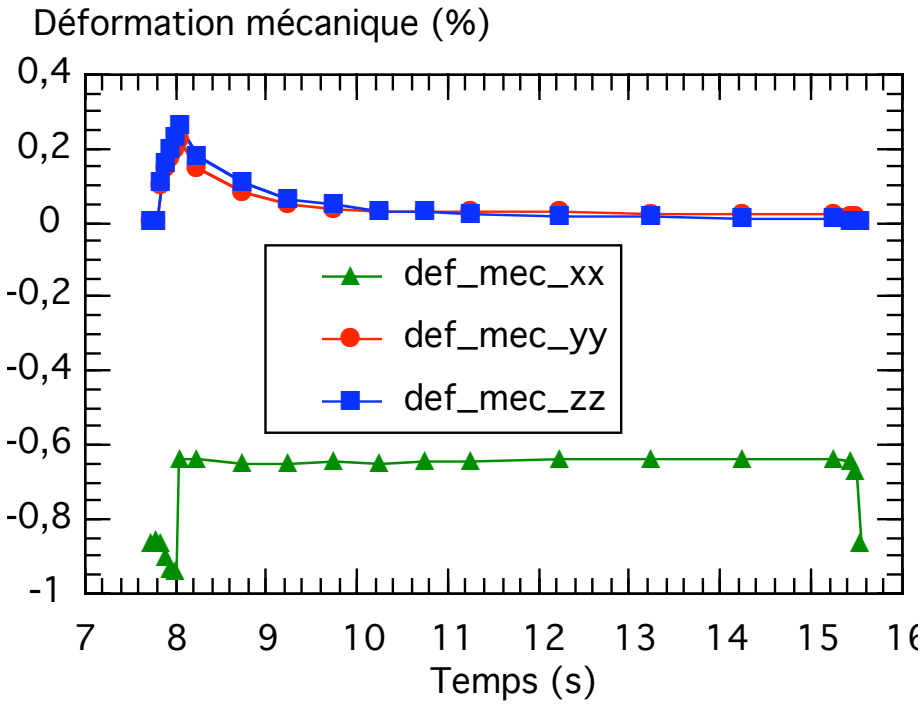


Figure IX-3 : Variation des déformations mécaniques principales en surface calculée à partir du champ de température dans la structure en fonction du temps

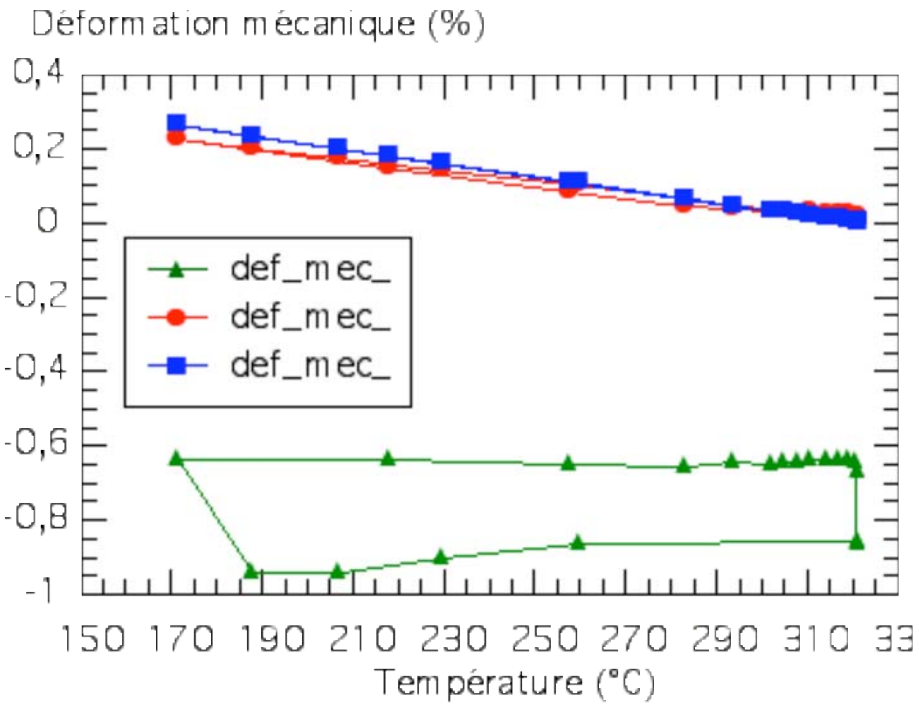


Figure IX-4 : Cycles déformation mécanique – température en surface de la structure sollicitée en fatigue thermique

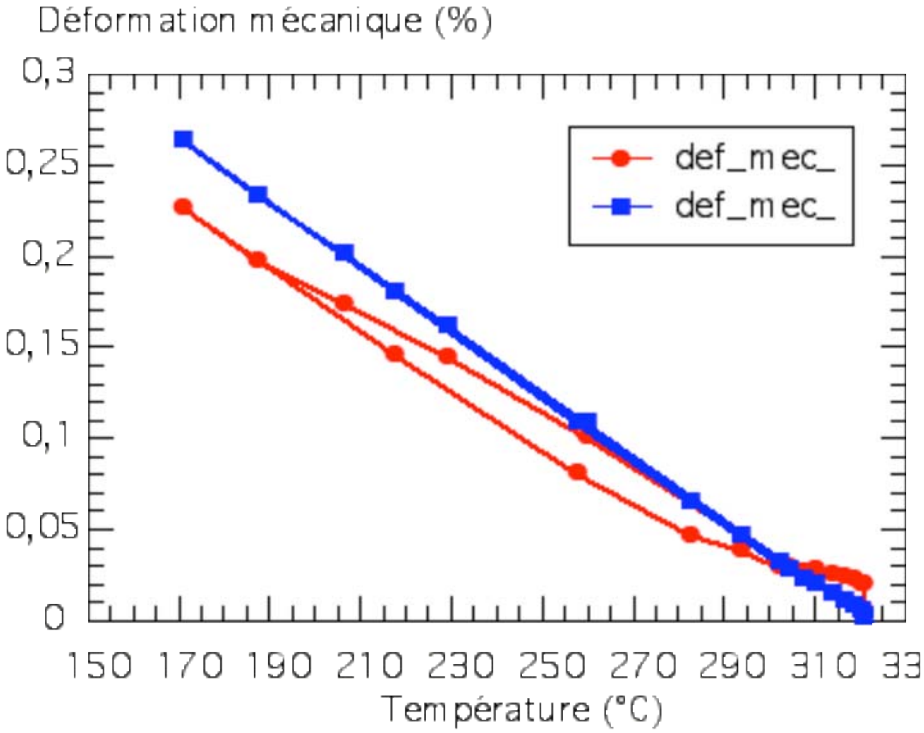


Figure IX-5 : Cycles déformation mécanique – température en surface T_{max} = 320°C ΔT = 150°C

X ANNEXE C

X.1 RELAXATION DE L'ETAT VIERGE

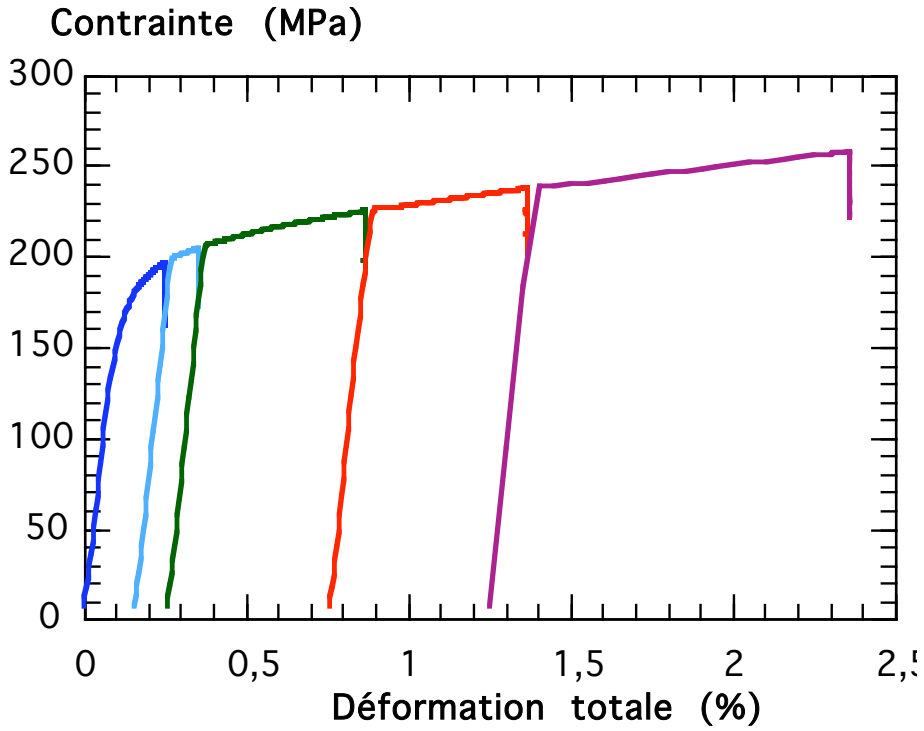


Figure X-1 : Trajet de chargement d'une éprouvette de relaxation, **T = 50°C,** $\dot{\varepsilon}_{ch} = 10^{-5} s^{-1}$

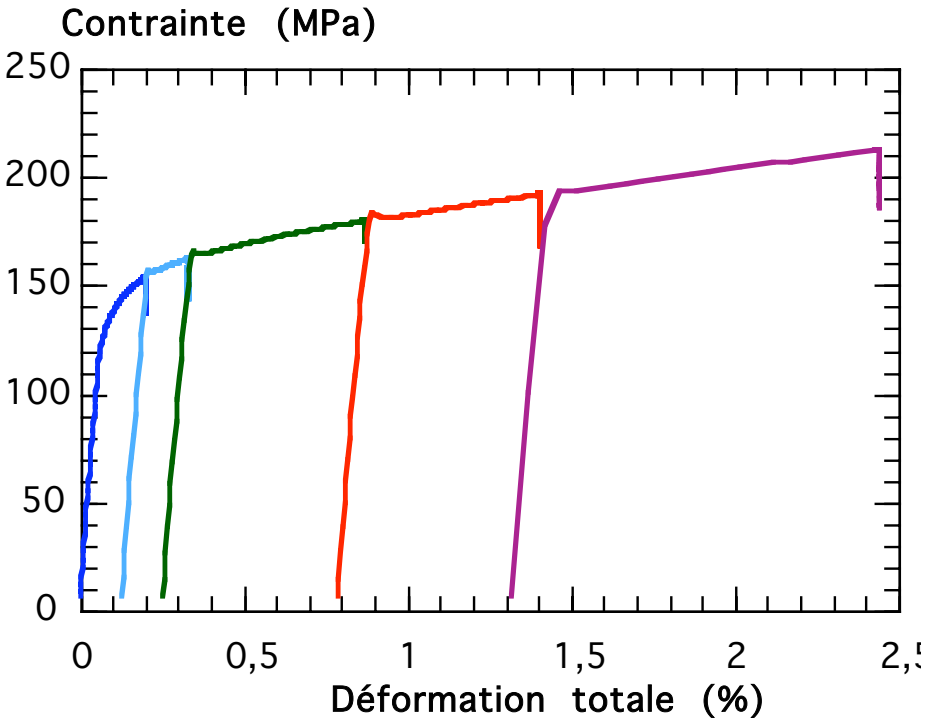


Figure X-2 : Trajet de chargement d'une éprouvette de relaxation, **T = 150°C**, $\dot{\varepsilon}_{ch} = 10^{-5} s^{-1}$

X.2 RELAXATION DES ETATS PRE-ECROUIS

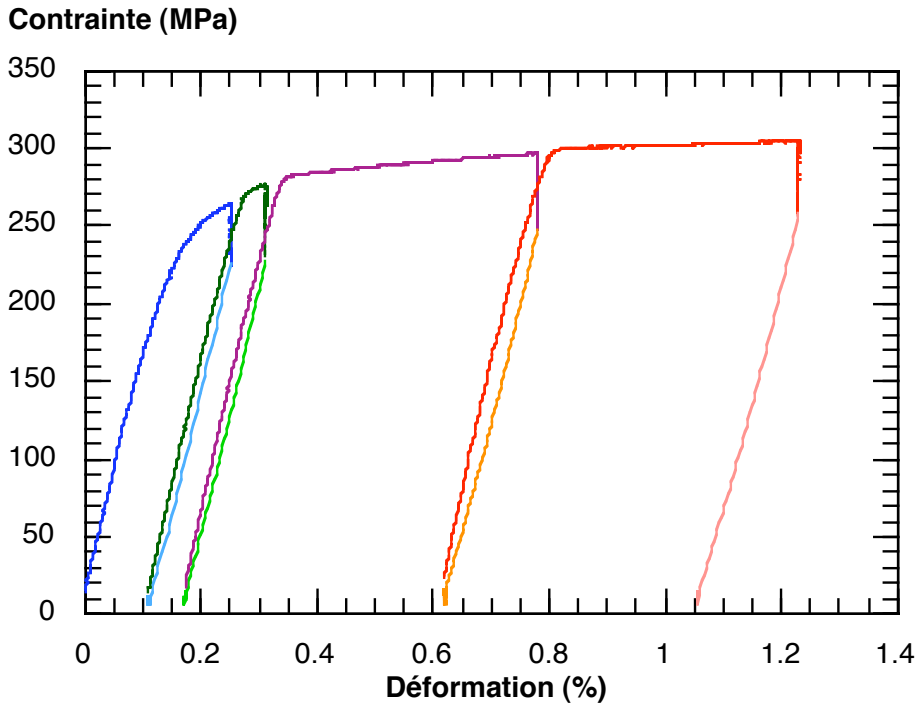


Figure X-3 : Trajet de chargement réalisé au cours des différents essais de relaxation à la température de **50°C** avec $|\dot{\varepsilon}_{ch}| = |\dot{\varepsilon}_{dech}| = 10^{-5}$ s^{-1} sur matériau pré-écroui cycliquement à température ambiante

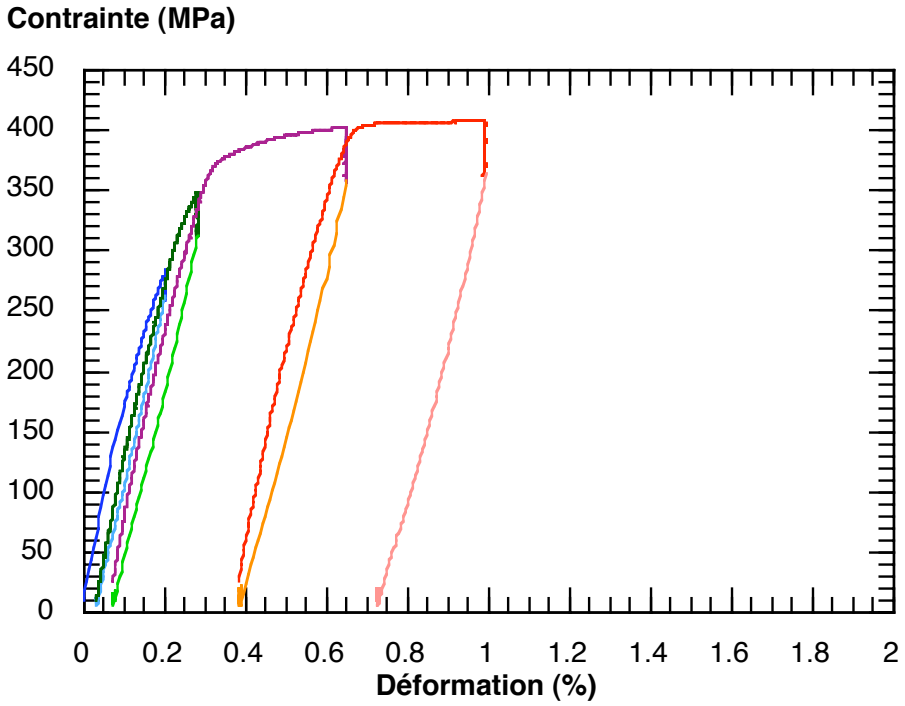


Figure X-4 : Trajet de chargement réalisé au cours des différents essais de relaxation à la température de **50°C** avec $|\dot{\varepsilon}_{ch}| = |\dot{\varepsilon}_{dech}| = 10^{-5}$ s^{-1} : matériau pré-écroui sous chargement monotone à température ambiante

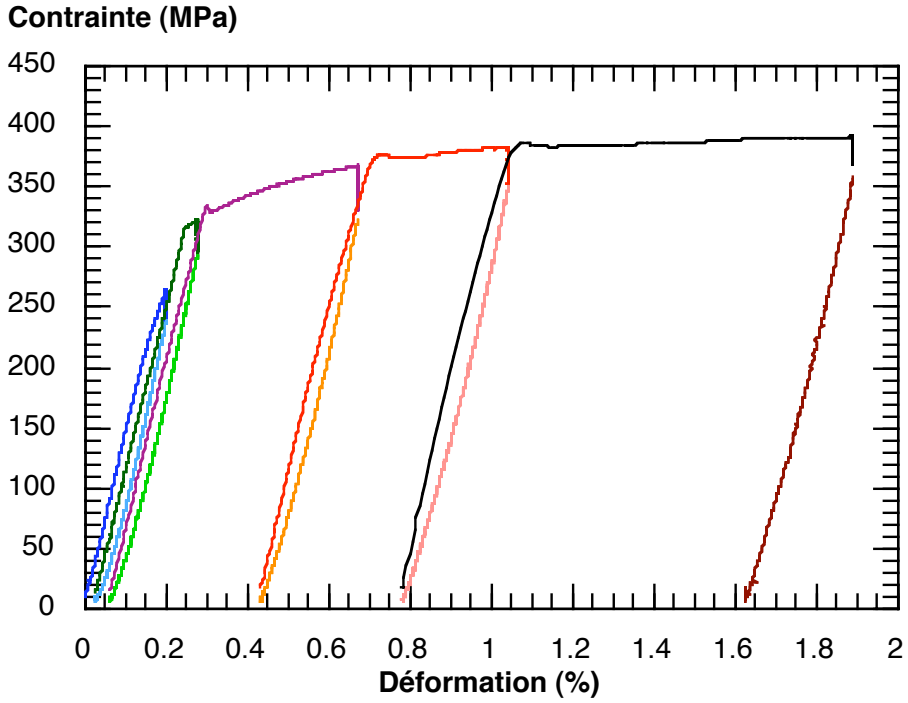


Figure X-5 : Trajet de chargement réalisé au cours des différents essais de relaxation à **250°C** avec $|\dot{\varepsilon}_{ch}| = |\dot{\varepsilon}_{dech}| = 10^{-5}$ s^{-1} sur matériau pré-écroui sous chargement monotone à température ambiante