



**HAL**  
open science

# Etude de la fatigue des aciers laminés à partir de l'auto-échauffement sous sollicitation cyclique : essais, observations, modélisation et influence d'une pré-déformation plastique

Rémi Munier

► **To cite this version:**

Rémi Munier. Etude de la fatigue des aciers laminés à partir de l'auto-échauffement sous sollicitation cyclique : essais, observations, modélisation et influence d'une pré-déformation plastique. Matériaux et structures en mécanique [physics.class-ph]. Université de Bretagne occidentale - Brest, 2012. Français. NNT: . tel-00717932v1

**HAL Id: tel-00717932**

**<https://theses.hal.science/tel-00717932v1>**

Submitted on 14 Jul 2012 (v1), last revised 11 Jun 2019 (v2)

**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.



université de bretagne  
occidentale



**THÈSE / UNIVERSITÉ DE BRETAGNE OCCIDENTALE**

*sous le sceau de l'Université Européenne de Bretagne*

pour obtenir le titre de

**DOCTEUR DE L'UNIVERSITÉ DE BRETAGNE OCCIDENTALE**

*Mention : Sciences Pour l'Ingénieur*

*Spécialité: Mécanique des Matériaux, des Structures et des Fluides*

**École Doctorale SICMA [ED 373]**

présentée par

**Rémi MUNIER**

Préparée au LBMS (EA 4325)

Laboratoire Brestois de Mécanique et des  
Systèmes

Etude de la fatigue des aciers  
laminés à partir de l'auto-  
échauffement sous sollicitation  
cyclique :  
essais, observations, modélisation  
et influence d'une pré-déformation  
plastique

**Soutenue le 3 Février 2012 à l'ENSTA-Bretagne**

devant le jury composé de :

**Andrei CONSTANTINESCU**

Dir. Rech. CNRS, Ecole Polytechnique, LMS UMR 7649 / *Président*

**Véronique FAVIER**

Professeur, ENSAM ParisTech, PIMM UMR 8006 / *Rapporteuse*

**André CHRYSOCHOOS**

Professeur, Université Montpellier II, LMGC UMR 5508 / *Rapporteur*

**Xavier FEAUGAS**

Professeur, Université de La Rochelle, LEMMA / *Examineur*

**Stéphane SIRE**

Maître de Conférences, UBO, LBMS EA4325 / *Examineur*

**Cédric DOUDARD**

Maître de Conférences, Ensta-Bretagne, LBMS EA4325/ *Co-encadrant*

**Sylvain CALLOCH**

Professeur, Ensta-Bretagne, LBMS EA 4325 / *Directeur de thèse*

**Bastien WEBER**

Docteur Ingénieur, ArcelorMittal Maizières / *Co-encadrant*

**Matteo FACCHINETTI**

Docteur Ingénieur, PSA Peugeot Citroën / *Invité*



**THÈSE DE DOCTORAT**  
**de l'UNIVERSITÉ DE BRETAGNE OCCIDENTALE**

sous le sceau de l'Université Européenne de Bretagne

ÉCOLE DOCTORALE SICMA [E.D. 373]

Mention :

**Sciences Pour l'Ingénieur**

Specialité :

**Mécanique des Matériaux, des Structures et des Fluides**

Présentée et soutenue publiquement à l'ENSTA-Bretagne par :

**Rémi MUNIER**

le 3 Février 2012

**ÉTUDE DE LA FATIGUE DES ACIERS LAMINÉS A  
PARTIR DE L'AUTO-ÉCHAUFFEMENT SOUS  
SOLLICITATION CYCLIQUE : ESSAIS,  
OBSERVATIONS, MODÉLISATION ET INFLUENCE  
D'UNE PRÉ-DÉFORMATION PLASTIQUE**

Jury :

M. Andrei CONSTANTINESCU	LMS	<i>Président</i>
Mme Véronique FAVIER	PIMM	<i>Rapporteuse</i>
M. André CHRYSOCHOOS	LMGC	<i>Rapporteur</i>
M. Xavier FEAUGAS	LEMMA	<i>Examineur</i>
M. Stéphane SIRE	LBMS	<i>Examineur</i>
M. Sylvain CALLOCH	LBMS	<i>Directeur de thèse</i>
M. Cédric DOUDARD	LBMS	<i>Co-encadrant</i>
M. Bastien WEBER	ARCELORMITTAL	<i>Co-encadrant</i>
M. Matteo FACCHINETTI	PSA	<i>Invité</i>

Laboratoire Brestois de Mécanique et des Systèmes EA4325  
ENSTA-Bretagne/Université de Bretagne Occidentale/ENIB  
2 rue François Verny, 29806 Brest Cedex 9





---

# Remerciements

Cette thèse s'est déroulée dans le cadre d'une collaboration entre le Laboratoire Brestois de Mécanique et des Systèmes situé à Brest et le centre de recherche d'ArcelorMittal situé à Maizières-les-Metz. Malgré la distance qui sépare ces deux sites, j'ai pu être présent aux deux endroits à grands renforts de trajets de train interminables... Mes premiers remerciements s'adressent à Cédric, Sylvain et Bastien qui m'ont proposé cette aventure, qui a d'ailleurs failli ne jamais voir le jour au regard du contexte économique de fin 2008. Le point de départ de cette thèse était un projet en fin de troisième année d'école d'ingénieur, dont la toute première présentation des résultats était « pitoyable », c'est dire si je parlais de loin... (J'ai au passage une pensée pour mon binôme de l'époque, Brice, qui n'a pas pu, à son grand regret, continuer sur la voie du thésard.) Au contact de ces trois personnes, j'ai énormément appris et ils ont toujours su se rendre disponible pour m'aider à effectuer ce travail, et lever « les verrous scientifiques ». Si cette thèse en est arrivée là aujourd'hui, c'est aussi grâce à eux. Travailler avec eux va me manquer mais j'espère que l'avenir nous permettra un jour de retravailler ensemble... Donc un énorme merci !

Je remercie les membres du jury pour avoir accepté d'évaluer et de discuter ce travail : Monsieur Constantinescu pour avoir accepté de présider le jury, Madame Favier et Monsieur Chrysochoos pour avoir accepté de rapporter cette thèse et Monsieur Feugas pour l'intérêt qu'il a porté à ce travail.

Je remercie aussi tout d'abord mes anciens collègues de Brest, notamment mes voisins de bureau avec qui j'ai passé de bons moments : Vincent, à qui j'ai appris à compter et qui je l'espère arrêtera de ne jurer que par les élastomères (merci au passage pour la relecture!), Njar et Oussamah pour la bonne ambiance dans le bureau à mes débuts et Julien qui a fortement contribué à la représentation de la colonie ardennaise présente au labo. Merci aussi aux autres thésard(e)s qui ont largement contribué à ce que ces trois années soient inoubliables : France, pour son débit de parole irréal et sa franche bonne humeur communicative, Alan pour son côté

bon vivant, Ghias et Surasak pour les repas exotiques, Carole la cuisinière officielle, Hervé qui va devoir arrêter de s'arracher les cheveux, Sarah pour son caractère bien trempé, Mathieu le joueur d'accordéon, Luc notre maitre Latex à tous, ... Merci aussi à l'ensemble de l'équipe fatigue du labo : notamment à Shabnam, Yann et Stéphane pour leur pertinence et leur dynamisme, à Nico et Sylvain la hotline abaquus (mais pas que!!), à l'ensemble des techniciens : Seb qui va continuer à se battre avec les thésards pour le rangement du labo, à Didier, Laurent, Philippe et Bernard qui ne pourront plus se moquer de mes nombreux problèmes avec la machine. Merci aussi à la « maman des thésards », Nathalie, la secrétaire du labo sans qui tout ne tournerait pas aussi rond.

Je poursuis mes remerciements en pensant à mes anciens collègues de Metz : un grand merci à Michel qui n'aura plus aussi souvent l'occasion de ressortir ces papiers jaunis des armoires (rangés selon une méthode que lui seul connaît) mais dont la bonne humeur et les blagues potache vont me manquer. Merci aux plus jeunes pour les soirées aux Frères B et plein d'autres bons moments : Delphine qui était passée par la case rédaction il n'y a pas si longtemps et qui m'a bien soutenu moralement, Nico le grand sapin des Vosges, Sav et son franc parler et Julie qui a réalisé l'ensemble des essais de validation et quelques essais « d'auto-ennuiement ». Merci en vrac à Dom, Mike, Daniel, Marina, Nanard ...

Merci aussi à David Barbier pour les mesures EBSD, Philippe Elies pour les mesures AFM et à Richard Hays pour l'usinage des éprouvettes (et il y en a eu un paquet!). S'il y a tous ces résultats dans cette thèse, c'est aussi un peu parce qu'ils m'ont laissé les embarquer dans cette voie!

Mes derniers remerciements s'adressent à mes potes de plus longue date pour leur soutiens au cours de ces trois années. Ils ne comprenaient rien à ce que je faisais mais ont été agréablement surpris le jour de la soutenance de comprendre les grandes lignes (pour ceux qui ont pu venir) : Vince, Chef, Laeti, Patou, Ophélie, Camille, Charline, Brice, Boule, Ju, Arthur, Rémi, Babar ... Merci enfin à mes parents qui ont pu voir le jour de la soutenance les résultats de mon implication dans ce projet (au passage, Bastien possède une explication intéressante du mot « impliqué » en rapport avec l'omelette au lard...).



---

# Table des matières

Table des matières	iii
Table des figures	ix
Liste des tableaux	xxv
<b>Introduction</b>	<b>1</b>
<b>1 Mesures d'auto-échauffement sous sollicitations cycliques</b>	<b>5</b>
1.1 A la recherche de méthodes rapides de caractérisation des propriétés en fatigue à grand nombre de cycles . . . . .	6
1.1.1 Pourquoi un tel besoin? . . . . .	7
1.1.1.1 Obtention d'une courbe S-N . . . . .	7
1.1.1.2 Traitement statistique des données . . . . .	9
1.1.2 Les premières mesures d'auto-échauffement sous sollicitation cyclique . . . . .	12
1.2 Le renouveau . . . . .	16
1.2.1 Les différents matériaux étudiés . . . . .	16
1.2.2 Généralisation à des chargements autres que traction-compression alternée . . . . .	18
1.2.2.1 Effet d'une contrainte moyenne . . . . .	18
1.2.2.2 Chargements multiaxiaux proportionnels . . . . .	19
1.2.2.3 Application aux structures . . . . .	20
1.2.2.4 Préviation des courbes S-N . . . . .	20
1.3 Comprendre pour modéliser et/ou modéliser pour prévoir . . . . .	22
1.3.1 Recherche d'un champ de sources . . . . .	23
1.3.1.1 Cadre thermodynamique considéré . . . . .	23
1.3.1.2 Équation de la chaleur . . . . .	23



1.3.1.3	Hypothèses dans le cas d'auto-échauffement sous sollicitations cycliques . . . . .	24
1.3.1.4	Évaluation du terme source moyen . . . . .	28
1.3.1.5	Évaluation de l'hétérogénéité du champ de sources . . . . .	32
1.3.2	Modéliser pour prévoir . . . . .	34
1.3.2.1	Description des courbes d'auto-échauffement . . . . .	34
1.3.2.2	Prévision des courbes S-N . . . . .	42
1.4	Objectifs de l'étude . . . . .	43
<b>2</b>	<b>Caractérisation rapide des propriétés à la fatigue</b>	<b>45</b>
2.1	Présentation des différentes nuances d'acier étudiées . . . . .	46
2.1.1	Aciers laminés pour l'industrie automobile . . . . .	46
2.1.2	Grades d'acier retenus . . . . .	50
2.2	Protocole expérimental de caractérisation rapide . . . . .	52
2.2.1	Proposition d'un protocole . . . . .	52
2.2.1.1	Géométrie de l'éprouvette . . . . .	52
2.2.1.2	Moyens de mesure . . . . .	54
2.2.1.3	Chargements . . . . .	56
2.2.1.4	Cas des faibles épaisseurs . . . . .	59
2.2.2	Application aux différentes nuances . . . . .	61
2.2.2.1	Résultats d'auto-échauffement . . . . .	61
2.2.2.2	Dépouillement déterministe . . . . .	63
2.3	Modèle probabiliste à deux échelles avec deux mécanismes de plasticité	65
2.3.1	Identification qualitative . . . . .	65
2.3.1.1	Étude de l'influence de la fréquence sur le régime primaire . . . . .	65
2.3.1.2	Étude de l'influence de l'état initial sur le régime primaire . . . . .	68
2.3.1.3	Présentation des ingrédients du modèle à deux échelles.	70
2.3.2	Comportement de la matrice . . . . .	70
2.3.2.1	Principe de la modélisation adoptée . . . . .	71
2.3.2.2	Comportement cyclique . . . . .	73
2.3.2.3	Calcul de la dissipation sous chargement cyclique . . . . .	73
2.3.3	Comportement d'une inclusion . . . . .	77
2.3.3.1	Principe de la modélisation . . . . .	78
2.3.3.2	Loi de localisation . . . . .	79
2.3.3.3	Lois d'évolution . . . . .	80
2.3.3.4	Calcul de la dissipation sous chargement cyclique . . . . .	82
2.3.4	Activation de l'ensemble des inclusions . . . . .	85
2.4	Description des résultats d'auto-échauffement . . . . .	86
2.4.1	Approche adoptée . . . . .	86
2.4.2	Identification sur l'ensemble des nuances . . . . .	88
2.5	Validation des résultats . . . . .	91
2.5.1	Description des courbes S-N à partir de la modélisation adoptée	91

---

2.5.1.1	Endurance illimitée . . . . .	91
2.5.1.2	Durée de vie limitée . . . . .	92
2.5.2	Prévision pour l'ensemble des nuances . . . . .	94
2.6	Conclusion . . . . .	95
<b>3</b>	<b>Microplasticité sous sollicitation cyclique</b>	<b>97</b>
3.1	Moyens d'observation . . . . .	98
3.1.1	Observation par microscopie optique . . . . .	98
3.1.2	Observation par microscopie à force atomique . . . . .	99
3.1.3	Observation par Microscope Électronique à Balayage (MEB) . . . . .	101
3.1.4	Bilan . . . . .	103
3.2	Protocole expérimental . . . . .	104
3.2.1	Présentation du matériau . . . . .	104
3.2.2	Éprouvettes . . . . .	106
3.2.3	Conditions de chargement . . . . .	107
3.3	Observations dans le régime secondaire . . . . .	107
3.3.1	Résultats au cours des chargements cycliques (microscopie optique) . . . . .	107
3.3.1.1	Apparition de Bandes de Glissement Persistantes . . . . .	108
3.3.1.2	Évolution en fonction du nombre de cycles . . . . .	109
3.3.1.3	Évolution en fonction de l'amplitude du chargement cyclique . . . . .	109
3.3.2	Résultats « post-mortem » . . . . .	113
3.3.2.1	Observations par sonde SEM . . . . .	113
3.3.2.2	Observations par AFM . . . . .	115
3.3.2.3	Observations par EBSD . . . . .	117
3.3.3	Confrontation des résultats aux hypothèses de modélisation . . . . .	118
3.4	Observations dans le régime primaire . . . . .	120
3.4.1	Résultats au cours des chargements cycliques . . . . .	120
3.4.2	Observations « post-mortem » . . . . .	122
3.4.3	Confrontation des résultats aux hypothèses de modélisation . . . . .	124
3.5	Conclusion . . . . .	125
<b>4</b>	<b>Détermination de l'influence d'une pré-déformation plastique sur les propriétés en fatigue par auto-échauffement</b>	<b>129</b>
4.1	Influence d'une pré-déformation plastique . . . . .	131
4.1.1	Identification qualitative sur le grade A . . . . .	133
4.1.1.1	Auto-échauffement après pré-déformation plastique . . . . .	133
4.1.1.2	Évolution des écrouissages . . . . .	134
4.1.2	Identification qualitative sur les grades B et D . . . . .	138
4.1.2.1	Courbes d'auto-échauffement . . . . .	139
4.1.2.2	Évolution des écrouissages . . . . .	141
4.1.2.3	Observations microscopiques après une pré-déformation sur le grade B . . . . .	143

---

4.1.3	Prise en compte de l'influence d'une pré-déformation plastique dans la modélisation . . . . .	147
4.1.3.1	Évolution du régime primaire . . . . .	147
4.1.3.2	Évolution du régime secondaire . . . . .	148
4.1.3.3	Bilan sur l'évolution des paramètres du modèle. . . . .	150
4.1.4	Identification des paramètres du modèle . . . . .	150
4.1.4.1	Grade A . . . . .	151
4.1.4.2	Grade B . . . . .	152
4.1.4.3	Grade D . . . . .	153
4.1.4.4	Bilan . . . . .	154
4.1.5	Validation . . . . .	155
4.1.5.1	Grade A . . . . .	155
4.1.5.2	Grade B . . . . .	157
4.1.6	Conclusion . . . . .	157
4.2	Influence d'une contrainte moyenne . . . . .	158
4.2.1	Étude détaillée de l'influence d'une modification du rapport de charge . . . . .	160
4.2.2	Réponse du modèle sans contrainte moyenne . . . . .	163
4.2.3	Effet d'une contrainte moyenne sur grade ayant une haute limite d'élasticité macroscopique . . . . .	166
4.3	Conclusion . . . . .	169
<b>5</b>	<b>Apport des mesures de champ sur l'identification de paramètres matériaux</b>	<b>171</b>
5.1	Géométrie de l'éprouvette . . . . .	173
5.1.1	Présentation détaillée du grade C . . . . .	173
5.1.2	Géométrie analytique de l'éprouvette non-conventionnelle . . . . .	175
5.1.3	Calcul par éléments finis . . . . .	177
5.1.4	Usinage de l'éprouvette et contrôle de sa géométrie . . . . .	179
5.2	Essai de pré-déformation plastique 1D et utilisation de la corrélation d'images . . . . .	180
5.2.1	Principe de l'essai . . . . .	180
5.2.2	Résultats expérimentaux . . . . .	180
5.2.3	Identification du gradient . . . . .	181
5.3	Essai d'auto-échauffement avec caméra infrarouge . . . . .	183
5.3.1	Dispositif expérimental . . . . .	184
5.3.2	Résultats expérimentaux . . . . .	185
5.4	Extraction de l'influence d'une pré-déformation plastique sur les propriétés en fatigue. . . . .	187
5.4.1	Principe de résolution de l'équation de la chaleur 1D . . . . .	188
5.4.2	Identification du paramètre $\beta$ . . . . .	190
5.4.3	Pertinence du terme source proposé . . . . .	192
5.5	Conclusions et perspectives à cette étude . . . . .	194

---

<b>6</b>	<b>Influence de chemins de déformations plus complexes sur l'évolution des propriétés à la fatigue</b>	<b>197</b>
6.1	Étude de l'anisotropie initiale . . . . .	198
6.1.1	Grades isotropes ou quasi-isotropes . . . . .	199
6.1.2	Grades anisotropes . . . . .	201
6.2	Pré-déformation en traction plane . . . . .	203
6.2.1	Principe de l'essai . . . . .	203
6.2.2	Évolution qualitative des régimes d'auto-échauffement . . . . .	205
6.2.3	Identification et validation . . . . .	207
6.2.3.1	Grade B . . . . .	207
6.2.3.2	Grade D . . . . .	209
6.3	Pré-déformation en cisaillement . . . . .	210
6.3.1	Principe de l'essai . . . . .	210
6.3.2	Évolution qualitative des régimes d'auto-échauffement . . . . .	213
6.3.3	Identification et validation . . . . .	216
6.3.3.1	Grade A . . . . .	216
6.3.3.2	Grade B . . . . .	217
6.3.3.3	Grade C . . . . .	217
6.4	Compilation des résultats sur l'influence d'une pré-déformation plastique . . . . .	219
	<b>Conclusion</b>	<b>223</b>
	<b>A Fiches Matériaux</b>	<b>229</b>
A.1	Grade A . . . . .	231
A.2	Grade B . . . . .	233
A.3	Grade C . . . . .	235
A.4	Grade D . . . . .	237
A.5	Grade E . . . . .	240
A.6	Grade F . . . . .	240
A.7	Grade G . . . . .	241
A.8	Grade H . . . . .	241
A.9	Grade I . . . . .	242
A.10	Grade J . . . . .	242
A.11	Grade K . . . . .	243
A.12	Grade L . . . . .	243
A.13	Grade M . . . . .	244
A.14	Grade N . . . . .	244
A.15	Grade O . . . . .	245
A.16	Grade P . . . . .	245
A.17	Grade Q . . . . .	246
A.18	Grade R . . . . .	246

<b>B Images par microscopie optique obtenues pour les divers niveaux de chargement.</b>	<b>247</b>
B.1 Grade B vierge . . . . .	247
B.2 Grade B pré-déformé à 10% en traction uniaxiale . . . . .	252
<b>C Calcul du multiplicateur plastique de la matrice et de l'inclusion</b>	<b>257</b>
C.1 Matrice seule . . . . .	257
C.2 Inclusion noyée dans la matrice au comportement élasto-plastique . .	258
<b>Bibliographie</b>	<b>263</b>



---

# Table des figures

1.1	Historique sur le développement des essais d'auto-échauffement. . . . .	5
1.2	Exemple de courbe S-N permettant de définir le comportement en fatigue polycyclique. . . . .	8
1.3	Géométrie d'une éprouvette de fatigue classique (cotes en mm). . . . .	8
1.4	Détermination statistique du comportement à l'endurance moyen avec un modèle de Stromeier par le logiciel ESOPE. . . . .	9
1.5	Traitement statistique des résultats d'endurance avec un modèle de Stromeier par le logiciel ESOPE. . . . .	10
1.6	Dispositif de mesure de température de Stromeier pour une éprouvette conique en flexion rotative [Stromeier, 1914]. . . . .	13
1.7	Mise en évidence de la corrélation entre la limite d'endurance obtenue par la méthode thermique et celle obtenue classiquement [Moore et Kommers, 1921]. . . . .	14
1.8	Lien entre l'évolution de l'auto-échauffement et l'aire des boucles d'hystérésis (Leistung) [Lehr, 1926]. . . . .	14
1.9	Lien entre l'évolution de la température et la durée de vie proposé par [Welter, 1937]. . . . .	15
1.10	Résultats de thermographie sur un acier inox 316L ; a) Élévation de température linéaire b) première harmonique c) différence entre $T_1$ et la partie linéaire d) seconde harmonique [Krapez et Pacou, 2002] pour des essais à 2 Hz. . . . .	16
1.11	Comparatif sur l'XC48, le 316L et deux aluminiums entre les résultats de thermographie infrarouge (points) et la limite d'endurance à $10^6$ cycles (trait plein) et $10^5$ cycles (pointillés) [Krapez et Pacou, 2002]. . . . .	17
1.12	Comparaison de limites d'endurance obtenues par stair-case (SC) et par thermographie (TH) pour plusieurs matériaux (MCI = fonte malléable SGCI = fonte à graphite sphéroïdal) [La Rosa et Risitano, 2001]. . . . .	18

1.13	Diagramme de Haigh d'un acier XC48 construit à partir de $\Delta T$ [Krapez <i>et al.</i> , 1999]. . . . .	19
1.14	Évolution de la température en flexion + torsion [Galtier, 1993]. . . . .	19
1.15	Biellette de reprise de couple rompue en fatigue [Luong, 1998]. . . . .	20
1.16	Courbe d'auto-échauffement déterminée à partir de mesures de température par thermographie infrarouge sur des bielles de reprise de couple [Luong, 1998]. . . . .	20
1.17	Schématisme de l'élévation de température pour diverses amplitudes de chargement issus des travaux de Fargione [Fargione <i>et al.</i> , 2002]. . . . .	21
1.18	Mise en place du critère énergétique à partir de mesures de températures sur un acier C70 [Fargione <i>et al.</i> , 2002]. . . . .	21
1.19	Courbe S-N d'un acier C70 et comparatif avec les résultats obtenus en utilisant la température et l'équation 1.9 (astérisques) [Fargione <i>et al.</i> , 2002]. . . . .	22
1.20	Différences entre les conditions aux limites du problème thermique en fonction de l'approche considérée. . . . .	25
1.21	a) Évolution de la température pour un bloc de chargement de 20000 cycles à 50 Hz sur un acier dual phase DP60 b) contribution thermo-élastique à 1Hz c) contribution thermo-élastique à 30Hz [Boulanger <i>et al.</i> , 2004]. . . . .	29
1.22	Méthode de calcul du terme source à partir d'un signal de température [Boulanger <i>et al.</i> , 2004]. . . . .	30
1.23	Détermination de la température moyenne stabilisée sur un palier de chargement cyclique. . . . .	30
1.24	Identification du temps caractéristique des fuites thermiques pour une approche 0D lors du retour à l'équilibre thermique. . . . .	30
1.25	Éprouvette considérée comme infinie avec un terme source constant dans la zone utile [Fraux, 2010]. . . . .	32
1.26	Influence du nombre de cycles sur les hétérogénéités de termes source au cours d'un bloc de chargement [Berthel, 2007]. . . . .	33
1.27	Influence de l'amplitude de la sollicitation sur les hétérogénéités de termes source au cours d'un bloc de chargement [Berthel, 2007]. . . . .	34
1.28	Différences de comportement en température sur différentes nuances d'aciers issues des résultats de [Luong, 1998] et [Cugy et Galtier, 2002] . . . . .	35
1.29	VER du modèle à deux échelles déterministe [Doudard, 2004]. . . . .	35
1.30	Identification des paramètres du modèle déterministe sur la courbe d'auto-échauffement d'un acier dual phase DP60 [Doudard, 2004]. . . . .	37
1.31	Évolution de la température pour un chargement cyclique d'amplitude 180 MPa pour les modèles de Taylor et Kröner [Charkaluk et Constantinescu, 2009]. . . . .	38
1.32	Évolution de la température moyenne stabilisée en fonction de l'amplitude du chargement pour les deux modèles et comparatif avec des résultats expérimentaux de Boulanger [Boulanger <i>et al.</i> , 2004][Charkaluk et Constantinescu, 2009]. . . . .	38

---

1.33	Identification des paramètres du modèle probabiliste sur la courbe d'auto-échauffement d'un acier micro-allié [Doudard <i>et al.</i> , 2005] . . . . .	40
1.34	Évolution d'une dislocation ancrée entre deux points lorsque la cission effective augmente [Mareau, 2007]. . . . .	41
1.35	Courbes d'auto-échauffement calculées par le modèle pour diverses fréquences de sollicitation ramenées à 10 Hz [Mareau, 2007]. . . . .	41
1.36	Prévision du comportement en fatigue à grand nombre de cycles du modèle probabiliste à deux échelles [Doudard, 2004]. . . . .	43
2.1	Graphe représentant les différentes familles d'acier du catalogue d'ArcelorMittal donnant la résistance mécanique en fonction de la formabilité. . . . .	47
2.2	Microstructure d'un acier HSLA. . . . .	47
2.3	Traverse arrière en HSLA. . . . .	47
2.4	Microstructure d'un acier ferrite bainite. . . . .	48
2.5	Traverse sous siège avant ou arrière en ferrite bainite. . . . .	48
2.6	Microstructure d'un acier dual phase DP600 (10% de martensite environ). . . . .	48
2.7	Voile de roue en acier dual phase DP600. . . . .	48
2.8	Microstructure d'un acier complex phase. . . . .	49
2.9	Bras de suspension de forme simple en acier complex phase. . . . .	49
2.10	Microstructure d'un acier TRIP. . . . .	49
2.11	Traverse de pare-chocs en acier TRIP. . . . .	49
2.12	Microstructure d'un acier Usibor . . . . .	50
2.13	Pied milieu en Usibor (emboutissage à chaud) . . . . .	50
2.14	Positionnement des grades de l'étude par rapport à l'intégralité du catalogue d'ArcelorMittal . . . . .	51
2.15	Géométrie des éprouvettes utilisées pour les essais d'auto-échauffement (SL = Sens de Laminage). . . . .	53
2.16	Courbes d'auto-échauffement du grade A sur des éprouvettes usinées par fraisage. . . . .	53
2.17	Courbes d'auto-échauffement du grade A sur des éprouvettes usinées par électro-érosion. . . . .	53
2.18	Dispositif expérimental pour un essai d'auto-échauffement. . . . .	54
2.19	Évolution de la température des trois thermocouples au cours d'un essai d'auto-échauffement. . . . .	55
2.20	Influence du nombre de thermocouples utilisés sur les courbes d'auto-échauffement. . . . .	55
2.21	Principe des essais d'auto-échauffement avec des paliers de chargement cyclique d'amplitude croissante avec le même nombre de cycles. . . . .	56
2.22	Élévation de température lors d'un palier de chargement et définition de la température moyenne stabilisée $\bar{\theta}^{0D}$ . . . . .	56
2.23	Identification du temps caractéristique $\tau_{eq}^{0D}$ lors du retour à l'équilibre thermique. . . . .	57
2.24	Résultats de l'identification du temps caractéristique $\tau_{eq}^{0D}$ pour trois paliers de chargement. . . . .	57



---

2.25	Influence du nombre de paliers d'auto-échauffement effectués sur l'allure globale de la courbe d'auto-échauffement du grade A. . . . .	58
2.26	Évolution de la température moyenne pour chacun des paliers de chargement lors d'un essai complet d'auto-échauffement sur le grade A. . . . .	58
2.27	Répétabilité des essais d'auto-échauffement sur le grade A. . . . .	58
2.28	Dispositif anti-flambement développé pour effectuer les essais d'auto-échauffement à $R=-1$ . . . . .	59
2.29	Parement en téflon utilisé pour le dispositif anti-flambement. . . . .	59
2.30	Courbes d'auto-échauffement obtenues sur le grade F avec le raidisseur; $\otimes$ = Pour des raisons de confidentialité, les données sur ce grade sont masquées. . . . .	60
2.31	Courbes d'auto-échauffement sur le grade A avec et sans raidisseur. . . . .	60
2.32	Courbe d'auto-échauffement du grade A a) représentation classique b) représentation logarithmique. . . . .	61
2.33	Courbe d'auto-échauffement du grade D a) représentation classique b) représentation logarithmique. . . . .	62
2.34	Courbe d'auto-échauffement du grade L a) représentation classique b) représentation logarithmique. . . . .	62
2.35	Détermination de la limite d'endurance moyenne du grade A avec le modèle déterministe (3 derniers points utilisés). . . . .	63
2.36	Détermination de la limite d'endurance moyenne du grade L avec le modèle déterministe (3 derniers points utilisés). . . . .	63
2.37	Courbe d'auto-échauffement du grade utilisé pour observer l'influence de la fréquence du régime primaire. . . . .	66
2.38	Influence de la fréquence de sollicitation sur la réponse en température pour une amplitude de chargement de 150 MPa. . . . .	67
2.39	Influence de la fréquence de sollicitation sur la réponse en température pour une amplitude de chargement de 180 MPa. . . . .	67
2.40	Évolution des boucles d'hystérésis avec la fréquence de sollicitation pour une amplitude de chargement de 180 MPa. . . . .	68
2.41	Évolution du régime primaire par l'introduction d'une déformation plastique dans le sens de la sollicitation cyclique. . . . .	69
2.42	Évolution du régime primaire après un traitement thermique préalable de restauration (4h@400°C) . . . . .	69
2.43	VER du modèle probabiliste à deux échelle; matrice avec un comportement élasto-plastique et inclusions au comportement élasto-plastique dont l'activation dépend de l'amplitude du chargement. . . . .	70
2.44	Influence de la valeur du paramètre $C_1$ sur le module tangent. . . . .	74
2.45	Courbes d'auto-échauffement expérimentales mettant en évidence un régime primaire d'ordre 2 suivant l'amplitude du chargement cyclique. . . . .	75
2.46	Évolution de la température $\bar{\theta}^{0D}$ en fonction des valeurs de $n$ et de $\gamma_1$ du modèle. . . . .	76

---

2.47	Évolution de la puissance $p$ de la dissipation en fonction de l'amplitude du chargement suivant les valeurs de $n$ et de $\gamma_1$ du modèle. . . . .	76
2.48	Cycle de chargement en traction compression avec les paramètres du modèle. . . . .	77
2.49	Allure de la courbe de température moyenne stabilisée en fonction de l'amplitude du chargement. . . . .	77
2.50	VER du modèle à deux échelles avec une inclusion noyée dans la matrice précédemment définie. . . . .	78
2.51	Comportement de l'inclusion sur un cycle de chargement en traction compression d'amplitude 200 MPa avec les paramètres du modèle. . . . .	81
2.52	Comportement de l'inclusion sur un cycle de chargement en traction compression d'amplitude 300 MPa avec les paramètres du modèle. . . . .	81
2.53	Température obtenue par le modèle avec une fraction volumique d'inclusion de 0.1 et de 0.05. . . . .	84
2.54	Comparatif entre la courbe d'auto-échauffement du grade A et le modèle déterministe intégrant la description du régime primaire. . . . .	84
2.55	Influence des valeurs des trois paramètres du modèle sur les allures des courbes d'auto-échauffement. . . . .	87
2.56	Identification des paramètres du modèle sur la courbe d'auto-échauffement du grade L. . . . .	89
2.57	Identification du paramètre $A$ permettant de décrire le comportement en durée de vie illimitée. . . . .	93
2.58	Comparatif entre la courbe S-N obtenue par caractérisation de fatigue classique et par auto-échauffement sur le grade A. . . . .	94
2.59	Comparatif entre la courbe S-N obtenue par caractérisation de fatigue classique et par auto-échauffement sur le grade D. . . . .	95
2.60	Comparatif entre la courbe S-N obtenue par caractérisation de fatigue classique et par auto-échauffement sur le grade H ; * = pour des raisons de confidentialité, les données sur ce grade sont masquées. . . . .	95
3.1	Exemple de cliché obtenu par microscopie optique sur une éprouvette du grade B vierge de toute sollicitation après préparation de la surface. . . . .	98
3.2	Photo du microscope à force atomique utilisé et principe de fonctionnement. . . . .	99
3.3	Image AFM obtenue sur le grade B vierge de toute sollicitation mécanique après préparation de la surface. . . . .	100
3.4	Principe de fonctionnement de l'imagerie EBSD . . . . .	101
3.5	Orientation cristalline des grains d'une zone d'étude du grade B vierge de toute sollicitation. . . . .	102
3.6	Désorientation moyenne sur les grains d'une zone d'étude du grade B vierge. . . . .	102
3.7	Cartographie du facteur de Schmid (valeur entre 0 et 0.5) sur un échantillon du grade B vierge. . . . .	102
3.8	Courbe de traction du grade B. . . . .	105

3.9	Courbe d'auto-échauffement du grade B sous représentation logarithmique et transition entre les deux régimes. . . . .	105
3.10	Courbe S-N du grade B montrant la différence obtenue entre la caractérisation classique et la caractérisation par auto-échauffement. . . . .	105
3.11	Géométrie des éprouvettes utilisées pour l'observation des mécanismes (dimensions en mm). . . . .	106
3.12	Observation par microscopie optique de l'apparition de BGPs sur l'éprouvette sollicitée à 330 MPa; a) vierge; b) après 80 000 cycles. . . . .	108
3.13	Apparition d'une microfissure en pied d'une BGP sur un monocristal de cuivre [Suresh, 1991]. . . . .	109
3.14	Schématisation du mécanisme de formation d'intrusions/extrusions. . . . .	109
3.15	Apparition progressive de BGPs en surface de l'éprouvette sollicitée à 330 MPa. . . . .	110
3.16	Apparition progressive de BGPs en surface de l'éprouvette sollicitée à 250 MPa. . . . .	110
3.17	Évolution qualitative du nombre de BGPs en fonction de l'amplitude du chargement cyclique; a) 240 MPa b) 250 MPa c) 270 MPa d) 290 MPa e) 310 MPa f) 330 MPa (Nombre de cycles pour chacune des images donné dans le tableau 3.3). . . . .	111
3.18	Binarisation des images obtenues par microscopie optique dans le but de compter le nombre de BGPs a) image initiale; b) image binarisée. . . . .	112
3.19	Comptage du nombre de BGPs en fonction de l'amplitude du chargement. . . . .	112
3.20	Distribution des tailles (en termes de surface occupée) des BGPs observées sur l'éprouvette sollicitée à 290 MPa. . . . .	113
3.21	Exemples de BGPs linéaires obtenues par imagerie SEM sur l'éprouvette sollicitée à 250 MPa. . . . .	114
3.22	Exemples de BGPs plus complexes obtenues par imagerie SEM sur l'éprouvette sollicitée à 250 MPa. . . . .	115
3.23	Grain couvert de BGPs obtenu par imagerie SEM sur l'éprouvette sollicitée à 250 MPa. . . . .	115
3.24	Caractérisation fine des dimensions des BGPs sur une zone de l'éprouvette après sollicitation à 250 MPa; a) topographie de l'ensemble de la zone d'étude; b) profil obtenu sur la ligne tracée sur la zone d'étude; c) reconstruction 3D de la zone d'étude. . . . .	116
3.25	Comparatif quantitatif des informations obtenues sur la même zone d'étude sur l'éprouvette à 250 MPa par a) microscopie optique avec l'image binarisée; b) AFM . . . . .	116
3.26	Orientation cristalline obtenue sur une zone de l'échantillon après 150 000 cycles à 310 MPa; apparition des BGPs en noir. . . . .	117
3.27	Lien entre facteur de Schmid et apparition des BGPs sur une zone de l'échantillon après 150 000 cycles à 310 MPa. . . . .	118
3.28	Approximation du nombre de BGPs en fonction de l'amplitude du chargement cyclique par un loi puissance. . . . .	120

---

3.29	Apparition progressive d'évènements rares de microplasticité sous forme de BGPs pour une amplitude de chargement cyclique de 230 MPa. . . . .	121
3.30	Graphe global du comptage du nombre de BGPs en fonction de l'amplitude du chargement. . . . .	121
3.31	Désorientation moyenne du grade vierge de toute sollicitation mécanique. . . . .	122
3.32	Désorientation moyenne, $\Sigma_0 = 210$ MPa (20 millions de cycles). . . . .	123
3.33	Désorientation moyenne, $\Sigma_0 = 310$ MPa (150 000 cycles). . . . .	123
3.34	Apparition de signes de microplasticité sur quelques grains sur l'éprouvette sollicitée à 210 MPa pendant 20 millions de cycles. . . . .	123
3.35	Mise en évidence des désorientations locales au sein des grains après une sollicitation cyclique à 310 MPa. . . . .	124
3.36	Mise en évidence des désorientations locales au sein des grains après une sollicitation cyclique à 210 MPa. . . . .	125
4.1	Influence d'une pré-déformation plastique sur les propriétés en fatigue à grand nombre de cycles d'un acier dual phase (grade C). . . . .	130
4.2	Courbe S-N du grade A à un rapport de charge de 0.1 ( $R_{p0.2} =$ limite d'élasticité macroscopique). . . . .	131
4.3	Principe des essais effectués (essai de traction suivi d'un essai d'auto-échauffement dans la même direction : sens travers) pour déterminer l'influence d'une pré-déformation plastique sur les propriétés à l'auto-échauffement. . . . .	132
4.4	Courbes d'auto-échauffement obtenues pour trois niveaux de pré-déformation plastique en traction pour le grade A ( $\ E_{ps}\  = 0.25\%$ , 1% et 15%). . . . .	133
4.5	Évolution du régime primaire suivant le niveau de pré-déformation plastique (grade A). . . . .	134
4.6	Évolution du régime secondaire seul suivant le niveau de pré-déformation plastique (grade A). . . . .	134
4.7	Définition de la position du domaine, associé à l'offset en déformation, et de sa taille en fonction de $X$ et $R$ pour un essai en traction. . . . .	135
4.8	Détermination du module d'élasticité lors de la première charge. . . . .	136
4.9	Première charge jusqu'au franchissement de la droite seuil. . . . .	136
4.10	Première décharge jusqu'au franchissement de la droite seuil en compression. . . . .	136
4.11	Courbe de l'essai de charge-décharge sur le grade A. . . . .	137
4.12	Évolution de la position du centre du domaine du grade A pour un offset de 0.075%. . . . .	138
4.13	Évolution de la taille du domaine du grade A pour un offset de 0.075%. . . . .	138
4.14	Influence de la valeur de l'offset retenu pour déterminer la taille du domaine. . . . .	138
4.15	Courbes d'auto-échauffement obtenues pour divers niveaux de pré-déformation plastique en traction pour le grade B. . . . .	139
4.16	Évolution du régime primaire suivant le niveau de pré-déformation plastique (grade B). . . . .	140

---

4.17	Évolution du régime secondaire seul suivant le niveau de pré-déformation plastique (grade B). . . . .	140
4.18	Courbes d'auto-échauffement obtenues pour divers niveaux de pré-déformation plastique en traction pour le grade D. . . . .	140
4.19	Évolution du régime primaire suivant le niveau de pré-déformation plastique (grade D). . . . .	141
4.20	Évolution du régime secondaire seul suivant le niveau de pré-déformation plastique (grade D). . . . .	141
4.21	Courbe de l'essai de charge-décharge sur le grade B. . . . .	142
4.22	Évolution de la position du centre du domaine du grade B pour un offset de 0.075%. . . . .	142
4.23	Évolution de la taille du domaine du grade B pour un offset de 0.075%. . . . .	142
4.24	Courbe de l'essai de charge-décharge sur le grade D. . . . .	143
4.25	Évolution de la position du centre du domaine du grade D pour un offset de 0.075%. . . . .	144
4.26	Évolution de la taille du domaine du grade D pour un offset de 0.075%. . . . .	144
4.27	Prélèvement des éprouvettes pour observation du scénario d'apparition de la microplasticité après pré-déformation d'un coupon en traction uniaxiale en sens travers. . . . .	144
4.28	Évolution de l'apparition progressive des BGPs sur le grade B déformé à 10% en traction et sollicité à 270 MPa. . . . .	145
4.29	Comptage du nombre de BGPs par zone sur le grade B pré-déformé à 10% et comparatif par rapport au grade vierge. . . . .	146
4.30	Cycle contrainte-déformation obtenu en réponse à une augmentation de la valeur du paramètre $\gamma_1$ . . . . .	148
4.31	Augmentation de l'intensité de l'énergie dissipée par la matrice en réponse à une augmentation de la valeur du paramètre $\gamma_1$ . . . . .	148
4.32	Influence de la modification de l'intensité du processus sur la réponse à l'auto-échauffement du régime secondaire. . . . .	149
4.33	Identification des paramètres du modèle sur les courbes d'auto-échauffement du grade A pré-déformé en traction à divers niveaux. . . . .	151
4.34	Évolution du régime primaire $\alpha_{evo}$ sur le grade A en fonction de la pré-déformation plastique. . . . .	152
4.35	Évolution du régime secondaire $\delta_{evo}$ sur le grade A en fonction de la pré-déformation plastique. . . . .	152
4.36	Identification des paramètres du modèle sur les courbes d'auto-échauffement du grade B pré-déformé en traction à divers niveaux. . . . .	152
4.37	Évolution du régime primaire $\alpha_{evo}$ sur le grade B en fonction de la pré-déformation plastique. . . . .	153
4.38	Évolution du régime secondaire $\delta_{evo}$ sur le grade B en fonction de la pré-déformation plastique. . . . .	153
4.39	Identification des paramètres du modèle sur les courbes d'auto-échauffement du grade D pré-déformé en traction à divers niveaux. . . . .	153

---

4.40	Évolution du régime primaire $\alpha_{evo}$ sur le grade D en fonction de la pré-déformation plastique. . . . .	154
4.41	Évolution du régime secondaire $\delta_{evo}$ sur le grade D en fonction de la pré-déformation plastique. . . . .	154
4.42	Comparatif entre les prévisions du modèle par auto-échauffement et les points expérimentaux pour le grade A déformé en traction à 1%. . . . .	155
4.43	Comparatif entre les prévisions du modèle par auto-échauffement et les points expérimentaux pour le grade A déformé en traction à 10%. . . . .	156
4.44	Courbe S-N du grade B déformé plastiquement à 10% en traction. . . . .	157
4.45	Courbes d'auto-échauffement obtenues pour divers rapports de charge pour le grade A. . . . .	159
4.46	Mise en évidence de l'influence linéaire du rapport de charge sur la tenue en fatigue du grade A. . . . .	159
4.47	Courbes d'auto-échauffement du grade A (tracée en contrainte max) pour un rapport de charge de 0.1 et de -0.3, et position par rapport à la limite d'élasticité macroscopique. . . . .	160
4.48	Courbe d'auto-échauffement du grade A à un rapport de charge de 0.1 en coordonnées logarithmique et comparatif avec le régime primaire du grade vierge à $R = -1$ . . . . .	160
4.49	Evolution du cycle contrainte-déformation au cours d'un chargement à un rapport de charge de 0.1 et une amplitude de 252 MPa sur éprouvette vierge initialement. . . . .	161
4.50	Évolution de la température moyenne sur 50 000 cycles de chargement à une amplitude de 252 MPa pour un rapport de charge de 0.1. . . . .	162
4.51	Évolution de la déformation moyenne sur 50 000 cycles de chargement à une amplitude de 252 MPa pour un rapport de charge de 0.1. . . . .	162
4.52	Évolution de la déformation plastique pour deux paliers de chargement à un rapport de charge de 0.1 sur le grade A. . . . .	163
4.53	Déformation plastique cumulée pour chacun des paliers de chargement effectués à un rapport de charge de 0.1 sur le grade A. . . . .	163
4.54	Schéma de reconstruction d'une courbe d'auto-échauffement à un rapport de charge de 0.1 en ne prenant en compte que l'influence de la déformation plastique. . . . .	164
4.55	Évolution de la température moyenne sur 50 000 cycles de chargement à une amplitude de 252 MPa pour un rapport de charge de 0.1. . . . .	165
4.56	Comparatif entre les résultats de fatigue à $R = 0.1$ et les résultats du modèle en ne prenant en compte que l'influence de la déformation plastique. . . . .	166
4.57	Effet du rapport de charge sur le grade B après une déformation plastique de 10% en traction. . . . .	167
4.58	Effet d'une contrainte moyenne non nulle sur le grade A après une pré-déformation plastique de 9% en traction. . . . .	167
4.59	Courbes S-N du grade B après une déformation plastique de 10% montrant l'indépendance à la contrainte moyenne . . . . .	168

---

5.1	Influence d'une pré-déformation plastique uniaxiale sur les propriétés en fatigue à grand nombre de cycles du grade C. . . . .	172
5.2	Intérêt de l'utilisation de la mesure de champ à partir d'une situation hétérogène maîtrisée pour identifier des paramètres matériaux. . . . .	173
5.3	Microstructure du grade C par imagerie AFM. . . . .	174
5.4	Courbe de traction monotone du grade C et approximation analytique (Eq. 5.2). . . . .	174
5.5	Représentation schématique de l'éprouvette non-conventionnelle avec une évolution de la largeur $2b_0$ dépendant de l'abscisse $x_1$ . . . . .	175
5.6	Géométrie analytique de l'éprouvette non-conventionnelle dans la zone utile. . . . .	177
5.7	Conditions aux limites du calcul par éléments finis (conditions de symétries et déplacement). . . . .	178
5.8	Maillage de l'éprouvette par des éléments quadrangles C3D20R. . . . .	178
5.9	a) Comparaison entre les déformations plastiques (1D) obtenues par calculs éléments finis et par la formulation analytique; b) Répartition 2D de la pré-déformation plastique. . . . .	178
5.10	Contrôle de la géométrie réelle de l'éprouvette à partir d'une machine de mesure tridimensionnelle (MMT). . . . .	179
5.11	Dispositif expérimental pour l'essai de pré-déformation plastique en traction uniaxiale. . . . .	181
5.12	Courbes globales efforts et déplacements durant l'essai de traction et champs de déplacement obtenus par corrélation d'images avec CorreliLMT à différents instants de l'essai. . . . .	182
5.13	Identification du gradient expérimental de pré-déformation plastique $K_{id}$ à partir du champ 1D de déplacement expérimental. . . . .	182
5.14	Champs de mesures cinématiques obtenus par corrélation d'images a) Déplacement expérimental b) Déplacement identifié c) Carte d'erreur sur le déplacement d) Champ de pré-déformation plastique. . . . .	183
5.15	Dispositif expérimental pour l'essai d'auto-échauffement avec utilisation d'une caméra infrarouge (lors de l'essai, d'autres protections sont mises en place autour de la caméra et de l'éprouvette). . . . .	184
5.16	Matrice d'images infrarouges, en température, chaque ligne représentant un palier de chargement et chaque colonne un temps du palier (en nombre de cycles). . . . .	186
5.17	Données d'élévation de température obtenues sur l'éprouvette sollicitée à 315 MPa en son centre a) Évolution de la température moyenne stabilisée (0D) au cours des 6000 cycles b-f) Cartographies 2D et profils 1D d'élévation de température à divers instants $t$ du palier. . . . .	187
5.18	Diagramme itératif pour extraire les valeurs des paramètres du modèle de champ de source par une minimisation sur le signal de température. . . . .	190
5.19	Résultats de la minimisation sur les champs de température 1D pour les 5 paliers de chargement d'intérêt. . . . .	191
5.20	Terme source analytique obtenu pour les 5 paliers de chargements d'intérêt. . . . .	191

---

5.21	Champs 2D thermiques obtenus pour le palier à 315 MPa au centre de l'éprouvette; a) champ de température expérimental; b) champ de température calculé; c) erreur sur la température; d) terme source. . . . .	192
5.22	Minimisation avec $\beta = 0$ entre les champs de température pour le palier à 315 MPa au centre de l'éprouvette. . . . .	193
5.23	Champs 2D thermiques en fixant $\beta = 0$ obtenus pour le palier à 315 MPa au centre de l'éprouvette; a) champ de température expérimental; b) champ de température calculé; c) erreur sur la température; d) terme source. . . . .	193
6.1	Prélèvement d'éprouvettes d'auto-échauffement suivant différentes directions pour étudier l'anisotropie initiale. . . . .	199
6.2	Influence de la direction de sollicitation sur la réponse à l'auto-échauffement du grade E; $\otimes$ = pour des raisons de confidentialité, les données sur ce grade sont masquées. . . . .	200
6.3	Influence de la direction de sollicitation sur la réponse à l'auto-échauffement du grade E (représentation logarithmique); $\otimes$ = pour des raisons de confidentialité, les données sur ce grade sont masquées. . . . .	200
6.4	Courbes de traction monotone du grade C dans le sens travers au sens de laminage (ST) dans le sens du laminage (SL) et à 45°. . . . .	200
6.5	Courbes de traction monotone du grade B dans le sens travers au sens de laminage (ST) dans le sens du laminage (SL). . . . .	201
6.6	Influence de la direction de sollicitation sur la réponse à l'auto-échauffement du grade B. . . . .	202
6.7	Influence de la direction de sollicitation sur la réponse à l'auto-échauffement du grade B (représentation logarithmique). . . . .	202
6.8	Évolution du régime secondaire seul d'auto-échauffement en fonction de la direction de sollicitation. . . . .	202
6.9	Comparatif entre influence de la direction de sollicitation et influence d'une pré-déformation plastique uniaxiale sur le grade B. . . . .	202
6.10	Machine pour réaliser les essais de pré-déformation en traction plane. . . . .	203
6.11	Exemple de tôle pré-déformée en traction plane dans le sens long (SL) et prélèvement d'une éprouvette d'auto-échauffement dans la zone utile dans le sens travers (ST). . . . .	203
6.12	Essais d'auto-échauffement sur le grade B après une pré-déformation en traction plane pour différents niveaux et différentes orientations. . . . .	205
6.13	Représentation logarithmique des courbes d'auto-échauffement du grade B après une pré-déformation plastique en traction plane. . . . .	205
6.14	Évolution du régime secondaire d'auto-échauffement après introduction d'une pré-déformation plastique en traction plane sur le grade B. . . . .	206
6.15	Essais d'auto-échauffement sur le grade D après une pré-déformation en traction plane pour différents niveaux et différentes orientations. . . . .	206
6.16	Représentation logarithmique des courbes d'auto-échauffement du grade D après une pré-déformation plastique en traction plane. . . . .	206



6.17	Identification des paramètres du modèle sur les courbes d'auto-échauffement du grade B pré-déformé à 10% en traction plane. . . . .	208
6.18	Identification des paramètres du modèle sur les courbes d'auto-échauffement du grade B pré-déformé à 17% en traction plane. . . . .	208
6.19	Prévision de l'évolution des propriétés en fatigue après une pré-déformation en traction plane par l'évolution du paramètre $\delta_{evo}$ obtenu lors de l'identification sur les courbes d'auto-échauffement. . . . .	208
6.20	Identification des paramètres du modèle sur les courbes d'auto-échauffement du grade D pré-déformé en traction plane. . . . .	209
6.21	Évolution des propriétés à la fatigue après une pré-déformation plastique en traction plane : prévisions par auto-échauffement (AE) et résultats de fatigue. . . . .	210
6.22	Montage pour réaliser une pré-déformation plastique en cisaillement [Doudard, 2004]. . . . .	211
6.23	Schéma du mode de pré-déformation en cisaillement. . . . .	211
6.24	Schéma de pré-déformation plastique en cisaillement et définition de $\alpha_p$ . . . . .	211
6.25	Exemple de prélèvement des éprouvettes d'auto-échauffement au sein des éprouvettes pré-déformées en cisaillement dans les directions $d_1$ et $d_3$ pour le grade B. . . . .	213
6.26	Courbes d'auto-échauffement du grade A après une pré-déformation plastique en cisaillement. . . . .	214
6.27	Représentation logarithmique des courbes d'auto-échauffement du grade A pré-déformé en cisaillement. . . . .	214
6.28	Représentation logarithmique de l'évolution du régime secondaire d'auto-échauffement du grade A pré-déformé en cisaillement. . . . .	214
6.29	Courbes d'auto-échauffement du grade B après une pré-déformation plastique en cisaillement. . . . .	215
6.30	Représentation logarithmique des courbes d'auto-échauffement du grade B pré-déformé en cisaillement. . . . .	215
6.31	Représentation logarithmique de l'évolution du régime secondaire d'auto-échauffement du grade B pré-déformé en cisaillement. . . . .	215
6.32	Courbes d'auto-échauffement du grade C après une pré-déformation plastique en cisaillement. . . . .	216
6.33	Représentation logarithmique des courbes d'auto-échauffement du grade C pré-déformé en cisaillement. . . . .	216
6.34	Identification des paramètres du modèle pour le grade A après une pré-déformation plastique en cisaillement. . . . .	217
6.35	Prévision de l'évolution des propriétés en fatigue du grade A après une pré-déformation plastique en cisaillement pour les directions $d_1$ et $d_3$ . . . . .	217
6.36	Identification des paramètres du modèle pour le grade B après une pré-déformation plastique en cisaillement. . . . .	218
6.37	Prévision de l'évolution des propriétés en fatigue du grade B après une pré-déformation plastique en cisaillement pour les directions $d_1$ et $d_3$ . . . . .	218

---

6.38	Identification des paramètres du modèle pour le grade C après une pré-déformation plastique en cisaillement. . . . .	218
6.39	Prévision de l'évolution des propriétés en fatigue du grade C après une pré-déformation plastique en cisaillement pour les directions $d_1$ et $d_3$ et comparatif avec des résultats de fatigue effectués après une pré-déformation plastique en cisaillement de 20%. . . . .	218
6.40	Bilan sur l'évolution des propriétés à la fatigue du grade A en fonction du niveau de pré-déformation plastique. . . . .	220
6.41	Bilan sur l'évolution des propriétés à la fatigue du grade C en fonction du niveau de pré-déformation plastique. . . . .	220
6.42	Bilan sur l'évolution des propriétés à la fatigue du grade B en fonction du niveau de pré-déformation plastique. . . . .	221
6.43	Bilan sur l'évolution des propriétés à la fatigue du grade D en fonction du niveau de pré-déformation plastique. . . . .	221
A.1	Micro du grade A. . . . .	231
A.2	Courbe d'auto-échauffement du grade A. . . . .	231
A.3	Courbe SN du grade A. . . . .	231
A.4	Courbes d'auto-échauffement du grade A pré-déformé en traction uniaxiale. . . . .	232
A.5	Courbes d'auto-échauffement du grade A pré-déformé en cisaillement. . . . .	232
A.6	Évolution des propriétés en fatigue suivant le niveau de pré-déformation plastique et le mode de déformation pour le grade A. . . . .	232
A.7	Micro du grade B. . . . .	233
A.8	Courbe d'auto-échauffement du grade B. . . . .	233
A.9	Courbe SN du grade B. . . . .	233
A.10	Courbes d'auto-échauffement du grade B pré-déformé en traction uniaxiale. . . . .	234
A.11	Courbes d'auto-échauffement du grade B pré-déformé en cisaillement. . . . .	234
A.12	Courbes d'auto-échauffement du grade B pré-déformé en traction plane. . . . .	234
A.13	Évolution des propriétés en fatigue avec le niveau de pré-déformation plastique suivant le mode de pré-déformation. . . . .	234
A.14	Micro du grade C. . . . .	235
A.15	Courbe d'auto-échauffement du grade C. . . . .	235
A.16	Courbe SN du grade C. . . . .	235
A.17	Courbes d'auto-échauffement du grade C pré-déformé en traction uniaxiale. . . . .	236
A.18	Courbes d'auto-échauffement du grade C pré-déformé en cisaillement. . . . .	236
A.19	Évolution des propriétés en fatigue suivant le niveau de pré-déformation plastique et le mode de déformation pour le grade C. . . . .	236
A.20	Micro du grade D. . . . .	237
A.21	Courbe d'auto-échauffement du grade D. . . . .	237
A.22	Courbe SN du grade D. . . . .	237
A.23	Courbes d'auto-échauffement du grade D pré-déformé en traction uniaxiale. . . . .	238
A.24	Courbes d'auto-échauffement du grade D pré-déformé en traction plane. . . . .	238
A.25	Évolution des propriétés en fatigue suivant le niveau de pré-déformation plastique et le mode de déformation pour le grade D. . . . .	238

A.26	Courbe d'auto-échauffement du grade E. . . . .	240
A.27	Courbe S-N du grade E. . . . .	240
A.28	Courbe d'auto-échauffement du grade F. . . . .	240
A.29	Courbe S-N du grade F. . . . .	240
A.30	Courbe d'auto-échauffement du grade G. . . . .	241
A.31	Courbe S-N du grade G. . . . .	241
A.32	Courbe d'auto-échauffement du grade H. . . . .	241
A.33	Courbe S-N du grade H. . . . .	241
A.34	Courbe d'auto-échauffement du grade I. . . . .	242
A.35	Courbe S-N du grade I. . . . .	242
A.36	Courbe d'auto-échauffement du grade J. . . . .	242
A.37	Courbe S-N du grade J. . . . .	242
A.38	Courbe d'auto-échauffement du grade K. . . . .	243
A.39	Courbe S-N du grade K. . . . .	243
A.40	Courbe d'auto-échauffement du grade L. . . . .	243
A.41	Courbe S-N du grade L. . . . .	243
A.42	Courbe d'auto-échauffement du grade M. . . . .	244
A.43	Courbe d'auto-échauffement du grade N. . . . .	244
A.44	Courbe S-N du grade N. . . . .	244
A.45	Courbe d'auto-échauffement du grade O. . . . .	245
A.46	Courbe S-N du grade O. . . . .	245
A.47	Courbe d'auto-échauffement du grade P. . . . .	245
A.48	Courbe S-N du grade P. . . . .	245
A.49	Courbe d'auto-échauffement du grade Q. . . . .	246
A.50	Courbe S-N du grade Q. . . . .	246
A.51	Courbe d'auto-échauffement du grade R. . . . .	246
B.1	Apparition progressive de BGPs en surface de l'éprouvette sollicitée à 210 MPa pour le grade B vierge. . . . .	247
B.2	Apparition progressive de BGPs en surface de l'éprouvette sollicitée à 230 MPa pour le grade B vierge. . . . .	248
B.3	Apparition progressive de BGPs en surface de l'éprouvette sollicitée à 240 MPa pour le grade B vierge. . . . .	248
B.4	Apparition progressive de BGPs en surface de l'éprouvette sollicitée à 250 MPa pour le grade B vierge. . . . .	249
B.5	Apparition progressive de BGPs en surface de l'éprouvette sollicitée à 270 MPa pour le grade B vierge. . . . .	249
B.6	Apparition progressive de BGPs en surface de l'éprouvette sollicitée à 290 MPa pour le grade B vierge. . . . .	250
B.7	Apparition progressive de BGPs en surface de l'éprouvette sollicitée à 330 MPa pour le grade B vierge. . . . .	250
B.8	Comparatif entre le nombre de BGPs obtenues par zone d'étude expérimentalement en fonction de l'amplitude du chargement et loi puissance proposée dans le modèle. . . . .	251

---

B.9	Apparition progressive de BGPs en surface de l'éprouvette sollicitée à 220 MPa pour le grade B pré-déformé en traction à 10%. . . . .	252
B.10	Apparition progressive de BGPs en surface de l'éprouvette sollicitée à 230 MPa pour le grade B pré-déformé en traction à 10%. . . . .	252
B.11	Apparition progressive de BGPs en surface de l'éprouvette sollicitée à 240 MPa pour le grade B pré-déformé en traction à 10%. . . . .	253
B.12	Apparition progressive de BGPs en surface de l'éprouvette sollicitée à 250 MPa pour le grade B pré-déformé en traction à 10%. . . . .	253
B.13	Apparition progressive de BGPs en surface de l'éprouvette sollicitée à 270 MPa pour le grade B pré-déformé en traction à 10%. . . . .	254
B.14	Apparition progressive de BGPs en surface de l'éprouvette sollicitée à 290 MPa pour le grade B pré-déformé en traction à 10%. . . . .	254
B.15	Comparatif entre le nombre de BGPs obtenues par zone d'étude expérimentalement en fonction de l'amplitude du chargement et loi puissance proposée dans le modèle. . . . .	255





---

# Liste des tableaux

1.1	Résultats d'un stair-case obtenus pour un acier dual phase DP600 avec un pas $p$ de 10 MPa; $\times$ = rupture; $\circ$ = non rupture. . . . .	11
1.2	Post-traitement des résultats d'un stair-case obtenus pour un acier dual phase DP600 avec un pas $p$ de 10 MPa. . . . .	12
2.1	Présentation des différents grades retenus pour l'étude; $e_0$ = épaisseur initiale de la tôle $R_{p0.2}$ = limite d'élasticité conventionnelle à 0.2% de déformation plastique; $R_m$ = résistance à rupture; $A\%$ = allongement à rupture (caractéristiques données dans le sens travers au sens de laminage).	51
2.2	Comparaison entre les limites d'endurance moyennes à 2 millions de cycles obtenues par fatigue et par auto-échauffement sur les différents grades de l'étude; $\bar{\Sigma}_{\infty}^{Fatigue}$ = limite d'endurance moyenne déterminée par essais de fatigue (stair-case à 9 éprouvettes) $\bar{\Sigma}_{\infty}^{AE}$ = limite d'endurance moyenne déterminée par essais d'auto-échauffement; $E\%$ = erreur relative en %; $\otimes$ = pour des raisons de confidentialité, ces valeurs sont masquées. . . . .	64
2.3	Valeurs des paramètres du modèle utilisés pour le calcul de la dissipation.	76
2.4	Valeurs de l'ensemble des paramètres du modèle utilisés pour le calcul de la dissipation. . . . .	77
2.5	Valeurs des paramètres définissant l'érouissage secondaire de l'inclusion.	84
2.6	Identification des paramètres du modèle probabiliste à deux échelles sur l'ensemble des grades de l'étude à partir de leur courbe d'auto-échauffement; $\alpha$ = paramètre du régime primaire (K); $\delta$ = paramètre du régime secondaire (K); $m$ = module de Weibull; $\Sigma_{max}$ = contrainte du critère d'arrêt (MPa); $\otimes$ = pour des raisons de confidentialité, ces données sont masquées. . . . .	90
3.1	Récapitulatif des informations obtenues et des tailles caractéristiques des zones d'étude pour les différents moyens de mesures expérimentaux. . . .	103

3.2	Caractéristiques mécaniques du grade B caractérisé dans le sens travers au sens de laminage (ST); $R_{p0.2}$ (MPa) = limite d'élasticité macroscopique conventionnelle; $R_m$ = résistance à la rupture; $A\%$ = allongement à rupture. . . . .	104
3.3	Niveaux de chargement d'intérêt et nombre de cycles maximum associé pour l'observation des mécanismes dans le régime secondaire. . . . .	108
3.4	Mise en évidence des hypothèses du modèle validées par les mesures expérimentales et pistes de recherche. . . . .	127
4.1	Niveaux de chargement retenus pour l'observation de l'apparition progressive de microplasticité après une déformation plastique de 10% en traction sur le grade B. . . . .	145
4.2	Comparatif, sur le grade A pour deux niveaux de pré-déformation plastique, entre la limite d'endurance prévue par les mesures d'auto-échauffement $\bar{\Sigma}_{\infty}^{AE}$ et celle obtenue par stair-case à partir des résultats de fatigue $\bar{\Sigma}_{\infty}^{SC}$ . . . . .	156
4.3	Comparatif, sur le grade B pour un niveau de pré-déformation plastique de 10%, entre la limite d'endurance prévue par les mesures d'auto-échauffement $\bar{\Sigma}_{\infty}^{AE}$ et celle obtenue par stair-case à partir des résultats de fatigue $\bar{\Sigma}_{\infty}^{SC}$ . . . . .	157
5.1	Composition chimique ( $10^{-2}$ % en poids) du grade C (DP600) laminé à chaud. . . . .	174
5.2	Propriétés mécaniques du grade C ( $R_{p0.2}$ = limite d'élasticité macroscopique conventionnelle, $R_m$ = contrainte à rupture, $A\%$ = allongement à rupture) et paramètres matériaux identifiés pour l'approximation analytique. . . . .	174
5.3	Caractéristiques thermiques du grade C ( $\rho$ = masse volumique, $c$ = capacité calorifique massique, $\lambda'$ = conductivité thermique isotrope). . . . .	175
5.4	Résultats de l'identification 1D des valeurs de $\beta$ pour les différents paliers de chargement. Comparatif avec l'approche homogène 0D. . . . .	191
6.1	Caractéristiques mécaniques du grade E suivant trois directions de prélèvement. . . . .	199
6.2	Grades étudiés après une pré-déformation en traction plane : niveaux de pré-déformation plastique équivalente $\ E_{ps}\ $ , direction de pré-déformation $dir_{ps}$ et direction de prélèvement des éprouvettes d'auto-échauffement $dir_{AE}$ . . . . .	204
6.3	Grades étudiés après une pré-déformation en cisaillement : niveaux de pré-déformation plastique équivalente $\ E_{ps}\ $ , $\theta_1$ = angle pour le prélèvement dans la direction $d_1$ et $\theta_3$ = angle pour le prélèvement dans la direction $d_3$ . . . . .	213

---

A.1 Présentation des différents grades retenus pour l'étude;  $e_0$  = épaisseur initiale de la tôle  $R_{p0.2}$  = limite d'élasticité conventionnelle à 0.2% de déformation plastique;  $R_m$  = résistance à rupture;  $A\%$  = allongement à rupture (Caractéristiques données dans le sens transverse au sens de laminage). . . . . 230







---

# Introduction

Connaissez mieux vos matières premières, étudiez mieux les principes de votre art et vous saurez tout prévoir et tout calculer.

---

Chaptal, préface du livre de R. Cazaud

Depuis près de deux siècles, la démarche adoptée pour caractériser le comportement en fatigue des matériaux a peu évolué. C'est au cours du 19<sup>ème</sup> siècle qu'il est fait mention des premières ruptures par fatigue de pièces en service. De nos jours, le phénomène de fatigue représente toujours un mode de ruine prépondérant des structures. La principale difficulté de ce mode de ruine réside dans son caractère pernicieux, car difficilement observable à l'échelle macroscopique, et dispersif. En effet, sollicité de manière cyclique en dessous de sa limite d'élasticité macroscopique, de la microplasticité apparaît au sein de la matière. Au fur et à mesure des cycles, cette microplasticité s'intensifie et conduit à l'amorçage de fissures de fatigue, pouvant entraîner la rupture finale de la pièce.

En tant que sidérurgiste fournissant des aciers à travers le monde dans divers secteurs de l'industrie, allant du bâtiment, à l'électroménager, en passant par les secteurs ferroviaire, naval et automobile, ArcelorMittal développe différentes nuances d'aciers, afin de répondre aux besoins des industriels. Il est donc nécessaire de fournir et de garantir aux clients les propriétés des matériaux. Pour l'industrie automobile notamment, le contexte se veut de plus en plus complexe avec une politique d'allègement des véhicules qui conduit à diminuer les épaisseurs des produits plats en acier, pour rester concurrentiels en termes de poids vis-à-vis de l'aluminium ou de matériaux composites. Dans cette course effrénée à la réduction du poids, les aciers plats ont évolué et ne sont plus uniquement composés de fer et de carbone. D'une part, différents éléments d'addition sont introduits, d'autre part des traitements thermiques peuvent être appliqués de manière à améliorer une caractéristique donnée (*e.g.*, li-

mite d'élasticité conventionnelle, allongement maximal, aptitude à la déformation, résistance à la corrosion, résistance aux chocs, comportement en fatigue, ...). Le grand nombre de nuances développées vise ainsi des applications spécifiques, ciblées, permettant de répondre précisément à un cahier des charges.

Pour tendre vers cette politique de dimensionnement au plus juste des composants automobiles vis-à-vis des propriétés en fatigue à grand nombre de cycles, il devient primordial de prendre en compte diverses influences dans ce dimensionnement. L'une d'entre elles est le process, le cheminement pour parvenir à la pièce finale à partir de la tôle initiale. Cette étape de mise en forme modifie l'état microstructural de la matière et donc ses propriétés mécaniques (incluant une modification des propriétés à la fatigue). La puissance de calcul brute associée aux logiciels de calcul par éléments finis actuels peut permettre, a priori, de prendre en compte ces diverses influences dans le dimensionnement des composants. Cette démarche impose de disposer des propriétés matériaux après ces opérations de mise en forme. Cependant, les propriétés en fatigue des grades ne sont déterminées que dans leur état de livraison, et non après des opérations de mise en forme. Le frein majeur au développement de cette démarche concerne le temps prohibitif alloué aux essais de caractérisation standard des propriétés en fatigue. Il est donc indispensable de rechercher des alternatives à la caractérisation classique des propriétés en fatigue des aciers. Pour cela, des méthodes rapides doivent être mises en place, dont l'objectif est d'obtenir des résultats d'une qualité similaire en un temps réduit.

Dès les premiers pas de l'histoire de la fatigue des matériaux, une recherche de méthodes rapides de caractérisation des propriétés en fatigue à grand nombre de cycles a été entreprise. L'une d'entre elles consiste à relever l'évolution de la température d'une éprouvette ou d'une structure au cours d'une sollicitation cyclique : les mesures d'auto-échauffement sous chargements cycliques. Si l'approche est longtemps restée empirique [Stromeyer, 1914] elle a évolué au cours des années. De nos jours, elle poursuit de nombreux objectifs, l'un d'entre eux étant de pouvoir prévoir, via un modèle, une courbe S-N complète, allant de la détermination de la limite d'endurance moyenne, à l'estimation de la dispersion inhérente aux résultats de fatigue. C'est sur cette problématique que l'étude de ce manuscrit se positionne : fournir rapidement les propriétés en fatigue des aciers.

Des questions se posent vis-à-vis de ces essais d'auto-échauffement, auxquelles il est indispensable de répondre. Tout d'abord, cette méthode de caractérisation rapide est-elle pertinente pour seulement quelques aciers, avec un comportement bien spécifique, ou est-elle applicable quelle que soit la nuance ? Ensuite, quels sont les mécanismes sous-jacents qui conduisent aux élévations de température observés en auto-échauffement ? Étudier finement ces mécanismes permettrait, d'une part, de mieux comprendre les phénomènes qui se produisent sous sollicitations cycliques et, d'autre part, d'alimenter la modélisation. Cette modélisation doit de plus être pertinente pour déterminer, à partir des mesures d'auto-échauffement les propriétés en

---

fatigue. Les premiers pas en ce sens ont été franchis [Doudard, 2004], mais les étapes sont encore nombreuses afin d'améliorer la prévision du comportement en fatigue. Enfin, une part de plus en plus importante est dédiée de nos jours à l'influence de certains paramètres sur l'évolution des propriétés en fatigue (*e.g.*, influence d'une contrainte moyenne, d'une pré-déformation plastique, du soudage, de la taille des grains, ...). Caractériser ces influences sur divers grades à partir d'essais de fatigue standards est impossible. La question est de savoir si les essais d'auto-échauffement sont adaptés pour rendre compte des évolutions des propriétés en fatigue engendrées par ces modifications.

Les intérêts pour un sidérurgiste comme ArcelorMittal de disposer d'outils de caractérisation rapide des propriétés en fatigue sont multiples. Tout d'abord, ils permettent de réduire les temps de caractérisation. Ceci est prépondérant d'une part du fait du très grand nombre de nuances d'aciers à caractériser, et permet d'autre part d'être intégré dans le développement de nouvelles nuances, pour lesquelles la quantité de matière est souvent réduite, et où une réponse rapide est souhaitée. Ensuite, réduire les temps de caractérisation autorise à déterminer l'influence de certains paramètres sur l'évolution des propriétés en fatigue, de manière plus systématique. Être capable de fournir des données matériaux autres que celles du grade vierge est un argument supplémentaire pour les constructeurs automobiles, qui cherchent de plus en plus à intégrer ces différents effets dans le dimensionnement de leurs composants.

Dans ce manuscrit, nous nous intéressons donc à la caractérisation des propriétés en fatigue des aciers laminés à partir de mesures d'auto-échauffement sous sollicitation cyclique. Pour répondre aux différents objectifs proposés, le manuscrit s'organise comme suit :

- le premier chapitre présente un état de l'art des mesures d'auto-échauffement sous sollicitations cycliques. Nous revenons ainsi sur les premiers pas de cette méthode de caractérisation rapide, avant de poursuivre de manière chronologique et de présenter les études contemporaines sur les mesures d'auto-échauffement ;
- dans le second chapitre, nous présentons tout d'abord la stratégie d'essais d'auto-échauffement retenue. Un grand nombre de nuances d'acier est testé avec cette méthode. Une nouvelle version du modèle probabiliste à deux échelles mis en place par [Doudard, 2004] est proposée. Un second mécanisme d'écrouissage est introduit afin d'une part, de rendre compte de l'intégralité des comportements observés en auto-échauffement pour les différentes nuances testées et, d'autre part, d'améliorer la prévision du comportement en fatigue ;
- dans le troisième chapitre, une observation fine des mécanismes dissipatifs observés en auto-échauffement est mise en place, à l'aide de plusieurs moyens d'observation (observations en surface). Cette démarche permet d'aboutir à

une meilleure compréhension des phénomènes qui se produisent au sein de la matière sous sollicitation cyclique, non seulement pour les fortes amplitudes de chargement cyclique, mais aussi pour les faibles. Les conclusions de ces observations interviennent ensuite pour justifier la pertinence des ingrédients introduits dans la modélisation ;

- le quatrième chapitre est consacré à l'étude de l'évolution des propriétés en fatigue à grand nombre de cycles après une pré-déformation plastique en traction uniaxiale. En fonction des modifications engendrées sur la réponse à l'auto-échauffement par cette pré-déformation, l'objectif est de prévoir l'évolution des propriétés en fatigue selon le niveau de pré-déformation ;
- le cinquième chapitre met à profit l'utilisation de mesures de champ, cinématique et thermique. En effet, dans les chapitres précédents, seules des situations homogènes sont étudiées. Par la richesse des informations obtenues par mesure de champ, nous souhaitons développer une stratégie adaptée afin d'identifier, à partir d'une seule éprouvette, l'évolution des propriétés en fatigue sur une large gamme de pré-déformation plastique ;
- dans le dernier chapitre, d'autres chemins de pré-déformation plastique, plus complexes que la traction uniaxiale sont étudiés. La démarche adoptée est similaire à celle du chapitre 4, avec pour objectif de rendre compte de l'évolution des propriétés en fatigue pour ces diverses pré-déformations, à partir des mesures d'auto-échauffement sous sollicitation cyclique.

# Mesures d'auto-échauffement sous sollicitations cycliques

Ce chapitre a pour but d'effectuer une revue bibliographique chronologique sur, d'une part, les mesures d'auto-échauffement sous sollicitation cyclique et, d'autre part, leur rôle dans l'étude des propriétés à la fatigue des matériaux et des structures. Les premiers travaux sur le sujet remontent à près d'un siècle avec les travaux de [Stromeyer, 1914]. De l'ensemble des études que nous pouvons trouver dans la littérature, quatre périodes clé peuvent être extraites (figure 1.1) :

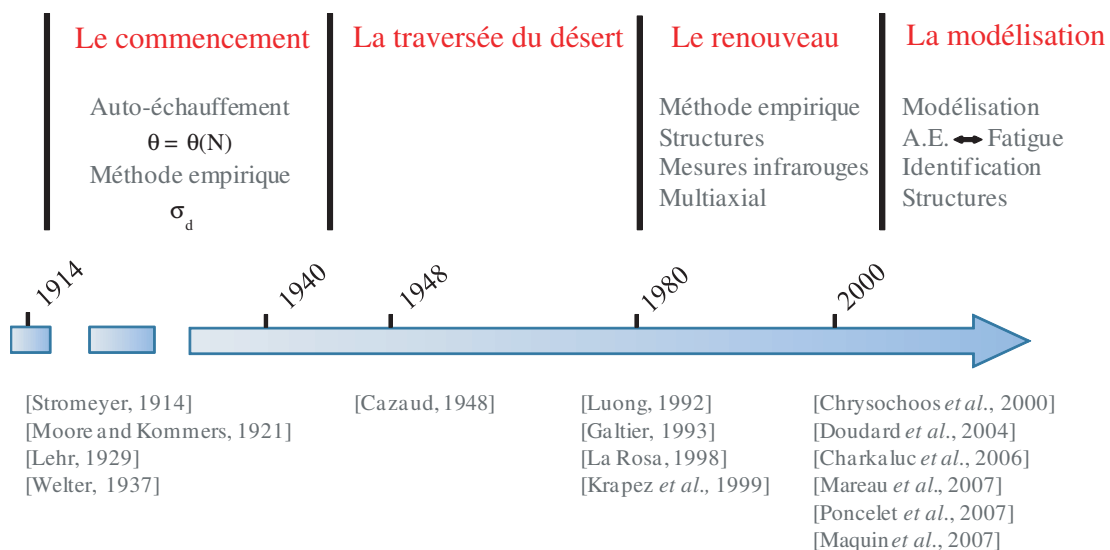


Figure 1.1: Historique sur le développement des essais d'auto-échauffement.

- *le commencement* : 1914-1937. Les premiers travaux sur la fatigue des matériaux ont été présentés pour la première fois à l'Exposition Universelle de Paris en 1867 par [Wöhler, 1867]. Très vite se pose le problème du temps de caractérisation important pour la réalisation des essais de fatigue. De manière à s'affranchir de cette contrainte de temps, les premières méthodes de caractérisation rapide, basées, entre autres, sur des mesures de température, voient

le jour au début du 20<sup>ème</sup> siècle. Des méthodes empiriques de détermination de la limite de fatigue apparaissent ;

- *la traversée du désert : 1937-1980.* Hormis l'ouvrage de [Cazaud, 1948], un désintérêt pour les mesures d'auto-échauffement est constaté.
- *le renouveau : 1980-2000.* Après cette longue période pour laquelle ces premières méthodes de caractérisation rapide des propriétés en fatigue ont été mises de côté, de nouvelles études voient le jour, soutenues par l'évolution des techniques de mesures expérimentales. Cette période a commencé au début des années 1980, au cours de laquelle une certaine démocratisation de la méthode est apparue. Ces études sont appliquées à une multitude de matériaux. C'est aussi l'occasion de chercher à étendre cette méthode à la caractérisation d'autres effets tels que l'influence d'une contrainte moyenne ou la nature du chargement. Enfin, il est question de l'application de cette méthode empirique à des structures et à la construction d'une courbe de fatigue (la courbe moyenne uniquement) à partir de mesures de température ;
- *la modélisation : après 2000.* Durant cette période, mesurer la température ne suffit plus. Une recherche approfondie des mécanismes sous-jacents aux élévations de température constatées est entamée, dans le but de prévoir les propriétés en fatigue grâce à une modélisation de ces phénomènes. De ces travaux émergent deux catégories principales. La première consiste à chercher à identifier les hétérogénéités du champ de sources responsables des élévations de température mesurées. La deuxième catégorie consiste à utiliser les mesures de température comme moyen de prévision des propriétés en fatigue, le dialogue entre les mesures de température et les essais de fatigue étant assuré par le développement de modèles.

Au cours de ce chapitre, les principaux résultats obtenus au cours de ces trois périodes majeures de développement des mesures d'auto-échauffement sous sollicitations cycliques sont mis en avant. Ceci nous permet, en fin de chapitre, de positionner notre étude et d'en détailler les objectifs.

## 1.1 A la recherche de méthodes rapides de caractérisation des propriétés en fatigue à grand nombre de cycles

Caractériser de manière classique le comportement à l'endurance des matériaux est un processus long et fastidieux. La méthode classique est dans un premier temps détaillée avant d'évoquer le traitement statistique des données obtenues. Pour réduire le temps de caractérisation, de nouvelles approches voient le jour dès le début

du 20<sup>ème</sup> siècle. Elles sont basées, entre autres, sur la mesure de température sous sollicitation cyclique : c'est la naissance des essais d'auto-échauffement.

### 1.1.1 Pourquoi un tel besoin ?

#### 1.1.1.1 Obtention d'une courbe S-N

Si le terme de « fatigue » a été en premier introduit en 1839 par Poncelet pour décrire la rupture de pièces en service (causée par des sollicitations répétées à un niveau de chargement donné, inférieur à la limite d'élasticité), c'est Wöhler qui le premier, dans les années 1860, effectua des travaux de grande envergure de manière à chercher à caractériser le comportement des matériaux sous sollicitations cycliques [Schutz, 1996]. Ces premiers travaux font état de l'étude d'éprouvettes sollicitées en flexion alternée et ont été présentés pour la première fois à l'exposition universelle de Paris de 1867. Ces travaux ont reçu un très bon accueil et ont ouvert de nombreuses portes sur l'étude et la compréhension des mécanismes de fatigue pour divers champs d'applications et une multitude de matériaux.

Du point de vue de la fatigue, il est possible d'y distinguer deux domaines : la fatigue oligocyclique, qui s'intéresse à de faibles durées de vie (inférieures à 100 000 cycles environ). Le niveau de chargement y est supérieur à la limite d'élasticité macroscopique conventionnelle, déterminée à partir d'un offset en déformation de 0.2% ; la fatigue polycyclique, ou fatigue à grand nombre de cycles qui s'intéresse à des durées de vie comprises entre 100 000 et plusieurs millions de cycles. Le chargement y est inférieur à la limite d'élasticité macroscopique mais conduit néanmoins à la rupture de la pièce. Si initialement, seuls deux domaines existaient, un troisième voit le jour depuis quelques années qui concerne l'étude du comportement en fatigue gigacyclique pour laquelle l'amplitude du chargement est plus faible que pour la fatigue polycyclique, et le nombre de cycles compris entre quelques dizaines de millions et quelques milliards.

Le domaine d'intérêt de cette étude porte sur la fatigue à grand nombre de cycles. Caractériser le comportement en fatigue dans ce domaine revient à tracer une courbe de Wöhler ou courbe S-N (figure 1.2), donnant l'amplitude du chargement en fonction d'un nombre de cycles à rupture (sur une échelle logarithmique). Chaque point de cette courbe représente une éprouvette : celle-ci est sollicitée de manière cyclique à un niveau de chargement donné, fixe tout au long de l'essai, le nombre de cycles associé représentant le nombre de cycles à rupture. Cette méthode de caractérisation classique repose sur un traitement statistique des données d'essais. Ainsi, posséder un grand nombre de résultats permet d'obtenir une bonne précision aussi bien en termes de comportement moyen à la fatigue que de la dispersion inhérente au phénomène.



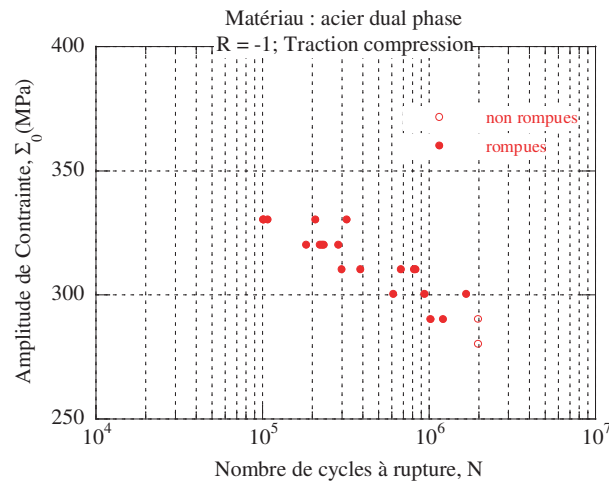


Figure 1.2: Exemple de courbe S-N permettant de définir le comportement en fatigue polycyclique.

Le principal défaut de cette méthode de caractérisation concerne le temps d'essais qui y est alloué. Au fil des années, le nombre d'éprouvettes s'est réduit, les diverses évolutions technologiques ont permis d'augmenter la fréquence de sollicitation, les procédés de fabrication sont mieux maîtrisés, conduisant à l'obtention d'une meilleure santé matière, les essais ont été normalisés, ...

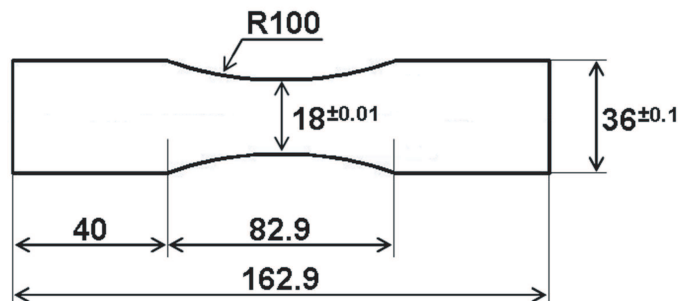


Figure 1.3: Géométrie d'une éprouvette de fatigue classique (cotes en mm).

Par exemple, en ce qui concerne la caractérisation en fatigue de tôles en acier, les éprouvettes de fatigue utilisées sont celles données sur la figure 1.3. Les bords de ces éprouvettes sont polis de manière à ne pas amorcer de fissures de fatigue au niveau des arêtes. Pour un rapport de charge donné  $R$  tel que

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}}, \quad (1.1)$$

avec  $\sigma_{min}$  et  $\sigma_{max}$  les contraintes minimale et maximale atteintes lors de la sollicitation cyclique, une courbe S-N est constituée de 25 éprouvettes. Chaque éprouvette est sollicitée à une fréquence de 30 Hz, le critère d'arrêt étant la rupture ou un

## 1.1. A la recherche de méthodes rapides de caractérisation des propriétés en fatigue à grand nombre de cycles

nombre de cycles maximum de 2 millions. Avec ces conditions d'essais, c'est tout de même près d'un mois complet qui est requis pour obtenir cette courbe [Lieurade, 1982].

### 1.1.1.2 Traitement statistique des données

Chez ArcelorMittal, le traitement statistique des données est effectué à partir du logiciel nommé ESOPE (Estimation Statistique par Ordinateur des Paramètres de l'Endurance). Nous ne cherchons pas ici à rentrer dans les détails des calculs effectués par le logiciel, mais nous exposons uniquement les principes de calculs retenus pour tracer une courbe de Wöhler complète. Le critère d'arrêt de l'essai de fatigue est une rupture ou une non-rupture après 2 millions de cycles. Bien évidemment, quelques ruptures peuvent survenir après les 2 millions de cycles, et, si le critère d'arrêt de l'essai est repoussé au delà de ce nombre de cycles, ceci pourrait entraîner un léger décalage de la limite d'endurance moyenne. Le coût d'une telle précision est tellement élevé en termes de temps de caractérisation<sup>1</sup> qu'il est préférable de déterminer une limite d'endurance à 2 millions de cycles et d'extrapoler les résultats pour obtenir la limite d'endurance moyenne.

### Détermination du comportement moyen en fatigue

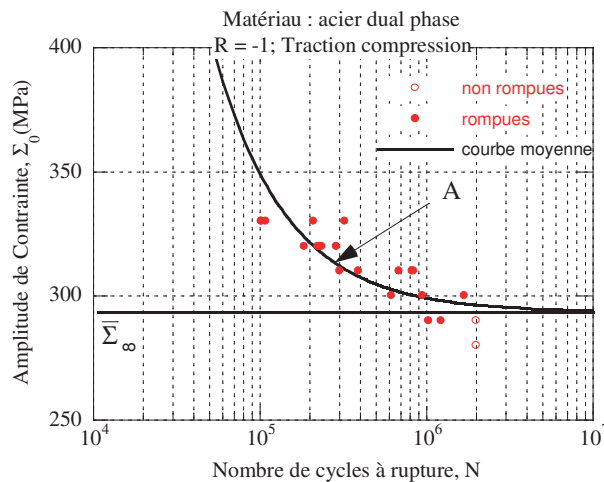


Figure 1.4: Détermination statistique du comportement à l'endurance moyen avec un modèle de Stromeyer par le logiciel ESOPE.

La détermination du comportement moyen en fatigue est effectuée dans un domaine compris généralement entre 100 000 et 2 millions de cycles. Plusieurs modèles peuvent être utilisés, Bastenaire, Stromeyer, Wöhler, Basquin, ..., et le résultat

1. Par exemple, atteindre 20 millions de cycles à une fréquence de 30 Hz requiert 8 jours d'essais pour une seule éprouvette.

dépend du modèle utilisé. Par exemple, pour le modèle de Stromeier, la relation définissant la durée de vie en fonction de l'amplitude de chargement cyclique est donnée par

$$N = \frac{A}{\Sigma_0 - \overline{\Sigma}_\infty}, \quad (1.2)$$

avec  $N$  le nombre de cycles,  $A$  un paramètre matériau qui reste à déterminer et  $\overline{\Sigma}_\infty$  l'asymptote définissant la limite d'endurance moyenne.

Les deux paramètres du modèle sont déterminés en effectuant une minimisation au sens des moindres carrés à partir de la moyenne des durées de vie obtenue sur chaque niveau de sollicitation (figure 1.4). Le logiciel corrige statistiquement les niveaux où existent à la fois des ruptures et des non ruptures (il est question dans ce cas de niveaux censurés).

### Détermination de la dispersion

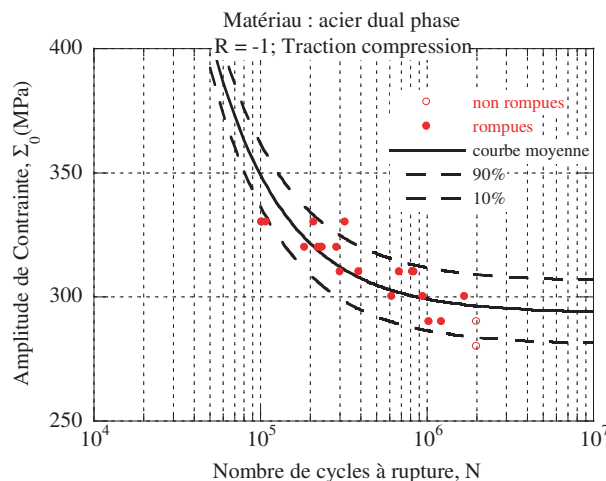


Figure 1.5: Traitement statistique des résultats d'endurance avec un modèle de Stromeier par le logiciel ESOPE.

La seconde donnée à identifier par une méthode statistique est la dispersion associée aux essais de fatigue. Dans le même esprit que pour le calcul de la durée de vie, en tenant compte des niveaux censurés, le logiciel calcule la dispersion en effectuant une minimisation au sens des moindres carrés. Les écarts à la moyenne de la durée de vie sont calculés pour chaque niveau. L'écart type global de l'essai est ensuite obtenu en considérant les écarts types obtenus par niveaux, pondérés par le nombre de niveaux.

Finalement, les résultats expérimentaux permettent d'obtenir un traitement statistique des données, avec une limite d'endurance moyenne et les iso-probabilités de

rupture à 10 et 90% comme illustré sur la figure 1.5.

### Détermination de la limite d'endurance moyenne

Pour compléter le traitement statistique des résultats par le logiciel, et notamment la valeur de la limite d'endurance moyenne (qui dépend du modèle retenu), un stair-case (ou méthode de l'escalier) est réalisé. Celui-ci consiste à solliciter en premier lieu une éprouvette proche de la limite d'endurance moyenne. Si cette éprouvette rompt, l'amplitude est diminuée pour l'éprouvette suivante avec, généralement, un pas d'une dizaine ou d'une vingtaine de MPa. Dans le cas contraire, le niveau d'amplitude est augmenté de ce même pas. La démarche est poursuivie jusqu'à posséder une dizaine de résultats environ avec un nombre impair d'éprouvettes. Le tableau 1.1 donne les résultats obtenus sur un acier dual phase DP600.

Tableau 1.1: Résultats d'un stair-case obtenus pour un acier dual phase DP600 avec un pas  $p$  de 10 MPa;  $\times$  = rupture;  $\circ$  = non rupture.

$\Sigma_0$ (MPa)	Numéro de l'éprouvette								
	1	2	3	4	5	6	7	8	9
300				$\times$				$\times$	
290	$\times$		$\circ$		$\times$		$\circ$		$\circ$
280		$\circ$				$\circ$			

Afin de déterminer la limite d'endurance à partir de ce stair-case [Dixon et Mood, 1948], la première étape consiste à déterminer l'évènement qui s'est produit le moins fréquemment, en l'occurrence la rupture dans notre cas. Ensuite, le numéro d'indice  $i$  est attribué à chaque niveau où cet évènement se produit (en démarrant l'indexation à 0 pour le plus faible niveau), et le comptage du nombre  $P_i$  de réalisations de cet évènement pour chaque niveau est effectué. A partir de cela, il faut alors calculer

$$P = \sum_i P_i, \quad (1.3)$$

$$Q = \sum_i i \times P_i. \quad (1.4)$$

Dans notre cas, les résultats de ces calculs sont donnés dans le tableau 1.2. Ils permettent de déterminer la limite d'endurance moyenne en utilisant la formule [Bathias et Baillon, 1997]

$$\bar{\Sigma}_\infty = \Sigma_{0,i=0} + p \left( \frac{Q}{P} \pm \frac{1}{2} \right), \quad (1.5)$$

avec  $p$  le pas de chargement,  $\Sigma_{0,i=0}$  l'amplitude de chargement du plus faible niveau, en prenant une valeur de  $+\frac{1}{2}$  dans le cas où l'évènement considéré est la non rupture,

et  $-\frac{1}{2}$  dans le cas de la rupture qui est le notre. Pour ce grade, une limite d'endurance moyenne de 290 MPa peut être calculée par cette méthode. La dispersion des résultats de fatigue  $s$  (pour « standard deviation ») est calculée en utilisant la formule

$$s = 1.62 \times p \left( \frac{PR - Q^2}{P^2} + 0.029 \right), \quad (1.6)$$

avec  $R = \sum_i i^2 \times P_i$ . La dispersion calculée est ici de 4.5 MPa. Il faut tout de même noter que si l'on veut être capable de prendre en compte finement la dispersion associée aux résultats de fatigue, ce ne sont pas moins de 50 éprouvettes qui sont recommandées [Bathias et Baillon, 1997]. De même, une confiance suffisante est accordée à la dispersion calculée à la condition que le ratio  $\frac{s}{p}$  soit compris entre 1 et 2, ce qui n'est pas le cas ici ( $\frac{s}{p} = 0.45$ ).

Tableau 1.2: Post-traitement des résultats d'un stair-case obtenus pour un acier dual phase DP600 avec un pas  $p$  de 10 MPa.

$\Sigma_0$ (MPa)	$i$	$P_i$	$iP_i$	$i^2P_i$
300	1	2	2	2
290	0	2	0	0
Totaux		P= 4	Q = 2	R = 2

Pour résumer, caractériser le comportement en fatigue d'un matériau requiert un temps important. Pour remédier à ce défaut, une recherche de méthodes de caractérisation rapide des propriétés en fatigue s'est mise en place.

### 1.1.2 Les premières mesures d'auto-échauffement sous sollicitation cyclique

Le premier à se servir des mesures de température pour chercher à identifier la limite d'endurance moyenne est [Stromeyer, 1914]. Pour cela, il conduit des essais de flexion rotative sur des éprouvettes spécifiques. Dans son montage, il introduit un dispositif de mesure de température différentiel présenté sur la figure 1.6. Dans ce dispositif, de l'eau, dont le débit est contrôlé, est introduite en I, la température en entrée étant relevée. Ensuite, au contact de l'éprouvette sollicitée, un échange thermique peut se produire au contact de la pièce, et la température de sortie est mesurée en O.

Stromeyer définit alors la limite d'endurance comme la contrainte alternée minimale qui conduit à générer de la chaleur au sein de la pièce. A partir d'une relation empirique définie par

$$\pm S_n = Fl + C(10^6/N)^{(1/4)}, \quad (1.7)$$

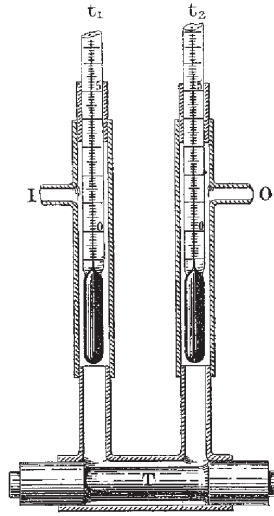


Figure 1.6: Dispositif de mesure de température de Stromeyer pour une éprouvette conique en flexion rotative [Stromeyer, 1914].

avec  $S_n$  l'amplitude de contrainte alternée,  $Fl$  la limite de fatigue,  $C$  un coefficient et  $N$  le nombre de cycles, il extrapole des résultats ayant conduit à rupture (pour lesquels il connaît la contrainte alternée et le nombre de cycles à rupture) afin d'en déduire une limite de fatigue. Il compare ensuite les limites obtenues par les deux méthodes qui montrent une très bonne corrélation. Les essais d'auto-échauffement sont nés.

Les suivants à mettre en avant les essais d'auto-échauffement sont [Moore et Komers, 1921]. Toujours à partir d'essais menés sur une machine de flexion rotative, ils mesurent l'élévation de température provoquée par la sollicitation cyclique. La forme que prend leur essai est précurseur des essais d'auto-échauffement modernes. Ils appliquent des séries successives de chargement constituées de blocs d'une durée de 30 secondes pour un matériau, de 2 minutes pour un autre, à une vitesse de 1000 tours par minute. A chaque palier, ils récupèrent l'élévation de température associée, leur permettant de tracer les premières courbes d'auto-échauffement (là où Stromeyer s'était limité à donner uniquement la première valeur de chargement provoquant une élévation de température), donnant l'élévation de température en fonction du chargement appliqué. Ils identifient la limite d'endurance comme le changement brusque de comportement observé sur la courbe.

Sur plusieurs nuances d'acier, ils mettent en place un comparatif sur la limite d'élasticité, la limite à rupture, la limite d'endurance et finalement la limite d'endurance obtenue par la méthode thermique. Une très bonne concordance existe alors entre l'information obtenue par mesure de température et la limite d'endurance déterminée par essai de caractérisation classique (figure 1.7).

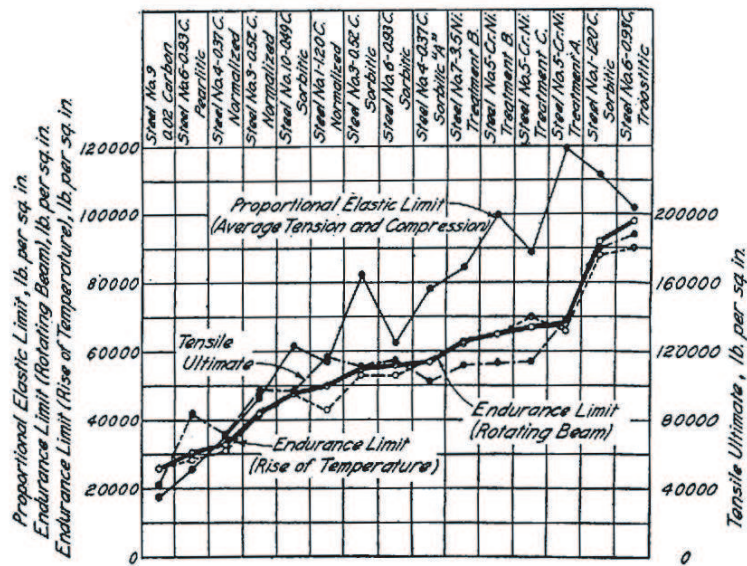


Figure 1.7: Mise en évidence de la corrélation entre la limite d'endurance obtenue par la méthode thermique et celle obtenue classiquement [Moore et Kommers, 1921].

Nous pouvons citer aussi [Lehr, 1926], qui, en 1926 publie des travaux sur des mesures de température sous sollicitations cycliques. S'il associe une fois encore l'élévation de la température à la durée de vie du matériau, il observe aussi, sous chargement cyclique, l'ouverture progressive des boucles d'hystérésis au cours d'un palier de chargement supérieur à la limite d'endurance, mais inférieur à la limite d'élasticité macroscopique (figure 1.8).

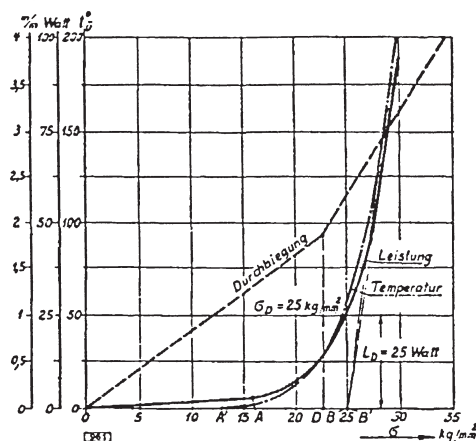


Figure 1.8: Lien entre l'évolution de l'auto-échauffement et l'aire des boucles d'hystérésis (Leistung) [Lehr, 1926].

1.1. A la recherche de méthodes rapides de caractérisation des propriétés en fatigue à grand nombre de cycles

[Welter, 1937] observe l'évolution de la température d'éprouvettes sollicitées en traction-compression, non pas sur une courte période, mais sur l'ensemble de la durée de vie. Les observations effectuées permettent de distinguer plusieurs phases révélées par les mesures de température de l'éprouvette. D'abord, une période où la température n'augmente pas, qui précède une augmentation rapide. Ensuite, celle-ci se stabilise avant d'augmenter de nouveau brutalement juste avant la rupture finale. Il observe ensuite que le niveau de température atteint dépend fortement du chargement appliqué. Il établit un lien entre les niveaux de températures mesurés pour chacune des éprouvettes testées vis-à-vis de la rupture obtenue en fatigue (figure 1.9). Un accroissement net de la température est observé au voisinage de la limite d'endurance.

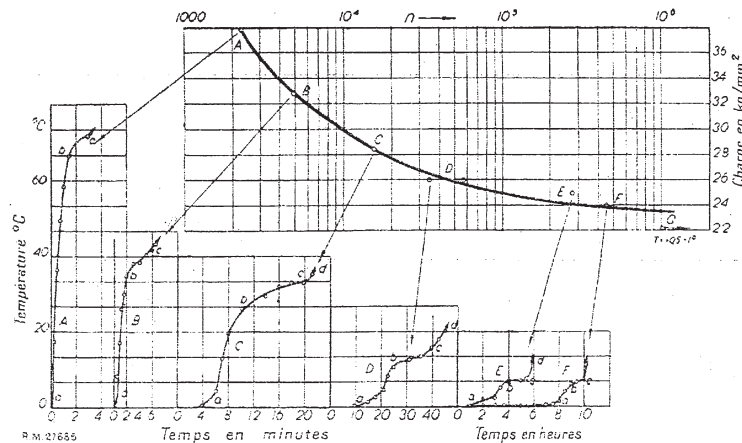


Figure 1.9: Lien entre l'évolution de la température et la durée de vie proposé par [Welter, 1937].

Les premiers résultats sur la thématique des essais d'auto-échauffement sont encourageants. Par différents moyens de mesures de la température, sous divers cas de chargements cycliques, un lien évident est montré entre l'élévation de température d'une éprouvette et sa limite d'endurance. Certes, suivant les équipes de recherche et les périodes auxquelles elles ont eu lieu, les définitions des limites d'endurance changent légèrement : initialement, le niveau à partir duquel une élévation de température peut être mesurée, ou un changement dans l'allure de la courbe, ou un comportement asymptotique, ... Malgré ces premiers résultats prometteurs, une longue période s'installe au cours de laquelle très peu d'études vont être menées sur ce sujet. C'est la traversée du désert où seul [Cazaud, 1948] publie un ouvrage sur la fatigue des métaux dans lequel un chapitre est consacré aux méthodes de caractérisation rapide et notamment des travaux de Lehr et Welter cités en amont.



## 1.2 Le renouveau

La véritable reprise de cette méthode de caractérisation rapide à partir de mesures de température se situe aux alentours des années 1980. Cette période de regain d'intérêt pour les essais d'auto-échauffement coïncide avec le développement d'une nouvelle technique de mesure de température : l'imagerie infrarouge.

Durant cette période, diverses études se mettent en place pour chercher à caractériser rapidement le comportement en fatigue des matériaux. L'approche reste empirique, c'est-à-dire, la détermination d'un niveau de contrainte ou d'effort à partir duquel la température augmente. Ceci permet de tester divers matériaux, mais surtout de sortir du cadre initial défini pour ces essais et de tester diverses influences ou divers cas de chargement que nous détaillons ici.

### 1.2.1 Les différents matériaux étudiés

Nous l'avons évoqué précédemment, les premières études sur le sujet ont été amorcées sur des aciers et ont montré une grande pertinence. Depuis lors, les résultats s'étendent à d'autres matériaux d'études mais aussi à d'autres nuances.

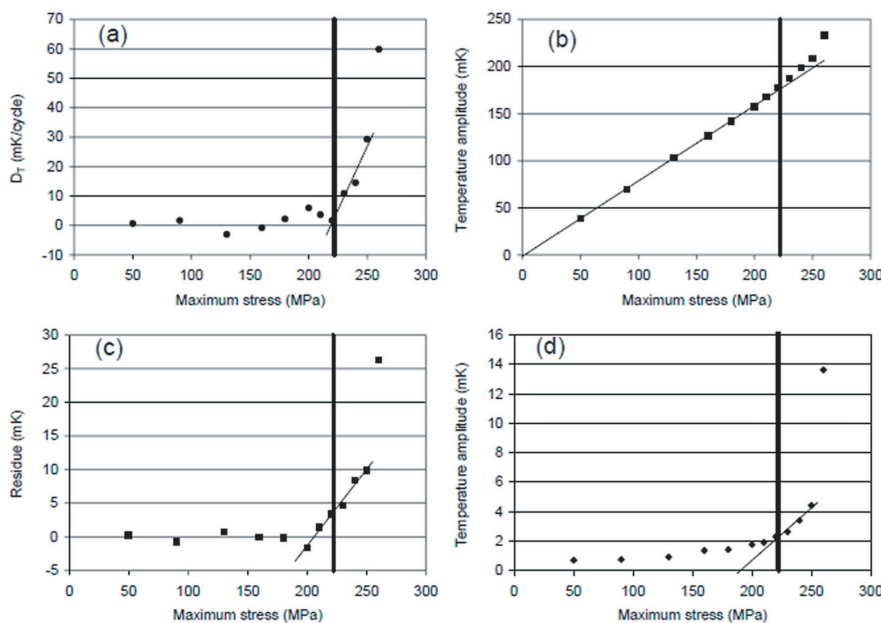


Figure 1.10: Résultats de thermographie sur un acier inox 316L ; a) Élévation de température linéaire b) première harmonique c) différence entre  $T_1$  et la partie linéaire d) seconde harmonique [Krapez et Pacou, 2002] pour des essais à 2 Hz.

Nous pouvons citer par exemple les résultats de [Krapez *et al.*, 1999] qui ont étudié un acier XC48. Pour cela, leur étude se base sur la mise en place d'une mé-

thode de mesure de champ et d'une méthode de post-traitement associée. Cela leur permet d'extraire, non seulement le signal en termes de différence de température par rapport à l'état d'équilibre, mais aussi les deux premières harmoniques du signal (figure 1.10), en décomposant la température appelée  $T_{mod}$  par

$$T_{mod}(t) = T_0 + DTft + T_1 \sin(\omega t + \phi_1) + T_2 \sin(2\omega t + \phi_2), \quad (1.8)$$

$T_0$  étant la température de référence,  $f$  la fréquence de sollicitation donnée par  $f = \omega/2\pi$ ,  $DT$  l'élévation de température moyenne par cycle, et  $T_i$  et  $\phi_i$  les températures et phases des premières et deuxièmes harmoniques. Ensuite, l'identification de ces coefficients est réalisée suivant une méthode des moindres carrés.

Outre les résultats sur l'acier XC48 qui montrent des résultats de thermographie en accord avec les résultats de fatigue, ils étudient aussi des aciers inoxydables comme le 316L et un alliage d'aluminium comme le 7010 qui montrent des résultats similaires (figure 1.11). En revanche, avec une autre nuance d'aluminium, l'Al 2024, une moins bonne corrélation est obtenue [Krapez et Pacou, 2002].

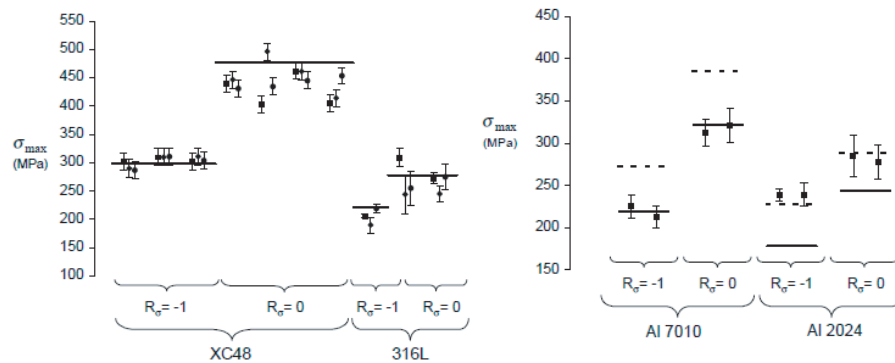


Figure 1.11: Comparatif sur l'XC48, le 316L et deux aluminiums entre les résultats de thermographie infrarouge (points) et la limite d'endurance à  $10^6$  cycles (trait plein) et  $10^5$  cycles (pointillés) [Krapez et Pacou, 2002].

[La Rosa et Risitano, 2001] effectuent un inventaire de plusieurs années de recherche sur les matériaux qu'ils ont éprouvé avec leur procédure d'essais d'auto-échauffement. Une fois encore avec des considérations très empiriques, ils cherchent à retrouver la limite d'endurance moyenne déterminée par essais de fatigue classiques. Divers aciers, diverses fontes, un alliage d'aluminium, mais aussi des fibres de verre montrent là encore des résultats très intéressants, aussi bien au niveau de la valeur réellement obtenue que de l'erreur en pourcentage entre les deux valeurs (figure 1.12).

Component	Material	R	SC	TH	Err.%	Ref.
Specimen	C70 Steel	0	216	212	-1.8	[9]
Specimen	C30 Steel	0	414	400	-3.5	[17]
Specimen	2024 Al alloy	0	239	215	-10.0	[17]
Specimen	Fibreglass	0.1	13.2	14.3	+8.3	[33]
Specimen	Fibreglass	0.1	15.8	15	-5.1	[33]
Specimen	Fibreglass	0.1	15.2	15.3	+0.6	[33]
Specimen	Fibreglass	0.1	14.1	14.1	-	[33]
Butt welded joint	FeP04 Steel	0.1	227	229	+0.9	[31]
Butt welded joint	FeP04 Steel	0.1	242	230	+5.0	[31]
Butt welded joint	FeP04 Steel	0.1	182	185	+1.6	[31]
Butt welded joint	FeP04 Steel	0.1	240	234	+2.5	[31]
Butt welded joint	FeP04 Steel	0.1	235	197	-16.2	[31]
Butt welded joint	FeP04 Steel	0.1	215	210	-2.3	[31]
Specimen with blind hole	C30 Steel	-1	164	162	-1.2	[21]
Connecting rod	SGCI	0	20.0	18.5	-7.5	[10]
Connecting rod	MCI	0	19.9	20.0	+0.5	[10]
Connecting rod	MCI	0	25.2	24.2	-4.0	[10]
Connecting rod	SGCI	-1	27	28.8	+6.7	[10]
Connecting rod	MCI	-1	25.5	23.2	-9.0	[10]
Connecting rod	MCI	-1	27.2	28.0	+2.9	[10]
Connecting rod	SGCI	-1.84	30.0	30.5	+1.7	[10]
Connecting rod	MCI	-1.84	26.3	25.7	-2.3	[10]
Connecting rod	MCI	-1.84	34.0	30.5	+10.3	[10]

Figure 1.12: Comparaison de limites d'endurance obtenues par stair-case (SC) et par thermographie (TH) pour plusieurs matériaux (MCI = fonte malléable SGCI = fonte à graphite sphéroïdal) [La Rosa et Risitano, 2001].

## 1.2.2 Généralisation à des chargements autres que traction-compression alternée

Les résultats présentés jusqu'à présent font état de conditions de chargement standard, en cherchant uniquement à retrouver le comportement en fatigue de manière empirique à partir de mesures de température sur des éprouvettes. Cette période de renouveau a aussi été l'occasion de sortir des sentiers battus et de chercher à éprouver la méthode sur d'autres terrains.

### 1.2.2.1 Effet d'une contrainte moyenne

Une modification du rapport de charge  $R$  (*i.e.*, le ratio entre la contrainte minimale et la contrainte maximale) influence la tenue à la fatigue. L'objectif est de retrouver cette tendance par les mesures d'auto-échauffement sous sollicitations cycliques.

En premier lieu, nous pouvons citer les mêmes travaux de La Rosa et Risitano qui ont testé plusieurs rapports de charges (un rapport de charge de 0.1 pour la fibre de verre, ou un autre de -1.84 sur une fonte, ...). Ils montrent la capacité des mesures d'auto-échauffement à retrouver la limite d'endurance quel que soit le rapport de charge  $R$ . En revanche, ils n'effectuent pas de lien entre l'évolution du rapport de charge et celle des propriétés à la fatigue sur un même matériau. Avec la même méthode que celle citée précédemment (décomposition de la température en un signal linéaire en temps et deux harmoniques), [Krapez *et al.*, 1999] mettent en évidence, en étudiant plusieurs rapports de charge, une influence linéaire de la contrainte moyenne sur la limite de fatigue (figure 1.13).

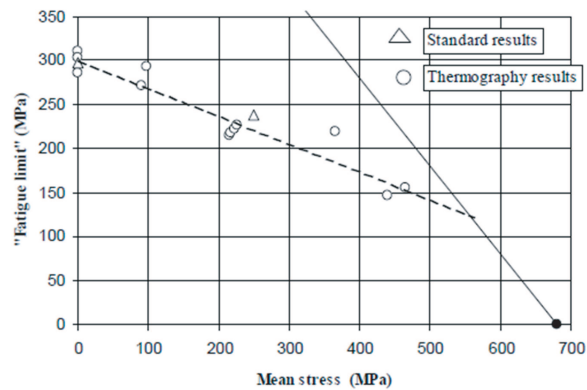


Figure 1.13: Diagramme de Haigh d'un acier XC48 construit à partir de  $\Delta T$  [Krapez et al., 1999].

### 1.2.2.2 Chargements multiaxiaux proportionnels

Les différentes études présentées font état de sollicitations, soit en traction compression, soit en flexion rotative. Des mesures d'auto-échauffement sous sollicitations multiaxiales sont réalisées [Galtier, 1993]. Il teste pour cela plusieurs trajets de chargement, en flexion, en torsion et en flexion + torsion pour lesquels il enregistre l'évolution de la température au cours de la durée de vie de l'éprouvette (figure 1.14), pour différentes amplitudes de chargement.

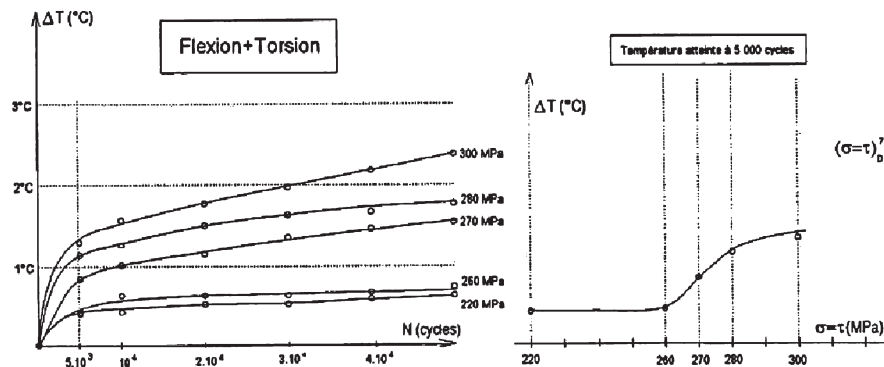


Figure 1.14: Évolution de la température en flexion + torsion [Galtier, 1993].

En traçant ensuite l'élévation de température atteinte au bout de 5000 cycles en fonction de l'amplitude de chargement, il met en évidence l'existence d'un seuil pour lequel l'élévation de température augmente progressivement. En comparant le seuil par rapport aux limites d'endurance obtenues à  $10^6$  et  $10^7$  cycles, il remarque qu'il diffère en fonction de la nature de la sollicitation appliquée.

### 1.2.2.3 Application aux structures

Déterminer de manière rapide les propriétés en fatigue de matériaux à partir d'éprouvettes grâce aux essais d'auto-échauffement est une chose. Chercher à déterminer rapidement cette information pour des structures en est une autre. Luong s'est attelé à cette tâche en cherchant à déterminer la limite d'endurance moyenne de bielles de reprise de couple (figure 1.15) [Luong, 1998]. Pour commencer, il applique la méthode d'auto-échauffement sur le matériau de manière à déterminer sa limite d'endurance moyenne. Ensuite, à partir de mesures par caméra infrarouge sur la bielle, il cherche à en déterminer la limite d'endurance moyenne. Il applique des blocs de chargement de 2000 cycles à une fréquence de 20 Hz sur les bielles sollicitées en traction-compression. Les mesures effectuées permettent (figure 1.16) de déterminer un seuil à partir duquel une élévation importante de température se produit. Il montre une bonne corrélation entre ce seuil et la limite d'endurance à  $10^7$  cycles.



Figure 1.15: Bielle de reprise de couple rompue en fatigue [Luong, 1998].

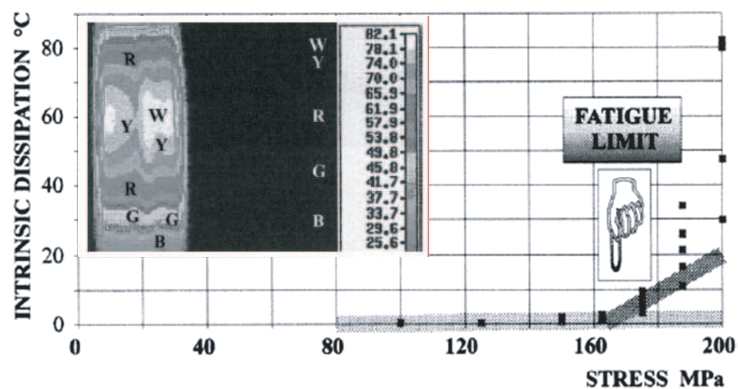


Figure 1.16: Courbe d'auto-échauffement déterminée à partir de mesures de température par thermographie infrarouge sur des bielles de reprise de couple [Luong, 1998].

Ces travaux sur structures sont intéressants du point de vue des résultats, certes, mais aussi d'un point de vue ingénierie. En effet, réaliser des tests de fatigue sur des pièces, notamment des prototypes peut s'avérer extrêmement coûteux. Il allie ainsi dans ces travaux une détermination rapide des propriétés en fatigue et une réduction importante des coûts, de par le peu de pièces nécessaires à la réalisation de ce type d'essai.

### 1.2.2.4 Prédiction des courbes S-N

Dans tous les cas présentés précédemment, seule la limite d'endurance est recherchée, c'est à dire qu'un seul point de la courbe d'auto-échauffement est utilisé

(*i.e.*, la transition). Cependant, par les mesures de température effectuées, d'autres informations sont disponibles pour diverses amplitudes de chargement cyclique.

[Fargione *et al.*, 2002] tentent de déterminer, non seulement, la limite d'endurance moyenne, mais aussi le comportement en durée de vie. Le but est de définir une courbe moyenne de fatigue complète à partir de mesures de la température prises tout au long de la durée de vie de l'éprouvette. Le principe de base est le suivant : pour chaque amplitude du chargement, ils proposent de décomposer le signal de température en trois phases (et non 4 comme proposé par Welter) : une première où la température s'élève, une seconde où elle est stabilisée et une dernière qui voit une augmentation rapide synonyme d'amorce de fissure précédant la rupture finale de la pièce (figure 1.17).

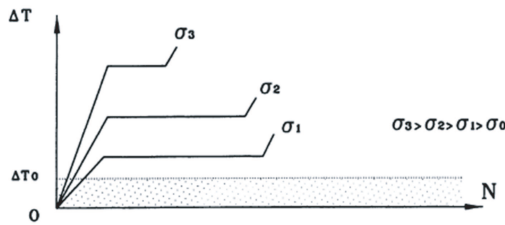


Figure 1.17: Schématisation de l'élévation de température pour diverses amplitudes de chargement issus des travaux de Fargione [Fargione *et al.*, 2002].

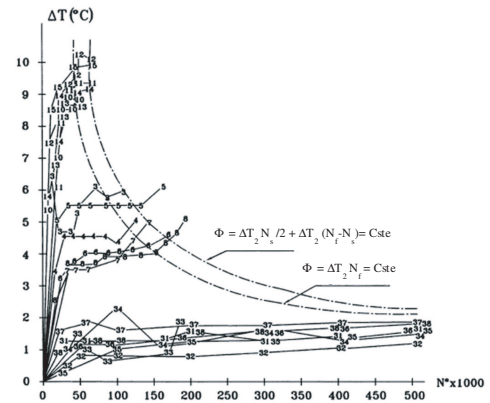


Figure 1.18: Mise en place du critère énergétique à partir de mesures de températures sur un acier C70 [Fargione *et al.*, 2002].

A partir de ce constat, ils proposent de mettre en place un critère empirique de manière à décrire l'allure moyenne de la courbe S-N. Il est basé sur une énergie dissipée critique. L'hypothèse principale de ce raisonnement étant que, quelle que soit l'amplitude de sollicitation, le matériau ne peut pas dissiper au delà d'une certaine valeur d'énergie sans provoquer la rupture. Le critère proposé suppose que

$$\Phi = \Delta T_2 \frac{N_s}{2} + \Delta T_2 (N_f - N_s) = Constante, \quad (1.9)$$

avec  $\Delta T_2$  la température de stabilisation,  $N_s$  le nombre de cycles pour atteindre la stabilisation et  $N_f$  le nombre de cycles à rupture. Dans certains cas (notamment pour les amplitudes de chargement les plus élevées), les trois phases ne sont pas toutes facilement distinguables et le critère peut être approximé par :

$$\Phi = \Delta T_2 N_f = Constante. \quad (1.10)$$

Les deux équations définissant ce critère sont données sur la figure 1.18 pour un acier C70. Les courbes expérimentales les plus hautes correspondent à un chargement à 275 MPa, celles du milieu à un chargement à 245 MPa, et les autres un chargement à 220 MPa. Connaissant la valeur de  $\Phi$  sur un palier de chargement à haute amplitude, connaissant aussi sur chacun des paliers de quelques milliers de cycles la valeur de la température stabilisée, il est possible de déterminer une courbe de fatigue moyenne. Une bonne corrélation est obtenue entre ces résultats et les résultats de fatigue standard (figure 1.19).

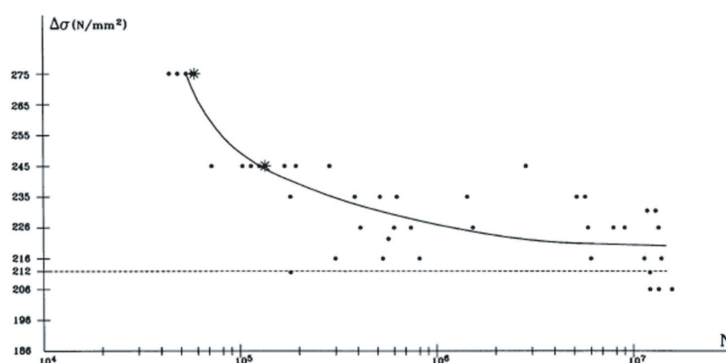


Figure 1.19: Courbe S-N d'un acier C70 et comparatif avec les résultats obtenus en utilisant la température et l'équation 1.9 (astérisques) [Fargione et al., 2002].

Dans toutes les études présentées, la température est considérée comme un indicateur du comportement en fatigue du matériau. Cependant, cette élévation de température n'est pas un paramètre intrinsèque du matériau, au contraire du terme source qui produit cet échauffement. Il est donc nécessaire de chercher à identifier ce terme source.

### 1.3 Comprendre pour modéliser et/ou modéliser pour prévoir

Si la période précédente était consacrée à l'extension de la méthode (à d'autres matériaux, d'autres conditions de chargement, ...), la phase actuelle est une phase de compréhension des mécanismes à l'origine de ces phénomènes d'auto-échauffement sous sollicitations cycliques.

Les différents travaux la période actuelle peuvent être regroupés en deux catégories. Toutes deux se basent sur les essais d'auto-échauffement mais ne poursuivent pas les mêmes objectifs. Elles sont néanmoins intimement liées et complémentaires :

- la première catégorie s'attache à observer, identifier et caractériser les sources de dissipation de chaleur responsables de l'auto-échauffement. Si un matériau

est considéré comme macroscopiquement homogène, il est néanmoins très hétérogène à l'échelle microscopique. Ces hétérogénéités provoquent une source de dissipation locale, et c'est cette dissipation locale qui est recherchée. La philosophie qui s'en dégage est « comprendre pour modéliser ».

- la seconde catégorie s'attache à rester dans la lignée initiale de ce type de méthode, à savoir de chercher à identifier rapidement les propriétés en fatigue. Pour cela, il est nécessaire d'établir un dialogue entre les essais d'auto-échauffement et ceux de fatigue classique, ce dialogue étant assuré par une étape de modélisation. La philosophie maîtresse est « modéliser pour prévoir ».

Dans la suite de ce chapitre, ces deux philosophies sont détaillées.

#### 1.3.1 Recherche d'un champ de sources

Obtenir des informations sur le champ de sources impose de résoudre l'équation de la chaleur, que nous détaillons dans la suite dans ses différentes déclinaisons. Cette équation relie ce qui est mesurable, la température, à un terme source, qui est une quantité intrinsèque au matériau. Pour cela, un cadre thermodynamique doit préalablement être défini.

##### 1.3.1.1 Cadre thermodynamique considéré

L'ensemble de cette étude se base sur le principe de la thermodynamique des processus irréversibles. Toute évolution thermodynamique d'un point M quelconque est considérée comme une succession d'états d'équilibre. Ces états d'équilibre sont définis en chaque instant  $t$  par un nombre donné de grandeurs appelées variables d'état.

Pour définir un système, les variables thermodynamiques retenues sont tout d'abord les variables observables, que sont la température  $T$  et le tenseur des déformations  $\epsilon$ . Ce tenseur des déformations totales est décomposé en un tenseur des déformations élastiques  $\epsilon^e$  et plastiques  $\epsilon^p$ . Viennent ensuite un certain nombre de variables internes, notée  $V_k$  qui permettent de compléter la définition de l'état thermodynamique. Ces variables d'état internes dépendent fortement de la représentation que le « modélisateur » se fait du système thermodynamique (*i.e.*, du matériau). Quoi qu'il en soit et dans tous les cas, les premier et second principes de la thermodynamique doivent être respectés.

##### 1.3.1.2 Équation de la chaleur

En utilisant l'énergie libre de Helmholtz  $\Psi$  définie par  $\Psi = e - Ts$  avec  $e$  l'énergie interne spécifique du système et  $s$  son entropie, la forme locale de l'équation de la chaleur est déduite à partir de la conservation de l'énergie (ou autrement dit du



premier principe de la thermodynamique). Cette forme locale est donnée par

$$\rho c \dot{T} + \text{div}(\vec{q}) = \Delta + r + \rho T \frac{\partial^2 \Psi}{\partial \epsilon^e \partial T} : \dot{\epsilon}^e + \rho T \frac{\partial^2 \Psi}{\partial \mathbf{V}_k \partial T} : \dot{\mathbf{V}}_k = \rho c S_t, \quad (1.11)$$

avec  $\rho$  la masse volumique du matériau,  $c = -T \frac{\partial^2 \Psi}{\partial T^2}$  la chaleur spécifique et  $S_t$  le terme source qui est la quantité que l'on cherche à identifier localement [Chrysochoos et Louche, 2000].

Ce terme source est donc la somme de trois contributions :

- la dissipation intrinsèque  $\Delta = \Sigma : \dot{\epsilon}^p - \mathbf{A}_k : \dot{\mathbf{V}}_k$  avec  $\Sigma = \rho \frac{\partial \Psi}{\partial \epsilon^e}$  la force thermodynamique associée au tenseur des déformations élastiques et  $\mathbf{A}_k = -\rho \frac{\partial \Psi}{\partial \mathbf{V}_k}$  la force thermodynamique associée à la variable interne  $\mathbf{V}_k$  ;
- le rayonnement  $r$  ;
- les termes de couplage  $\rho T \frac{\partial^2 \Psi}{\partial \epsilon^e \partial T} : \dot{\epsilon}^e$  et  $\rho T \frac{\partial^2 \Psi}{\partial \mathbf{V}_k \partial T} : \dot{\mathbf{V}}_k$ .

La dissipation intrinsèque est imposée positive ou nulle ce qui permet de respecter le second principe de la thermodynamique des milieux continus.

L'équation 1.11 est la forme locale de l'équation de la chaleur. Certaines hypothèses sont maintenant effectuées de manière à considérer les particularités des mesures d'auto-échauffement sous sollicitation cyclique.

### 1.3.1.3 Hypothèses dans le cas d'auto-échauffement sous sollicitations cycliques

Dans le cadre des essais d'auto-échauffement, diverses hypothèses simplificatrices peuvent être effectuées [Chrysochoos et Louche, 2000][Boulanger *et al.*, 2004][Doudard *et al.*, 2005] :

- la chaleur spécifique  $c$  est indépendante de la température ;
- la convection interne est négligeable ce qui implique que  $\frac{dT}{dt} = \frac{\partial T}{\partial t}$  ;
- le terme source de rayonnement est constant dans le temps, ce qui est vérifié si une attention particulière est portée aux conditions de réalisation de l'essai ;
- le seul terme de couplage non négligeable est celui associé au couplage thermo-élastique, noté  $C_1 = \rho T \frac{\partial^2 \Psi}{\partial \epsilon^e \partial T} : \dot{\epsilon}^e$ .

A priori, résoudre l'équation de la chaleur nécessite de connaître la répartition de la température dans l'ensemble du volume considéré. Cependant, au maximum, il est possible, par l'utilisation d'une caméra infrarouge, de récupérer des informations de champs bi-dimensionnelles. Différentes hypothèses peuvent alors être effectuées sur l'homogénéité du champ de température.

Dans la suite, une éprouvette parallélépipédique, dont la zone utile de longueur  $L$ , de largeur  $b$  et d'épaisseur  $e$  est considérée. Ce domaine d'étude est défini en

fonction des dimensions de l'éprouvette par

$$\begin{aligned} x &\in [-L/2; L/2] \\ y &\in [-b/2; b/2] \\ z &\in [-e/2; e/2], \end{aligned} \quad (1.12)$$

$x$  étant la direction de traction. Suivant les hypothèses effectuées, il est possible d'adopter (figure 1.20) :

- une approche 0D, où seule la température moyenne du volume est considérée et où les pertes sont les échanges avec l'extérieur. Elles sont de deux natures : les pertes par échange avec les mors de la machine d'essais et les pertes sur les faces latérales par échange avec le milieu ambiant ;
- une approche 1D, où seule la moyenne de la température sur la section est considérée. Des pertes par conduction existent suivant  $x$  au sein de la matière et des pertes sur les faces latérales par échange avec le milieu ambiant suivant  $y$  et  $z$  ;
- une approche 2D, où seule la moyenne de la température suivant l'épaisseur est considérée. Les pertes s'effectuent par conduction suivant  $x$  et  $y$  au sein de la matière et par échange avec le milieu ambiant sur les faces latérales suivant  $z$ .

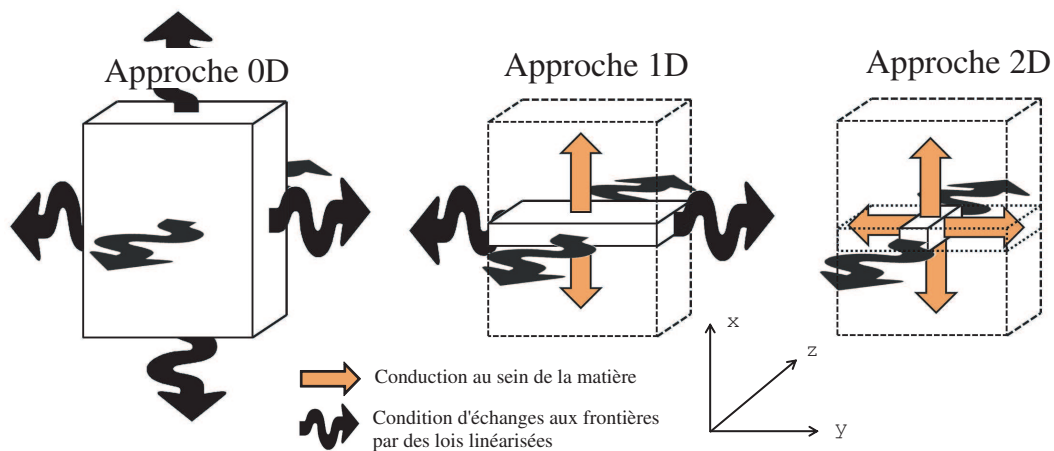


Figure 1.20: Différences entre les conditions aux limites du problème thermique en fonction de l'approche considérée.

C'est l'approche choisie qui dicte l'expression finale de l'équation de la chaleur.

### Approche 0D

Pour une approche 0D, c'est la température moyenne sur le volume qui est considérée. L'équation de la chaleur est intégrée sur l'ensemble du volume  $V = ebL$ ,

soit

$$\frac{1}{V} \iiint_V \rho c \dot{T}(x, y, z, t) dV + \frac{1}{V} \iiint_V \operatorname{div}(\vec{q})(x, y, z, t) dV = \frac{1}{V} \iiint_V \rho c S_t(x, y, z, t) dV. \quad (1.13)$$

En utilisant le théorème de la divergence,

$$\frac{1}{V} \iiint_V \operatorname{div}(\vec{q}) dV = \frac{1}{V} \iint_{\delta V} \vec{q} \cdot \vec{n} dS, \quad (1.14)$$

avec  $\delta V$  la frontière du domaine de volume  $V$ , et  $\vec{n}$  la normale à la surface.

Ensuite, il est nécessaire de se doter des conditions aux limites du problème thermique. Pour cela, des conditions de troisième espèce, dites aussi conditions de Fourier sont considérées. Les pertes par échange de flux avec l'extérieur sont donc données sur chacune des faces du volume par

$$\begin{aligned} \vec{q} \cdot \vec{n} &= \pm h_2 \theta^{0D}, & \text{pour } \vec{n} &= \pm \vec{x}, \\ \vec{q} \cdot \vec{n} &= \pm h_1 \theta^{0D}, & \text{pour } \vec{n} &= \pm \vec{y} \text{ et } \vec{n} = \pm \vec{z} \end{aligned} \quad (1.15)$$

avec  $\theta^{0D} = \frac{1}{V} \iiint_V (T - T_0) dV$  l'élévation de température moyenne du volume,  $T_0$  la température de référence du milieu extérieur,  $h_2$  et  $h_1$  respectivement les coefficients d'échange thermique avec les mors et le milieu ambiant. Avec ces conditions aux limites, les pertes s'écrivent

$$\begin{aligned} \frac{1}{V} \iiint_V \operatorname{div}(\vec{q}) dV &= \frac{1}{V} [2h_2 \times be\theta^{0D} + 2h_1 \times bL\theta^{0D} + 2h_1 \times eL\theta^{0D}] \\ &= \left[ \frac{2h_2}{L} + \frac{2h_1(e+b)}{eb} \right] \theta^{0D}, \end{aligned} \quad (1.16)$$

qui ne dépendent que des coefficients d'échange et des dimensions du volume. Finalement, l'équation de la chaleur 0D s'écrit en posant  $S_t^{0D} = \frac{1}{V} \int_V S_t(x, y, z, t) dV$ ,

$$\dot{\theta}^{0D}(t) + \frac{\theta^{0D}}{\tau_{eq}^{0D}}(t) = S_t^{0D}(t), \quad (1.17)$$

avec  $\tau_{eq}^{0D} = \left( \frac{1}{\rho c} \left[ \frac{2h_2}{L} + \frac{2h_1(e+b)}{eb} \right] \right)^{-1}$  le temps caractéristique de mise en place de l'équilibre thermique.

### Approche 1D

Pour l'approche 1D, le volume d'étude est une succession de tranches de volume  $V = ebdx$ . L'équation de la chaleur intégrée sur ce volume est ainsi donnée par

$$\frac{1}{ebdx} \iiint_V \rho c \dot{T}(x, y, z, t) dV + \frac{1}{ebdx} \iiint_V \operatorname{div}(\vec{q})(x, y, z, t) dV = \frac{1}{ebdx} \iiint_V \rho c S_t(x, y, z, t) dV. \quad (1.18)$$

Sur ce volume, il y a deux conditions aux limites qui sont dues aux pertes latérales et une à la conduction suivant  $\vec{x}$ . La fuite par conduction au sein de l'éprouvette est exprimée à partir de la loi de Fourier donnée par

$$\vec{q}(x, y, z, t) = -\lambda' \vec{grad}(T)(x, y, z, t), \quad (1.19)$$

avec  $\lambda'$  la conductivité thermique considérée comme isotrope. L'ensemble des pertes s'exprime ainsi par

$$\begin{aligned} \frac{1}{ebdx} \iiint_V \text{div}(\vec{q}) dS &= \frac{1}{V} \iint_{\delta V} \vec{q} \cdot \vec{n} dS \\ &= -\lambda' \frac{\partial^2 T}{\partial x^2}(x, y, z, t) + 2h_1 \frac{e+b}{eb} \theta^{1D}, \end{aligned} \quad (1.20)$$

avec la température moyenne sur la section donnée par

$$\theta^{1D}(x, t) = \frac{1}{S} \int_S (T - T_0)(x, y, z, t) dS. \quad (1.21)$$

Le temps caractéristique de retour à l'équilibre 1D (*i.e.*, en ne considérant que les pertes par convection entre l'éprouvette et le milieu ambiant) est donné par

$$\tau_{eq}^{1D} = \left( \rho c \frac{eb}{2h_1(e+b)} \right), \quad (1.22)$$

et le terme source moyen sur la section par

$$S_t^{1D}(x, t) = \frac{1}{S} \int_S S_t(x, y, z, t) dS. \quad (1.23)$$

Ceci permet finalement d'écrire l'équation de la chaleur 1D

$$\dot{\theta}^{1D}(x, t) - \frac{\lambda'}{\rho c} \frac{\partial^2 \theta^{1D}}{\partial x^2}(x, t) + \frac{\theta^{1D}}{\tau_{eq}^{1D}}(x, t) = S_t^{1D}(x, t). \quad (1.24)$$

### Approche 2D

L'approche 2D de l'équation de la chaleur n'est qu'une extension de l'approche 1D, à savoir qu'au lieu de considérer une section, c'est un petit élément de volume d'épaisseur  $e$ , de largeur  $dy$  et de longueur  $dx$  sur lequel l'intégration est réalisée. Sur le même principe que précédemment, en posant

$$\begin{aligned} \theta^{2D}(x, y, t) &= \frac{1}{e} \int_{-e/2}^{e/2} (T - T_0)(x, y, z, t) dz \\ S_t^{2D}(x, y, t) &= \frac{1}{e} \int_{-e/2}^{e/2} S_t(x, y, z, t) dz, \end{aligned} \quad (1.25)$$

l'équation de la chaleur 2D est donnée par

$$\dot{\theta}^{2D}(x, y, t) - \frac{\lambda'}{\rho c} \left( \frac{\partial^2 \theta^{2D}}{\partial x^2}(x, y, t) + \frac{\partial^2 \theta^{2D}}{\partial y^2}(x, y, t) \right) + \frac{\theta^{2D}}{\tau_{eq}^{2D}}(x, y, t) = S_t^{2D}(x, y, t), \quad (1.26)$$

avec le temps de retour à l'équilibre thermique 2D  $\tau_{eq}^{2D} = \frac{\rho c}{2h_1}$  qui ne concerne en réalité que les pertes par échange avec le milieu ambiant pour les faces de normale  $\vec{z}$ .

Ces différentes formes de l'équation de la chaleur sont donc obtenues à partir de diverses hypothèses, incluant notamment la mise en place de conditions aux limites de troisième espèce et d'échanges par conduction au sein de la matière. A partir de ces différentes équations, l'objectif est toujours le même : remonter au champ de sources à partir des mesures de température.

### 1.3.1.4 Évaluation du terme source moyen

#### Approche 0D

Une première possibilité pour déterminer le terme source moyen est de considérer une approche 0D. Dans ce cas, le terme source moyen peut être décomposé en une dissipation intrinsèque  $d_1$  et un terme de couplage thermo-élastique  $s_{the}$  [Mabru et Chrysochoos, 2001][Doudard *et al.*, 2005], et l'équation de la chaleur 0D s'écrit

$$\dot{\theta}^{0D}(t) + \frac{\theta^{0D}}{\tau_{eq}^{0D}}(t) = \frac{d_1(t) + s_{the}(t)}{\rho c}. \quad (1.27)$$

Pour résoudre cette équation, il est nécessaire de disposer de moyens de mesures expérimentaux pour obtenir la température 0D. La plus simple à mettre en œuvre est l'utilisation de thermocouples, dont un est placé dans la zone centrale de l'éprouvette, et un ou plusieurs autres placés sur les mors de la machine hydraulique. La deuxième approche consiste à utiliser une caméra infrarouge et effectuer une moyenne sur la zone d'étude. Cependant, si les thermocouples sont simples d'utilisation, leur temps de réponse élevé (de l'ordre de la seconde) ne permet pas de mesurer le couplage thermo-élastique.

Ce terme de couplage thermo-élastique peut s'écrire [Lemaitre et Chaboche, 1990][Boulangier *et al.*, 2004]

$$s_{the}(t) = -\lambda' T_0 \dot{\Sigma}(t). \quad (1.28)$$

Le signal de sollicitation cyclique peut être décomposé en une composante moyenne  $\Sigma_m$  et une amplitude  $\Sigma_0$  par

$$\Sigma(t) = \Sigma_m + \Sigma_0 \sin(2\pi f_L t), \quad (1.29)$$

avec  $f_L$  la fréquence de sollicitation. Ainsi, sur un cycle complet de chargement (en moyenne sur un cycle, le couplage thermo-élastique s'annule), l'amplitude de la variation de température due au couplage thermo-élastique  $\Delta\theta_{the}$  peut être exprimée par

$$\Delta\theta_{the} = \frac{T_0 \lambda' \Sigma_0}{\rho c} \frac{2\pi f_L}{\sqrt{(\tau_{eq}^{0D})^{-2} + 4\pi^2 f_L^2}} \quad (1.30)$$

En utilisant une caméra infrarouge et en récupérant la moyenne du signal de température sur une zone de  $2 \times 2 \text{ mm}^2$ , [Boulangier *et al.*, 2004] montrent l'allure du signal de température récupéré pour un bloc de chargement de 20000 cycles à 50 Hz (figure 1.21). Ils montrent en outre que l'amplitude du couplage thermo-élastique est indépendante de la fréquence de sollicitation à partir d'une fréquence proche de 0.02Hz.

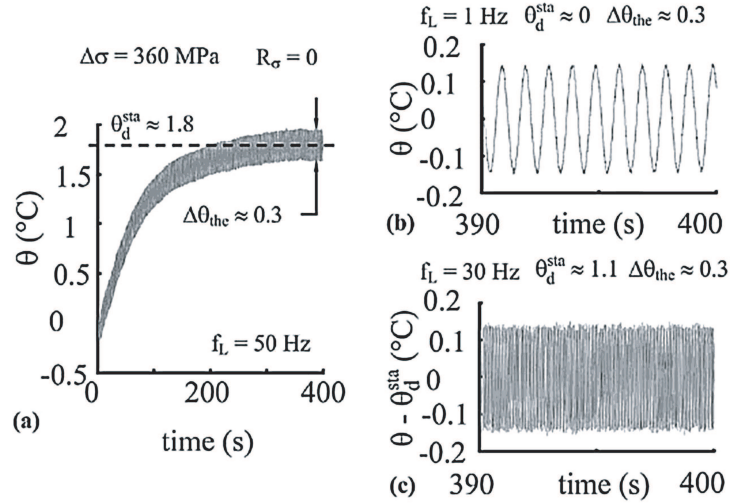


Figure 1.21: a) Évolution de la température pour un bloc de chargement de 20000 cycles à 50 Hz sur un acier dual phase DP60 b) contribution thermo-élastique à 1Hz c) contribution thermo-élastique à 30Hz [Boulangier *et al.*, 2004].

Par thermocouples ou caméra infrarouge, il est possible d'avoir accès à l'élévation de la température provoquée par la dissipation intrinsèque  $d_1$ . A partir du signal de température complet, la méthode mise en place par [Boulangier *et al.*, 2004] consiste à déterminer le terme source complet  $S_t$  (figure 1.22). Un signal périodique est obtenu. Ensuite, en intégrant ce terme source complet par rapport au temps, ils obtiennent une évolution linéaire de ce signal dont la pente n'est autre que la dissipation intrinsèque, qui est dans ce cas constante sur le palier de chargement considéré.

Dans le cas d'un terme de dissipation constant par cycle, la solution de l'équation de la chaleur s'écrit

$$\theta^{0D}(t) = \frac{d_1 \tau_{eq}^{0D}}{\rho c} \left[ 1 - \exp\left(-t/\tau_{eq}^{0D}\right) \right]. \quad (1.31)$$

Dans ce cas, l'allure de l'élévation de température obtenue sur un palier de chargement est celle donnée par la figure 1.23. La température se stabilise au bout d'un certain temps et est notée  $\bar{\theta}^{0D}$ . Plusieurs solutions existent pour exprimer la dissipation intrinsèque à partir de ce signal de température. La première s'obtient en

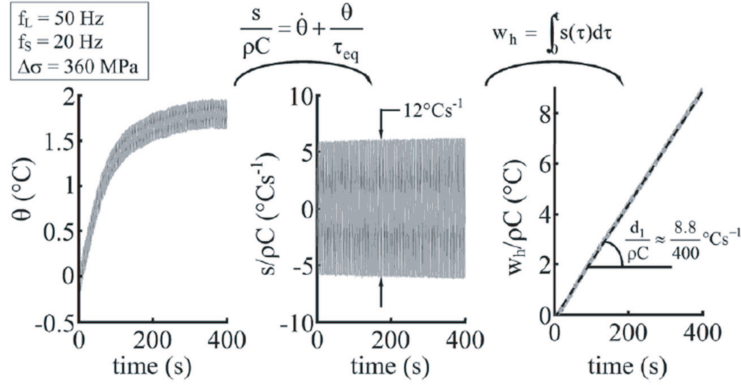


Figure 1.22: Méthode de calcul du terme source à partir d'un signal de température [Boulangier et al., 2004].

considérant la température moyenne stabilisée [Doudard et al., 2005]

$$d_1 = \rho c \frac{\bar{\theta}^{0D}}{\tau_{eq}^{0D}}. \quad (1.32)$$

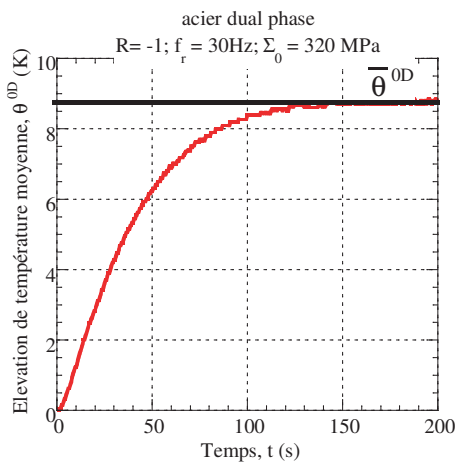


Figure 1.23: Détermination de la température moyenne stabilisée sur un palier de chargement cyclique.

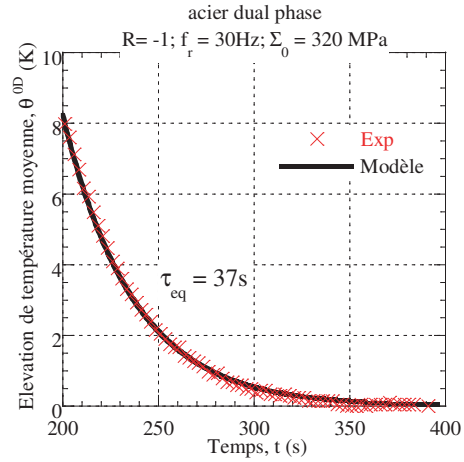


Figure 1.24: Identification du temps caractéristique des fuites thermiques pour une approche 0D lors du retour à l'équilibre thermique.

En utilisant une approche 0D, le terme source moyen est ainsi proportionnel à la température moyenne stabilisée. Avoir accès à la dissipation requiert alors la détermination du temps caractéristique  $\tau_{eq}^{0D}$ . Ceci est effectué lors du retour à l'équilibre thermique où le terme source de l'équation de la chaleur est nul et la solution de cette équation est ainsi une exponentielle décroissante. Par une minimisation au sens des moindres carrés, la valeur du temps caractéristique des fuites thermique est

identifiée (figure 1.24).

### Approche 1D

Une autre possibilité pour déterminer la valeur moyenne d'un champ de source consiste à utiliser une approche 1D [Maquin et Pierron, 2007][Connesson *et al.*, 2011]. Ceci requiert l'utilisation d'une caméra infrarouge, ce qui permet d'effectuer, sur la zone d'étude, la moyenne de la température suivant la largeur de l'éprouvette. Le signal étant bruité, deux approches sont proposées pour s'en affranchir : un lissage local de la température [Boulanger *et al.*, 2004][Maquin et Pierron, 2007] ou la projection du signal sur une base particulière [Chrysochoos et Louche, 2000][Doudard *et al.*, 2010][Fraux, 2010] compatible avec les conditions aux limites thermiques.

[Maquin, 2006] utilise une approche 1D pour évaluer le terme source moyen. A partir de l'équation de la chaleur 1D, le signal de température est intégré suivant la longueur de l'éprouvette, excepté pour le gradient qui conserve sa dépendance à l'axe des abscisses. Ainsi, dans l'approche proposée, la moyenne des sources mécaniques est donnée par

$$\rho c \left[ \frac{\partial \theta^{0D}(t)}{\partial t} - \left( \frac{\partial \theta^{0D}(t)}{\partial t} \right)_{t=0} \right] + \rho c \frac{\theta^{0D}}{\tau_{eq}^{1D}} - \frac{\lambda'}{L} \int_{-L/2}^{L/2} \Delta \theta^{1D}(x, t) dx = S_t^{0D}. \quad (1.33)$$

L'équation proposée est finalement très proche de celle obtenue par une approche 0D, à la présence près du second terme de l'équation et de l'introduction d'un terme de vitesse d'échauffement initiale  $\left( \frac{\partial \theta^{0D}(t)}{\partial t} \right)_{t=0}$  due à la non stationnarité du système causée par les échanges thermiques avec l'environnement.

Cependant, dans le cas de sources homogènes, il est possible de montrer [Chrysochoos et Louche, 2000][Boulanger *et al.*, 2004] par une décomposition spectrale que la quasi totalité du signal est porté par le premier vecteur propre. En se limitant à la première pulsation propre  $\omega_0$ , les fuites dans les mors sont proportionnelles à la variation de température et le temps caractéristique 1D peut être relié au temps caractéristique 0D par

$$\frac{1}{\tau_{eq}^{0D}} = \frac{1}{\tau_{eq}^{1D}} + \frac{\lambda'}{\rho c} \omega_0^2, \quad (1.34)$$

ce qui permet de montrer l'existence d'une très faible différence entre cette approche 1D et une approche réellement 0D. Néanmoins, utiliser cette approche 1D nécessite la connaissance de la conductivité thermique, ce qui n'est pas le cas pour une approche 0D.

Une autre approche pour appréhender le problème est de chercher à résoudre l'équation de la chaleur sur une base particulière. Ainsi, il est possible de considérer une barre infinie [Fraux, 2010], dans laquelle le terme source est limité dans une certaine zone de la barre et où les pertes par conduction dans les mors de la machine



sont considérées comme étant évacuées par conduction suivant  $\vec{x}$  (figure 1.25). Pour résoudre l'équation de la chaleur, il se place dans l'espace de Fourier et effectue une résolution en espace puis en temps.

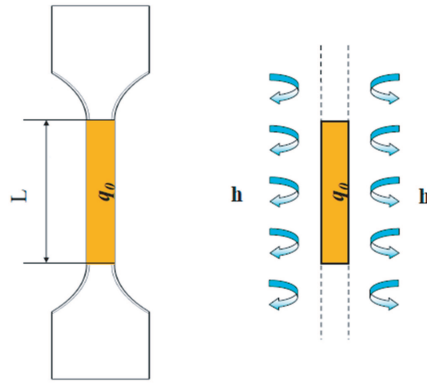


Figure 1.25: Éprouvette considérée comme infinie avec un terme source constant dans la zone utile [Fraux, 2010].

Fraux précise que son approche n'est valable que pendant les premières secondes de sollicitation, puisque la description des conditions aux limites du problème thermique réel se dégrade au cours du temps avec le modèle utilisé. Cependant, son approche permet de déterminer le terme source moyen à moindre coût par rapport à une approche 1D classique.

Diverses approches permettent de rendre compte d'un terme source moyen. Entre ces approches, de légères différences existent sur les valeurs obtenues, du fait des différentes expressions des conditions aux limites du problème thermique. En étendant l'approche 1D utilisée à un cas 2D, le terme source moyen peut là encore être déterminé en intégrant le gradient suivant deux directions. L'objectif de la partie suivante est d'utiliser une approche 2D pour évaluer les hétérogénéités du terme source en utilisant la thermographie infrarouge.

### 1.3.1.5 Évaluation de l'hétérogénéité du champ de sources

L'idée est de chercher à déterminer les hétérogénéités de champ de sources à partir de mesures de champ de températures. Un problème de taille dans ce type d'étude réside dans le caractère régularisant de la conduction thermique au sein du matériau. Une hétérogénéité sur le champ de source est estompée de manière considérable par la diffusion. Conscients de cette difficulté, [Berthel *et al.*, 2008] mettent en place une approche 2D présentée initialement dans la thèse de [Boulanger, 2004].

Le principe de cette méthode se base sur un lissage local spatio-temporel du signal de température de manière à s'affranchir des problèmes de bruit, permettant

de calculer le laplacien de la température. Pour cela, une minimisation au sens des moindres carrés est réalisée entre le signal de température expérimental et une température analytique donnée par

$$\theta_{app}(x, y, t) = P_1(x, y)t + P_2(x, y) + P_3(x, y)\sin(2\pi f_s t) + P_4(x, y)\cos(2\pi f_s t), \quad (1.35)$$

avec les polynômes  $(P_i)_{i=1..4}$  qui sont des polynômes en  $x$  et  $y$  de degré au moins 2. Ensuite, la minimisation est effectuée sur des fenêtres de lissage (espace de dimensions 3, 2 spatiales et une temporelle) de manière à s'affranchir du bruit de mesure sur ces fenêtres.

Si le terme de couplage permet de mettre en évidence l'apparition de fissures, le calcul de la dissipation permet de mettre en évidence l'influence sur les aciers de l'amplitude de la sollicitation ou du nombre de cycles. En effet, la figure 1.26 montre que la distribution spatiale des sources ne change pas au cours du temps, seule l'amplitude de ces sources semble légèrement augmenter en fonction du nombre de cycles. A contrario la figure 1.27 montre que la distribution spatiale des sources évolue lorsque l'amplitude du chargement augmente.

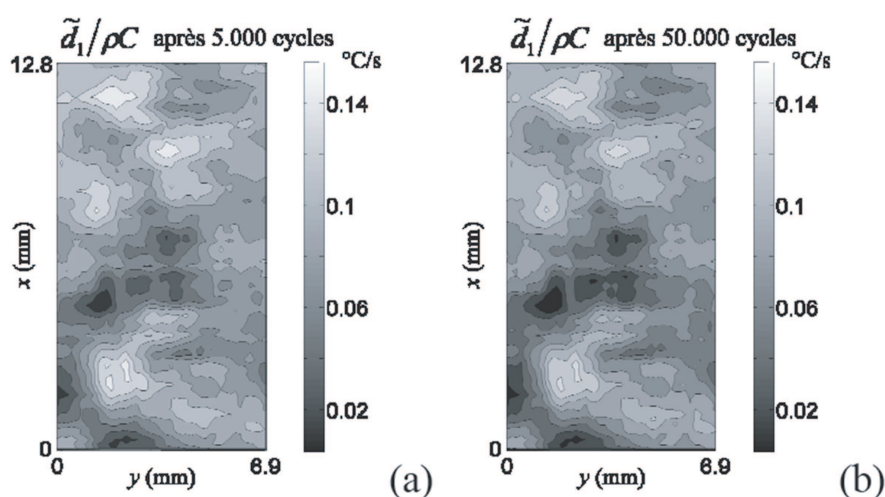


Figure 1.26: Influence du nombre de cycles sur les hétérogénéités de termes source au cours d'un bloc de chargement [Berthel, 2007].

La taille caractéristique de la microstructure des aciers étudiés est de l'ordre d'une dizaine de microns. En revanche la taille des zones d'études observées par la caméra infrarouge est de quelques millimètres. De ce fait, les hétérogénéités mesurées sont des manifestations plus globales des hétérogénéités locales. Deux freins majeurs se dressent en travers de cet objectif de détermination locale des hétérogénéités réelles de champ de source. Tout d'abord, il y a l'effet régularisant de la conduction au sein de la matière. Ensuite, la technologie utilisée pour la thermographie infrarouge est constituée d'un capteur par pixel, dont le pitch (distance entre

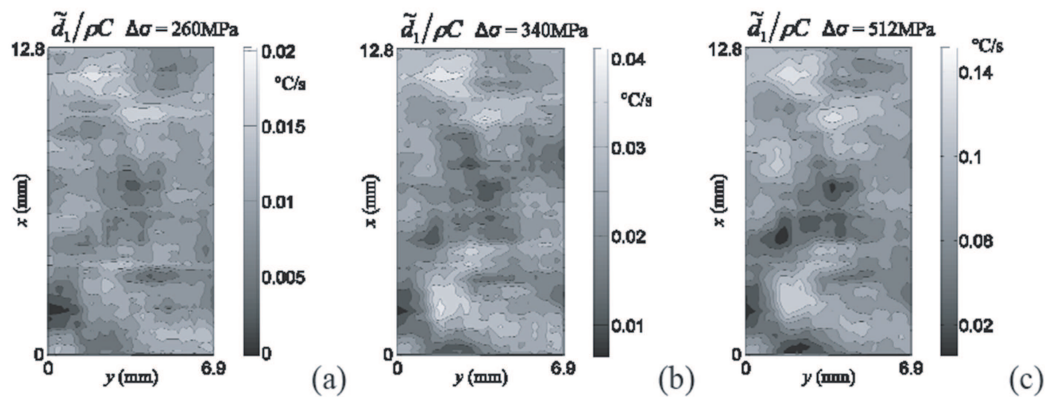


Figure 1.27: Influence de l'amplitude de la sollicitation sur les hétérogénéités de termes source au cours d'un bloc de chargement [Berthel, 2007].

le centre de deux pixels) est d'environ  $30 \mu m$ , donc supérieure aux hétérogénéités qui sont recherchées. En conclusion, si cette méthode permet de mettre en évidence l'existence d'hétérogénéités de champ de sources, elle ne permet pas à l'heure actuelle de les caractériser avec précision.

### 1.3.2 Modéliser pour prévoir

La deuxième partie des études sur les essais d'auto-échauffement sont dans la lignée des objectifs initiaux : une détermination rapide du comportement en fatigue. Si les premières études s'appuient sur une détermination empirique de la limite d'endurance moyenne, l'objectif est d'aller jusqu'au bout, c'est à dire de prévoir les courbes S-N complètes, non seulement le comportement à l'endurance moyen, mais aussi la dispersion. La réalisation de cet objectif passe par une phase nécessaire de modélisation, qui assure un dialogue entre les essais d'auto-échauffement, ce qui est mesuré, et les résultats de fatigue, dont la prévision est souhaitée. Nous évoquons dans la suite la justification du dépouillement empirique, les différentes modélisations possibles d'une courbe d'auto-échauffement et enfin la prévision des courbes de Wöhler.

#### 1.3.2.1 Description des courbes d'auto-échauffement

Initialement, l'exploitation des données issues d'essais d'auto-échauffement concernait uniquement la détermination d'une contrainte de transition, symbole d'un changement de comportement et associée à la limite d'endurance moyenne. Seulement, en construisant une courbe d'auto-échauffement, les niveaux d'élévation de température sont connus sur une grande gamme d'amplitudes du chargement cyclique. En effet, comme le montrent [Charkaluk et Constantinescu, 2009] (figure 1.28), différents types de comportement en température peuvent être observés suivant les matériaux d'étude, ou même la nuance (ils regroupent ici des résultats obtenus

par [Luong, 1998] et [Cugy et Galtier, 2002]), avec des auto-échauffements plus ou moins précoces et plus ou moins marqués. Il faut ainsi mettre en place des modèles de manière à être capable de rendre compte de ces divers comportement à l'auto-échauffement.

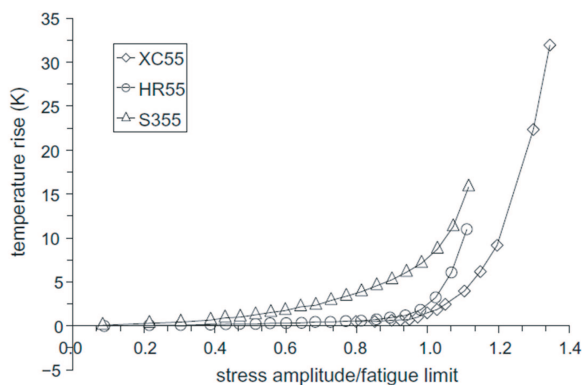


Figure 1.28: Différences de comportement en température sur différentes nuances d'aciers issues des résultats de [Luong, 1998] et [Cugy et Galtier, 2002]

### Modèle déterministe

Le premier modèle qui peut être mis en œuvre est un modèle déterministe. Celui-ci est basé sur la définition d'un Volume Élémentaire Représentatif (VER) associé à une échelle mésoscopique. Il est composé d'une matrice avec un comportement élastique, et d'une inclusion avec un comportement élastoplastique, l'inclusion rendant compte d'un ensemble de grains où de la microplasticité apparaît (figure 1.29) [Doudard, 2004].

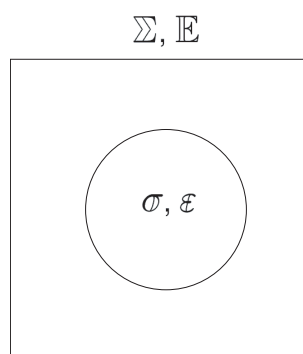


Figure 1.29: VER du modèle à deux échelles déterministe [Doudard, 2004].

Il utilise une loi de localisation qui relie le comportement macroscopique au comportement mésoscopique, dans le cadre d'un milieu isotrope et d'une inclusion

sphérique, définie par

$$\boldsymbol{\Sigma} = \boldsymbol{\sigma} - 2\mu(1 - \beta)\boldsymbol{\epsilon}^p, \quad (1.36)$$

avec  $\boldsymbol{\Sigma}$  le tenseur des contraintes macroscopiques,  $\boldsymbol{\sigma}$  et  $\boldsymbol{\epsilon}^p$  respectivement le tenseur des contraintes mésoscopiques et le tenseur des déformations plastiques mésoscopiques,  $\mu$  le module de cisaillement et  $\beta = \frac{2(4-5\nu)}{15(1-\nu)}$  se déduisant de l'analyse d'Eshelby [Eshelby, 1957][Berveiller et Zaoui, 1979].

Il définit alors le potentiel du VER, ici l'énergie libre de Helmholtz  $\Psi$  qui est égale à la somme des contributions des potentiels de la matrice  $\Psi_{mat}$  et de l'inclusion  $\Psi_{inc}$  par

$$\Psi = (1 - f_v)\Psi_{mat} + f_v\Psi_{inc}, \quad (1.37)$$

avec  $f_v = \frac{V_0}{V_{VER}}$  la fraction volumique de l'inclusion,  $V_0$  étant le volume de l'inclusion et  $V_{VER}$  celui du VER. Les potentiels de la matrice et de l'inclusion sont définis par

$$\rho\Psi_{mat} = \frac{1}{2}\mathbf{E} : \underline{\underline{\mathbf{E}}} : \mathbf{E} - \alpha\theta\mathbf{I} : \underline{\underline{\mathbf{E}}} : \mathbf{E} - \frac{c\theta^2}{2T_0}, \quad (1.38)$$

$$\rho\Psi_{inc} = \frac{1}{2}\boldsymbol{\epsilon}^e : \underline{\underline{\mathbf{E}}} : \boldsymbol{\epsilon}^e - \alpha\theta\mathbf{I} : \underline{\underline{\mathbf{E}}} : \boldsymbol{\epsilon}^e - \frac{c\theta^2}{2T_0} + \frac{1}{2}\boldsymbol{\epsilon}^p : \left(\frac{2}{3}C\underline{\underline{\mathbf{I}}} : \boldsymbol{\epsilon}^p\right), \quad (1.39)$$

avec  $\mathbf{E}$  le tenseur des déformations élastiques de la matrice,  $\boldsymbol{\epsilon}^e$  celui de l'inclusion,  $\boldsymbol{\epsilon}^p$  le tenseur des déformation plastiques de l'inclusion,  $\underline{\underline{\mathbf{E}}}$  le tenseur d'élasticité d'ordre 4,  $\mathbf{I}$  le tenseur identité d'ordre 2,  $\alpha$  le coefficient de dilatation isotrope,  $c$  la capacité calorifique massique et  $C$  le paramètre définissant l'écrouissage cinématique linéaire de l'inclusion.

La surface de charge de l'inclusion est définie, à l'aide d'un critère de von Mises en n'utilisant qu'un seul écrouissage cinématique linéaire (décrit par  $\mathbf{X}$ ), par

$$f = J_2(\mathbf{S} - \mathbf{X}) - \sigma_y^\mu \leq 0, \quad (1.40)$$

avec  $J_2$  le second invariant tel que  $J_2(\mathbf{S} - \mathbf{X}) = \sqrt{\frac{3}{2}(\mathbf{S} - \mathbf{X}) : (\mathbf{S} - \mathbf{X})}$ ,  $\mathbf{S} = \boldsymbol{\sigma} - \frac{1}{3}Tr(\boldsymbol{\sigma})\mathbf{I}$  le déviateur des contraintes et  $\sigma_y^\mu$  la limite d'élasticité initiale de l'inclusion. La loi d'évolution de l'écrouissage cinématique linéaire est donnée par

$$\dot{\mathbf{X}} = \frac{2}{3}C\dot{\boldsymbol{\epsilon}}^p. \quad (1.41)$$

A l'aide de ces ingrédients, l'énergie dissipée est calculée sur un cycle de chargement (sur un cycle, la contribution thermo-élastique est nulle) à partir de l'expression de la dissipation intrinsèque. Ceci permet d'exprimer la température moyenne stabilisée par une approche 0D en fonction de l'amplitude du chargement par

$$\bar{\theta}^{0D} = \eta f_v \sigma_y^\mu \langle \Sigma_0 - \sigma_y^\mu \rangle, \quad (1.42)$$

avec  $\eta f_v$  un paramètre,  $f_v$  étant la fraction volumique de l'inclusion. Les deux paramètres du modèle sont identifiés à partir de la courbe d'auto-échauffement (figure 1.30) et permettent de rendre compte d'un comportement à seuil, où la limite d'élasticité de l'inclusion peut être vue comme la limite d'endurance moyenne  $\bar{\Sigma}_\infty$  du matériau.

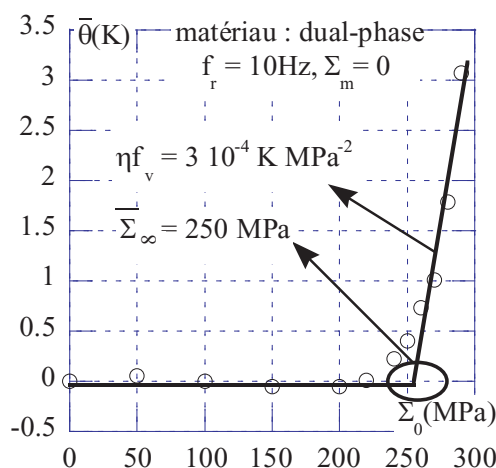


Figure 1.30: Identification des paramètres du modèle déterministe sur la courbe d'auto-échauffement d'un acier dual phase DP60 [Doudard, 2004].

Ce modèle déterministe permet de justifier l'approche empirique effectuée classiquement pour déterminer la limite d'endurance moyenne d'un grade. Cependant, avec ce modèle, la description des courbes d'auto-échauffement reste sommaire, puisque ce n'est pas une augmentation progressive de la température qui est décrite mais une augmentation à seuil. Pour tendre vers l'objectif d'une prévision complète d'une courbe S-N à partir des essais d'auto-échauffement, il faut alors améliorer la modélisation pour obtenir une meilleure description des courbes d'auto-échauffement. Différentes approches sont possibles : chercher à enrichir le comportement plastique de l'inclusion, se baser sur une approche probabiliste, ...

### Influence du schéma d'homogénéisation

[Charkaluk et Constantinescu, 2009] considèrent eux aussi un modèle à deux échelles méso-macro de manière à décrire le comportement en auto-échauffement obtenus dans différentes études. Pour cela, ils se placent à l'échelle mésoscopique et cherchent à exprimer une modélisation de la dissipation à cette échelle. Un VER constitué d'une matrice élastique avec une inclusion au comportement élastoplastique, représentant un ensemble de grains qui plastifient, est considéré.

En se basant sur un écrouissage cinématique linéaire pour le comportement plastique de l'inclusion, ils expriment l'équation de la chaleur 0D à l'échelle méso-

pique en se plaçant dans un cadre thermodynamique. Afin d'effectuer la transition d'échelle, ils définissent une loi de localisation qui est exprimée par

$$\boldsymbol{\sigma} = \boldsymbol{\Sigma} - \underline{\underline{\mathbf{C}}}^* (\boldsymbol{\epsilon}^p - \mathbf{E}^p), \quad (1.43)$$

avec  $\boldsymbol{\sigma}$  et  $\boldsymbol{\Sigma}$  respectivement les tenseurs de contraintes à l'échelle mésoscopique et à l'échelle macroscopique,  $\boldsymbol{\epsilon}^p$  et  $\mathbf{E}^p$  les tenseurs de déformations plastiques à l'échelle mésoscopique et à l'échelle macroscopique et  $\underline{\underline{\mathbf{C}}}^*$  le tenseur d'ordre quatre des modules d'élasticité qui dépend du modèle utilisé. En effet, deux schémas d'homogénéisation sont étudiés de manière à tester les réponses obtenues en dissipation qui sont les schémas de :

- Lin-Taylor, où l'égalité entre les tenseurs de déformation élastiques est supposée et ainsi  $\underline{\underline{\mathbf{C}}}^* = \underline{\underline{\mathbf{C}}}$ ;
- Kröner, où est posé  $\underline{\underline{\mathbf{C}}}^* = \underline{\underline{\mathbf{C}}} : (\underline{\underline{\mathbf{I}}} - \underline{\underline{\mathbf{P}}} : \underline{\underline{\mathbf{C}}})$ , avec  $\underline{\underline{\mathbf{P}}}$  le tenseur de Hill.

De manière à décrire une augmentation progressive de la température en fonction de l'amplitude du chargement, et non une augmentation linéaire comme obtenu par [Doudard, 2004], un dernier ingrédient est introduit. Le principe est de considérer des inclusions dont la taille augmente en fonction de l'amplitude du chargement. Pour décrire ce phénomène, la fraction volumique porte une dépendance à l'amplitude du chargement, basée sur les résultats de [Cugy et Galtier, 2002].

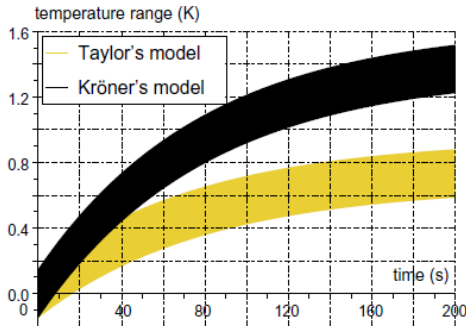


Figure 1.31: Évolution de la température pour un chargement cyclique d'amplitude 180 MPa pour les modèles de Taylor et Kröner [Charkaluk et Constantinescu, 2009].

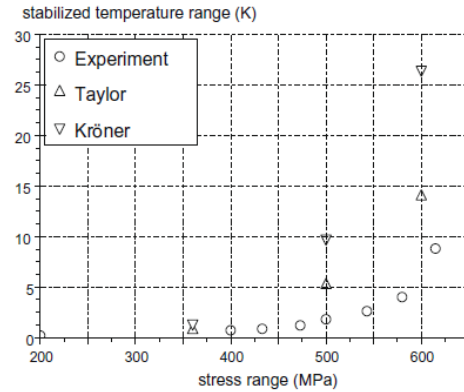


Figure 1.32: Évolution de la température moyenne stabilisée en fonction de l'amplitude du chargement pour les deux modèles et comparatif avec des résultats expérimentaux de Boulanger [Boulanger et al., 2004][Charkaluk et Constantinescu, 2009].

La figure 1.31 montre l'évolution de la température obtenue pour les deux modèles. Si l'amplitude du couplage thermo-élastique des deux modèles est identique, les niveaux de température atteints sont différents avec une température plus élevée pour le modèle de Kröner. Les conditions d'essais sont similaires à celles de

[Boulangier *et al.*, 2004] à savoir une fréquence de sollicitation de 50 Hz et un rapport de charge de -1. La figure 1.32 montre le comparatif entre les courbes d'auto-échauffement obtenues par les modèles et une obtenue expérimentalement par [Boulangier *et al.*, 2004]. Les modèles sont ainsi capables de rendre compte de l'élévation progressive de la température obtenue expérimentalement. Cependant, les auteurs remarquent que si une bonne adéquation existe entre l'expérience et les modèles pour les plus faibles niveaux de sollicitation, un écart important se crée pour les amplitudes de chargement les plus élevées, rendant impossible une bonne description à la fois des faibles et hautes amplitudes.

### Mise en place d'un modèle probabiliste à deux échelles

Une autre possibilité pour décrire une apparition progressive de phénomènes est de mettre en place une approche probabiliste. [Doudard *et al.*, 2005] mettent en place un modèle probabiliste à deux échelles pour décrire une apparition progressive de la microplasticité. Ils considèrent un VER constitué d'une matrice élastique et d'une population d'inclusions au comportement élasto-plastique (chacune des inclusions possédant le même écrouissage cinématique que celui défini en amont dans le modèle déterministe) dont la limite d'élasticité  $\sigma_y^\mu$  est aléatoire.

Ils supposent alors que l'activation de ces inclusions suit un Processus Ponctuel de Poisson (PPP) [Gulino et Phoenix, 1991][Jeulin, 1991][Denoual, 1998]. Ceci leur permet de définir un nombre moyen de sites actifs  $N(\Omega)$ , *i.e.*, les inclusions dans lesquelles la microplasticité se développe, dans un domaine  $\Omega$  de volume  $V$ , par

$$N(\Omega) = \lambda \times V = \frac{1}{V_0} \left( \frac{\Sigma_0}{S_0} \right)^m \times V, \quad (1.44)$$

avec  $\lambda$  l'intensité du processus,  $S_0$  le paramètre d'échelle du modèle de Weibull et  $m$  le module de Weibull. Avec ces ingrédients, ils calculent une dissipation moyenne qu'ils intègrent sur l'ensemble de la population pour obtenir une dissipation globale. Par une approche 0D, ils relient l'évolution de la température moyenne stabilisée à l'amplitude du chargement par

$$\bar{\theta}^{0D} = \frac{\eta V_0}{(m+1)(m+2)} \frac{\Sigma_0^{m+2}}{V_0 S_0^m}, \quad (1.45)$$

ce qui donne finalement trois paramètres,  $\eta V_0$ ,  $V_0 S_0^m$  et  $m$  à identifier sur la courbe d'auto-échauffement.

La figure 1.33 montre les résultats de l'identification du modèle sur la courbe d'auto-échauffement d'un acier micro-allié. Celle-ci montre que le modèle est capable de décrire une augmentation progressive de la température lors d'un essai d'auto-échauffement. Seulement, si le modèle est capable de rendre compte de cette



augmentation progressive pour les plus hautes amplitudes de chargement, il sous-estime l'élévation de température pour les plus faibles amplitudes.

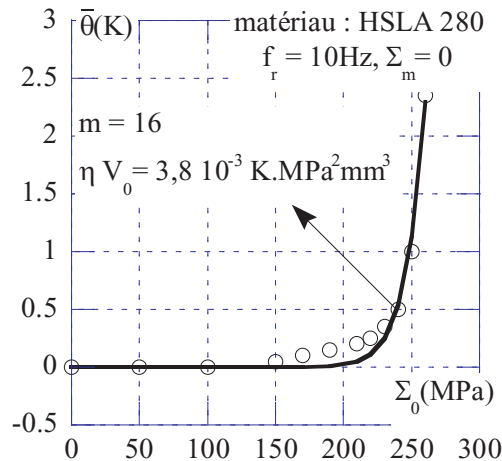


Figure 1.33: Identification des paramètres du modèle probabiliste sur la courbe d'auto-échauffement d'un acier micro-allié [Doudard et al., 2005]

En 2007, Poncelet étend le modèle probabiliste à deux échelles à des cas de chargements multiaxiaux en utilisant une contrainte équivalente et une dépendance à la pression hydrostatique pour décrire l'activation des inclusions [Poncelet, 2007]. Il réalise des essais d'auto-échauffement pour des cas de chargements multiaxiaux en bitraction (avec des éprouvettes croix) [Doudard et al., 2007b] et de traction-torsion [Poncelet et al., 2007]. Une autre approche pour prendre en compte les chargements multiaxiaux est d'introduire, à l'échelle des plans de glissement, un seuil de glissement plastique [Doudard et al., 2007a][Poncelet et al., 2010]. Ceci présente un intérêt pour les trajets non proportionnels. Le modèle à deux échelles peut aussi être enrichi en introduisant, au sein de l'inclusion, un écrouissage isotrope supplémentaire. Ceci permet de décrire le comportement adoucissant ou durcissant observé sur l'évolution de la température de certains matériaux comme un alliage chrome-cobalt [Doudard et Calloch, 2009] ou encore sur des alliages de fonderies [Ezanno, 2011]. Cette dernière approche permet de prendre en compte la présence de défauts au sein de la matière.

### Modèle polycristallin avec deux mécanismes

Afin de décrire entièrement une courbe d'auto-échauffement (aussi bien le comportement pour les faibles amplitudes que pour les hautes amplitudes), d'autres ingrédients de modélisation doivent être introduits. [Mareau, 2007] met en place un modèle à deux échelles basé sur des considérations micromécaniques. Son approche consiste à définir le comportement d'un grain et de reconstruire un VER composé d'agrégats de grains. Il associe l'auto-échauffement obtenu pour les plus faibles am-

plitudes de sollicitation à un mouvement réversible des dislocations (mouvement qui est réversible mécaniquement mais irréversible thermodynamiquement). Si la contrainte de cisssion effective est inférieure à une certaine valeur, seuil de réversibilité mécanique, les dislocations ancrées oscillent autour d'une position d'équilibre et créent ainsi une dissipation (figure 1.34). Le second mécanisme que Mareau considère est de la microplasticité.

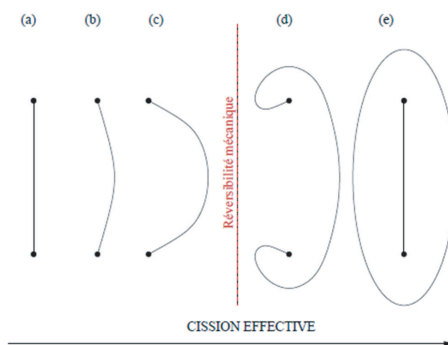


Figure 1.34: Évolution d'une dislocation ancrée entre deux points lorsque la cisssion effective augmente [Mareau, 2007].

En traçant les courbes d'auto-échauffement obtenues pour trois fréquences de sollicitation (il cherche à décrire de manière qualitative les allures des courbes d'auto-échauffement), et en les ramenant à une fréquence de 10 Hz, il met en évidence un décalage entre les courbes pour les plus faibles amplitudes (figure 1.35). Il souligne que cette dépendance n'existe pas expérimentalement en présentant des résultats de [Danielou *et al.*, 2004] et attribue cette différence à une surestimation dans les calculs de la distance entre obstacles.

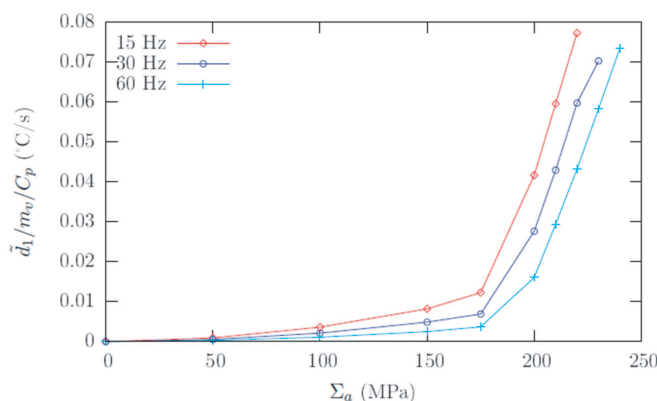


Figure 1.35: Courbes d'auto-échauffement calculées par le modèle pour diverses fréquences de sollicitation ramenées à 10 Hz [Mareau, 2007].

Petit à petit, la modélisation évolue et permet de rendre compte d'une augmentation progressive de la température que l'approche soit probabiliste [Doudard *et al.*, 2005][Poncelet, 2007][Ezanno, 2011] ou concerne un grossissement de la taille des sites [Charkaluk et Constantinescu, 2009]. Divers ingrédients de modélisation peuvent ainsi être utilisés de manière à décrire les comportements observés lors des essais d'auto-échauffement sous sollicitations cycliques. Cette description rend possible la prévision du comportement en fatigue à grand nombre de cycles.

### 1.3.2.2 Prévision des courbes S-N

Construire des courbes S-N complètes, à partir de résultats d'essais d'auto-échauffement, n'a été effectué que par une seule équipe de recherche [Doudard *et al.*, 2005]. Ils mettent en place cette approche à partir du modèle probabiliste à deux échelles (dont le VER est constituée d'une matrice élastique et d'une population d'inclusions au comportement élasto-plastique). Dans le cadre de l'utilisation d'un PPP, et en faisant l'hypothèse du maillon le plus faible (*i.e.*, la rupture survient dès qu'un site s'active) une probabilité d'amorçage  $P_F$  peut être exprimée par

$$P_F = 1 - \exp\left(-\frac{V}{V_0} \left(\frac{\Sigma_0}{S_0}\right)^m\right). \quad (1.46)$$

À partir de cette probabilité, il est possible de définir la limite d'endurance moyenne et son écart type associé, qui ne dépendent que des paramètres du modèle identifiés sur les courbes d'auto-échauffement.

Pour définir l'endurance limitée, un critère énergétique est utilisé, basé sur une énergie dissipée critique au delà de laquelle la rupture se produit. Il est donné par

$$NDV_{VER} = E_c, \quad (1.47)$$

$V_{VER}$  étant le volume total du VER,  $N$  le nombre de cycles,  $D$  la dissipation associée à l'apparition de microplasticité au sein de l'inclusion et  $E_c$  l'énergie dissipée critique. En définissant ce critère énergétique pour chaque probabilité de rupture, cela permet de prévoir le comportement moyen, mais aussi les diverses isoprobabilités de rupture permettant d'avoir accès à la dispersion sur les résultats de fatigue par

$$N = \frac{A}{\overline{\Sigma}_\infty(P_F) \langle \Sigma_0 - \overline{\Sigma}_\infty(P_F) \rangle} \quad (1.48)$$

avec  $A$  un paramètre matériau dépendant de l'énergie dissipée critique. En utilisant les essais d'auto-échauffement, il est ainsi possible de prévoir le comportement en fatigue à grand nombre de cycles, via la mise en place d'un modèle probabiliste à deux échelles. Une bonne corrélation existe entre les prévisions du modèle et les résultats expérimentaux (figure 1.36).

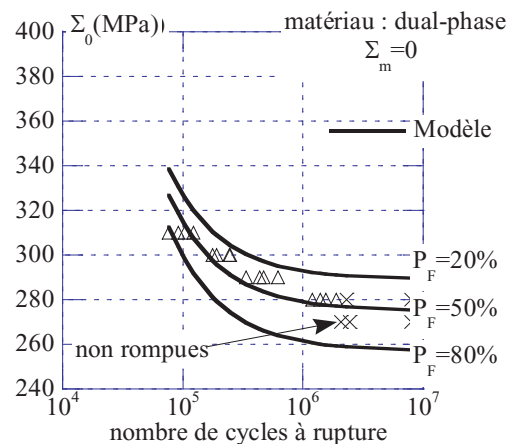


Figure 1.36: Prédiction du comportement en fatigue à grand nombre de cycles du modèle probabiliste à deux échelles [Doudard, 2004].

## 1.4 Objectifs de l'étude

En un siècle d'existence, les mesures d'auto-échauffement sous sollicitation cyclique ont beaucoup évolué. Initialement, une méthode empirique a été proposée pour déterminer la limite de fatigue, via l'élévation de température. Malgré des résultats prometteurs, une longue période de désintérêt s'en est suivie. Avec le développement des moyens de mesure de température, une reprise de ces essais est apparue, toujours selon une méthode empirique, mais en cherchant à étendre la pratique à d'autres matériaux, à d'autres conditions de chargement, aux structures, ... Finalement, une période de modélisation a vu le jour qui peut être séparée en deux phases, une première qui est une phase de compréhension pour modéliser les phénomènes observés en auto-échauffement, une seconde dont le but est de modéliser pour prévoir le comportement en fatigue à grand nombre de cycles. Ces deux approches sont complémentaires et permettent d'envisager une nouvelle étape qui est de prévoir le comportement en fatigue à grand nombre de cycles afin de dimensionner au plus juste.

Pour positionner cette étude vis-à-vis de cet historique des mesures d'auto-échauffement sous sollicitation cyclique, les objectifs majeurs de ce manuscrit sont :

- de mettre en place un protocole d'essai d'auto-échauffement qui permette de tester tout type d'acier laminé ;
- de proposer un modèle probabiliste à deux échelles qui permette de décrire l'intégralité d'une courbe d'auto-échauffement, aussi bien pour les fortes amplitudes de chargement cyclique que pour les faibles, et de prévoir avec pertinence le comportement en fatigue à grand nombre de cycles de l'ensemble des aciers testés ;
- d'identifier finement, par des observations expérimentales, les mécanismes responsables de l'auto-échauffement sous sollicitation cyclique. L'objectif est ici

- double : mieux comprendre les mécanismes et valider les hypothèses effectuées dans le modèle proposé ;
- de prendre en compte à partir d'essais d'auto-échauffement l'influence d'une pré-déformation plastique uniaxiale sur les propriétés en fatigue à grand nombre de cycles, aussi bien pour de faibles niveaux de pré-déformation plastique que pour des forts ;
  - de mettre en avant l'utilisation de la mesure de champ, cinématique ou thermique, pour identifier des propriétés matériaux à partir d'une situation hétérogène ;
  - d'étendre les résultats obtenus sur l'influence d'une pré-déformation plastique uniaxiale à des chemins de déformation plus complexes.

---

## Caractérisation rapide des propriétés à la fatigue

Le chapitre précédent a détaillé diverses approches possibles des essais d'auto-échauffement. La ligne directrice de cette étude s'inscrit dans la thématique « modéliser pour prévoir », et plus spécifiquement modéliser pour rendre compte des phénomènes observés lors des essais d'auto-échauffement, dans le but de prévoir le comportement à la fatigue. Un des objectifs majeurs consiste à déterminer rapidement les propriétés en fatigue à grand nombre de cycles pour une large gamme de nuances d'aciers, et ce, quelle que soit sa famille, quelle que soit sa microstructure, quelles que soient ses caractéristiques mécaniques ou ses propriétés en fatigue. Nous souhaitons ainsi proposer un protocole expérimental qui soit applicable pour toute tôle d'acier laminé.

Outre les résultats bruts d'auto-échauffement, permettant d'identifier une limite d'endurance moyenne à partir d'une approche déterministe, nous souhaitons pouvoir rendre compte de l'intégralité de l'allure d'une courbe d'auto-échauffement. Cette meilleure description du comportement à l'auto-échauffement doit permettre une meilleure prévision du comportement en fatigue. De nombreux résultats sont requis de manière à observer les spécificités et les similitudes de chacun des grades. Ceci permet de mettre en place une modélisation probabiliste qui intègre ces considérations expérimentales.

En fin de chapitre, nous effectuons un comparatif entre les prévisions du comportement en fatigue obtenues par le modèle et celles obtenues expérimentalement pour des essais de caractérisation classiques. Nous comparons à la fois le comportement moyen et la dispersion déterminés par les deux méthodes, ainsi que le coût (en termes de temps de caractérisation, du nombre d'essais et de quantité de matière) nécessaire à l'obtention de ces résultats.

## 2.1 Présentation des différentes nuances d'acier étudiées

Dans ce manuscrit, une grande variété d'aciers laminés est étudiée, allant d'une microstructure essentiellement ferritique à des microstructures plus complexes (plusieurs phases, présence de précipités, ...). Ces différentes microstructures impliquent des propriétés mécaniques sensiblement différentes qui vont dicter le choix du matériau vis-à-vis de l'application visée. De manière à guider le lecteur au cours de sa lecture, les principales familles présentes dans la gamme d'aciers laminés proposée par ArcelorMittal sont introduites, avant de s'intéresser plus précisément aux grades retenus dans cette étude.

### 2.1.1 Aciers laminés pour l'industrie automobile

Les aciers laminés qui nous concernent sont ceux destinés à l'industrie automobile. A partir de produits plats, l'objectif est d'obtenir des pièces de formes complexes qui assurent différentes fonctions à différents endroits au sein de la caisse en blanc (structure du véhicule), pour les liaisons au sol, ... Plusieurs spécificités majeures interviennent dans le choix d'un acier :

- les conditions en service des pièces, aussi bien au niveau de la tenue en statique, de la résistance aux chocs (indéformabilité ou absorption d'énergie) ou encore de la tenue en fatigue ;
- la masse des pièces, qui prend une part de plus en plus prépondérante dans le dimensionnement, de manière à alléger les véhicules et respecter les contraintes environnementales (émissions de dioxyde de carbone) imposées, par exemple par la Communauté Européenne (Règlement N° 443/2009 du 23 avril 2009) ;
- le prix de revient, qui dépend du nombre de pièces à produire, des différentes opérations (emboutissage, pliage, découpe, assemblage ...) et du coût matériau. Le prix intègre aussi la notion de gain de masse « euro par kilo gagné », en regard de solutions mettant en œuvre des matériaux concurrents comme l'aluminium.

Un compromis doit être trouvé entre ces différents éléments. Pour répondre à ces contraintes imposées par le milieu industriel, la tendance est au développement d'aciers de plus en plus résistants avec parfois des limites d'élasticité conventionnelles de l'ordre du gigapascal, tout en réduisant l'épaisseur de la tôle (pour répondre aux contraintes de masse). La majorité des familles d'aciers laminés du catalogue d'ArcelorMittal peut être résumée dans la figure 2.1, représentant la résistance mécanique en fonction de l'emboutissabilité. Ce graphique illustre une large gamme de choix, allant de l'acier super-emboutissable aux emboutissables à chaud.

Les principales familles d'acier que nous pouvons rencontrer sont :

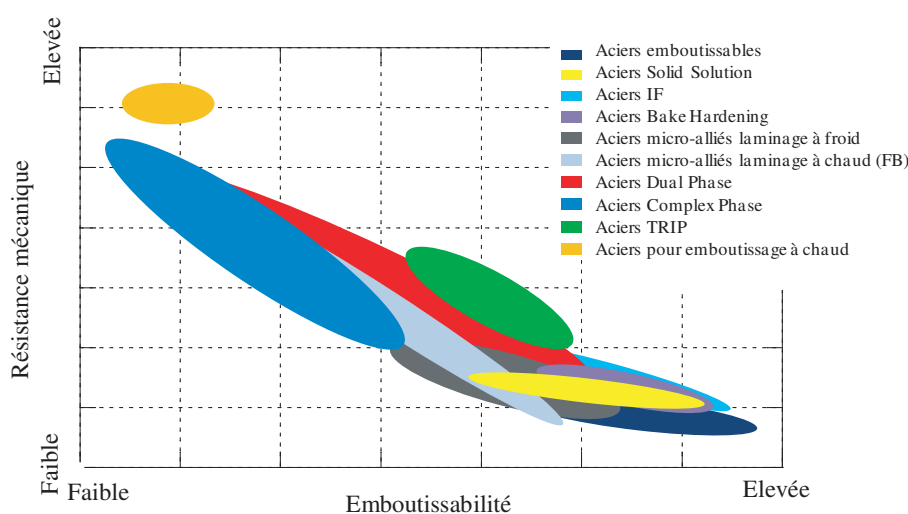


Figure 2.1: Graphe représentant les différentes familles d'acier du catalogue d'ArcelorMittal donnant la résistance mécanique en fonction de la formabilité.

- les aciers micro-alliés HSLA (*High Strength Low Alloyed*) dont la microstructure est principalement ferritique renforcée par la présence de précipités. La taille de grains obtenue est assez fine et homogène (figure 2.2). Ces produits sont destinés principalement aux pièces de structure telles que des liaisons au sol ou pièces de châssis (figure 2.3). Ces nuances se distinguent principalement par de bonnes propriétés en fatigue (bras de suspension, coupelles d'amortisseur, ...) et une bonne résistance aux chocs.

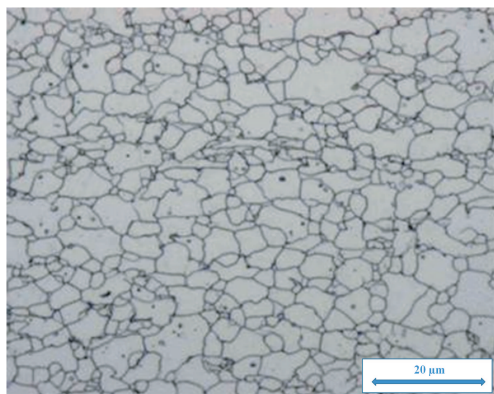


Figure 2.2: Microstructure d'un acier HSLA.



Figure 2.3: Traverse arrière en HSLA.

- les aciers ferrite-bainite FB qui complètent la gamme HSLA. Leur microstructure est composée d'une matrice ferritique et d'une phase dure, la bainite (figure 2.4). Cette gamme offre de hautes résistances à la traction mais aussi une aptitude prononcée à la déformation ou au poinçonnage. Les applications



visées sont les pièces de structure (liaison au sol, longerons, traverses (figure 2.5), ...) mais aussi les disques de roues.

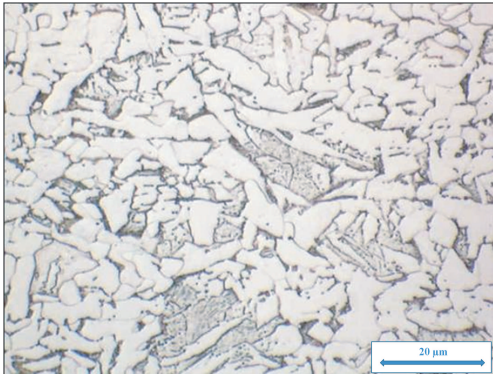


Figure 2.4: Microstructure d'un acier ferrite bainite.



Figure 2.5: Traverse sous siège avant ou arrière en ferrite bainite.

- les aciers dual phase DP. Ils se démarquent par un excellent compromis entre la résistance mécanique et l'emboutissabilité. Leur microstructure est constituée d'une phase dure, la martensite, noyée dans une matrice ferritique (figure 2.6). En maîtrisant la taille de grains et en modifiant sensiblement le pourcentage de phase dure (d'une dizaine de % à plus de 80%), la résistance mécanique de cette famille varie de 450 MPa à 1200 MPa, en faisant un produit de choix pour des pièces de structure et de renfort. La figure 2.7 montre par exemple un voile de roue réalisé en acier DP600.

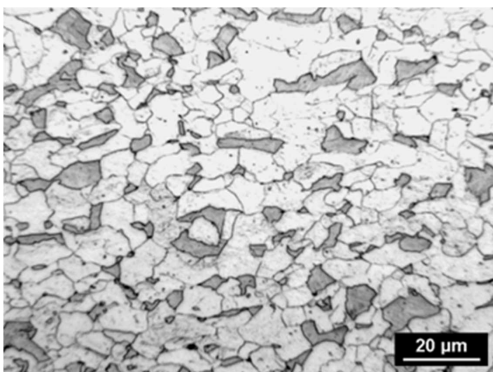


Figure 2.6: Microstructure d'un acier dual phase DP600 (10% de martensite environ).



Figure 2.7: Voile de roue en acier dual phase DP600.

- les aciers complex phase (CP) ou multiphasés (M). Ils sont constitués d'une matrice ferritique, de phases dures (bainite et/ou martensite) et d'éléments d'addition tels que le silicium ou le manganèse de manière à améliorer les

propriétés mécaniques (figure 2.8). Ces produits disposent d'une haute limite d'élasticité conventionnelle (jusqu'à 1000 MPa), sont moins aptes à se déformer mais possèdent de très bonnes aptitudes au pliage. Les applications visées sont des pièces de forme simple où l'acier est par conséquent peu déformé (figure 2.9).

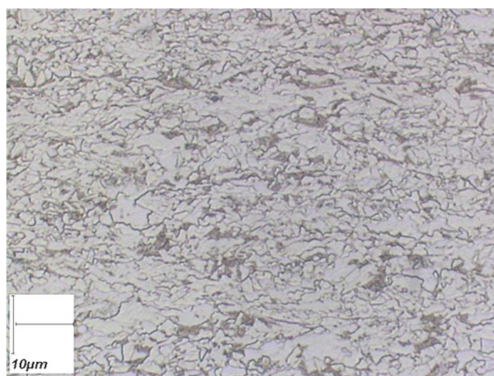


Figure 2.8: Microstructure d'un acier complex phase.



Figure 2.9: Bras de suspension de forme simple en acier complex phase.

- les aciers TRIP (*TR*ansformation *I*nduced *P*lasticity). Ils possèdent une microstructure particulière avec une matrice ferritique, des îlots de bainite mais surtout de l'austénite résiduelle (figure 2.10). Sous l'effet de la déformation plastique, l'austénite résiduelle se transforme en martensite, permettant d'obtenir des capacités d'allongement plus importantes avec des propriétés mécaniques élevées. Cette famille d'aciers est particulièrement destinée à des pièces de structures de formes complexes (figure 2.11).

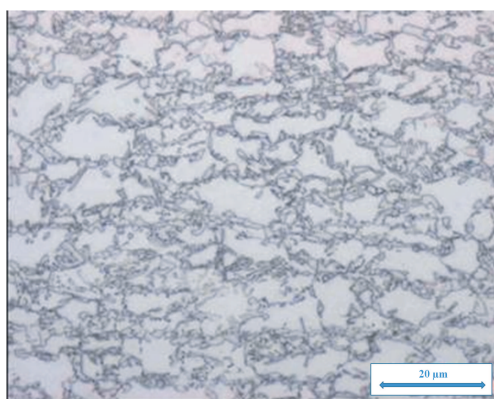


Figure 2.10: Microstructure d'un acier TRIP.



Figure 2.11: Traverse de pare-chocs en acier TRIP.

- les aciers pour emboutissage à chaud (Usibor). Ils possèdent des caractéristiques mécaniques très élevées (limite d'élasticité conventionnelle supérieure au

gigapascal) après emboutissage à chaud. Ils sont conçus pour être traités thermiquement (austénitisation) puis trempés durant l'opération d'emboutissage (trempe dans les outils), permettant d'obtenir une microstructure entièrement martensitique (figure 2.12). Leur utilisation permet de répondre aux exigences d'allègement des véhicules et sont destinés aux fonctions anti-intrusion (poutre de pare-chocs, pieds milieu (figure 2.13), renforts de porte, ...). Des formes parfois complexes peuvent être obtenues avec l'avantage de ne pas présenter de retour élastique après emboutissage.

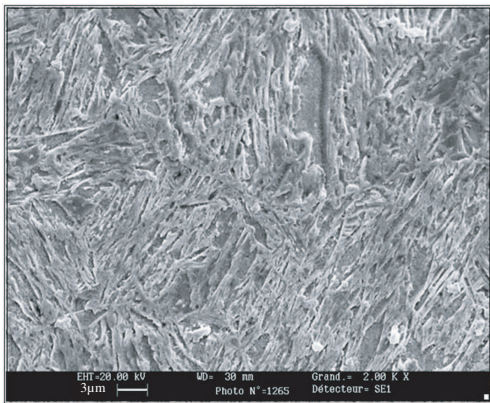


Figure 2.12: Microstructure d'un acier Usibor



Figure 2.13: Pied milieu en Usibor (emboutissage à chaud)

Toutes ces nuances d'aciers possèdent des microstructures complexes et variées, allant d'une matrice ferritique micro-alliée à une microstructure entièrement martensitique. Notre objectif est donc de développer une méthode de caractérisation rapide par essais d'auto-échauffement qui soit applicable à toutes les nuances. Parmi tous ces grades, nous avons sélectionné un échantillon représentatif.

### 2.1.2 Grades d'acier retenus

Les grades retenus pour cette étude appartiennent aux différentes familles qui viennent d'être présentées. Un total de 18 grades est caractérisé en auto-échauffement dans ce manuscrit, dont les caractéristiques mécaniques diverses et variées sont détaillées dans le tableau 2.1. Notons la présence de plusieurs grades par famille de nuances (la famille la plus représentée étant celle des aciers dual phase), ainsi qu'une large gamme d'épaisseurs, allant de 1 mm jusqu'à 3.6 mm, dépendant du procédé de fabrication (laminage à froid pour les plus fins ou laminage à chaud pour les plus épais). Les grades en gras dans ce tableau sont ceux qui reviendront le plus fréquemment dans les différents chapitres.

Ces grades possèdent des caractéristiques mécaniques très différentes, avec des limites d'élasticité conventionnelles allant de 280 MPa jusqu'à 868 MPa, des limites à

## 2.1. Présentation des différentes nuances d'acier étudiées

Tableau 2.1: Présentation des différents grades retenus pour l'étude ;  $e_0$  = épaisseur initiale de la tôle  $R_{p0.2}$  = limite d'élasticité conventionnelle à 0.2% de déformation plastique ;  $R_m$  = résistance à rupture ;  $A\%$  = allongement à rupture (caractéristiques données dans le sens travers au sens de laminage).

Famille	Repère	$e_0$ (mm)	$R_{p0.2}$ (MPa)	$R_m$ (MPa)	$A\%$ (%)
<b>DP600</b>	<b>A</b>	<b>3.6</b>	<b>440</b>	<b>650</b>	<b>20</b>
<b>HSLA420</b>	<b>B</b>	<b>2.5</b>	<b>505</b>	<b>535</b>	<b>25</b>
<b>DP600</b>	<b>C</b>	<b>2.55</b>	<b>400</b>	<b>610</b>	<b>20</b>
<b>FB450</b>	<b>D</b>	<b>3</b>	<b>333</b>	<b>470</b>	<b>36</b>
DP450	E	1.5	283	489	30
DP600	F	1	402	670	23
DP780	G	3.6	570	790	17
DP980	H	1.5	723	988	15
DP980	I	1.6	868	1010	12
FB600	J	2	517	581	18
TRIP800	K	2	545	832	28
M800	L	1.8	717	807	14
M800HY	M	3.2	762	867	13
HSLA360	N	2	426	476	28
DP780	O	1.5	494	812	18
DP980	P	1.6	702	1000	10
DP980	Q	1.5	750	990	10
ES	R	2	200	400	40

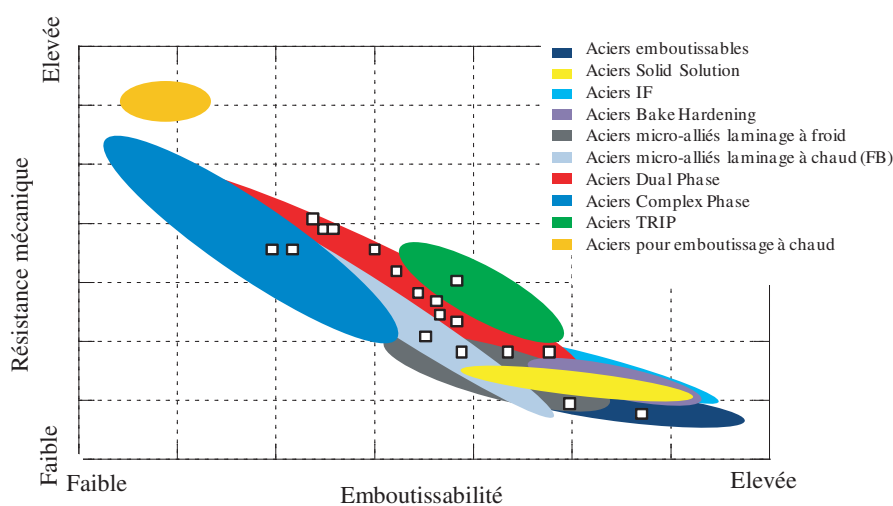


Figure 2.14: Positionnement des grades de l'étude par rapport à l'intégralité du catalogue d'ArcelorMittal

rupture allant de 500 MPa jusqu'à 1000 MPa, et des allongements à rupture allant de 10% à environ 40% en traction. Nous disposons donc d'un panel de microstructures

et de propriétés mécaniques intéressant. Ceci peut être mis en évidence de manière schématique en positionnant ces grades dans le graphe des différentes familles d'acier initialement présenté (résistance mécanique en fonction de l'emboutissabilité) sur la figure 2.14.

## 2.2 Protocole expérimental de caractérisation rapide

Si nous souhaitons, à terme, pouvoir déterminer rapidement les propriétés en fatigue à grand nombre de cycles à partir de mesures d'auto-échauffement sous sollicitation cyclique de chacune des nuances sélectionnées, il est nécessaire de définir un cadre à ces essais. Ce cadre doit permettre de tester l'ensemble des nuances indépendamment de leurs propriétés mécaniques, de leur microstructure ou de leur épaisseur. Nous définissons ce protocole dans un premier temps avant de l'appliquer sur l'ensemble des nuances présentées précédemment.

### 2.2.1 Proposition d'un protocole

L'obtention d'un protocole d'essai d'auto-échauffement applicable à toutes les nuances et reproductible passe par la définition d'une géométrie d'éprouvette type, ainsi que du mode d'usinage retenu. Ensuite, nous détaillons les moyens de mesures utilisés et les caractéristiques des paliers d'auto-échauffement qui sont appliqués aux différents grades. Dans l'ensemble de ce chapitre, les essais sont effectués à un rapport de charge de -1 (chargement alterné symétrique de traction-compression). Du fait des fines épaisseurs testées, il est indispensable de se munir d'un dispositif pour empêcher le flambement des éprouvettes lors du passage en compression.

#### 2.2.1.1 Géométrie de l'éprouvette

L'approche retenue pour caractériser le comportement en fatigue à grand nombre de cycles des différents grades est une approche 0D, ce qui consiste à adopter une vision moyenne. L'éprouvette retenue est présentée sur la figure 2.15. Elle consiste en un barreau de  $120 \times 10 \text{ mm}^2$ , la longueur de la zone utile (*i.e.*, la longueur entre les mors de la machine hydraulique) est fixée à 50 mm et l'épaisseur de l'éprouvette est l'épaisseur de la tôle initiale. Plusieurs considérations ont amené à ce choix :

- la taille caractéristique des microstructures des aciers au sein de la gamme est une taille de grain d'environ  $10 \mu\text{m}$ . Des dimensions suffisamment importantes au regard de cette microstructure doivent être retenues pour posséder un grand nombre de grains dans la zone utile et pouvoir la considérer ainsi comme un VER ;
- le temps de retour à l'équilibre thermique pour une approche 0D dépend des dimensions de l'éprouvette, de la conductivité thermique du matériau et des

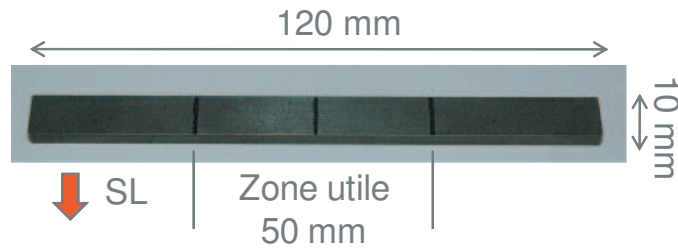


Figure 2.15: Géométrie des éprouvettes utilisées pour les essais d'auto-échauffement (SL = Sens de Laminage).

coefficients d'échanges entre les mors et l'éprouvette et entre l'éprouvette et le milieu ambiant. La conductivité thermique de chacun des aciers est du même ordre de grandeur, donc seules importent les dimensions. Une longueur entre les mors de 50 mm permet d'obtenir un temps caractéristique d'une quarantaine de secondes ;

- un état de traction uniaxiale est souhaité lors de la sollicitation cyclique et une largeur de 10 mm est appropriée à cet état de traction simple.

Le sens de prélèvement des éprouvettes s'effectue à  $90^\circ$  (dans le sens travers ST) de la direction du laminage (SL), comme effectué pour les essais de fatigue standards. Ces éprouvettes sont prélevées dans les tôles par électro-érosion, mode de découpe permettant de s'affranchir au maximum de la présence de contraintes résiduelles dues à l'usinage.

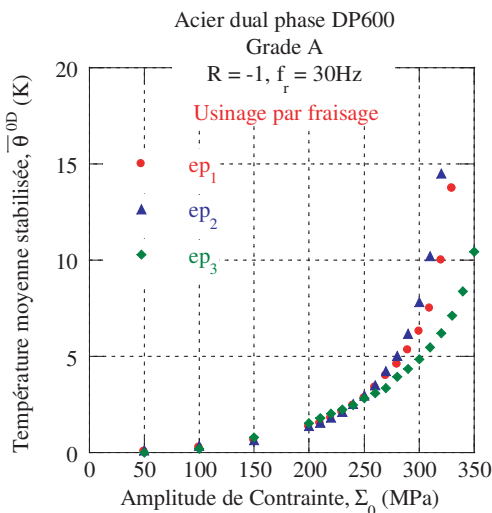


Figure 2.16: Courbes d'auto-échauffement du grade A sur des éprouvettes usinées par fraisage.

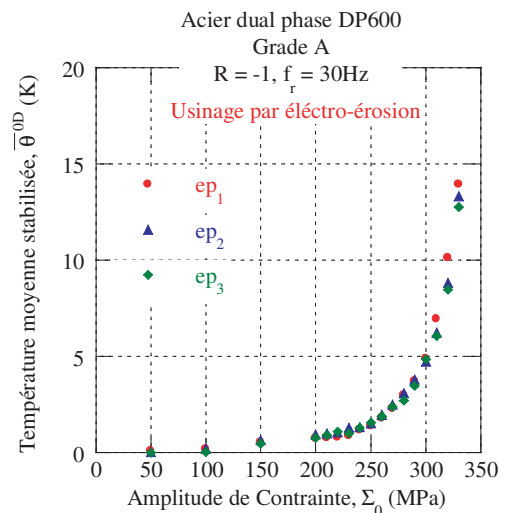


Figure 2.17: Courbes d'auto-échauffement du grade A sur des éprouvettes usinées par électro-érosion.

Ce mode d'obtention est essentiel, un usinage conventionnel par fraisage introduisant des contraintes résiduelles qui influent sur la réponse en température. Ce choix a fait l'objet d'une étude. Les figures 2.16 et 2.17 mettent en évidence la non reproductibilité des résultats pour un fraisage conventionnel. L'usinage par électro-érosion permet de s'affranchir de ce problème.

### 2.2.1.2 Moyens de mesure

Une approche 0D consiste à adopter une vision moyenne. Des thermocouples sont ainsi suffisants pour rendre compte de cette température moyenne, et moins contraignants à utiliser qu'une caméra infrarouge. Ces thermocouples sont des thermocouples de type T, gainés sur toute la longueur avec une précision de 0.1 K et dont le temps de réponse est de l'ordre de la seconde. Trois thermocouples sont requis, un est placé au centre de la zone utile de l'éprouvette et les deux autres sur les mors supérieur et inférieur de la machine hydraulique (figure 2.18). Ainsi, l'élévation de la température moyenne de l'éprouvette est donnée par

$$\theta^{0D} = T_{ep} - \frac{T_{mb} + T_{mh}}{2}, \quad (2.1)$$

avec  $T_{ep}$  la température provenant du thermocouple placé au centre de l'éprouvette,  $T_{mb}$  et  $T_{mh}$  respectivement les températures des thermocouples fixés sur le mors du bas et le mors du haut.

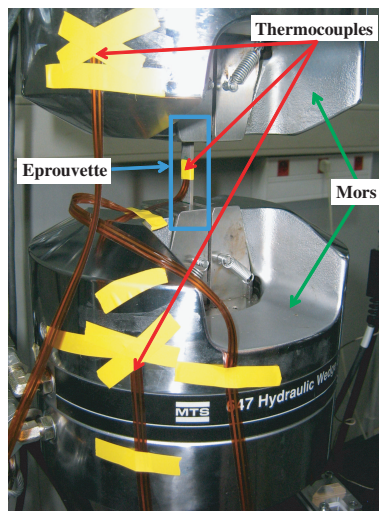


Figure 2.18: Dispositif expérimental pour un essai d'auto-échauffement.

L'utilisation de trois thermocouples se justifie par la différence de température des deux mors de la machine hydraulique. En effet, le mors du haut est relié à la traverse et est donc fixe tout au long de l'essai. Sa température est plus faible que le mors du bas qui est relié au vérin dans lequel de l'huile circule avec une

température élevée ( $\approx 45^\circ\text{C}$ ). Ainsi, en enregistrant l'évolution de la température des trois thermocouples tout au long d'un essai, nous pouvons observer une évolution significative de la température du mors du bas tandis que la température du mors haut relié à la traverse n'évolue que faiblement (figure 2.19)<sup>1</sup>.

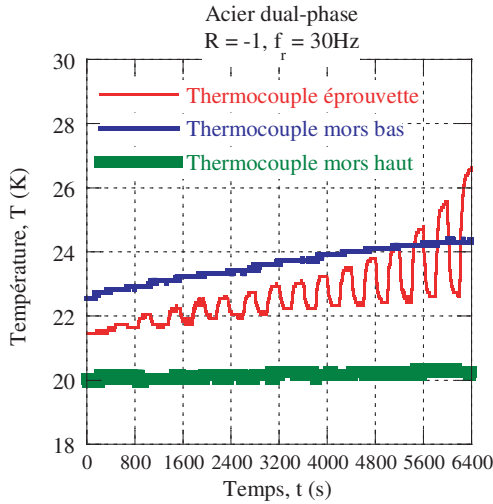


Figure 2.19: Évolution de la température des trois thermocouples au cours d'un essai d'auto-échauffement.

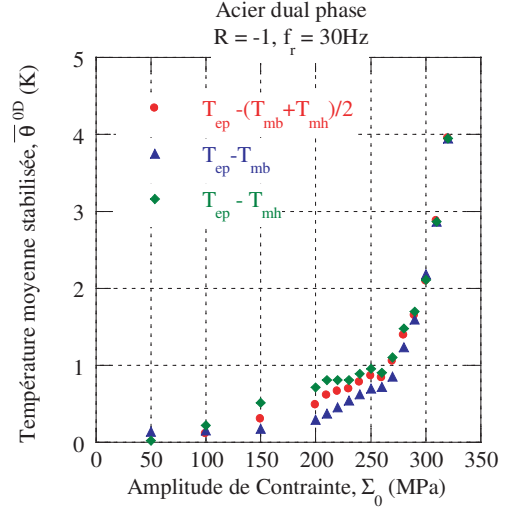


Figure 2.20: Influence du nombre de thermocouples utilisés sur les courbes d'auto-échauffement.

Pour montrer l'intérêt de l'utilisation des trois thermocouples, il suffit de tracer sur le même graphique les courbes d'auto-échauffement obtenues à partir des trois possibilités offertes par les trois thermocouples (figure 2.20)<sup>2</sup>. Les réponses pour les niveaux de chargement les plus élevés sont identiques, mais des écarts sont observés pour les plus faibles suivant les thermocouples utilisés :

- avec  $\theta^{0D} = T_{ep} - T_{mh}$ , l'équilibre thermique augmente au cours du temps, ce qui introduit un accroissement de l'élévation de température factice sur chacun des paliers ;
- avec  $\theta^{0D} = T_{ep} - T_{mb}$ , l'équilibre thermique diminue au cours du temps, qui conduit à sous-estimer l'élévation de température réelle ;
- avec trois thermocouples,  $\theta^{0D} = T_{ep} - \frac{T_{mb} + T_{mh}}{2}$ , l'équilibre thermique est stable, les différences de comportement thermique des deux mors étant prises en considération.

1. Ceci est dû aux dimensions des mors qui ont une inertie thermique très importante. Ensuite, la température finit par se stabiliser au bout de quelques heures.

2. Pour chaque palier l'élévation de température moyenne stabilisée est calculée en considérant l'état d'équilibre au début du palier, et non l'état d'équilibre initial qui introduirait des écarts encore plus importants.



### 2.2.1.3 Chargements

La réalisation d'un essai d'auto-échauffement complet passe par l'application de blocs de chargements cycliques avec une amplitude de chargement croissante (figure 2.21). Chaque bloc de chargement est effectué à la même fréquence de sollicitation, soit 30 Hz. Cette fréquence permet d'obtenir dans la majorité des cas une élévation de température supérieure au degré. De plus, cette valeur est similaire à la fréquence appliquée lors d'essais de fatigue et se situe dans une plage de fréquences où la réponse en température est linéaire. Il reste finalement le nombre de cycles par palier et le pas de chargement à définir.

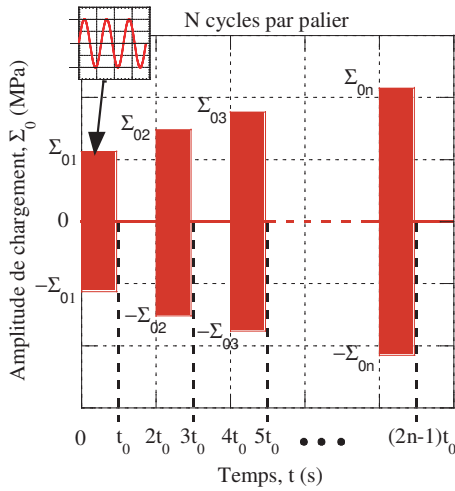


Figure 2.21: Principe des essais d'auto-échauffement avec des paliers de chargement cyclique d'amplitude croissante avec le même nombre de cycles.

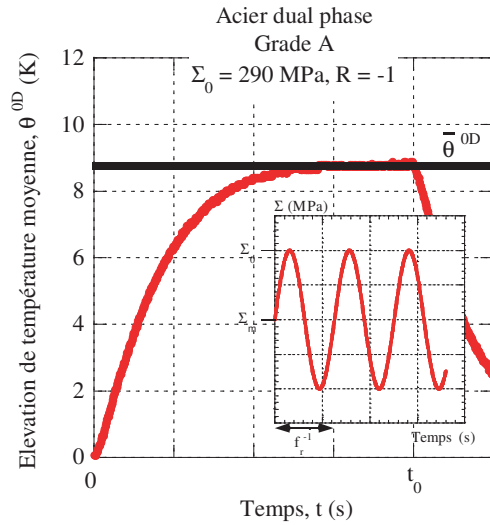


Figure 2.22: Élévation de température lors d'un palier de chargement et définition de la température moyenne stabilisée  $\bar{\theta}^{0D}$ .

Pour chacun des paliers de chargement, nous relevons l'élévation de température moyenne stabilisée, notée  $\bar{\theta}^{0D}$  (figure 2.22). Un palier est constitué d'une phase d'un temps  $t_0$  où la sollicitation cyclique est appliquée suivie d'un retour à l'équilibre thermique d'un temps  $t_0$  identique. Ce temps  $t_0$  est fixé à 200 secondes, ce qui correspond à 6000 cycles de chargement à la fréquence de 30 Hz. Ce temps ne dépend que du temps caractéristique  $\tau_{eq}^{0D}$ . Pour identifier ce temps caractéristique, il suffit d'effectuer une minimisation, au sens des moindres carrés, entre le signal de température expérimental, obtenu après le palier lors de la descente, et la solution analytique<sup>3</sup> donnée par

$$\theta^{0D}(t) = \bar{\theta}^{0D} \times \exp\left(-\frac{t}{\tau_{eq}^{0D}}\right). \quad (2.2)$$

3. C'est la solution de l'équation de la chaleur 0D sans second membre avec la condition initiale, lors du retour à l'équilibre thermique,  $\theta^{0D}(t=0) = \bar{\theta}^{0D}$ .

Les résultats de l'identification de ce temps caractéristique sont donnés pour le grade A sur trois paliers de chargement (figure 2.23). Le temps caractéristique est constant (tableau 2.24), seulement influencé par le bruit de mesure. Comme la température n'est pas une donnée intrinsèque au matériau, il serait préférable de travailler avec le terme source. Cependant, ce terme source est proportionnel à la température et donné dans une approche 0D par

$$\bar{\theta}^{0D} = \tau_{eq}^{0D} S_t^{0D}. \quad (2.3)$$

Aussi, dans la suite de ce manuscrit, les courbes d'auto-échauffement seront tracées en température et non en dissipation.

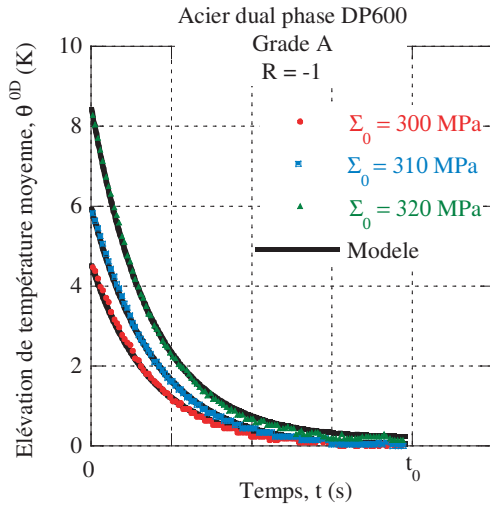


Figure 2.23: Identification du temps caractéristique  $\tau_{eq}^{0D}$  lors du retour à l'équilibre thermique.

Figure 2.24: Résultats de l'identification du temps caractéristique  $\tau_{eq}^{0D}$  pour trois paliers de chargement.

$\Sigma_0$ (MPa)	$\tau_{eq}^{0D}$ (s)
300	36.7
310	38.2
320	36.9

Pour les plus faibles amplitudes de chargement, un pas de 50 MPa entre chaque palier est respecté. Dès que la température s'élève sensiblement, le pas diminue à 20 MPa. Un pas minimum de 10 MPa est finalement imposé jusqu'à la fin de l'essai, quand la différence d'un palier sur l'autre est significative<sup>4</sup>. Ceci permet d'obtenir une quinzaine de points par courbe d'auto-échauffement. L'histoire du chargement n'influence pas la signature thermique, comme le montre la figure 2.25 qui présente des courbes d'auto-échauffement similaires, avec deux pas de chargement minimaux différents.

La dernière étape consiste à définir un critère d'arrêt de l'essai. Celui-ci est donné en observant l'évolution de la température sur les différents paliers de chargement

4. Il n'y a pas de règle de passage stricte pour changer le pas de chargement, un minimum d'expérience des essais est requis.

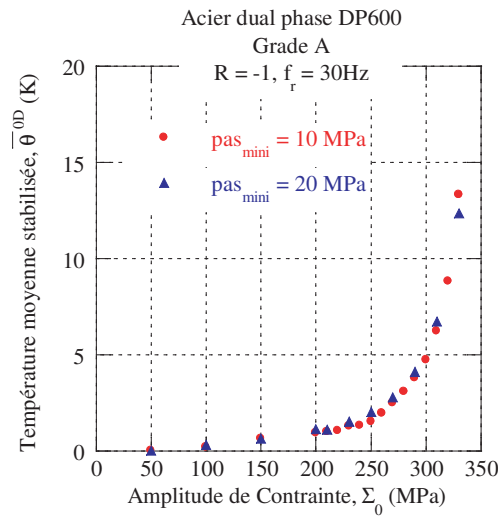


Figure 2.25: Influence du nombre de paliers d'auto-échauffement effectués sur l'allure globale de la courbe d'auto-échauffement du grade A.

cyclique. Pour tous les paliers de chargement, la température moyenne est stabilisée après 6000 cycles : le terme source est constant. Pour le dernier palier en revanche, la température moyenne ne se stabilise plus au bout des 6000 cycles de chargement (figure 2.26) : le terme source n'est plus constant. C'est notre critère d'arrêt. Finalement, un essai complet d'auto-échauffement ne dure au maximum que deux heures.

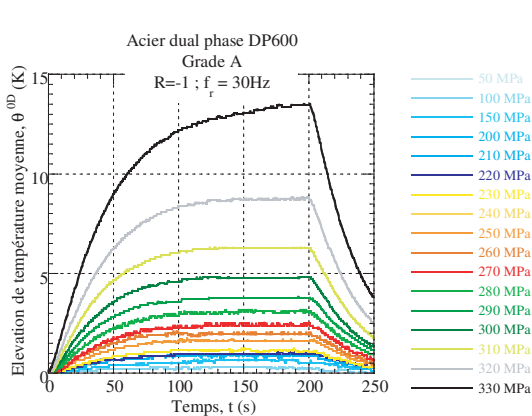


Figure 2.26: Évolution de la température moyenne pour chacun des paliers de chargement lors d'un essai complet d'auto-échauffement sur le grade A.

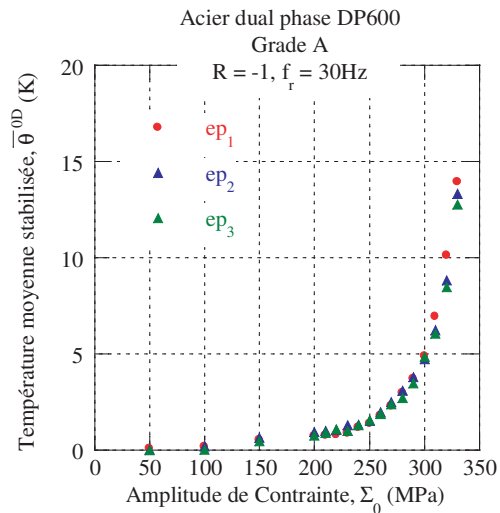


Figure 2.27: Répétabilité des essais d'auto-échauffement sur le grade A.

Le critère d'arrêt étant choisi, nous pouvons tracer la courbe d'auto-échauffement du grade testé, donnant l'évolution de la température moyenne stabilisée en fonction

de l'amplitude du chargement. La répétabilité des mesures d'auto-échauffement est bonne (figure 2.27), les conditions d'essais définies permettant de ne caractériser que le comportement du matériau. Un seul essai peut ainsi suffire pour caractériser le comportement à l'auto-échauffement d'un grade. Néanmoins, trois essais d'auto-échauffement sont réalisés pour vérifier et garantir pour chaque grade la répétabilité des résultats.

#### 2.2.1.4 Cas des faibles épaisseurs

La charge théorique critique au flambement  $F_c$  peut être calculée, dans le cas d'une poutre encastree aux deux extrémités, par la formule d'Euler donnée par

$$F_c = \frac{\pi^2 EI}{(0.5L)^2}, \quad (2.4)$$

avec  $E$  le module d'Young,  $I$  le moment d'inertie de la poutre et  $L$  la longueur de la zone utile. Dans notre cas avec une éprouvette d'une épaisseur de 1 mm, d'une largeur de 10 mm et d'une longueur de 50 mm, la charge critique au flambement correspond à une contrainte de 275 MPa. Avec cette valeur, nous ne pouvons a priori pas tester les grades possédant les plus fines épaisseurs pour un rapport de charge de -1. Il est nécessaire de se munir d'un dispositif anti-flambement.

Pour les essais de fatigue, un dispositif anti-flambement est utilisé chez Arce-lorMittal afin de permettre la réalisation d'essais à un rapport de charge de -1. Nous choisissons donc d'adapter ce dispositif anti-flambement aux essais d'auto-échauffement. Une contrainte de conception supplémentaire doit être incluse : ne pas perturber la réponse à l'auto-échauffement sous sollicitation cyclique.

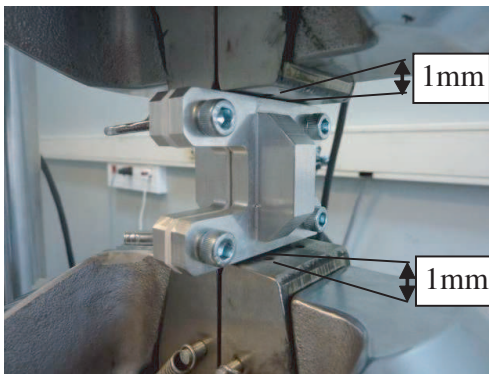


Figure 2.28: Dispositif anti-flambement développé pour effectuer les essais d'auto-échauffement à  $R=-1$ .

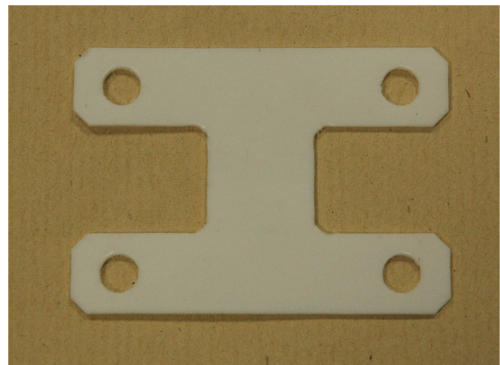


Figure 2.29: Parement en téflon utilisé pour le dispositif anti-flambement.

Le dispositif retenu, appelé raidisseur, consiste en deux renforts en aluminium ayant une grande inertie pour s'opposer au flambement qui sont placés de part et

d'autre de l'éprouvette (figure 2.28). Entre les renforts et l'éprouvette sont intercalés des parements en téflon (figure 2.29). Ceux-ci permettent d'éviter le frottement avec l'éprouvette, pouvant entraîner une dissipation supplémentaire, et permet d'isoler l'éprouvette du renfort en aluminium, de manière à ne pas modifier les conditions aux limites thermiques. Lors du montage, le thermocouple est toujours positionné au centre de l'éprouvette, les parements en téflon et les renforts étant positionnés de par et d'autre de l'éprouvette. Le dispositif est ensuite serré dans cette position, en assurant le glissement de l'éprouvette dans le raidisseur<sup>5</sup>. Lors du montage de l'ensemble dans les mors de la machine hydraulique, une distance de 1 mm est laissée libre entre chaque mors et le raidisseur (figure 2.28).

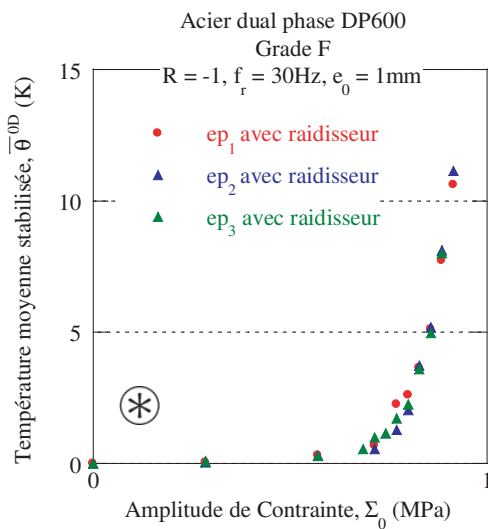


Figure 2.30: Courbes d'auto-échauffement obtenues sur le grade F avec le raidisseur; \* = Pour des raisons de confidentialité, les données sur ce grade sont masquées.

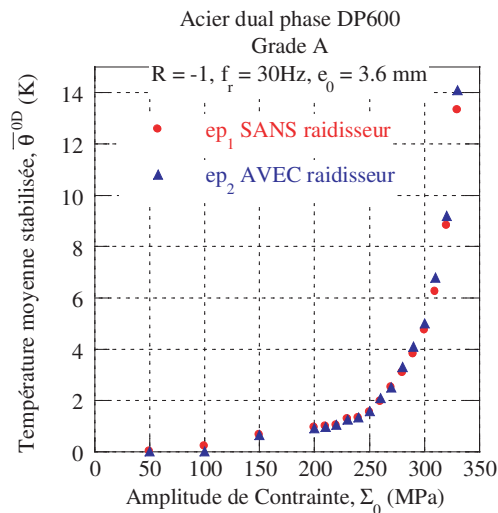


Figure 2.31: Courbes d'auto-échauffement sur le grade A avec et sans raidisseur.

La validation du dispositif passe par deux étapes :

- permettre la réalisation d'un essai d'auto-échauffement complet sur les fines épaisseurs. Pour cela, nous testons le grade possédant la plus faible épaisseur, soit le grade F ( $e_0 = 1\text{ mm}$ , tableau 2.1). Trois essais d'auto-échauffement sont réalisés sur ce grade dont les courbes sont données sur la figure 2.30. Sans le dispositif, l'éprouvette flambe au milieu de l'essai. Avec le dispositif, un essai complet d'auto-échauffement peut être réalisé sans flambement.
- ne pas perturber la réponse à l'auto-échauffement. Nous réalisons deux essais d'auto-échauffement sur un grade épais (le grade A possède une épaisseur de

5. Des conditions de serrage trop sévères introduisent des contraintes de compression latérales supplémentaires au sein de l'éprouvette, et ce n'est plus alors le matériau qui est testé mais le système {matériau, raidisseur}.

3.6 mm) : le premier sans et le second avec le dispositif tout en respectant les conditions de montage du raidisseur. Les courbes de la figure 2.31 sont similaires. La réponse à l'auto-échauffement n'est pas modifiée par la présence du raidisseur.

Un protocole d'essais d'auto-échauffement a été développé qui permet de tester chacun des grades dans des conditions similaires : une géométrie type, des paliers de chargement de même nature, les mêmes moyens de mesure, le même critère d'arrêt. . . Nous appliquons dans la suite cette procédure sur l'ensemble des grades de l'étude.

## 2.2.2 Application aux différentes nuances

Nous ne présentons pas ici l'intégralité des courbes d'auto-échauffement obtenues lors des essais pour un rapport de charge de -1. Seules les courbes représentatives de l'ensemble des comportements observés à l'auto-échauffement sont détaillées. Ceci permet de faire ressortir des similitudes et des différences entre les grades. Ensuite, le dépouillement déterministe est appliqué à l'ensemble des grades pour lequel un comparatif est réalisé entre les limites d'endurance moyennes obtenues par cette méthode et celle obtenue par un stair-case.

### 2.2.2.1 Résultats d'auto-échauffement

Au cours des essais réalisés sur l'ensemble des grades, différentes réponses ont pu être observées. De manière à souligner ces comportements, nous choisissons, en plus de la représentation classique d'une courbe d'auto-échauffement, d'y ajouter une représentation logarithmique (figures 2.32, 2.33 et 2.34).

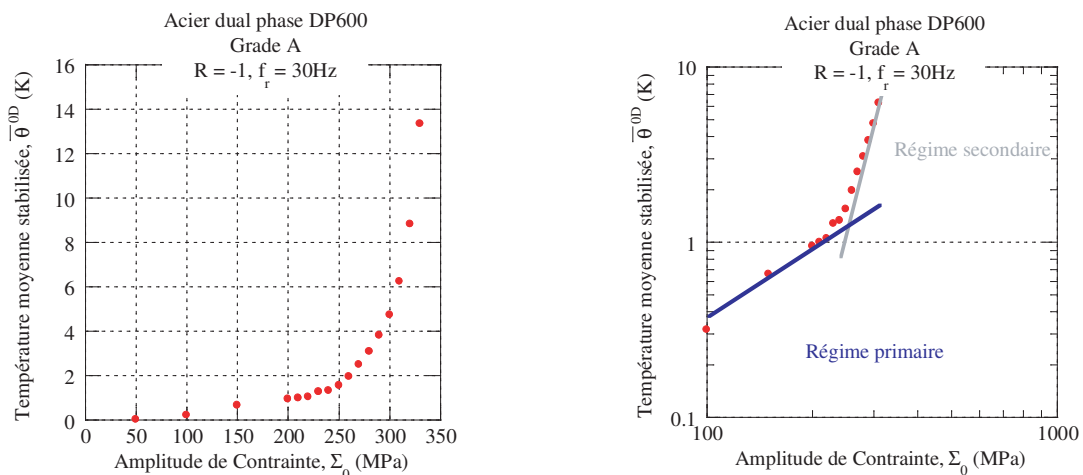


Figure 2.32: Courbe d'auto-échauffement du grade A a) représentation classique b) représentation logarithmique.

Cette manière de représenter les courbes d'auto-échauffement met en évidence, pour tous les grades, la présence de deux régimes (*i.e.*, deux droites dans la représentation logarithmique avec une transition entre les deux), le premier pour les faibles et le second pour les hautes amplitudes de chargement. Dans la suite de ce manuscrit, le régime pour les faibles amplitudes est appelé « régime primaire » et le régime pour les plus hautes amplitudes « régime secondaire » (figure 2.32).

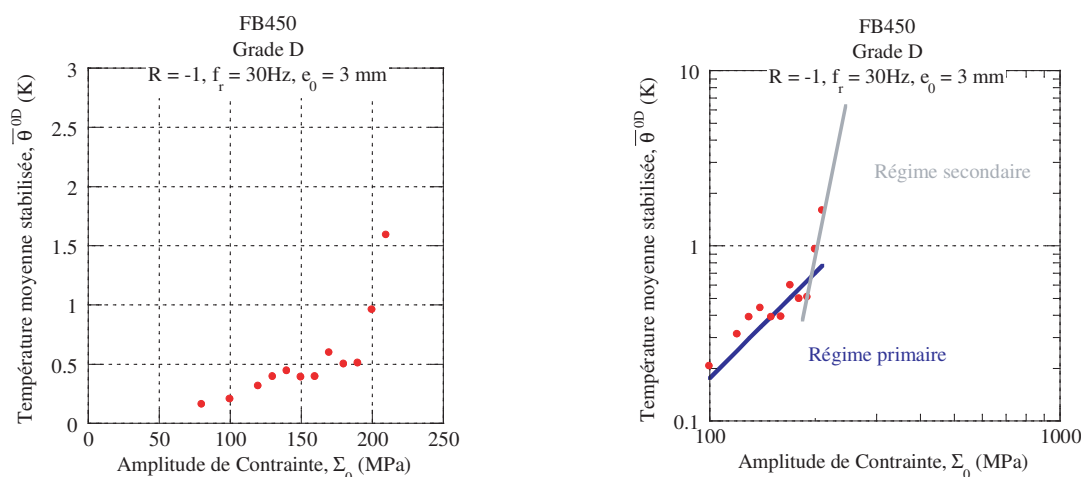


Figure 2.33: Courbe d'auto-échauffement du grade D a) représentation classique b) représentation logarithmique.

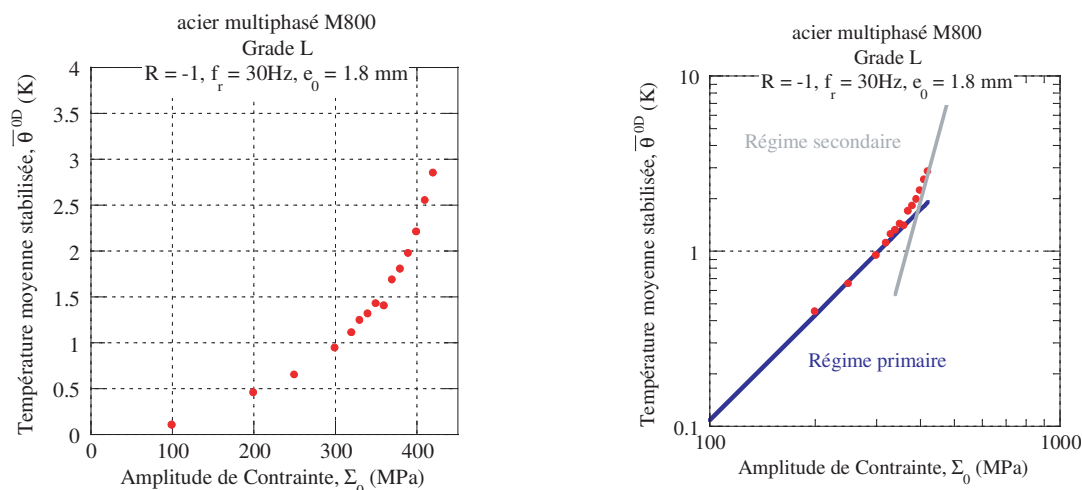


Figure 2.34: Courbe d'auto-échauffement du grade L a) représentation classique b) représentation logarithmique.

Suivant le grade testé, les intensités des régimes sont différentes (figures 2.32, 2.33 et 2.34). Les conclusions suivantes peuvent être tirées de l'ensemble des courbes d'auto-échauffement obtenues :

- la courbe d’auto-échauffement présente toujours deux régimes, quel que soit le grade testé ;
- le pente du régime primaire dans la représentation logarithmique est toujours de 2. Son intensité peut être faible (figure 2.33) ou très importante (figure 2.34) ;
- la pente du régime secondaire dans la représentation logarithmique varie beaucoup suivant les grades : une pente entre 6 et 30 environ.

Ces conclusions vont par la suite être utilisées pour la mise en place du modèle. Les résultats d’auto-échauffement en notre possession, nous pouvons appliquer pour chacun d’entre eux un post-traitement déterministe de manière à identifier la limite d’endurance moyenne.

### 2.2.2.2 Dépouillement déterministe

Le dépouillement déterministe reprend la modélisation proposée par [Doudard, 2004] dont le principe a été présenté dans le premier chapitre de ce manuscrit. Nous présentons ici tout d’abord la méthode pour identifier les paramètres de ce modèle déterministe (principalement la limite d’endurance moyenne) avant de comparer par la suite les limites d’endurance moyennes à 2 millions de cycles obtenues par cette méthode et par un stair-case sur l’ensemble des grades. Finalement, nous discutons de la pertinence de la méthode proposée.

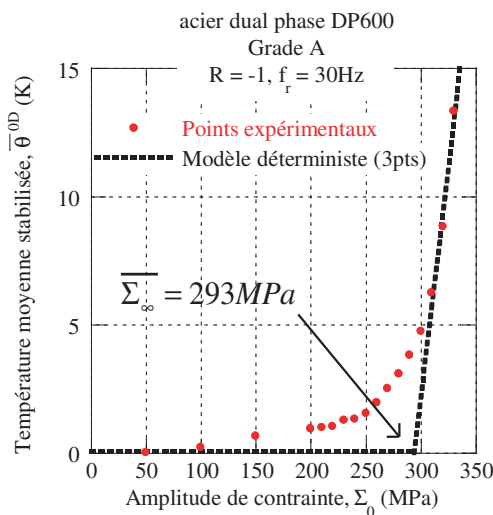


Figure 2.35: Détermination de la limite d’endurance moyenne du grade A avec le modèle déterministe (3 derniers points utilisés).

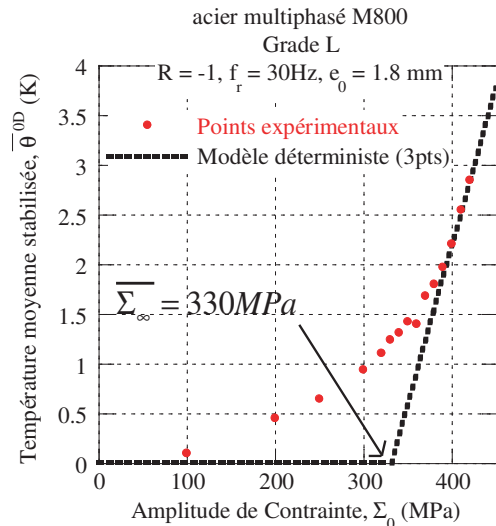


Figure 2.36: Détermination de la limite d’endurance moyenne du grade L avec le modèle déterministe (3 derniers points utilisés).

Pour identifier la limite d’endurance moyenne dans la pratique (qui correspond dans le modèle déterministe à la limite d’élasticité de l’inclusion), une régression



linéaire est effectuée sur les trois derniers points de la courbe d'auto-échauffement. L'intersection entre cette droite et l'axe des abscisses correspond à la limite d'endurance moyenne du grade à 2 millions de cycles. Nous donnons deux exemples d'identification de la limite d'endurance moyenne, pour les grades A et L sur les figures 2.35 et 2.36.

En appliquant cette méthode pour toutes les nuances, nous comparons les résultats sur la limite d'endurance obtenue par cette méthode et la limite d'endurance obtenue par un stair-case à 2 millions de cycles (tableau 2.2). Un très bon accord peut être observé pour toutes les nuances avec un écart maximal de 4% (10 MPa) sur deux grades (ceux en gras dans le tableau), la majorité des erreurs relatives étant aux alentours du pourcent. Le temps nécessaire à l'obtention de la limite d'endurance moyenne par essai d'auto-échauffement est de seulement 2 heures. Cette information est à comparer aux 7 jours pleins et aux 9 éprouvettes pour un stair-case.

Tableau 2.2: Comparaison entre les limites d'endurance moyennes à 2 millions de cycles obtenues par fatigue et par auto-échauffement sur les différents grades de l'étude;  $\bar{\Sigma}_{\infty}^{Fatigue}$  = limite d'endurance moyenne déterminée par essais de fatigue (stair-case à 9 éprouvettes)  $\bar{\Sigma}_{\infty}^{AE}$  = limite d'endurance moyenne déterminée par essais d'auto-échauffement;  $E\%$  = erreur relative en %;  $\otimes$  = pour des raisons de confidentialité, ces valeurs sont masquées.

Famille	Repère	$\bar{\Sigma}_{\infty}^{Fatigue}$ (MPa)	$\bar{\Sigma}_{\infty}^{AE}$ (MPa)	$E\%$ (%)
DP600	A	294	293	0.34
<b>HSLA420</b>	<b>B</b>	<b>257</b>	<b>268</b>	<b>-4.28</b>
DP600	C	255	255	0
FB450	D	183	181	1.1
DP450	E	$\otimes$	$\otimes$	2.1
DP600	F	$\otimes$	$\otimes$	-1.8
DP780	G	$\otimes$	$\otimes$	-1.5
DP980	H	$\otimes$	$\otimes$	0.3
DP980	I	$\otimes$	$\otimes$	-0.8
FB600	J	$\otimes$	$\otimes$	-0.4
<b>TRIP800</b>	<b>K</b>	$\otimes$	$\otimes$	<b>-3.3</b>
M800	L	333	330	0.9
M800HY	M	—	$\otimes$	—
HSLA360	N	$\otimes$	$\otimes$	1.8
DP780	O	$\otimes$	$\otimes$	-0.3
DP980	P	$\otimes$	$\otimes$	1.6
DP980	Q	$\otimes$	$\otimes$	-2.3
ES	R	—	$\otimes$	—

Pour conclure sur le dépouillement déterministe, la régression linéaire est réalisée

avec les trois derniers points de la courbe d'auto-échauffement, points situés exclusivement dans le régime secondaire d'auto-échauffement. En effet, ne considérer que deux points pour effectuer la régression linéaire est plus sensible aux erreurs de mesure, notamment lorsque les niveaux de températures atteints sont faibles. De plus, le quatrième point est généralement situé dans la transition entre régime primaire et régime secondaire et ne doit donc pas être utilisé.

Nous avons dans cette partie présenté le protocole de mesure d'auto-échauffement sous sollicitation cyclique. Celui-ci permet de tester l'ensemble des grades retenus pour cette étude. A partir des courbes d'auto-échauffement, nous avons introduit un dépouillement déterministe en utilisant les trois derniers points de la courbe pour identifier la limite d'endurance moyenne. Un très bon accord est obtenu en comparaison avec les résultats de fatigue classique.

## 2.3 Modèle probabiliste à deux échelles avec deux mécanismes de plasticité

L'objectif de cette partie est de mettre en place un modèle probabiliste à deux échelles, la première pour le comportement global du matériau, et la seconde pour rendre compte de l'apparition de microplasticité. Ce modèle doit permettre de décrire, d'une part, l'ensemble de la courbe d'auto-échauffement (le régime primaire et le régime secondaire)<sup>6</sup> et d'autre part, de prévoir le comportement en fatigue à grand nombre de cycles. Nous présentons tout d'abord une identification qualitative des mécanismes de manière à choisir les ingrédients à introduire dans le modèle pour rendre compte du régime primaire. Ensuite, nous présentons le modèle probabiliste à deux échelles retenu.

### 2.3.1 Identification qualitative

Les ingrédients de modélisation existent déjà pour décrire l'augmentation progressive de la température dans le régime secondaire d'auto-échauffement [Doudard *et al.*, 2005]. Seulement, pour le régime primaire, il est nécessaire de comprendre les mécanismes à l'œuvre pour introduire dans le modèle les ingrédients adéquats et de savoir à quelle échelle ce régime doit être modélisé.

#### 2.3.1.1 Étude de l'influence de la fréquence sur le régime primaire

La démarche est ici basée sur des aspects phénoménologiques. Pour expliquer la dissipation constatée en auto-échauffement, une hypothèse consiste à considérer une oscillation des dislocations autour d'une position d'équilibre, mouvement réversible

---

6. Dans le modèle probabiliste à deux échelles proposé par [Doudard *et al.*, 2005], seul le régime secondaire était pris en compte.

mécaniquement mais thermodynamiquement irréversible [Mareau, 2007]. Ce mécanisme induit un comportement visco-élastique. Afin de justifier cette hypothèse, il est nécessaire d'observer plus finement l'effet de fréquence sur la réponse du régime primaire. Nous choisissons pour cela un grade dont le régime primaire est très élevé. Sa courbe d'auto-échauffement en représentation logarithmique est donnée sur la figure 2.37. Sur une des faces de l'éprouvette, un thermocouple est placé au centre et l'autre face est équipée d'une jauge de déformation unidirectionnelle dans le sens de la sollicitation.

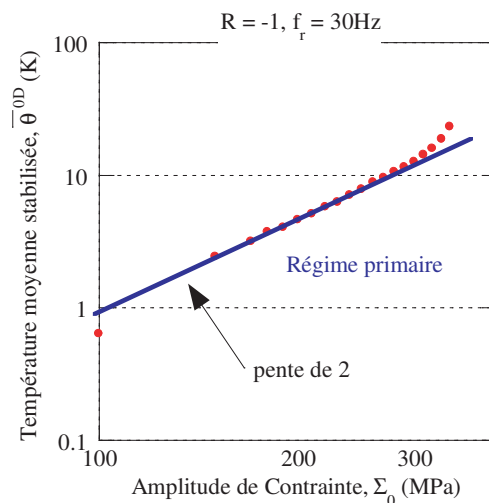


Figure 2.37: Courbe d'auto-échauffement du grade utilisé pour observer l'influence de la fréquence du régime primaire.

Sur la même éprouvette, l'objectif est de balayer une très large gamme de fréquence (de 0.01 Hz à 30 Hz) et d'observer les réponses à la sollicitation cyclique des deux instruments de mesure. L'essai est réalisé pour deux amplitudes de chargement fixées, 150 et 180 MPa, soit deux conditions de chargement situées dans le régime primaire. Pour chaque amplitude, 200 secondes d'essai sont effectués à 30 Hz, puis 200 secondes à 20 Hz, ainsi de suite en diminuant la fréquence de sollicitation jusqu'à atteindre une fréquence de 0.01 Hz. Avant de finir l'essai, un retour à 30 Hz est réalisé, pour confirmer que nous retrouvons bien la valeur en température du premier palier effectué. Les données qui nous intéressent sont :

- la température moyenne stabilisée pour chaque fréquence. L'élévation de température pour les plus faibles fréquences est noyée dans le bruit de mesure, mais la haute intensité du régime primaire permet d'obtenir des élévations de température significatives pour une fréquence de 5 Hz ;
- les boucles d'hystérésis obtenues pour chacun des cycles de chargement.

La réponse en température pour les deux amplitudes de 150 et 180 MPa sont données sur les figures 2.38 et 2.39. Dans les deux cas, nous pouvons constater une influence linéaire de la fréquence de sollicitation sur la température moyenne stabilisée. Ceci signifie que si une certaine énergie est dissipée en une seconde, doubler la fréquence d'essai revient à en dissiper deux fois plus dans le même temps. Sur le dernier palier à 30 Hz, nous retrouvons le même niveau de température que pour le premier.

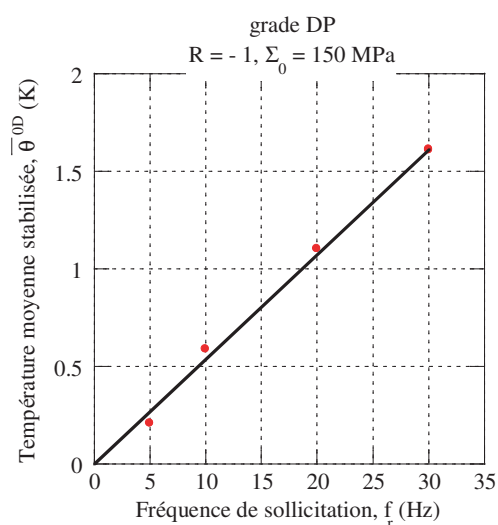


Figure 2.38: Influence de la fréquence de sollicitation sur la réponse en température pour une amplitude de chargement de 150 MPa.

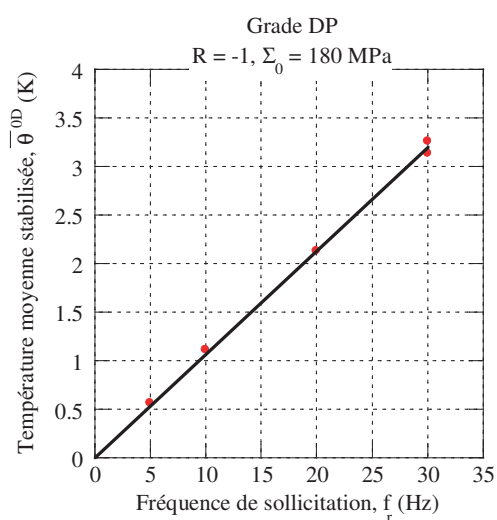


Figure 2.39: Influence de la fréquence de sollicitation sur la réponse en température pour une amplitude de chargement de 180 MPa.

Pour chacune des fréquences étudiées, nous traçons maintenant les boucles d'hystérésis obtenues pour un chargement à une amplitude de 180 MPa (des résultats similaires sont obtenus pour la sollicitation à 150 MPa), qui sont données sur la figure 2.40. Malgré le bruit de mesure important pour les fréquences de sollicitations les plus élevées, nous pouvons constater que l'aire des boucles d'hystérésis n'évolue pas avec la fréquence.

En conclusion, la température moyenne stabilisée est linéaire avec la fréquence de sollicitation. L'aire des boucles d'hystérésis n'est pas modifiée avec le changement de fréquence de sollicitation. Ainsi, il n'y a pas d'effet de vitesse de sollicitation sur la réponse du régime. Le régime primaire n'est pas provoqué par un mécanisme dépendant de la vitesse de sollicitation c'est-à-dire visqueux. Comme de la dissipation existe, le mécanisme ne peut être que de la microplasticité, mais pour des niveaux de déformations plastiques très faibles.

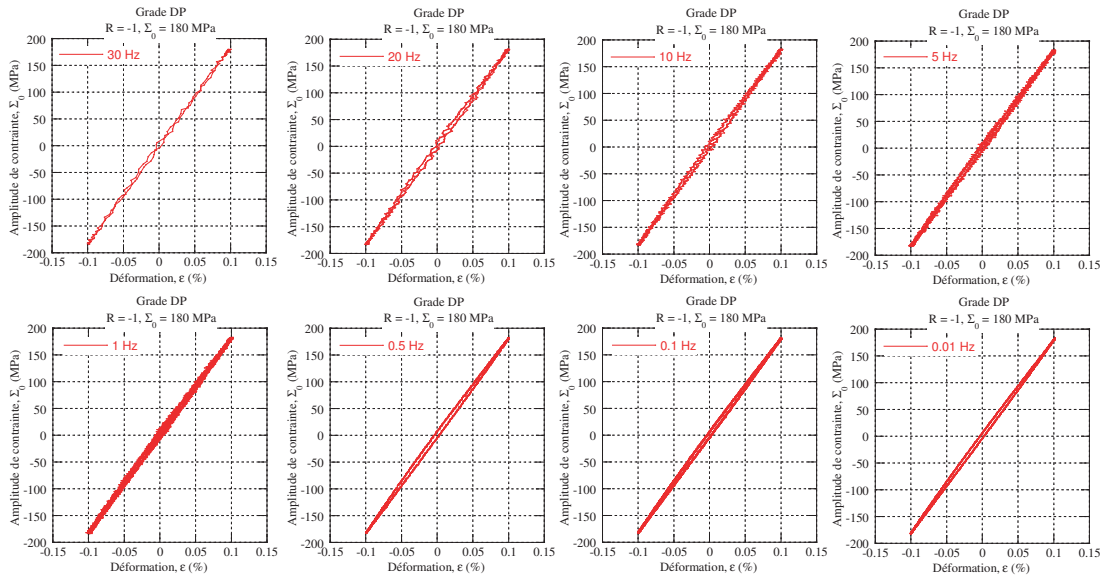


Figure 2.40: Évolution des boucles d'hystérésis avec la fréquence de sollicitation pour une amplitude de chargement de 180 MPa.

### 2.3.1.2 Étude de l'influence de l'état initial sur le régime primaire

Pour compléter ces résultats, nous cherchons à modifier la réponse du régime primaire d'un grade, pour définir l'échelle à laquelle cette microplasticité peut être modélisée. Une première possibilité est de déformer plastiquement le grade en traction avant de réaliser ensuite un essai d'auto-échauffement sur l'éprouvette pré-déformée. Les courbes d'auto-échauffement du grade B vierge et du grade B pré-déformé à 5% en traction sont données sur la figure 2.41. Une pré-déformation plastique conduit à augmenter l'intensité du régime primaire.

Une deuxième possibilité est de réaliser un traitement thermique préalable, toujours sur le grade B. Un léger traitement thermique de 400°C pendant 4 heures est appliqué à une éprouvette avant de réaliser ensuite un essai d'auto-échauffement. Un traitement thermique de cette nature ne modifie que très légèrement les caractéristiques mécaniques du grade sans changer la taille de grain. Les résultats d'auto-échauffement montrent que le régime primaire est diminué par ce traitement thermique (figure 2.42).

Effectuer une déformation plastique a pour conséquence d'augmenter la densité de dislocations présentes au sein de la matière. A l'inverse, le traitement thermique appliqué permet de réduire cette densité. Les modifications obtenues par les essais d'auto-échauffement (régime primaire qui augmente avec la déformation plastique et qui diminue après un traitement thermique) montrent que le régime primaire est directement lié à la population de dislocations. Initialement, les dislocations sont dans un équilibre métastable. Sous l'effet d'une sollicitation cyclique, une compéti-

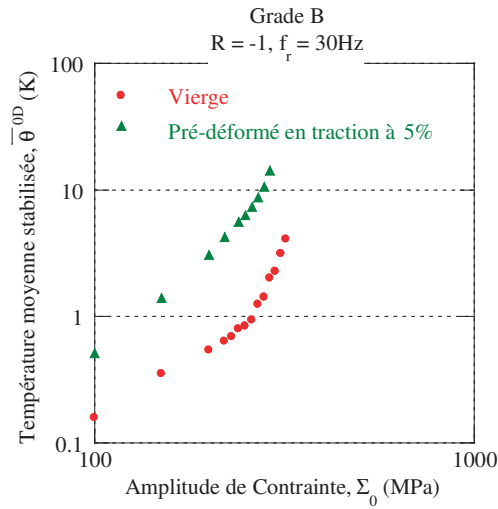


Figure 2.41: Évolution du régime primaire par l'introduction d'une déformation plastique dans le sens de la sollicitation cyclique.

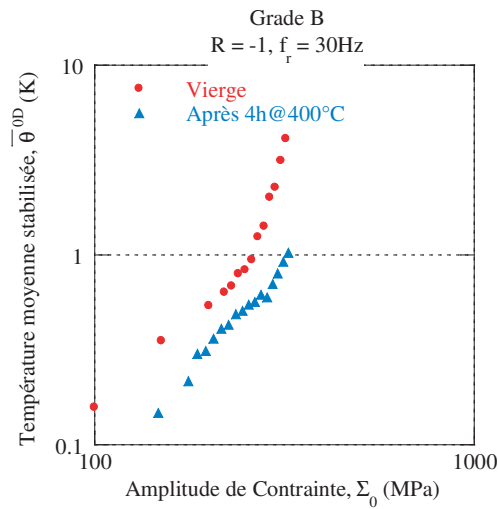


Figure 2.42: Évolution du régime primaire après un traitement thermique préalable de restauration (4h@400°C)

tion se met en place entre des mécanismes de création et d'annihilation de dislocations, appelée restauration. Le processus semble ainsi diffus au sein de la matière, et une manière de le modéliser est d'introduire un écrouissage au sein de la matrice. Des observations expérimentales présentées dans le chapitre suivant de ce manuscrit conforteront ce choix.

### 2.3.1.3 Présentation des ingrédients du modèle à deux échelles.

Dans le modèle probabiliste à deux échelles existant [Doudard, 2004], le VER est constitué d'une matrice élastique et d'une population d'inclusions au comportement élasto-plastique. Pour prendre en compte le régime primaire d'auto-échauffement, la stratégie adoptée consiste à introduire un comportement élasto-plastique au sein de la matrice, afin de représenter une plasticité diffuse (figure 2.43). Chacun des potentiels ( $\Psi_{mat}$  pour la matrice et  $\Psi_{inc}$  pour l'inclusion) est exprimé en fonction de variables d'état, la déformation et la température en premier lieu, et d'autres variables internes liées à l'écroutissage.

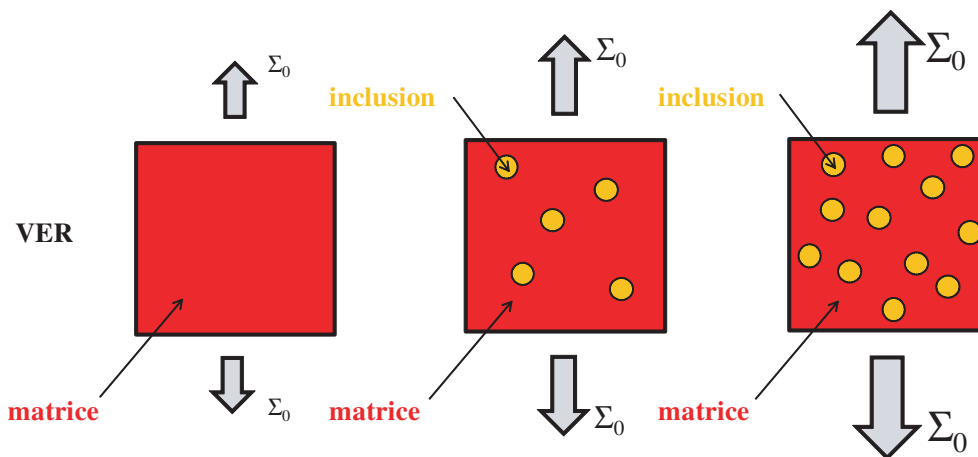


Figure 2.43: VER du modèle probabiliste à deux échelle; matrice avec un comportement élasto-plastique et inclusions au comportement élasto-plastique dont l'activation dépend de l'amplitude du chargement.

De manière à guider le lecteur dans les différentes étapes de modélisation, nous présentons tout d'abord le comportement de la matrice seule, puis le comportement d'une inclusion, et finalement le processus d'activation de la population d'inclusions.

### 2.3.2 Comportement de la matrice

Nous présentons dans cette partie le cadre de modélisation adopté avant de décrire le comportement élasto-plastique cyclique de la matrice et de calculer finalement la dissipation engendrée par ce chargement cyclique. L'objectif est d'aboutir à une dissipation proportionnelle au carré de l'amplitude de la sollicitation cyclique appliquée (soit une pente de 2 dans les figures en échelle logarithmique) comme observé expérimentalement dans le régime primaire. De plus, les niveaux de température atteints par le modèle doivent être de l'ordre de grandeur de ceux mesurés expérimentalement.

### 2.3.2.1 Principe de la modélisation adoptée

L'évolution de la température sur un très grand nombre de cycles pour de faibles amplitudes de chargement est stable. Ainsi, pour définir le comportement élasto-plastique de la matrice, un écrouissage cinématique est introduit. De ce fait, les variables d'état sont :

- le tenseur des déformations totales,  $\mathbf{E}$  ;
- le tenseur des déformations plastiques,  $\mathbf{E}^p$  ;
- la variable  $\boldsymbol{\alpha}_1$  définissant l'écrouissage cinématique de la matrice.

L'énergie libre de la matrice est donnée par :

$$\rho\Psi_{mat}(\mathbf{E}, \mathbf{E}^p, \boldsymbol{\alpha}_1) = \frac{1}{2}(\mathbf{E} - \mathbf{E}^p) : \underline{\underline{\mathbf{E}}} : (\mathbf{E} - \mathbf{E}^p) - \alpha\theta\mathbf{I} : \underline{\underline{\mathbf{E}}} : \mathbf{E} - \frac{c\theta^2}{2T_0} + \frac{1}{2}B_1\boldsymbol{\alpha}_1 : \boldsymbol{\alpha}_1, \quad (2.5)$$

avec  $\mathbf{I}$  le tenseur identité d'ordre 2,  $\underline{\underline{\mathbf{E}}}$  le tenseur d'élasticité d'ordre 4,  $\alpha$  le coefficient de dilatation supposé isotrope et  $B_1$  une constante dépendante du matériau.

Les forces thermodynamiques associées à ces variables d'état sont déduites de la forme du potentiel et sont données par

$$\boldsymbol{\Sigma} = \rho \frac{\partial \Psi_{mat}}{\partial \mathbf{E}} = \underline{\underline{\mathbf{E}}} : (\mathbf{E} - \mathbf{E}^p), \quad (2.6)$$

$$-\boldsymbol{\Sigma} = \rho \frac{\partial \Psi_{mat}}{\partial \mathbf{E}^p} = -\underline{\underline{\mathbf{E}}} : (\mathbf{E} - \mathbf{E}^p), \quad (2.7)$$

$$\mathbf{X}_1 = \rho \frac{\partial \Psi_{mat}}{\partial \boldsymbol{\alpha}_1} = B_1 \boldsymbol{\alpha}_1. \quad (2.8)$$

Il nous faut maintenant décrire le domaine d'élasticité de la matrice. Comme un unique écrouissage cinématique est introduit au sein de la matrice, la surface de charge  $f$  s'écrit à partir d'un critère de von Mises par

$$f(\boldsymbol{\Sigma}, \mathbf{X}_1) = J_2(\boldsymbol{\Sigma} - \mathbf{X}_1) - \Sigma_y^\mu \leq 0 \quad (2.9)$$

avec  $J_2(\boldsymbol{\Sigma} - \mathbf{X}_1) = \left[ \frac{3}{2}(\mathbf{S} - \mathbf{X}_1) : (\mathbf{S} - \mathbf{X}_1) \right]^{1/2}$ ,  $\mathbf{S} = \boldsymbol{\Sigma} - \frac{1}{3}\text{Tr}(\boldsymbol{\Sigma})\mathbf{I}$  étant le déviateur des contraintes et  $\Sigma_y^\mu$  la limite d'élasticité de la matrice (limite bien inférieure à la limite d'élasticité macroscopique conventionnelle du matériau).

Un pseudo-potential de dissipation,  $F$ , est ensuite introduit, donné par

$$F(\boldsymbol{\Sigma}, \mathbf{X}_1) = J_2(\boldsymbol{\Sigma} - \mathbf{X}_1) - \Sigma_y^\mu + \frac{3}{4} \frac{\gamma_1}{C_1} (\mathbf{X}_1 : \mathbf{X}_1)^n, \quad (2.10)$$

avec  $C_1$  et  $\gamma_1$  deux coefficients définissant l'écrouissage cinématique et  $n$  un réel. Nous pouvons remarquer que le cas où  $n = 1$  correspond au pseudo-potential d'[Armstrong et Frederick, 1966]. Son objectif est de modifier la nature non linéaire de



l'écroissage cinématique.

A partir de ce pseudo-potentiel, nous pouvons définir les lois d'évolutions du modèle en utilisant les hypothèses de normalité définies par

$$\dot{\mathbf{E}}^p = \dot{\lambda} \frac{\partial F}{\partial \boldsymbol{\Sigma}} = \dot{\lambda} \frac{\partial f}{\partial \boldsymbol{\Sigma}} \quad (2.11)$$

$$\dot{\boldsymbol{\alpha}}_1 = -\dot{\lambda} \frac{\partial F}{\partial \mathbf{X}_1}, \quad (2.12)$$

avec  $\dot{\lambda}$  le multiplicateur plastique. En utilisant l'expression du pseudo-potentiel, l'équation 2.11 devient

$$\dot{\mathbf{E}}^p = \frac{3}{2} \dot{\lambda} \frac{\mathbf{S} - \mathbf{X}_1}{J_2(\mathbf{S} - \mathbf{X}_1)}, \quad (2.13)$$

permettant de déterminer la déformation plastique cumulée  $\dot{p}$

$$\dot{p} = \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\mathbf{E}}^p : \dot{\mathbf{E}}^p} = \dot{\lambda}. \quad (2.14)$$

De ce fait, la loi d'évolution de l'écroissage cinématique est donnée par

$$\dot{\mathbf{X}}_1 = B_1 \dot{\boldsymbol{\alpha}}_1 = B_1 \dot{\mathbf{E}}^p - \frac{3}{2} \frac{B_1 \gamma_1}{C_1} n \dot{p} (\mathbf{X}_1 : \mathbf{X}_1)^{n-1} \mathbf{X}_1. \quad (2.15)$$

En posant  $B_1 = \frac{2}{3} C_1$ , la loi de l'évolution de l'écroissage devient

$$\dot{\mathbf{X}}_1 = \frac{2}{3} C_1 \dot{\mathbf{E}}^p - \gamma_1 n \dot{p} (\mathbf{X}_1 : \mathbf{X}_1)^{n-1} \mathbf{X}_1. \quad (2.16)$$

La matrice est donc définie par un écroissage cinématique non linéaire dont l'évolution est pilotée par le coefficient  $C_1$ , le terme de rappel  $\gamma_1$  et une puissance  $n$  que nous choisirons dans la suite.

Le multiplicateur plastique est obtenu à partir de la condition de cohérence définie par

$$\dot{f} = \frac{\partial f}{\partial \boldsymbol{\Sigma}} : \dot{\boldsymbol{\Sigma}} + \frac{\partial f}{\partial \mathbf{X}_1} : \dot{\mathbf{X}}_1 = 0. \quad (2.17)$$

En utilisant la loi d'évolution de l'écroissage cinématique non linéaire, cette équation peut être réécrite de la façon suivante

$$\frac{\partial f}{\partial \boldsymbol{\Sigma}} : \left[ \dot{\boldsymbol{\Sigma}} - C_1 \dot{\mathbf{E}}^p + \gamma_1 n (\mathbf{X}_1 : \mathbf{X}_1)^{n-1} \dot{\lambda} \mathbf{X}_1 \right] = 0. \quad (2.18)$$

Finalement, avec la règle de normalité, le multiplicateur plastique est donné par

$$\dot{\lambda} = \frac{H(f)}{h_1} \frac{\partial f}{\partial \boldsymbol{\Sigma}} : \dot{\boldsymbol{\Sigma}}, \quad (2.19)$$

avec

$$h_1 = C_1 - \gamma_1 n (\mathbf{X}_1 : \mathbf{X}_1)^{n-1} \frac{\partial f}{\partial \boldsymbol{\Sigma}} : \mathbf{X}_1 \quad (2.20)$$

et  $H(f)$  la fonction de Heavyside telle que  $H(f) = 0$  si  $f < 0$  et  $H(f) = 1$  si  $f = 0$ .

### 2.3.2.2 Comportement cyclique

Nous ne cherchons ici en aucun cas à identifier les paramètres du modèle mais seulement à démontrer sa capacité à reproduire les comportements observés en auto-échauffement. Le but de cette partie est d'illustrer la réponse du modèle à une sollicitation cyclique en traction-compression, pour un rapport de charge de -1. De ce fait, les différents tenseurs s'écrivent

$$\boldsymbol{\Sigma} = \begin{bmatrix} \Sigma & 0 & 0 \\ & 0 & 0 \\ sym & & 0 \end{bmatrix}_{(\bar{x}, \bar{y}, \bar{z})} \quad (2.21)$$

$$\boldsymbol{S} = \begin{bmatrix} \frac{2}{3}\Sigma & 0 & 0 \\ & -\frac{1}{3}\Sigma & 0 \\ sym & & -\frac{1}{3}\Sigma \end{bmatrix}_{(\bar{x}, \bar{y}, \bar{z})} \quad (2.22)$$

$$\boldsymbol{E}^p = \begin{bmatrix} E^p & 0 & 0 \\ & -\frac{1}{2}E^p & 0 \\ sym & & -\frac{1}{2}E^p \end{bmatrix}_{(\bar{x}, \bar{y}, \bar{z})} \quad (2.23)$$

$$\boldsymbol{X}_1 = \begin{bmatrix} \frac{2}{3}X_1 & 0 & 0 \\ & -\frac{1}{3}X_1 & 0 \\ sym & & -\frac{1}{3}X_1 \end{bmatrix}_{(\bar{x}, \bar{y}, \bar{z})} . \quad (2.24)$$

Avec ces notations, le domaine d'élasticité s'écrit

$$f(\Sigma, X_1) = |\Sigma - X_1| - \Sigma_y^\mu \leq 0. \quad (2.25)$$

Les niveaux de sollicitation étudiés sont inférieurs à la limite d'élasticité macroscopique conventionnelle. La plasticité au sein de la matrice doit rester très faible, avec une ouverture très faible des boucles d'hystérésis. La figure 2.44 montre l'influence du paramètre  $C_1$  sur l'allure des boucles  $(\Sigma, E)$ , tous les autres paramètres étant fixés ( $n = 1$ ,  $\gamma_1 = 1000$ ,  $\Sigma_y^\mu = 50$  MPa). Nous pouvons observer qu'un module tangent de 210 GPa peut être obtenu pour une valeur de  $C_1$  très élevée au contraire d'une faible valeur de  $C_1$  qui tend à ouvrir la boucle<sup>7</sup>.

La valeur du paramètre  $C_1$  est maintenant fixée à 40 000 GPa. Les autres paramètres  $n$ ,  $\gamma_1$  et  $\Sigma_y^\mu$  vont être déterminés à partir du calcul de la dissipation cyclique.

### 2.3.2.3 Calcul de la dissipation sous chargement cyclique

La dissipation intrinsèque  $\mathfrak{D}_i$  s'écrit en fonction des différentes variables d'état et de leurs forces thermodynamiques associées par

$$\mathfrak{D}_i = \boldsymbol{\Sigma} : \dot{\boldsymbol{E}}^p - \boldsymbol{A}_i : \dot{\boldsymbol{V}}_i. \quad (2.26)$$

7. Les autres paramètres du modèle n'influencent pas la valeur du module tangent.

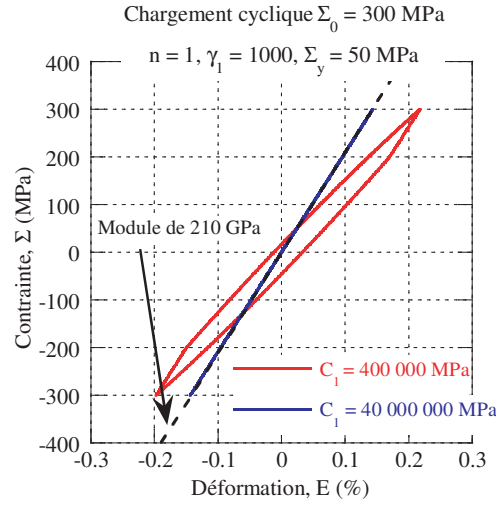


Figure 2.44: Influence de la valeur du paramètre  $C_1$  sur le module tangent.

Il vient dans notre cas

$$\mathfrak{D}_i = \boldsymbol{\Sigma} : \dot{\mathbf{E}}^p - \mathbf{X}_1 : \dot{\boldsymbol{\alpha}}_1. \quad (2.27)$$

En utilisant les équations C.3 et 2.15, la dissipation intrinsèque s'écrit

$$\mathfrak{D}_i = (\boldsymbol{\Sigma} - \mathbf{X}_1) : \dot{\mathbf{E}}^p + \frac{3}{2} \frac{\gamma_1}{C_1} n \dot{p} (\mathbf{X}_1 : \mathbf{X}_1)^n. \quad (2.28)$$

Dans le cas d'une sollicitation cyclique en traction-compression, la dissipation intrinsèque est donnée par

$$\mathfrak{D}_i = \Sigma_y^\mu \frac{H(f)}{h_1} |\dot{\Sigma}| + \frac{\gamma_1}{C_1} n \left(\frac{2}{3}\right)^n (\Sigma - \Sigma_y^\mu)^{2n} \frac{H(f)}{h_1} |\dot{\Sigma}|. \quad (2.29)$$

L'énergie  $E_d^{mat}$  dissipée par la matrice sur un cycle de chargement en traction-compression est déduite de l'intégration de la dissipation intrinsèque sur un cycle

$$E_d^{mat} = \int_{cycle} \mathfrak{D}_i dt. \quad (2.30)$$

Expérimentalement, nous avons pu observer une dissipation dès qu'une amplitude de contrainte de 50 MPa est appliquée. La dissipation cyclique calculée par le modèle étant nulle tant que la limite d'élasticité  $\Sigma_y^\mu$  n'est pas franchie, la valeur de  $\Sigma_y^\mu$  est donc inférieure à 50 MPa. Nous ne pouvons en revanche pas identifier précisément sa valeur. Nous choisissons par la suite  $\Sigma_y^\mu = 40$  MPa qui est une valeur cohérente.

Avec une approche 0D, la température moyenne stabilisée est donnée par

$$\bar{\theta}^{0D} = \frac{f_r \tau_{eq}^{0D}}{\rho c} E_d^{mat}. \quad (2.31)$$

Expérimentalement, le régime primaire est toujours d'ordre 2 par rapport à l'amplitude du chargement (figure 2.45). Suivant les valeurs des paramètres  $n$  et  $\gamma_1$  du modèle, nous cherchons ainsi à obtenir une température moyenne stabilisée sous la forme

$$\bar{\theta}^{0D} = K \left( \frac{\Sigma_0}{\Sigma_{0max}} \right)^p, \quad (2.32)$$

avec  $K$  le paramètre correspondant à la température moyenne stabilisée atteinte pour l'amplitude maximale des contraintes, et la puissance  $p$  qui doit être égale à 2. De plus, il est indispensable de vérifier que l'ordre de grandeur de la température obtenue expérimentalement dans le régime primaire soit atteinte (quelques degrés).

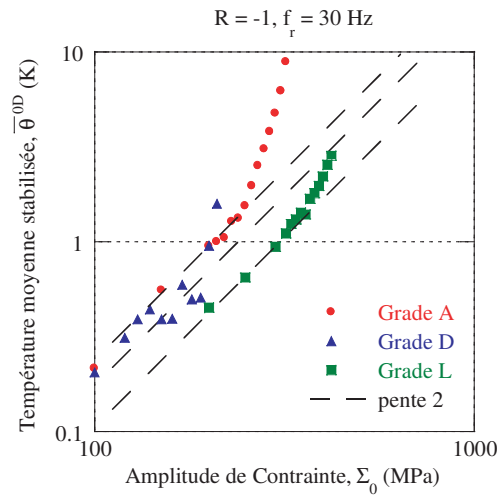


Figure 2.45: Courbes d'auto-échauffement expérimentales mettant en évidence un régime primaire d'ordre 2 suivant l'amplitude du chargement cyclique.

Les valeurs appliquées pour ces calculs sont données dans le tableau 2.3, l'énergie dissipée par cycle est calculée pour toute valeur d'amplitude du chargement comprise entre 0 et  $\Sigma_{0max}$ . Sur la figure 2.46 est représentée la température maximale calculée par le modèle (pour une amplitude de chargement de 300 MPa) en fonction des valeurs des paramètres  $n$  et  $\gamma_1$ , où  $n$  varie de 0.5 à 1 et  $\gamma_1$  varie de 100 000 à 60 000 000. Nous pouvons observer que pour de fortes valeurs de  $n$ , la température maximale atteinte est très faible. A l'inverse, lorsque  $n$  est proche de 0.5, des élévations de températures supérieures à 10K peuvent être atteintes. Une valeur de  $n$  de 1 ne permet donc pas au modèle de reproduire l'ordre de grandeur de la température observé expérimentalement.

La figure 2.47 représente maintenant la valeur de la puissance  $p$  atteinte suivant les valeurs de  $n$  et de  $\gamma_1$ . Les résultats mettent en évidence que plusieurs couples de paramètres permettent d'obtenir une puissance  $p$  proche ou égale à 2. Ainsi, de manière à respecter les résultats expérimentaux obtenus, nous choisissons d'imposer

Tableau 2.3: Valeurs des paramètres du modèle utilisés pour le calcul de la dissipation.

$\Sigma_{0\max}(MPa)$	$\Sigma_y^\mu(MPa)$	$C_1(MPa)$	$f_r(Hz)$	$\tau_{eq}^{0D}(s)$
300	40	40 000 000	30	40

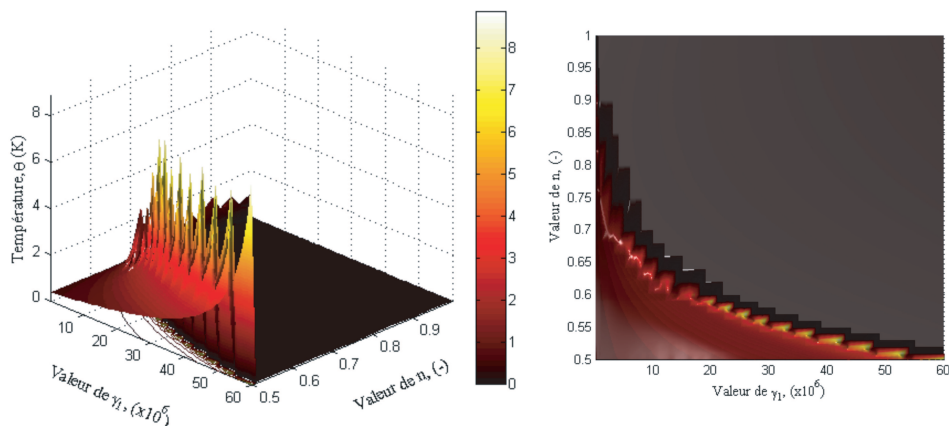


Figure 2.46: Évolution de la température  $\bar{\theta}^{0D}$  en fonction des valeurs de  $n$  et de  $\gamma_1$  du modèle.

$n$  proche de 0.5 et  $\gamma_1$  de l'ordre de grandeur de  $C_1$ .

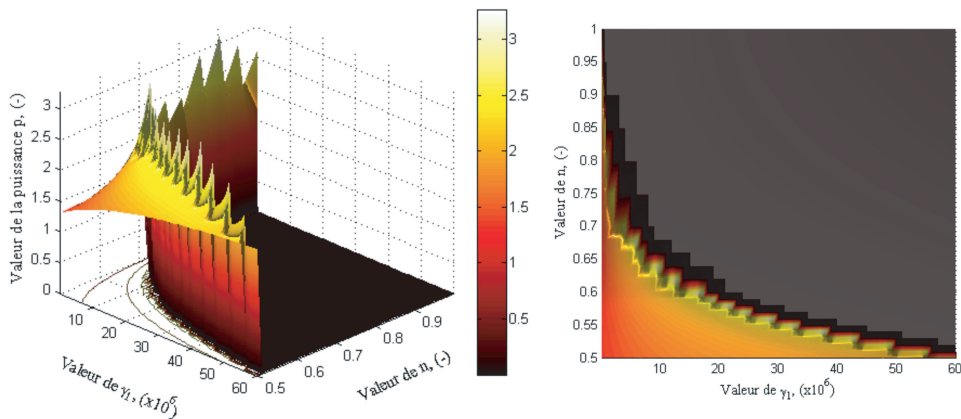


Figure 2.47: Évolution de la puissance  $p$  de la dissipation en fonction de l'amplitude du chargement suivant les valeurs de  $n$  et de  $\gamma_1$  du modèle.

Pour illustrer ces résultats sur un exemple précis, les calculs réalisés ensuite utilisent les valeurs des paramètres données dans le tableau 2.4. L'allure de la courbe cyclique est donnée sur la figure 2.48 et montre un comportement (pour une am-

plitude de chargement de 300 MPa) où la boucle d'hystérésis est très légèrement ouverte. La figure 2.49 montre que la température moyenne stabilisée obtenue par le modèle, avec ce jeu de paramètres, peut être approximée par une puissance d'ordre 2 par rapport à l'amplitude du chargement, comme souhaité initialement.

Tableau 2.4: Valeurs de l'ensemble des paramètres du modèle utilisés pour le calcul de la dissipation.

$\Sigma_{0\max}(MPa)$	$\Sigma_y^\mu(MPa)$	$C_1(MPa)$	$n(-)$	$\gamma_1(-)$	$f_r(Hz)$	$\tau_{eq}^{0D}(s)$
300	40	$40 \times 10^6$	0.51	$35 \times 10^6$	30	40

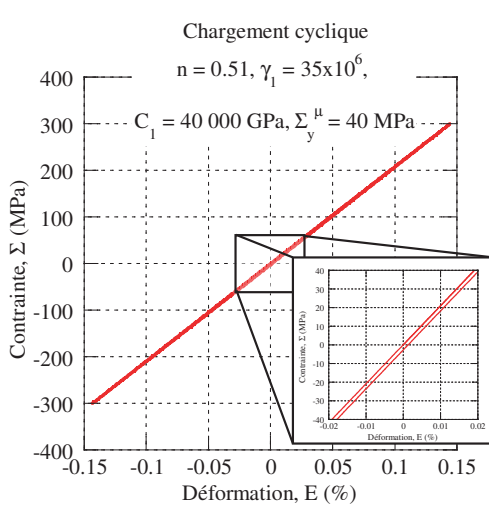


Figure 2.48: Cycle de chargement en traction compression avec les paramètres du modèle.

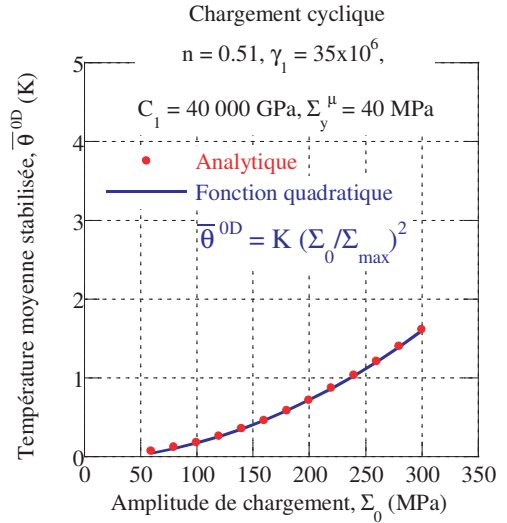


Figure 2.49: Allure de la courbe de température moyenne stabilisée en fonction de l'amplitude du chargement.

Finalement, obtenir une loi puissance d'ordre 2 en fonction de l'amplitude du chargement pour la dissipation est réalisable par le modèle et les niveaux de température atteints sont de l'ordre de grandeur de ceux obtenus expérimentalement. De plus, suivant la valeur de  $\gamma_1$ , une large gamme de températures peut être décrite dans le régime primaire. Le comportement de la matrice étant défini, nous pouvons nous intéresser au comportement d'une inclusion noyée dans cette matrice.

### 2.3.3 Comportement d'une inclusion

Dans cette partie, la modélisation est enrichie, le VER étant maintenant constitué d'une inclusion, dont le comportement reste à définir, noyée dans la matrice élasto-plastique présentée précédemment (figure 2.50). Dans un premier temps, nous

précisons le cadre de la modélisation. Puis la loi de localisation qui permet de définir la contrainte microscopique en fonction du chargement macroscopique qui l'entoure, est définie. Ensuite, nous nous intéressons au comportement élasto-plastique de l'inclusion et enfin calculons la dissipation associée à ce modèle.

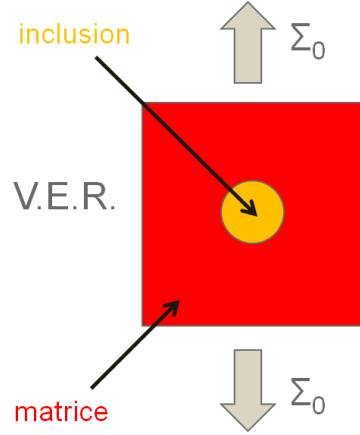


Figure 2.50: VER du modèle à deux échelles avec une inclusion noyée dans la matrice précédemment définie.

### 2.3.3.1 Principe de la modélisation

Initialement, l'inclusion se comporte comme la matrice. Un mécanisme d'écroutissage supplémentaire est introduit et donne naissance à un nouveau comportement de l'inclusion dès qu'il apparaît. Ainsi, les variables d'état considérées pour l'inclusion sont

- le tenseur des déformations totales,  $\boldsymbol{\epsilon}$  ;
- le tenseur des déformations plastiques,  $\boldsymbol{\epsilon}^p$  ;
- la variable  $\boldsymbol{\alpha}_1^\mu$  découlant de l'écroutissage de la matrice ;
- la variable  $\boldsymbol{\alpha}_2^\mu$  liée à l'écroutissage cinématique supplémentaire de l'inclusion.

Avec ces variables, l'énergie libre de l'inclusion est donnée par

$$\begin{aligned} \rho\Psi_{inc}(\boldsymbol{\epsilon}, \boldsymbol{\epsilon}^p, \boldsymbol{\alpha}_1^\mu, \boldsymbol{\alpha}_2^\mu) &= \frac{1}{2}(\boldsymbol{\epsilon} - \boldsymbol{\epsilon}^p) : \underline{\underline{\mathbf{E}}} : (\boldsymbol{\epsilon} - \boldsymbol{\epsilon}^p) - \alpha\theta\mathbf{I} : \underline{\underline{\mathbf{E}}} : \mathbf{E} - \frac{c\theta^2}{2T_0} \\ &+ \frac{1}{2}B_1(\boldsymbol{\alpha}_1^\mu : \boldsymbol{\alpha}_1^\mu) + \frac{1}{2}B_2(\boldsymbol{\alpha}_2^\mu : \boldsymbol{\alpha}_2^\mu), \end{aligned} \quad (2.33)$$

Les forces thermodynamiques sont déduites de la forme du potentiel de l'inclusion et sont données par

$$\boldsymbol{\sigma} = \rho \frac{\partial \Psi_{inc}}{\partial \boldsymbol{\epsilon}} = \underline{\underline{\mathbf{E}}} : (\boldsymbol{\epsilon} - \boldsymbol{\epsilon}^p) \quad (2.34)$$

$$-\boldsymbol{\sigma} = \rho \frac{\partial \Psi_{inc}}{\partial \boldsymbol{\epsilon}^p} = -\underline{\underline{\mathbf{E}}} : (\boldsymbol{\epsilon} - \boldsymbol{\epsilon}^p) \quad (2.35)$$

$$\mathbf{X}_1^\mu = \rho \frac{\partial \Psi_{inc}}{\partial \boldsymbol{\alpha}_1^\mu} = B_1 \boldsymbol{\alpha}_1^\mu \quad (2.36)$$

$$\mathbf{X}_2^\mu = \rho \frac{\partial \Psi_{inc}}{\partial \boldsymbol{\alpha}_2^\mu} = B_2 \boldsymbol{\alpha}_2^\mu, \quad (2.37)$$

avec  $\boldsymbol{\sigma}$  le tenseur des contraintes dans l'inclusion,  $\mathbf{X}_1^\mu$  la force thermodynamique découlant de l'érouissage de la matrice et  $\mathbf{X}_2^\mu$  la force thermodynamique associée à la variable  $\boldsymbol{\alpha}_2^\mu$ .

Le cadre général pour définir le comportement élasto-plastique de l'inclusion est posé. Une loi de localisation doit maintenant être définie de manière à relier le comportement de l'inclusion au comportement macroscopique du VER. Ensuite, les lois d'évolution des érouissages sont mises en place.

### 2.3.3.2 Loi de localisation

Nous considérons tout d'abord que la matrice est infiniment grande par rapport à l'inclusion, de manière à pouvoir se placer dans le contexte défini par [Eshelby, 1957]. La déformation au sein de l'inclusion est considérée comme homogène et peut être reliée, grâce au tenseur d'Eshelby  $\underline{\underline{\mathbf{S}}}_{esh}$  et à la déformation totale du milieu  $\boldsymbol{\epsilon}$  par

$$\boldsymbol{\epsilon} = \mathbf{E} + \underline{\underline{\mathbf{S}}}_{esh} : (\boldsymbol{\epsilon}^p - \mathbf{E}^p). \quad (2.38)$$

Ici, le fait que la matrice possède un comportement élasto-plastique, même à de faibles niveaux, doit être pris en compte. Ainsi, la contrainte dans l'inclusion s'écrit

$$\boldsymbol{\sigma} = \underline{\underline{\mathbf{E}}} : \boldsymbol{\epsilon}^e - \underline{\underline{\mathbf{E}}} : \alpha \theta \mathbf{I} = \boldsymbol{\Sigma} + \underline{\underline{\mathbf{E}}} : (\underline{\underline{\mathbf{S}}} - \underline{\underline{\mathbf{I}}}) : (\boldsymbol{\epsilon}^p - \mathbf{E}^p), \quad (2.39)$$

avec  $\underline{\underline{\mathbf{I}}}$  le tenseur unité d'ordre 4 et  $\boldsymbol{\Sigma} = \underline{\underline{\mathbf{E}}} : \mathbf{E} - \underline{\underline{\mathbf{E}}} : \alpha \theta \mathbf{I}$  la contrainte macroscopique appliquée à la matrice.

Le tenseur  $\underline{\underline{\mathbf{S}}}_{esh}$  d'Eshelby ne dépend que de la forme de l'inclusion et du tenseur élastique. Nous nous sommes placés ici dans le cadre d'une inclusion sphérique noyée dans une matrice infinie, ce qui permet d'écrire la loi de localisation utilisée par la suite et donnée par

$$\boldsymbol{\sigma} = \boldsymbol{\Sigma} - 2\mu(1 - \beta)(\boldsymbol{\epsilon}^p - \mathbf{E}^p), \quad (2.40)$$

avec le paramètre  $\beta = \frac{2(4-5\nu)}{15(1-\nu)}$ ,  $\mu$  et  $\nu$  étant respectivement le module de cisaillement et le coefficient de Poisson du matériau, qui se déduit de l'analyse d'Eshelby [Berveiller et Zaoui, 1979][Kröner, 1984].



Dans la suite, nous assumons le fait que les déformations et les contraintes dans la matrice sont égales à celles du chargement extérieur soit

$$\boldsymbol{\epsilon}_m = \boldsymbol{E}, \quad (2.41)$$

et

$$\boldsymbol{\sigma}_m = \boldsymbol{\Sigma}, \quad (2.42)$$

conduisant ainsi au fait que les déformations et les contraintes dans la matrice sont considérées comme homogènes [Bornert *et al.*, 2001].

### 2.3.3.3 Lois d'évolution

Le domaine d'élasticité de l'inclusion est défini par la fonction  $f_{inc}$ , écrite à partir de la contrainte équivalente de von Mises et donnée par

$$f_{inc}(\boldsymbol{\sigma}, \mathbf{X}_1^\mu, \mathbf{X}_2^\mu) = J_2(\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}_1^\mu - \mathbf{X}_2^\mu) - \Sigma_y^\mu \leq 0. \quad (2.43)$$

L'hypothèse de normalité est donnée par

$$\dot{\boldsymbol{\epsilon}}^p = \dot{\lambda}^\mu \frac{\boldsymbol{S} - \mathbf{X}_1^\mu - \mathbf{X}_2^\mu}{J_2(\boldsymbol{S} - \mathbf{X}_1^\mu - \mathbf{X}_2^\mu)}, \quad (2.44)$$

et les lois d'évolutions des deux écrouissages, que nous postulons<sup>8</sup>, par

$$\dot{\boldsymbol{\alpha}}_1^\mu = \left(1 - H(g)\right) \left[ \dot{\boldsymbol{\epsilon}}^p - \frac{3}{2} \frac{\gamma_1}{C_1} n \dot{p}^\mu (\mathbf{X}_1^\mu : \mathbf{X}_1^\mu)^{n-1} \mathbf{X}_1^\mu \right], \quad (2.45)$$

$$\dot{\boldsymbol{\alpha}}_2^\mu = H'(g) \dot{\boldsymbol{\epsilon}}^p, \quad (2.46)$$

avec  $\dot{\lambda}^\mu$  le multiplicateur plastique microscopique,  $\dot{p}^\mu$  la déformation plastique cumulée à l'échelle de l'inclusion,  $H(g)$  la fonction de Heavyside sur la fonction  $g$  telle que  $H(g) = 0$  si  $g < 0$  et  $H(g) = 1$  sinon, avec la fonction  $g$  définie par

$$g(\boldsymbol{\sigma}, \mathbf{X}_2^\mu) = J_2(\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}_2^\mu) - \sigma_{seuil}^\mu \leq 0, \quad (2.47)$$

avec  $\sigma_{seuil}^\mu$  un seuil liée à la contrainte. L'utilisation de ce type de fonction garantit d'avoir une taille de domaine, associée au second écrouissage, qui ne varie pas. Son objectif est d'activer le deuxième écrouissage cinématique de l'inclusion à partir du moment où cette valeur seuil d'écrouissage (due à l'écrouissage de la matrice) est atteinte. Finalement  $H'(g)$  est une fonction définie telle que :

- si la valeur seuil  $\sigma_{seuil}^\mu$  a été franchit au moins une fois,  $H'(g) = 1$  ;

---

8. De par l'évolution de la microplasticité que nous souhaitons obtenir, il est délicat de définir un pseudo-potentiel de dissipation qui permette d'obtenir ces résultats. Aussi postulons nous les lois d'évolution. Nous nous assurerons dans la suite que l'inégalité de Clausius-Duheim est bien respectée.

- si la valeur seuil  $\sigma_{seuil}^\mu$  n'a jamais été dépassé,  $H'(g) = 0$ .

Initialement, il n'y a au sein de l'inclusion que l'écroutissage primaire provenant de l'écroutissage de la matrice. A partir d'un certain niveau, une fois la valeur  $\sigma_{seuil}^\mu$  franchie, l'écroutissage cinématique secondaire de l'inclusion se met en place.

En prenant les mêmes valeurs pour les paramètres du modèle que ceux utilisés pour la matrice (tableau 2.3), et en y ajoutant un module  $C_2$  de 80 GPa (avec  $C_2 = \frac{2}{3}B_2$  et un seuil en écroutissage cinématique  $\sigma_{seuil}^\mu$  de 200 MPa, nous pouvons simuler sur un cycle de chargement en traction-compression le comportement de l'inclusion. Deux cas sont étudiés : le premier pour une amplitude de chargement inférieure au seuil et le second où l'amplitude du chargement y est supérieure. Dans le premier cas, le second écroutissage ne se met pas en place et le comportement de l'inclusion est similaire à celui de la matrice (figure 2.51). Pour un cycle de chargement à une amplitude de 300 MPa, le seuil d'activation est franchit et le second écroutissage s'active (figure 2.52).

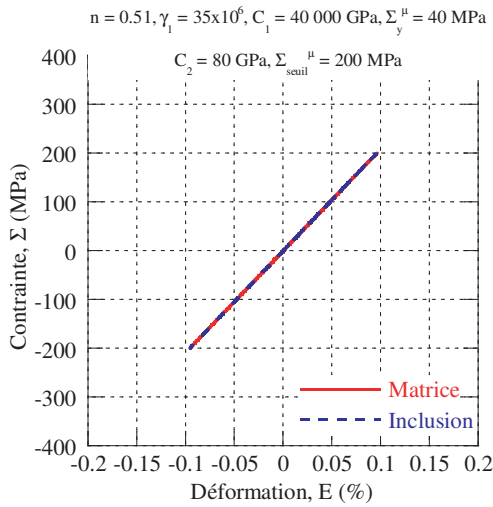


Figure 2.51: Comportement de l'inclusion sur un cycle de chargement en traction compression d'amplitude 200 MPa avec les paramètres du modèle.

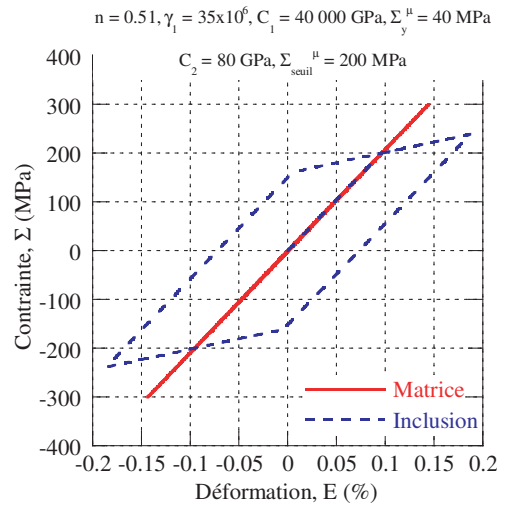


Figure 2.52: Comportement de l'inclusion sur un cycle de chargement en traction compression d'amplitude 300 MPa avec les paramètres du modèle.

Le comportement de l'inclusion étant défini, la dissipation due à l'écroutissage de l'inclusion peut être calculée dans le cas d'un chargement cyclique de traction compression. Il sera alors possible de s'intéresser à la dissipation de l'ensemble du VER.

### 2.3.3.4 Calcul de la dissipation sous chargement cyclique

#### Dissipation générée par l'inclusion

La dissipation générée par l'écroissage de l'inclusion, notée  $\Delta_{inc}$ , est donnée par

$$\Delta_{inc} = \boldsymbol{\sigma} : \dot{\boldsymbol{\epsilon}}^p - \mathbf{X}_1^\mu : \dot{\boldsymbol{\alpha}}_1^\mu - \mathbf{X}_2^\mu : \dot{\boldsymbol{\alpha}}_2^\mu, \quad (2.48)$$

soit, en utilisant les lois d'évolution (dans le cas où le seuil n'est jamais dépassé,  $\mathbf{X}_2^\mu$  est nul)

$$\Delta_{inc} = \Delta_{inc}^1 + \Delta_{inc}^2, \quad (2.49)$$

avec

$$\Delta_{inc}^1 = \left(1 - H(g)\right) \left[ (\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}_1^\mu - \mathbf{X}_2^\mu) : \dot{\boldsymbol{\epsilon}}^p + \frac{3}{2} \frac{\gamma_1}{C_1} n \dot{p}^\mu (\mathbf{X}_1^\mu : \mathbf{X}_1^\mu)^n \right], \quad (2.50)$$

$$\Delta_{inc}^2 = H(g) (\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}_2^\mu) : \dot{\boldsymbol{\epsilon}}^p. \quad (2.51)$$

Nous obtenons ainsi deux contributions pour la dissipation de l'inclusion, la première lorsque seul le premier écroissage pilote le comportement de l'inclusion, la seconde lorsque l'écroissage secondaire de l'inclusion s'active (la première contribution devenant ainsi nulle).

Nous devons maintenant nous assurer que l'inégalité de Clausius-Duheim est bien vérifiée. Pour cela, il suffit de montrer que la dissipation intrinsèque est toujours positive ou nulle lors d'un chargement cyclique. Ainsi,

- dans le domaine d'élasticité, nous avons  $\Delta_{inc} = 0$
- dans le cas où le premier terme est non nul (*i.e.*, la fonction  $H(g)$  est nulle), nous avons

$$\Delta_{inc}^1 = (\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}_1^\mu - \mathbf{X}_2^\mu) : \dot{\boldsymbol{\epsilon}}^p + \frac{3}{2} \frac{\gamma_1}{C_1} n \dot{p}^\mu (\mathbf{X}_1^\mu : \mathbf{X}_1^\mu)^n, \quad (2.52)$$

avec le second terme de cette équation qui est toujours positif. En utilisant maintenant l'hypothèse de normalité, nous obtenons

$$(\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}_1^\mu - \mathbf{X}_2^\mu) : \dot{\boldsymbol{\epsilon}}^p = (\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}_1^\mu - \mathbf{X}_2^\mu) : \dot{\lambda}^\mu \frac{\mathbf{S} - \mathbf{X}_1^\mu - \mathbf{X}_2^\mu}{J_2(\mathbf{S} - \mathbf{X}_1^\mu - \mathbf{X}_2^\mu)} \geq 0 \quad (2.53)$$

Dans ce cas, la dissipation est donc toujours positive ou nulle.

- dans le cas où le second terme est non nul (*i.e.*, la fonction  $H'(g)$  vaut 1, l'écroissage secondaire de l'inclusion s'est activé au moins une fois), nous avons

$$\Delta_{inc}^2 = (\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}_2^\mu) : \dot{\boldsymbol{\epsilon}}^p = (\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}_2^\mu) : \dot{\lambda}^\mu \frac{\mathbf{S} - \mathbf{X}_1^\mu - \mathbf{X}_2^\mu}{J_2(\mathbf{S} - \mathbf{X}_1^\mu - \mathbf{X}_2^\mu)}. \quad (2.54)$$

Or, pour tout trajet de chargement proportionnel<sup>9</sup>, les tenseurs  $\mathbf{X}_1^\mu$ ,  $\mathbf{X}_2^\mu$ ,  $\mathbf{S}$  et  $\boldsymbol{\epsilon}^p$  sont colinéaires. Nous pouvons ainsi nous ramener à un cas de chargement 1D. Comme le seuil d'activation de l'écroutissage secondaire est supérieur à la limite d'élasticité de la matrice, soit  $\sigma_{seuil}^\mu \geq \Sigma_y^\mu$ , nous avons

$$\Delta_{inc}^2 = \frac{\sigma_{seuil}^\mu \Sigma_y^\mu}{\Sigma_y^\mu} \dot{\lambda}^\mu = \sigma_{seuil}^\mu \dot{\lambda}^\mu \geq 0. \quad (2.55)$$

Dans tous les cas de trajets de chargements proportionnels, la dissipation intrinsèque est positive ou nulle, ce qui permet de vérifier l'inégalité de Clausius-Duheim.

L'énergie dissipée par l'inclusion sur un cycle de chargement en traction-compression est donnée par

$$E_d^{inc} = \int \Delta_{inc} dt \approx \int H(g) (\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}_2^\mu) : \dot{\boldsymbol{\epsilon}}^p dt, \quad (2.56)$$

$$(2.57)$$

car le premier terme de l'équation 2.49 est négligeable (il suffit pour cela d'observer les figures 2.51 et 2.52 pour montrer que pour l'inclusion, l'énergie dissipée par cycle associée à l'écroutissage secondaire est bien plus élevée que celle associée au premier écroutissage). Finalement, l'énergie dissipée par cycle par l'inclusion peut être mise sous la forme (le calcul du multiplicateur plastique est donné dans l'annexe C)

$$E_d^{inc} \approx \frac{4\sigma_{seuil}^\mu}{h^\mu} \langle \Sigma_0 - \sigma_{seuil}^\mu \rangle. \quad (2.58)$$

### Dissipation générée par le VER

La dissipation totale engendrée par le VER est donnée par la somme des dissipations de la matrice et de l'inclusion, affectées de leur poids respectifs. La matrice étant infiniment grande devant l'inclusion, nous pouvons écrire

$$\mathfrak{d} = \mathfrak{D} + f_v \Delta_{inc}, \quad (2.59)$$

avec  $f_v$  la fraction volumique de l'inclusion. En intégrant sur un cycle de chargement en traction-compression, l'énergie dissipée sur un cycle peut être calculée par

$$E_d^{totale} = E_d^{mat} + f_v E_d^{inc}. \quad (2.60)$$

En utilisant les résultats obtenus précédemment sur l'énergie dissipée par la matrice seule et l'énergie dissipée par l'inclusion, l'énergie totale est finalement donnée par

$$E_d^{totale} = K (\Sigma_0)^2 + \frac{4\sigma_{seuil}^\mu}{h^\mu} \langle \Sigma_0 - \sigma_{seuil}^\mu \rangle. \quad (2.61)$$

---

9. Dans le cadre des essais d'auto-échauffement de ce manuscrit, nous sommes toujours placé dans des conditions de chargement proportionnel.

En utilisant une approche 0D, la température moyenne obtenue par le modèle peut être calculée pour différentes valeurs de la fraction volumique d'inclusion  $f_v$ . Pour cela, les différents paramètres du modèle prennent les mêmes valeurs que celles utilisées précédemment, pour le calcul de l'énergie dissipée par la matrice seule. Les seules nouvelles valeurs à définir sont les paramètres  $C_2$  et le seuil d'activation de l'érouissage secondaire de l'inclusion  $\sigma_{seuil}^\mu$ , qui sont donnés dans le tableau 2.5 afin d'illustrer les résultats sur un exemple. Finalement, les calculs sont réalisés pour deux valeurs de fraction volumique d'inclusion, soit  $f_v = 0.1$  et  $f_v = 0.05$  (figure 2.53). Dans les deux cas, la dissipation est d'ordre 2 suivant l'amplitude du chargement tant que l'érouissage secondaire de l'inclusion n'est pas activé. Ensuite, à partir du moment où cet érouissage s'active, l'élévation de température moyenne est linéaire. Faire varier la fraction volumique d'inclusion permet de modifier le niveau final de température, pour un chargement donné supérieur à la contrainte seuil  $\sigma_{seuil}^\mu$ .

Tableau 2.5: Valeurs des paramètres définissant l'érouissage secondaire de l'inclusion.

$C_2$ (MPa)	$\sigma_{seuil}^\mu$ (MPa)
80 000	200

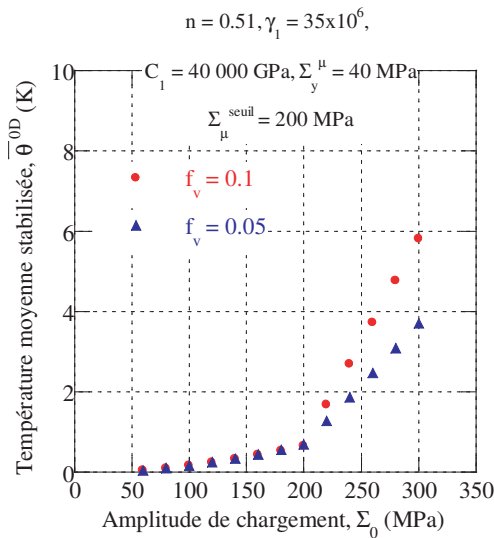


Figure 2.53: Température obtenue par le modèle avec une fraction volumique d'inclusion de 0.1 et de 0.05.

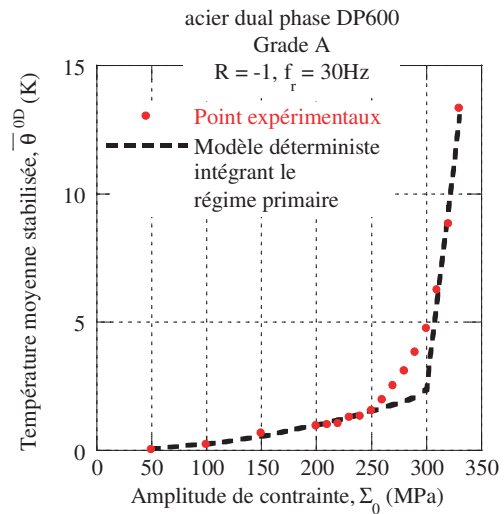


Figure 2.54: Comparatif entre la courbe d'auto-échauffement du grade A et le modèle déterministe intégrant la description du régime primaire.

En résumé, le VER est constitué d'une matrice et d'une inclusion de telle sorte qu'il permet d'obtenir une énergie dissipée d'ordre 2 pour les faibles amplitudes de chargement cyclique, et une partie linéaire à partir du moment où l'érouissage

secondaire de l'inclusion se met en place. Deux régimes d'auto-échauffement sont obtenus. Néanmoins, la description des courbes d'auto-échauffement réelles (figure 2.54) reste sommaire dans le régime secondaire d'auto-échauffement. Afin de décrire l'intégralité d'une courbe d'auto-échauffement, une augmentation progressive de l'énergie dissipée doit se mettre en place. Pour cela, une population d'inclusions est considérée selon une approche probabiliste que nous détaillons dans la section suivante.

### 2.3.4 Activation de l'ensemble des inclusions

Le VER que nous considérons dans la suite de cette étude est constitué d'une population d'inclusions noyée dans la matrice ayant un comportement élasto-plastique. Nous supposons que l'activation des sites de microplasticité suit un processus aléatoire, qui va être décrit par le fait que chacun des sites possède un seuil d'activation aléatoire (comme dans le cas du modèle à deux échelles déterministe avec deux mécanismes d'écrouissage, la valeur de  $\sigma_{seuil}^\mu$  joue le rôle de seuil d'activation). De ce fait nous considérons que ces sites suivent un processus ponctuel de Poisson (PPP) [Gulino et Phoenix, 1991][Jeulin, 1991][Denoual, 1998][Doudard *et al.*, 2005]. Ainsi, le nombre moyen de sites actifs  $N(\Omega)$  dans un domaine de volume  $V$  est défini par

$$N(\Omega) = \lambda \times V, \quad (2.62)$$

où  $\lambda$  caractérise la densité moyenne de sites actifs dans le domaine, que nous supposons dépendante sous forme de loi puissance à l'amplitude du chargement, ce qui est exprimé par

$$\lambda = \frac{1}{V_0} \left( \frac{\Sigma_0}{S_0} \right)^m, \quad (2.63)$$

avec  $m$  et  $V_0 S_0^m$  deux paramètres matériaux, respectivement le module de Weibull,  $V_0$  le volume des sites et  $S_0$  le paramètre d'échelle de Weibull. Ce choix constitue une hypothèse forte du modèle mais il a, d'une part, déjà été proposé dans la littérature [Doudard *et al.*, 2005]. D'autre part, cette augmentation progressive de la microplasticité en fonction de l'amplitude du chargement a déjà pu être observée expérimentalement. [Cugy et Galtier, 2002] montrent l'apparition progressive de Bandes de Glissement Persistantes en surface d'un acier sollicité en fatigue et une dépendance de l'aire occupée par les BGPs à l'amplitude du chargement. Ainsi, plus l'amplitude des contraintes est importante, plus le nombre de sites actifs croit. Ce point sera abordé de manière plus approfondie dans le chapitre suivant.

La dissipation intrinsèque liée à l'activation d'une inclusion avec un seuil d'activation donné  $\sigma_{seuil}^\mu$  est définie par

$$E_d^{inc}(\sigma_{seuil}^\mu) \approx \frac{4f_v \sigma_{seuil}^\mu}{h^\mu} \langle \Sigma_0 - \sigma_{seuil}^\mu \rangle. \quad (2.64)$$

Pour calculer la dissipation cyclique totale associée à cette population d'inclusions, toutes les contributions des sites d'activation aléatoire doivent être considérées.

Cette dissipation totale sur un domaine de volume  $V$  est donnée par<sup>10</sup>

$$E_d^{totale} = K\Sigma_0^2 + \int_0^{\Sigma_0} E_d^{inc}(\Sigma) dN_a d\Sigma, \quad (2.65)$$

avec  $dN_a$  le nombre de sites qui vont s'activer entre une contrainte  $\Sigma$  et  $\Sigma + d\Sigma$ . Ce nombre de sites, dont les seuils d'activation sont compris entre  $\Sigma$  et  $\Sigma + d\Sigma$  est défini par

$$dN_a = V \left( \lambda(\Sigma + d\Sigma) - \lambda(\Sigma) \right) = V \frac{d\lambda}{d\Sigma} d\Sigma, \quad (2.66)$$

ce qui permet d'exprimer la dissipation totale du VER constitué de la matrice élastoplastique et de la population d'inclusions par

$$E_d^{totale} = K\Sigma_0^2 + \int_0^{\Sigma_0} E_d^{inc}(\Sigma) V \frac{d\lambda}{d\Sigma} d\Sigma. \quad (2.67)$$

En intégrant sur l'ensemble de la population, l'énergie dissipée totale s'exprime finalement par

$$E_d^{totale} = K\Sigma_0^2 + \frac{4f_v}{h^\mu} \frac{V}{V_0 S_0^m} \frac{\Sigma_0^{m+2}}{(m+1)(m+2)}. \quad (2.68)$$

Le premier terme de cette équation rend compte de la dissipation de la matrice, ce qui permet de gérer le régime primaire tandis que le second rend compte du régime secondaire. L'énergie cyclique dissipée étant maintenant connue, l'équation de la chaleur 0D peut être résolue de manière à décrire complètement les courbes d'auto-échauffement.

## 2.4 Description des résultats d'auto-échauffement

A partir du modèle à deux échelles, l'objectif est maintenant de décrire les courbes d'auto-échauffement. Dans un premier temps, l'approche adoptée est précisée avant d'introduire les paramètres du modèle que nous cherchons à identifier sur les courbes d'auto-échauffement. Ensuite, l'influence de chacun des paramètres sur les courbes d'auto-échauffement est étudiée, illustrée et discutée. Enfin, les résultats de l'identification sont abordés.

### 2.4.1 Approche adoptée

Nous adoptons une approche 0D pour résoudre l'équation de la chaleur. De ce fait, en considérant un terme source constant en moyenne sur un cycle, l'équation de la chaleur 0D est donnée, compte tenu de l'équation 2.68 par

$$\dot{\theta}^{0D} + \frac{\theta^{0D}}{\tau_{eq}^{0D}} = S_t^{0D} = \frac{f_r}{\rho c} E_d^{totale} = \alpha' \left( \frac{\Sigma_0}{\Sigma_{max}} \right)^2 + \delta' \left( \frac{\Sigma_0}{\Sigma_{max}} \right)^{m+2}, \quad (2.69)$$

---

10. En considérant que le volume occupé par tous les sites est négligeable devant le volume total du VER.

avec  $\Sigma_{max}$  la contrainte maximale atteinte pour le critère d'arrêt de l'essai et les paramètres  $\alpha'$  et  $\delta'$  qui sont donnés par

$$\alpha' = \frac{f_r}{\rho c} K (\Sigma_{max})^2, \quad (2.70)$$

$$\delta' = \frac{f_r 4f_v}{\rho c h^\mu} \frac{V}{V_0 S_0^m} \frac{1}{(m+1)(m+2)} (\Sigma_{max})^{m+2}. \quad (2.71)$$

Avec ces paramètres, l'évolution de la température stabilisée en fonction de l'amplitude du chargement peut être mise sous la forme

$$\bar{\theta}^{0D} = \alpha \left( \frac{\Sigma_0}{\Sigma_{max}} \right)^2 + \delta \left( \frac{\Sigma_0}{\Sigma_{max}} \right)^{m+2}, \quad (2.72)$$

avec  $\alpha = \tau_{eq}^{0D} \alpha'$  et  $\delta = \tau_{eq}^{0D} \delta'$ . Finalement, seuls trois paramètres sont à identifier à partir des courbes d'auto-échauffement :  $\alpha$  qui pilote le régime primaire et  $\delta$  et  $m$  pour le régime secondaire. Observons maintenant l'influence de ces trois paramètres sur la réponse à l'auto-échauffement.

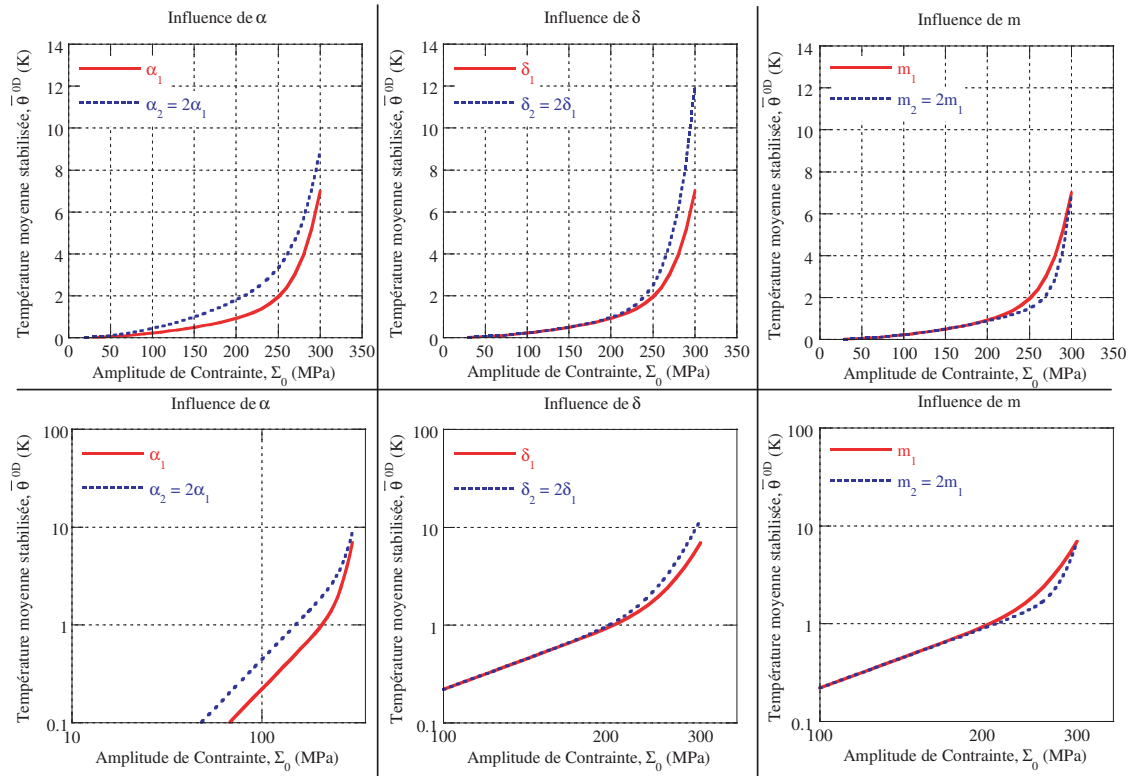


Figure 2.55: Influence des valeurs des trois paramètres du modèle sur les allures des courbes d'auto-échauffement.

Afin de démontrer la capacité du modèle à décrire les courbes d'auto-échauffement qui ont été obtenues pour les différents grades, nous pouvons observer l'influence



des paramètres sur la réponse du modèle sous forme d'une matrice  $2 \times 3$  (figure 2.55). La première ligne donne les courbes d'auto-échauffement dans leur représentation classique et la seconde ligne les courbes en coordonnées logarithmique. Les colonnes 1 à 3 s'intéressent respectivement à l'influence des paramètres,  $\alpha$ ,  $\delta$  et  $m$ .  $\alpha$  agit sur le régime primaire, une valeur élevée permettant d'avoir un auto-échauffement primaire plus important. Le paramètre  $\delta$  pilote l'apparition du régime secondaire, plus sa valeur est élevée et plus l'apparition du régime secondaire est précoce. Le module de Weibull  $m$  définit la pente du régime secondaire dans le diagramme log-log. Plus la valeur de  $m$  est élevée et plus le régime secondaire est marqué.

Le modèle possède la capacité de décrire à la fois les régimes primaire et secondaire obtenus sur les courbes d'auto-échauffement. Nous identifions dans la suite les paramètres du modèle sur les différents grades de l'étude.

### 2.4.2 Identification sur l'ensemble des nuances

Pour identifier les paramètres du modèle probabiliste à deux échelles, nous considérons l'ensemble de la courbe d'auto-échauffement. Ainsi, nous présentons tout d'abord les résultats de l'identification sur trois grades montrant des comportements à l'auto-échauffement distincts. Ensuite, les résultats de l'identification sur l'ensemble des grades de l'étude sont résumés dans un tableau regroupant les valeurs des paramètres.

Le grade A présente le comportement à l'auto-échauffement le plus commun, à savoir, un faible régime primaire suivi de la mise en place du régime secondaire. La figure 2.56 montre le comparatif entre la courbe d'auto-échauffement expérimentale et celle obtenue avec le modèle (dans le diagramme classique et le diagramme log-log). Le grade D possède quant à lui un régime primaire plus faible que le grade A et un régime secondaire dont la pente est très importante. Les résultats de l'identification des paramètres pour ce grade (figure 2.56) montrent que le bruit de mesure (de l'ordre de 0.1 K) n'influe pas sur l'identification. Enfin, le grade L possède lui un régime primaire élevé et un régime secondaire très peu marqué (figure 2.56). Dans tous les cas, le modèle est capable de rendre compte des comportements observés en auto-échauffement.

Tous les résultats d'identification sur l'ensemble les grades de l'étude sont donnés dans le tableau 2.6. D'un grade à l'autre, les coefficients gérant les régimes primaires et secondaires varient. Pour le régime primaire, les valeurs des coefficients varient de 0.4 à 4.3. Le coefficient du régime secondaire varie lui beaucoup plus, allant de 0.6 à 18.7. Outre ces variations, il est aussi possible de remarquer que le ratio entre régime primaire et secondaire évolue. En effet, pour les aciers CP ou M par exemple, le coefficient du régime primaire est deux fois plus élevé que celui du régime secondaire tandis que pour certains DP, le coefficient du régime primaire peut être 5 à 10 fois plus faible que celui du régime secondaire. Enfin, la valeur de  $m$  diffère d'un

## 2.4. Description des résultats d'auto-échauffement

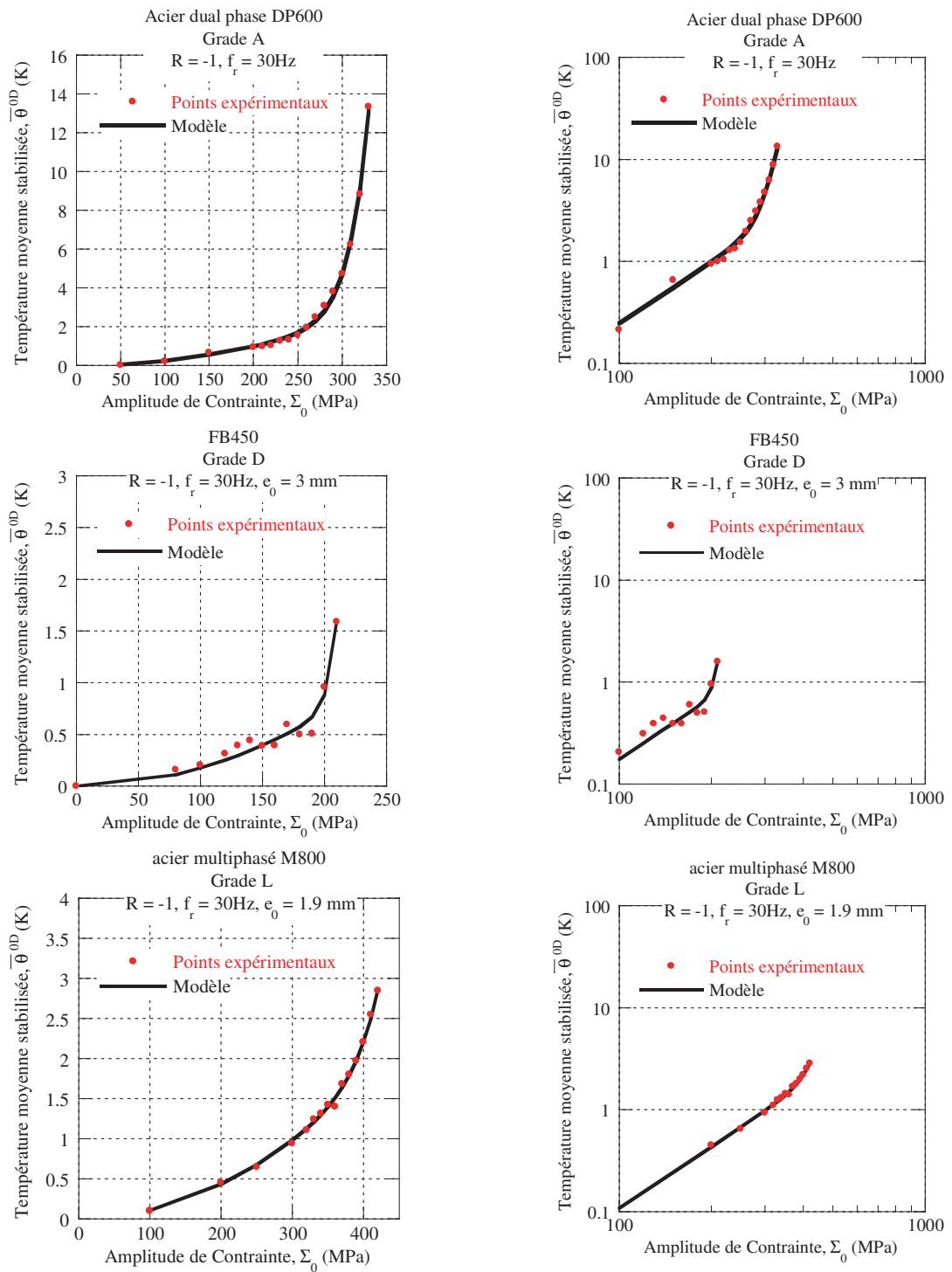


Figure 2.56: Identification des paramètres du modèle sur la courbe d'auto-échauffement du grade L.

grade sur l'autre, allant de 6 pour une transition très douce du régime primaire vers

le régime secondaire à 30 pour une transition très marquée. Nous revenons dans la partie suivante sur l'interprétation de cette valeur de  $m$  vis-à-vis du comportement en fatigue à grand nombre de cycles.

Tableau 2.6: Identification des paramètres du modèle probabiliste à deux échelles sur l'ensemble des grades de l'étude à partir de leur courbe d'auto-échauffement;  $\alpha$  = paramètre du régime primaire (K);  $\delta$  = paramètre du régime secondaire (K);  $m$  = module de Weibull;  $\Sigma_{max}$  = contrainte du critère d'arrêt (MPa);  $\otimes$  = pour des raisons de confidentialité, ces données sont masquées.

Famille	Repère	$\alpha$ (K)	$\delta$ (K)	$m$ (-)	$\Sigma_{max}$ (MPa)
DP600	A	2.68	10.48	13.12	330
HSLA420	B	1.24	2.80	9.63	320
DP600	C	1.49	10.22	11.31	290
FB450	D	0.77	0.83	29.27	210
DP450	E	0.84	6.69	19.00	$\otimes$
DP600	F	0.33	4.09	15.60	$\otimes$
DP780	G	4.54	12.24	9.78	$\otimes$
DP980	H	1.26	1.88	6.30	$\otimes$
DP980	I	1.15	9.38	19.50	$\otimes$
FB600	J	0.97	0.64	29.70	$\otimes$
TRIP800	K	0.85	10.95	12.77	$\otimes$
CP800	L	1.91	0.95	12.29	420
CP800	M	4.3	2.14	16.85	$\otimes$
HSLA360	N	0.40	0.6	10.08	$\otimes$
DP780	O	0.95	18.7	17.2	$\otimes$
DP980	P	1.2	4.6	25.1	$\otimes$
DP980	Q	1.1	2	20	$\otimes$
ES	R	0.56	1.55	11.4	$\otimes$

Les ingrédients introduits dans cette nouvelle version du modèle probabiliste à deux échelles, comprenant deux mécanismes de plasticité, le premier diffus dans la matrice, le second localisé au niveau des inclusions, permet de décrire tous les comportements à l'auto-échauffement, du régime primaire comme du régime secondaire. Outre cette capacité à rendre compte des phénomènes observés expérimentalement, la robustesse de l'identification doit être soulignée. D'une part, l'ensemble des informations de la courbe d'auto-échauffement est utilisé et d'autre part, l'identification revient à réaliser la régression de deux droites dans un diagramme log-log ce qui ne pose aucune difficulté<sup>11</sup>. Nous nous intéressons maintenant à la prévision du comportement en fatigue à grand nombre de cycles à partir de ce modèle.

---

11. Dans le cas le plus défavorable, la pente du régime secondaire est de 6, bien supérieure à celle du régime primaire.

## 2.5 Validation des résultats

Avec les ingrédients introduits dans le modèle, l'objectif est maintenant de prévoir le comportement en fatigue à grand nombre de cycles en utilisant les paramètres identifiés sur les courbes d'auto-échauffement. Ensuite, la phase de validation est abordée en comparant les courbes S-N obtenues par auto-échauffement et celles obtenues par caractérisation standard.

### 2.5.1 Description des courbes S-N à partir de la modélisation adoptée

Décrire une courbe S-N complète, donnant le nombre de cycles à rupture en fonction de l'amplitude de sollicitation cyclique, pour un rapport de charge de -1, requiert trois informations majeures :

- le comportement pour l'endurance illimitée ;
- le comportement pour les nombres de cycles finis, soit l'endurance limitée ;
- la dispersion des résultats (iso-probabilités de rupture par exemple).

#### 2.5.1.1 Endurance illimitée

Par rapport au modèle probabiliste à deux échelles établi précédemment, nous considérons que seul le régime secondaire conduit à rupture. De ce fait, nous utilisons alors l'hypothèse du maillon le plus faible pour décrire cette rupture (*i.e.*, la rupture survient à partir du moment où un site de microplasticité du régime secondaire s'active). Dans le cadre du Processus Ponctuel de Poisson utilisé pour décrire l'activation progressive des sites de microplasticité avec l'amplitude de la contrainte, la probabilité de trouver  $k$  sites actifs dans un domaine  $\Omega$  de volume  $V$  s'écrit

$$P_k(V) = \frac{(\lambda V)^k}{k!} e^{-\lambda V}. \quad (2.73)$$

Pour décrire la probabilité de rupture  $P_F$ , c'est la probabilité de trouver au moins un site actif dans le volume, soit

$$P_F = P_{k \geq 1} = 1 - P_{k=0}. \quad (2.74)$$

L'intensité du processus  $\lambda$  qui gère l'apparition progressive de la microplasticité est connue, ce qui permet de calculer la probabilité de rupture  $P_F$ , soit

$$P_F = 1 - \exp \left[ \frac{-V}{V_0} \left( \frac{\Sigma_0}{S_0} \right)^m \right]. \quad (2.75)$$

Cette équation correspond au modèle de [Weibull, 1951],  $m$  étant le module de Weibull. La prise en compte des effets d'hétérogénéités de contraintes et de volume peut être faite en introduisant le concept de volume effectif avec  $V_{eff} = V \times H_m$  le volume effectif et  $H_m$  le facteur d'hétérogénéité des contraintes qui s'écrit  $H_m =$

$\frac{1}{V} \int_V \left(\frac{\Sigma_0}{\Sigma_m}\right)^m dV$  avec  $\Sigma_m = \max_V(\Sigma_0)$  [Hild *et al.*, 2002a]. Dans ce cas, la probabilité de rupture s'écrit alors

$$P_F = 1 - \exp\left[\frac{-V_{eff}}{V_0} \left(\frac{\Sigma_m}{S_0}\right)^m\right]. \quad (2.76)$$

A partir de ces expressions de probabilités de rupture, nous pouvons définir la limite d'endurance moyenne à 2 millions de cycles par

$$\bar{\Sigma}_\infty = \int_0^\infty \Sigma_0 \frac{dP_F}{d\Sigma_0} d\Sigma_0, \quad (2.77)$$

et son écart type associé

$$\bar{\Sigma}_\infty^2 = \int_0^\infty (\Sigma_0^2 - \bar{\Sigma}_\infty^2) \frac{dP_F}{d\Sigma_0} d\Sigma_0, \quad (2.78)$$

ce qui donne, en utilisant l'expression de la probabilité de rupture  $P_F$  (Equation 2.76),

$$\bar{\Sigma}_\infty = S_0 \left(\frac{V_0}{V_{eff}}\right)^{1/m} \Gamma\left(1 + \frac{1}{m}\right), \quad (2.79)$$

$$\bar{\Sigma}_\infty^2 = S_0^2 \left(\frac{V_0}{V_{eff}}\right)^{2/m} \sqrt{\Gamma\left(1 + \frac{2}{m}\right) - \Gamma^2\left(1 + \frac{1}{m}\right)}, \quad (2.80)$$

où  $\Gamma(x) = \int_0^\infty t^{x-1} \exp(-t) dt$  est la fonction gamma introduite par Euler.

### 2.5.1.2 Durée de vie limitée

Pour décrire le comportement en durée de vie limitée (*i.e.*, inférieure à 2 millions de cycles), nous choisissons d'utiliser un critère énergétique en supposant qu'il y a ruine du matériau à partir d'une certaine énergie dissipée critique,  $E_c$ , associée exclusivement au régime secondaire. Ce type de critère a déjà été utilisé dans la littérature [Charkaluk *et al.*, 2002][Doudard *et al.*, 2005], et présente l'avantage d'être facilement généralisable pour des chargements multiaxiaux proportionnels [Poncelet *et al.*, 2010]. Pour chaque cycle, l'énergie volumique dissipée est constante et nous pouvons ainsi exprimer l'énergie critique  $E_c$  par

$$E_c = N E_d^{inc} V_{VER}, \quad (2.81)$$

avec  $V_{VER}$  le volume du VER,  $N$  le nombre de cycles et  $E_d^{inc}$  l'énergie dissipée par l'inclusion. Nous pouvons donc définir une énergie dissipée pour chaque probabilité de rupture

$$E_d^{inc}(P_F) = \frac{4f_v \bar{\Sigma}_\infty(P_F)}{h^\mu} \langle \Sigma_0 - \bar{\Sigma}_\infty(P_F) \rangle, \quad (2.82)$$

où  $\bar{\Sigma}_\infty(P_F)$  est la limite d'endurance associée à une probabilité de rupture donnée  $P_F$ , ce qui nous permet alors d'exprimer le nombre de cycles à rupture en fonction de l'amplitude du chargement

$$N = \frac{A}{\bar{\Sigma}_\infty(P_F) \langle \Sigma_0 - \bar{\Sigma}_\infty(P_F) \rangle}, \quad (2.83)$$

avec  $A = \frac{hE_c}{4V_0}$  un paramètre matériau à identifier. Pour l'identifier, il est suffisant de disposer d'un seul niveau à rupture. En effet, nous connaissons, via le post-traitement déterministe la limite d'endurance moyenne du grade. Il ne manque donc qu'un niveau à rupture pour déterminer le paramètre  $A$ . Pour obtenir le meilleur positionnement possible de la courbe moyenne, la meilleure solution consiste à connaître le nombre de cycles à rupture pour les plus faibles nombres de cycles (environ 100 000 cycles soit la borne inférieure en durée de vie de la fatigue à grand nombre de cycles). Le critère d'arrêt précédemment défini dans le protocole d'essais revêt alors ici une importance toute particulière. Solliciter une éprouvette à ce niveau permet d'obtenir une rupture rapide, généralement entre 100 000 et 200 000 cycles. Avec 3 à 5 points à rupture à ce niveau, nous sommes donc capable d'avoir un bon positionnement de la courbe moyenne (sans chercher à obtenir des informations sur la dispersion) et pouvons identifier le paramètre  $A$  (figure 2.57). Il faut noter ici que réaliser 100 000 cycles à rupture ne requiert qu'une heure d'essais à une fréquence de 30 Hz.

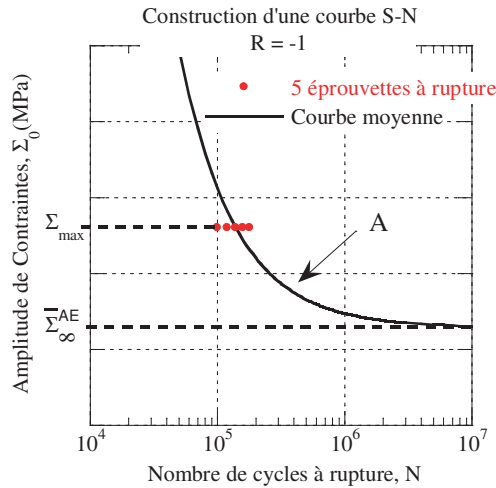


Figure 2.57: Identification du paramètre  $A$  permettant de décrire le comportement en durée de vie illimitée.

Enfin, pour décrire les iso-probabilités de rupture, en utilisant l'expression de  $P_F$ , nous avons la relation

$$\frac{\ln(1 - P_F)}{\ln(1 - 0.5)} = \left( \frac{\bar{\Sigma}_\infty(P_F)}{\bar{\Sigma}_\infty(0.5)} \right)^m, \quad (2.84)$$

où nous supposons que  $\bar{\Sigma}_{\infty}(0.5) = \bar{\Sigma}_{\infty} \left( \frac{\ln(2)^{1/m}}{\Gamma(1+1/m)} \right) \approx \bar{\Sigma}_{\infty}$ . Ainsi, seule la valeur de  $m$  possède une influence sur la dispersion. Si  $m$  est faible, la dispersion est importante et si  $m$  est élevé, la dispersion est faible. Classiquement, les iso-probabilités de rupture données sur une courbe S-N sont celles à 90% et 10% de rupture. La même convention est utilisée pour tracer les courbes S-N issues des résultats des essais d'auto-échauffement.

### 2.5.2 Prédiction pour l'ensemble des nuances

Nous ne montrons dans cette partie que quelques comparaisons entre les résultats de fatigue classique et ceux obtenus par les essais d'auto-échauffement. A noter qu'en utilisant les essais d'auto-échauffement, seules 3 à 5 éprouvettes à rupture sont nécessaires pour identifier le paramètre A. L'ensemble des comparatifs montre des résultats similaires à ceux des grade A (figure 2.58), D (figure 2.59) ou H (figure 2.60), et regroupés en annexe A. La courbe moyenne est bien estimée. La prédiction de la dispersion est raisonnable, et ce, même si elle est faible (figure 2.59 avec une valeur de  $m$  proche de 30) ou importante (figure 2.60 avec une valeur de  $m$  proche de 6). Sur certains grades, une surestimation de la dispersion peut être observée (figure 2.58), jamais une sous-estimation (caractère conservatif).

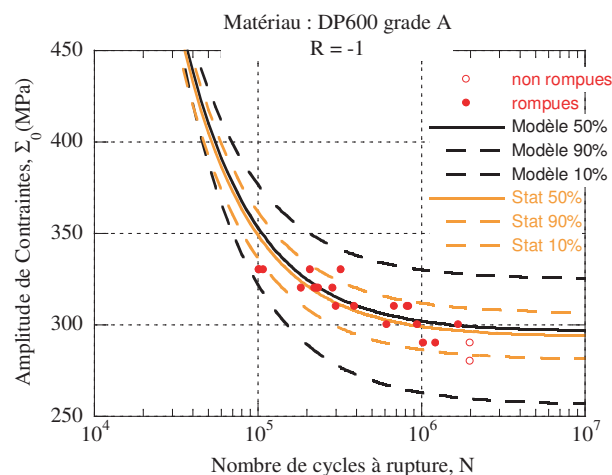


Figure 2.58: Comparatif entre la courbe S-N obtenue par caractérisation de fatigue classique et par auto-échauffement sur le grade A.

Finalement, il faut mettre en avant le fait que les prévisions des résultats de fatigue obtenus par auto-échauffement sont très satisfaisants vis-à-vis du coût (aussi bien en termes de temps de caractérisation que de quantité de matière) : 2 à 3 essais d'auto-échauffement, de 3 à 5 éprouvettes de fatigue à rupture soit trois jours d'essais seulement sont nécessaires pour obtenir une courbe S-N complète.

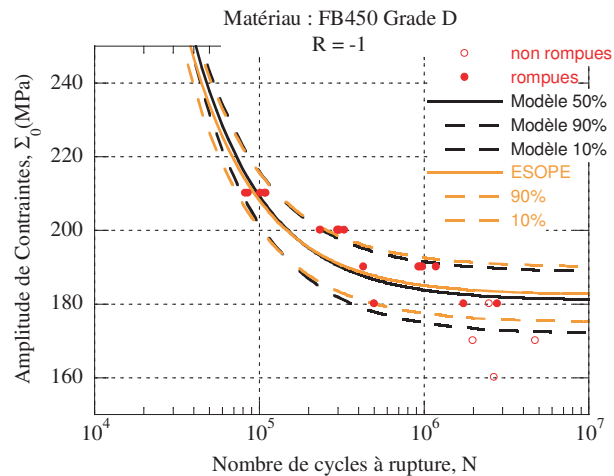


Figure 2.59: Comparatif entre la courbe  $S-N$  obtenue par caractérisation de fatigue classique et par auto-échauffement sur le grade D.

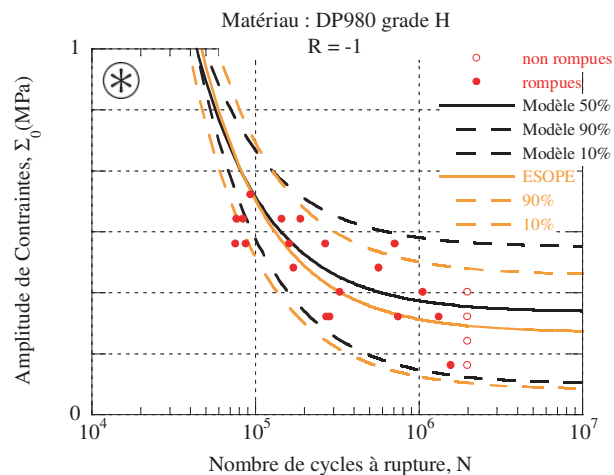


Figure 2.60: Comparatif entre la courbe  $S-N$  obtenue par caractérisation de fatigue classique et par auto-échauffement sur le grade H;  $\otimes$  = pour des raisons de confidentialité, les données sur ce grade sont masquées.

## 2.6 Conclusion

L'objectif de ce chapitre était de pouvoir caractériser rapidement le comportement en fatigue à grand nombre de cycles, quel que soit la nuance de tôle d'acier considérée, à partir d'essais d'auto-échauffement.

Ce chapitre regroupe deux parties majeures : la première ayant permis de proposer un protocole d'essais d'auto-échauffement, la seconde étant focalisée sur la caractérisation rapide et la validation des résultats de fatigue à grand nombre de cycles. Les diverses étapes permettent ainsi de mettre en avant les étapes clé de ce



chapitre :

- un protocole d’essais d’auto-échauffement a tout d’abord été proposé pour tester les produits plats fins ou épais. Son principal avantage est de pouvoir tester chaque nuance d’acier, indépendamment de ses caractéristiques mécaniques, de sa microstructure, . . . Ce protocole d’essais d’auto-échauffement fait maintenant partie des procédures d’ArcelorMittal ;
- un très grand nombre de nuances a pu être testée par cette méthode. Si seulement 18 nuances sont présentées dans ce manuscrit, une trentaine a pu être étudiée, incluant des études de matériaux concurrents, le développement de nouveaux produits, . . . ;
- pour tous les grades, deux régimes d’auto-échauffement ont pu être mis en évidence : un régime primaire pour les plus faibles amplitudes, toujours d’ordre 2 suivant l’amplitude du chargement et, ensuite, un régime secondaire, dont la pente dans la représentation logarithmique des courbes d’auto-échauffement varie suivant le grade ;
- un nouveau modèle probabiliste à deux échelles a été proposé. Sa particularité est de posséder deux mécanismes d’écrouissage, le premier au sein de la matrice représentant une plasticité diffuse et le second situé au niveau des inclusions. Il permet de décrire deux régimes d’auto-échauffement ;
- l’identification des paramètres du modèle est réalisée sur l’ensemble de la courbe d’auto-échauffement, qui est parfaitement décrite par le modèle ;
- la validation des prévisions du modèle est réalisée par comparaison avec des essais de fatigue standards ;
- les prévisions obtenues à partir des essais d’auto-échauffement sont remarquables compte tenu du nombre d’éprouvettes utilisées et du temps alloué à la caractérisation des propriétés en fatigue à grand nombre de cycles.

Lors de la mise en place du modèle, diverses hypothèses sont effectuées sur les mécanismes qui produisent la dissipation relevée expérimentalement. Les seules observations expérimentales permettant de justifier quelques-unes des hypothèses du modèle sont à l’heure actuelle issues des travaux [Cugy et Galtier, 2002]. Dans le chapitre suivant, nous cherchons à observer plus finement les mécanismes à l’origine de l’auto-échauffement.

---

## Microplasticité sous sollicitation cyclique

Dans le chapitre précédent, nous avons mis en évidence la présence de deux régimes d'auto-échauffement sous sollicitations cycliques sur des tôles en aciers laminés. Nous souhaitons maintenant identifier les mécanismes dissipatifs provoquant les élévations de température observées dans les deux régimes d'auto-échauffement. Pour cela, ces mécanismes sont cherchés sans « a priori » (*i.e.*, aucune hypothèse n'est adoptée au départ). Ainsi, nous commençons par présenter les résultats obtenus à l'aide des différents moyens d'observation, puis nous les analysons pour enfin les confronter aux hypothèses du modèle proposé précédemment.

Au cours des essais d'auto-échauffement, l'élévation de température moyenne est mesurée. Celle-ci est révélatrice des phénomènes qui se produisent en moyenne au sein du volume. Nous souhaitons observer les phénomènes à une échelle fine, la taille minimale observée étant la taille du grain ou de quelques grains. Sur les aciers, une observation au sein du volume est délicate. Aussi sommes nous contraints de détecter des phénomènes qui se produisent en surface du matériau. Plusieurs moyens expérimentaux d'investigation sont utilisés : un microscope optique, un microscope électronique à balayage (MEB) et un microscope à force atomique (AFM). Chacun de ces moyens permet de se placer à différentes échelles d'observation et de fournir des informations à la fois qualitatives et quantitatives. L'objectif final de ces observations est d'obtenir, outre une meilleure compréhension des mécanismes se produisant sous sollicitations cycliques, une justification des ingrédients introduits dans le modèle à deux échelles.

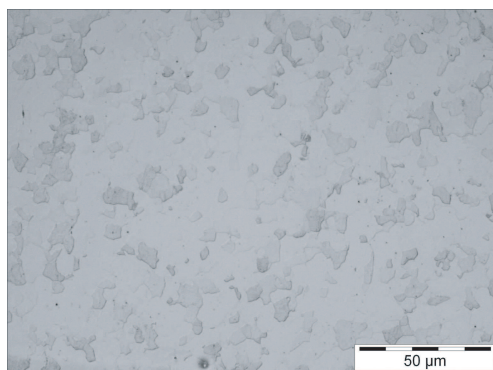
En premier lieu, les divers moyens d'observation utilisés lors de cette étude sont introduits. Nous insistons sur les données qu'ils permettent d'obtenir et sur leur complémentarité. Ensuite, le protocole expérimental est présenté, permettant de détailler le matériau utilisé pour cette étude, les éprouvettes ainsi que les conditions de préparation, les chargements appliqués, ... Pour chacun des deux régimes, la démarche est similaire : les informations issues des divers moyens de mesure sont

détaillées avant de confronter les résultats des observations aux hypothèses effectuées dans le modèle.

## 3.1 Moyens d'observation

Nous présentons dans cette première partie les divers moyens d'observation utilisés pour identifier les mécanismes à l'origine des deux régimes d'auto-échauffement. Pour chacun des instruments, nous présentons rapidement son principe de fonctionnement pour mettre en relief les informations qu'ils nous permettent d'obtenir. Les images données dans cette partie sont obtenues sur le grade B mais ne sont exploitées que dans un second temps.

### 3.1.1 Observation par microscopie optique



*Figure 3.1: Exemple de cliché obtenu par microscopie optique sur une éprouvette du grade B vierge de toute sollicitation après préparation de la surface.*

La microscopie optique utilise la lumière blanche. Un microscope optique est constitué de deux composants optiques : un objectif, placé au dessus de l'objet à observer et un oculaire. Une fois l'objet mis en place sur la platine, il peut être déplacé dans le plan grâce à deux mécanismes de translation parallèle. Deux possibilités de réglages, une rapide et une lente, sont généralement offertes permettant de positionner l'objet avec précision. L'unité et la stabilité de l'ensemble est assurée par un statif. Finalement, l'éclairage de l'objet est assuré par une source lumineuse amplifiée par un condenseur, le tout étant logé dans le pied du microscope. Le microscope utilisé est un microscope OLYMPUS VANOX-T. Les clichés sont réalisés à l'aide d'une caméra CCD OLYMPUS UC30. Des objets de quelques dizaines de microns peuvent être observés.

Nous nous servons de la microscopie optique afin d'observer fréquemment, au cours des essais effectués, les surfaces des éprouvettes. Aucune contrainte dimensionnelle particulière n'est à signaler. Il est seulement nécessaire de prévoir le démontage

et le remontage des éprouvettes dans la machine hydraulique. Les zones d'étude typiques qui nous intéressent sont celles données sur la figure 3.1, avec une taille de  $180 \times 120 \mu m^2$ . Au regard de la taille des grains qui sont d'une dizaine de microns pour les aciers de l'étude, la taille des zones permet d'observer 250 grains environ.

En multipliant le nombre de clichés, et en multipliant les conditions d'essais, nous allons pouvoir extraire des informations qualitatives (évolutions suivant les conditions de chargement) et quantitatives (comptage du nombre de phénomènes observés).

### 3.1.2 Observation par microscopie à force atomique

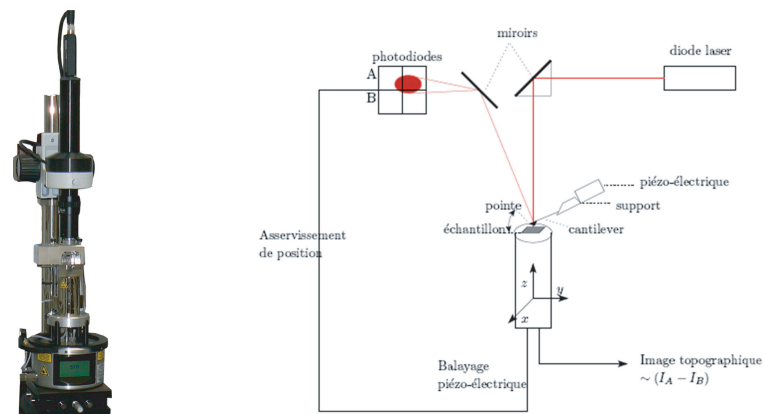


Figure 3.2: Photo du microscope à force atomique utilisé et principe de fonctionnement.

Le principe de fonctionnement d'un microscope à force atomique (AFM) repose sur le balayage d'une pointe en contact avec un échantillon à observer<sup>1</sup>. La pointe, fixée sur un « cantilever », suit la topographie de l'échantillon lors du balayage à une fréquence donnée. La déflexion engendrée par la topographie de l'échantillon est mesurée grâce à un dispositif laser utilisant des photodiodes. Initialement le spot de la diode laser est positionné pour se réfléchir à l'extrémité de la pointe. Après cette réflexion, le signal laser est réceptionné par les photodiodes (figure 3.2). Ainsi, sous l'effet d'une déflexion de la pointe, le point d'impact du laser sur les photodiodes est modifié ce qui permet finalement d'obtenir la topographie de l'échantillon mesuré avec une résolution spatiale de l'ordre du nanomètre.

Le microscope à force atomique utilisé est AFM VEECO et appartient à la Plateforme d'Imagerie et de Mesures en Microscopie de l'Université de Bretagne Occidentale. Les pointes utilisées sont appropriées pour l'étude des aciers (RTESP-MPP-11100). Il faut néanmoins noter que les dimensions maximales des échantillons

1. D'autres modes de fonctionnement de l'AFM existent mais nous n'utilisons que le mode contact.

qui peuvent être observés avec cet AFM est de  $10 \times 10 \text{ mm}^2$ .

Comme il y a interaction entre la pointe et la surface de l'échantillon, ceci impose de prendre quelques précautions quant à l'utilisation de l'AFM. Les éprouvettes ont tendance à capter l'humidité (dépôt en surface d'une très fine pellicule d'eau), aussi, il est préférable d'effectuer les mesures en hygrométrie contrôlée, de manière à ce que la pointe ne « glisse » pas au contact de l'échantillon. Les zones d'étude sont typiquement inférieures à un carré de  $50 \mu\text{m}$  de côté. Par conséquent, peu de grains peuvent être étudiés sur une même zone. De plus, pour une bonne résolution d'image, un temps important d'imagerie est requis (*i.e.*, un très grand nombre d'allers-retours de la pointe doit être effectué). Par exemple, effectuer une image de  $50 \times 50 \mu\text{m}^2$  avec plus de 2000 lignes à une fréquence de 1Hz requiert quelques heures d'imagerie.

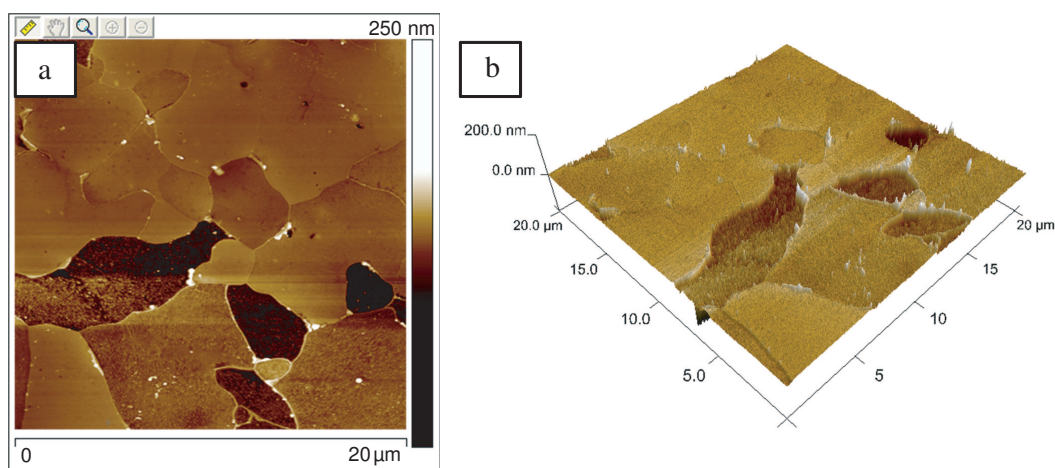


Figure 3.3: Image AFM obtenue sur le grade B vierge de toute sollicitation mécanique après préparation de la surface.

Avec un état de surface adéquat dont les conditions d'obtention seront précisées dans la suite, une mesure sur un échantillon vierge permet de mettre en évidence la microstructure (figure 3.3 a) sur une zone de  $20 \times 20 \mu\text{m}^2$ . Les grains de ferrite sont visibles, ainsi que les joints de grains et les précipités au sein de l'acier (en blanc, localisés aux joints de grains). Les couleurs de l'image correspondent à la topographie de l'échantillon et permettent de montrer que la rugosité au sein de chaque grain est proche du nanomètre. Aussi ce moyen de mesure a pour but de caractériser finement les phénomènes susceptibles d'apparaître en surface. Nous n'obtiendrons avec ce moyen de mesure que des informations qualitatives à l'échelle de quelques grains du fait, d'une part, du temps d'imagerie important et, d'autre part, de la taille limitée des zones d'études. A partir des informations obtenues, il est possible de reconstruire une représentation en 3 dimensions de la topographie de l'échantillon observé (figure 3.3 b).

### 3.1.3 Observation par Microscope Électronique à Balayage (MEB)

Le dernier moyen d'observation que nous utilisons est un MEB avec deux configurations d'imagerie différentes. La première est l'utilisation d'une sonde SEM (Scanning Electron Microscopy) qui est la plus classiquement utilisée. Son principe de fonctionnement est le suivant : un faisceau d'électrons primaire est émis vers la surface de l'échantillon à analyser. Au contact de la surface, un flux secondaire d'électrons est réémis. Ces particules sont détectées par un capteur, permettant alors de reconstruire une image de la zone étudiée. La haute résolution spatiale de ce moyen de mesure permet de détecter des détails d'une taille de quelques dizaines de nanomètres. Seuls des échantillons de quelques dizaines de millimètres peuvent être placés dans la chambre du MEB.

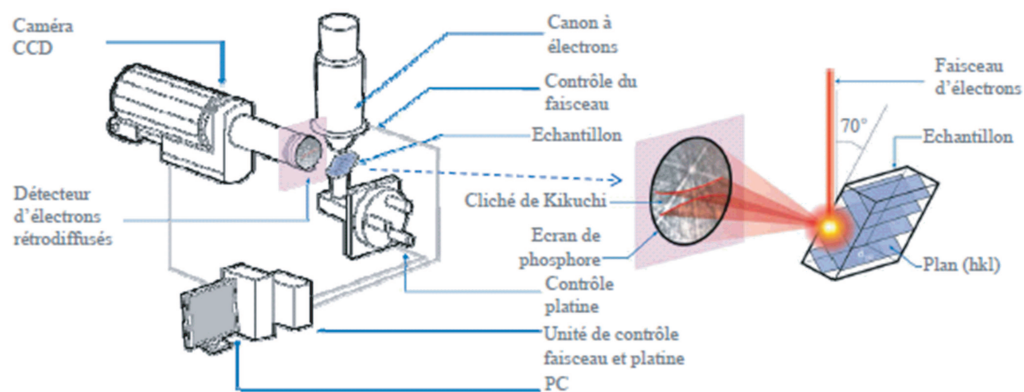


Figure 3.4: Principe de fonctionnement de l'imagerie EBSD

La deuxième configuration d'imagerie utilisée est celle utilisant une sonde EBSD (Electron BackScatter Diffraction), donnant l'orientation cristalline des grains. Le fonctionnement de ce moyen de mesure repose sur l'obtention de clichés de Kikuchi à partir d'électrons rétro-diffusés (figure 3.4), toujours issus de l'impact du faisceau d'électrons sur la surface à analyser. Une base de données comprenant l'ensemble des clichés de Kikuchi est disponible et permet, par comparaison avec celui obtenu lors de la mesure, de déterminer l'orientation cristalline du grain. Les mesures sont prises sur un MEB FEG jeol 7001 (ArcelorMital) avec un pas de  $0.1 \mu m$ , permettant d'obtenir une bonne résolution spatiale.

La première information que nous obtenons par EBSD est une cartographie de l'orientation cristalline d'une zone d'étude (figure 3.5). Pour chaque grain, une orientation moyenne est définie, correspondant à la moyenne des orientations obtenues pour chaque point de mesure sur un grain. A partir de ces points de mesure, une désorientation moyenne peut aussi être calculée (figure 3.6). Une désorientation moyenne

nulle (grains en bleu) signifie que l'orientation au sein du grain est homogène.

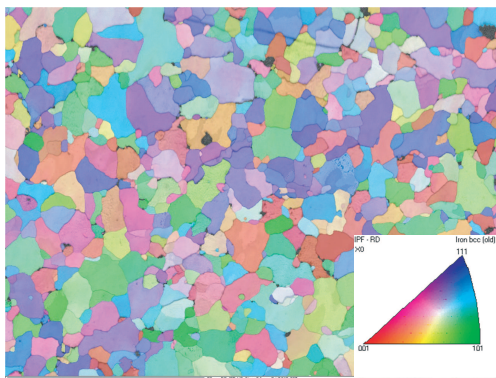


Figure 3.5: Orientation cristalline des grains d'une zone d'étude du grade B vierge de toute sollicitation.

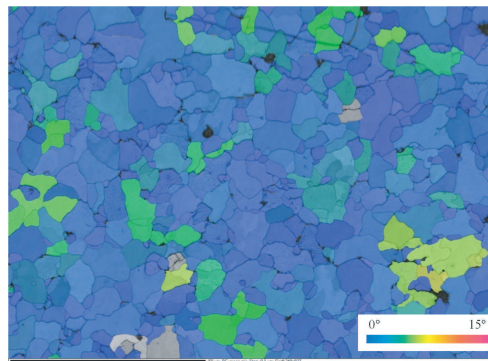


Figure 3.6: Désorientation moyenne sur les grains d'une zone d'étude du grade B vierge.

Une autre manière d'interpréter les informations issues de l'orientation cristalline est d'observer le facteur de Schmid  $S_F$ . Ce facteur définit le rapport entre la direction de sollicitation (dans notre cas, elle correspond toujours à l'axe horizontal des images) et le plan de cisaillement le plus favorable vis-à-vis de l'apparition de plasticité par

$$S_F = \cos(\alpha)\cos(\Psi) = \frac{\tau}{\sigma}, \quad (3.1)$$

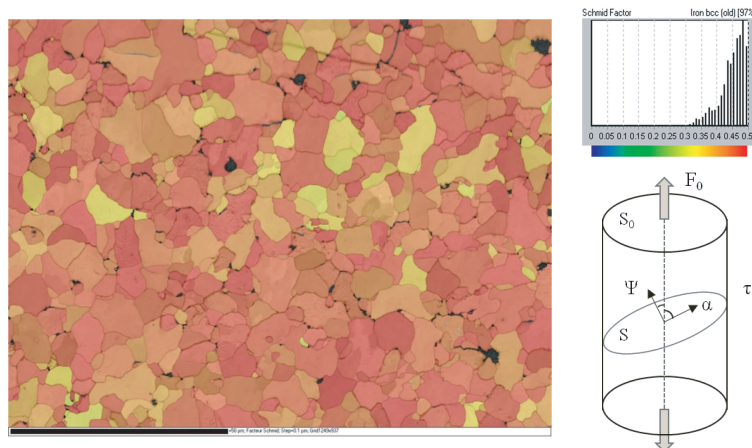


Figure 3.7: Cartographie du facteur de Schmid (valeur entre 0 et 0.5) sur un échantillon du grade B vierge.

avec  $\sigma$  la contrainte dans la direction de sollicitation,  $\tau$  le cisaillement dans le plan,  $\alpha$  et  $\Psi$  les angles entre la direction de sollicitation et le plan de cisaillement (figure 3.7). Le facteur de Schmid est ainsi une valeur adimensionnelle comprise entre 0 et

0.5, la valeur de 0.5 étant a priori la valeur pour laquelle le grain est le mieux orienté vis-à-vis de la création de mécanismes de plasticité.

Depuis quelques années, suite à diverses évolutions technologiques, il est désormais possible d'avoir accès à des informations très locales sur l'orientation cristalline. Ainsi, en se focalisant sur un seul, ou quelques grains, des désorientations intragranulaires, dites désorientations locales, peuvent être calculées. Cette technique est utilisée dans l'étude de la localisation de la déformation plastique au sein des grains après une pré-déformation plastique macroscopique [Kamaya, 2011].

### 3.1.4 Bilan

Tableau 3.1: Récapitulatif des informations obtenues et des tailles caractéristiques des zones d'étude pour les différents moyens de mesures expérimentaux.

Moyen d'observation	Intérêt(s)	Taille de la zone d'étude
Microscopie optique	<ul style="list-style-type: none"> <li>· Informations qualitatives :               <ul style="list-style-type: none"> <li>★ lieux d'apparition</li> <li>★ suivi de l'apparition des phénomènes</li> </ul> </li> <li>· Informations quantitatives :               <ul style="list-style-type: none"> <li>★ comptage</li> </ul> </li> </ul>	Quelques centaines de grains $180 \times 20 \mu m^2$
AFM	<ul style="list-style-type: none"> <li>· Caractérisation fine en 3D</li> <li>· Résolution spatiale de l'ordre du nanomètre</li> <li>· Taille échantillon limitée</li> </ul>	Quelques grains $20 \times 20 \mu m^2$
MEB (SEM et EBSD)	<ul style="list-style-type: none"> <li>· SEM : Imagerie fine</li> <li>· EBSD               <ul style="list-style-type: none"> <li>★ lien orientation cristalline et lieux d'apparition</li> <li>★ désorientation moyenne</li> <li>★ désorientations locales</li> </ul> </li> <li>· Taille échantillon limitée</li> </ul>	Du grain à quelques centaines de grains

Finalement, nous disposons de trois moyens d'observations qui permettent d'obtenir des informations de différentes natures et à différentes échelles allant de l'échelle du grain à quelques centaines de grains. Ces divers moyens de mesures sont complémentaires, les informations principalement qualitatives étant obtenues à partir de la microscopie optique, et des informations plus fines à partir de l'AFM ou du MEB (tableau 3.1). Les différentes échelles de ces moyens d'observation se chevauchent. En effet, si les tailles des zones d'études par microscopie optique et par EBSD sont comparables, ces deux moyens d'observations ne permettent pas d'obtenir les



mêmes informations. La microscopie optique est utilisée plus massivement, car permettant d'effectuer un suivi au cours de la durée de vie de chaque éprouvette. Nous pourrions ainsi mettre en place un protocole de comptage des phénomènes observés et exploiter les clichés obtenus avec des logiciels de traitement d'image. Par AFM et EBSD, seuls quelques échantillons sont observés. Par AFM, une résolution spatiale de quelques nanomètres peut être obtenue, mais à une échelle d'observation de l'ordre de quelques grains. Par EBSD, l'objectif est de relier qualitativement les mécanismes à l'orientation cristalline du matériau. Par ces trois moyens d'observation, nous espérons ainsi pouvoir converger vers l'identification des mécanismes responsables de l'auto-échauffement.

## 3.2 Protocole expérimental

Nous avons présenté, dans la partie précédente, les divers moyens d'observation qui ont été utilisés dans l'objectif d'observer les phénomènes à l'origine de l'auto-échauffement sous sollicitation cyclique. Nous détaillons dans la suite le protocole expérimental retenu. Un seul grade, le grade B qui est un acier micro-allié, est utilisé pour cette étude. Les propriétés de ce matériau sont tout d'abord détaillées. Ensuite, la géométrie des éprouvettes est donnée avant de s'intéresser plus spécifiquement à leur mode de préparation. Enfin, les conditions de chargement cyclique sont spécifiées.

### 3.2.1 Présentation du matériau

Le grade retenu pour cette étude est le grade B, qui est un acier HSLA 420. Ce grade est constitué d'une matrice ferritique renforcée par la présence de précipités obtenu par microalliage. Ses caractéristiques mécaniques dans le sens travers au sens de laminage sont données dans le tableau 3.2 et sa courbe de traction est donnée sur la figure 3.8. Nous pouvons observer que celle-ci présente un palier plastique sur les cinq premiers pourcents de déformation. Ce grade a été retenu pour sa microstructure qui est essentiellement monophasée, et qui est assez « simple » en comparaison avec les autres familles de grades multiphasés (FB, DP, CP, ...).

Tableau 3.2: Caractéristiques mécaniques du grade B caractérisé dans le sens travers au sens de laminage (ST);  $R_{p0.2}$  (MPa) = limite d'élasticité macroscopique conventionnelle;  $R_m$  = résistance à la rupture;  $A\%$  = allongement à rupture.

Direction	$R_{p0.2}$ (MPa)	$R_m$ (MPa)	$A\%$
ST	505	531	25

Ensuite, la courbe d'auto-échauffement du grade B est donnée en représentation logarithmique sur la figure 3.9, de manière à bien distinguer les deux régimes d'auto-

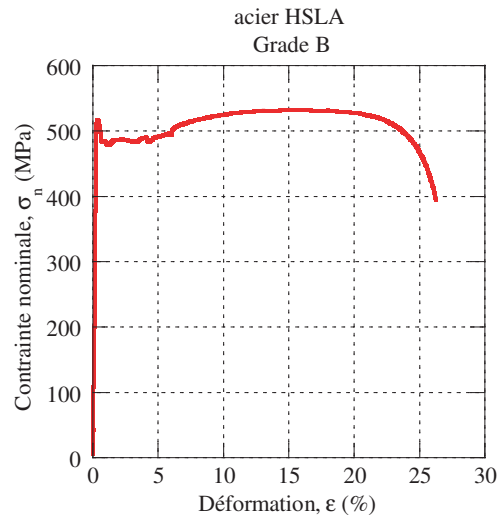


Figure 3.8: Courbe de traction du grade B.

échauffement. Nous positionnons sur cette courbe la limite d'endurance moyenne du grade obtenue par fatigue qui est de 258 MPa. Ainsi, toutes les amplitudes de chargement proches ou supérieures à cette valeur de 258 MPa, se situent dans le régime secondaire. Pour ce qui est des niveaux en dessous de 230 MPa, ils sont situés exclusivement dans le régime primaire d'auto-échauffement.

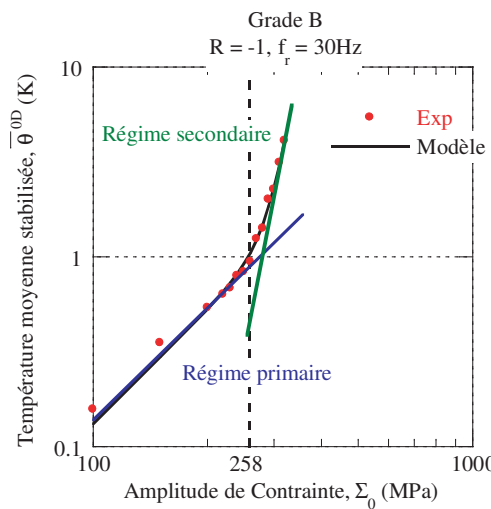


Figure 3.9: Courbe d'auto-échauffement du grade B sous représentation logarithmique et transition entre les deux régimes.

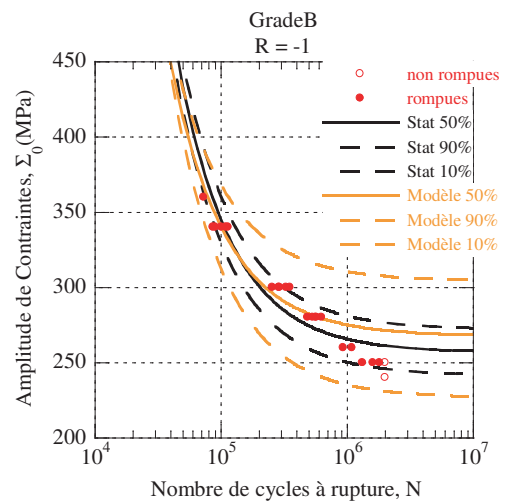


Figure 3.10: Courbe S-N du grade B montrant la différence obtenue entre la caractérisation classique et la caractérisation par auto-échauffement.

En regard de cette courbe d'auto-échauffement, nous donnons aussi la courbe S-

N du grade (figure 3.10), en y incluant les résultats d'essais de fatigue, le traitement statistique des données et les prévisions du modèle à deux échelles. Ces données nous permettent de définir les niveaux de chargement qui sont appliqués aux éprouvettes.

### 3.2.2 Éprouvettes

Nous souhaitons observer au cours de sollicitations cycliques, les phénomènes conduisant à l'obtention de deux régimes d'auto-échauffement. La géométrie des éprouvettes doit ainsi permettre d'observer ces mécanismes. Nous adaptions donc la géométrie des éprouvettes de fatigue standard, de manière à respecter les tailles limites des échantillons qui peuvent être observés par AFM. Ainsi, les éprouvettes utilisées possèdent une zone utile de 6 mm de largeur et un rayon de 70 mm (figure 3.11).

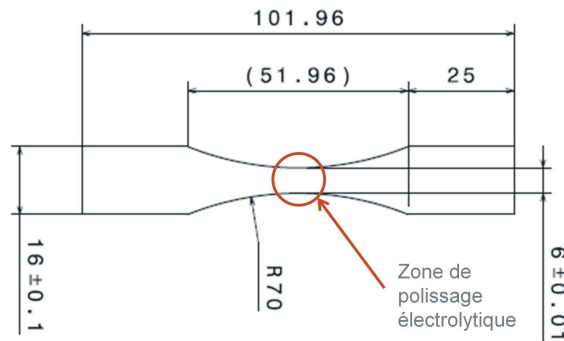


Figure 3.11: Géométrie des éprouvettes utilisées pour l'observation des mécanismes (dimensions en mm).

La tôle dans son état de livraison possède une rugosité initiale. Tous les moyens de mesures que nous utilisons permettent d'observer les phénomènes en surface. Afin de s'affranchir de cette rugosité initiale, un polissage des éprouvette en deux étapes est réalisé. La première étape consiste en un polissage mécanique d'une face complète de l'éprouvette, d'abord au papier diamanté et ensuite à la poudre diamantée jusqu'à une taille de  $3\mu m$ . Ensuite un polissage électrolytique est réalisé sur la partie centrale de l'éprouvette (figure 3.11), en utilisant une solution d'électrolyse A2 de chez Struers sur une machine de polissage électrolytique Lectropol5.

Ce polissage électrolytique présente plusieurs avantages. Tout d'abord, la reproductibilité des résultats d'états de surface après ce polissage est garanti. Ensuite, ce type de polissage permet d'effacer les contraintes résiduelles introduites lors du polissage mécanique. Enfin, le polissage électrolytique permet de révéler la microstructure du grade B, facilitant les observations. Toutes les images présentées jusqu'à

présent pour détailler les intérêts des différents moyens de mesures ont été prises après cette phase de polissage électrolytique.

#### 3.2.3 Conditions de chargement

Des essais de fatigue interrompus sont réalisés en utilisant une éprouvette par niveau de sollicitation (*i.e.*, l'amplitude du chargement cyclique sur une éprouvette est toujours la même). Au cours de chaque interruption de l'essai, l'éprouvette est démontée, des clichés sont réalisés par microscopie optique, en prenant soin de suivre les mêmes zones d'études, puis remontée afin de poursuivre l'essai. 6 zones d'études par éprouvette sont suivies au cours de la sollicitation. Les niveaux de chargement choisis peuvent être séparés en deux catégories :

- ceux situés dans le régime secondaire, soit des niveaux d'amplitudes de 240, 250, 270, 290, 310 et 330 MPa. Chacun de ces essais est stoppé définitivement après avoir atteint environ 80% - 90% de la durée de vie moyenne du matériau selon sa courbe S-N. Puis les zones centrales des éprouvettes sont découpées de manière à pouvoir être observées par AFM et par MEB ;
- ceux situés dans le régime primaire, soit des niveaux de chargement de 170, 210 et 230 MPa. A priori, la probabilité de rupture pour ces niveaux est très faible de sorte que plusieurs millions de cycles sont appliqués. Après ces quelques millions de cycles, les éprouvettes sont elles-aussi découpées pour être analysées par AFM et EBSD.

Nous avons ainsi présenté les moyens de mesures et le protocole expérimental obtenu pour chercher à identifier les mécanismes responsables de l'auto-échauffement. Dans la suite, nous nous intéressons tout d'abord au régime secondaire, car c'est pour ces niveaux de sollicitations cycliques que la compréhension des phénomènes est la meilleure, avant de finir par le régime primaire.

### 3.3 Observations dans le régime secondaire

La démarche adoptée consiste à présenter les résultats sans « a priori », avec une première phase qui concerne les résultats de microscopie optique suivie d'une seconde qui traite des mesures post-mortem effectuées sur les zones centrales des éprouvettes. Ce n'est qu'en fin de cette partie que nous revenons sur la pertinence des hypothèses faites dans la modélisation.

#### 3.3.1 Résultats au cours des chargements cycliques (microscopie optique)

A partir des clichés pris par microscopie optique au cours des essais de fatigue interrompus, deux paramètres influençant l'apparition des mécanismes sont étudiés : le nombre de cycles et l'amplitude du chargement cyclique. Le nombre de cycles final,

donné en millions de cycles, sur chacune des éprouvettes étudiées ici, est donné dans le tableau 3.3.

Tableau 3.3: Niveaux de chargement d'intérêt et nombre de cycles maximum associé pour l'observation des mécanismes dans le régime secondaire.

$\Sigma_0$ (MPa)	240	250	270	290	310	330
$N$ ( $\times 10^6$ cycles)	2	2	0.7	0.3	0.15	0.08

### 3.3.1.1 Apparition de Bandes de Glissement Persistantes

La figure 3.12 montre le comparatif sur la même zone de  $500 \times 300 \mu\text{m}^2$  entre un cliché pris avant la sollicitation mécanique et après 80 000 cycles de chargement cyclique à une amplitude de 330 MPa. Des « tâches noires » apparaissent après la sollicitation. Comme nous le confirmerons avec les images prises par les autres moyens de mesures, ces tâches correspondent à des Bandes de Glissement Persistantes (BGPs). Ce cliché permet de mettre en évidence une répartition spatiale aléatoire de ces BGPs.

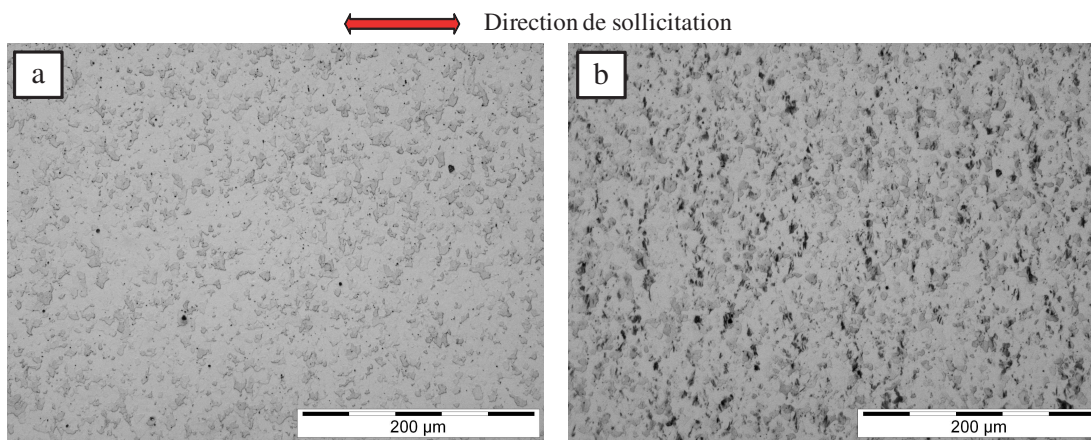


Figure 3.12: Observation par microscopie optique de l'apparition de BGPs sur l'éprouvette sollicitée à 330 MPa; a) vierge; b) après 80 000 cycles.

Au cours d'une sollicitation de fatigue, pour laquelle le chargement mécanique est bien en deçà de la limite d'élasticité macroscopique conventionnelle, de la microplasticité intervient au sein du matériau. Celle-ci conduit à l'apparition en surface de BGPs, qui ont pu être observées sur divers matériaux. Nous pouvons citer notamment les travaux de [Suresh, 1991]. Il a pu mettre évidence, l'émergence de BGPs (figure 3.13) en surface au cours de sollicitations cycliques. La hauteur de ces BGPs augmente avec l'accumulation du nombre de cycles. Les bandes de glissement

persistantes sont causées par l'apparition de mécanismes d'intrusions/extrusions, schématisées sur la figure 3.14. Ainsi, par microscopie optique, le relief des BGP permet de les mettre en évidence sous l'aspect de tâches sombres.

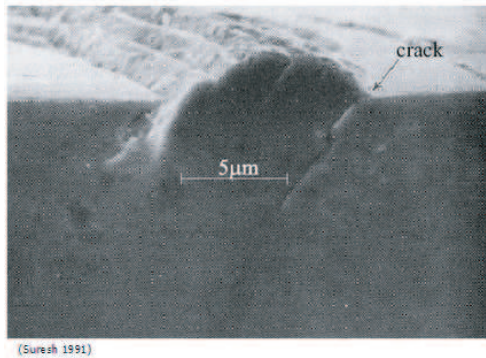


Figure 3.13: Apparition d'une microfissure en pied d'une BGP sur un monocristal de cuivre [Suresh, 1991].

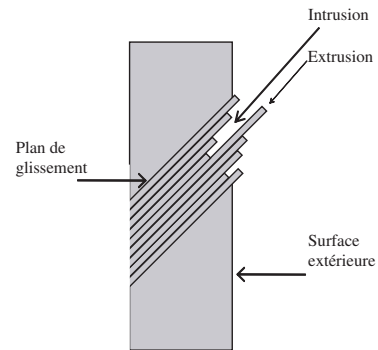


Figure 3.14: Schématisation du mécanisme de formation d'intrusions/extrusions.

### 3.3.1.2 Évolution en fonction du nombre de cycles

Nous observons l'évolution de l'apparition progressive de BGP en fonction du nombre de cycles. Les clichés successifs pris lors des essais de fatigue interrompus pour une même amplitude de chargement cyclique (ici 330 MPa et 250 MPa par exemple) mettent en évidence une augmentation progressive de la taille des BGP (figures 3.15 et 3.16). Les évolutions pour les autres amplitudes de chargement en fonction du nombre de cycles sont données en annexe B.

A partir de ces clichés, certaines conclusions sont effectuées :

- un nombre de cycles important vis-à-vis de l'amplitude du chargement (au minimum 60% de la durée de vie) est requis pour faire apparaître distinctement les BGP par microscopie optique ;
- à amplitude fixée, après cette étape initiale, il n'y a pas de nouveau lieu d'apparition des BGP. Le nombre de BGP est indépendant du nombre de cycles<sup>2</sup>.

### 3.3.1.3 Évolution en fonction de l'amplitude du chargement cyclique

Suivant l'amplitude du chargement cyclique appliqué, la densité des BGP sur la même taille de zone d'étude évolue. En juxtaposant les clichés obtenus pour les diverses amplitudes de chargement cyclique, nous pouvons constater que le nombre de BGP par zone dépend de l'amplitude du chargement cyclique appliqué (figure

<sup>2</sup>. Augmenter le nombre de cycles permet uniquement d'augmenter la taille des BGP et de rendre celles-ci observables par microscopie optique.

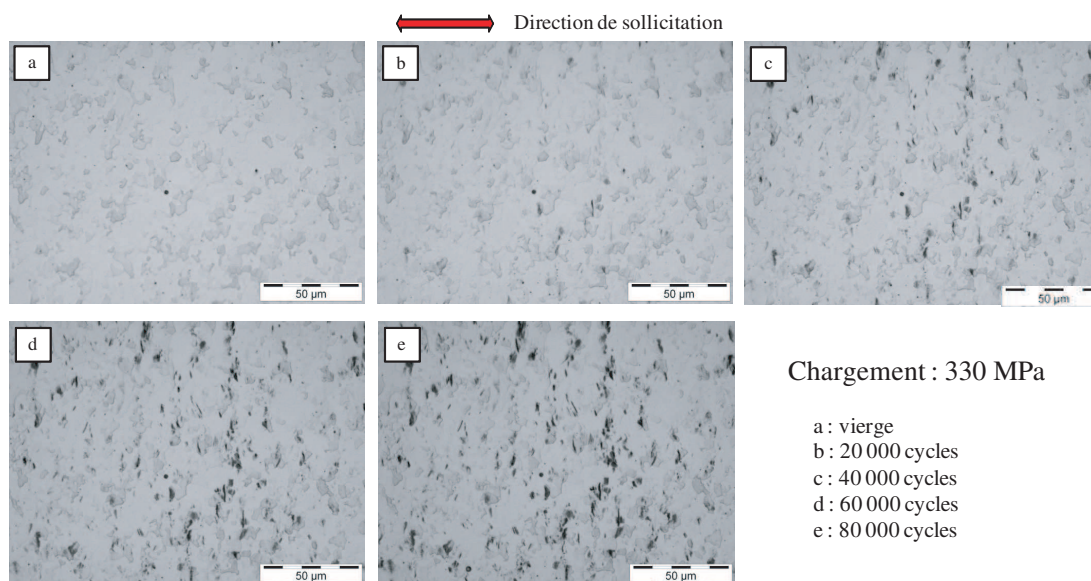


Figure 3.15: Apparition progressive de BGPs en surface de l'éprouvette sollicitée à 330 MPa.

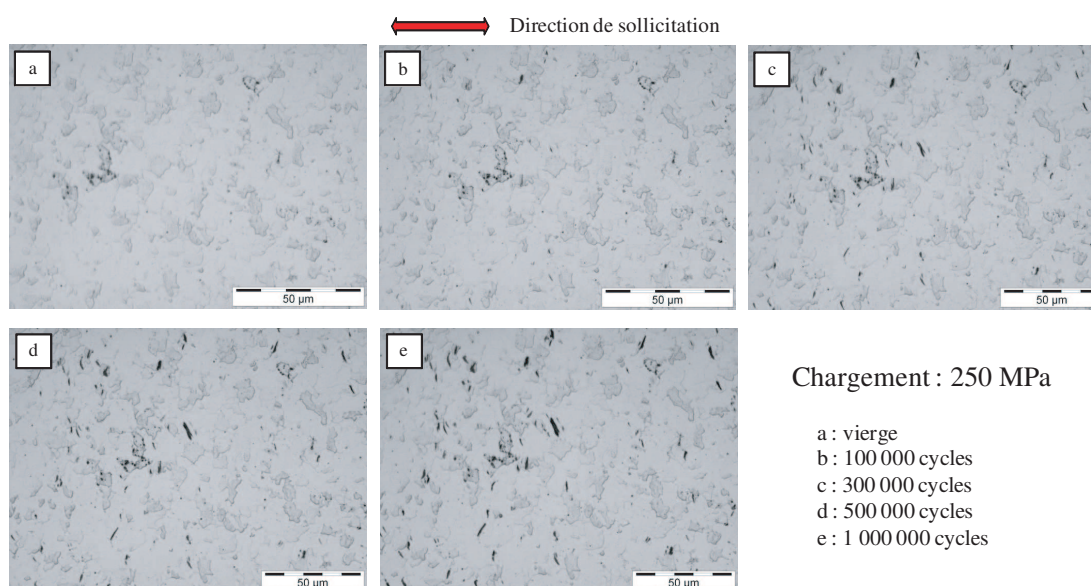


Figure 3.16: Apparition progressive de BGPs en surface de l'éprouvette sollicitée à 250 MPa.

3.17). A partir de ces images, nous souhaitons ainsi mettre en place une procédure de comptage des BGPs pour caractériser quantitativement l'évolution de leur nombre en fonction de l'amplitude du chargement.

Le logiciel de traitement d'images ImageJ permet de compter le nombre d'occur-

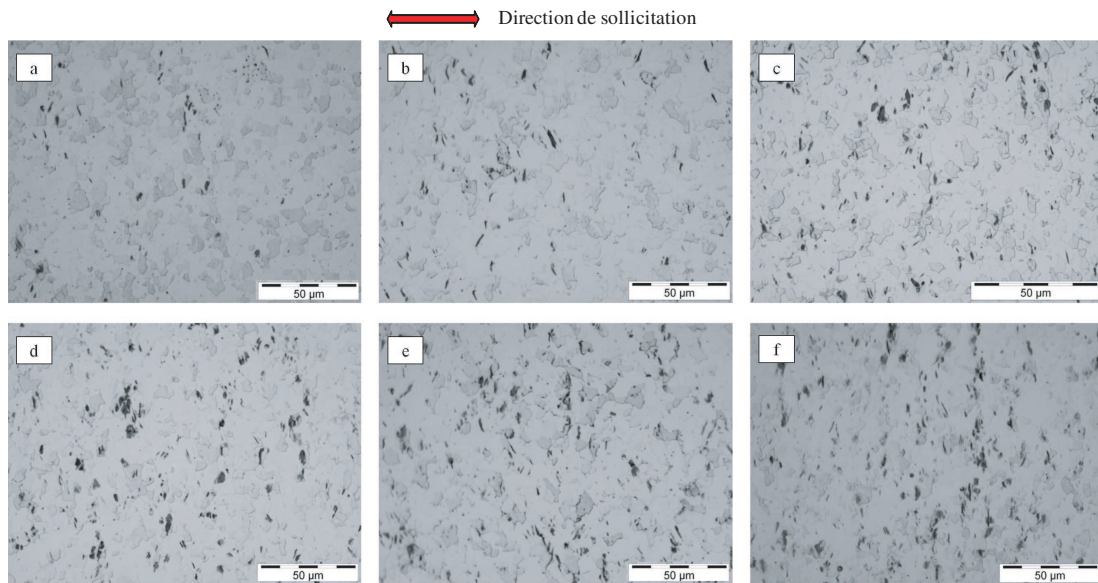


Figure 3.17: Évolution qualitative du nombre de BGPs en fonction de l'amplitude du chargement cyclique; a) 240 MPa b) 250 MPa c) 270 MPa d) 290 MPa e) 310 MPa f) 330 MPa (Nombre de cycles pour chacune des images donné dans le tableau 3.3).

rences présentes au sein d'une image, à partir du niveau de gris de celle-ci. Deux paramètres de réglage sont essentiels : le seuil de niveau de gris à partir duquel un pixel est défini comme noir ou blanc (principe de la binarisation) et la taille minimale (ou le nombre minimal de pixels). Ils permettent de définir un groupement de pixels comme un évènement qui peut être comptabilisé. Ce principe est utilisé pour compter le nombre de BGPs au sein des images récupérées par microscopie optique. Seules les images prises à la dernière interruption des essais sont utilisées (pour les autres interruptions, les BGPs ne sont parfois pas suffisamment importantes ou marquées pour être considérées comme un évènement).

La première étape consiste à binariser les images, en définissant un seuil en niveau de gris. Aussi, tout groupement de pixels, dont le niveau de gris est supérieur à ce seuil, apparaissant en noir tandis que le reste de l'image est maintenant en blanc, éliminant au passage les joints de grain (figure 3.18). Pour la seconde étape, tout ensemble de pixels noirs qui peut être circonscrit par un cercle est compté comme un évènement (et donc défini comme une BGP). Quelques pixels pathologiques (dus aux conséquences du polissage électrolytique) apparaissent en noir, mais ne sont pas des BGPs. Il est possible de s'en affranchir en définissant une taille minimale de groupement de pixels. Finalement ne sont comptées que les BGPs d'une certaine taille. Afin de rendre le comparatif des résultats issus des diverses amplitudes pertinent, les mêmes paramètres de réglages sont appliqués à l'ensemble des images. Nous discuterons dans la suite de la pertinence de ce comptage réalisé à partir des phénomènes observés par microscopie optique.



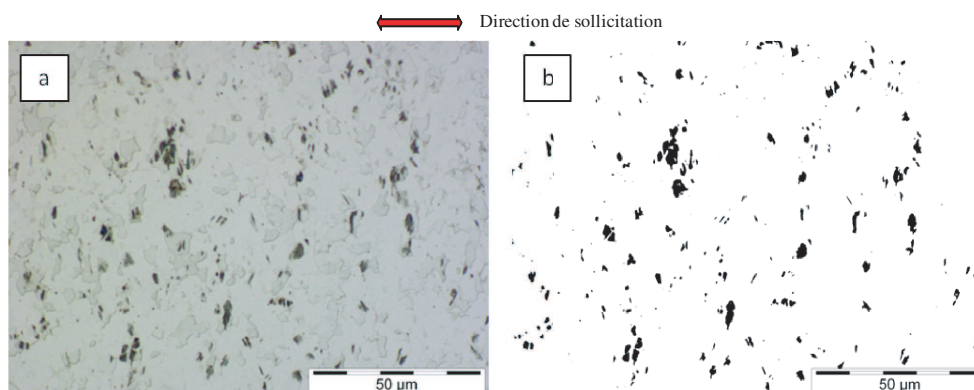


Figure 3.18: Binarisation des images obtenues par microscopie optique dans le but de compter le nombre de BGPs a) image initiale ; b) image binarisée.

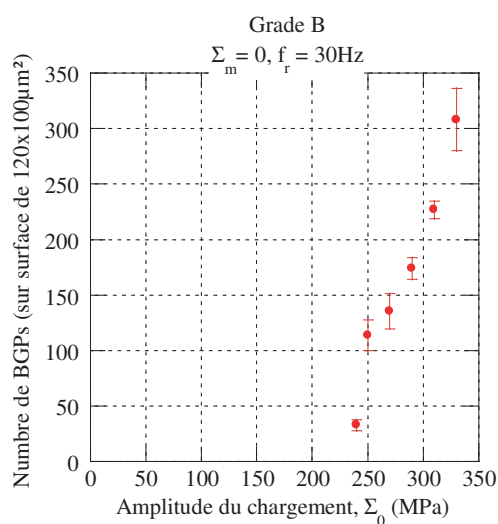


Figure 3.19: Comptage du nombre de BGPs en fonction de l'amplitude du chargement.

Pour chacun des niveaux de sollicitations cyclique, les 6 zones d'étude permettent de considérer un nombre de grains suffisamment important pour être représentatif du comportement global du matériau. Ainsi, il est possible de traiter ces données en considérant un nombre moyen de BGPs par zone d'étude et l'écart type associé. Les résultats du comptage sont donnés sur la figure 3.19 pour les amplitudes de chargement situées dans le régime secondaire. Une augmentation importante du nombre de BGPs est constatée en fonction de l'amplitude du chargement cyclique appliqué.

Lors du comptage, nous avons aussi accès à la taille (en terme de surface occupée) des BGPs. En observant la distribution de ces tailles sur le niveau à 290 MPa, les petites BGPs sont majoritaires (figure 3.20). Seules quelques BGPs possèdent

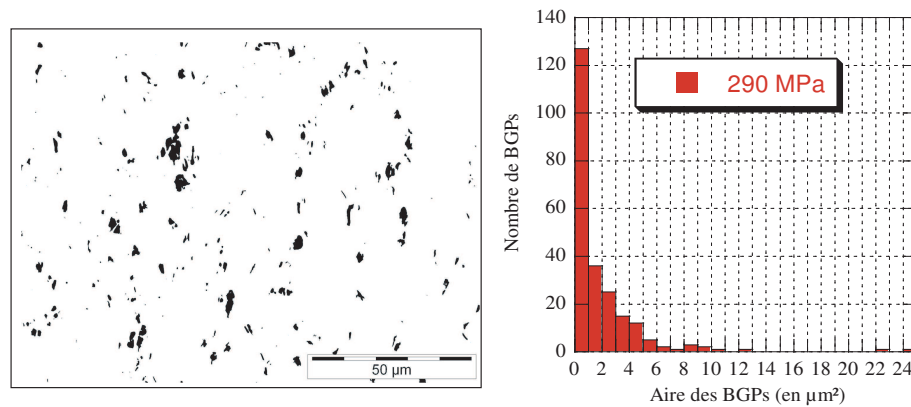


Figure 3.20: Distribution des tailles (en termes de surface occupée) des BGP observées sur l'éprouvette sollicitée à 290 MPa.

une taille très importante et occupent ainsi une grande majorité de la surface du grain.

En observant par microscopie optique l'apparition progressive de BGP au cours de la durée de vie d'éprouvettes sollicitées à divers niveaux de chargement cyclique, nous avons pu mettre en évidence une répartition spatiale aléatoire des BGP ainsi qu'une dépendance du nombre de BGP à l'amplitude du chargement. De plus, augmenter le nombre de cycles, pour un chargement donné, conduit à augmenter la taille des BGP, sans faire apparaître de nouveaux lieux d'émergence. Nous observons dans la suite ces BGP avec les autres moyens d'observation retenus.

### 3.3.2 Résultats « post-mortem »

Dans cette partie sont traitées les données obtenues par l'intermédiaire des autres moyens d'observation. Toutes les mesures qui suivent sont effectuées après la sollicitation cyclique, seules les zones centrales des éprouvettes ayant été conservées pour respecter la taille maximale autorisée par les divers appareils d'observation fine. La découpe est effectuée suffisamment loin des zones d'observation pour ne pas influencer les mesures réalisées.

#### 3.3.2.1 Observations par sonde SEM

Les images obtenues dans cette partie sont issues de l'éprouvette sollicitée à une amplitude de 250 MPa après 2 millions de cycles de chargement. A l'issue des mesures, nous pouvons distinguer des BGP de deux natures. La première, celle classiquement illustrée dans la littérature [Suresh, 1991], fait état d'extrusions rectilignes, qui partent d'un joint, traversent le grain puis atteignent le joint de grain opposé (figure 3.21). Les grains autour de celui possédant la BGP ne présentent pas de signes de microplasticité. Nous pouvons de plus noter la présence d'une texture

sur certains grains, celle-ci provient du polissage électrolytique (comme montrée sur l'image AFM du grade vierge) et permet d'obtenir un contraste entre les grains par microscopie optique. Ces images SEM permettent aussi de mettre en évidence (par le fait qu'une seule face de l'extrusion est visible) que les plans de glissement des BGP s semblent orientés à 45 degrés par rapport à la surface libre du grain, comme présenté sur la figure 3.13 et sur le schéma de principe des intrusions-extrusions 3.14.

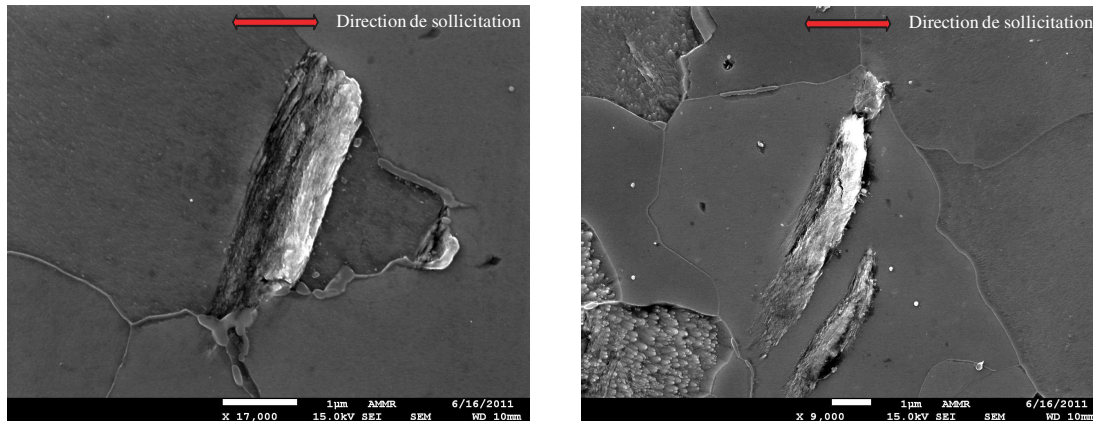


Figure 3.21: Exemples de BGPs linéaires obtenues par imagerie SEM sur l'éprouvette sollicitée à 250 MPa.

En balayant la surface des échantillons observés, nous pouvons aussi mettre en évidence la présence d'autres types de BGPs dont l'émergence, à partir des plans de glissement, semble être plus complexe (figure 3.22). En effet, les BGPs ne sont ici plus rectilignes mais présentent une légère courbure. Ce constat aurait aussi pu être fait à partir des images obtenues par microscopie optique mais est plus démonstratif dans ce cas. Il est difficile de rencontrer dans la littérature des observations qui rendent compte de ce phénomène, si ce dernier est pertinent, car elles sont généralement effectuées sur des matériaux monocristallins ou des polycristaux de cuivre [Stanzl-Tschegg *et al.*, 2007] ou de nickel [Weidner *et al.*, 2008], et rarement sur des polycristaux possédant des microstructures complexes [Man *et al.*, 2002][Man *et al.*, 2004][Halliday et Bowen, 2011]. Nous pouvons émettre l'hypothèse que le voisinage des grains influe sur l'apparition de la microplasticité.

Le dernier phénomène que nous pouvons rencontrer rend compte du fait que tous les grains ne sont pas égaux vis-à-vis de l'apparition de la microplasticité. En effet, la majorité des grains ne présente pas de traces de microplasticité. Pour certains, une ou plusieurs BGPs apparaissent et d'autres en sont couverts, comme en atteste l'image de la figure 3.23. Nous pouvons ici observer des extrusions, des intrusions (ombres entre les extrusions) et surtout des BGPs qui se chevauchent dans des directions orthogonales.

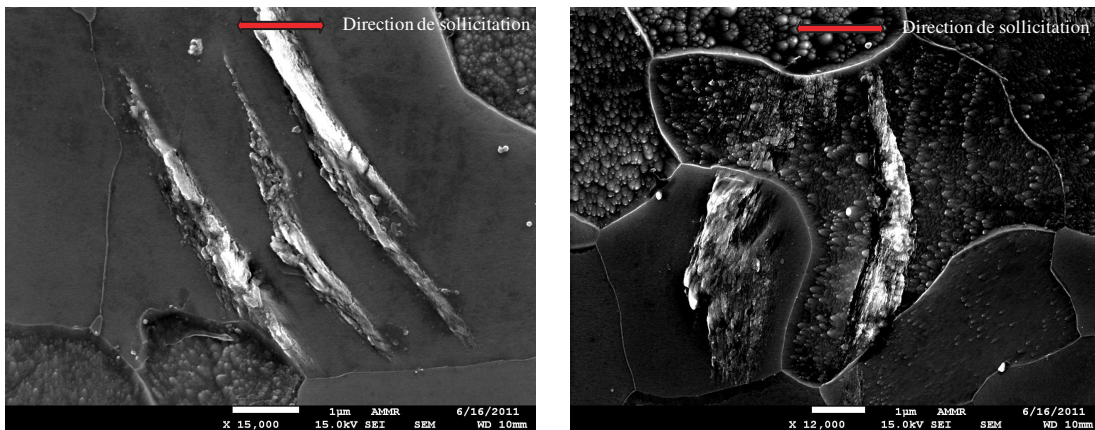


Figure 3.22: Exemples de BGPs plus complexes obtenues par imagerie SEM sur l'éprouvette sollicitée à 250 MPa.

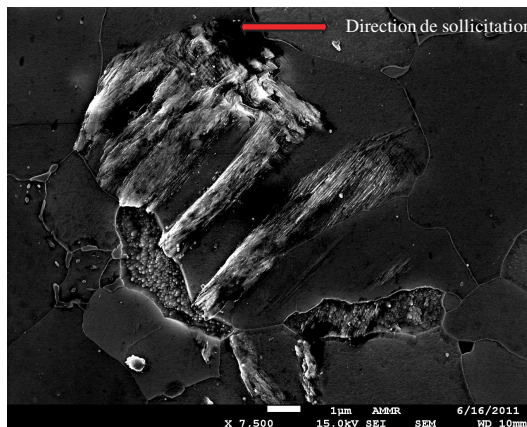


Figure 3.23: Grain couvert de BGPs obtenu par imagerie SEM sur l'éprouvette sollicitée à 250 MPa.

### 3.3.2.2 Observations par AFM

Nous rappelons qu'à l'issue du polissage électrolytique, un échantillon de ce grade observé à l'AFM permettait de mettre en évidence une rugosité au sein de chaque grain proche du nanomètre. A partir des images obtenues par microscopie à force atomique, nous souhaitons maintenant caractériser finement la géométrie des BGPs (leur hauteur et leur largeur). Une fois encore, les résultats sont présentés sur l'échantillon issu de l'éprouvette sollicitée à 250 MPa. Les valeurs de largeur et de hauteur des BGPs sont propres au grade de l'étude et correspondent ici à la hauteur atteinte pour un nombre de cycles correspondant à 80 à 90% de la durée de vie moyenne.

Sur la figure 3.24, des extrusions sont mises en évidence en blanc (donc une hauteur supérieure au plan du grain), la géométrie de la pointe ne permettant que difficilement de caractériser les intrusions [Polak *et al.*, 2003]. Les BGPs possèdent

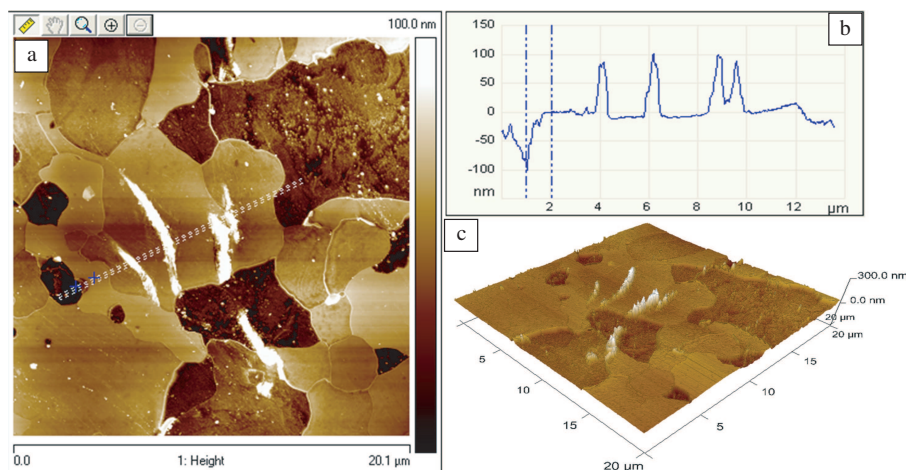


Figure 3.24: Caractérisation fine des dimensions des BGPs sur une zone de l'éprouvette après sollicitation à 250 MPa ; a) topographie de l'ensemble de la zone d'étude ; b) profil obtenu sur la ligne tracée sur la zone d'étude ; c) reconstruction 3D de la zone d'étude.

ainsi une hauteur d'une centaine de nanomètres, et une largeur comprise entre 500 nanomètres et presque 1 micron. Des mesures sur d'autres zones ont donné des résultats similaires. Ces valeurs de mesure sont en adéquation avec les résultats trouvés par [Risbet et Feugas, 2008][Risbet *et al.*, 2008], où une investigation est menée sur la caractérisation des BGPs pour différents matériaux.

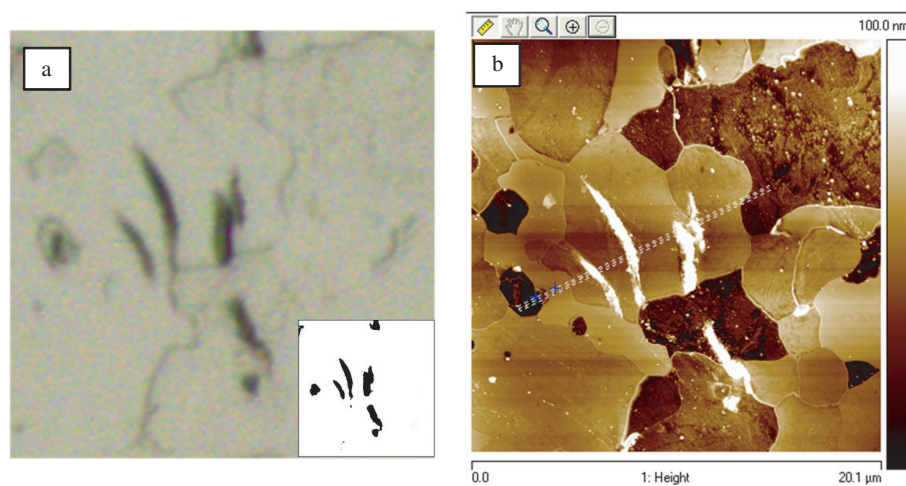


Figure 3.25: Comparatif quantitatif des informations obtenues sur la même zone d'étude sur l'éprouvette à 250 MPa par a) microscopie optique avec l'image binarisée ; b) AFM

Pour maintenant justifier la pertinence du comptage mis en place à partir des résultats de microscopie optique, des clichés AFM et optique sont réalisés sur la même zone d'étude de l'éprouvette sollicitée à 250 MPa (figure 3.25). L'objectif est

de connaître la propension de la microscopie optique à rendre compte de l'ensemble des phénomènes apparaissant dans une zone d'étude donnée. Nous pouvons constater que la microscopie optique rend fidèlement compte des extrusions, un précipité (visible à l'AFM) ne pouvant pas être compté comme une BGP car il n'apparaît pas à l'optique. Les intrusions que l'on devine à l'AFM dans les grains sombres ne sont pas visibles à l'optique. Cependant, comme le comptage est réalisé dans les mêmes conditions à partir des images obtenues par microscopie optique sur tous les niveaux de chargement, la procédure semble pertinente.

### 3.3.2.3 Observations par EBSD

Les dernières mesures que nous exploitons sont celles issues de l'imagerie EBSD. La zone centrale issue de l'éprouvette sollicitée à 310 MPa pendant 150 000 cycles est observée. La première information est que les BGPs sont aussi observables à partir de mesures EBSD, visibles en noir sur la figure 3.26. En effet, le désordre dans les BGPs est tellement important que le cliché de Kikuchi obtenu ne correspond pas à une orientation cristalline précise. Nous pouvons constater qu'il n'y a pas de lien privilégié entre la présence des BGPs et l'orientation cristalline du grain où elles apparaissent.

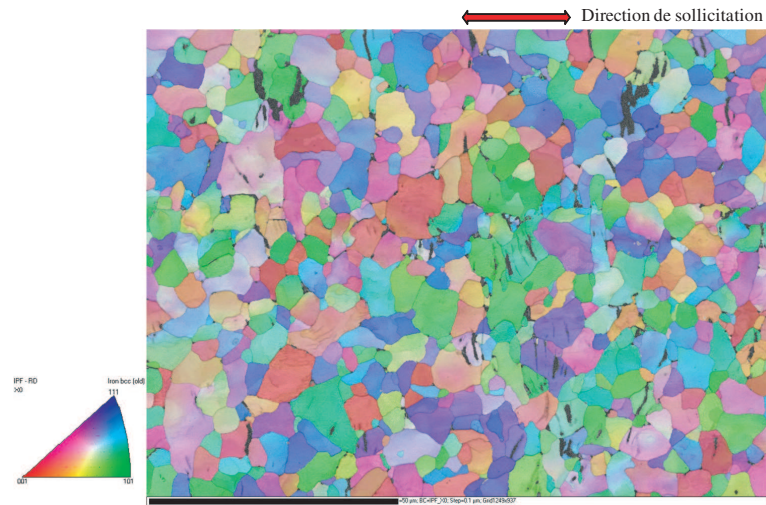


Figure 3.26: Orientation cristalline obtenue sur une zone de l'échantillon après 150 000 cycles à 310 MPa; apparition des BGPs en noir.

Cette information est plus démonstrative encore en considérant le facteur de Schmid (figure 3.27). Les grains en rouge sont les grains avec un facteur de Schmid de 0.5, c'est à dire, a priori, parmi les mieux orientés vis-à-vis de l'apparition de microplasticité et donc de formation de BGPs. Si certains des grains en rouge présentent des BGPs, d'autres ne montrent aucun signe de microplasticité. A l'inverse, certains grains, dont le facteur de Schmid varie entre 0.4 et 0.5 possèdent en leur sein

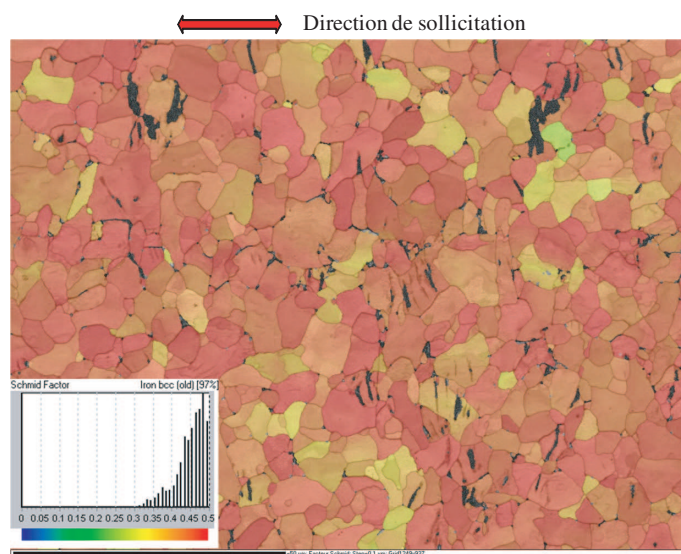


Figure 3.27: Lien entre facteur de Schmid et apparition des BGP sur une zone de l'échantillon après 150 000 cycles à 310 MPa.

des BGP. Ainsi, d'autres phénomènes, autres que l'orientation cristalline, pilotent l'apparition de microplasticité au sein des grains. Ces autres phénomènes peuvent être le voisinage de chacun des grains qui crée des concentrations de contraintes locales, la taille des grains, la présence de contraintes résiduelles, ... Nous sommes ici en présence d'un acier pour lequel ces phénomènes influencent l'apparition de microplasticité, le plan de cisaillement maximal ne pouvant expliquer à lui seul la formation de BGP. Cette constatation a déjà été effectuée dans le cas d'un acier dual phase, où l'apparition de microplasticité au sein de la ferrite est influencée par le voisinage des grains [Gironès *et al.*, 2004] où dans le cas de la fatigue oligocyclique [Marinelli *et al.*, 2009].

Ces caractérisations fines post-mortem des éprouvettes sollicitées en fatigue ont permis de caractériser finement la géométrie des BGP, que ce soit leur forme (SEM), leur hauteur (AFM) ou leur largeur (SEM et AFM). Ces mesures ont également mis en évidence que l'orientation cristalline ne gouverne pas à elle seule l'apparition de microplasticité (EBSD). Ces données qualitatives permettent de mieux appréhender les mécanismes de formation des BGP sur les aciers laminés.

### 3.3.3 Confrontation des résultats aux hypothèses de modélisation

Ces résultats s'inscrivent dans la lignée des travaux menés par [Cugy et Galtier, 2002], où l'apparition progressive de BGP avait été mise en évidence par des observations par microscopie optique sur un acier bas carbone. Les observations avaient été réalisées par microscopie optique, et permettait de mettre en évidence la dé-

pendance de l'aire occupée par les BGPs à l'amplitude du chargement. Dans notre cas, nous avons plutôt souhaité caractériser le nombre de BGPs plutôt que leur aire occupée. Les BGPs grossissent au fur et à mesure des cycles, ce qui rend le comptage à partir de l'aire occupée dépendant du nombre de cycles auquel le comptage est effectuée. Ces observations restaient toutefois macroscopiques et ne permettent pas de justifier précisément les hypothèses du modèle. Nous confrontons maintenant les résultats des observations aux hypothèses effectuées dans le modèle pour justifier la nature du régime secondaire :

- le régime secondaire en auto-échauffement est provoqué par de la microplasticité qui conduit, à terme, à une apparition de BGPs en surface du matériau, confirmant un comportement élasto-plastique des inclusions ;
- le VER considère un nombre d'inclusions réparties dans le volume. Les observations sont effectuées en surface par l'intermédiaire de l'observation des BGPs, propres à l'existence d'une surface libre. Une extrapolation est donc effectuée en considérant que la microplasticité au sein du volume est similaire à celle observée en surface (mais sans la formation de BGPs) ;
- la répartition spatiale des BGPs à la surface des éprouvettes est aléatoire (tout comme les orientations métallographiques vis-à-vis de la position ou de la taille des grains) ce qui justifie une approche probabiliste. De plus, le scénario d'activation de la microplasticité proposé sous la forme d'un PPP est ainsi cohérent ;
- l'apparition des BGPs en surface du matériau n'est pas uniquement pilotée par l'orientation cristalline ;
- le nombre de BGPs est indépendant du nombre de cycles, une fois la cinétique d'activation mise en place. Il semble donc raisonnable de considérer le nombre de sites actifs du modèle indépendant du nombre de cycles ;
- le nombre de BGPs dépend de l'amplitude du chargement cyclique appliqué. Considérer uniquement une dépendance du nombre de sites actifs à l'amplitude du chargement semble justifiée ;
- dans le modèle, nous postulons la relation liant le nombre de sites actifs et l'amplitude du chargement sous forme d'une loi puissance. Au vu de l'évolution du nombre de BGPs en fonction de l'amplitude du chargement (Figure 3.28), cette représentation ne semble pas trop schématique.

Les hypothèses formulées dans le modèle pour décrire le régime secondaire observé en auto-échauffement sont donc cohérentes avec les résultats des observations. Nous appliquons maintenant la même démarche pour étudier le régime primaire.



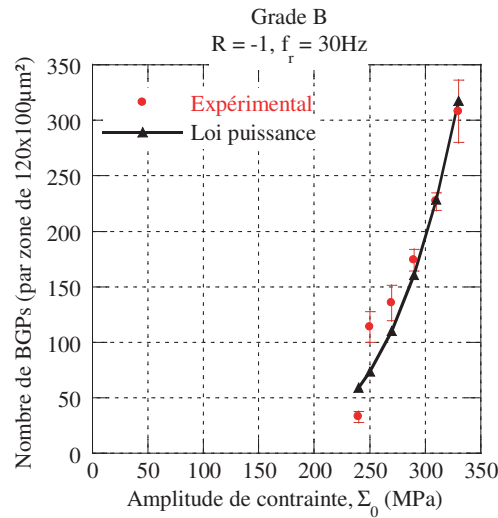


Figure 3.28: Approximation du nombre de BGPs en fonction de l'amplitude du chargement cyclique par un loi puissance.

### 3.4 Observations dans le régime primaire

Dans la littérature, des observations expérimentales existent pour expliquer le régime secondaire d'auto-échauffement (l'apparition de BGPs [Cugy et Galtier, 2002]). Pour les plus faibles amplitudes de chargement cyclique, il n'existe, à notre connaissance, que très peu d'observations permettant de justifier ce régime primaire dans le cas des aciers [Koster *et al.*, 2010]. Des résultats existent sur les cuivres pour des domaines de durée de vie supérieurs aux millions de cycles [Weidner *et al.*, 2008][Mughrabi, 2010][Lukas *et al.*, 2011] ou sur des aluminiums [Höppel *et al.*, 2010].

Dans le chapitre précédent, le régime primaire a été étudié qualitativement. Dans un premier temps nous avons montré que l'élévation de température était linéaire avec la fréquence de sollicitation, permettant de s'affranchir d'un mécanisme lié à la viscosité et de converger vers un mécanisme de très faible microplasticité. Nous cherchons ainsi dans cette partie à observer directement les causes de cette dissipation pour les faibles amplitudes de chargement cyclique.

#### 3.4.1 Résultats au cours des chargements cycliques

Comme dans le cas du régime secondaire, des observations par microscopie optique sont tout d'abord effectuées pour deux amplitudes de chargement cyclique situées dans le régime primaire, soit 210 et 230 MPa. 20 millions de cycles et 10 millions de cycles respectivement sont atteints sans rupture sur ces deux éprouvettes. A ces niveaux de chargement, des évènements très localisés de microplasticité apparaissent sous forme de BGPs (figure 3.29). Si 4 ou 5 BGPs en moyenne par zone

peuvent être détectées sur l'éprouvette sollicitée à 230 MPa, 2 BGPs ont été détectées sur une vingtaine de zones pour l'éprouvette sollicitée à 210 MPa. Ces BGPs n'appartiennent pas au régime primaire, mais sont quelques événements rares du régime secondaire. Aucun autre phénomène, signe de microplasticité, n'est visible par microscopie optique.

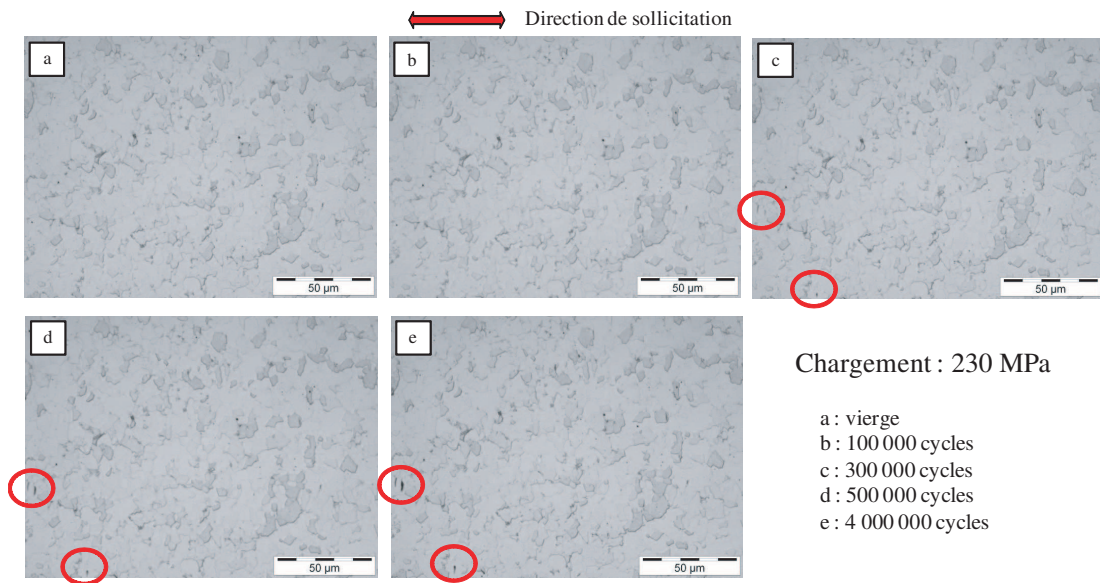


Figure 3.29: Apparition progressive d'évènements rares de microplasticité sous forme de BGPs pour une amplitude de chargement cyclique de 230 MPa.

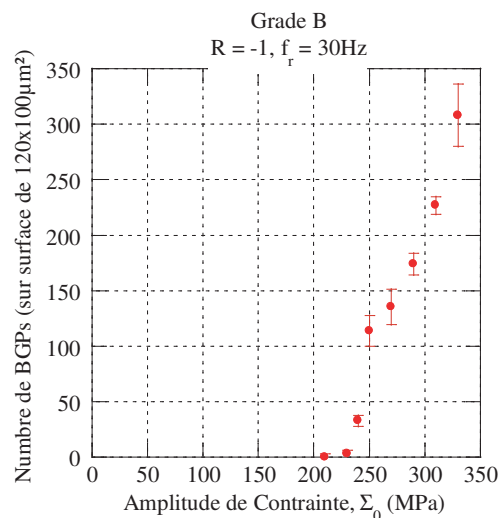


Figure 3.30: Graphe global du comptage du nombre de BGPs en fonction de l'amplitude du chargement.

Ces mesures nous permettent ainsi de compléter la courbe donnant le nombre de BGPs en fonction de l'amplitude du chargement cyclique (figure 3.30). Il n'y a que quelques rares BGPs en dessous de 240 MPa. Ce faible nombre n'explique pas l'évolution de la température du régime primaire.

### 3.4.2 Observations « post-mortem »

En présentant les divers moyens de mesures expérimentaux retenus, la possibilité d'observer par sonde EBSD les désorientations moyennes et locales a été évoquée. C'est cette information que nous exploitons ici pour trouver d'autres phénomènes que la formation de BGPs (aussi bien pour les faibles que pour les hautes amplitudes de chargement). Tout d'abord, sur le grade vierge de toute sollicitation mécanique, la figure 3.31 montre les désorientations moyennes initiales présentes au sein du matériau. La majorité des grains sont en bleu et possèdent une désorientation moyenne nulle : l'orientation du grain est homogène. Quelques grains possèdent une très légère désorientation (en vert) quand d'autres possèdent un comportement pathologique avec une désorientation moyenne supérieure à  $15^\circ$  (grains en gris).

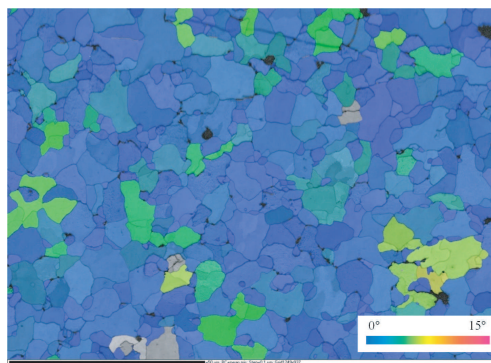


Figure 3.31: Désorientation moyenne du grade vierge de toute sollicitation mécanique.

En observant les résultats des désorientations moyennes sur les éprouvettes sollicitées à 210 MPa pendant 20 millions de cycles et à 310 MPa pendant 150 000 cycles, une évolution de ces désorientations moyennes peut être notée (figures 3.32 et 3.33). Une grande partie des grains possède après la sollicitation cyclique une désorientation moyenne qui est supérieure à  $1^\circ$ , ne pouvant donc pas être considérée comme du bruit de mesure. Cette évolution des désorientations au cours de sollicitations de fatigue a déjà pu être observé sur des aluminiums [De et Mishra, 2010]. Des mouvements irréversibles au sein des grains se sont produits au cours de la sollicitation cyclique. De plus, en augmentant l'amplitude du chargement, l'intensité des désorientations moyennes semble augmenter.

Comme dans le cas des BGPs, un certain nombre de cycles (dépendant du niveau de chargement) est requis pour faire apparaître en surface ces signes de microplas-

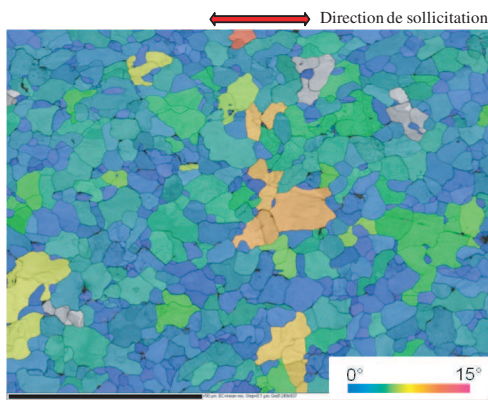


Figure 3.32: Désorientation moyenne,  $\Sigma_0 = 210$  MPa (20 millions de cycles).

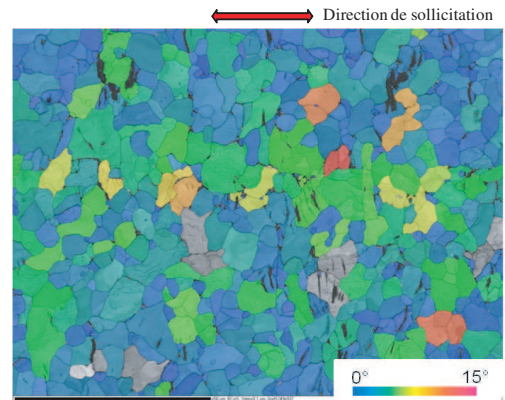


Figure 3.33: Désorientation moyenne,  $\Sigma_0 = 310$  MPa (150 000 cycles).

ticité. En effet, si les résultats de désorientation moyenne sont probants pour ces niveaux de chargement, une éprouvette sollicitée à 170 MPa pendant 5 millions de cycles ne montre pas la présence de désorientations supérieures à celles relevées à l'état initial. Pour ces faibles niveaux de chargement, il est délicat de choisir le nombre de cycles à appliquer pour que ces phénomènes de microplasticité puissent être observables en surface des grains. Si 20 millions de cycles sont requis pour le niveau à 210 MPa, un temps prohibitif doit être alloué pour de plus faibles amplitudes.

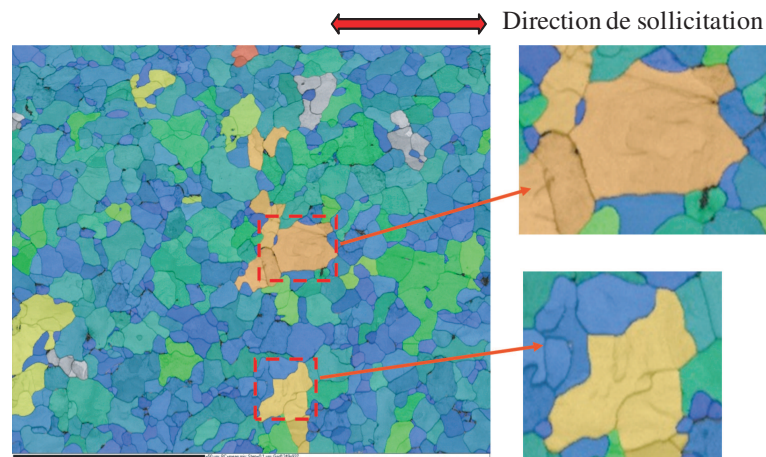


Figure 3.34: Apparition de signes de microplasticité sur quelques grains sur l'éprouvette sollicitée à 210 MPa pendant 20 millions de cycles.

En observant plus en détail les clichés obtenus par EBSD, il est possible de voir au sein de certains grains des signes de microplasticité. Pour l'éprouvette sollicitée à 210 MPa par exemple, la figure 3.34 met en évidence certains grains possédant des signes de microplasticité alors que le niveau de chargement est très en dessous de la limite d'endurance moyenne à 2 millions de cycles. Des signes de microplasticité

ont déjà pu être observés sur des aciers austénitiques-ferritiques pour de faibles amplitudes de chargement [Krupp *et al.*, 2010]. Dans ce cas, ils étudiaient le rôle des barrières microstructurales qui empêchent la déformation plastique de se propager.

Les désorientations moyennes sont des informations obtenues à l'échelle d'un groupement de grains. Pour caractériser plus finement ces signes de microplasticité, il est intéressant de descendre d'une échelle à l'aide de l'EBSD en observant les désorientation intragranulaires (les désorientation locales). Sur l'éprouvette à 310 MPa, des désorientations locales supérieures au degré sont observées (figure 3.35). Celles-ci sont différentes de la formation des BGPs et n'apparaissent pas à l'état vierge [Gee *et al.*, 2010]. Elles reflètent un mouvement irréversible au sein du grain qui conduit à la formation de sous-joints [Koster *et al.*, 2010].

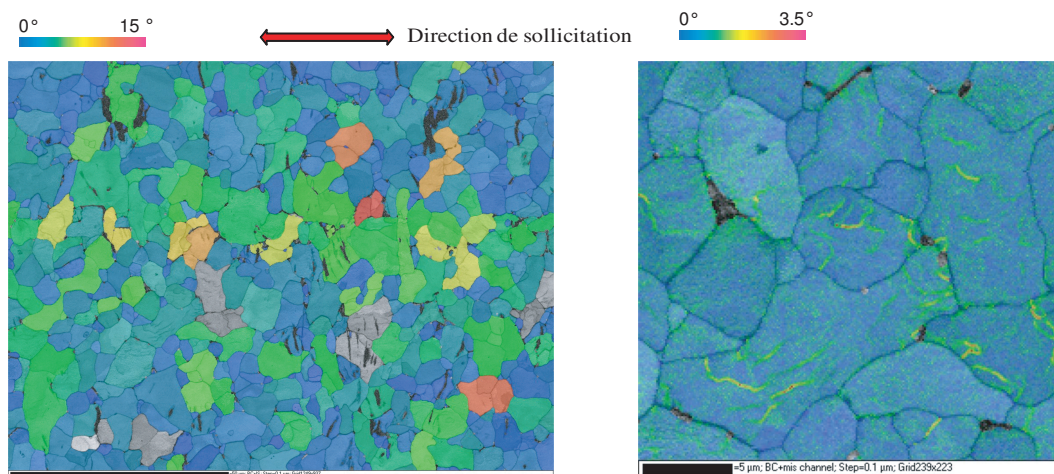


Figure 3.35: Mise en évidence des désorientations locales au sein des grains après une sollicitation cyclique à 310 MPa.

De même, des désorientations locales apparaissent sur l'éprouvette sollicitée à 210 MPa pendant 20 millions de cycles (figure 3.36 a). Ces désorientations sont bien évidemment plus faibles que celles observées sur l'éprouvette à 310 MPa, mais toujours supérieures au degré (comme en atteste le profil de désorientation de la figure 3.36 b tracé suivant une ligne). Nous obtenons bien des signes de microplasticité, que l'on peut qualifier de diffuse, au sein des grains sous l'effet d'une sollicitation cyclique de faible amplitude, en dessous de la limite d'endurance moyenne à 2 millions de cycles.

### 3.4.3 Confrontation des résultats aux hypothèses de modélisation

A partir des mesures expérimentales effectuées, nous confrontons maintenant les résultats obtenus aux hypothèses retenues lors de la mise en place du modèle pour

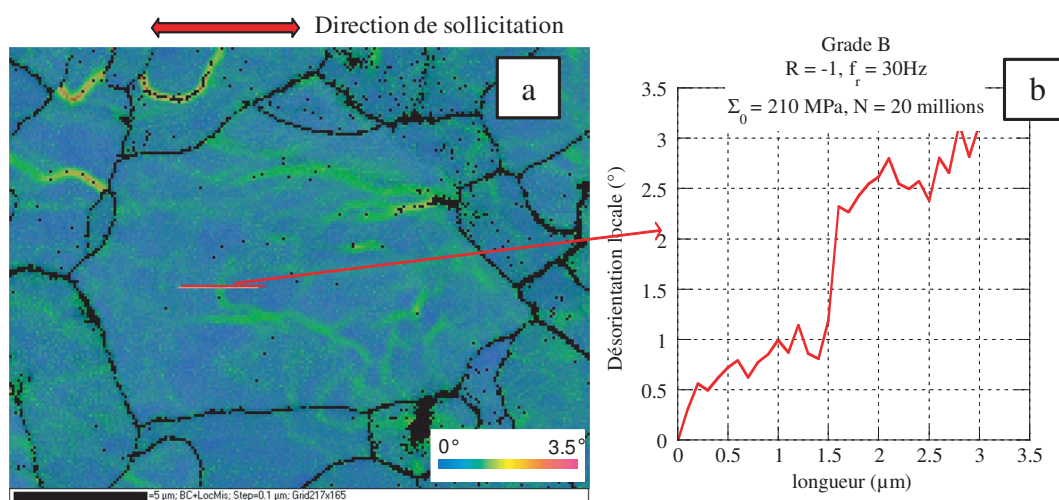


Figure 3.36: Mise en évidence des désorientations locales au sein des grains après une sollicitation cyclique à 210 MPa.

décrire le régime primaire d'auto-échauffement :

- par les mesures EBSD, nous pouvons constater la présence de microplasticité au sein des grains, différente des BGP ;
- la microplasticité obtenue dans les grains sous forme de désorientations locales est diffuse, répartie dans les grains, ce qui justifie de considérer un écrouissage dans la matrice ;
- si nous associons cette forme de microplasticité à un mécanisme de création, annihilation [Devincre et Kubin, 1997][Tang *et al.*, 1998] et réarrangement des dislocations pour former ces désorientations, nous ne sommes pas capables de le justifier expérimentalement. Des mesures par Microscopie Électronique à Transmission (MET) pourraient permettre d'apporter des réponses supplémentaires ;
- la micro-plasticité observée par EBSD ne conduit pas à rupture dans le domaine de durée de vie qui nous intéresse : la fatigue polycyclique. Seules les BGP conduisent à rupture ce qui justifie de considérer l'hypothèse du maillon le plus faible sur la population d'inclusions.

### 3.5 Conclusion

Dans ce chapitre, l'objectif était de justifier, par des mesures expérimentales, les hypothèses posées dans le modèle pour décrire les régimes primaire et secondaire observés en auto-échauffement. Dans un premier temps, nous avons d'abord présenté les moyens expérimentaux utilisés pour mener à bien cet objectif. Par microscopie optique, un suivi est effectué au cours de la durée de vie des éprouvettes sollicitées

à différents niveaux d'amplitude de chargement cyclique. Par AFM et par MEB, une caractérisation « post-mortem » fine est réalisée, l'AFM permettant d'obtenir des informations sur la rugosité des phénomènes (avec une résolution de l'ordre du nanomètre), l'imagerie SEM permettant de s'assurer que les phénomènes observés sont bien des BGP (avec toutefois des formes parfois singulières) et l'EBSD permettant d'avoir accès à des informations sur l'orientation cristalline. Dans un second temps, le protocole expérimental a été défini, allant de la présentation du grade de l'étude, un acier micro-allié, aux conditions de chargement effectuées, en passant par les conditions de polissage des éprouvettes.

Nous nous sommes ensuite focalisés sur le régime secondaire, puis sur le régime primaire. La démarche adoptée consistait à effectuer les mesures et à les exploiter ensuite sans a priori par rapport à la modélisation effectuée. Ce n'est que dans un second temps que nous avons confronté les résultats des observations aux hypothèses formulées dans le modèle. L'ensemble des conclusions effectuées est synthétisé dans le tableau 3.4.

Les ingrédients introduits dans le modèle probabiliste à deux échelles sont appropriés vis-à-vis des observations expérimentales effectuées. Si certaines hypothèses méritent d'être vérifiées à l'avenir (création et annihilation de dislocations par exemple), elles ne remettent néanmoins pas en cause ni le fondement du modèle ni sa pertinence pour décrire le comportement à l'auto-échauffement des aciers dans le but de prévoir le comportement en fatigue.

Dans ces deux chapitres, nous nous sommes intéressés, que ce soit du point de vue des essais, de la modélisation ou encore de l'observation des phénomènes, à des sollicitations cycliques à un rapport de charge de -1 sur un grade dans son état de livraison. Dans le chapitre suivant, la méthode de caractérisation rapide est déployée pour des états non standards. Plus particulièrement, l'objectif est de montrer la capacité des essais d'auto-échauffement, et du modèle par la même occasion, à rendre compte de l'influence d'une pré-déformation plastique sur les propriétés en fatigue à grand nombre de cycles.

Tableau 3.4: Mise en évidence des hypothèses du modèle validées par les mesures expérimentales et pistes de recherche.

Ingrédients du modèle	Résultats phénoménologiques	Observations
<b>Régime primaire</b>		
* Plasticité diffuse de très faible amplitude dans la matrice	* Auto-échauffement * Boucles très peu ouvertes (dans l'épaisseur du trait) * Indépendance à la vitesse de sollicitation	* Faibles désorientations locales sur l'ensemble des grains (EBSD)
<b>Régime secondaire</b>		
* Microplasticité dans les inclusions	* Indépendance à la vitesse de sollicitation	* Présence de BGPs (optique, AFM, SEM)
* Évènements ponctuels (PPP)		* Apparition de BGPs (optique)
* Scénario aléatoire		* pas de lien évident entre BGPs et orientation cristalline (EBSD)
* Scénario d'activation sous forme d'une loi puissance	* changement de régime d'auto-échauffement	* dépendance du nombre de BGPs à l'amplitude du chargement (optique)
<b>Fatigue</b>		
* Seul le régime secondaire conduit à rupture * Maillon le plus faible * Critère énergétique	* limite d'endurance moyenne à 2 millions de cycles dans la zone de transition primaire-secondaire	* Pas ou très peu de BGPs (optique) en dessous d'un certain seuil





## Détermination de l'influence d'une pré-déformation plastique sur les propriétés en fatigue par auto-échauffement

Pour dimensionner des pièces, en fatigue notamment, des données matériaux sont requises. Les pièces automobiles en acier, obtenues à partir de tôles, subissent des opérations successives de mise en forme (déformation plastique par emboutissage à froid ou à chaud), de découpes, d'assemblages (soudage par points, à l'arc, laser),... Lors de ces différentes opérations, l'acier voit son état microstructural évoluer. Dans le cadre de cette étude, nous nous focalisons sur l'influence d'une opération de mise en forme et plus particulièrement de l'effet d'une déformation plastique à froid. Lors des opérations d'emboutissage, l'acier est déformé plastiquement, parfois sévèrement, et ce suivant différentes directions pour atteindre la forme finale de la pièce.

Cette déformation plastique engendre une évolution des propriétés en fatigue des aciers. Dans la suite, la pré-déformation plastique considérée est la déformation plastique équivalente au sens de von Mises  $\|E_{ps}\|$  donnée par

$$\|E_{ps}\| = \sqrt{\frac{2}{3} \mathbf{E}_{ps} : \mathbf{E}_{ps}}, \quad (4.1)$$

avec  $\mathbf{E}_{ps}$  le tenseur des pré-déformations plastiques. Comme le montre la figure 4.1, une déformation plastique obtenue par cisaillement sur un acier dual phase (le grade C) modifie notablement ses propriétés en fatigue. La limite d'endurance moyenne à 2 millions de cycles passe de 250 MPa pour le grade à l'état vierge à 320 MPa après une déformation plastique équivalente de 20%, soit une augmentation de l'ordre de 30% de la limite d'endurance moyenne. L'évolution des propriétés en fatigue après une pré-déformation plastique peut être obtenue par des méthodes de caractérisation standard [Libertiny *et al.*, 1977][Nagase et Suzuki, 1992][Gustavsson et Melanger, 1994][Uemura, 1998][Nakajima *et al.*, 1999][Berchem et Hocking, 2007][Kang *et al.*, 2007] mais requiert un temps considérable. Outre le mois complet nécessaire à la réalisation des essais de fatigue, il faut aussi prévoir le temps de déformer les tôles au niveau de déformation choisi. Si nous souhaitons de plus obtenir des informations sur plusieurs niveaux de déformation plastique, c'est une courbe S-N complète

par niveau qui est requise et par conséquent des temps de caractérisation prohibitifs.

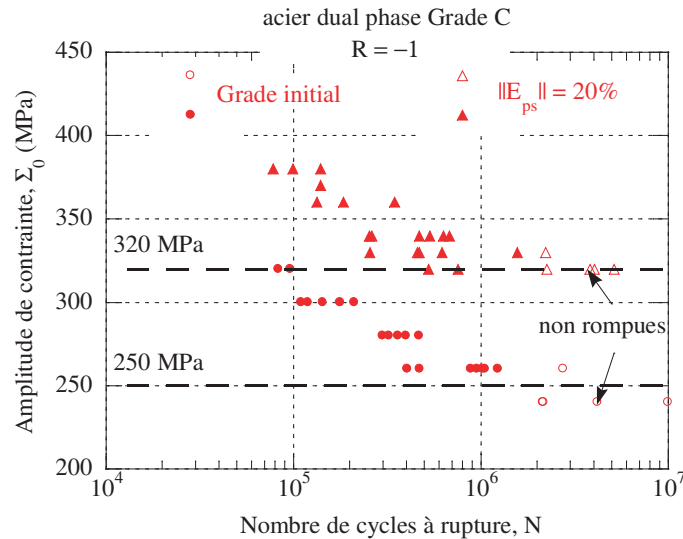


Figure 4.1: Influence d'une pré-déformation plastique sur les propriétés en fatigue à grand nombre de cycles d'un acier dual phase (grade C).

Nous souhaitons donc dans ce chapitre aborder cette problématique de l'influence d'une déformation plastique initiale (appelée dans la suite pré-déformation plastique) sur les propriétés en fatigue à grand nombre de cycles des aciers laminés à partir d'essais d'auto-échauffement. Nous précisons toutefois que ce chapitre ne s'intéresse qu'à des trajets de déformation plastique en traction uniaxiale. Nous reviendrons sur des trajets de déformation plus complexes dans le dernier chapitre de ce manuscrit. A partir des modifications engendrées par cette pré-déformation plastique sur les propriétés à l'auto-échauffement sous sollicitations cycliques, l'objectif est de prévoir le comportement en fatigue après pré-déformation plastique par l'intermédiaire du modèle probabiliste à deux échelles proposé.

Une fois cette étape effectuée, nous utilisons ces résultats pour revisiter l'interprétation des données de fatigue obtenues pour une contrainte moyenne non nulle. En effet, pour caractériser en fatigue l'influence d'une contrainte moyenne, des essais sont réalisés à un rapport de charge de 0.1. La courbe S-N (tracée en contrainte maximale en fonction du nombre de cycles) du grade A pour un rapport de charge de 0.1 est donnée sur la figure 4.2. Ramenée en amplitude des contraintes, la limite d'endurance moyenne de ce grade passe de 293 MPa pour un rapport de charge de -1 à 234 MPa pour un rapport de charge de 0.1. Seulement, comme le montre la figure 4.2, les essais effectués à ce rapport de charge de 0.1 sont tous situés au dessus de la limite d'élasticité macroscopique de ce grade (notée  $R_{p0.2}$ ). Ainsi, à chaque niveau l'éprouvette est déformée plastiquement. Ceci justifie de positionner l'étude de l'effet du rapport de charge dans ce chapitre traitant de l'influence d'une déformation

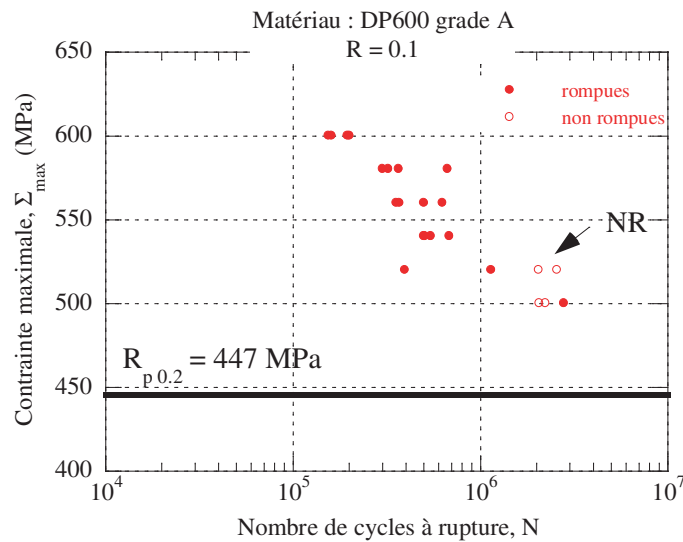


Figure 4.2: Courbe S-N du grade A à un rapport de charge de 0.1 ( $R_{p0.2}$  = limite d'élasticité macroscopique).

plastique sur les propriétés en fatigue. En utilisant les mesures d'auto-échauffement, l'objectif est de comprendre, dans la seconde partie de ce chapitre, les phénomènes qui se produisent à ce rapport de charge, et d'expliquer les raisons de l'évolution des propriétés en fatigue constatées lors des essais : à savoir, est-ce un effet de contrainte moyenne ou de déformation plastique ?

## 4.1 Influence d'une pré-déformation plastique

Nous détaillons tout d'abord les essais à réaliser pour déterminer l'influence d'une pré-déformation plastique sur les propriétés à l'auto-échauffement des aciers. Dans le cas de figure présent, une pré-déformation plastique uniaxiale est appliquée à une éprouvette de traction dans le sens travers au sens du laminage, suivie d'un essai d'auto-échauffement réalisé lui aussi dans le sens travers. L'éprouvette utilisée est une éprouvette de traction d'une largeur de 10 mm et de longueur dans la zone utile de 50 mm (figure 4.3).

Une fois l'essai de traction réalisé sur l'éprouvette à section constante, nous obtenons un champ homogène de pré-déformation plastique au niveau choisi (déterminé par un extensomètre). L'éprouvette est ensuite démontée puis remontée, après mesure de la section, dans la configuration des essais d'auto-échauffement : une zone utile de 50 mm entre les mors hydrauliques, le raidisseur si un risque de flambement existe et un thermocouple positionné au centre de l'éprouvette (les deux autres étant placés sur les mors de la machine hydraulique). L'essai d'auto-échauffement est toujours réalisé à un rapport de charge de -1.

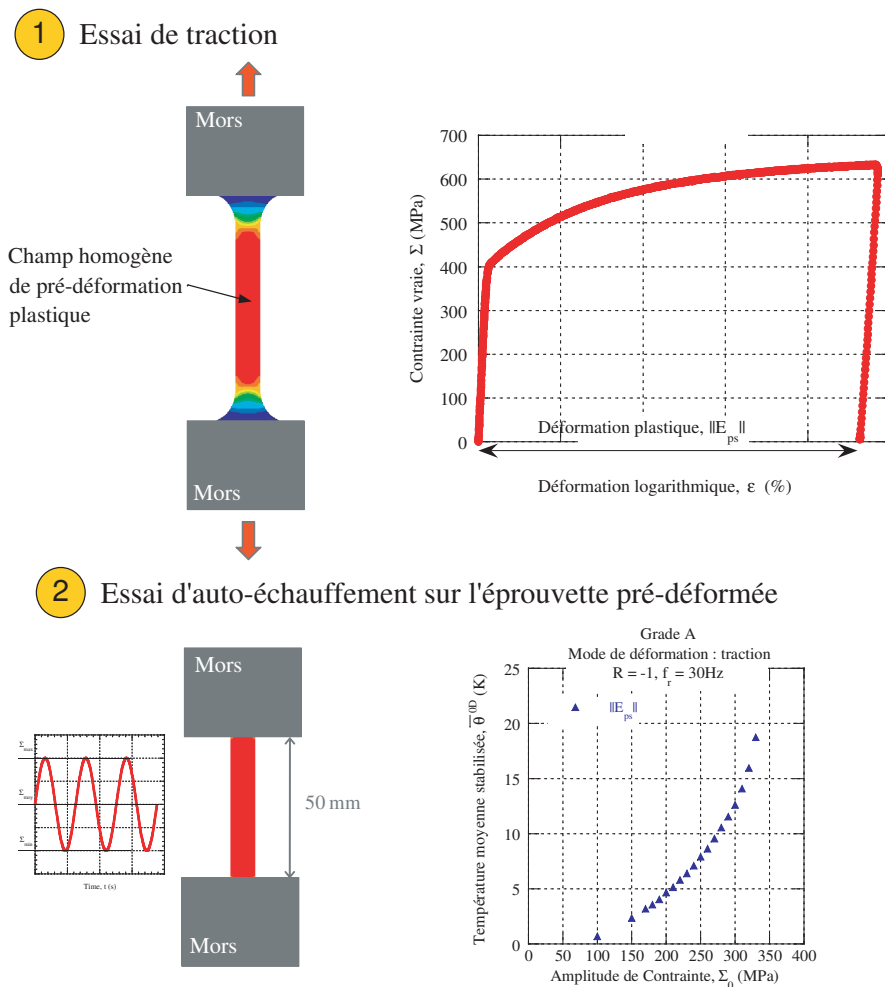


Figure 4.3: Principe des essais effectués (essai de traction suivi d'un essai d'auto-échauffement dans la même direction : sens travers) pour déterminer l'influence d'une pré-déformation plastique sur les propriétés à l'auto-échauffement.

Dans un premier temps, nous observons qualitativement les évolutions engendrées par cette pré-déformation plastique sur les courbes d'auto-échauffement. Trois grades sont étudiés dans cette partie, les grades A (un DP600), B (un HSLA 420) et D (un FB450). Nous cherchons dans un second temps à comprendre, toujours qualitativement, les évolutions constatées en effectuant, d'une part, des essais de charges-décharges successives et en observant, d'autre part, l'apparition progressive de microplasticité sur le grade B après la pré-déformation plastique. Ces observations qualitatives mettent en lumière les modifications à apporter au modèle pour rendre compte de l'effet de cette pré-déformation. Finalement, nous identifions les paramètres du modèle à partir des résultats d'auto-échauffement dans le but de prévoir le comportement en fatigue du grade pré-déformé. La validation s'effectue par comparaison avec des essais de fatigue classique.

### 4.1.1 Identification qualitative sur le grade A

Sur le grade vierge, deux régimes d'auto-échauffement sont obtenus. A la suite d'une pré-déformation plastique, nous souhaitons tout d'abord mettre en avant les modifications engendrées sur ces deux régimes avant de chercher ensuite à comprendre ces modifications.

#### 4.1.1.1 Auto-échauffement après pré-déformation plastique

Sur le grade A, trois niveaux de pré-déformation plastique sont mis en œuvre ici (d'autres niveaux ont été réalisés et seront exploités par la suite) : un niveau très faible de 0.25 %, un niveau de 1% et un dernier plus élevé de 15%. Les courbes d'auto-échauffement obtenues pour ces trois niveaux de pré-déformation plastique en traction sont montrées sur la figure 4.4. Pour souligner les modifications occasionnées par la pré-déformation plastique sur les deux régimes d'auto-échauffement, la représentation logarithmique des courbes est plus pertinente (figures 4.5 et 4.6). La pente du régime primaire est toujours de 2 dans la représentation logarithmique, et ce, quel que soit le niveau de pré-déformation plastique appliqué. L'intensité du régime primaire évolue très rapidement, un écart important pouvant être constaté entre les régimes primaires du grade vierge et du grade pré-déformé à 0.25%, même si ce niveau de pré-déformation est en soi très faible. Ensuite, l'intensité du régime primaire tend à se stabiliser, peu d'écart pouvant être observé entre l'intensité du régime primaire à 1% et celle à 15%.

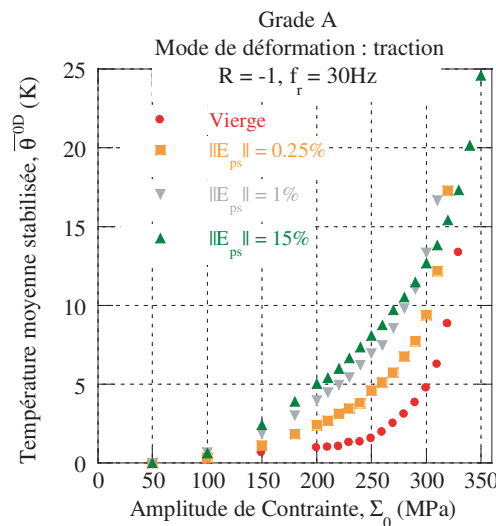


Figure 4.4: Courbes d'auto-échauffement obtenues pour trois niveaux de pré-déformation plastique en traction pour le grade A ( $\|E_{ps}\| = 0.25\%$ , 1% et 15%).

Il n'est pas approprié d'interpréter l'évolution du régime secondaire sur la figure 4.5 alors que le régime primaire est modifié pour chacune des courbes. Cependant,

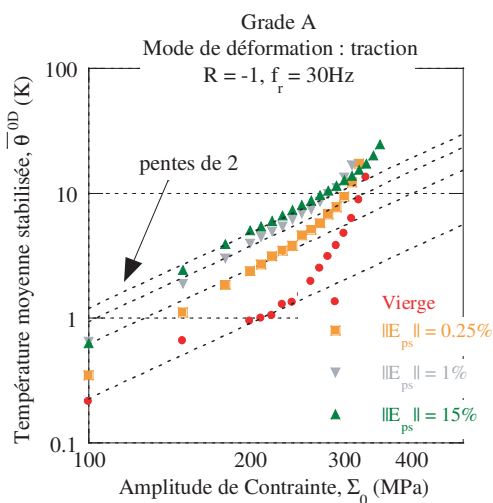


Figure 4.5: Évolution du régime primaire suivant le niveau de pré-déformation plastique (grade A).

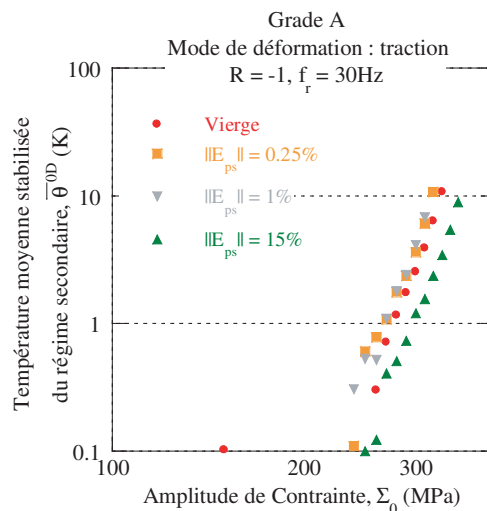


Figure 4.6: Évolution du régime secondaire seul suivant le niveau de pré-déformation plastique (grade A).

nous savons que le régime primaire est d'ordre 2 suivant l'amplitude du chargement. Il est ainsi possible de soustraire à chacune des courbes expérimentales son régime primaire afin de ne conserver que le régime secondaire. Les courbes de la figure 4.6 montrent l'évolution du régime secondaire isolé pour les divers niveaux de pré-déformation présentés. La pente du régime secondaire est la même quel que soit le niveau de pré-déformation plastique. Pour les plus faibles niveaux de pré-déformations plastiques, l'apparition du régime secondaire est plus précoce (courbes à gauche de celle du grade vierge) alors que son apparition est retardée pour le niveau le plus élevé (courbe à droite de celle du grade vierge).

Les deux régimes d'auto-échauffement sont donc modifiés par l'introduction d'une pré-déformation plastique. Dans tous les cas, nous précisons que le temps caractéristique de la mise en place de l'équilibre thermique est le même que pour le grade vierge<sup>1</sup>. Pour tenter de caractériser l'état du matériau à chaque niveau de pré-déformation plastique et plus précisément l'évolution des écrouissages, nous mettons en place des essais de charges-décharges successives.

#### 4.1.1.2 Évolution des écrouissages

Après avoir exposé la procédure d'essais de charge-décharge et les informations qu'ils permettent d'obtenir, les résultats pour le grade A sont présentés. Ensuite, la dépendance de la valeur de l'offset choisi sur les résultats est discutée.

1. La faible variation de section occasionnée par la pré-déformation plastique ne modifie pas la valeur du temps caractéristique thermique 0D.

## Principe de l'essai

Le but des essais de charges-décharges est de déterminer, en fonction de la déformation plastique, la position, soit l'écroissage cinématique, et la taille, soit l'écroissage isotrope du « domaine d'élasticité » au cours d'un essai de traction uniaxiale comprenant des décharges régulières. Nous parlons ici de « domaine d'élasticité » car les données qui nous intéressent sont situées à l'intérieur du domaine d'élasticité macroscopique conventionnel. En effet, pour des essais de caractérisation classique en traction, un offset est fixé à 0.2 % de déformation plastique. En ce qui nous concerne, cette valeur est trop élevée (nous avons pu voir qu'une faible déformation plastique de 0.25% sur le grade A modifiait la réponse à l'auto-échauffement) et allons ainsi utiliser un offset plus faible, mais qui soit aussi suffisamment grand pour être aisément détectable. Ainsi, en notant  $\sigma_{offset}$  la taille initiale de ce domaine, dépendant de la valeur de l'offset en déformation choisi, une déformation plastique engendre une évolution de la position de ce domaine, décrite par la variable  $X$ , ainsi que l'évolution de sa taille décrite par la variable  $R$  (figure 4.7).

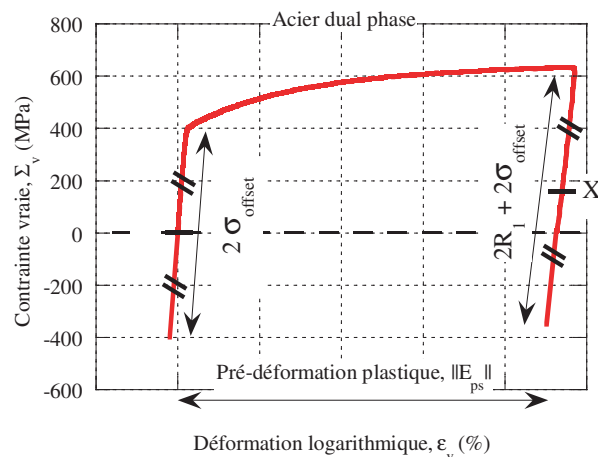


Figure 4.7: Définition de la position du domaine, associé à l'offset en déformation, et de sa taille en fonction de  $X$  et  $R$  pour un essai en traction.

La réalisation de cet essai ne nécessite qu'une seule éprouvette de traction et un extensomètre. Il comprend des phases de charge et de décharge successives délimitées par un offset en déformation qui est fixé à 0.1%. L'essai est piloté en déplacement et comprend les étapes suivantes :

- l'essai démarre en traction. Le module d'Young est déterminé sur les premiers 100 MPa (figure 4.8) ;
- la charge se poursuit ensuite jusqu'à franchir la droite seuil dont la pente est le module précédent mais décalée de l'offset en déformation retenu de 0.1% (figure 4.9) ;



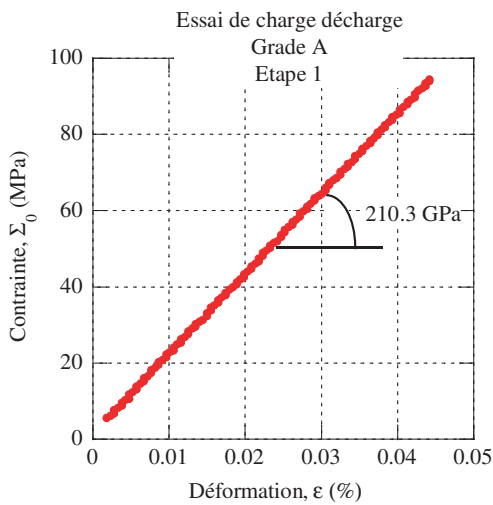


Figure 4.8: Détermination du module d'élasticité lors de la première charge.

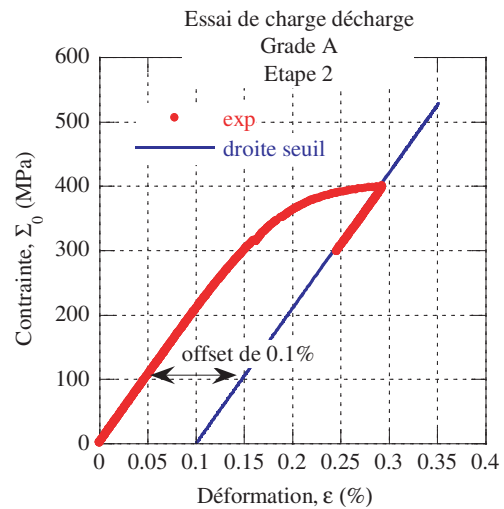


Figure 4.9: Première charge jusqu'au franchissement de la droite seuil.

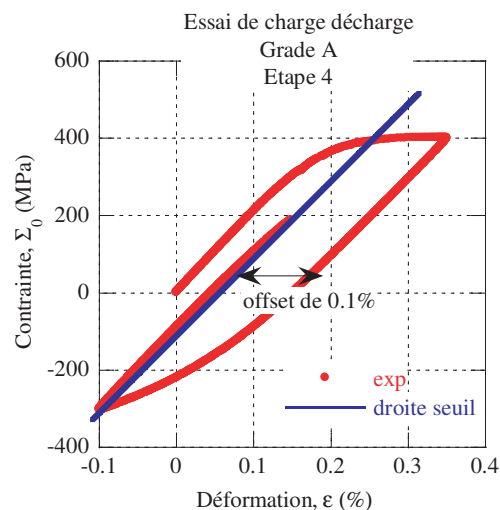


Figure 4.10: Première décharge jusqu'au franchissement de la droite seuil en compression.

- une première décharge est réalisée au cours de laquelle le module d'Young est déterminé sur les premiers 100 MPa de la descente ;
- la décharge se poursuit ensuite et est stoppée une fois la droite seuil franchie, droite possédant le module de la descente déterminé précédemment et toujours décalée de l'offset de 0.1% (figure 4.10) ;
- ensuite, une charge est réalisée jusqu'à atteindre un niveau de déformation choisi puis un nouveau franchissement de l'offset en compression, et ainsi de suite.

## Résultats

En fin d'essai, une courbe de charge-décharge est obtenue, mettant en évidence des boucles d'hystérésis pour chaque interruption de la charge effectuée (figure 4.11). Celle-ci est tracée en contrainte vraie  $\Sigma_v$  en fonction de la déformation logarithmique  $\epsilon$ . Il faut maintenant exploiter ces données de manière à déterminer la taille et la position du domaine.

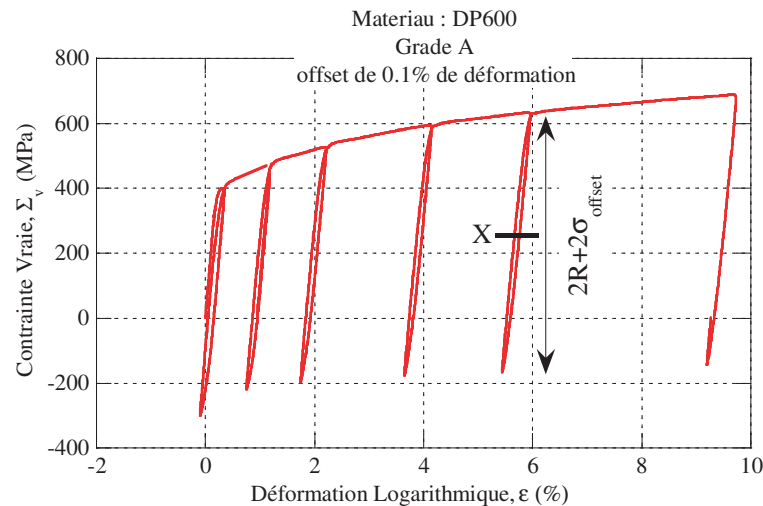


Figure 4.11: Courbe de l'essai de charge-décharge sur le grade A.

Les données suivantes sont post-traitées avec un offset en déformation plastique de 0.075 %. L'influence de la valeur de l'offset sur l'évolution des écrouissages est discutée par la suite. La figure 4.12 donne l'évolution de la position du domaine  $X$  en fonction du niveau de déformation plastique, courbe cohérente puisque l'essai démarre en traction. Ensuite, la courbe de la figure 4.13 donne l'évolution de la taille de ce domaine  $2(R + \sigma_{offset})$ . Nous observons une chute initiale de sa taille. Ensuite une augmentation survient qui permet de recouvrer le niveau initial aux alentours des 5% de déformation, et finalement l'augmentation de la taille du domaine se poursuit.

### Influence de la valeur de l'offset

Les résultats précédents ont été obtenus avec un offset de 0.075% de déformation plastique. Nous illustrons ici la forte dépendance de l'offset sur les résultats, bien connue en plasticité [Cailletaud, 1987][Pilvin, 1990]. La figure 4.14 met en évidence l'évolution de la taille du domaine pour trois valeurs d'offset différentes : celui choisi de 0.075 %, un autre de 0.1 % (celui retenu pour l'essai) et un offset plus faible de 0.01 %. Si les deux valeurs d'offset les plus élevées permettent d'obtenir une évolution similaire, l'offset le plus faible donne des résultats trop dépendants des moyens de mesure, auxquels cet offset n'est pas adapté. Finalement, les résultats

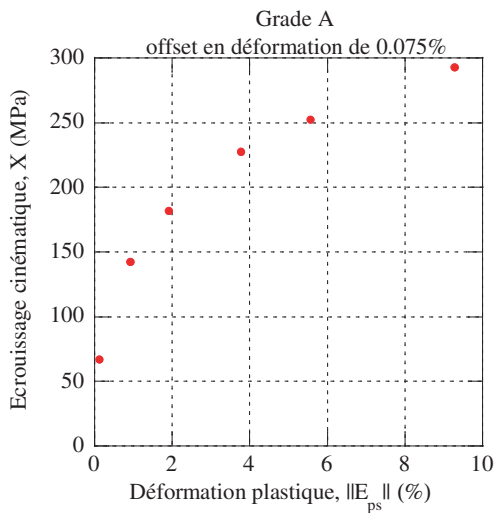


Figure 4.12: Évolution de la position du centre du domaine du grade A pour un offset de 0.075%.

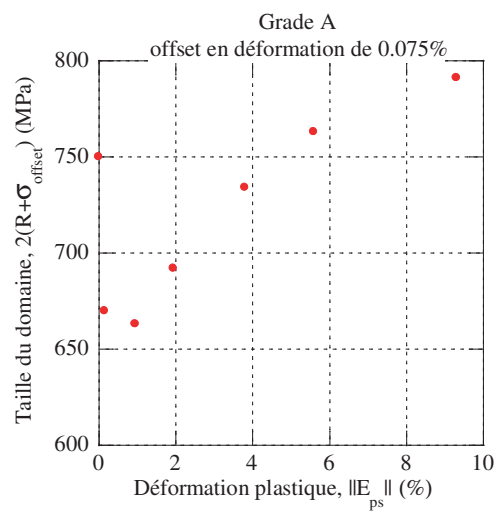


Figure 4.13: Évolution de la taille du domaine du grade A pour un offset de 0.075%.

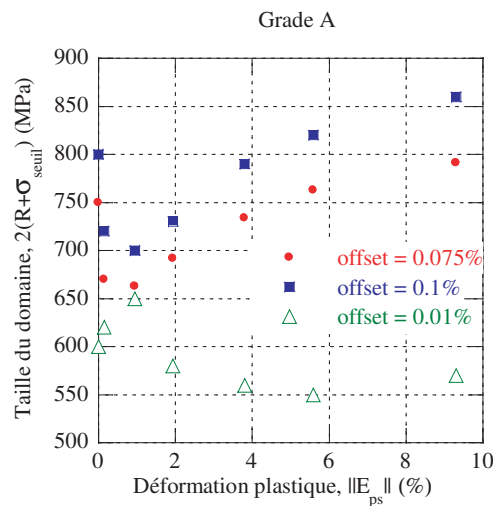


Figure 4.14: Influence de la valeur de l'offset retenu pour déterminer la taille du domaine.

des essais de charge-décharge permettent de montrer une évolution de la taille du domaine, avec une chute initiale et ensuite une remontée, sans pouvoir conclure sur des valeurs quantitatives. Pour les autres grades, nous utiliserons le seuil de 0.075%.

#### 4.1.2 Identification qualitative sur les grades B et D

L'identification qualitative se poursuit avec deux autres grades, les grades B (un HSLA 420) et D (un FB450), qui sont issus de familles différentes du grade A. Dans un premier temps, les courbes d'auto-échauffement obtenues sont données, avant de

montrer les évolutions sur les régimes primaires et secondaires, comme pour le grade A. Ensuite, des essais de charge-décharge sont réalisés sur ces grades. Enfin, nous observons sur le grade B l'apparition de microplasticité après une pré-déformation plastique de 10% en traction et comparons les résultats avec ceux obtenus pour le grade vierge.

#### 4.1.2.1 Courbes d'auto-échauffement

##### Grade B

Pour le grade B, 3 niveaux de pré-déformation plastique sont étudiés, 1%, 5% et 10%. Les courbes d'auto-échauffement obtenues sont données sur la figure 4.15. Comme pour le grade A, une pré-déformation plastique conduit à augmenter l'intensité du régime primaire. En revanche, ici, toutes les courbes du grade pré-déformé se situent à gauche de la courbe du grade vierge.

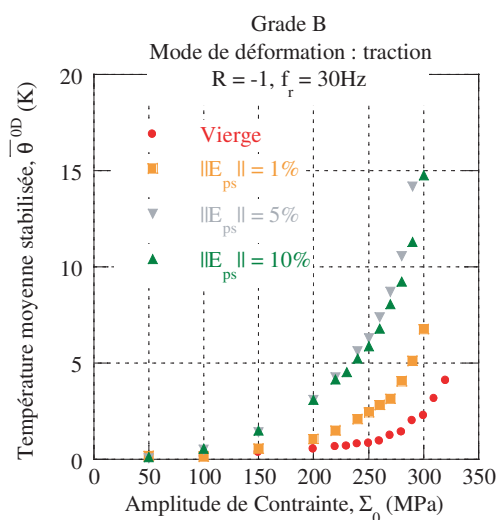


Figure 4.15: Courbes d'auto-échauffement obtenues pour divers niveaux de pré-déformation plastique en traction pour le grade B.

La figure 4.16 met en évidence l'évolution de l'intensité du régime primaire avec le niveau de pré-déformation plastique : une forte augmentation initiale et une valeur qui a atteint une valeur stabilisée pour 5% de pré-déformation plastique. Si l'intensité évolue, la pente reste quant à elle toujours égale à 2. La figure 4.17 représente l'évolution du régime secondaire seul (après avoir retranché le régime primaire aux courbes expérimentales). La pente du régime secondaire reste identique à la pente du grade vierge et, pour tous les niveaux de pré-déformation étudiés ici, l'apparition du régime secondaire est plus précoce que pour le grade vierge. Le régime secondaire de la courbe à 10% apparaît plus tard que pour 1 et 5% mais toujours plus tôt que

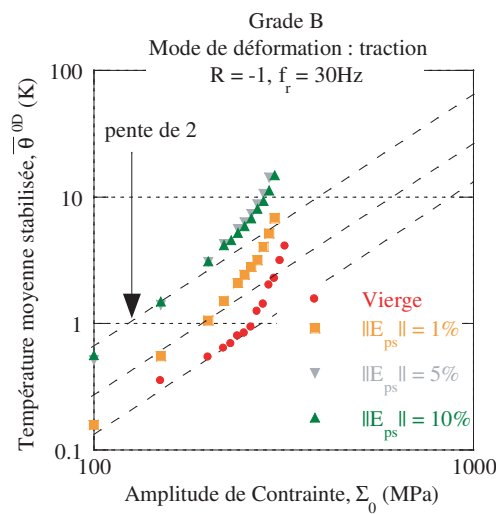


Figure 4.16: Évolution du régime primaire suivant le niveau de pré-déformation plastique (grade B).

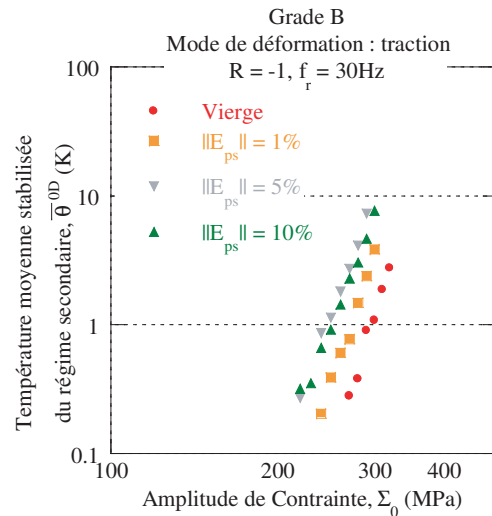


Figure 4.17: Évolution du régime secondaire suivant le niveau de pré-déformation plastique (grade B).

le grade vierge.

### Grade D

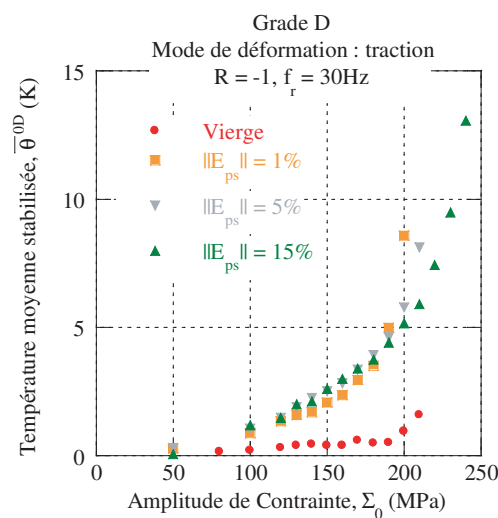


Figure 4.18: Courbes d'auto-échauffement obtenues pour divers niveaux de pré-déformation plastique en traction pour le grade D.

A l'état initial, le grade D présente un comportement à l'auto-échauffement différent des deux grades testés précédemment avec un régime primaire très faible et une augmentation très brutale de la température. Trois niveaux de pré-déformation

plastique sont étudiés dans un premier temps pour illustrer l'évolution qualitative des propriétés à l'auto-échauffement (1%, 5% et 15% sur la figure 4.18).

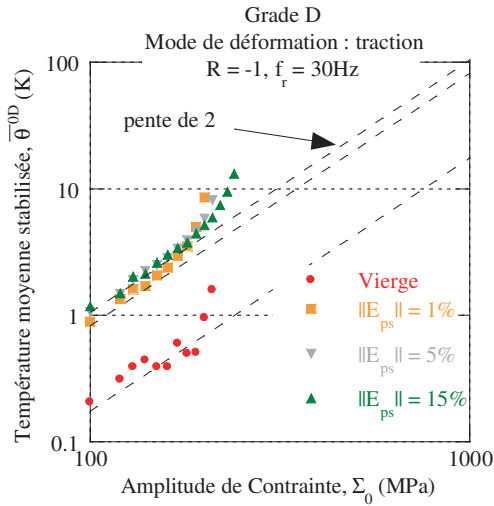


Figure 4.19: Évolution du régime primaire suivant le niveau de pré-déformation plastique (grade D).

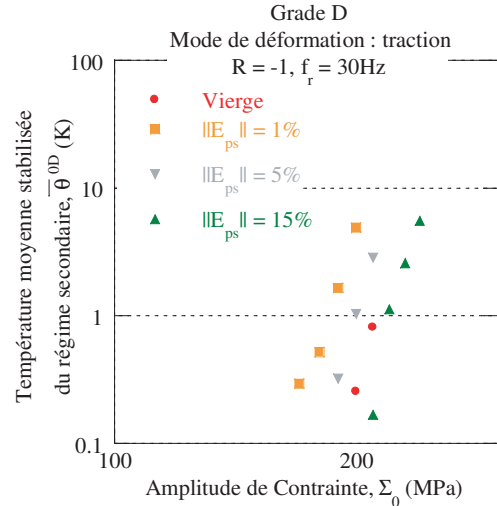


Figure 4.20: Évolution du régime secondaire suivant le niveau de pré-déformation plastique (grade D).

L'intensité du régime primaire augmente très fortement, et est presque stabilisée dès le premier pourcent de pré-déformation (figure 4.19). La pente de ce régime primaire est toujours de 2. La pente des régimes secondaires ne change toujours pas avec la pré-déformation plastique. Pour une pré-déformation plastique de 1 et 5%, le régime secondaire apparaît plus tôt que sur le grade vierge et plus tard pour une pré-déformation plastique de 15% (figure 4.20).

#### 4.1.2.2 Évolution des écrouissages

Pour les deux grades B et D, la procédure appliquée est identique à celle présentée pour le grade A. Les résultats sur l'évolution des écrouissages sont donnés avec un offset de 0.075%.

##### Grade B

La courbe de charge-décharge pour le grade B est donnée sur la figure 4.21. Sur ce grade, nous pouvons noter la présence d'un palier plastique sur les 5 premiers pourcents de déformation environ. Même si la courbe est tracée en contrainte vraie, nous pouvons noter la présence d'un faible écrouissage après ce palier plastique.

L'évolution de la position du domaine est conforme à celle obtenue pour le grade A (figure 4.22). Le faible écrouissage observé sur la courbe de charge-décharge se

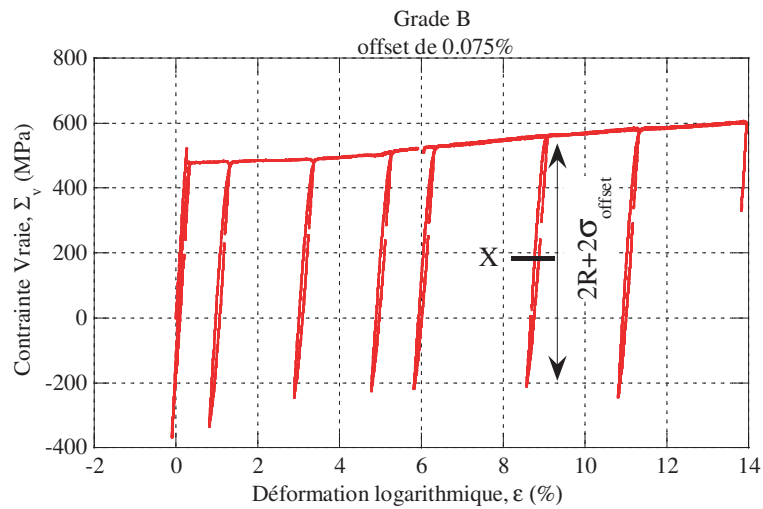


Figure 4.21: Courbe de l'essai de charge-décharge sur le grade B.

confirme sur la courbe donnant l'évolution de la taille du domaine pour un offset en déformation de 0.075% (figure 4.23). Une importante chute initiale est observée avec finalement une augmentation pour les niveaux de déformation plastique les plus importants, mais qui reste bien en dessous du niveau initial. Ce résultat est de nouveau semblable aux résultats d'auto-échauffement avec l'ensemble des courbes pré-déformées situées à gauche du grade vierge.

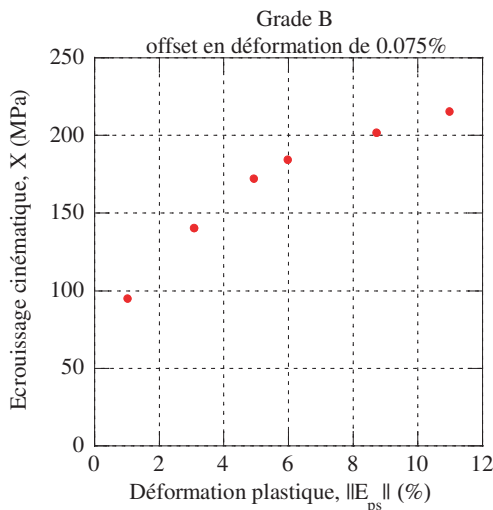


Figure 4.22: Évolution de la position du centre du domaine du grade B pour un offset de 0.075%.

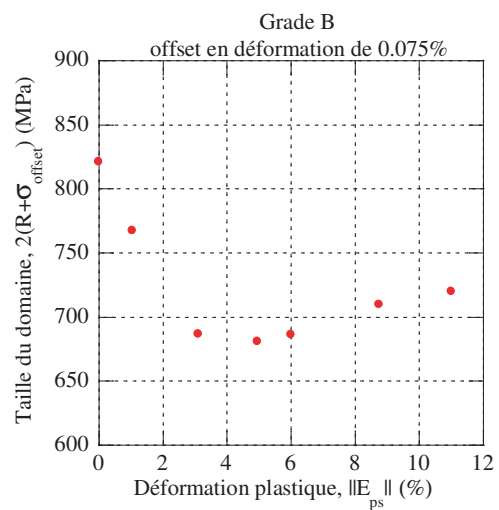


Figure 4.23: Évolution de la taille du domaine du grade B pour un offset de 0.075%.

## Grade D

La courbe de charge-décharge du grade D (figure 4.24) présente elle aussi un palier plastique mais plus faible ( $<1\%$ ). Ensuite, l'écroutissage se met en place et semble important. La courbe de la figure 4.25 possède une allure similaire aux précédentes. Pour l'évolution de la taille du domaine, une chute initiale importante est aussi observée (figure 4.26). Cependant, après cette chute initiale, une forte augmentation est constatée. Cette évolution est de nouveau similaire à l'évolution du régime secondaire d'auto-échauffement apparaissant plus tôt pour les faibles niveaux de pré-déformation plastique et plus tard pour le niveau à  $15\%$ .

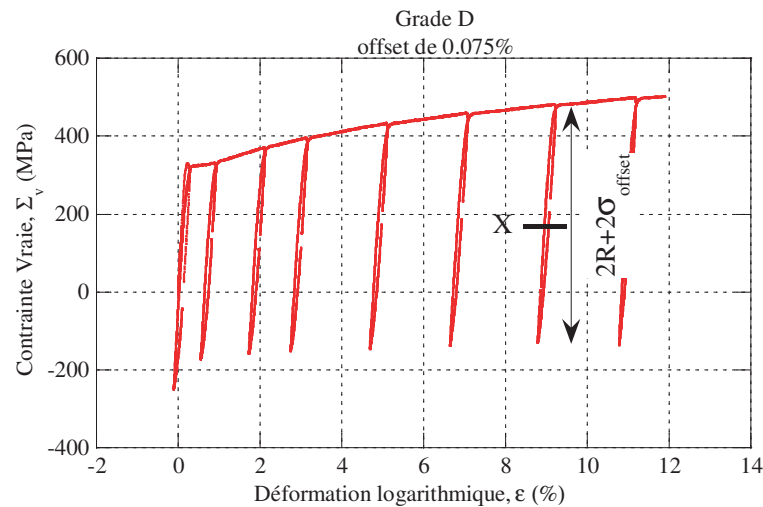


Figure 4.24: Courbe de l'essai de charge-décharge sur le grade D.

Finalement, les essais de charge-décharge permettent de mettre en évidence qu'un lien semble exister entre l'évolution des propriétés à l'auto-échauffement après une pré-déformation plastique et la capacité du grade à se déformer plastiquement. Plus précisément, c'est l'évolution de la taille du domaine, et donc l'écroutissage isotrope qui semble gouverner l'évolution des propriétés à l'auto-échauffement. Si ces résultats de charge-décharge permettent d'expliquer qualitativement les évolutions constatées en auto-échauffement par l'introduction d'une pré-déformation plastique, ils ne permettent pas de conclure sur des données quantitatives, car trop dépendants de la valeur de l'offset en déformation choisi.

### 4.1.2.3 Observations microscopiques après une pré-déformation sur le grade B

Une autre manière de comprendre qualitativement les évolutions constatées en auto-échauffement est d'observer, après une pré-déformation plastique en traction, les mécanismes d'apparition de la microplasticité sur le grade B. Pour cela, nous souhaitons appliquer le même protocole d'essais que pour l'étude sur le grade vierge.



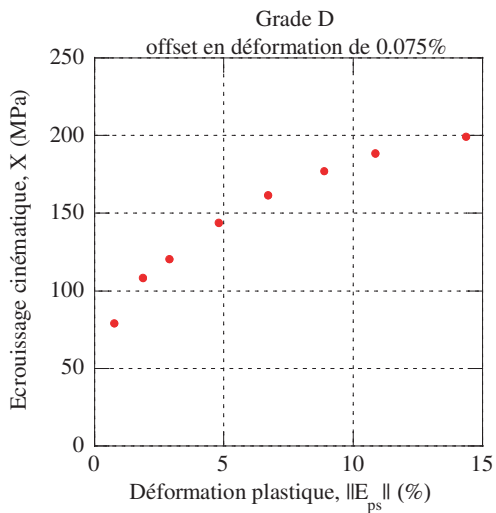


Figure 4.25: Évolution de la position du centre du domaine du grade D pour un offset de 0.075%.

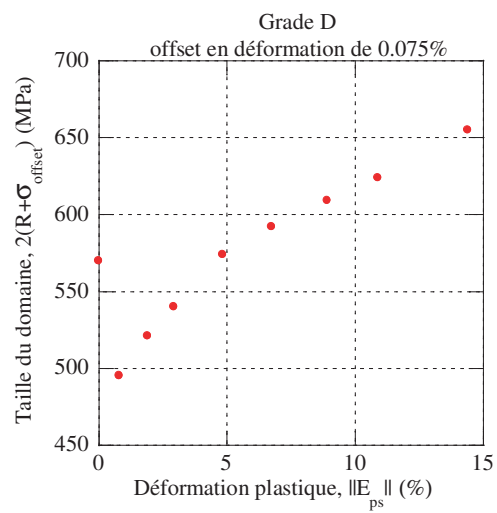


Figure 4.26: Évolution de la taille du domaine du grade D pour un offset de 0.075%.

Ceci nécessite de disposer du même type d'éprouvettes, afin de pouvoir comparer les résultats avant et après une pré-déformation plastique. Nous déformons en traction des coupons de dimensions suffisamment importantes (rectangle d'une largeur de 30 mm où 160 mm sont laissés entre les mors comme illustré sur la figure 4.27) pour prélever les-dites éprouvettes d'une part, et pour se placer dans un état de traction uniaxiale d'autre part.

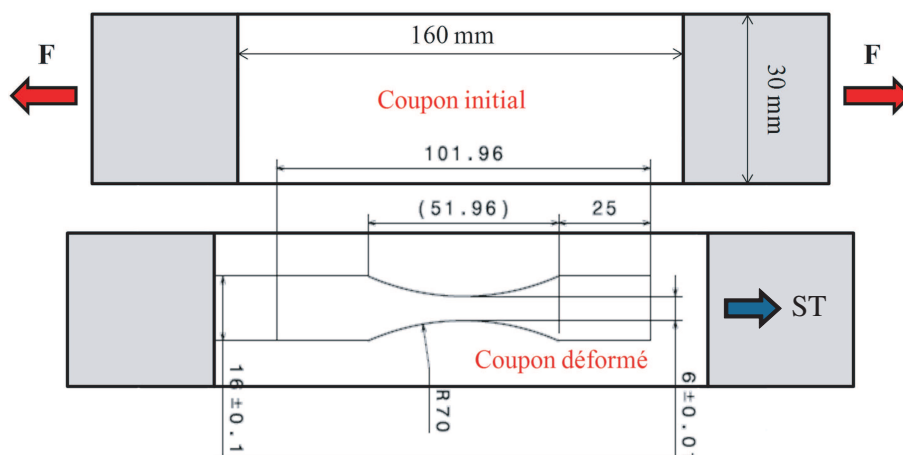


Figure 4.27: Prélèvement des éprouvettes pour observation du scénario d'apparition de la microplasticité après pré-déformation d'un coupon en traction uniaxiale en sens travers.

Ensuite, les éprouvettes sont prélevées au centre de ces coupons par électro-érosion (figure 4.27). Nous sommes suffisamment éloignés des bords pour que le

niveau de déformation soit homogène et l'électro-érosion permet de s'affranchir de contraintes résiduelles dues à l'usinage. Un seul niveau de pré-déformation plastique est étudié dans cette partie, soit 10%. Le même protocole de polissage que pour les éprouvettes vierges est appliqué aux éprouvettes pré-déformées, avec un polissage mécanique puis un polissage électrolytique au centre de l'éprouvette. Nous nous limitons ici à l'étude de l'apparition progressive des BGPs.

### Apparition progressive des BGPs.

Les niveaux de sollicitations étudiés pour les essais de fatigue interrompus, ainsi que leur nombre de cycles maximums associés sont donnés dans le tableau 4.1.

Tableau 4.1: Niveaux de chargement retenus pour l'observation de l'apparition progressive de microplasticité après une déformation plastique de 10% en traction sur le grade B.

$\Sigma_0$ (MPa)	210	220	230	240	250	270	290
$N$ ( $\times 10^6$ cycles)	2	1.8	1.8	1	0.9	0.5	0.3

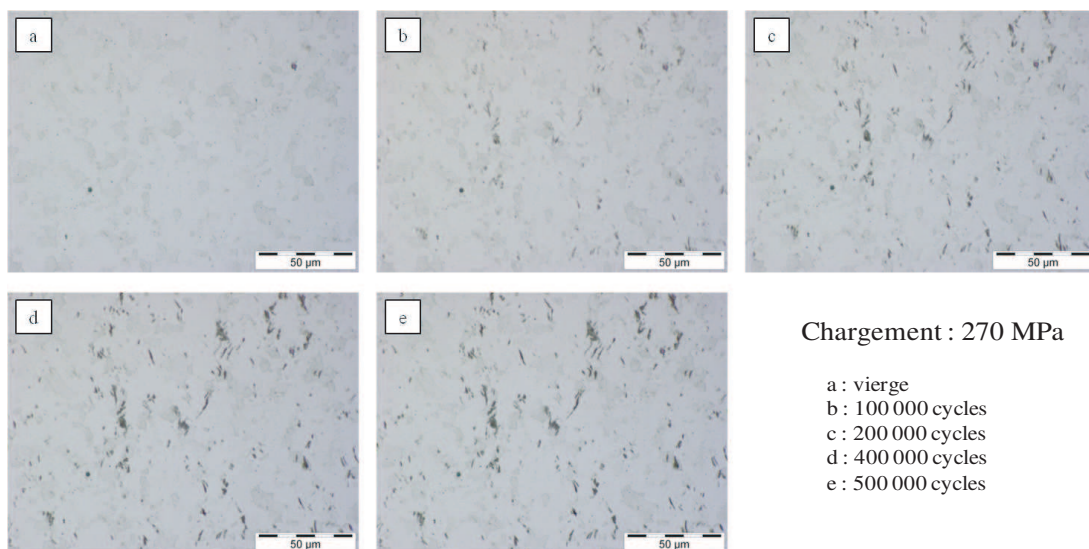


Figure 4.28: Évolution de l'apparition progressive des BGPs sur le grade B déformé à 10% en traction et sollicité à 270 MPa.

Pour un niveau donné (ici le niveau à 270 MPa, les autres résultats sont regroupés dans la seconde partie de l'annexe B), la figure 4.28 montre l'évolution de l'apparition des BGPs en surface des échantillons au cours des essais interrompus. Nous pouvons tirer de l'ensemble des images prises par microscopie optique les mêmes conclusions que pour le grade vierge à savoir :

- le caractère aléatoire (au sens de la localisation) de l'apparition des BGPs semble toujours vérifié ;

- le nombre de sites où les BGPs apparaissent dépend de l'amplitude du chargement ;
- le nombre de sites où les BGPs apparaissent ne semble pas dépendre du nombre de cycles effectués sur le domaine de durée de vie étudié, même si un certain nombre de cycles est nécessaire pour que les mécanismes se mettent en place.

Pour chacune des images, nous appliquons la même procédure de comptage que dans le cas du grade vierge, avec les mêmes paramètres de réglage afin de pouvoir comparer les résultats.

### Comptage des BGPs.

Comme dans le cas du grade vierge (dans le chapitre 3), nous avons défini 6 zones d'étude par éprouvette, ce qui nous permet d'obtenir une valeur moyenne et un écart type associé. Nous précisons que l'étendue des zones d'étude est la même. Les résultats du comptage sont donnés sur la figure 4.29 où ils sont comparés avec ceux du grade vierge.

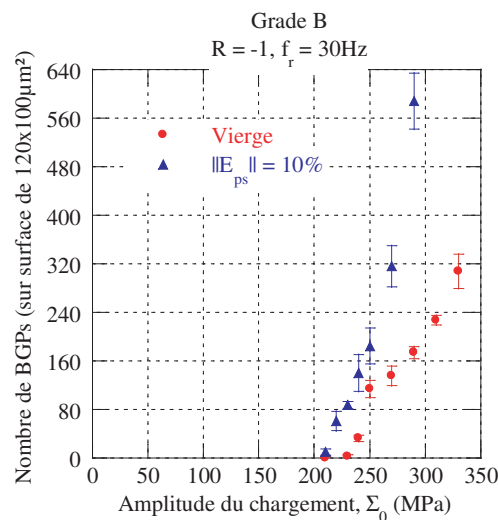


Figure 4.29: Comptage du nombre de BGPs par zone sur le grade B pré-déformé à 10% et comparatif par rapport au grade vierge.

Sur ce grade pré-déformé à 10% en traction, l'apparition des BGPs est plus précoce que pour le grade vierge. La courbe est décalée vers des amplitudes de chargement plus faibles ce qui permet de confirmer qualitativement les constatations déjà faites sur ce grade. Sur les courbes d'auto-échauffement, l'apparition du régime secondaire est plus précoce que pour le grade vierge à ce niveau de pré-déformation. La même tendance est obtenue en observant l'évolution de la taille du domaine qui est, sur ce grade, plus faible à 10% que sur le grade vierge.

Finalement, nous avons pu mettre en évidence, sur plusieurs grades, une évolution qualitative des régimes primaire et secondaire d'auto-échauffement avec le niveau de pré-déformation plastique appliqué. En observant l'apparition progressive des BGPs sur le grade B pré-déformé à 10% en traction, la tendance obtenue sur le régime secondaire d'auto-échauffement se confirme. Par des essais de charge-décharge, l'existence d'un lien fort entre les évolutions du régime secondaire et de l'écroutissage du matériau a pu être montrée qualitativement : l'évolution des propriétés à l'auto-échauffement avec le niveau de pré-déformation plastique est directement liée à son écroutissage isotrope. Suivant la manière dont le grade s'écroute, l'évolution des régimes d'auto-échauffement ne va pas être la même. Ces observations qualitatives permettent d'envisager les modifications à apporter au modèle pour prendre en compte l'effet d'une pré-déformation plastique sur l'évolution des propriétés à la fatigue à grand nombre de cycles.

### 4.1.3 Prise en compte de l'influence d'une pré-déformation plastique dans la modélisation

Les ingrédients de la modélisation restent identiques. Nous considérons toujours un VER constitué d'une population d'inclusions au comportement élasto-plastique, noyée dans une matrice au comportement élasto-plastique. L'objectif est dans un premier temps de chercher à décrire les deux régimes d'auto-échauffement obtenus après pré-déformation plastique. Nous cherchons notamment à définir les paramètres du modèle portant une dépendance à la pré-déformation plastique. Nous concluons cette partie en insistant sur les données nécessaires pour reconstruire une courbe S-N du grade pré-déformé.

#### 4.1.3.1 Évolution du régime primaire

L'observation qualitative de l'évolution du régime primaire d'auto-échauffement a mis en évidence une modification de son intensité sans en changer la dépendance d'ordre 2 à l'amplitude du chargement. Le régime primaire est plus élevé après l'introduction d'une pré-déformation plastique en traction que sur le grade vierge. Il y a donc une ouverture de la boucle d'hystérésis. Du point de vue du modèle, un levier pour modifier l'ouverture de la boucle d'hystérésis est de changer la valeur de  $\gamma_1$  (figure 4.30), comme nous avons pu l'observer dans le chapitre 2. De cette manière, le modèle est capable de rendre compte d'une élévation du régime primaire d'auto-échauffement, qui suit toujours une loi d'ordre 2 de l'amplitude de sollicitation (figure 4.31).

Ainsi la part de la température moyenne stabilisée due au régime primaire  $\bar{\theta}_p^{0D}$  est exprimée par

$$\bar{\theta}_p^{0D} = \alpha (||E_{ps}||) \left( \frac{\Sigma_0}{\Sigma_{max}(||E_{ps}|| = 0)} \right)^2, \quad (4.2)$$

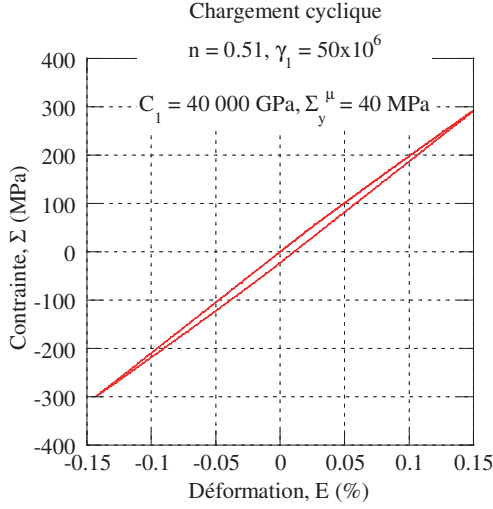


Figure 4.30: Cycle contrainte-déformation obtenu en réponse à une augmentation de la valeur du paramètre  $\gamma_1$ .

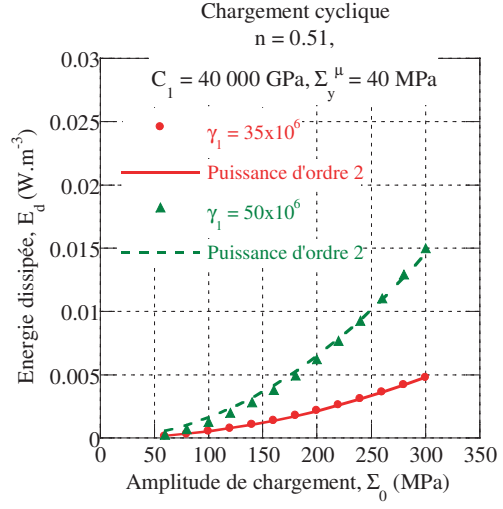


Figure 4.31: Augmentation de l'intensité de l'énergie dissipée par la matrice en réponse à une augmentation de la valeur du paramètre  $\gamma_1$ .

avec

$$\alpha (\|E_{ps}\|) = \frac{f_r \tau_{eq}^{0D}}{\rho c} K (\|E_{ps}\|) (\Sigma_{max} (\|E_{ps}\| = 0))^2. \quad (4.3)$$

#### 4.1.3.2 Évolution du régime secondaire

L'observation qualitative de l'évolution du régime secondaire a mis en évidence que sa pente n'est pas modifiée par l'introduction d'une pré-déformation plastique en traction. La valeur de  $m$  pour le grade pré-déformé est donc identique à celle du grade vierge. De plus, un décalage de l'apparition du régime secondaire a pu être constaté, aussi bien dans les résultats d'auto-échauffement que dans l'étude du comptage du nombre de sites où les BGP's apparaissent. De ce fait, le paramètre d'échelle du processus porte la dépendance à la pré-déformation plastique, permettant d'écrire l'intensité du processus par

$$\lambda = \frac{1}{V_0} \left( \frac{\Sigma_0}{S_0 (\|E_{ps}\|)} \right)^m. \quad (4.4)$$

La part de la température moyenne stabilisée due au régime secondaire  $\bar{\theta}_s^{0D}$  est donnée par

$$\bar{\theta}_s^{0D} = \delta (\|E_{ps}\|) \left( \frac{\Sigma_0}{\Sigma_{max} (\|E_{ps}\| = 0)} \right)^{m+2}, \quad (4.5)$$

avec

$$\delta(\|E_{ps}\|) = \frac{f_r \tau_{eq}^{0D}}{\rho c} \frac{4f_v}{h^\mu} \frac{V}{V_0(S_0(\|E_{ps}\|))^m} \frac{1}{(m+1)(m+2)} (\Sigma_{max}(\|E_{ps}\| = 0))^{m+2}. \quad (4.6)$$

Ainsi, la figure 4.32 tracée en échelle logarithmique met en évidence la modification de la réponse à l'auto-échauffement du modèle en modifiant le paramètre d'échelle du processus  $S_0$  (Eq. 4.4). Les modifications engendrées rendent compte de l'influence d'une pré-déformation plastique.

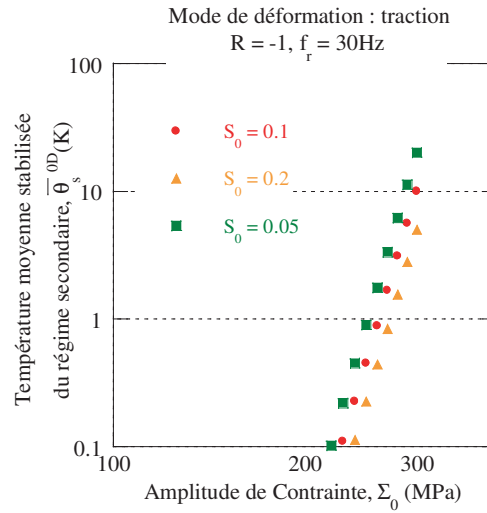


Figure 4.32: Influence de la modification de l'intensité du processus sur la réponse à l'auto-échauffement du régime secondaire.

Avec ces modifications et sans changer les hypothèses effectuées dans le modèle pour décrire une courbe S-N, la limite d'endurance moyenne est donnée en fonction de la pré-déformation plastique par

$$\bar{\Sigma}_\infty(\|E_{ps}\|) = S_0(\|E_{ps}\|) \left( \frac{V}{V_{eff}} \right)^{1/m} \Gamma \left( 1 + \frac{1}{m} \right). \quad (4.7)$$

La valeur de  $m$  n'étant pas modifiée par l'introduction d'une pré-déformation plastique, l'expression de la dispersion des résultats de fatigue n'est pas non plus modifiée.

Pour définir le domaine de durée de vie limitée, nous supposons que le critère énergétique n'est pas modifié par l'introduction d'une pré-déformation plastique. Ainsi, il n'est pas nécessaire de disposer de points à rupture pour reconstruire une courbe S-N avec cette hypothèse. Nous utilisons le paramètre  $A$  identifié pour le matériau vierge.

#### 4.1.3.3 Bilan sur l'évolution des paramètres du modèle.

Avec ces modifications apportées aux deux régimes d'auto-échauffement par l'introduction d'une pré-déformation plastique en traction uniaxiale, la température moyenne stabilisée est donnée par

$$\bar{\theta}^{0D} = \bar{\theta}_p^{0D} + \bar{\theta}_s^{0D} = \alpha (\|E_{ps}\|) \left( \frac{\Sigma_0}{\Sigma_{max}(\|E_{ps}\| = 0)} \right)^2 + \delta (\|E_{ps}\|) \left( \frac{\Sigma_0}{\Sigma_{max}(\|E_{ps}\| = 0)} \right)^{m+2}. \quad (4.8)$$

Pour caractériser dans la suite les évolutions des deux régimes d'auto-échauffement par rapport à l'état vierge, nous définissons deux quantités par

$$\alpha_{evo} = \frac{\alpha (\|E_{ps}\|)}{\alpha (\|E_{ps}\| = 0)}, \quad (4.9)$$

$$\delta_{evo} = \left( \frac{\delta (\|E_{ps}\| = 0)}{\delta (\|E_{ps}\|)} \right)^{1/m} = \frac{S_0 (\|E_{ps}\|)}{S_0 (\|E_{ps}\| = 0)} = \frac{\bar{\Sigma}_\infty (\|E_{ps}\|)}{\bar{\Sigma}_\infty (\|E_{ps}\| = 0)}. \quad (4.10)$$

Ainsi, le paramètre  $\delta_{evo}$  nous donne directement accès à la prévision de l'évolution des propriétés en fatigue suivant le niveau de pré-déformation plastique.

Finalement, pour prévoir une courbe S-N pour un grade pré-déformé plastiquement à partir d'essais d'auto-échauffement, les seules informations à connaître sont :

- la limite d'endurance moyenne identifiée par la méthode déterministe sur le grade vierge ;
- les paramètres  $\alpha$ ,  $\delta$  et  $m$  identifiés à partir d'un essai d'auto-échauffement sur le grade vierge ;
- le paramètre  $A$  définissant le critère énergétique identifié à partir de 3-5 essais à rupture sur le grade vierge pour un niveau à haute amplitude de chargement ;
- les paramètres  $\alpha$  et  $\delta$  identifiés sur un essai d'auto-échauffement pour un niveau de pré-déformation plastique donné ( $m$  n'évoluant pas avec le niveau de pré-déformation).

Avec la modélisation proposée, aucune donnée supplémentaire n'est requise pour tracer une courbe S-N du grade pré-déformé en traction. Une fois les paramètres du modèle connus sur le matériau vierge, un seul essai d'auto-échauffement sur une éprouvette pré-déformée est requis pour tracer une courbe S-N complète à un niveau de pré-déformation plastique donné.

#### 4.1.4 Identification des paramètres du modèle

Dans cette partie, nous insistons sur la capacité du modèle à décrire toutes les évolutions constatées par auto-échauffement après introduction d'une pré-déformation plastique sur les différents grades étudiés. Par niveau de pré-déformation plastique, il n'y a que deux paramètres à identifier sur la courbe d'auto-échauffement. Pour

chacun des grades, les résultats d'auto-échauffement expérimentaux et du modèle sont comparés avant donner l'évolution des paramètres  $\alpha_{evo}$  et  $\delta_{evo}$  en fonction du niveau de pré-déformation plastique.

#### 4.1.4.1 Grade A

Tout d'abord, sur le grade A, la figure 4.33 compare les résultats expérimentaux obtenus à la description de ces courbes par le modèle pour trois niveaux de pré-déformation plastiques. Chaque courbe est correctement décrite, que ce soit le régime primaire ou le secondaire.

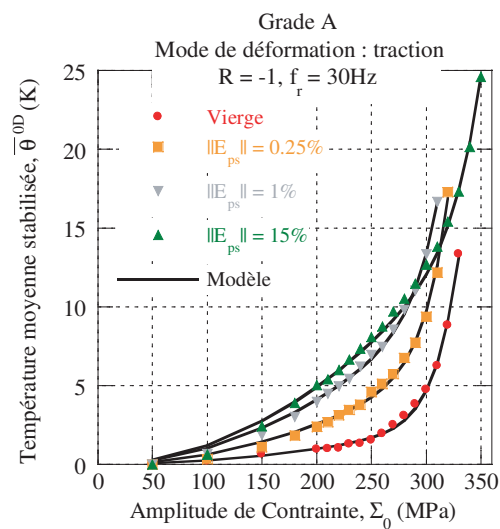


Figure 4.33: Identification des paramètres du modèle sur les courbes d'auto-échauffement du grade A pré-déformé en traction à divers niveaux.

En regroupant l'ensemble des résultats obtenus pour divers niveaux de pré-déformation plastique sur le grade A, la figure 4.34 donne l'évolution du régime primaire (en considérant le coefficient  $\alpha_{evo}$ ) en fonction de la pré-déformation plastique appliquée. Nous notons une forte augmentation initiale du régime primaire pour les faibles niveaux de pré-déformation plastique qui semble ensuite se stabiliser. L'évolution du paramètre  $\delta_{evo}$  qui donne celle des propriétés en fatigue avec la pré-déformation plastique est donnée sur la figure 4.35. Il y a pour les premiers pourcents de pré-déformation plastique une chute initiale du coefficient  $\delta_{evo}$ , puis une remontée pour retrouver le niveau initial et une augmentation qui se poursuit ensuite.



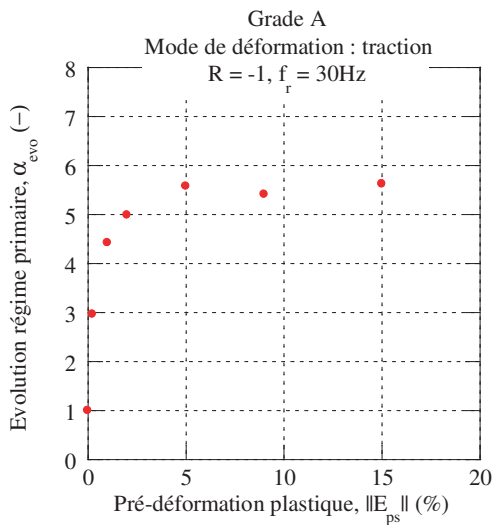


Figure 4.34: Évolution du régime primaire  $\alpha_{evo}$  sur le grade A en fonction de la pré-déformation plastique.

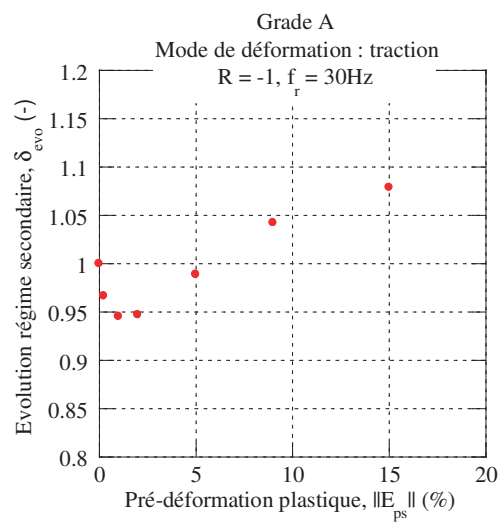


Figure 4.35: Évolution du régime secondaire  $\delta_{evo}$  sur le grade A en fonction de la pré-déformation plastique.

#### 4.1.4.2 Grade B

La même démarche est appliquée ensuite pour les deux autres grades. La figure 4.36 donne les courbes d'auto-échauffement obtenues expérimentalement pour divers niveaux de pré-déformation plastique avec les courbes modélisées. Une fois encore, les courbes expérimentales sont parfaitement décrites.

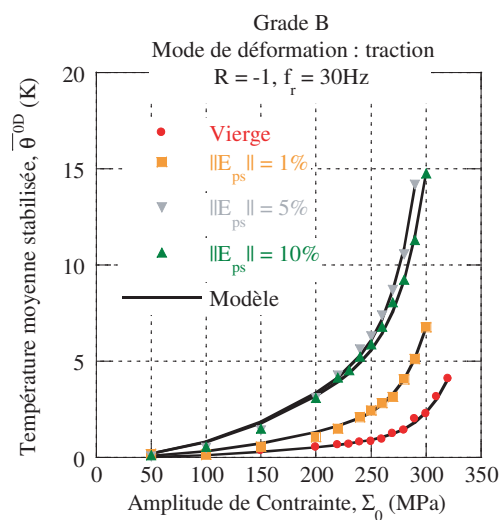


Figure 4.36: Identification des paramètres du modèle sur les courbes d'auto-échauffement du grade B pré-déformé en traction à divers niveaux.

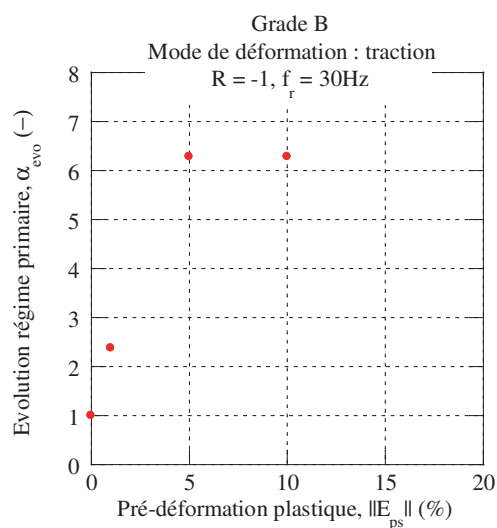


Figure 4.37: Évolution du régime primaire  $\alpha_{evo}$  sur le grade B en fonction de la pré-déformation plastique.

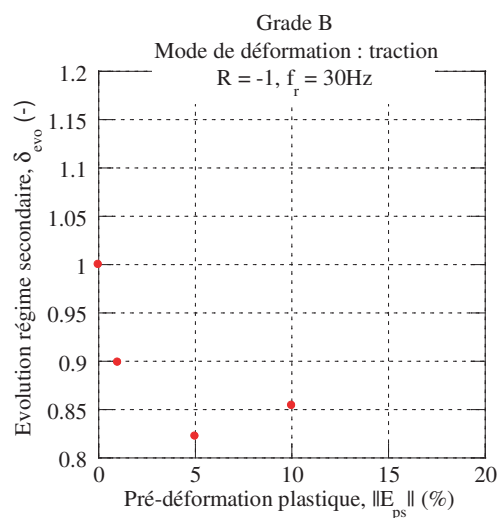


Figure 4.38: Évolution du régime secondaire  $\delta_{evo}$  sur le grade B en fonction de la pré-déformation plastique.

En fonction du niveau de pré-déformation plastique, le régime primaire augmente initialement avant de se stabiliser (figure 4.37). Pour le régime secondaire, une chute initiale très importante du facteur  $\delta_{evo}$  est constatée, avec une perte de 20% (figure 4.38). Ensuite se met en place une légère augmentation qui ne parvient pas à recouvrer le niveau initial.

#### 4.1.4.3 Grade D

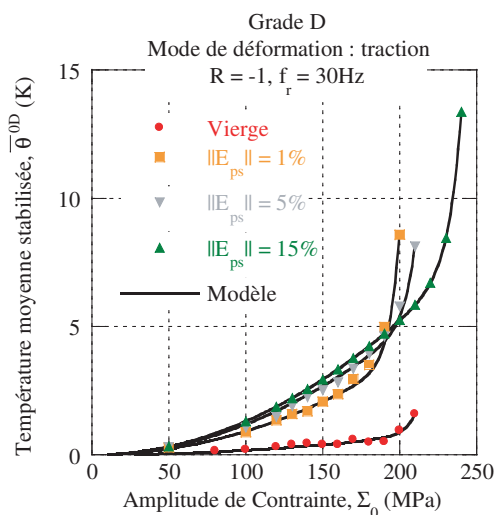


Figure 4.39: Identification des paramètres du modèle sur les courbes d'auto-échauffement du grade D pré-déformé en traction à divers niveaux.

Les courbes de la figure 4.39 donnent les résultats de l'identification des paramètres du modèle pour le grade D. L'évolution du régime primaire est conforme aux deux autres grades (figure 4.40). Finalement, l'évolution du régime secondaire sur ce grade est similaire à celle du grade A avec toutefois une chute initiale plus prononcée et une pente plus élevée sur la seconde partie de la courbe (figure 4.41).

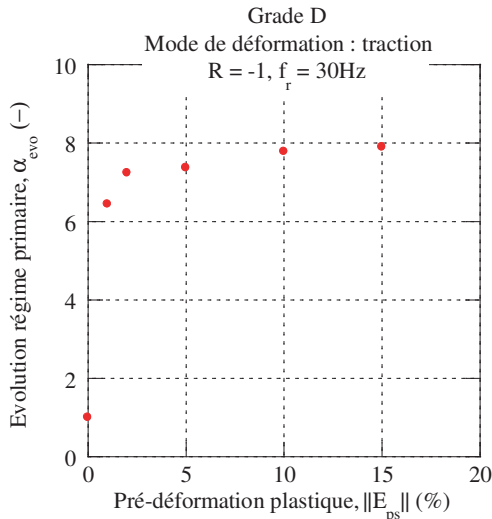


Figure 4.40: Évolution du régime primaire  $\alpha_{evo}$  sur le grade D en fonction de la pré-déformation plastique.

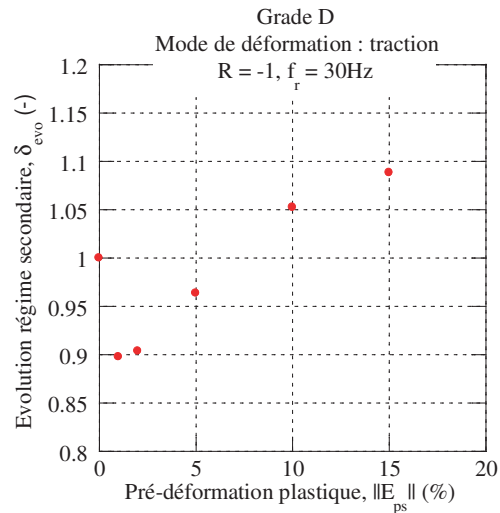


Figure 4.41: Évolution du régime secondaire  $\delta_{evo}$  sur le grade D en fonction de la pré-déformation plastique.

#### 4.1.4.4 Bilan

Dans tous les cas, nous avons montré la capacité du modèle à décrire les courbes d'auto-échauffement obtenues expérimentalement après une pré-déformation plastique en traction. Pour tous les grades étudiés, le régime primaire augmente fortement initialement avant de se stabiliser. Pour les trois grades, le régime primaire après pré-déformation plastique en traction peut être de 6 à 8 fois plus marqué que pour le grade vierge (donné par la valeur de  $\alpha_{evo}$ ).

En soi, les valeurs obtenues pour le régime primaire ne sont pas utilisées à des fins de prévision des propriétés à la fatigue. En revanche, l'intérêt de considérer ce régime primaire est, outre une meilleure compréhension des mécanismes se produisant sous sollicitation cyclique, de pouvoir identifier avec précision le régime secondaire. C'est l'évolution du régime secondaire en auto-échauffement qui nous donne accès à l'évolution des propriétés à la fatigue en fonction du niveau de pré-déformation plastique. Ainsi, par rapport aux allures de courbes obtenues pour  $\delta_{evo}$ , une valeur inférieure à 1 indique une perte sur les propriétés en fatigue tandis qu'une valeur supérieure à 1 signale un gain sur les propriétés en fatigue. Nous cherchons maintenant

à valider ces résultats obtenus par l'intermédiaire des essais d'auto-échauffement, à partir de résultats de campagnes d'essais de fatigue.

### 4.1.5 Validation

La validation des résultats obtenus par auto-échauffement, donnant l'influence d'une pré-déformation plastique sur l'évolution des propriétés en fatigue est, de manière incontournable, réalisée par des essais de fatigue classiques. Nous nous plaçons pour cela dans les mêmes conditions de déformation que pour les essais d'auto-échauffement. Ainsi, des coupons sont déformés en traction sur divers grades et pour divers niveaux de pré-déformation plastique. Compte tenu de la quantité de coupons à pré-déformer en traction, au sein desquels sont prélevés les éprouvettes de fatigue standards, en considérant le temps nécessaire à la réalisation de ces essais de pré-déformation, le temps alloué à la caractérisation en fatigue des grades pré-déformés, ... le lecteur comprendra que ni tous les grades, ni tous les niveaux de pré-déformation n'ont pu être traités.

Nous rappelons que dans la suite, les prévisions par le modèle des propriétés en fatigue du grade pré-déformé n'utilise aucun point à rupture. Les seules informations nécessaires sont issues des données acquises sur le grade vierge (auto-échauffement et un niveau à rupture) et d'un essai d'auto-échauffement sur le grade pré-déformé plastiquement.

#### 4.1.5.1 Grade A

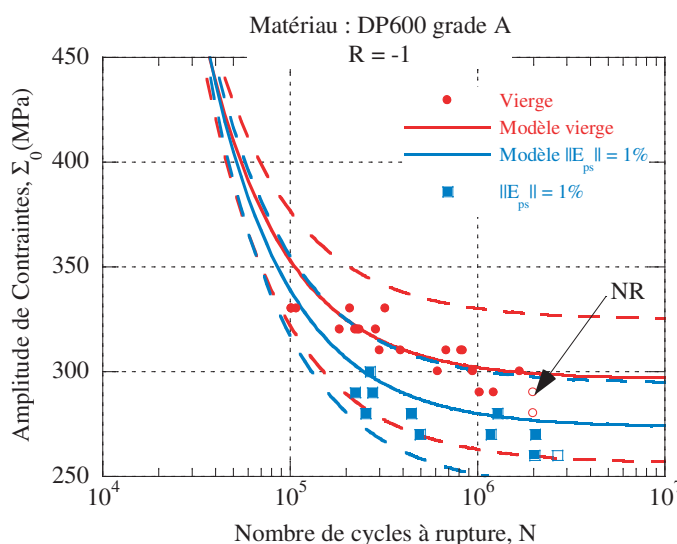


Figure 4.42: Comparatif entre les prévisions du modèle par auto-échauffement et les points expérimentaux pour le grade A déformé en traction à 1%.

Pour le grade A, deux courbes S-N standards ont été réalisées pour des niveaux de pré-déformation plastique de 1% et de 10%. Pour le faible niveau de pré-déformation plastique, le comparatif entre les prévisions du modèle et les résultats de fatigue est donné sur la figure 4.42. L'ampleur de la chute des propriétés en fatigue est prévue de manière satisfaisante. Il a donc effectivement une diminution des propriétés à la fatigue pour de faibles niveaux de pré-déformation plastique en traction uniaxiale [Nagase et Suzuki, 1992][Kang *et al.*, 2007]. Pour le niveau à 10% de pré-déformation plastique, un faible gain sur les propriétés en fatigue est prévu par auto-échauffement, que les résultats de fatigue permettent de confirmer de manière satisfaisante (figure 4.43). Le tableau 4.2 permet de comparer, pour ces deux niveaux de pré-déformation plastique, les limites d'endurance moyennes prévues par auto-échauffement et celles déterminées par stair-case. Un bon accord est obtenu.

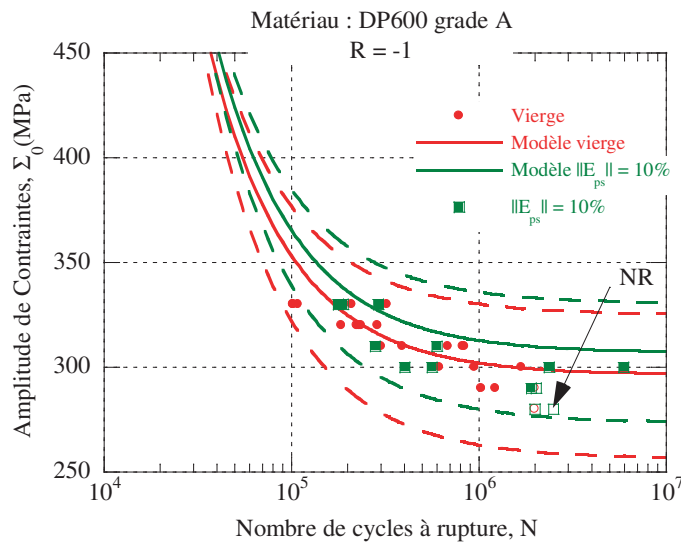


Figure 4.43: Comparatif entre les prévisions du modèle par auto-échauffement et les points expérimentaux pour le grade A déformé en traction à 10%.

Tableau 4.2: Comparatif, sur le grade A pour deux niveaux de pré-déformation plastique, entre la limite d'endurance prévue par les mesures d'auto-échauffement  $\bar{\Sigma}_\infty^{AE}$  et celle obtenue par stair-case à partir des résultats de fatigue  $\bar{\Sigma}_\infty^{SC}$ .

	$\ E_{ps}\ $	$\bar{\Sigma}_\infty^{AE}$	$\bar{\Sigma}_\infty^{SC}$	Erreur relative (%)
Grade A	1%	275	269	2.2
	10 %	307	297	3.2

### 4.1.5.2 Grade B

Pour le grade B, une campagne complète de fatigue est réalisée sur des éprouvettes préalablement pré-déformées à 10% en traction. Le comparatif entre les résultats de fatigue et du modèle pour le grade vierge et pré-déformé à 10% est donné sur la figure 4.44. La chute des propriétés en fatigue est prévue de manière satisfaisante pour ce niveau de pré-déformation plastique. Le tableau 4.3 donne le comparatif entre la limite d'endurance moyenne prévue par le modèle et celle déterminée par stair-case à partir des résultats de fatigue et confirme la bonne prévision des résultats.

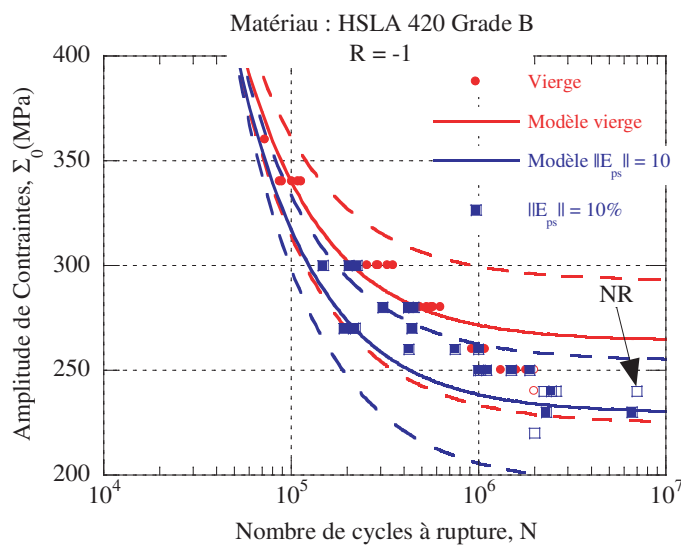


Figure 4.44: Courbe S-N du grade B déformé plastiquement à 10% en traction.

Tableau 4.3: Comparatif, sur le grade B pour un niveau de pré-déformation plastique de 10%, entre la limite d'endurance prévue par les mesures d'auto-échauffement  $\bar{\Sigma}_{\infty}^{AE}$  et celle obtenue par stair-case à partir des résultats de fatigue  $\bar{\Sigma}_{\infty}^{SC}$ .

	$\ E_{ps}\ $	$\bar{\Sigma}_{\infty}^{AE}$	$\bar{\Sigma}_{\infty}^{SC}$	Erreur relative (%)
Grade B	10%	230	240	-4.1%

### 4.1.6 Conclusion

A partir d'essais d'auto-échauffement, l'objectif de cette première partie de chapitre était de prévoir l'évolution des propriétés en fatigue après une pré-déformation plastique en traction uniaxiale. Dans un premier temps, nous avons tout d'abord

mis en avant les évolutions qualitatives engendrées par l'introduction d'une pré-déformation plastique sur les propriétés à l'auto-échauffement. Ceci a permis de montrer que les pentes des deux régimes d'auto-échauffement n'évoluent pas en fonction de la pré-déformation plastique. Seules les intensités des deux régimes sont impactées. Toujours de manière qualitative, il a été montré, par la réalisation des essais de charge-décharge, qu'un lien fort existe entre l'érouissage isotrope d'un grade et l'évolution du régime secondaire d'auto-échauffement, et donc des propriétés en fatigue, avec la pré-déformation plastique.

En caractérisant l'évolution des paramètres  $\alpha$  et  $\delta$  du modèle pour divers niveaux de pré-déformation plastique, le modèle est capable de prévoir une évolution des propriétés à la fatigue en fonction du niveau de pré-déformation plastique. Cette prédiction est validée de manière satisfaisante en comparant les résultats d'auto-échauffement obtenus à ceux de fatigue, réalisés après une phase de pré-déformation. Un léger écart subsiste entre les propriétés en fatigue obtenues par caractérisation standard et par auto-échauffement. Néanmoins, il faut mettre en avant le coût de la prévision vis-à-vis des essais effectués. Connaissant la réponse à l'auto-échauffement et 3 points à rupture pour le grade vierge, il n'est nécessaire de ne disposer que d'un seul essai d'auto-échauffement à un niveau de pré-déformation plastique donné pour obtenir une courbe S-N complète à ce niveau. A partir de plusieurs niveaux de pré-déformation plastique bien choisis, ce sont des résultats sur toute une gamme qui peuvent être déterminés.

Finalement, nous avons pu observer que, suivant le grade testé, le niveau de pré-déformation plastique appliqué en traction, une perte ou un gain sur les propriétés en fatigue est obtenu. D'un point de vue dimensionnement en fatigue, prendre en compte l'évolution des propriétés en fatigue s'avère un levier intéressant. Tout d'abord, la perte obtenue pour les faibles niveaux de pré-déformation plastique peut s'avérer critique vis-à-vis de la tenue en service. Nous avons pu observer dans le cas de la traction, sur un grade, une perte allant jusqu'à 20% des propriétés initiales. Ensuite, dans le cas d'un gain, prendre en compte cet effet de pré-déformation plastique s'insère dans la politique de dimensionnement au plus juste des pièces, permettant de réduire la quantité de matière et donc de réduire la masse finale d'un composant. Si, pour des contraintes de temps d'essais et de quantité de matière, cet effet n'est pas pris en compte en caractérisation classique, les essais d'auto-échauffement s'avèrent être une excellente alternative pour fournir des propriétés en fatigue à moindre coût.

## 4.2 Influence d'une contrainte moyenne

Nous nous intéressons maintenant à l'effet d'une contrainte moyenne non nulle sur l'évolution des propriétés en fatigue. Classiquement en fatigue, ce sont plutôt des essais à un rapport de charge  $R$  différent de -1 (en l'occurrence  $R = 0.1$ ) qui

sont réalisés pour déterminer l'influence d'une contrainte moyenne. Comme évoqué dans le premier chapitre de ce manuscrit, l'influence d'une modification du rapport de charge a déjà été largement évoquée dans la littérature à partir d'essais d'auto-échauffement [La Rosa et Risitano, 2001][Krapez et Pacou, 2002]. En utilisant une méthode empirique appliquée aux courbes d'auto-échauffement obtenues pour divers rapports de charge (figure 4.45), nous pouvons retrouver l'influence du rapport de charge sur l'évolution des propriétés en fatigue, comme le montre la figure 4.46.

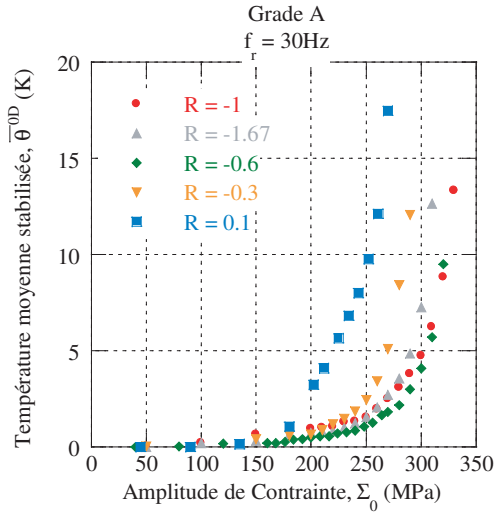


Figure 4.45: Courbes d'auto-échauffement obtenues pour divers rapports de charge pour le grade A.

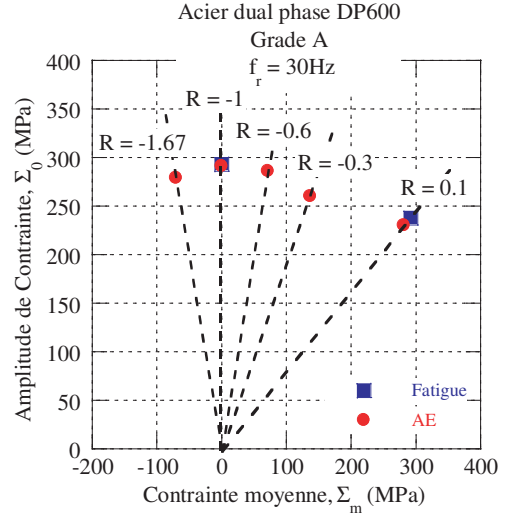


Figure 4.46: Mise en évidence de l'influence linéaire du rapport de charge sur la tenue en fatigue du grade A.

Cependant, pour un rapport de charge de 0.1, la limite d'élasticité macroscopique du grade est la plupart du temps dépassée et est atteinte pour le rapport de charge de -0.3 en considérant le grade A. Pour illustrer cela, il suffit de tracer les courbes d'auto-échauffement, non plus en fonction de l'amplitude de la contrainte, mais en contrainte maximale, comme donné sur la figure 4.47. En replaçant maintenant cette courbe d'auto-échauffement dans un diagramme log-log (toujours tracée en fonction de la contrainte maximale), nous pouvons observer un comportement particulier (figure 4.48). En effet, très tôt, la courbe quitte le régime primaire qui avait été obtenu pour un rapport de charge de -1 sur le grade vierge, une élévation importante de la température se produit au moment où la limite d'élasticité macroscopique  $R_{p0.2}$  est franchie.

Nous proposons donc dans cette partie de revisiter l'interprétation de l'influence d'une modification du rapport de charge sur l'évolution des propriétés en fatigue. En étudiant plus finement la réponse à l'auto-échauffement pour le rapport de charge de 0.1, les résultats sur l'influence d'une pré-déformation plastique sur l'évolution des propriétés en fatigue vont être utilisés.



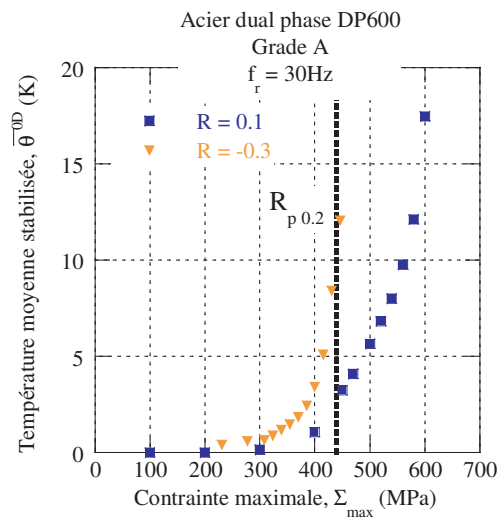


Figure 4.47: Courbes d'auto-échauffement du grade A (tracée en contrainte max) pour un rapport de charge de 0.1 et de -0.3, et position par rapport à la limite d'élasticité macroscopique.

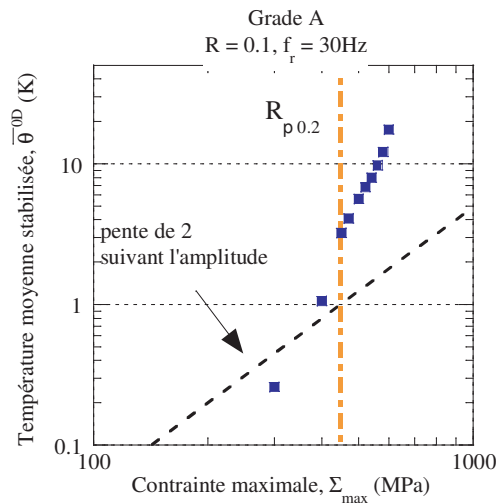


Figure 4.48: Courbe d'auto-échauffement du grade A à un rapport de charge de 0.1 en coordonnées logarithmique et comparatif avec le régime primaire du grade vierge à  $R = -1$ .

### 4.2.1 Étude détaillée de l'influence d'une modification du rapport de charge

Nous cherchons dans cette partie améliorer notre degré de compréhension d'un essai d'auto-échauffement à un rapport de charge de 0.1 sur le grade A. L'éprouvette d'auto-échauffement est ainsi instrumentée avec un thermocouple de manière standard, mais aussi avec un extensomètre<sup>2</sup>. Nous ne nous intéressons dans un premier temps qu'à un seul palier d'auto-échauffement : une amplitude de 252 MPa, ce qui représente une contrainte maximale de 560 MPa pour une contrainte minimale de 56 MPa. Ce palier est choisi suffisamment élevé pour mettre en évidence certains phénomènes. L'éprouvette est vierge de sollicitation avant ce palier.

Tout d'abord, nous observons l'évolution des premiers cycles au cours du chargement cyclique (figure 4.49). Classiquement, les essais d'auto-échauffement sont réalisés avec un « PID mou », ce qui signifie qu'une cinquantaine de cycles doivent être réalisés avant d'atteindre la consigne en effort. Progressivement, l'amplitude maximale de la sollicitation est atteinte. Dans le même temps, une évolution progressive de la déformation plastique se met en place dès que la limite d'élasticité macroscopique est franchie (à 447 MPa). Finalement, le cycle est presque stabilisé

2. L'essai a aussi été réalisé après avoir collé une jauge de déformation sur une des faces de l'éprouvette, mais la jauge cède avant la fin de l'essai ne supportant pas les niveaux de déformations plastique obtenus.

au bout de 200 cycles environ. Nous cumulons donc sur ce palier de chargement une déformation plastique de 3.5% environ, ce qui est très élevé.

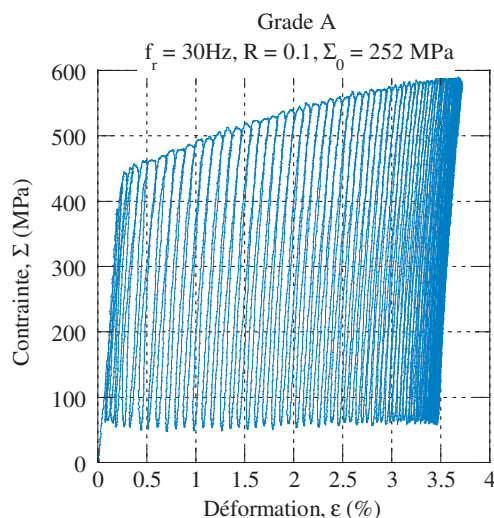


Figure 4.49: Evolution du cycle contrainte-déformation au cours d'un chargement à un rapport de charge de 0.1 et une amplitude de 252 MPa sur éprouvette vierge initialement.

Au lieu de stopper le palier de sollicitation cyclique après 6000 cycles, ce sont ici 50 000 cycles qui sont effectués à cette amplitude de 252 MPa. Au cours de ces 50 000 cycles, la température moyenne de l'éprouvette est enregistrée (figure 4.50). Une très forte augmentation de température apparaît dès les premiers cycles de chargement. Ensuite, à partir de quelques milliers de cycles, la température moyenne de l'éprouvette décroît pour atteindre finalement une température qui tend à stabiliser. Cette chute de température peut être attribuée à un terme source qui diminue au cours du temps (dû à l'évolution de la déformation plastique) après les 200 premiers cycles et qui semble se stabiliser ensuite.

Le dernier phénomène qui se produit à un rapport de charge de 0.1 est en soi faible, mais présente une influence non négligeable car présent tout au long de la durée de vie de l'éprouvette sollicitée à un rapport de charge de 0.1 au dessus de la limite d'élasticité macroscopique. Ce phénomène est un effet de déformation progressive. Il peut être mis en évidence en observant, de façon périodique (pour ne pas stocker trop de données) l'évolution de la déformation moyenne (la moyenne prise sur un cycle) au cours des 50 000 cycles de chargement effectués précédemment. Cette déformation progressive est de l'ordre de  $10^{-3}\%$  sur 10 000 cycles de chargement, mais est présente sur toute la durée de vie de l'éprouvette (figure 4.51). Elle ne semble jamais s'arrêter.

Pour résumer, plusieurs éléments peuvent influencer sur l'évolution des propriétés en fatigue à grand nombre de cycles en changeant le rapport de charge :

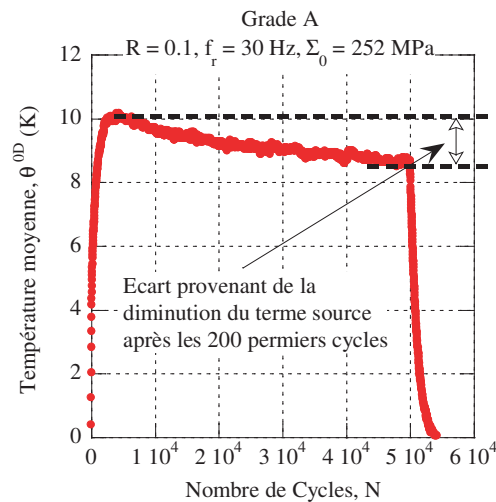


Figure 4.50: Évolution de la température moyenne sur 50 000 cycles de chargement à une amplitude de 252 MPa pour un rapport de charge de 0.1.

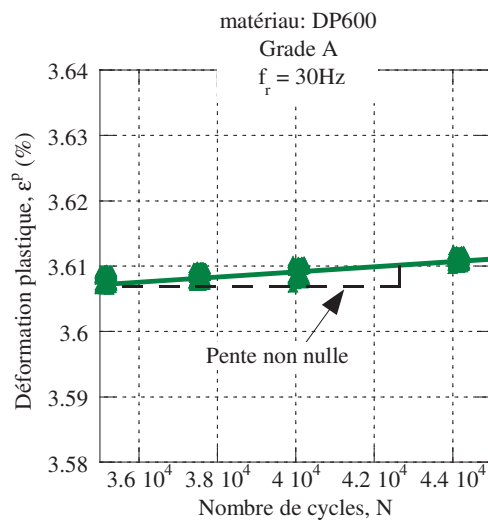


Figure 4.51: Évolution de la déformation moyenne sur 50 000 cycles de chargement à une amplitude de 252 MPa pour un rapport de charge de 0.1.

- la contrainte moyenne ;
- la déformation plastique ;
- la déformation progressive.

L'ensemble des modifications engendrées par le changement du rapport de charge sur la tenue en fatigue est attribué classiquement à un effet de contrainte moyenne. De notre côté, nous abordons ces éléments de manière différente : nous connaissons, par la première partie de ce chapitre, l'évolution des propriétés à l'auto-échauffement en fonction de la pré-déformation plastique. En déterminant, sur chaque palier de chargement cyclique, l'évolution de la déformation plastique au bout de 6000 cycles

de chargement, nous souhaitons connaître la réponse du modèle pour un rapport de charge de 0.1 en ne considérant que l'effet d'une déformation plastique.

### 4.2.2 Réponse du modèle sans contrainte moyenne

Un essai d'auto-échauffement complet est maintenant réalisé à un rapport de charge de 0.1, avec les thermocouples et l'extensomètre. Pour chaque palier de chargement, l'évolution de la déformation plastique peut être récupérée. Nous notons ainsi  $\delta\varepsilon^p$  l'incrément de déformation plastique pour chaque palier de chargement (au début de chaque palier, la valeur de l'incrément est nulle). La figure 4.52 donne l'évolution de cet incrément de déformation plastique  $\delta\varepsilon^p$  pour des paliers de chargement à 211 MPa et à 252 MPa (ici n'est représenté que le niveau moyen de déformation sur le cycle). La déformation plastique évolue rapidement et la vitesse de déformation diminue fortement ensuite.

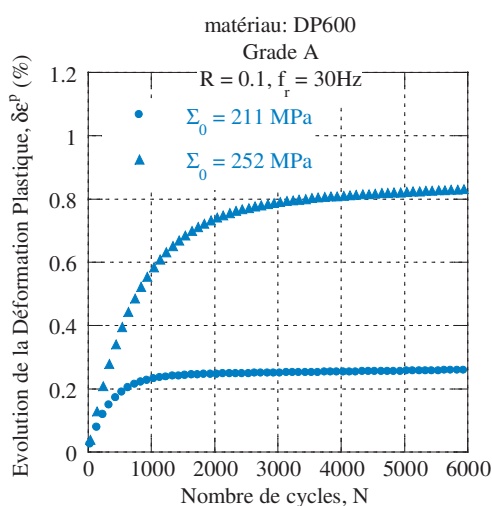


Figure 4.52: Évolution de la déformation plastique pour deux paliers de chargement à un rapport de charge de 0.1 sur le grade A.

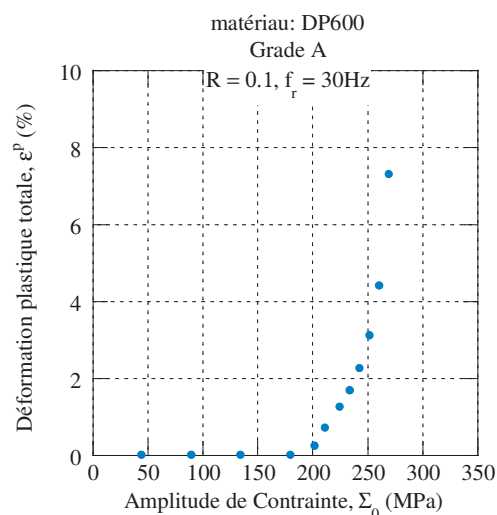


Figure 4.53: Déformation plastique cumulée pour chacun des paliers de chargement effectués à un rapport de charge de 0.1 sur le grade A.

Pour chacun des paliers de chargement cyclique de l'essai d'auto-échauffement complet, l'incrément de déformation plastique peut être récupéré. En fin d'essai, la déformation plastique totale au sein de l'éprouvette est connue pour chacun des paliers de chargement. Elle est donnée sur la figure 4.53. En fin d'essai d'auto-échauffement, près de 8 % de déformation plastique sont présents au sein de l'éprouvette.

L'objectif est maintenant de reconstruire une courbe d'auto-échauffement théorique, en ne prenant en compte que l'influence de la déformation plastique (sans

considérer ni la contrainte moyenne, ni la déformation progressive) et de la comparer à la courbe expérimentale obtenue. En effet, par rapport aux divers essais réalisés (auto-échauffement et pré-déformation plastique) nous connaissons :

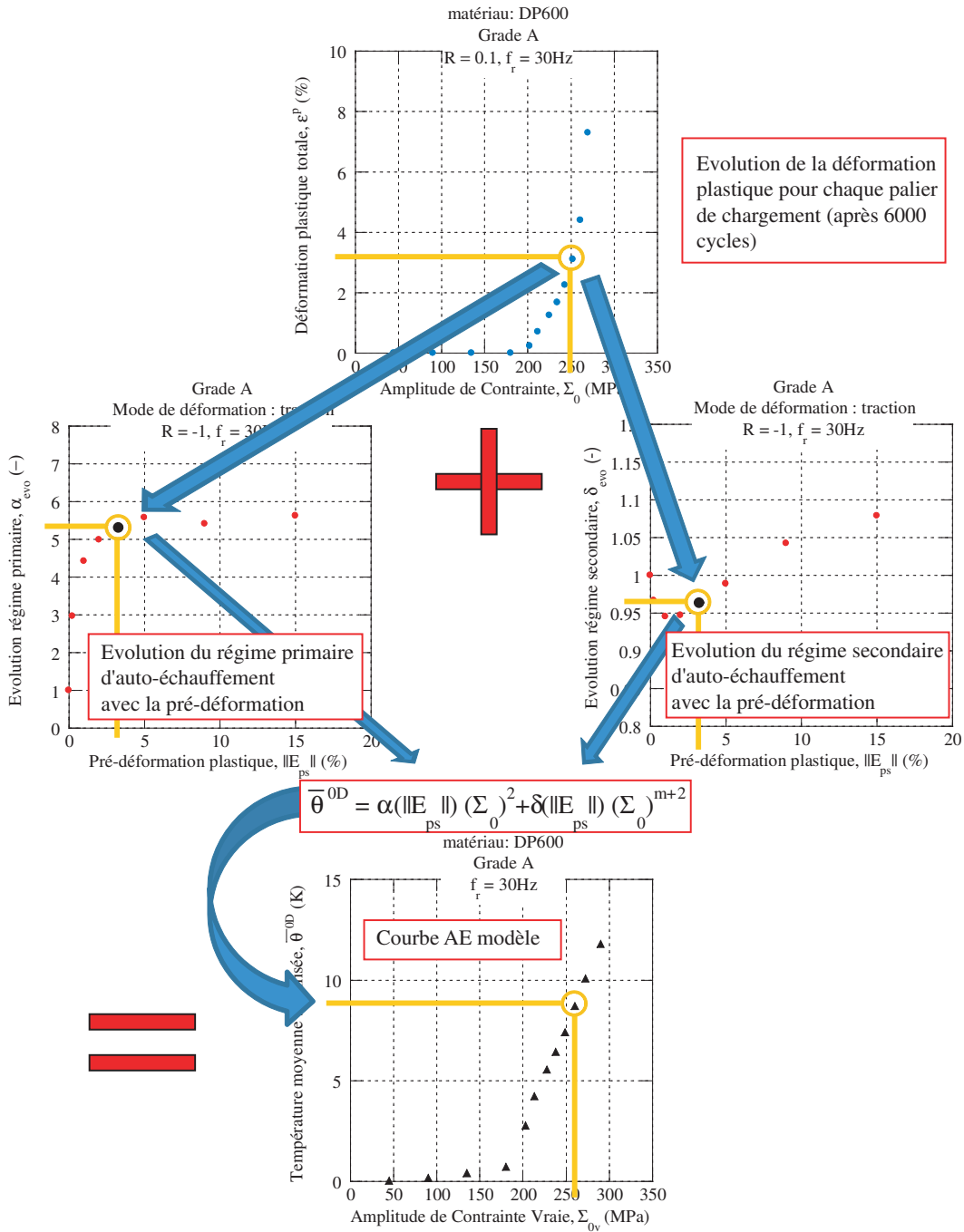


Figure 4.54: Schéma de reconstruction d'une courbe d'auto-échauffement à un rapport de charge de 0.1 en ne prenant en compte que l'influence de la déformation plastique.

- la déformation plastique obtenue à la fin de chaque palier d'auto-échauffement (après 6000 cycles), ce qui permet d'en déduire l'amplitude de contrainte vraie du palier ;
- l'évolution du régime primaire d'auto-échauffement en fonction du niveau de pré-déformation plastique ;
- l'évolution du régime secondaire d'auto-échauffement en fonction de la pré-déformation plastique ;
- le module de Weibull  $m$ .

En formulant l'hypothèse selon laquelle la réponse à l'auto-échauffement après pré-déformation plastique est équivalente à déformer plastiquement au cours de la sollicitation, une courbe d'auto-échauffement théorique peut être reconstruite, suivant le schéma de reconstruction reproduit sur la figure 4.54.

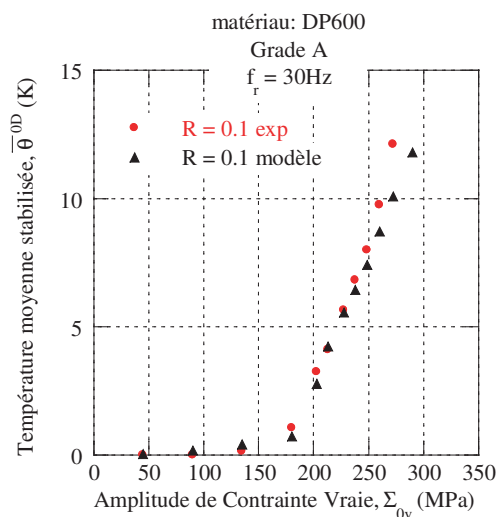


Figure 4.55: Évolution de la température moyenne sur 50 000 cycles de chargement à une amplitude de 252 MPa pour un rapport de charge de 0.1.

La courbe théorique obtenue est donnée sur la figure 4.55 et comparée à la courbe expérimentale (elle aussi retracée en fonction de l'amplitude de contrainte vraie). L'augmentation brutale de la température est parfaitement décrite tout comme l'augmentation qui suit. Il n'y a que pour les hautes amplitudes de chargement qu'un écart persiste entre la courbe expérimentale et la courbe théorique. Cet écart peut provenir des deux phénomènes qui n'ont pas été pris en compte dans le modèle : une influence de la contrainte moyenne ou une influence de la déformation progressive.

Observons maintenant les résultats de fatigue. La figure 4.56 met en évidence les diverses courbes S-N qui nous intéressent. En points rouge tout d'abord se situent les points expérimentaux au rapport de charge de -1 qui servent de référence. Ensuite, les losanges gris donnent les points expérimentaux de l'essai au rapport de charge de

0.1 (en contrainte nominale). Nous connaissons le niveau de déformation plastique au bout de 6000 cycles de chargement. Il sous estime la valeur obtenue sur toute la durée de vie d'une éprouvette de fatigue, du fait de la présence de la déformation progressive. La courbe S-N du rapport de charge de 0.1 est « corrigée » en contrainte vraie (en considérant la déformation après 6000 cycles), ce qui contribue à rehausser les propriétés en fatigue au rapport de charge de 0.1. Ensuite, à une amplitude de 230 MPa pour un rapport de charge de 0.1, la déformation plastique se situe aux environs de 2%. En considérant, par auto-échauffement, l'évolution des propriétés en fatigue à ce niveau de déformation plastique, la limite d'endurance moyenne est de 271 MPa.

En utilisant uniquement l'influence d'une déformation plastique pour expliquer l'évolution des propriétés en fatigue avec le rapport de charge, il subsiste un décalage  $\Delta\bar{\Sigma}_\infty$  de 30 MPa environ entre les résultats expérimentaux et la chute prévue par le modèle. Cet écart ne peut être imputable qu'à la présence d'un effet de contrainte moyenne et/ou un effet de déformation progressive.

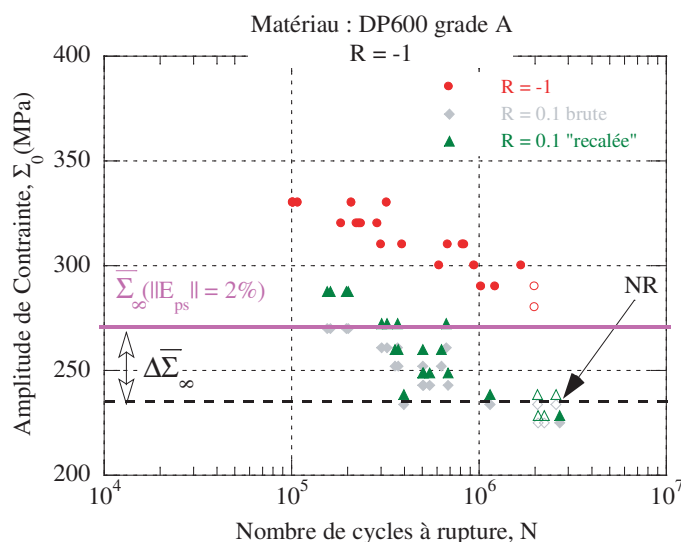


Figure 4.56: Comparatif entre les résultats de fatigue à  $R = 0.1$  et les résultats du modèle en ne prenant en compte que l'influence de la déformation plastique.

### 4.2.3 Effet d'une contrainte moyenne sur grade ayant une haute limite d'élasticité macroscopique

Pour conclure sur la présence d'un effet de contrainte moyenne sur l'évolution des propriétés à la fatigue à grand nombre de cycles des aciers laminés, nous cherchons à découpler les effets. Une solution consiste à utiliser un grade possédant une haute limite d'élasticité. Il n'y a ainsi aucun risque de déformer plastiquement le matériau au cours de la sollicitation cyclique, et il n'y a donc pas de déformation

progressive. Les grades de notre étude pré-déformés plastiquement à des niveaux élevés constituent de parfaits exemples. Nous pouvons ensuite caractériser l'influence d'une modification du rapport de charge sur ces grades pré-déformés. Pour le grade B (figure 4.57), les réponses à l'auto-échauffement sont identiques, quel que soit le rapport de charge. L'éprouvette pour la courbe d'auto-échauffement au rapport de charge de 0.1 casse avant le dernier palier car la contrainte maximale du palier est supérieure à la limite à rupture du grade. Il n'y a donc aucun effet lié à la modification du rapport de charge sur un grade avec une haute limite d'élasticité macroscopique en termes de réponse à l'auto-échauffement.

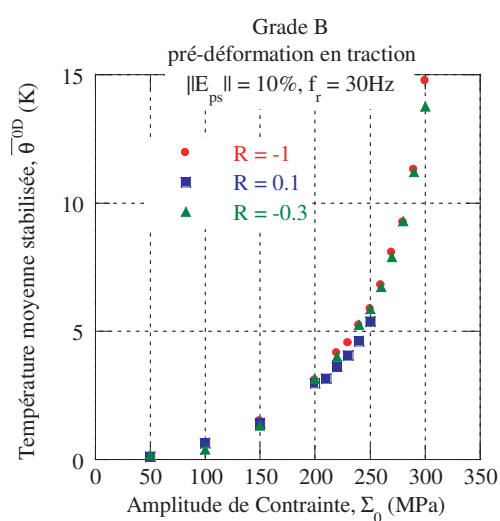


Figure 4.57: Effet du rapport de charge sur le grade B après une déformation plastique de 10% en traction.

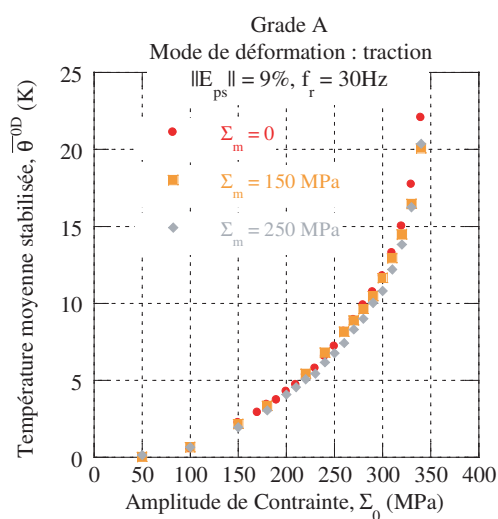


Figure 4.58: Effet d'une contrainte moyenne non nulle sur le grade A après une pré-déformation plastique de 9% en traction.

Pour éviter de franchir la limite à rupture, ou seulement de plastifier à nouveau le grade, il est préférable de raisonner avec une contrainte moyenne constante plutôt que d'un rapport de charge constant. Ainsi, des essais d'auto-échauffement sont réalisés sur le grade A pour une valeur de contrainte moyenne nulle, de 150 MPa et de 250 MPa (figure 4.58). Les courbes d'auto-échauffement sont similaires, il n'y a pas d'effet de la modification de la contrainte moyenne.

Dans le même esprit, une campagne de fatigue est réalisée sur le grade B, pré-déformé initialement à 10% en traction, en appliquant une contrainte moyenne constante de 200 MPa, fixe, valeur autour de laquelle varie l'amplitude du chargement<sup>3</sup>. Les résultats de cette campagne de fatigue sont comparés à ceux qui

3. Par exemple, pour une amplitude de 250 MPa, la contrainte maximale est de 450 MPa et la contrainte minimale de -50 MPa.



ont été obtenus pour une pré-déformation de 10% et un rapport de charge de -1. Les courbes sont identiques (figure 4.59). Nous n'observons pas d'influence de la contrainte moyenne.

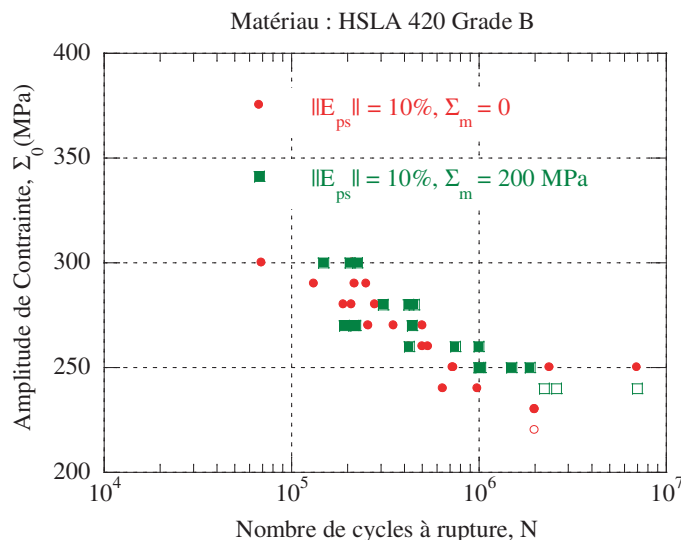


Figure 4.59: Courbes S-N du grade B après une déformation plastique de 10% montrant l'indépendance à la contrainte moyenne

Finalement, effectuer des essais de fatigue à un rapport de charge de 0.1 est un problème mal posé pour lequel se mélangent des effets de déformation plastique, des effets de déformation progressive et finalement des effets de contrainte moyenne. A partir d'essais d'auto-échauffement instrumentés permettant d'obtenir des informations sur les niveaux de déformation plastique atteints lors de l'essai au rapport de charge de 0.1, ces phénomènes ont pu être mis en évidence. Sur les aciers laminés, nous avons pu montrer qu'une contrainte moyenne non nulle ne possède pas d'influence sur l'évolution des propriétés en fatigue à grand nombre de cycles. Évidemment, une contrainte moyenne non nulle possède une influence sur la propagation de fissures de fatigue mais ce n'est pas le domaine qui nous intéresse dans le cadre de cette étude.

L'évolution des propriétés en fatigue pour un rapport de charge de 0.1 provient donc d'une part, de la présence de faibles niveaux de déformations plastiques au sein de l'éprouvette (niveaux pour lesquels nous avons pu observer une chute des propriétés en fatigue) et d'autre part, à la présence d'une déformation progressive qui contribue à modifier l'état du matériau à chaque cycle et à diminuer la résistance en fatigue.

## 4.3 Conclusion

Dans ce chapitre, l'objectif était de sortir du cadre standard que nous nous étions fixé initialement, à savoir des essais à contrainte moyenne nulle et un grade dans son état de livraison. Nous cherchons à rendre compte, par essais d'auto-échauffement, dans un premier temps de l'effet d'une pré-déformation plastique en traction uniaxiale puis ensuite de l'influence d'une contrainte moyenne non nulle.

Nous avons montré, à partir d'essais d'auto-échauffement, la capacité du modèle à rendre compte de l'influence d'une pré-déformation plastique effectuée en traction sur l'évolution des propriétés en fatigue à grand nombre de cycles des aciers laminés. Uniquement à partir des paramètres du modèle identifiés sur le grade vierge et sur un essai d'auto-échauffement avec une éprouvette pré-déformée, une courbe S-N complète peut être déterminée pour un niveau de pré-déformation plastique donné. En comparant les prévisions du modèle à des essais de fatigue standards sur des éprouvettes pré-déformées en traction, une corrélation satisfaisante est mise en évidence. Les essais permettent de valider une chute des propriétés en fatigue pour les faibles niveaux de pré-déformations plastiques sur le grade A, et un comportement plus critique du grade B avec une chute importante des propriétés en fatigue avec la pré-déformation plastique en traction. En utilisant les mesures d'auto-échauffement, une quantité très importante d'informations quantitatives peut être obtenue en très peu de temps sur les propriétés en fatigue des aciers laminés, contre des mois entiers en caractérisation classique.

Dans un second temps, les mécanismes responsables de l'évolution des propriétés en fatigue avec une modification du rapport de charge ont été identifiés. Sur les aciers laminés, ce n'est pas la présence d'une contrainte moyenne qui explique la chute des propriétés en fatigue à un rapport de charge de 0.1. Ces évolutions proviennent d'une action combinée entre la présence d'une faible déformation plastique, qui nous l'avons vu, modifie les propriétés à la fatigue, et une déformation progressive qui modifie à chaque cycle l'état du matériau. La question se pose de savoir si la réalisation d'essais de fatigue à un rapport de charge de 0.1 est pertinente ou non. Tout est couplé et l'évolution des propriétés en fatigue constatée à ce rapport de charge est associée à la contrainte moyenne, qui n'est pas la cause principale de ces modifications.

Jusqu'à présent, les essais d'auto-échauffement ont été réalisés avec une approche 0D et l'utilisation de thermocouples. Dans le chapitre suivant, nous souhaitons mettre à profit l'utilisation de mesures de champ, notamment d'une caméra infrarouge. Par les résultats obtenus dans ce chapitre, nous maîtrisons suffisamment d'éléments sur l'influence d'une pré-déformation plastique sur l'évolution des propriétés en fatigue pour étendre le problème à une situation hétérogène (pour le moment, les champs de pré-déformation plastique au sein des éprouvettes étaient homogènes). A partir de mesures infrarouges, et par l'intermédiaire du modèle pro-

babilliste à deux échelles, l'objectif est de résoudre l'équation de la chaleur 1D. Cette résolution de l'équation de la chaleur 1D offre la possibilité d'identifier l'influence d'une pré-déformation plastique en fatigue sur toute une gamme de pré-déformation à partir d'une seule éprouvette.

Seules des pré-déformations plastiques uniaxiales ont été considérées dans ce chapitre. Pour tendre vers l'objectif de prendre en compte une pré-déformation plastique multiaxiale dans le dimensionnement de composants en fatigue, une étude de l'effet de chemins de pré-déformation plastique plus complexes doit être entreprise.

## Apport des mesures de champ sur l'identification de paramètres matériaux

Dans le chapitre précédent, l'influence d'une pré-déformation plastique uniaxiale sur les propriétés en fatigue à grand nombre de cycles a été étudiée sur plusieurs des grades sélectionnés. Ceci a été réalisé à partir de situations avec une éprouvette à section constante par niveau de pré-déformation plastique. Ici, nous ne nous intéressons qu'au grade C de l'étude qui est un acier dual phase DP600. Ce choix est motivé par la richesse de la base de données disponible sur ce grade (auto-échauffement et fatigue). Nous connaissons ainsi l'évolution de la limite d'endurance moyenne en fonction du niveau de pré-déformation plastique en traction, obtenue par l'approche du chapitre précédent (figure 5.1). En omettant volontairement les premiers pourcents de pré-déformation plastique uniaxiale, une influence linéaire de la pré-déformation plastique sur les propriétés en fatigue est notée

$$\bar{\Sigma}_{\infty} (\|E_{ps}\|) = (1 + \beta \|E_{ps}\|) \bar{\Sigma}_{\infty} (\|E_{ps}\| = 0), \quad (5.1)$$

avec  $\beta$  le coefficient directeur de la droite de régression valant 1.33 pour ce grade.

Les mesures de champ cinématique et thermique sont de plus en plus fréquemment utilisées dans le domaine de la mécanique des matériaux et des structures. Par le passé, elles ont été largement utilisées à des fins d'identification qualitative des hétérogénéités. En ce qui concerne les mesures de champ cinématique, que ce soit l'interférométrie de Moiré [Weller et Shepard, 1948], la méthode des grilles ou la corrélation d'images [Bur, 1982][Sutton *et al.*, 1983][Chu *et al.*, 1985], elles ont permis de détecter et décrire des phénomènes localisés ou des champs hétérogènes comme la propagation de fissures [Réthoré *et al.*, 2008] ou les facteurs d'intensité des contraintes [Hild et Roux, 2006]. Elles ont aussi été utilisées comme moyen de comparaison entre des résultats expérimentaux et numériques [Perié *et al.*, 2002][Rastogi, 2000]. L'intérêt des mesures de champ thermique ayant d'ores et déjà été évoqué dans le premier chapitre de ce manuscrit, nous n'y revenons pas.

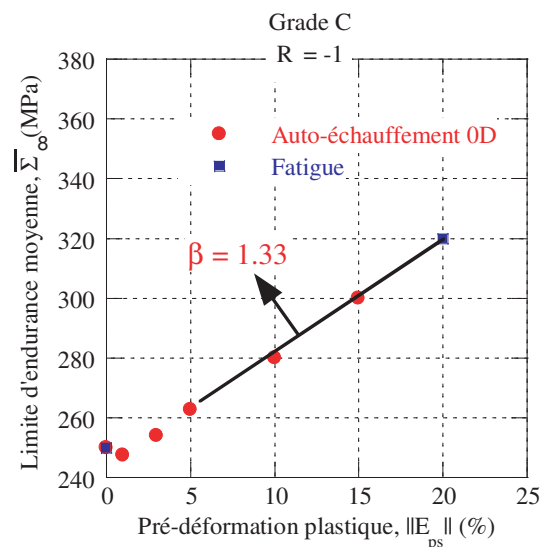


Figure 5.1: Influence d'une pré-déformation plastique uniaxiale sur les propriétés en fatigue à grand nombre de cycles du grade C.

Jusqu'à présent, les essais d'auto-échauffement de ce manuscrit ont été réalisés sur des éprouvettes à section constante (que le matériau soit vierge ou pré-déformé plastiquement). Avec un terme source constant dans le volume et qui ne varie pas au cours du temps, une approche moyenne, utilisant des thermocouples est suffisante. Nous souhaitons dans ce chapitre mettre à profit l'utilisation de mesures de champ pour identifier des paramètres matériaux dans le cas d'une situation hétérogène.

L'idée de cette étude est ainsi de considérer une éprouvette pour laquelle nous maîtrisons l'hétérogénéité, à savoir dans notre cas, une évolution linéaire de la pré-déformation suivant l'abscisse  $x$  de l'éprouvette (figure 5.2). En considérant une méthode 1D de résolution de l'équation de la chaleur, chaque tranche de l'éprouvette peut être considérée comme une « mini-éprouvette » (figure 5.2). L'objectif final est d'identifier, à partir des résultats sur cette seule éprouvette, ce coefficient  $\beta$ , sur une large gamme de pré-déformations plastiques, chacune des « mini-éprouvettes » permettant de positionner un point sur la courbe.

Cette étude se déroule en quatre temps. La première étape consiste à définir une géométrie d'éprouvette spécifique de manière à obtenir une hétérogénéité contrôlée de pré-déformation plastique uniaxiale au sein de la zone utile de l'éprouvette. Pour la seconde, un essai de traction est réalisé afin de pré-déformer plastiquement l'éprouvette selon l'objectif visé. La corrélation d'images permet de déterminer cette hétérogénéité. La troisième étape concerne un essai d'auto-échauffement pour lequel les données thermiques sont enregistrées à l'aide d'une caméra infrarouge. Par une méthode de résolution de l'équation de la chaleur adéquate, le coefficient  $\beta$ , décrivant l'évolution des propriétés à la fatigue à grand nombre de cycles, est identifié

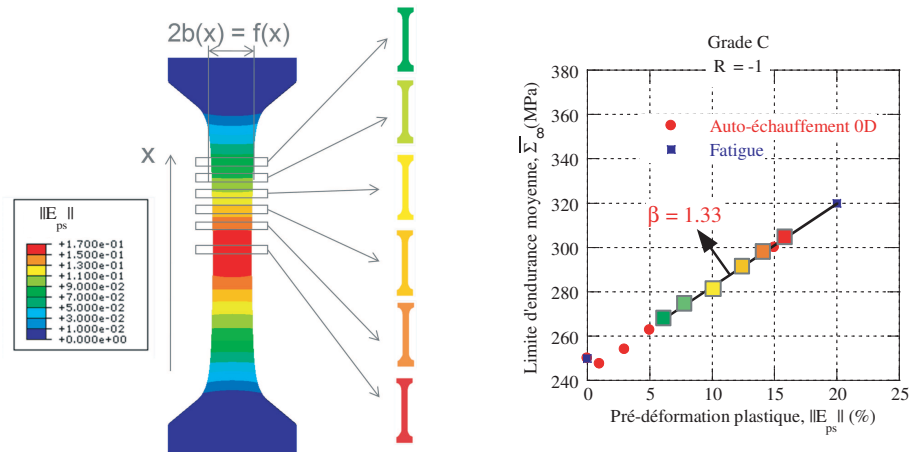


Figure 5.2: Intérêt de l'utilisation de la mesure de champ à partir d'une situation hétérogène maîtrisée pour identifier des paramètres matériaux.

dans la dernière étape sur une large gamme de pré-déformations plastiques.

Il convient toutefois de préciser que la méthodologie développée dans cette étude n'est pas indispensable pour obtenir les informations souhaitées. Son rôle est plutôt destiné à mettre en lumière et démontrer l'intérêt de l'utilisation de mesures de champ, non pas pour mettre en évidence des situations hétérogènes, mais pour identifier des propriétés matériaux à partir de situations hétérogènes maîtrisées.

## 5.1 Géométrie de l'éprouvette

Dans cette partie, nous présentons tout d'abord les caractéristiques mécaniques du grade de l'étude, notamment sa courbe contrainte-déformation qui permet ensuite de définir la géométrie spécifique de l'éprouvette. Cette géométrie a pour but d'obtenir, après l'essai de traction uniaxiale, une évolution linéaire de la pré-déformation plastique en fonction de l'abscisse  $x$  de l'éprouvette.

### 5.1.1 Présentation détaillée du grade C

Le grade de cette étude est le grade C, un acier dual phase DP600 de 2.55 mm d'épaisseur dont la composition chimique est donnée dans le tableau 5.1. La taille maximale des grains de cette nuance est d'environ  $10 \mu\text{m}$  et peut être révélée par AFM après un polissage mécanique suivi d'un polissage électrolytique (figure 5.3). Ainsi, les grains de ferrite apparaissent en sombre et les îlots de martensite sont visibles en blancs (moins attaqués par le polissage électrolytique car plus durs que la ferrite).

Tableau 5.1: Composition chimique ( $10^{-2}$  % en poids) du grade C (DP600) laminé à chaud.

C	Mn	Si	Cr	Ti	S	Fe
9	100	25	20	1	< 0.5	reste

La figure 5.4 donne la courbe contrainte vraie-déformation plastique logarithmique de ce grade obtenue dans la direction travers au sens du laminage. Cette courbe peut être approximée analytiquement par la relation suivante

$$\Sigma (\|E_{ps}\|) = R_{p0.2} + C_0 \|E_{ps}\| + Q [1 - \exp(-b \|E_{ps}\|)], \quad (5.2)$$

avec  $\Sigma$  la contrainte vraie,  $R_{p0.2}$  la limite d'élasticité macroscopique conventionnelle,  $C_0$ ,  $b$  et  $Q$  étant des paramètres matériaux dont les valeurs sont données dans le tableau 5.2. Ces paramètres sont identifiés à partir d'une minimisation au sens des moindres carrés.

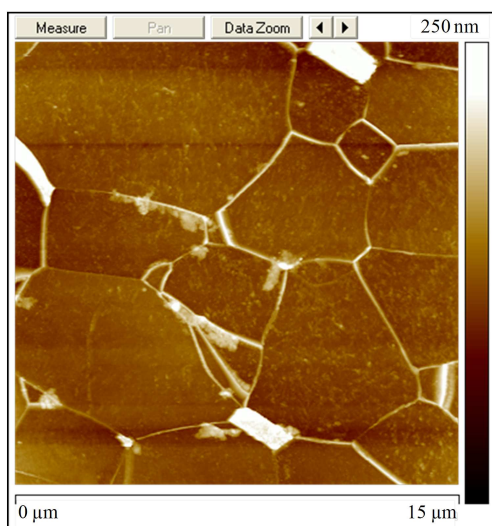


Figure 5.3: Microstructure du grade C par imagerie AFM.

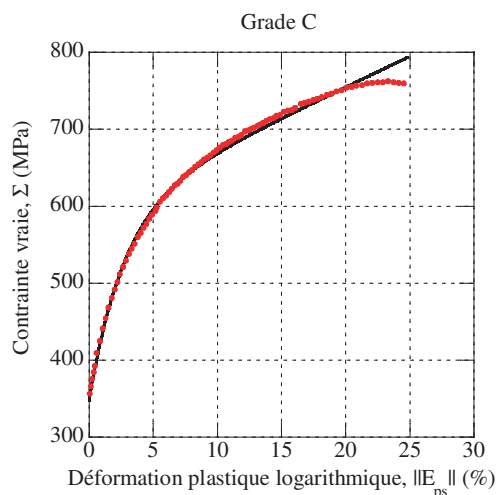


Figure 5.4: Courbe de traction monotone du grade C et approximation analytique (Eq. 5.2).

Tableau 5.2: Propriétés mécaniques du grade C ( $R_{p0.2}$  = limite d'élasticité macroscopique conventionnelle,  $R_m$  = contrainte à rupture,  $A\%$  = allongement à rupture) et paramètres matériaux identifiés pour l'approximation analytique.

$R_{p0.2}$ (MPa)	$R_m$ (MPa)	$A\%$ (%)	$C_0$ (MPa)	$Q$ (MPa)	$b$ (-)
350	> 600	25	800	246.83	36.91

En plus de ces caractéristiques mécaniques, les propriétés thermiques de cet acier sont données dans le tableau 5.3. Ces données seront nécessaires pour la résolution de l'équation de la chaleur 1D.

Tableau 5.3: Caractéristiques thermiques du grade C ( $\rho =$  masse volumique,  $c =$  capacité calorifique massique,  $\lambda' =$  conductivité thermique isotrope).

$\rho$ ( $kg.m^3$ )	$c$ ( $J.kg^{-1}.K^{-1}$ )	$\lambda'$ ( $W.m^{-1}.K^{-1}$ )
7800	460	64

### 5.1.2 Géométrie analytique de l'éprouvette non-conventionnelle

La géométrie de l'éprouvette non-conventionnelle est définie de manière à obtenir, après l'essai de traction uniaxiale, une évolution linéaire de la pré-déformation plastique dans la zone utile<sup>1</sup>, l'éprouvette étant symétrique. Nous nous interdisons d'usiner l'épaisseur  $e_0$  de la tôle, ce qui laisse comme unique possibilité de faire varier la largeur  $2b_0$  en fonction de l'abscisse de la zone utile de l'éprouvette avant la pré-déformation  $x_1$ . La figure 5.5 montre une représentation schématique de l'éprouvette souhaitée, le plan  $x_1 = 30$  mm étant un plan de symétrie.

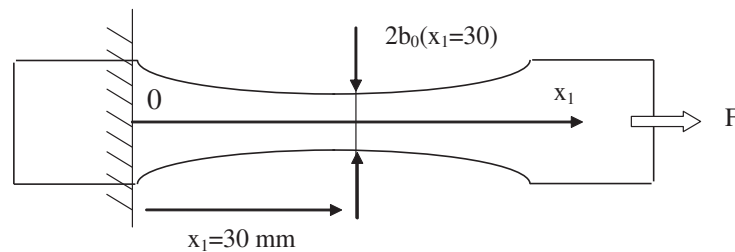


Figure 5.5: Représentation schématique de l'éprouvette non-conventionnelle avec une évolution de la largeur  $2b_0$  dépendant de l'abscisse  $x_1$ .

Nous nous appuyons sur l'incompressibilité plastique du grade durant l'essai de pré-déformation plastique. Ainsi, le volume initial, composé d'une section  $S_0$  à l'abscisse  $x_1$  de largeur  $dx_1$  devient, après l'essai de pré-déformation plastique en traction

$$S_0(x_1)dx_1 = S(x_1) \left[ dx_1 + u \left( x_1 + \frac{dx_1}{2} \right) - u \left( x_1 - \frac{dx_1}{2} \right) \right], \quad (5.3)$$

1. Résoudre l'équation de la chaleur dans une situation hétérogène est un problème délicat. Nous avons donc souhaité considérer une hétérogénéité « simple », d'où le choix d'une évolution linéaire de la pré-déformation plastique.



avec  $u$  le déplacement de la section. Le rapport entre la section initiale  $S_0(x_1) = 2e_0b_0(x_1)$  et la section déformée  $S(x_1)$  est donné par

$$\frac{S_0(x_1)}{S(x_1)} = 1 + \frac{du}{dx_1}(x_1), \quad (5.4)$$

où  $\frac{du}{dx_1}$  est le gradient 1D du déplacement  $u(x_1)$ . La contrainte vraie est ainsi donnée en fonction de l'abscisse  $x_1$  par

$$\Sigma(x_1) = \frac{F}{S(x_1)} = \frac{F}{2e_0b_0(x_1)} \left( 1 + \frac{du}{dx_1}(x_1) \right), \quad (5.5)$$

avec  $F$  l'effort maximal atteint lors de l'essai de traction monotone. En conséquence, la demi-largeur de l'éprouvette est définie par la relation

$$b_0(x_1) = \frac{F}{2e_0\Sigma(x_1)} \left( 1 + \frac{du}{dx_1}(x_1) \right). \quad (5.6)$$

La contrainte vraie  $\Sigma(x_1)$  dépend du niveau de pré-déformation plastique  $\|E_{ps}\|$  atteint à l'abscisse  $x_1$ . En utilisant l'équation 5.2, cette contrainte est donnée par

$$\Sigma(x_1) = R_{p0.2} + C_0 \|E_{ps}(x_1)\| + Q [1 - \exp(-b \|E_{ps}(x_1)\|)], \quad (5.7)$$

où  $\|E_{ps}(x_1)\|$  est la déformation plastique logarithmique reliée au déplacement  $u(x_1)$  par la relation

$$\|E_{ps}(x_1)\| = \ln \left( 1 + \frac{du}{dx_1}(x_1) \right). \quad (5.8)$$

Finalement, la demi-largeur de l'éprouvette est définie par

$$b_0(x_1) = \frac{F}{2e_0 \left( R_{p0.2} + C_0 \|E_{ps}(x_1)\| + Q [1 - \exp(-b \|E_{ps}(x_1)\|)] \right)} \exp(\|E_{ps}(x_1)\|). \quad (5.9)$$

Nous considérons le cas particulier d'un gradient constant de pré-déformation plastique (*i.e.*, une évolution linéaire) ce qui permet de poser

$$\|E_{ps}(x_1)\| = \ln \left( 1 + \frac{du}{dx_1}(x_1) \right) := K(x_1 + u(x_1)) \quad \text{si } 0 \leq x_1 \leq 30, \quad (5.10)$$

avec  $K$  le gradient constant de pré-déformation plastique. L'éprouvette étant symétrique, nous ne résolvons cette équation différentielle que sur sa première moitié en utilisant la condition aux limites  $u(x_1 = 0) = 0$ , signifiant que l'éprouvette est encastree en  $x_1 = 0$ . La résolution de cette équation différentielle du premier ordre permet de définir le déplacement  $u(x_1)$  par

$$u(x_1) = -x_1 - \frac{1}{K} \ln(1 - Kx_1), \quad (5.11)$$

et la pré-déformation plastique logarithmique en fonction de l'abscisse  $x_1$  par

$$\|E_{ps}(x_1)\| = \ln\left(\frac{1}{1 - Kx_1}\right). \quad (5.12)$$

A partir de l'approximation analytique de la courbe contrainte-déformation du grade, la valeur du gradient  $K$  est fixée pour atteindre au niveau de la section minimale (soit au centre de l'éprouvette) une pré-déformation plastique maximale de 17 %. La figure 5.6 donne la géométrie de l'éprouvette non-conventionnelle qui découle de ce choix de la valeur du gradient  $K$ . La variation de la largeur de l'éprouvette est très douce, de par la nature de l'écroutissage du grade de l'étude, avec seulement quelques dizaines de microns de variations dans la zone centrale de l'éprouvette.

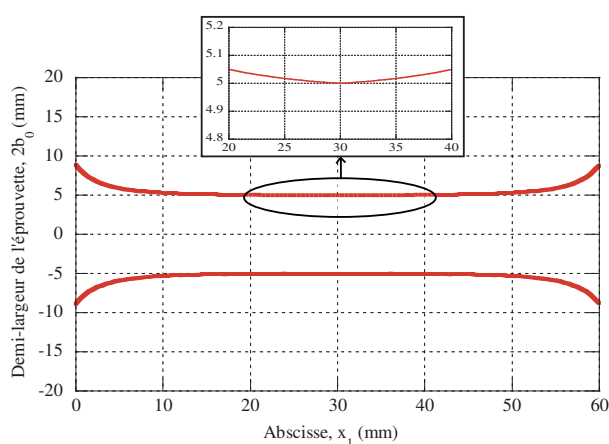


Figure 5.6: Géométrie analytique de l'éprouvette non-conventionnelle dans la zone utile.

### 5.1.3 Calcul par éléments finis

Pour s'assurer de la validité des hypothèses formulées lors du calcul analytique de l'éprouvette, un calcul par éléments finis est mis en place de manière à contrôler l'obtention d'un gradient constant de pré-déformation plastique dans la zone utile de l'éprouvette après l'essai de traction monotone.

La mise en donnée n'est effectuée que sur un huitième de l'éprouvette pour diminuer le temps de calcul. L'éprouvette complète peut être reconstruite par les conditions de symétrie (figure 5.7). L'essai est piloté en déplacement, qui est appliqué sur toute la partie de l'éprouvette située dans les mors. Cette éprouvette est maillée avec des éléments quadrangles quadratiques à 20 nœuds à intégration réduite (référence C3D20R sous Abaqus). La taille de maille est plus élevée pour la partie située dans les mors et est raffinée dans la zone utile de l'éprouvette. Un minimum de 4 éléments est imposé dans la demi-épaisseur de l'éprouvette (figure 5.8).

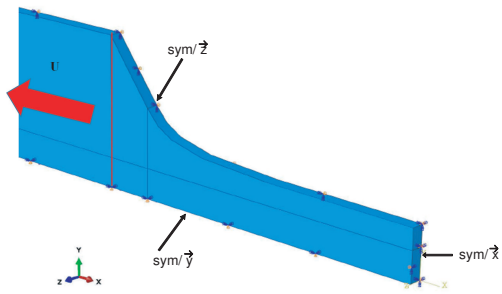


Figure 5.7: Conditions aux limites du calcul par éléments finis (conditions de symétries et déplacement).

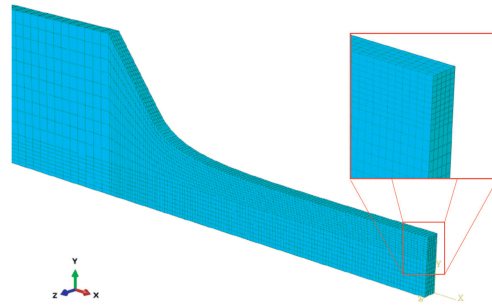


Figure 5.8: Maillage de l'éprouvette par des éléments quadrangles C3D20R.

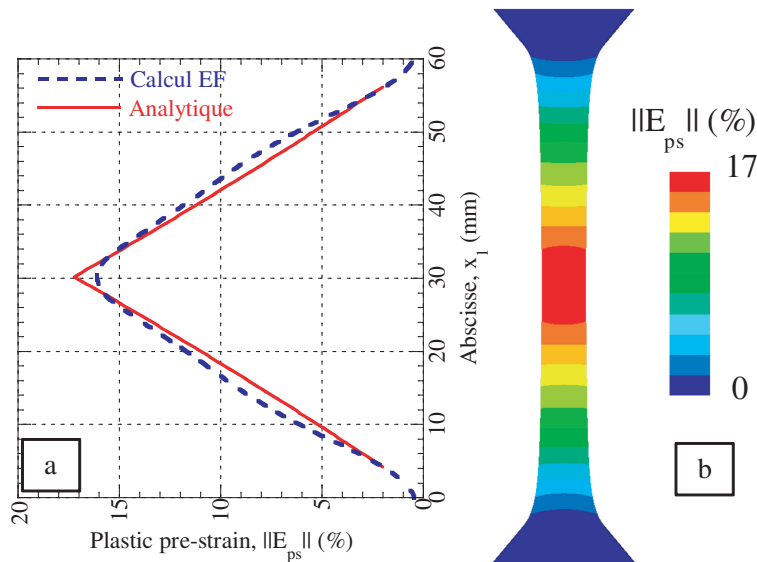


Figure 5.9: a) Comparaison entre les déformations plastiques (1D) obtenues par calculs éléments finis et par la formulation analytique; b) Répartition 2D de la pré-déformation plastique.

Les informations que nous souhaitons vérifier concernent la distribution du champ de pré-déformation plastique. La figure 5.9 b montre la distribution 2D du champ de pré-déformation plastique issu du calcul par éléments finis. Une répartition par bandes est obtenue. Le profil 1D (obtenu en moyennant le champ 2D sur la largeur) est comparé à l'évolution linéaire souhaitée (figure 5.9 a). Tout d'abord, la répartition de la pré-déformation plastique obtenue par calculs éléments finis est conforme à la répartition voulue. Ensuite, deux faibles écarts sont notés. Le premier au centre de l'éprouvette, qui s'explique par la non prise en compte de la continuité de la dérivée de la déformation au centre de l'éprouvette dans le calcul analytique. Le second est situé dans les parties linéaires, dû à l'approximation analytique de la courbe de traction monotone (figure 5.4).

### 5.1.4 Usinage de l'éprouvette et contrôle de sa géométrie

Afin de respecter les quelques dizaines de microns de variation sur la largeur de l'éprouvette, l'usinage de l'éprouvette non conventionnelle définie précédemment requiert une précision élevée. Ainsi, à partir d'un fichier de points définissant la géométrie de l'éprouvette (1 point tous les dixièmes de millimètres suivant  $x_1$ ), l'éprouvette est usinée par électro-érosion. Afin de s'assurer de la validité du profil obtenu après usinage, la géométrie (la largeur) est contrôlée à l'aide d'une Machine de Mesure Tridimensionnelle (MMT), dont la précision est de l'ordre du micron.

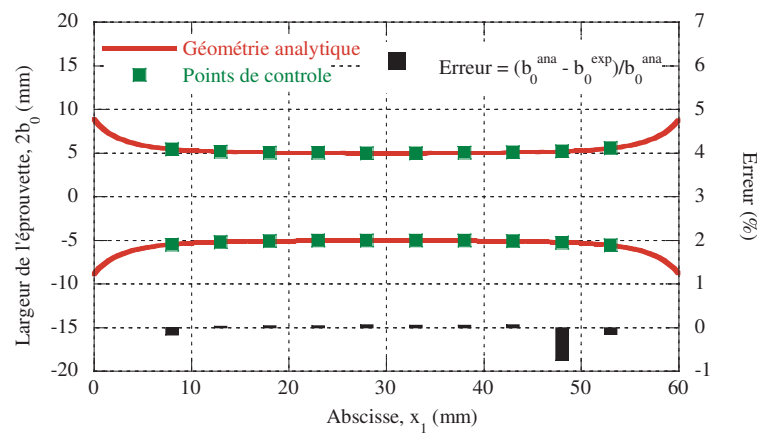


Figure 5.10: Contrôle de la géométrie réelle de l'éprouvette à partir d'une machine de mesure tridimensionnelle (MMT).

La figure 5.10 donne les résultats du contrôle avec la machine tridimensionnelle, plusieurs points de mesure ont été réalisés. L'erreur affichée représente la différence relative (en %) entre la géométrie analytique et la géométrie réellement obtenue. Hormis un point où l'erreur relative est environ de 0.7%, les autres points de mesures présentent une erreur de 0.2%. Nous pouvons raisonnablement en déduire que la géométrie réelle obtenue est proche de la géométrie analytique voulue.

Dans cette partie, nous avons calculé la géométrie analytique d'une éprouvette non conventionnelle. Cette géométrie particulière, spécifique au grade C, a pour but d'obtenir, après une traction uniaxiale contrôlée, une évolution linéaire de la pré-déformation plastique en fonction de l'abscisse dans la zone utile. Les calculs par éléments finis ont montré une distribution de la pré-déformation plastique conforme à ce qui était souhaité. Finalement, l'éprouvette est usinée par électro-érosion et la géométrie réelle obtenue contrôlée. Nous abordons maintenant la deuxième phase au cours de laquelle l'éprouvette est pré-déformée plastiquement.

## 5.2 Essai de pré-déformation plastique 1D et utilisation de la corrélation d'images

Un essai de pré-déformation plastique, piloté en déplacement, est conduit sur l'éprouvette non conventionnelle, suivi d'une décharge complète (pour un retour à effort nul). Pendant l'essai, le champ de déplacement expérimental est enregistré à l'aide d'une caméra CCD, et post-traité par corrélation d'images. Le but est d'identifier la valeur du gradient expérimental de pré-déformation plastique<sup>2</sup>.

### 5.2.1 Principe de l'essai

L'essai de pré-déformation plastique est réalisé par l'intermédiaire d'une machine servo-hydraulique, dont la capacité en traction est de  $\pm 100$  kN. L'effort est enregistré par l'intermédiaire de la cellule tandis que le champ de déplacement sur la zone utile de l'éprouvette est obtenu à partir de la corrélation d'images. En utilisant une caméra CCD (AVT Oscar-810C 8.1 Megapixels  $3288 \times 2470$  pixels), des clichés sont régulièrement réalisés lors de l'essai. Au préalable, un mouchetis fin, consistant en un dépôt de peinture noire mate, recouvert par une répartition aléatoire de points blancs est appliquée sur la face observée de l'éprouvette. Ainsi, le déplacement dans le plan est calculé par corrélation entre une image donnée et l'image de référence, à l'aide du logiciel CorreliLMT. Pour plus d'informations sur les techniques de corrélation d'images, le lecteur peut se référer à [Chevalier *et al.*, 2001a][Hild et Roux, 2006].

La figure 5.11 présente le dispositif expérimental retenu pour réaliser l'essai de pré-déformation plastique. L'éprouvette est fixée dans les mors hydrauliques de la machine, la caméra CCD est positionnée en face de l'éprouvette et des spots lumineux permettent d'avoir des conditions de luminosité optimales. La phase de charge est effectuée en déplacement contrôlé avec un déplacement de  $1 \text{ mm.min}^{-1}$ , jusqu'à un déplacement maximal de 6.1 mm de la traverse. Durant cette étape, des clichés sont pris toutes les 10 secondes. Ensuite, une phase de décharge est appliquée jusqu'à un retour à effort nul. Une dernière image est enregistrée après cette phase de retour élastique.

### 5.2.2 Résultats expérimentaux

La figure 5.12 montre le champ de déplacement dans la ZONE d'Intérêt (ZOI) à différents instants de l'essai. La ZOI est définie dans la partie centrale de l'éprouvette par un maillage dont les mailles sont des carrés de 128 pixels de côté, espacés d'un pas de 64 pixels. La ZOI est ainsi composée de 82 éléments suivant la longueur

---

2. Une valeur de  $K$  a été fixée lors de la définition de la géométrie de l'éprouvette, ce qui permet de calculer le déplacement théorique à appliquer à l'éprouvette. Viennent s'ajouter la rigidité des mors de la machine utilisée, la rigidité de l'éprouvette, le réglage du PID, ... qui imposent d'identifier la valeur réelle du gradient de pré-déformation plastique obtenu.

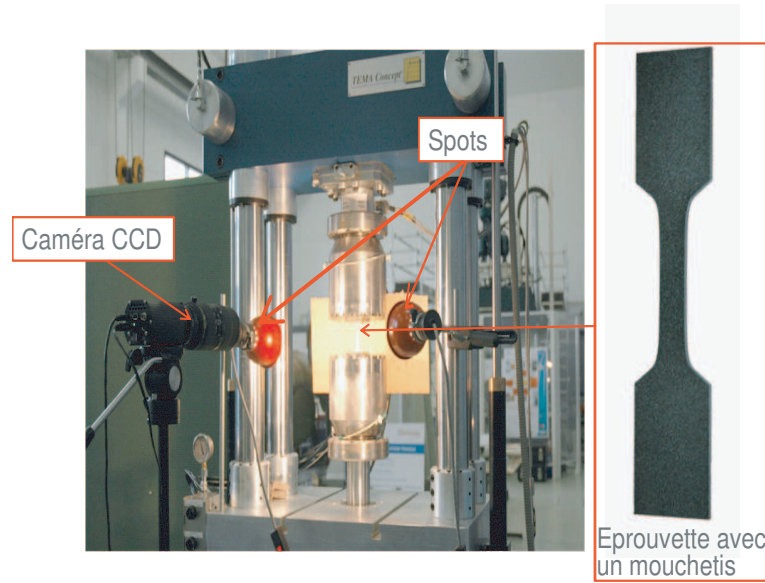


Figure 5.11: Dispositif expérimental pour l'essai de pré-déformation plastique en traction uniaxiale.

de la zone utile, et de 13 éléments suivant sa largeur. Le déplacement est calculé dans chaque élément en utilisant une technique de résolution subpixel avec le logiciel CorreliLMT [Berthaud *et al.*, 1996][Chevalier *et al.*, 2001b][Hild *et al.*, 2002b].

Les cartes de déplacement 2D de la figure 5.12 montrent que le champ de déplacement est, à chaque étape, constant par bandes. Ainsi, une approche 1D peut être envisagée. Le champ de déplacement expérimental 2D est moyenné suivant la largeur de l'éprouvette de manière à obtenir un champ de déplacement 1D (après retour élastique) tel que

$$u(x_1) = \frac{1}{2b_0(x_1=30)} \int_{-b_0(x_1=30)}^{+b_0(x_1=30)} u(x_1, y) dy. \quad (5.13)$$

En utilisant cette valeur moyenne du déplacement sur la largeur et l'équation analytique donnant  $u(x_1)$  (équation 5.11), il est possible d'identifier le gradient réel  $K_{id}$  introduit lors de l'essai de pré-déformation plastique.

### 5.2.3 Identification du gradient

En effectuant une minimisation, au sens des moindres carrés, entre le champ de déplacement expérimental et son expression analytique, la valeur du gradient  $K_{id}$  est identifiée. La figure 5.13 montre ainsi le comparatif entre ces deux champs 1D de déplacement et la valeur du gradient.

A partir de cette information issue de champs 1D, nous pouvons représenter différents champs cinématiques 2D. Tout d'abord, les figures 5.14a et 5.14b donnent

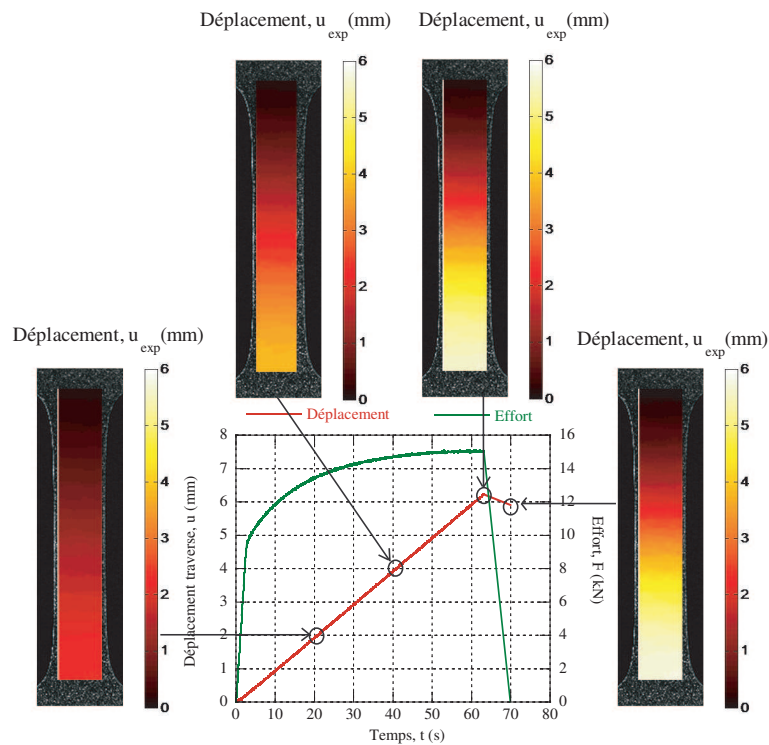


Figure 5.12: Courbes globales efforts et déplacements durant l'essai de traction et champs de déplacement obtenus par corrélation d'images avec CorreliLMT à différents instants de l'essai.

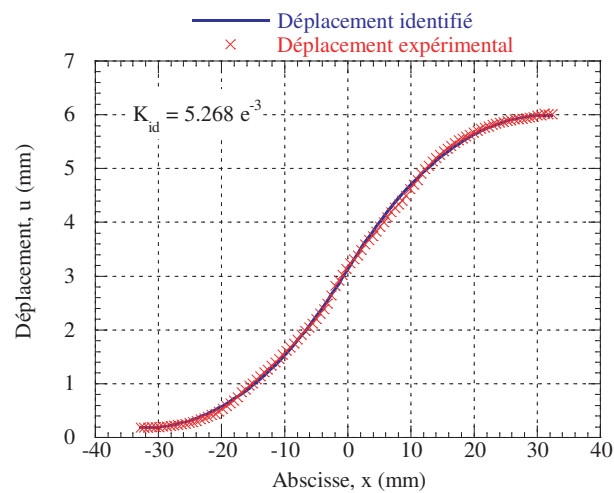


Figure 5.13: Identification du gradient expérimental de pré-déformation plastique  $K_{id}$  à partir du champ 1D de déplacement expérimental.

les champs 2D de déplacement expérimental et analytique. Si, à première vue, les résultats semblent similaires, il est intéressant de comparer plus finement les différences entre les deux champs en traçant sur la figure 5.14c l'erreur entre les deux

champs définie par

$$Error_u = \frac{u_{exp}(x_1, y) - u_{id}(x_1)}{u_{exp}(x_1, y)}. \quad (5.14)$$

Cette erreur relative est au maximum de 3.5%, avec une erreur distribuée elle aussi par bandes, nous permettant de justifier la pertinence d'une approche 1D. Enfin, la figure 5.14d donne la distribution spatiale de la pré-déformation plastique avec la valeur de  $K_{id}$  identifiée précédemment.

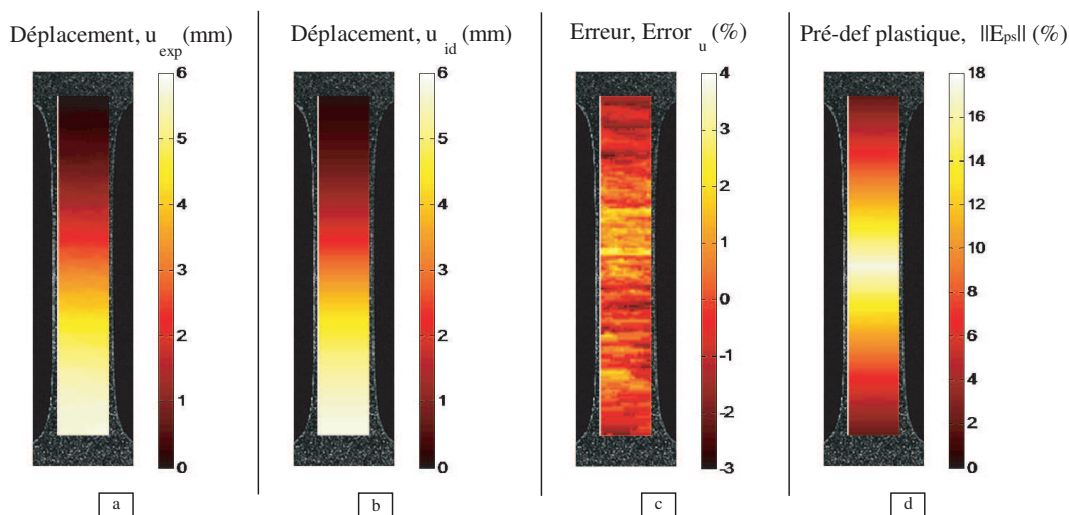


Figure 5.14: Champs de mesures cinématiques obtenus par corrélation d'images a) Déplacement expérimental b) Déplacement identifié c) Carte d'erreur sur le déplacement d) Champ de pré-déformation plastique.

A partir d'une éprouvette dont la géométrie spécifique est basée sur la courbe de contrainte-déformation du grade C, nous obtenons une évolution linéaire de la pré-déformation plastique dans la zone utile de l'éprouvette. La mesure de champ cinématique permet, grâce à l'utilisation de la corrélation d'image, d'identifier le gradient de pré-déformation plastique  $K_{id}$ .

### 5.3 Essai d'auto-échauffement avec caméra infrarouge

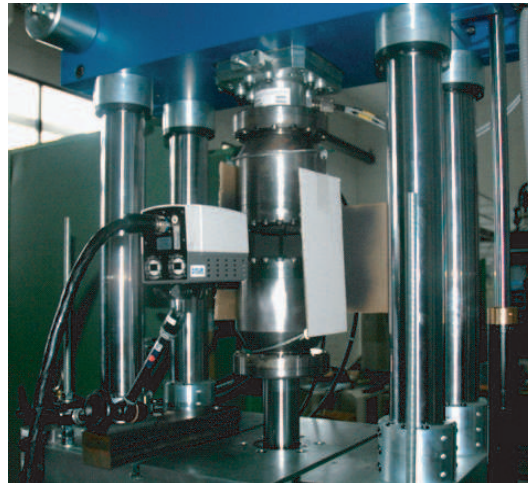
Un changement de variable est effectué dans toute la suite de cette étude tel que l'abscisse  $x_1 = 30$ , avant la pré-déformation plastique, correspond maintenant à l'abscisse  $x = 0$ , ce qui revient à considérer une abscisse nulle au centre de l'éprouvette pré-déformée.

Nous décrivons tout d'abord les conditions de chargement cycliques appliquées lors de l'essai d'auto-échauffement sur l'éprouvette non conventionnelle préalable-



ment pré-déformée. Ici, les paliers de chargement cycliques sont pilotés en effort et les champs de températures sont obtenus grâce à l'utilisation d'une caméra infrarouge.

### 5.3.1 Dispositif expérimental



*Figure 5.15: Dispositif expérimental pour l'essai d'auto-échauffement avec utilisation d'une caméra infrarouge (lors de l'essai, d'autres protections sont mises en place autour de la caméra et de l'éprouvette).*

La machine utilisée est la même que celle qui a servi pour réaliser l'essai de traction monotone sur l'éprouvette non conventionnelle. La caméra infrarouge utilisée est une FLIR Systems MWIR 9705, possédant une matrice de capteurs composée de  $320 \times 256$  pixels, dont la longueur d'onde moyenne est de 3 à 5  $\mu m$ . Elle mesure le rayonnement sur l'ensemble de la zone utile de l'éprouvette. La surface de l'éprouvette visible par la caméra infrarouge est au préalable recouverte d'une peinture noire à haute émissivité (émissivité de 0.96 évaluée selon la procédure décrite par [Poncelet, 2007]).

Une attention particulière est portée ici à la calibration de la caméra infrarouge. Un corps noir étendu (HGH DCN1000 N4) avec une surface utile de  $100 \times 100$   $mm^2$ , une émissivité de  $0.98 \pm 0.02$  et une précision en température de 0.01 K a été utilisé. Une correction de non uniformité deux points (NUC) est réalisée entre les températures de 15°C et de 35°C pour uniformiser le comportement des pixels. Ensuite, la calibration, faisant le lien entre le digital level mesuré et la température est effectuée entre 10°C et 50° avec un point de mesure à chaque 1°C. Ceci permet de définir le polynôme d'interpolation entre le rayonnement et la température.

Pour éviter les perturbations thermiques lors de l'essai, une protection est placée autour de l'éprouvette et de l'objectif de la caméra pendant l'essai d'auto-

échauffement. La figure 5.15 montre la configuration de l'essai. Lors de cet essai d'auto-échauffement, seuls 40 mm de l'éprouvette sont laissés entre les mors de la machine hydraulique, permettant de considérer une gamme de pré-déformation plastique allant de 6 à 17%.

### 5.3.2 Résultats expérimentaux

L'essai d'auto-échauffement est réalisé dans des conditions standards par rapport à ce qui fait précédemment : un essai de traction-compression cyclique avec un rapport de charge de -1, une fréquence de 30 Hz et 6000 cycles de chargement par palier. Nous ne nous intéressons dans cette étude qu'aux valeurs élevées d'amplitudes de chargement, valeurs pour lesquelles nous nous situons dans le régime secondaire d'auto-échauffement.

Les mesures infrarouges sont réalisées pendant l'intégralité du palier d'auto-échauffement, comprenant la montée en température et la descente. Une fréquence d'acquisition de 1Hz est choisie, ce qui permet de s'affranchir du couplage thermo-élastique. La figure 5.16 montre les images en températures, prises à différents instants du palier de chargement cyclique pour les différentes amplitudes de chargement qui sont  $\Sigma_0 = 240$  MPa,  $\Sigma_0 = 260$  MPa,  $\Sigma_0 = 285$  MPa,  $\Sigma_0 = 305$  MPa et  $\Sigma_0 = 315$  MPa avec  $\Sigma_0$  défini comme étant la contrainte maximale au centre de l'éprouvette par

$$\Sigma_0 = \frac{F_0}{S(x=0)}. \quad (5.15)$$

Ceci permet de constater que le champ de température est homogène suivant la largeur de l'éprouvette pour tous les cas de chargement, mais qu'il varie suivant la longueur de la zone utile. De plus, les températures des deux mors étant différentes, le profil de température est dissymétrique.

De manière à ne considérer que l'élévation de température provoquée par la sollicitation cyclique, l'élévation de température  $\theta^{2D}$  en tout instant  $t$  du palier et en tout point  $M$  de coordonnées  $(x, y)$  est donnée par

$$\theta^{2D}(M, t) = T(M, t) - T_{t=0}(M), \quad (5.16)$$

soit la différence entre une image et la même image au début du palier. La température étant constante par bandes, une approche 1D peut être considérée, ce qui consiste à moyenner, à chaque instant  $t$ , le signal de température suivant la largeur par

$$\theta^{1D}(x) = \frac{1}{2b(x=0)} \int_{-b(x=0)}^{+b(x=0)} \theta^{2D}(x, y) dy. \quad (5.17)$$

Cette construction du signal de température possède l'avantage (lorsque la température des mors est stable au cours de l'essai) de symétriser le signal par rapport aux

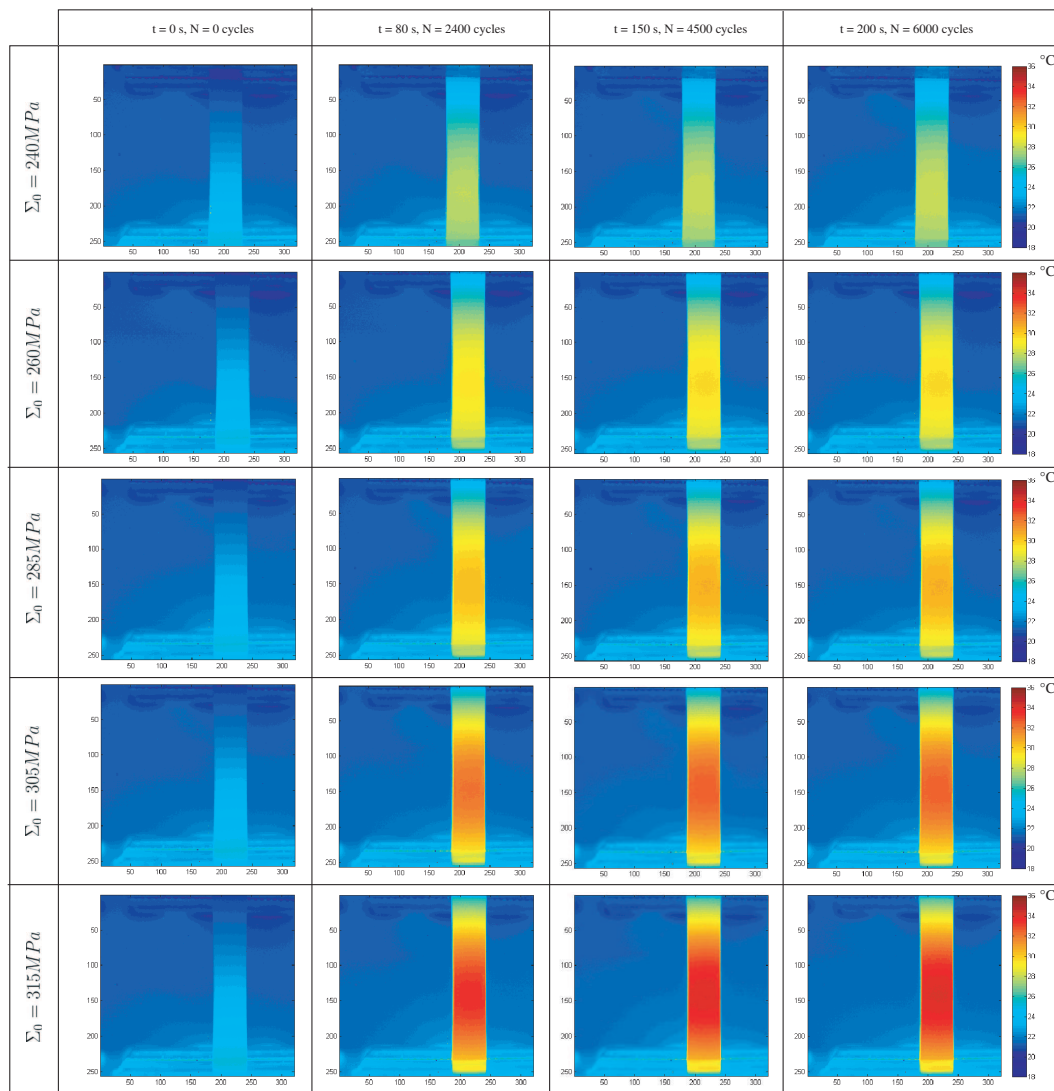


Figure 5.16: Matrice d'images infrarouges, en température, chaque ligne représentant un palier de chargement et chaque colonne un temps du palier (en nombre de cycles).

mors. Par exemple, pour le palier à 315 MPa, la figure 5.17 montre des représentations, 0D, 1D et 2D de la température au cours de différents instants du palier de chargement, la température 0D affichée correspondant à la moyenne de l'élévation de la température sur la zone centrale de l'éprouvette. Dans la suite, nous ne nous intéressons qu'au profil 1D d'élévation de température stabilisée, noté  $\bar{\theta}^{1D}(x)$ .

A partir de ces films infrarouges, et donc des champs de température, l'objectif est maintenant d'identifier le terme source et de réussir à en extraire la valeur de  $\beta$  donnant l'influence de la pré-déformation plastique sur l'évolution des propriétés en fatigue.

## 5.4. Extraction de l'influence d'une pré-déformation plastique sur les propriétés en fatigue.

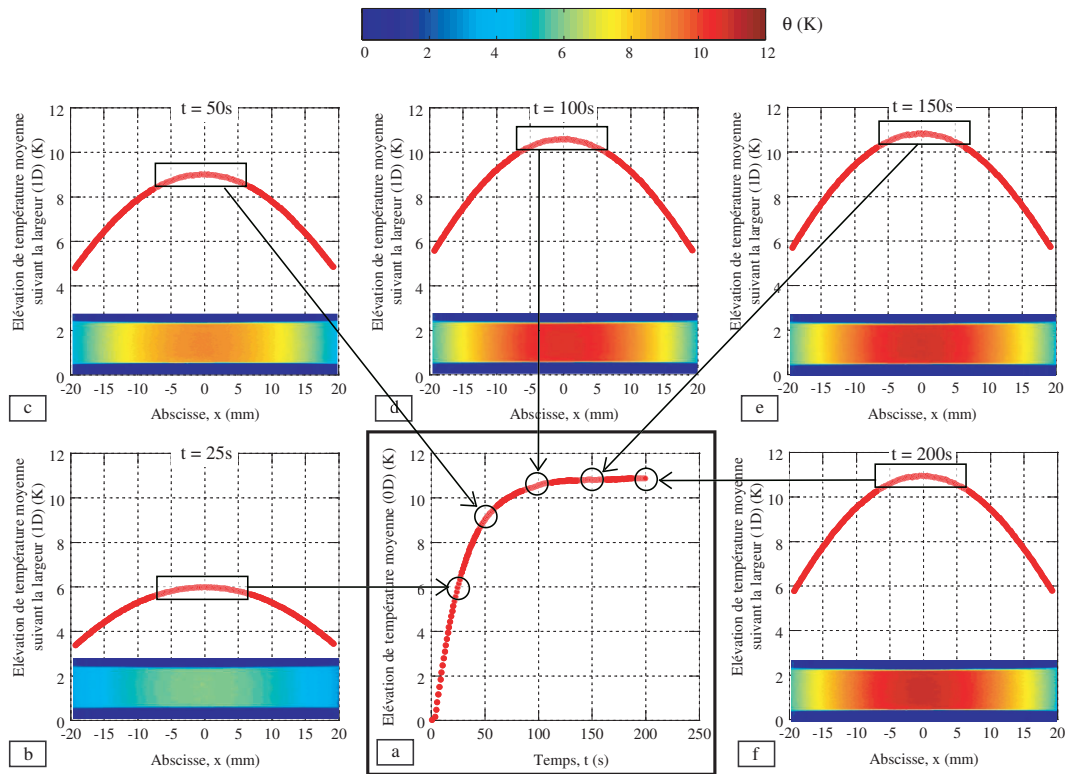


Figure 5.17: Données d'élévation de température obtenues sur l'éprouvette sollicitée à 315 MPa en son centre a) Evolution de la température moyenne stabilisée (0D) au cours des 6000 cycles b-f) Cartographies 2D et profils 1D d'élévation de température à divers instants  $t$  du palier.

## 5.4 Extraction de l'influence d'une pré-déformation plastique sur les propriétés en fatigue.

Dans cette partie, l'identification de l'influence d'une pré-déformation plastique uniaxiale sur les propriétés en fatigue, à partir des résultats d'auto-échauffement est détaillée. Cette identification repose sur la résolution de l'équation de la chaleur 1D et du modèle à deux échelles présenté dans [Doudard, 2004]. En effet, comme nous allons le voir, la résolution de ce type de problème est complexe et encore exploratoire. De manière à simplifier ce problème, nous ne considérons dans cette partie que le régime secondaire d'auto-échauffement. En effet, nous avons pu voir que, dans les cas homogènes, le régime primaire se stabilise après les premiers pourcents de pré-déformation plastique. Au vu de la gamme de pré-déformations plastiques atteintes dans la zone d'étude (*i.e.*, entre 5 et 17%), le régime primaire y est stabilisé. Ainsi, l'évolution de la température est seulement causée par l'évolution du régime secondaire avec la pré-déformation plastique.

### 5.4.1 Principe de résolution de l'équation de la chaleur 1D

Dans le cas où l'éprouvette analysée est de section non constante, en utilisant la loi de Fourier pour définir les pertes par conduction et en négligeant les pertes par échange avec l'air<sup>3</sup>, l'équation de la chaleur 1D peut s'écrire par

$$\rho c \frac{\partial \theta^{1D}}{\partial t}(x, t) - \lambda \frac{\partial^2 \theta^{1D}(x, t)}{\partial x^2} - \lambda \frac{\partial \theta^{1D}(x, t)}{\partial x} \frac{\partial S(x)}{\partial x} \frac{1}{S(x)} = S_t^{1D}(x, t), \quad (5.18)$$

avec  $S(x)$  la section de l'éprouvette après l'essai de pré-déformation plastique, les autres données ayant déjà été définies préalablement.

Dans le premier chapitre de ce manuscrit nous avons détaillé diverses méthodes pour déterminer le champs de sources à partir de mesures de champs de température. Pour s'affranchir des problématiques liées aux bruits de mesure qui nécessitent des méthodes de régularisation afin de dériver les signaux de température, nous adoptons une approche différente, initialement proposée dans [Doudard *et al.*, 2010]. En postulant la forme du champ de source, rendu possible par l'utilisation d'un modèle probabiliste à deux échelles, un signal de température théorique peut être calculé. Les paramètres du modèle sont identifiés en minimisant la différence entre ce champ de température théorique et celui obtenu expérimentalement.

Nous ne considérons que le régime secondaire d'auto-échauffement, qui est piloté par une apparition progressive de la microplasticité. En incluant la dépendance linéaire à la pré-déformation plastique observée expérimentalement lors des essais sur des éprouvettes pré-déformées de manière homogène, le terme source est donné par

$$S_t^{1D}(x) = \delta f_r \frac{(\Sigma_0)^{m+2}}{(1 + \beta \|E_{ps}(x)\|)}. \quad (5.19)$$

Il porte la dépendance linéaire à la pré-déformation plastique grâce au paramètre  $\beta$ , que nous souhaitons identifier. En ne considérant que le régime secondaire, la valeur de  $m$  est identifiée sur un essai d'auto-échauffement du grade vierge sur une éprouvette homogène et vaut 12.5 pour ce grade [Doudard *et al.*, 2005][Doudard *et al.*, 2010]<sup>4</sup>.

Nous définissons une base particulière composée de la base de Fourier, généralement utilisée pour résoudre l'équation de la chaleur, complétée par un polynôme d'ordre 2. Une température analytique peut ainsi être calculée en résolvant l'équation de la chaleur avec le terme source de l'équation 5.19. Le rôle de la base de

---

3. Il est possible de prendre en compte ces pertes mais elles ne possèdent que très peu d'influence sur les résultats, le temps caractéristique de fuite 2D est très élevé et sa contribution est négligeable devant les autres termes.

4. L'identification de  $m$  est réalisée en ne considérant que le régime secondaire d'auto-échauffement

Fourier est de décrire les fluctuations locales de la température tandis que le polynôme d'ordre 2 décrit l'allure globale de la courbe, et notamment les conditions aux limites thermiques aux deux extrémités de la zone utile. Ainsi, la forme analytique globale, sur cette base, de la température 1D stabilisée est donnée par

$$\bar{\theta}^{1D}(x) = a_x x^2 + b_x x + c_x + \sum_{k>0} \theta'_{ak} \cos(\omega_k x) + \theta'_{bk} \sin(\omega_k x), \quad (5.20)$$

où  $a_x$ ,  $b_x$  et  $c_x$  sont trois paramètres matériau,  $k$  est le nombre d'harmoniques de la base de Fourier,  $\theta'_{ak}$  et  $\theta'_{bk}$  sont des fonctions des coefficients de Fourier avec  $\omega_k = \frac{2k\pi}{L}$ ,  $L$  représentant la longueur de la zone d'intérêt de l'éprouvette pré-déformée. L'équation de la chaleur peut ainsi être projetée sur cette base particulière et peut être écrite comme

$$\begin{bmatrix} S_{t0} \\ S_{tak} \\ S_{tbk} \end{bmatrix} = \lambda' \begin{bmatrix} -2(1+g_0) & \omega_k \frac{h_{bk}}{2L} & -\omega_k \frac{h_{ak}}{2L} \\ -2g_{ak} & A & B \\ -2g_{bk} & C & D \end{bmatrix} \begin{bmatrix} a_x \\ \theta'_{ak} \\ \theta'_{bk} \end{bmatrix} \quad (5.21)$$

avec  $S_{t0}$  le terme constant de la base de Fourier,  $S_{tak}$  et  $S_{tbk}$  les harmoniques successives de la base. Les termes  $A$ ,  $B$ ,  $C$  et  $D$  de l'équation précédente sont définis par

$$\begin{aligned} A &= \omega_k^2 + \sum_{j>0} \frac{\omega_j}{2L} (h_{bj-k} + h_{bj+k} - h_{bk-j}) \\ B &= - \sum_{j>0} \frac{\omega_j}{2L} (h_{aj-k} + h_{aj+k} - h_{ak-j}) \\ C &= \sum_{j>0} \frac{\omega_j}{2L} (h_{aj-k} - h_{aj+k} + h_{ak-j}) \\ D &= \omega_k^2 - \sum_{j>0} \frac{\omega_j}{2L} (-h_{bj-k} + h_{bj+k} - h_{bk-j}) \end{aligned} \quad (5.22)$$

avec  $g_i$  et  $h_i$  les composantes sur la base de Fourier des fonctions  $g$  et  $h$  définies par

$$h(x) = \frac{\partial S(x)}{\partial x} \frac{L}{S(x)} \quad \text{et} \quad g(x) = \frac{\partial S(x)}{\partial x} \frac{x}{S(x)}. \quad (5.23)$$

L'une des forces de cette approche réside dans le fait qu'il n'est pas nécessaire d'identifier les conditions d'échange avec les mors. Elles sont intégrées dans le polynôme d'ordre 2, ce qui permet de pouvoir caractériser n'importe quelle zone d'étude sans avoir à connaître les conditions aux limites de la zone. Dans l'ensemble du calcul qui suit, la section de l'éprouvette utilisée dans la minimisation est celle obtenue par le calcul éléments finis<sup>5</sup>.

---

5. Considérer la section analytique à partir de l'évolution linéaire de la pré-déformation plastique conduit à effectuer des approximations trop importantes ne permettant pas d'identifier correctement les paramètres du problème.

### 5.4.2 Identification du paramètre $\beta$

En résolvant le système linéaire précédent, un champ de température 1D théorique peut être calculé. En effectuant une minimisation au sens des moindres carrés entre ce signal 1D théorique et le signal 1D expérimental, 3 paramètres sont à identifier : le paramètre  $c_x$  qui est attaché à la température moyenne de la zone utile,  $\delta$  qui pilote l'intensité du terme source et  $\beta$  qui gère l'influence de la pré-déformation plastique 1D (le paramètre  $b_x$  est nul puisque le profil d'élévation de température 1D est symétrique par rapport aux mors et  $a_x$  est calculé via la linéarisation du système). Un schéma itératif est choisi et détaillé sur la figure 5.18.

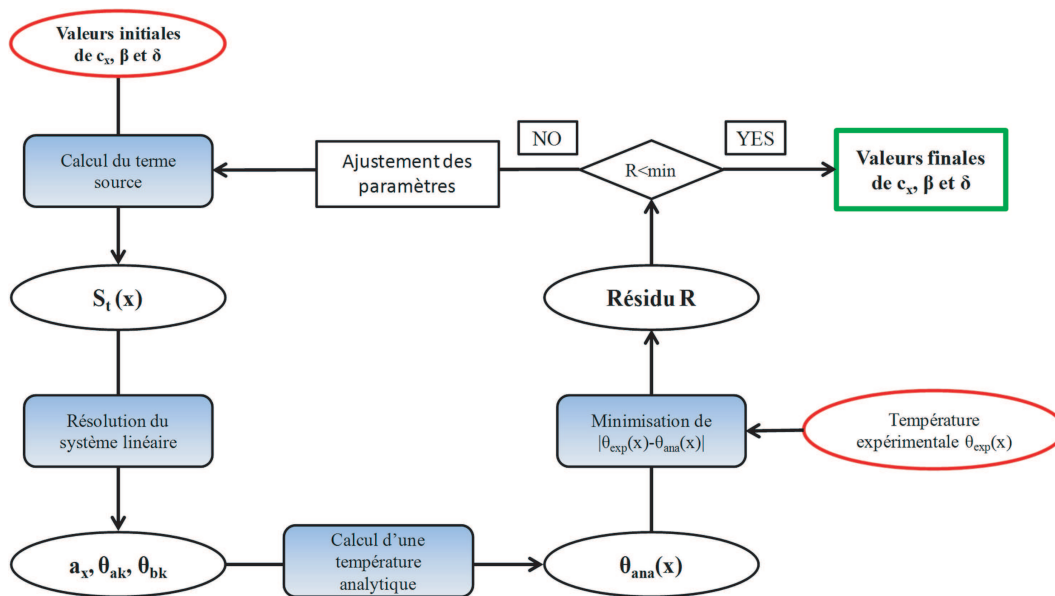


Figure 5.18: Diagramme itératif pour extraire les valeurs des paramètres du modèle de champ de source par une minimisation sur le signal de température.

Avec cette méthode de résolution, une minimisation est réalisée pour chaque palier de chargement retenu. Ainsi, pour chacun des paliers, une valeur de  $\beta$  est identifiée (figure 5.19). Dans chaque cas, l'allure de la courbe de température expérimentale 1D est parfaitement décrite, que ce soit au niveau de l'allure moyenne (*i.e.*, par une bonne description des conditions aux limites thermiques) ou des fluctuations locales. La figure 5.20 donne l'allure des termes sources calculés avec les paramètres du modèle identifiés lors de la minimisation. Dans tous les cas, l'allure de la courbe est identique : le terme source n'est pas maximal au centre de l'éprouvette (car la contrainte est maximale au centre de l'éprouvette ainsi que le niveau de pré-déformation plastique). La discontinuité observée au centre provient du fait que la pré-déformation plastique analytique introduite dans le modèle possède une singularité analytique, alors qu'en réalité, au niveau de plan de symétrie, le profil

est continu et continument dérivable.

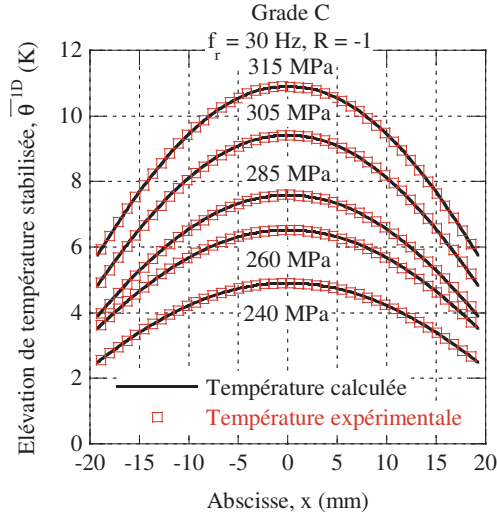


Figure 5.19: Résultats de la minimisation sur les champs de température 1D pour les 5 paliers de chargement d'intérêt.

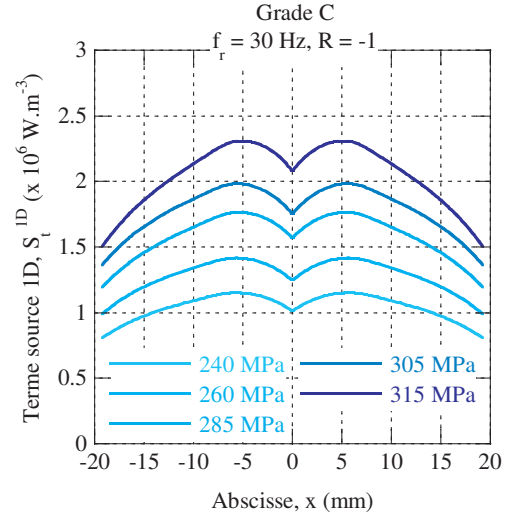


Figure 5.20: Terme source analytique obtenu pour les 5 paliers de chargements d'intérêt.

Finalement, les résultats de l'identification, spécifiquement la valeur du paramètre  $\beta$  qui pilote l'influence d'une pré-déformation plastique sur les propriétés en fatigue à grand nombre de cycles sont donnés dans le tableau 5.4. Les valeurs de  $\beta$  trouvées sont les mêmes pour chacun des paliers de chargement, avec une identification qui est robuste puisqu'une large gamme de pré-déformations plastiques est considérée. Cette valeur est en accord avec celle obtenue expérimentalement en utilisant une approche 0D à partir d'éprouvettes pré-déformées de manière homogène.

Tableau 5.4: Résultats de l'identification 1D des valeurs de  $\beta$  pour les différents paliers de chargement. Comparatif avec l'approche homogène 0D.

	$\Sigma_0(x=0)$ (MPa)	Valeur de $\beta$	$\ E_{ps}\ $
Approche 1D	240	1.32	de 6 à 17%
	260	1.34	
	285	1.34	
	305	1.29	
	315	1.32	
Approche 0D	1 essai complet	1.33	2 niveaux mini



Finalement, comme dans le cas de la mesure de champ cinématique, le traitement effectué s'est basé sur une approche 1D, issue de mesures de champ 2D. Pour confirmer la validité de cette approche, les différents champs de mesure thermique 2D sont donnés sur la figure 5.21 (issus du palier à 315 MPa au centre de l'éprouvette). Les cartes 5.21a et 5.21b permettent de comparer les champs de température expérimentaux et calculés. La carte 5.21c donne l'erreur relative entre ces deux champs définie par

$$Error_{\theta} = \frac{\bar{\theta}_{exp}^{2D}(x, y) - \bar{\theta}_{cal}^{2D}(x)}{\bar{\theta}_{exp}^{2D}(x, y)}, \quad (5.24)$$

et finalement la carte 5.21d donne le terme source 2D. Ces figures mettent en évidence la très bonne corrélation entre les résultats expérimentaux et numériques, l'erreur commise étant inférieure à 3%. De plus, cette erreur est homogène dans la zone d'intérêt. Ces résultats permettent également de valider l'approche 1D pour notre problème et de constater que le terme source proposé permet de reconstruire un signal de température théorique qui peut décrire la réponse expérimentale obtenue.

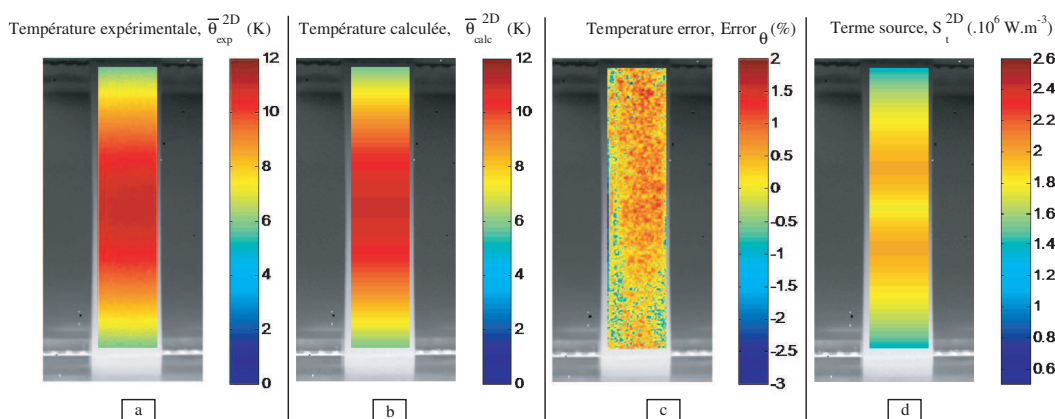


Figure 5.21: Champs 2D thermiques obtenus pour le palier à 315 MPa au centre de l'éprouvette ; a) champ de température expérimental ; b) champ de température calculé ; c) erreur sur la température ; d) terme source.

### 5.4.3 Pertinence du terme source proposé

Nous cherchons maintenant à confirmer la pertinence du terme source proposé. Pour cela, nous fixons dans le modèle la valeur de  $\beta$  à zéro et cherchons à reproduire le signal de température expérimental en identifiant les autres paramètres. Ceci revient à considérer qu'il n'y a aucune influence de la pré-déformation plastique sur l'évolution des propriétés à l'auto-échauffement, et donc pas d'influence sur les propriétés à la fatigue.

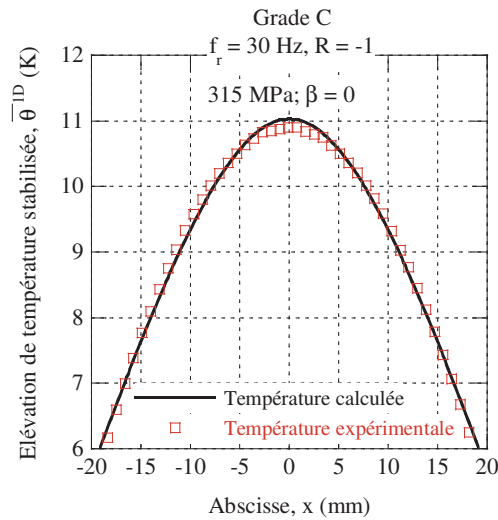


Figure 5.22: Minimisation avec  $\beta = 0$  entre les champs de température pour le palier à 315 MPa au centre de l'éprouvette.

Il n'y a donc que deux paramètres du modèle à identifier,  $c_x$  donnant l'allure moyenne de la courbe de température et  $\delta$  qui correspond à l'intensité du terme source. Toujours sur le palier où la sollicitation maximale est de 315 MPa au centre de l'éprouvette, les résultats de la minimisation entre les deux signaux de température sont donnés sur la figure 5.22. Le signal théorique n'est pas capable de décrire correctement à la fois l'allure globale et les fluctuations locales : le signal de température n'est décrit correctement ni au centre de l'éprouvette, ni aux conditions aux limites.

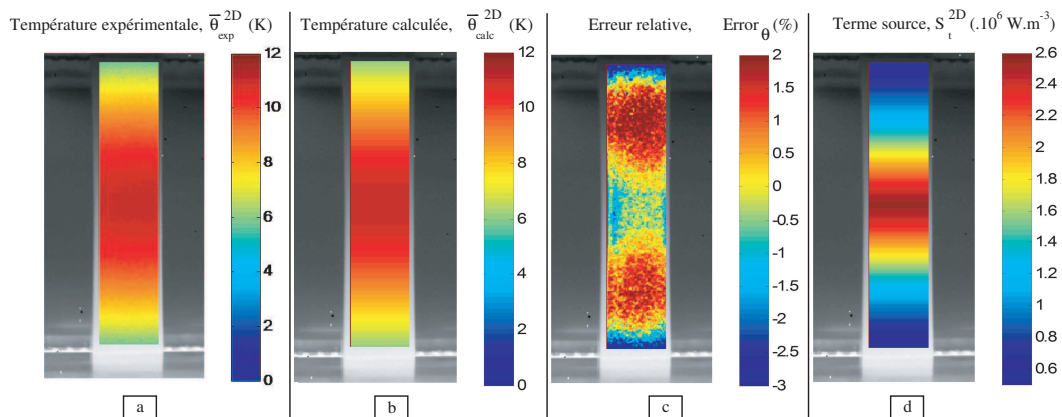


Figure 5.23: Champs 2D thermiques en fixant  $\beta = 0$  obtenus pour le palier à 315 MPa au centre de l'éprouvette ; a) champ de température expérimental ; b) champ de température calculé ; c) erreur sur la température ; d) terme source.

Ce résultat se confirme en observant les cartes 2D de champs thermique pour  $\beta$

fixé à 0. Si le comparatif des cartes de température de la figure 5.23a et 5.23b ne montre pas d'erreur évidente entre les deux champs calculé et expérimental, la carte d'erreur est plus démonstrative (figure 5.23c). L'erreur relative n'est pas beaucoup plus élevée en moyenne que dans le cas où le paramètre  $\beta$  est laissé libre. En revanche, l'erreur obtenue est très fortement hétérogène et prouve que le modèle adopté n'est pas capable de décrire le signal de température. Le terme source doit dépendre de la pré-déformation plastique.

## 5.5 Conclusions et perspectives à cette étude

Dans ce chapitre, très peu d'essais mécaniques ont été réalisés en comparaison avec les autres chapitres. En effet, nous ne considérons ici qu'une seule éprouvette, un essai de traction uniaxiale et un essai d'auto-échauffement sous sollicitation cyclique. A l'aide de moyens de mesure de champ et d'outils d'analyse pertinents, une quantité très importante d'informations est extraite. A partir d'une seule éprouvette, il est possible de déterminer l'influence d'une pré-déformation plastique sur les propriétés en fatigue à grand nombre de cycles sur une large gamme de pré-déformations plastiques.

Plusieurs éléments clés interviennent dans cette étude. Le premier consiste à développer une géométrie d'éprouvette basée sur l'écroutissage du matériau, avec pour objectif d'obtenir, après traction uniaxiale, une évolution linéaire de la pré-déformation plastique au sein de la zone utile de l'éprouvette. Ensuite, par corrélation d'images, la valeur du gradient expérimental de pré-déformation plastique, obtenu à l'issue de l'essai de traction est identifié à partir du champ de déplacement 1D. Puis un essai d'auto-échauffement est réalisé sur l'éprouvette pré-déformée en utilisant une caméra infrarouge afin d'obtenir des mesures de champ thermique. Enfin, en résolvant l'équation de la chaleur 1D avec la stratégie développée, les paramètres du modèle probabiliste à deux échelles sont identifiés à partir du champ de température. Le comparatif avec des résultats obtenus dans des situations homogènes permet de valider l'approche mise en place. Pour résumer, une quantité importante d'informations, issues de l'expérience acquise des essais d'auto-échauffement, de la mesure de champ et de l'utilisation d'un modèle probabiliste à deux échelles, sont introduites en amont des essais pour se placer dans une configuration maîtrisée que nous sommes capables de résoudre avec les outils mis en place. Cette étude a été publiée dans la revue *Experimental Mechanics* [Munier *et al.*, 2011].

La première perspective à cette étude consiste à développer cette approche sur d'autres grades. La seule chose à modifier concerne la géométrie de l'éprouvette qui doit être conçue en fonction de l'écroutissage du grade d'intérêt. Suivant le comportement plastique du grade, rien ne garantit qu'une évolution linéaire de la pré-déformation plastique soit adaptée. La question se pose d'étudier d'autres types d'hétérogénéités. De la même manière, il peut être intéressant de chercher à capter

les évolutions constatées pour les faibles pourcentages de pré-déformations plastiques par ce type d'approche. Enfin, il est aussi possible de complexifier le problème en l'étendant à des approches 2D, qui peuvent théoriquement se résoudre suivant le même principe. Cette étude a pour vocation de mettre en lumière l'identification de paramètres matériaux à partir de mesure de champ et de situations hétérogènes.



---

## **Influence de chemins de déformations plus complexes sur l'évolution des propriétés à la fatigue**

Dans ce chapitre, nous cherchons, par l'intermédiaire du modèle, à rendre compte de l'influence de pré-déformations plastiques plus complexes qu'une traction uniaxiale sur l'évolution des propriétés en fatigue. Nous nous attaquons à des questions qui ne pourraient être abordées que très difficilement sans la démarche mise en place basée sur les mesures d'auto-échauffement sous sollicitation cyclique.

Dans le quatrième chapitre, l'influence d'une pré-déformation plastique uniaxiale sur l'évolution des propriétés en fatigue à grand nombre de cycles a été mise en avant à partir de mesures d'auto-échauffement sous sollicitations cycliques. La démarche adoptée consistait à observer dans un premier temps les évolutions qualitatives des deux régimes d'auto-échauffement, ce qui permet d'introduire une dépendance à la pré-déformation plastique pour certains paramètres du modèle à deux échelles. Les résultats de l'identification ont ensuite démontré la capacité du modèle à décrire les courbes d'auto-échauffement obtenues après pré-déformation plastique en traction uniaxiale. Finalement la validation a été réalisée par comparaison avec des résultats de fatigue standards. Nous souhaitons dans ce chapitre appliquer la même démarche pour d'autres chemins de pré-déformation plastique plus complexes.

Concernant la mise en forme de pièces réelles, les chemins de déformations sont la plupart du temps complexes et multiaxiaux. Une connaissance de l'évolution des propriétés en fatigue en fonction d'une pré-déformation plastique en traction uniaxiale peut ne pas être suffisante pour rendre compte des évolutions réelles. En effet, la question se pose de savoir si l'évolution des propriétés en fatigue est la même suivant le chemin de pré-déformation appliqué, en utilisant un scalaire comme la déformation plastique équivalente. Nous souhaitons mettre à profit l'utilisation des essais d'auto-échauffement pour caractériser ces évolutions sur deux chemins de pré-déformation plus complexes que la traction uniaxiale : la traction plane et le cisaillement.

La finalité de ce chapitre consiste à mettre en évidence le chemin qu'il reste à parcourir avant d'être capable de prendre en compte toutes les évolutions des propriétés en fatigue en fonction de la pré-déformation plastique appliquée, que ce soit le niveau ou le mode de pré-déformation ou encore la direction de sollicitation pour le dimensionnement de composants. Néanmoins, si beaucoup d'éléments doivent entrer en considération dans une politique de dimensionnement en fatigue au plus juste des composants, entre autres automobiles, nous souhaitons démontrer que les outils mis en place, à partir de mesures d'auto-échauffement, sont suffisants, adaptés et pertinents pour déterminer l'évolution des propriétés en fatigue après une pré-déformation plastique quelconque.

Avant d'aborder l'influence de chemins de pré-déformations différents de la traction uniaxiale, une première étape consiste à s'intéresser à l'anisotropie initiale des grades. En effet, il est nécessaire de garder à l'esprit que les aciers plats étudiés sont des aciers laminés, ce qui peut provoquer en l'occurrence une légère anisotropie initiale, que le grade soit laminé à chaud ou à froid. Suivant le mode de pré-déformation et la direction de sollicitation, l'évolution des propriétés en fatigue peut varier. Dans un second temps, il est question de pré-déformation en traction plane, puis le cas d'une déformation en cisaillement est abordé. Finalement, un bilan est réalisé sur les quatre grades principaux de l'étude.

## 6.1 Étude de l'anisotropie initiale

Les tôles en acier sont obtenues par laminage à chaud ou à froid. Cette opération induit en surface des contraintes résiduelles et/ou une faible déformation plastique, suivant l'application d'un skin-pass<sup>1</sup> en sortie de laminage. Les aciers ne sont testés en fatigue que pour la direction transverse au sens du laminage. Cependant, une légère anisotropie existe et peut influencer les résultats de fatigue. Avant de s'intéresser à l'influence de directions de prélèvement différentes issues d'essais de pré-déformation en traction plane et en cisaillement, il est nécessaire de chercher à mettre en évidence cette anisotropie. Elle est plus ou moins marquée suivant les grades, leur microstructure, ...

Pour étudier l'anisotropie initiale, des éprouvettes sont prélevées au sein des tôles suivant différentes directions par rapport à la direction de laminage (figure 6.1). Des essais de traction sont classiquement réalisés suivant les directions SL, ST et à 45°. Nous ne cherchons pas ici à déterminer de lien entre le mode de laminage à chaud ou à froid, ou la microstructure et l'anisotropie, mais seulement à mettre en évidence cette anisotropie initiale pour certains grades à partir d'essais d'auto-échauffement.

---

1. Un skin-pass est la dernière étape du laminage d'une tôle qui consiste à écrouir le matériau très légèrement pour en améliorer l'état de surface

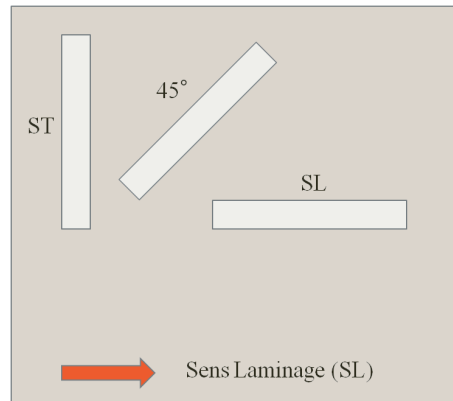


Figure 6.1: Prélèvement d'éprouvettes d'auto-échauffement suivant différentes directions pour étudier l'anisotropie initiale.

### 6.1.1 Grades isotropes ou quasi-isotropes

Pour les aciers dual phase par exemple, leurs caractéristiques mécaniques varient peu selon la direction de sollicitation. Le tableau 6.1 donne les caractéristiques mécaniques du grade E (DP450 laminé à froid) suivant trois directions. L'anisotropie y est très faible permettant de le considérer comme isotrope.

Tableau 6.1: Caractéristiques mécaniques du grade E suivant trois directions de prélèvement.

Direction	$R_{p0.2}$ (MPa)	$R_m$ (MPa)	$A_g$ (%)	$A\%$ (%)
SL	288	463	19.5	32.1
45°	297	478	17.8	28.6
ST	285	469	18.5	30.5

En auto-échauffement maintenant, les courbes réalisées dans ces trois directions sont données sur la figure 6.2. Les courbes possèdent une allure similaire, avec toutefois un léger décalage de l'augmentation progressive de la température, la courbe la plus à droite étant celle orientée dans le sens travers (ST) au laminage. Pour mettre en avant les modifications apportées aux deux régimes d'auto-échauffement suivant la direction de sollicitation, la représentation logarithmique est toujours la plus intéressante (figure 6.3). Le régime primaire est identique (le décalage observé étant inférieur à 0.1 K soit la précision du thermocouple) et l'intensité du régime secondaire évolue légèrement, sans que la pente ne soit toutefois modifiée.

Un autre exemple de grade quasi-isotrope est le grade C (DP600 laminé à chaud), lui aussi un acier dual phase. Ses courbes de traction dans les trois directions, ST, SL et à 45° sont données sur la figure 6.4. Là encore, une très légère anisotropie est



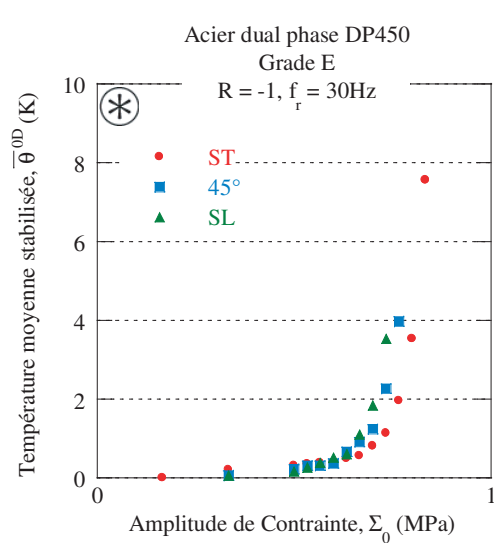


Figure 6.2: Influence de la direction de sollicitation sur la réponse à l'auto-échauffement du grade E; \* = pour des raisons de confidentialité, les données sur ce grade sont masquées.

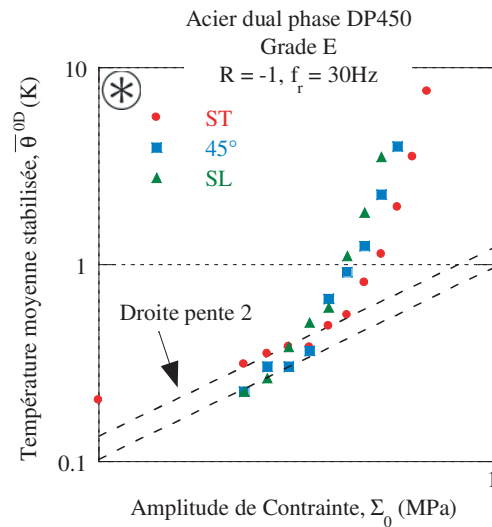


Figure 6.3: Influence de la direction de sollicitation sur la réponse à l'auto-échauffement du grade E (représentation logarithmique); \* = pour des raisons de confidentialité, les données sur ce grade sont masquées.

visible, les courbes de traction étant très proches les unes des autres.

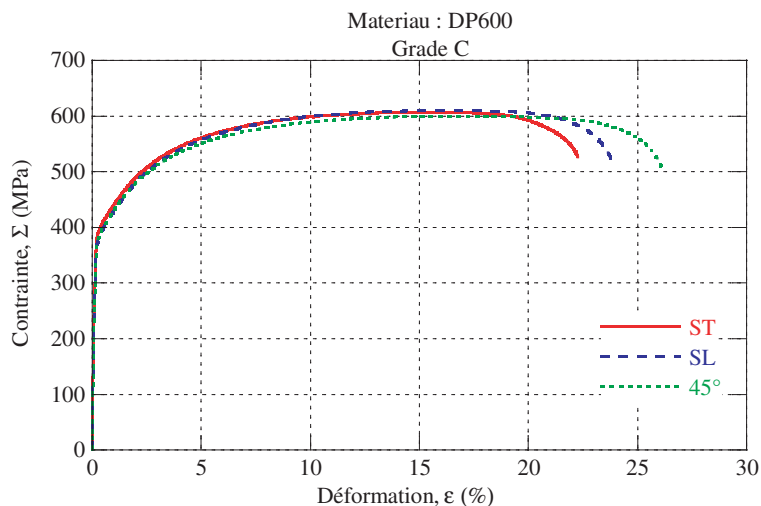


Figure 6.4: Courbes de traction monotone du grade C dans le sens travers au sens de laminage (ST) dans le sens du laminage (SL) et à 45°.

Au vu de ces résultats, il est ainsi justifié de considérer ces grades comme isotropes.

### 6.1.2 Grades anisotropes

Pour d'autres grades en revanche, l'anisotropie initiale est plus marquée, comme en attestent les courbes de traction du grade B (HSLA420 laminé à chaud) dans le sens transverse au sens de laminage et dans le sens du laminage (figure 6.5). La longueur du palier plastique est similaire, l'allongement à rupture du sens long est plus important mais, en contrepartie, sa limite d'élasticité macroscopique conventionnelle est plus faible, d'une trentaine de MPa environ.

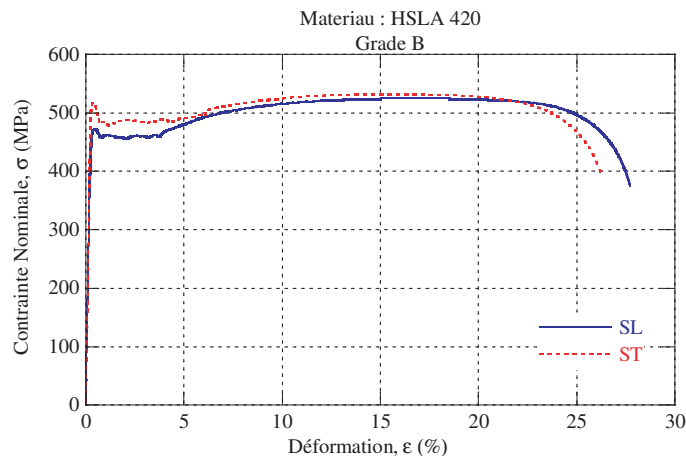


Figure 6.5: Courbes de traction monotone du grade B dans le sens travers au sens de laminage (ST) dans le sens du laminage (SL).

Les deux régimes d'auto-échauffement sont impactés par cette anisotropie initiale (figure 6.6). L'intensité du régime primaire est plus élevée dans le sens long, tandis que la pente ne semble pas avoir évolué suivant la direction de sollicitation (figure 6.7). L'apparition du régime secondaire d'auto-échauffement est plus précoce pour une direction de sollicitation dans le sens long, mais la pente de ce régime n'est pas non plus modifiée (figure 6.8).

Les conséquences de l'étude de l'anisotropie sur la réponse à l'auto-échauffement d'un grade légèrement anisotrope ne sont pas sans rappeler celles obtenues pour de faibles niveaux de pré-déformations plastiques en traction uniaxiale. En effet, si nous superposons sur le même graphique la courbe d'auto-échauffement du grade B obtenue après une pré-déformation plastique de 1% en traction uniaxiale, elle est pratiquement confondue avec la courbe de l'éprouvette testée dans le sens long. Nous avons donc dans le cas d'une sollicitation dans le sens long, un état du matériau équivalent à celui obtenu après une pré-déformation plastique de 1% dans le sens transverse.

L'anisotropie des nuances d'aciers étudiées est donc faible, mais observable à l'aide de mesures d'auto-échauffement sous sollicitations cycliques. Dans la suite

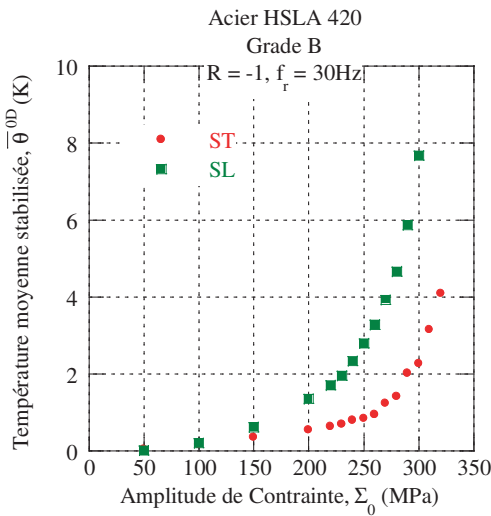


Figure 6.6: Influence de la direction de sollicitation sur la réponse à l'auto-échauffement du grade B.

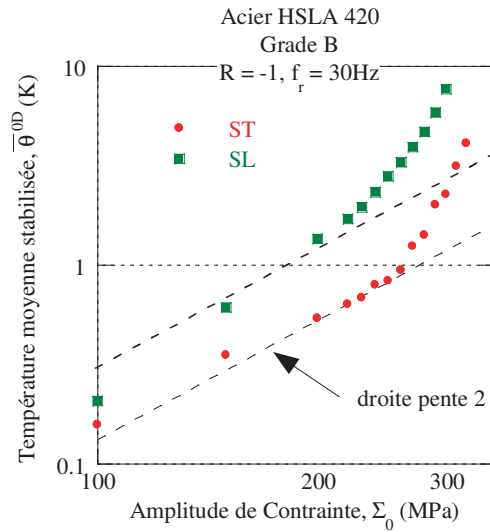


Figure 6.7: Influence de la direction de sollicitation sur la réponse à l'auto-échauffement du grade B (représentation logarithmique).

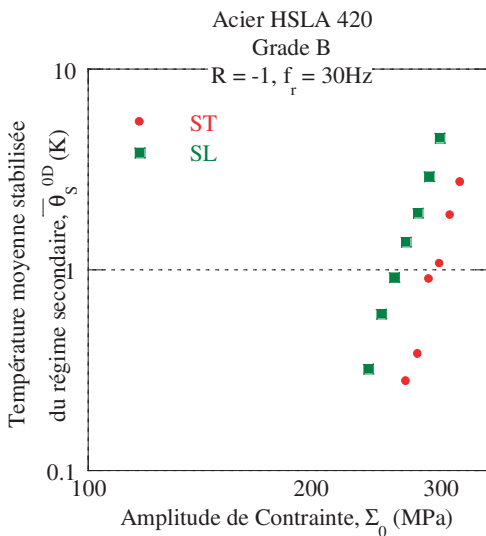


Figure 6.8: Évolution du régime secondaire seul d'auto-échauffement en fonction de la direction de sollicitation.

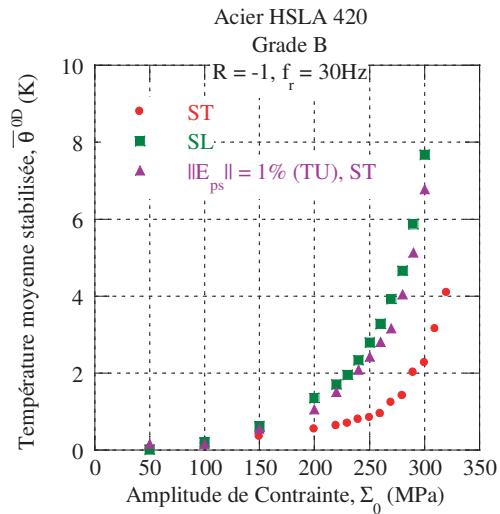


Figure 6.9: Comparatif entre influence de la direction de sollicitation et influence d'une pré-déformation plastique uniaxiale sur le grade B.

de l'étude, nous nous intéressons maintenant à divers modes de pré-déformation plastique, tels que la traction plane et le cisaillement. Ces modes de pré-déformation permettent ensuite de caractériser les évolutions des propriétés à la fatigue des divers grades suivant différentes orientations, dans les directions principales de pré-

déformation ou non.

## 6.2 Pré-déformation en traction plane

Dans cette partie, il est question de la caractérisation des propriétés en fatigue à grand nombre de cycles après une pré-déformation en traction plane. Le principe de cet essai est tout d'abord présenté. Ensuite, après prélèvement d'éprouvettes d'auto-échauffement au sein des tôles pré-déformées, les évolutions qualitatives des deux régimes d'auto-échauffement sont mises en évidence. Diverses directions de pré-déformations et de prélèvement des éprouvettes sont étudiées. Enfin, les paramètres du modèle sont identifiés sur les courbes d'auto-échauffement avant de valider les résultats à partir de comparatifs avec des essais de fatigue standards.

### 6.2.1 Principe de l'essai

La pré-déformation en traction plane est réalisée sur une machine Zwick Z600 de capacité 600 kN présentée sur la figure 6.10. Les mors de cette machine sont d'une largeur de 500 mm ce qui permet de pré-déformer des tôles de grandes dimensions (la limitation étant imposée par la capacité de la machine). Les dimensions des tôles à pré-déformer sont des carrés de  $300 \times 300 \text{ mm}^2$ . Pour un prélèvement des éprouvettes à  $90^\circ$  de la direction de pré-déformation, une distance de 30 mm est laissée entre les mors (figure 6.11). Pour un prélèvement dans le sens de la pré-déformation, la distance entre les mors est de 100 mm. Dans tous les cas, l'essai est piloté en déformation avec un extensomètre positionné dans la direction de la sollicitation.

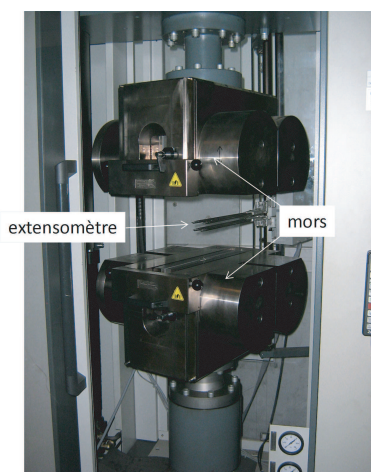


Figure 6.10: Machine pour réaliser les essais de pré-déformation en traction plane.

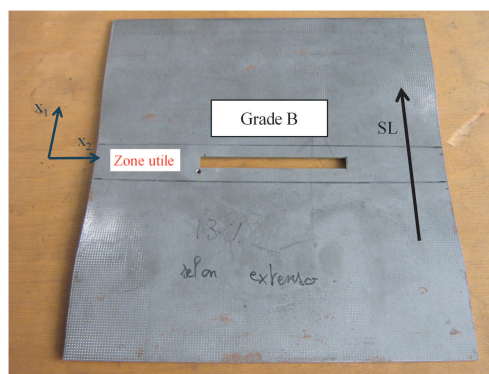


Figure 6.11: Exemple de tôle pré-déformée en traction plane dans le sens long (SL) et prélèvement d'une éprouvette d'auto-échauffement dans la zone utile dans le sens travers (ST).

En notant  $x_1$  la direction de pré-déformation,  $x_2$  la direction transverse et  $x_3$  la direction suivant l'épaisseur, les tenseurs de contraintes  $\Sigma_{ps}$  et de déformation  $\mathbf{E}_{ps}$  sont donnés par

$$\Sigma_{ps} = \begin{bmatrix} \Sigma_1 & 0 & 0 \\ 0 & \Sigma_2 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix}_{(\vec{x}_1, \vec{x}_2, \vec{x}_3)} \quad (6.1)$$

$$\mathbf{E}_{ps} = \begin{bmatrix} \epsilon_1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & \epsilon_3 \end{bmatrix}_{(\vec{x}_1, \vec{x}_2, \vec{x}_3)}, \quad (6.2)$$

avec  $\epsilon_3 = -\epsilon_1$  en négligeant les déformations élastiques. Connaissant via l'extensomètre le niveau de déformation atteint lors de l'essai suivant la direction  $x_1$ , la déformation plastique équivalente au sens de von Mises est donnée par

$$\|E_{ps}\| = \sqrt{\frac{2}{3} \mathbf{E}_{ps} : \mathbf{E}_{ps}} = \sqrt{\frac{2}{3} (\epsilon_1^2 + \epsilon_3^2)} = \frac{2}{\sqrt{3}} \epsilon_1. \quad (6.3)$$

Deux grades sont à l'étude dans cette partie, les grades B et D. Plusieurs niveaux de pré-déformation plastique sont étudiés ainsi que plusieurs directions de prélèvement des éprouvettes. Ceci est résumé dans le tableau 6.2.

Tableau 6.2: Grades étudiés après une pré-déformation en traction plane : niveaux de pré-déformation plastique équivalente  $\|E_{ps}\|$ , direction de pré-déformation  $dir_{ps}$  et direction de prélèvement des éprouvettes d'auto-échauffement  $dir_{AE}$ .

Grade	$\ E_{ps}\ $ (%)	$dir_{ps}$	$dir_{AE}$
Grade B HSLA420	10%	SL	ST
		ST	SL
	17%	SL	ST
		ST	SL
Grade D FB450	5%	SL	ST
	10%	SL	SL
		SL	ST

Les éprouvettes d'auto-échauffement sont prélevées par électro-érosion au centre de la zone utile de la tôle pré-déformée (figure 6.11). En effet, pour ce mode de pré-déformation et avec la géométrie choisie, il n'y a que le centre de la zone utile où le niveau de pré-déformation plastique est homogène. Nous détaillons maintenant les évolutions qualitatives des propriétés à l'auto-échauffement après cette pré-déformation en traction plane.

## 6.2.2 Évolution qualitative des régimes d'auto-échauffement

Tous les essais suivants sont réalisés pour un rapport de charge de -1. Les courbes d'auto-échauffement du grade B après pré-déformation plastique en traction plane sont données sur la figure 6.12. Les courbes des éprouvettes pré-déformées dans une direction et sollicitées à  $90^\circ$  de la direction de pré-déformation sont équivalentes. Nous obtenons toujours deux régimes d'auto-échauffement. Toutes les courbes possèdent le même régime primaire dont l'intensité est légèrement supérieure à celle du grade vierge (figure 6.13). Il n'y a plus d'anisotropie pour ce trajet, alors que les courbes d'auto-échauffement en sens long SL et en sens travers ST sont différentes pour le grade vierge (figure 6.12).

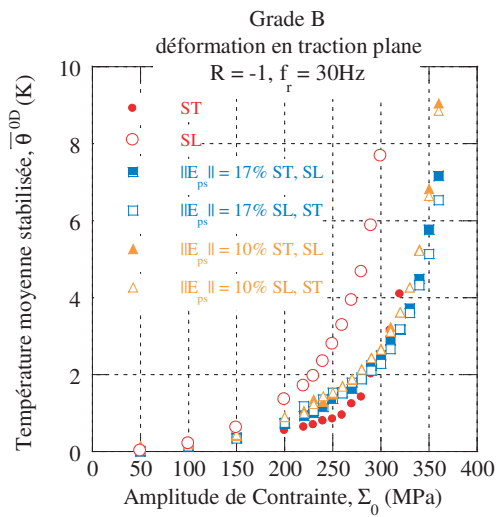


Figure 6.12: Essais d'auto-échauffement sur le grade B après une pré-déformation en traction plane pour différents niveaux et différentes orientations.

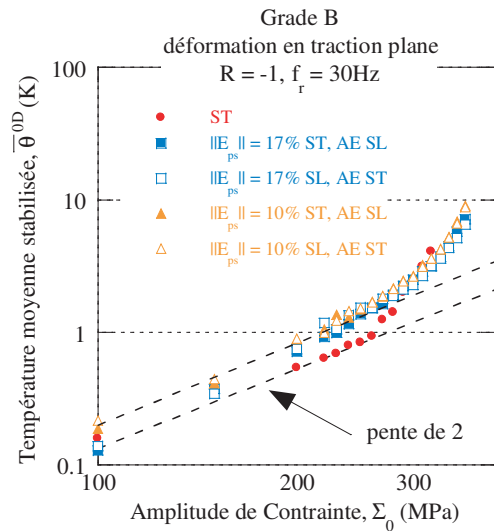


Figure 6.13: Représentation logarithmique des courbes d'auto-échauffement du grade B après une pré-déformation plastique en traction plane.

Sur la figure 6.13, les régimes primaires dépendent toujours du carré de l'amplitude du chargement cyclique, et leur intensité est légèrement modifiée par la pré-déformation plastique en traction plane (celle-ci n'est pas comparable à la modification engendrée par une pré-déformation en traction suivie d'une sollicitation en traction dans le même sens. Dans le cas d'une pré-déformation en traction uniaxiale, le trajet est continu et les cellules de dislocations créées dans une direction sont sollicitées ensuite suivant cette même direction). L'apparition du régime secondaire est légèrement décalée suivant le niveau de pré-déformation plastique, mais sans que sa pente ne soit impactée (figure 6.14).

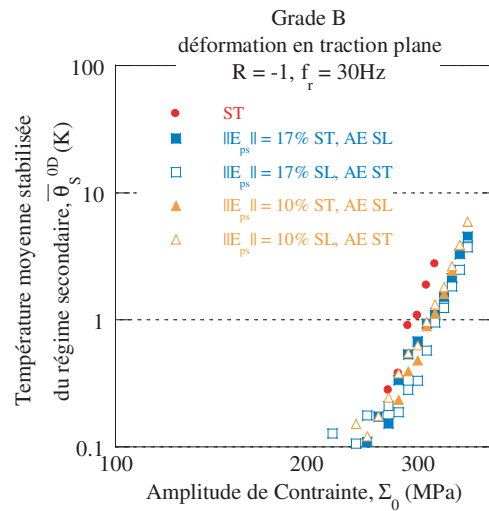


Figure 6.14: Évolution du régime secondaire d'auto-échauffement après introduction d'une pré-déformation plastique en traction plane sur le grade B.

Pour le grade D, les courbes d'auto-échauffement obtenues après différents niveaux de pré-déformation plastique et différentes orientations sont données sur la figure 6.15. Le régime primaire semble ici avoir évolué pour deux des courbes 6.16 pour passer d'une pente de 2 à une pente de l'ordre de 4. Le régime secondaire est lui aussi modifié mais sa pente ne semble pas avoir changé.

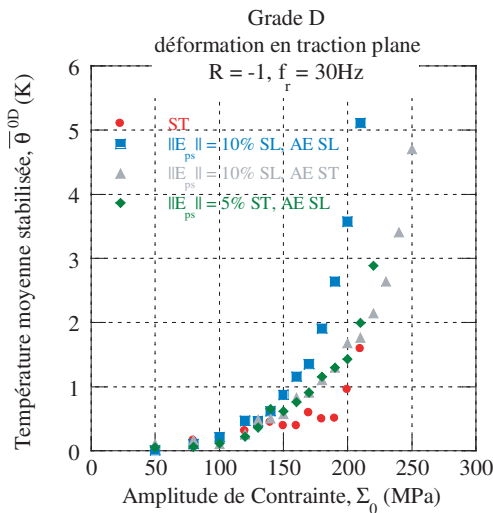


Figure 6.15: Essais d'auto-échauffement sur le grade D après une pré-déformation en traction plane pour différents niveaux et différentes orientations.

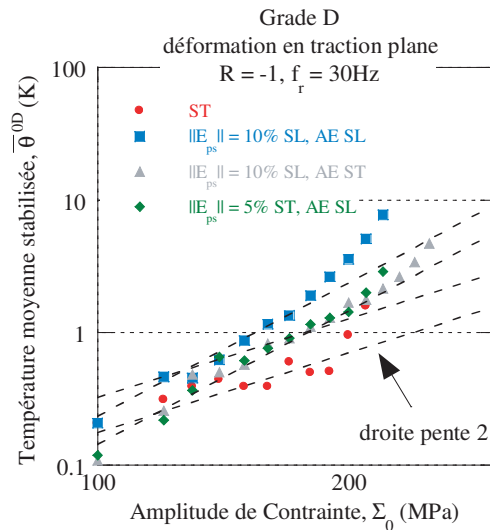


Figure 6.16: Représentation logarithmique des courbes d'auto-échauffement du grade D après une pré-déformation plastique en traction plane.

Les deux régimes d'auto-échauffement sont modifiés par l'introduction d'une pré-déformation plastique en traction plane. De plus, par rapport aux résultats qui ont été obtenus lors de l'étude de l'influence d'une pré-déformation plastique en traction uniaxiale, la pente du régime primaire peut évoluer, dans quelques cas. En soi, nous avons pu montrer dans le chapitre 2 de ce manuscrit que le modèle était capable de rendre compte de ce type de comportement à l'auto-échauffement. Cependant, nous ne disposons pas de suffisamment de temps ni de données, notamment sur l'allure des boucles pour ces conditions de pré-déformation, pour pouvoir conclure. Aussi dans la suite de l'étude, nous conservons la même stratégie que celle adoptée dans le chapitre 4, avec seuls les paramètres  $\alpha$  et  $\delta$  dépendants de la pré-déformation plastique  $\|E_{ps}\|$ . Dans ce cas, la température moyenne stabilisée est toujours donnée par

$$\bar{\theta}^{0D} = \alpha (\|E_{ps}\|) \times \left( \frac{\Sigma_0}{\Sigma_{max} (\|E_{ps}\| = 0)} \right)^2 + \delta (\|E_{ps}\|) \times \left( \frac{\Sigma_0}{\Sigma_{max} (\|E_{ps}\| = 0)} \right)^{m+2}. \quad (6.4)$$

### 6.2.3 Identification et validation

A partir des résultats d'auto-échauffement obtenus après une pré-déformation plastique en traction plane, nous cherchons à prévoir l'évolution des propriétés en fatigue pour les deux grades étudiés. Pour le grade B, aucun essai de fatigue n'est disponible pour valider les résultats des prévisions. En revanche, des résultats de fatigue ont été réalisés pour le grade C que nous comparerons avec les prévisions des résultats d'auto-échauffement. Les comparatifs sur ce grade permettront de conclure quant à la pertinence des prévisions pour le grade B.

#### 6.2.3.1 Grade B

L'identification est réalisée sur les deux niveaux de pré-déformation plastique en imposant la valeur de  $m$  à celle du grade vierge sollicité dans le sens travers ST (pour rappel, la valeur de  $m$  est ici de 11.64). Dans les deux cas, les courbes d'auto-échauffement sont bien décrites, que ce soit le régime primaire ou secondaire (figures 6.17 et 6.18).

Comme pour l'étude de l'influence d'une pré-déformation plastique en traction uniaxiale, la prévision de l'évolution des propriétés en fatigue avec la pré-déformation plastique est donnée par la quantité  $\delta_{evo}$  qui, pour rappel, est donnée par

$$\delta_{evo} = \left( \frac{\delta (\|E_{ps}\| = 0)}{\delta (\|E_{ps}\|)} \right)^{1/m} = \frac{\bar{\Sigma}_{\infty} (\|E_{ps}\|)}{\bar{\Sigma}_{\infty} (\|E_{ps}\| = 0)}. \quad (6.5)$$

La courbe de la figure 6.19 donne l'évolution de cette quantité pour le grade B pré-déformé en traction plane. Nous prévoyons donc un gain sur les propriétés en fatigue, avec une équivalence entre pré-déformation dans une direction suivie d'une



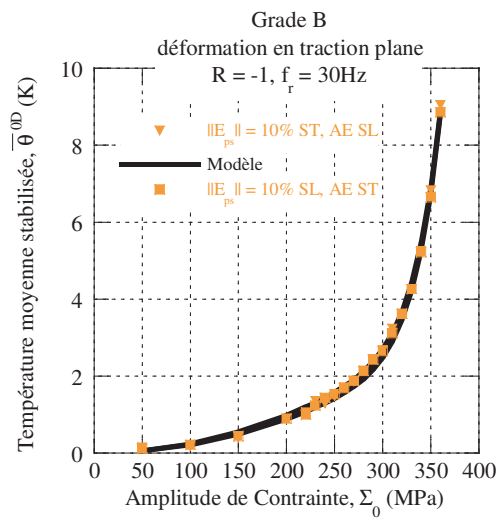


Figure 6.17: Identification des paramètres du modèle sur les courbes d'auto-échauffement du grade B pré-déformé à 10% en traction plane.

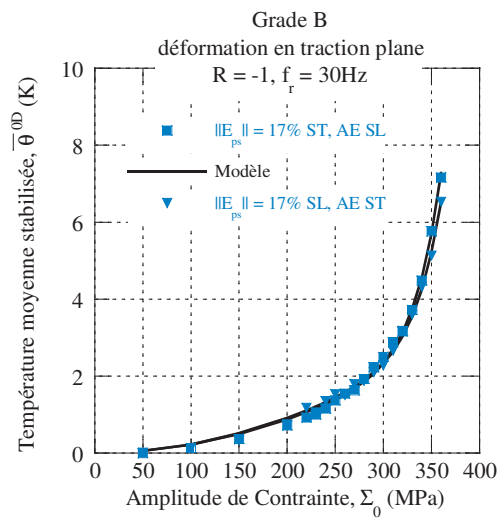


Figure 6.18: Identification des paramètres du modèle sur les courbes d'auto-échauffement du grade B pré-déformé à 17% en traction plane.

sollicitation dans une direction à  $90^\circ$ . En fin de chapitre, nous comparerons les résultats obtenus pour divers modes de pré-déformation plastique.

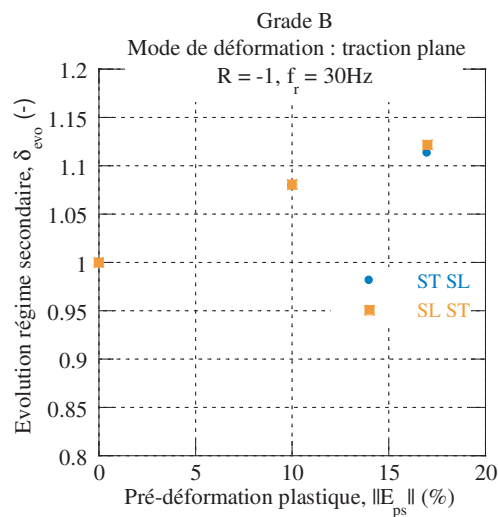


Figure 6.19: Prédiction de l'évolution des propriétés en fatigue après une pré-déformation en traction plane par l'évolution du paramètre  $\delta_{evo}$  obtenu lors de l'identification sur les courbes d'auto-échauffement.

## 6.2.3.2 Grade D

Les résultats de l'identification des paramètres du modèle sur le grade D pré-déformé en traction plane sont donnés sur la figure 6.20. La description du régime secondaire est satisfaisante, malgré l'erreur engendrée sur la description du régime primaire du fait de son identification fixée à une puissance d'ordre 2.

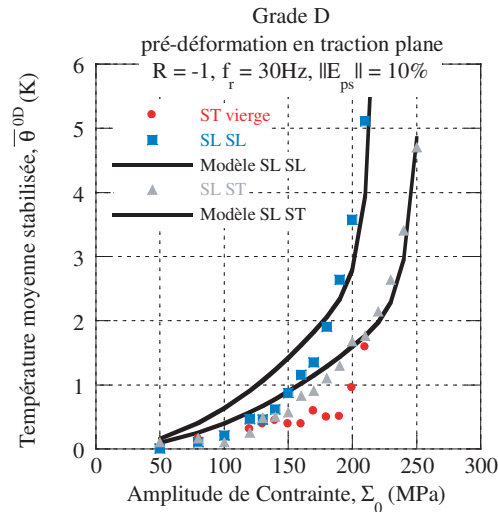


Figure 6.20: Identification des paramètres du modèle sur les courbes d'auto-échauffement du grade D pré-déformé en traction plane.

Nous comparons les prévisions du modèle (issues de l'identification sur les courbes d'auto-échauffement) avec des résultats de fatigue obtenus dans différentes directions après une pré-déformation plastique en traction plane de 10% (figure 6.21). Les prévisions du modèle pour une pré-déformation de 10% dans le sens long SL, et une sollicitation dans le sens travers ST sont validées, les résultats de fatigue obtenus dans ces conditions étant similaires. En revanche, nous ne disposons pas de résultats de fatigue réalisés dans le sens long SL après une pré-déformation plastique dans le même sens pour valider la prévision par auto-échauffement dans ces conditions.

Une autre information intéressante concerne l'influence de la direction de la sollicitation par rapport à la direction de pré-déformation. En effet, un gain plus important sur les propriétés en fatigue est prévu après sollicitation effectuée à  $90^\circ$  de la direction de pré-déformation, ce qui est aussi observé en fatigue. Nous pouvons de plus constater que les résultats de fatigue obtenus (SL ST et ST SL) sont identiques, ce qui corrobore les résultats obtenus en auto-échauffement sur le grade B.

Nous observons maintenant l'influence d'une pré-déformation plastique en cisaillement sur l'évolution de la réponse à l'auto-échauffement et sur l'évolution des propriétés en fatigue.

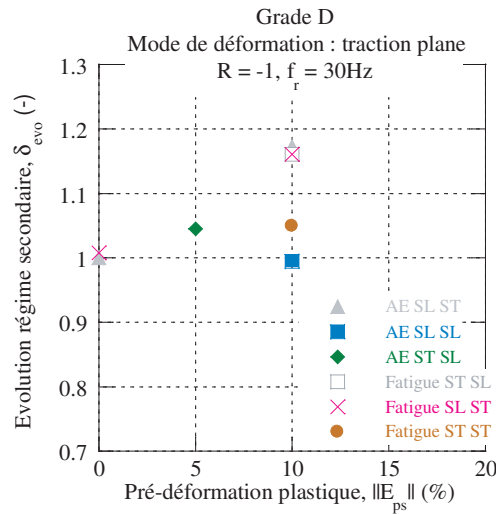


Figure 6.21: Évolution des propriétés à la fatigue après une pré-déformation plastique en traction plane : prévisions par auto-échauffement (AE) et résultats de fatigue.

## 6.3 Pré-déformation en cisaillement

Étudier l'influence d'une pré-déformation plastique en cisaillement a déjà été effectué par le passé [Doudard, 2004]. Ces premiers résultats étaient prometteurs mais n'avaient pas été étendus depuis. Nous souhaitons ici étudier l'influence d'une pré-déformation plastique en cisaillement mais en utilisant les outils dont nous disposons aujourd'hui, à savoir la description du régime primaire et la procédure d'essai actuelle. Nous présentons ainsi dans un premier temps le principe de l'essai de pré-déformation en cisaillement, avant d'observer qualitativement les évolutions des deux régimes d'auto-échauffement. Trois grades sont étudiés ici : les grades A, B et C (dernier grade qui était celui étudié dans [Doudard, 2004]). Ensuite, les paramètres du modèle sont identifiés sur les courbes d'auto-échauffement avant de chercher à valider les résultats sur le grade C.

### 6.3.1 Principe de l'essai

L'essai de pré-déformation plastique en cisaillement est réalisé sur une machine servo-hydraulique MTS de capacité 1000 kN sur le site d'ArcelorMittal. Le montage utilisé est posé sur le mors inférieur, tandis que le mors supérieur comprime la partie centrale du montage qui peut coulisser (figure 6.22). Le montage est serré autour de l'éprouvette en appliquant un couple de 300 N.m pour les plus fines épaisseurs de tôle à un couple de 500 N.m pour le grade A d'une épaisseur de 3.6 mm. Ces conditions de serrage sont prépondérantes et permettent d'empêcher le glissement, notamment dans la partie centrale de l'éprouvette. Le déplacement de la partie coulissante permet ainsi de cisailier deux zones utiles (figure 6.23). Pour déterminer le niveau de pré-déformation atteint lors de l'essai, des grilles photosensibles d'un pas

de 2 mm sont déposées en surface des éprouvettes. Elles permettent de connaître l'homogénéité de la déformation et d'en déduire les zones de prélèvement des éprouvettes d'auto-échauffement.

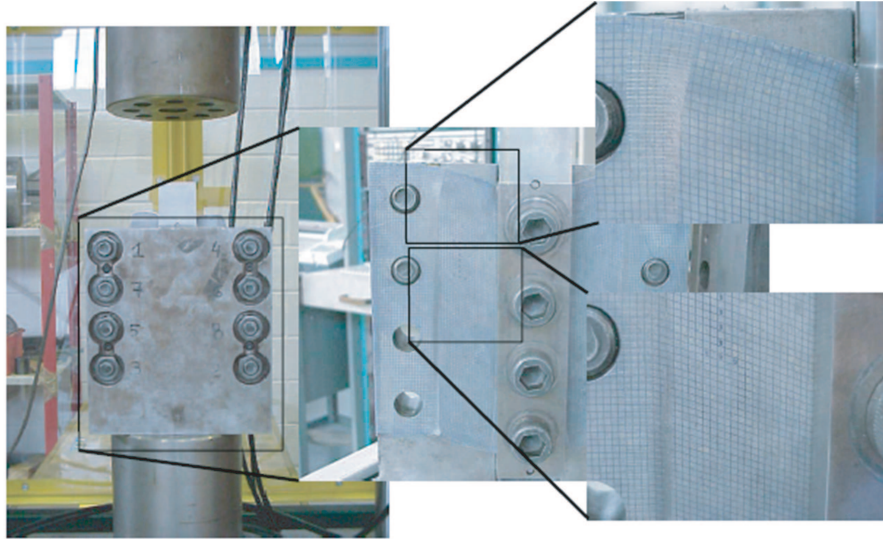


Figure 6.22: Montage pour réaliser une pré-déformation plastique en cisaillement [Doudard, 2004].

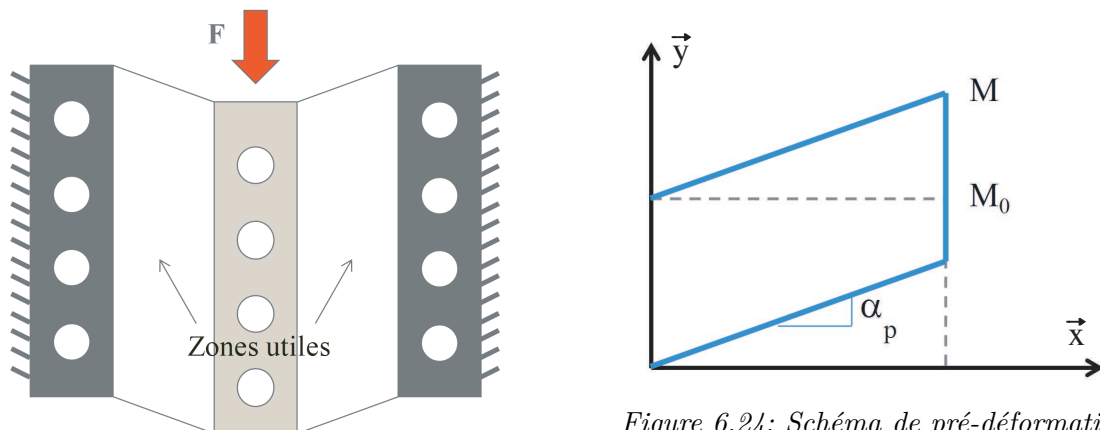


Figure 6.23: Schéma du mode de pré-déformation en cisaillement.

Figure 6.24: Schéma de pré-déformation plastique en cisaillement et définition de  $\alpha_p$ .

Pour déterminer le niveau de pré-déformation plastique et les directions principales, nous utilisons la mesure logarithmique de la déformation [Rougée, 1997] associée au tenseur de Cauchy  $\mathbf{C} = \mathbf{F}^T \mathbf{F}$  qui est un opérateur défini positif ( $\mathbf{F}^T$  étant la transposée de  $\mathbf{F}$ ). Ainsi la déformation est donnée par

$$\mathbf{E}_{ps} = \frac{1}{2} \ln(\mathbf{C}). \quad (6.6)$$

Dans le cas du cisaillement étudié ici, un point  $M_0$  se retrouve en  $M$  après une pré-déformation en cisaillement (figure 6.24). Ces coordonnées sont alors définies par (par rapport aux coordonnées du point  $M_0$ )

$$\begin{aligned} x &= x_0 \\ y &= y_0 + \alpha_p x_0, \end{aligned} \quad (6.7)$$

avec  $\alpha_p$  l'angle de distorsion défini sur la figure 6.24. Le tenseur de Cauchy est ainsi donné par

$$\mathbf{C} = \begin{bmatrix} 1 + \alpha_p^2 & \alpha_p \\ \alpha_p & 1 \end{bmatrix}. \quad (6.8)$$

En calculant les valeurs propres de  $\mathbf{C}$ , les déformations principales sont déterminées en fonction de l'angle  $\alpha_p$  par

$$\epsilon_1 = \frac{1}{2} \ln(c_1) = \ln \left( \frac{\alpha_p + \sqrt{\alpha_p^2 + 4}}{2} \right), \quad (6.9)$$

$$\epsilon_2 = \frac{1}{2} \ln(c_2) = \ln \left( \frac{-\alpha_p + \sqrt{\alpha_p^2 + 4}}{2} \right). \quad (6.10)$$

La somme des déformations étant nulle, l'éprouvette est bien pré-déformée en cisaillement. La pré-déformation plastique équivalente de von Mises est ainsi donnée par

$$\|E_{ps}\| = \frac{2}{\sqrt{3}} \epsilon_1 = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \left( \frac{\alpha_p + \sqrt{\alpha_p^2 + 4}}{2} \right). \quad (6.11)$$

Les directions des déformations principales sont définies par l'intermédiaire des valeurs propres de  $\mathbf{C}$ . Par rapport à l'axe des abscisses, la première direction principale, notée  $d_1$ , est définie par l'angle  $\theta_{p1}$ , ce qui nous permet d'en déduire la relation

$$\begin{bmatrix} 1 + \alpha_p^2 & \alpha_p \\ \alpha_p & 1 \end{bmatrix} = \epsilon_1 \begin{bmatrix} \cos(\theta_{p1}) \\ \sin(\theta_{p1}) \end{bmatrix} \quad (6.12)$$

Après pré-déformation, cette direction principale est repérée par l'angle  $\theta_1$  qui est relié à  $\alpha_p$  et à  $\theta_{p1}$  par

$$\theta_1 = \tan^{-1} (\tan(\theta_{p1}) + \alpha_p). \quad (6.13)$$

La seconde direction principale, notée  $d_2$  est positionnée à  $90^\circ$  de la première dans le plan  $(\vec{x}, \vec{y})$ . Nous choisissons de prélever des éprouvettes d'auto-échauffement dans la direction  $d_1$  et  $d_3$ ,  $d_3$  étant la direction située à  $45^\circ$  des deux directions principales (figure 6.25). En effet, il a été montré que les directions principales  $d_1$  et  $d_2$  possèdent des réponses à l'auto-échauffement identiques [Doudard, 2004]. Le tableau 6.3 résume les différents niveaux de pré-déformation plastique et les différentes orientations pour les trois grades étudiés ici.

Les conditions de pré-déformation en cisaillement ayant été précisées, nous observons maintenant les évolutions qualitatives sur les deux régimes d'auto-échauffement.

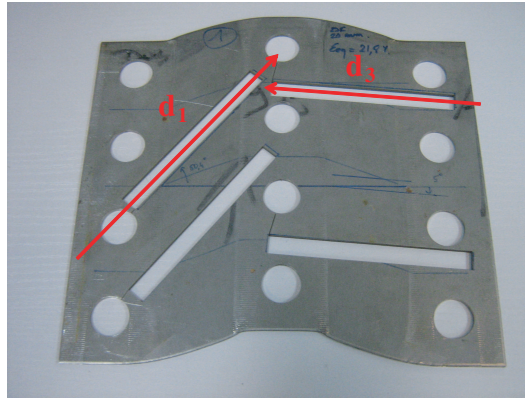


Figure 6.25: Exemple de prélèvement des éprouvettes d'auto-échauffement au sein des éprouvettes pré-déformées en cisaillement dans les directions  $d_1$  et  $d_3$  pour le grade B.

Tableau 6.3: Grades étudiés après une pré-déformation en cisaillement : niveaux de pré-déformation plastique équivalente  $\|E_{ps}\|$ ,  $\theta_1$  = angle pour le prélèvement dans la direction  $d_1$  et  $\theta_3$  = angle pour le prélèvement dans la direction  $d_3$

Grade	$\ E_{ps}\ (\%)$	$\theta_1$	$\theta_3$
Grade A DP600	3.1	46°	1°
	10.8	48°	3°
Grade B HSLA420	12.6	48.5°	3.5°
	21.8	50°	5°
Grade C DP600	4	46°	1°
	22	50°	5°
	32	53°	8°

### 6.3.2 Évolution qualitative des régimes d'auto-échauffement

Les courbes d'auto-échauffement du grade A après une pré-déformation plastique en cisaillement sont données sur la figure 6.26. Tout d'abord, nous pouvons noter un décalage entre les courbes obtenues dans la direction principale de pré-déformation  $d_1$  et celles obtenues dans la direction  $d_3$ , décalage qui semble constant vis-à-vis du niveau de pré-déformation plastique. La représentation logarithmique des courbes d'auto-échauffement (figure 6.27) met en évidence un régime primaire d'ordre 2 pour toutes les courbes. L'apparition du régime secondaire évolue quant à elle en fonction de l'amplitude du chargement avec une pente qui reste identique (figure 6.28).

Pour le grade B, un décalage des courbes d'auto-échauffement peut aussi être noté au même niveau de pré-déformation plastique entre les éprouvettes sollicitées dans la direction  $d_1$  et celles sollicitées suivant  $d_3$  (figure 6.29). De plus, les régimes

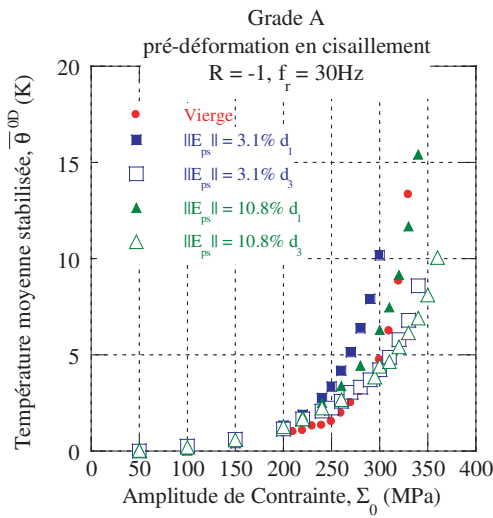


Figure 6.26: Courbes d'auto-échauffement du grade A après une pré-déformation plastique en cisaillement.

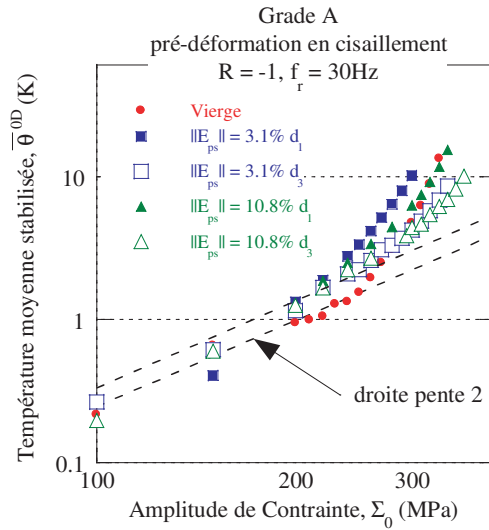


Figure 6.27: Représentation logarithmique des courbes d'auto-échauffement du grade A pré-déformé en cisaillement.

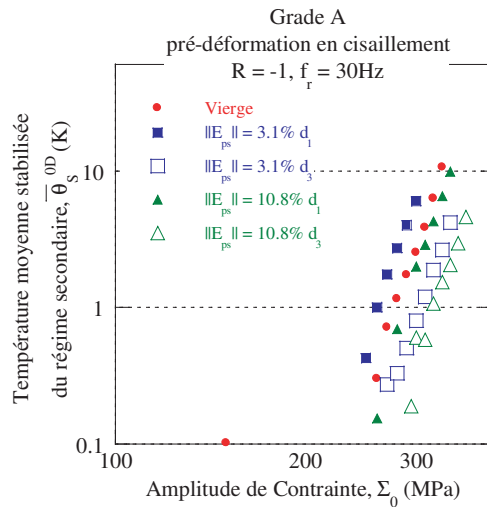


Figure 6.28: Représentation logarithmique de l'évolution du régime secondaire d'auto-échauffement du grade A pré-déformé en cisaillement.

primaires de 3 courbes sont identiques, seule la courbe de l'éprouvette pré-déformée à 12.6% et testée dans la direction  $d_1$  possède un régime primaire dont l'intensité est plus élevée, mais toujours avec la même pente de 2 (figure 6.30). Nous observons ici encore un comportement singulier puisque pour une pré-déformation plastique plus importante, l'intensité du régime primaire diminue pour atteindre le niveau des autres courbes. Le comportement pour le régime secondaire est conforme à ce qui a déjà pu être constaté, avec une apparition plus ou moins précoce selon le niveau de

pré-déformation plastique.

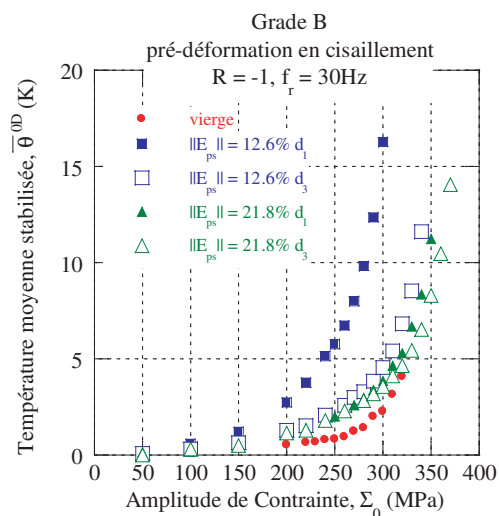


Figure 6.29: Courbes d'auto-échauffement du grade B après une pré-déformation plastique en cisaillement.

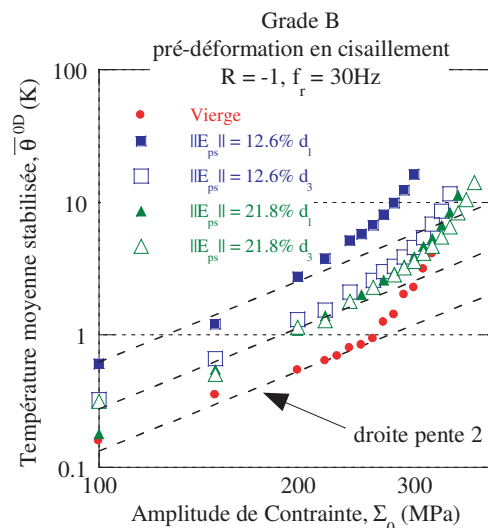


Figure 6.30: Représentation logarithmique des courbes d'auto-échauffement du grade B pré-déformé en cisaillement.

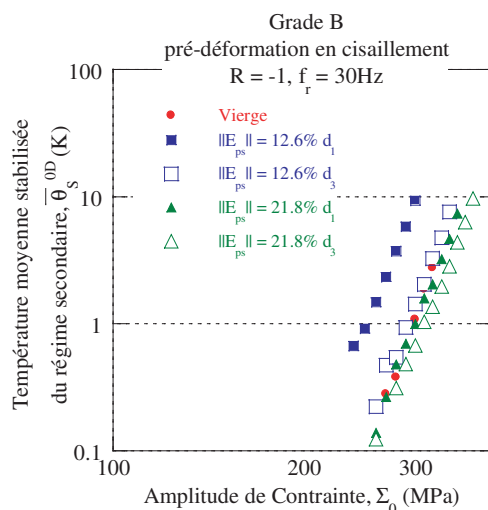


Figure 6.31: Représentation logarithmique de l'évolution du régime secondaire d'auto-échauffement du grade B pré-déformé en cisaillement.

Pour le grade C, trois niveaux de pré-déformation plastique sont étudiés, 4%, 22% et 32%. Les courbes d'auto-échauffement après la pré-déformation plastique en cisaillement sont données sur la figure 6.32. Toutes les courbes possèdent un régime primaire similaire, avec une pente de 2 dans la représentation logarithmique (figure



6.33), exceptée celle pré-déformée à 4% et testée dans la direction principale  $d_1$ , où la pente est de 3.5. Nous retrouvons ici le même type de comportement que ce qui a pu être observé en traction plane pour le grade D. Le régime secondaire est quand à lui toujours affecté par la direction de sollicitation et par l'augmentation du niveau de pré-déformation plastique.

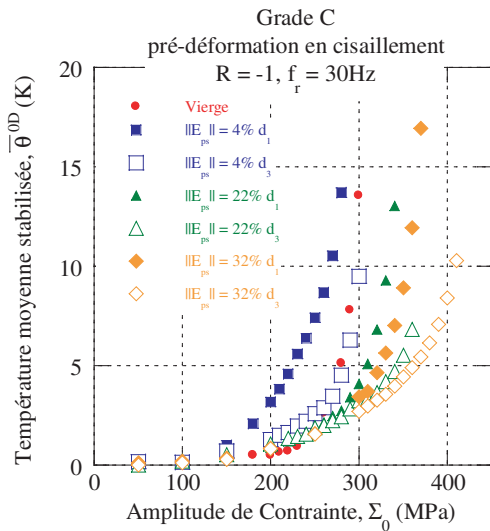


Figure 6.32: Courbes d'auto-échauffement du grade C après une pré-déformation plastique en cisaillement.

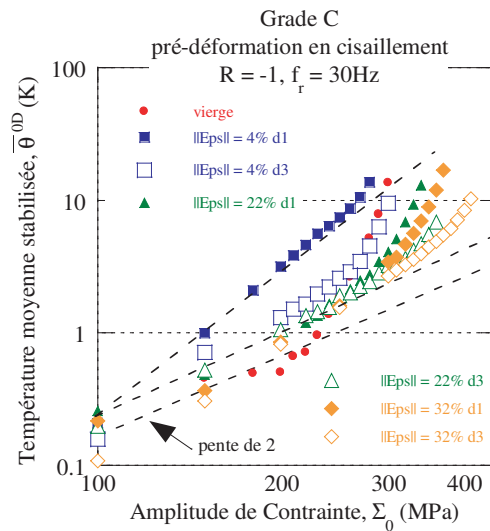


Figure 6.33: Représentation logarithmique des courbes d'auto-échauffement du grade C pré-déformé en cisaillement.

### 6.3.3 Identification et validation

Une fois encore, la même stratégie d'identification que dans le cas de la traction uniaxiale ou la traction plane est appliquée dans la suite. Seuls les paramètres  $\alpha$  et  $\delta$  du modèle dépendent du niveau de pré-déformation plastique. La puissance du régime primaire est toujours fixée à 2 et celle du régime secondaire à  $m + 2$ . L'identification est réalisée pour les trois grades pour lesquels nous avons observé les évolutions qualitatives des propriétés à l'auto-échauffement.

#### 6.3.3.1 Grade A

L'identification des paramètres du modèle pour le grade A ne présente pas de difficultés (figure 6.34). Les régimes primaires et secondaires sont décrits de manière satisfaisante. Grâce à l'évolution du paramètre  $\delta$  (toujours normé par rapport à la courbe obtenue dans le sens travers ST sur le grade vierge), des prévisions sur l'évolution des propriétés en fatigue peuvent être effectuées. Hormis l'écart initial dû à la direction de sollicitation, les courbes semblent présenter la même allure. Nous pouvons constater un gain quasi-immédiat sur les propriétés en fatigue pour

la direction  $d_3$  tandis qu'une chute initiale est visible dans la direction principale  $d_1$  (figure 6.35).

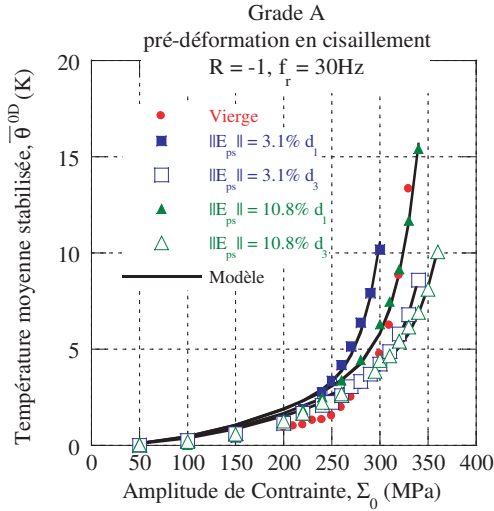


Figure 6.34: Identification des paramètres du modèle pour le grade A après une pré-déformation plastique en cisaillement.

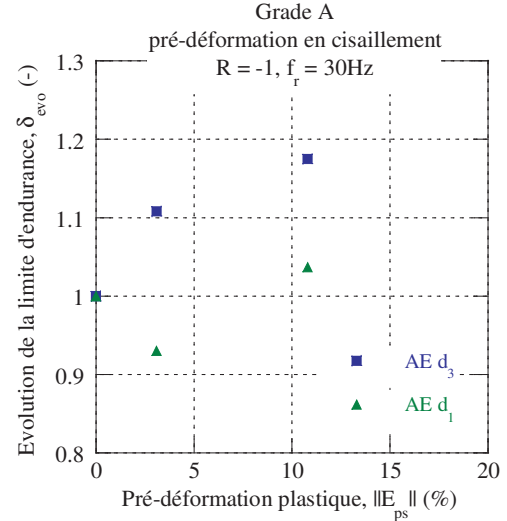


Figure 6.35: Prédiction de l'évolution des propriétés en fatigue du grade A après une pré-déformation plastique en cisaillement pour les directions  $d_1$  et  $d_3$ .

### 6.3.3.2 Grade B

L'identification des paramètres du modèle est maintenant réalisée à partir des courbes d'auto-échauffement du grade B pré-déformé en cisaillement à deux niveaux de déformation pour deux orientations. Les régimes primaires et secondaires sont bien décrits (figure 6.36). Comme dans le cas du grade A, nous donnons les prévisions sur l'évolution des propriétés en fatigue à grand nombre de cycles à partir de l'évolution du régime secondaire d'auto-échauffement (figure 6.37). De nouveau, nous observons un décalage entre les prévisions pour les éprouvettes prélevées à  $45^\circ$  (direction  $d_3$ ) par rapport à la direction principale de pré-déformation (direction  $d_1$ ). Les courbes semblent suivre la même allure avec un décalage initial.

### 6.3.3.3 Grade C

Les courbes d'auto-échauffement du grade C sont bien décrites par le modèle, exceptée celle dont l'éprouvette est pré-déformée à 4% et sollicitée dans la direction principale  $d_1$ . Pour cette courbe, le régime secondaire est décrit de manière satisfaisante, mais pas le régime primaire qui n'est pas d'une puissance d'ordre 2 suivant l'amplitude du chargement (figure 6.38).

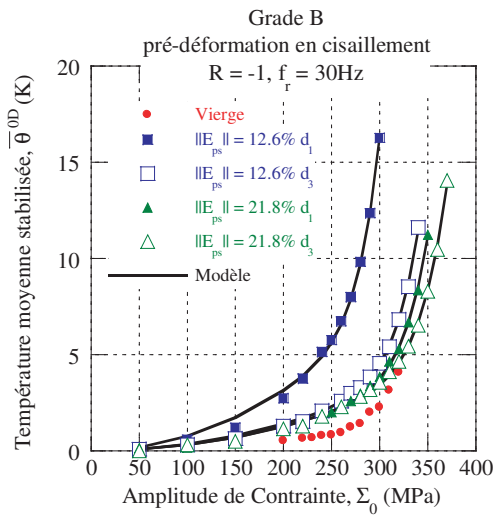


Figure 6.36: Identification des paramètres du modèle pour le grade B après une pré-déformation plastique en cisaillement.

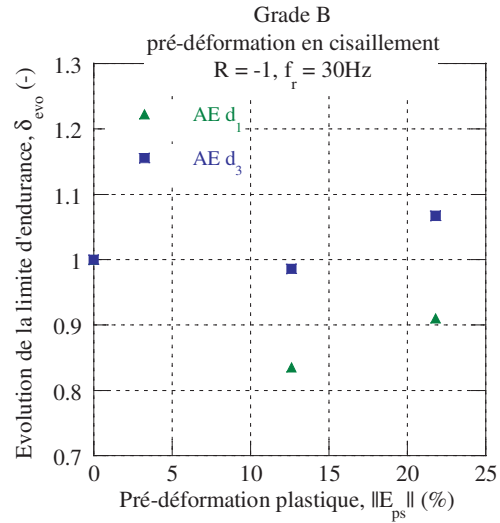


Figure 6.37: Prédiction de l'évolution des propriétés en fatigue du grade B après une pré-déformation plastique en cisaillement pour les directions  $d_1$  et  $d_3$ .

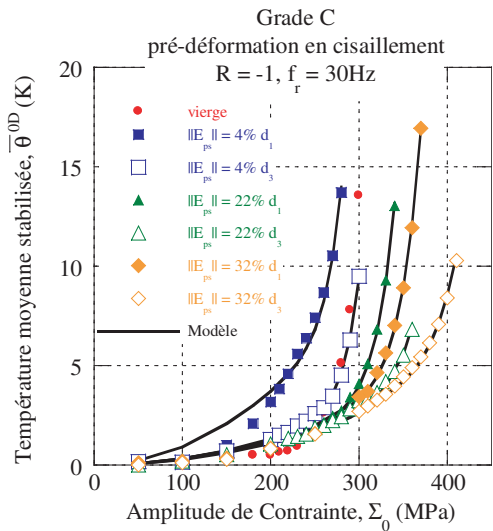


Figure 6.38: Identification des paramètres du modèle pour le grade C après une pré-déformation plastique en cisaillement.

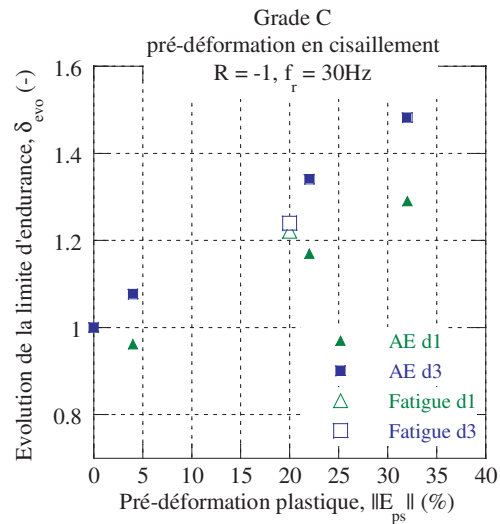


Figure 6.39: Prédiction de l'évolution des propriétés en fatigue du grade C après une pré-déformation plastique en cisaillement pour les directions  $d_1$  et  $d_3$  et comparatif avec des résultats de fatigue effectués après une pré-déformation plastique en cisaillement de 20%.

A l'aide de l'évolution du régime secondaire d'auto-échauffement, nous prévoyons l'évolution des propriétés à la fatigue en fonction du niveau de pré-déformation plas-

tique (figure 6.39). Une fois encore, les courbes pour les deux directions semblent suivre la même allure. Une chute initiale des propriétés en fatigue est prévue pour la direction  $d_1$  (même si une légère erreur peut être introduite du fait que le régime primaire n'est pas quadratique dans ce cas). Pour ce grade, nous disposons de résultats de fatigue effectués après une pré-déformation plastique de 20% en cisaillement pour les directions  $d_1$  et  $d_3$ . Les résultats de fatigue corroborent les résultats d'auto-échauffement de manière satisfaisante. Le décalage entre les prévisions d'auto-échauffement et les résultats de fatigue n'est que de 6%. Pour mettre en évidence de manière plus prononcée l'influence de la direction de sollicitation après une pré-déformation plastique en cisaillement, il conviendrait d'étudier un grade pour lequel l'écart entre les deux directions est plus important.

Les résultats de fatigue réalisés sur le grade C confirment de manière satisfaisante les prévisions effectuées à moindre coût par auto-échauffement. Pour un niveau de pré-déformation plastique, seule une tôle doit être pré-déformée en cisaillement avant de réaliser les essais d'auto-échauffement. Pour obtenir une courbe S-N complète à un niveau de pré-déformation plastique, ce n'est pas moins de 8 tôles qui doivent être pré-déformées pour pouvoir prélever 24 éprouvettes de fatigue par direction, sans compter le temps d'essai de fatigue.

## 6.4 Compilation des résultats sur l'influence d'une pré-déformation plastique

L'influence d'une pré-déformation plastique en traction uniaxiale, en traction plane et en cisaillement pour diverses orientations et divers grades à partir d'essais d'auto-échauffement a été étudiée au cours des différents chapitres. Dans cette dernière partie, nous souhaitons ainsi compiler l'ensemble des résultats afin d'obtenir une tendance vis-à-vis de la direction et du mode de pré-déformation plastique ou de la direction de sollicitation. L'objectif est de mettre en avant le chemin qu'il reste à parcourir avant de prendre en compte l'influence d'une pré-déformation plastique sur l'évolution des propriétés à la fatigue à grand nombre de cycles pour le dimensionnement d'une pièce en fatigue de façon prédictive et précise. Surtout, les mesures d'auto-échauffement sous sollicitation cyclique sont pertinentes et adaptées pour y parvenir.

A de rares exceptions près, une évolution des deux régimes d'auto-échauffement est constatée, avec une modification de l'intensité du régime primaire par rapport au grade vierge, et une apparition plus ou moins précoce du régime secondaire. Dans la très grande majorité des cas, les pentes de deux régimes dans la représentation logarithmique des courbes d'auto-échauffement ne changent pas. Nous n'avons pu observer que quelques cas singuliers où la pente du régime primaire pouvait être modifiée (pour passer d'une puissance d'ordre 2 de l'amplitude du chargement à

une puissance d'ordre 3 ou 4). Du point de vue du modèle, qui a été modifié dans le chapitre 4 pour rendre compte des constatations expérimentales, c'est l'évolution du régime secondaire d'auto-échauffement qui donne directement accès à l'évolution des propriétés en fatigue, quel que soit le chemin de pré-déformation.

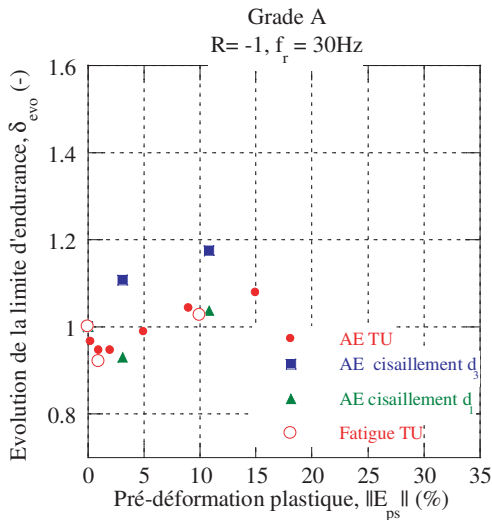


Figure 6.40: Bilan sur l'évolution des propriétés à la fatigue du grade A en fonction du niveau de pré-déformation plastique.

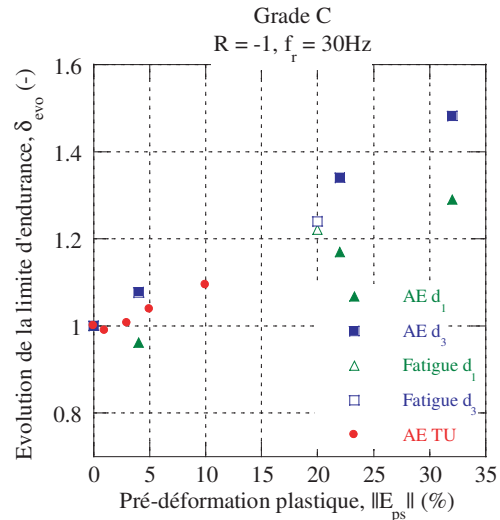


Figure 6.41: Bilan sur l'évolution des propriétés à la fatigue du grade C en fonction du niveau de pré-déformation plastique.

Pour comparer les résultats obtenus sur les différents grades, tous les graphiques donnant l'évolution des propriétés en fatigue avec le niveau de pré-déformation plastique sont tracés avec les mêmes échelles. Nous comparons ainsi les résultats obtenus sur :

- le grade A (figure 6.40), pour lequel des pré-déformations ont été effectuées en traction uniaxiale, et en cisaillement ;
- le grade C (figure 6.41) avec les mêmes modes de pré-déformation. Le graphique est positionné à côté de celui du grade A qui est lui aussi une nuance DP600 ;
- le grade B (figure 6.42), avec des pré-déformations en traction uniaxiale, en cisaillement et en traction plane ;
- le grade D (figure 6.43), pré-déformé en traction uniaxiale et en traction plane.

Ces résultats montrent tout d'abord que l'évolution des propriétés en fatigue est spécifique à chaque grade. En effet, si les courbes données possèdent des allures similaires, les évolutions quantitatives sont différentes d'un grade sur l'autre. Nous avons pu observer dans le chapitre 4 que l'évolution des propriétés en fatigue après une pré-déformation plastique en traction uniaxiale était directement liée à l'écroutissage isotrope du grade. Chaque grade ayant un écroutissage qui lui est propre, il en est

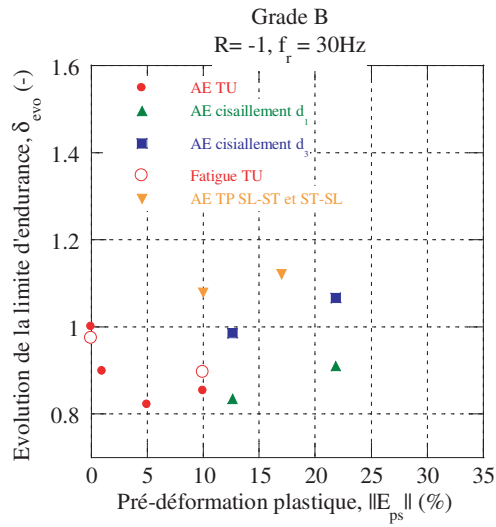


Figure 6.42: Bilan sur l'évolution des propriétés à la fatigue du grade B en fonction du niveau de pré-déformation plastique.

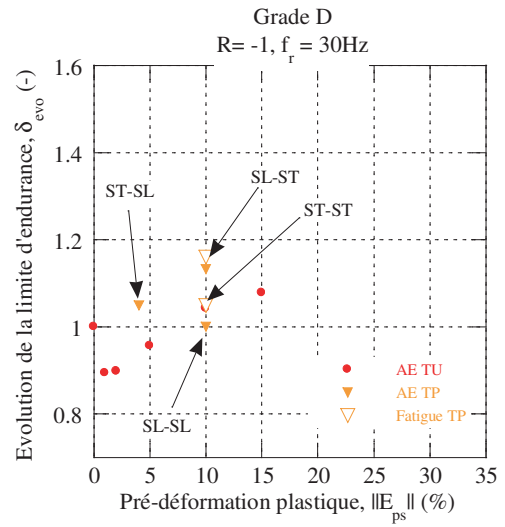


Figure 6.43: Bilan sur l'évolution des propriétés à la fatigue du grade D en fonction du niveau de pré-déformation plastique.

de même concernant l'évolution des propriétés en fatigue. Pour une pré-déformation de 10% en traction uniaxiale par exemple, nous pouvons avoir suivant le grade, soit un gain sur les propriétés en fatigue de 5% (grade A) ou une chute de 20% (grade B).

Sur chacun des grades, nous pouvons noter que l'évolution des propriétés à la fatigue en fonction du mode de pré-déformation est similaire, seul un décalage initial étant présent. Pour une pré-déformation plastique en traction uniaxiale, une chute initiale est constatée, alors qu'elle est plus faible voire inexistante dans le cas du cisaillement à 45° de la direction de déformation (figure et 6.40 6.41), ou dans le cas d'une traction plane ST-SL ou SL-ST (figures 6.42 et 6.43). L'anisotropie induite la plus importante observée, c'est à dire l'écart entre les différentes courbes donnant l'évolution des propriétés en fatigue, concerne la pré-déformation en traction plane ST-SL ou SL-ST et la traction uniaxiale, pour un écart d'environ 25% pour le grade B. Au contraire, l'anisotropie induite par la direction de sollicitation après une pré-déformation en cisaillement reste faible (10% environ). Si nous souhaitons examiner plus en détails cette anisotropie induite, c'est le mode de pré-déformation en traction plane qui doit être étudié.

Une autre information intéressante concerne le fait que les courbes obtenues après une pré-déformation en traction uniaxiale, après une pré-déformation en cisaillement suivie d'une sollicitation dans la direction principale et après pré-déformation en traction plane avec une sollicitation dans la direction de déformation sont très proches. Il semble ainsi y avoir une courbe maitresse pour laquelle, quel que soit le trajet de pré-déformation, l'évolution des propriétés en fatigue est la même si la

sollicitation est réalisée dans la direction principale de pré-déformation.

Dans la littérature, il est fait état d'une influence linéaire de la pré-déformation plastique (avec un gain systématique) sur l'évolution des propriétés à la fatigue, indépendamment du mode de pré-déformation ou de la direction de sollicitation. Nous avons pu montrer, en étudiant divers modes de pré-déformation et diverses directions de sollicitation en traction uniaxiale, que cette évolution semble bien linéaire, mais à une chute initiale près, qui dépend du lien entre pré-déformation et direction de sollicitation. Nous pouvons obtenir, soit un gain important sur les propriétés en fatigue, passés les faibles niveaux de pré-déformation, soit une chute élevée pour le grade B par exemple. Intégrer ces évolutions dans le dimensionnement en fatigue des pièces semble être une étape à franchir pour dimensionner les composants au plus juste. Les essais d'auto-échauffement sous sollicitation cyclique permettent de caractériser ces évolutions des propriétés en fatigue.



---

## Conclusion

Dans ce manuscrit, nous avons souhaité démontrer l'intérêt de disposer d'une méthode rapide de caractérisation des propriétés en fatigue à grand nombre de cycles : les mesures d'auto-échauffement sous sollicitation cyclique. La première étape a été d'améliorer et de fiabiliser une méthode existante (chaque équipe de recherche possède sa propre vision des essais d'auto-échauffement) afin que celle-ci soit applicable à toute nuance de tôle d'acier, quelle que soit sa microstructure, son épaisseur, ses caractéristiques mécaniques, ... Les résultats expérimentaux sur les 18 grades de l'étude montrent la présence de deux régimes d'auto-échauffement. Le régime primaire est présent dès les faibles amplitudes de chargement et possède toujours une pente de 2 suivant l'amplitude du chargement dans une représentation logarithmique des courbes d'auto-échauffement. Le régime secondaire se met ensuite en place de manière progressive pour les plus fortes amplitudes de chargement et diffère d'un grade à l'autre.

Ces constatations expérimentales ont permis de mettre en place un modèle probabiliste à deux échelles, avec deux mécanismes d'écrouissage. Le premier écrouissage est associé à la matrice, permettant de modéliser un mécanisme de microplasticité diffuse de très faible amplitude. Il rend compte du régime primaire d'auto-échauffement. Pour le second mécanisme, une population d'inclusions, avec un comportement élasto-plastique dont le scénario d'activation est aléatoire et dépend de l'amplitude du chargement, est considérée. Le régime secondaire d'auto-échauffement est ainsi obtenu. Le modèle est capable de décrire une courbe d'auto-échauffement complète, pour les fortes amplitudes de chargement comme pour les faibles, et ce pour toutes les nuances. L'hypothèse du maillon le plus faible sur la population d'inclusions couplée à un critère énergétique permet de prévoir à la fois le comportement moyen, mais aussi la dispersion en fatigue. C'est ainsi le régime secondaire d'auto-échauffement qui donne accès à la prévision du comportement en fatigue. En introduisant la description du régime primaire, le régime secondaire est parfaitement défini et les prévisions du comportement en fatigue sont pertinentes (annexe



A). L'écart le plus important se situe sur l'estimation de la dispersion qui est parfois surestimée. Trois jours d'essais seulement sont nécessaires à l'obtention d'une courbe S-N complète, c'est-à-dire le comportement moyen en fatigue ainsi que la dispersion.

Des observations expérimentales fines, avec divers moyens d'observation, ont ensuite été menées de manière à mieux comprendre les phénomènes qui se produisent sous sollicitation cyclique. Nous avons ainsi pu montrer que le régime secondaire d'auto-échauffement est lié à de la microplasticité qui conduit à terme à la formation de bandes de glissement persistantes à la surface du matériau. En observant la dépendance du nombre de BGPs à l'amplitude du chargement, nous avons pu constater que la dépendance sous forme d'une loi puissance du nombre de sites actifs dans le modèle pouvait être légèrement plus complexe. La queue de la distribution (*i.e.*, la description des premiers événements qui apparaissent) peut ainsi être mal estimée par le modèle, ce qui peut expliquer les écarts obtenus pour certains grades entre la dispersion prévue par les essais d'auto-échauffement et celle obtenue par les essais de fatigue. Les observations par EBSD ont permis de confirmer la présence de microplasticité diffuse au sein de la matière dès les plus faibles amplitudes de chargement cyclique. Cette microplasticité diffuse apparaît sous forme de désorientations locales, conduisant à la formation de sous-joints au sein des grains. Ces observations expérimentales confirment les choix effectués lors de la modélisation : les ingrédients introduits sont pertinents vis-à-vis des phénomènes observés.

Les essais d'auto-échauffement avec la modélisation proposée permettent de rendre compte de l'influence d'une pré-déformation plastique sur l'évolution des propriétés en fatigue. Au cours des différents chapitres, plusieurs modes de pré-déformation et diverses directions de sollicitation ont été étudiés (pour des trajets de pré-déformation en traction uniaxiale, en traction plane et en cisaillement), avec dans tous les cas des résultats pertinents, pour un coût dérisoire : un seul essai d'auto-échauffement sur une éprouvette pré-déformée afin d'obtenir une courbe S-N complète à un niveau de pré-déformation plastique donné. C'est à chaque fois l'évolution du régime secondaire d'auto-échauffement qui donne accès, par le modèle, à l'évolution des propriétés en fatigue. Nous avons aussi montré que l'évolution des propriétés en fatigue est directement liée à l'écrouissage isotrope du grade testé. Ainsi, chaque nuance possède sa propre évolution des propriétés en fatigue avec la pré-déformation. A l'aide des résultats obtenus sur l'influence d'une pré-déformation plastique, nous avons revisité l'interprétation des résultats de fatigue obtenus à un rapport de charge de 0.1. En effet, sur les aciers laminés, l'évolution des propriétés en fatigue avec le rapport de charge est presque exclusivement liée à un effet de déformation plastique combiné à une déformation progressive, et non à un effet de contrainte moyenne.

Une étude a aussi été mise en place de manière à démontrer la pertinence d'utiliser la mesure de champ pour identifier des propriétés matériaux à partir de situations hétérogènes maîtrisées. Dans notre cas, nous avons utilisé une éprouvette avec

---

une géométrie bien particulière, basée sur l'écroissage du grade testé. Ainsi, au sein d'une même éprouvette, nous avons obtenu un champ hétérogène de pré-déformation plastique : une évolution linéaire de la pré-déformation plastique le long de la zone utile de l'éprouvette. A l'aide d'une stratégie adaptée, nous avons identifié l'influence d'une pré-déformation plastique sur l'évolution des propriétés en fatigue sur toute une gamme de pré-déformation, à l'aide d'un seul essai d'auto-échauffement.

Diverses perspectives sont envisageables à ces travaux, que nous regroupons sous forme de thématiques :

- *propriétés matériaux* : une première étape fondamentale doit être réalisée avant de pouvoir envisager la mise en place d'autres études à partir de mesures d'auto-échauffement sous sollicitation cyclique. Il s'agit de pérenniser la méthode et ainsi à chaque courbe S-N qui doit être réalisée, un essai d'auto-échauffement doit être fait en parallèle. Ce n'est qu'à ce prix d'une systématisation des essais d'auto-échauffement que d'autres études vont pouvoir être amorcées.

Les observations expérimentales effectuées à l'aide de l'EBSD méritent d'être poursuivies. Ici, un grade dont le régime primaire est faible a été étudié. Il serait intéressant d'étendre tout d'abord les observations à un grade dont le régime primaire est très élevé (un acier multiphasé par exemple). Les causes de ce régime primaire très élevé permettraient encore d'améliorer la compréhension des phénomènes qui s'y produisent pour les aciers laminés. Ce régime primaire peut-il conduire à rupture dans des domaines de durées de vie gigacycliques, où est ce que ce sont seulement les quelques événements rares du régime secondaire qui seraient à l'origine de cette rupture ?

A partir d'une base de données importante et d'une meilleure compréhension des phénomènes qui se produisent sous sollicitation cyclique, une optimisation des nuances vis-à-vis de la fatigue peut être mise en place, à partir des mesures d'auto-échauffement. La rapidité des essais et la faible quantité de matière requise en font une méthode de choix pour le développement de nouvelles nuances. Deux éléments majeurs peuvent intervenir dans l'optimisation, la microstructure (que ce soit au niveau de la taille de grains, des éléments d'additions, ...) et le procédé de réalisation (taux de réduction, température de laminage, temps de refroidissement, ...).

Sur le même principe que ce qui a été réalisé concernant l'évolution des propriétés en fatigue avec la pré-déformation plastique, il est possible de tester l'influence d'un traitement thermique (qui nous l'avons vu peut modifier la réponse à l'auto-échauffement et donc le comportement en fatigue), l'influence d'un grenailage, d'un martelage, du soudage, ...

- *caractère multiaxial* : la ré-interprétation des résultats obtenus pour un rapport de charge de 0.1 remet en question le bien-fondé d'utiliser ce rapport de

charge pour identifier les paramètres d'un critère en fatigue multiaxial. Il devient ainsi prépondérant de développer d'autres modes de sollicitations que la traction-compression pour les aciers laminés afin d'identifier convenablement ces paramètres multiaxiaux. Un autre élément qui a été abordé dans le dernier chapitre concerne l'étude de l'anisotropie induite, qui peut avoir une influence significative sur l'évolution du comportement en fatigue. Le champ d'étude sur ce domaine reste vierge à l'heure actuelle.

- *contraintes résiduelles* : l'influence du rapport de charge sur les propriétés en fatigue a été revisitée, où nous avons pu montrer que l'évolution des propriétés en fatigue provient de l'influence d'une déformation plastique combinée à une déformation progressive. Ne se passe-t-il pas le même phénomène lorsque des contraintes résiduelles sont présentes au sein de la matière ? Sous une amplitude de chargement cyclique élevée combinée à la présence de contraintes résiduelles, le matériau peut plastifier. Présentes en sortie de laminage, ces contraintes résiduelles dans l'épaisseur sont sans doute la cause de la chute initiale des propriétés en fatigue après une pré-déformation plastique en traction uniaxiale par exemple.
- *outil d'aide au dimensionnement* : les essais d'auto-échauffement sont capables de fournir des propriétés matériaux après des opérations de pré-déformation plastique. Il est ainsi possible de mettre en place un logiciel d'aide au dimensionnement qui puisse intégrer ces propriétés matériaux (quitte à considérer le cas où la direction de sollicitation par rapport au chemin de pré-déformation est le plus défavorable). Nous pouvons ainsi tendre vers un dimensionnement au plus juste, réaliste vis-à-vis des propriétés en fatigue. Avant cette étape, une phase de test sur une mini-structure doit être envisagée. En effectuant une comparaison essai-calcul, l'objectif serait de mettre en évidence la pertinence de l'introduction des nouvelles propriétés matériaux sur le calcul de durée de vie de cette mini-structure.
- *mesure de champ* : l'intérêt d'utiliser la mesure de champ pour identifier des propriétés matériaux a été démontré dans le chapitre 5. Nous nous sommes limités dans ce cas à une hétérogénéité simple et maîtrisée. Chercher à reproduire l'ensemble de la courbe donnant l'évolution des propriétés en fatigue avec la pré-déformation plastique, et non plus seulement la partie linéaire, est déjà une perspective intéressante. Ensuite, d'autres types d'hétérogénéités peuvent être introduites pour tendre petit à petit vers des hétérogénéités 2D. De plus en plus, il semble pertinent de pouvoir coupler les mesures de température aux calculs par éléments finis, le modèle à deux échelles pouvant toujours être utilisé à des fins d'identification des propriétés matériaux.
- *durée de vie résiduelle* : un intérêt pour les industriels est de se servir des mesures d'auto-échauffement afin d'étudier la durée de vie résiduelle de com-

---

posants. En effet, lors des phases de développement d'un nouveau composant, très peu de retour d'expérience est disponible. Ceci peut être envisagé sur une éprouvette prélevée au sein d'une pièce, ou même directement sur la pièce réelle.



ANNEXE

A

---

# Fiches Matériaux

Nous rappelons tout d'abord les propriétés mécaniques de l'ensemble des grades d'aciers laminés présents dans cette étude dans le tableau A.1. Dans la suite, nous regroupons l'ensemble des résultats obtenus pour les divers grades, avec principalement leur courbes d'auto-échauffement à l'état vierge (tous les grades) et pré-déformées suivant les différentes directions (les 4 premiers). Nous donnons aussi le comparatif entre les courbes S-N obtenus par des essais de fatigue standards et celles obtenues par le modèle à partir des essais d'auto-échauffement. Hormis pour les 4 premiers grades et le grade L, les données chiffrées sont masquées pour des raisons de confidentialité.

Tableau A.1: Présentation des différents grades retenus pour l'étude ;  $e_0$  = épaisseur initiale de la tôle  $R_{p0.2}$  = limite d'élasticité conventionnelle à 0.2% de déformation plastique ;  $R_m$  = résistance à rupture ;  $A\%$  = allongement à rupture (Caractéristiques données dans le sens transverse au sens de laminage).

Famille	Repère	$e_0$ (mm)	$R_{p0.2}$ (MPa)	$R_m$ (MPa)	$A\%$ (%)
<b>DP600</b>	<b>A</b>	<b>3.6</b>	<b>440</b>	<b>650</b>	<b>20</b>
<b>HSLA420</b>	<b>B</b>	<b>2.5</b>	<b>505</b>	<b>535</b>	<b>25</b>
<b>DP600</b>	<b>C</b>	<b>2.55</b>	<b>400</b>	<b>610</b>	<b>20</b>
<b>FB450</b>	<b>D</b>	<b>3</b>	<b>333</b>	<b>470</b>	<b>36</b>
DP450	E	1.5	283	489	30
DP600	F	1	402	670	23
DP780	G	3.6	570	790	17
DP980	H	1.5	723	988	15
DP980	I	1.6	868	1010	12
FB600	J	2	517	581	18
TRIP800	K	2	545	832	28
M800	L	1.8	717	807	14
M800HY	M	3.2	762	867	13
HSLA360	N	2	426	476	28
DP780	O	1.5	494	812	18
DP980	P	1.6	702	1000	10
DP980	Q	1.5	750	990	10
ES	R	2	200	400	40

## A.1 Grade A

Le grade A est un acier dual phase DP600 d'une épaisseur de 3.6 mm.

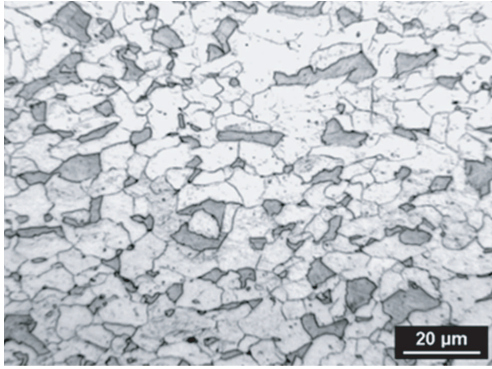


Figure A.1: Micro du grade A.

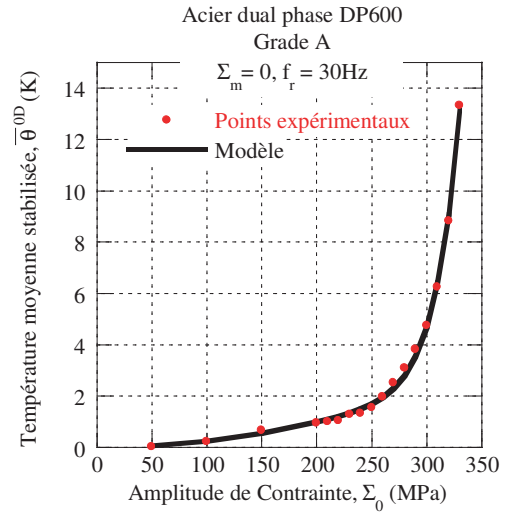


Figure A.2: Courbe d'auto-échauffement du grade A.

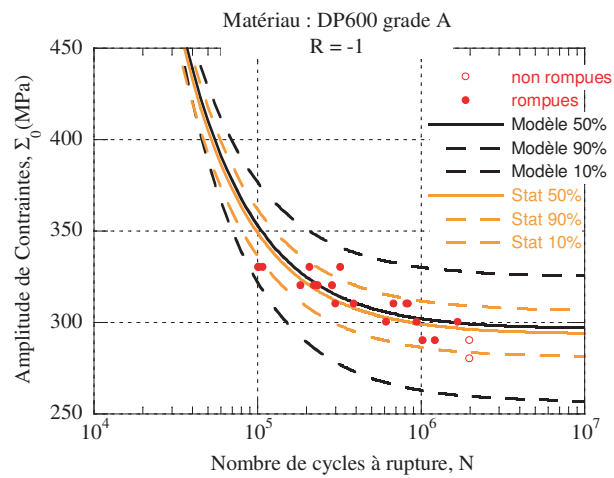


Figure A.3: Courbe SN du grade A.



### Influence d'une pré-déformation plastique

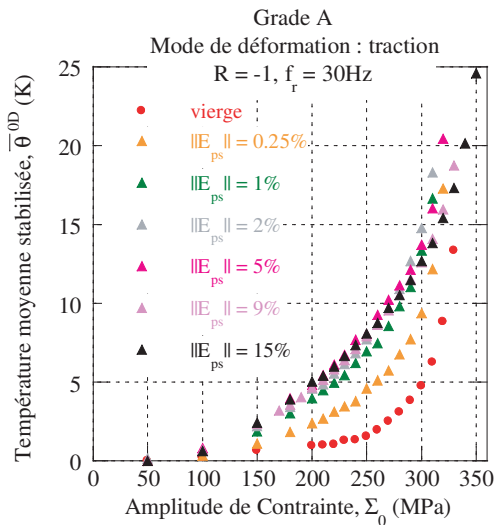


Figure A.4: Courbes d'auto-échauffement du grade A pré-déformé en traction uniaxiale.

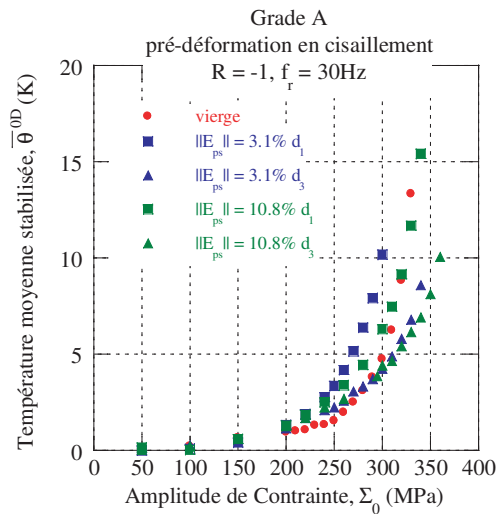


Figure A.5: Courbes d'auto-échauffement du grade A pré-déformé en cisaillement.

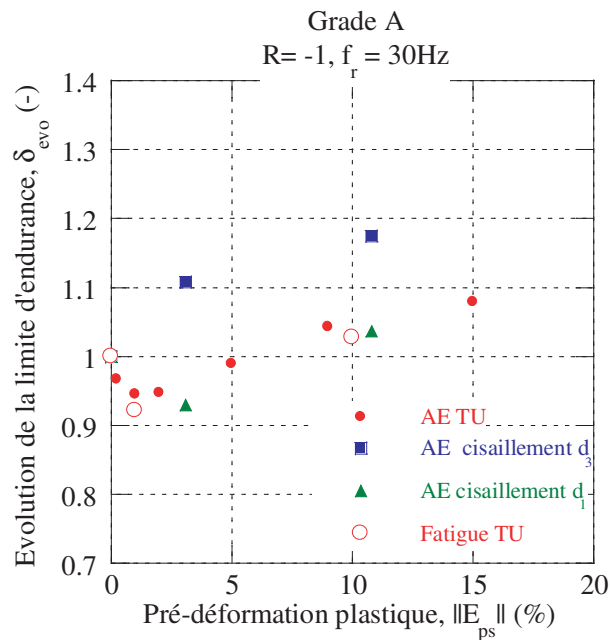


Figure A.6: Évolution des propriétés en fatigue suivant le niveau de pré-déformation plastique et le mode de déformation pour le grade A.

## A.2 Grade B

Le grade B est un HSLA 420 d'une épaisseur de 2.5 mm

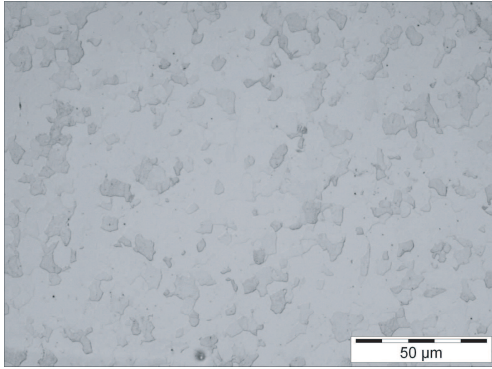


Figure A.7: Micro du grade B.

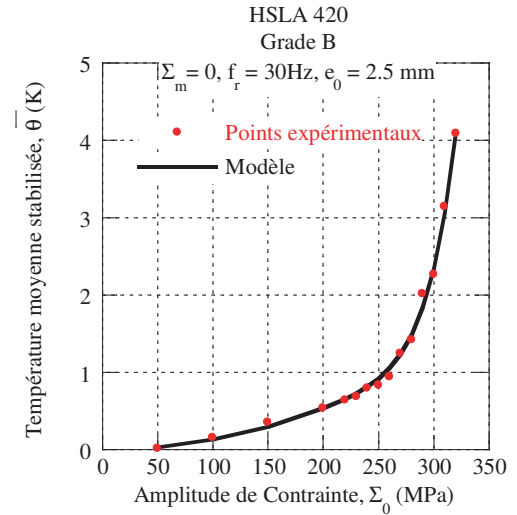


Figure A.8: Courbe d'auto-échauffement du grade B.

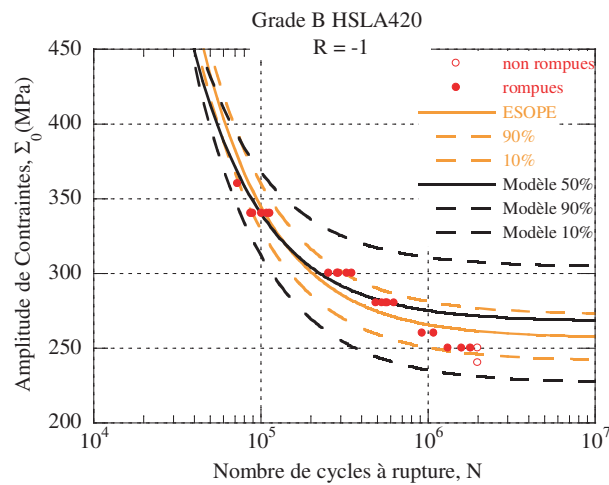


Figure A.9: Courbe SN du grade B.

### Influence d'une pré-déformation plastique

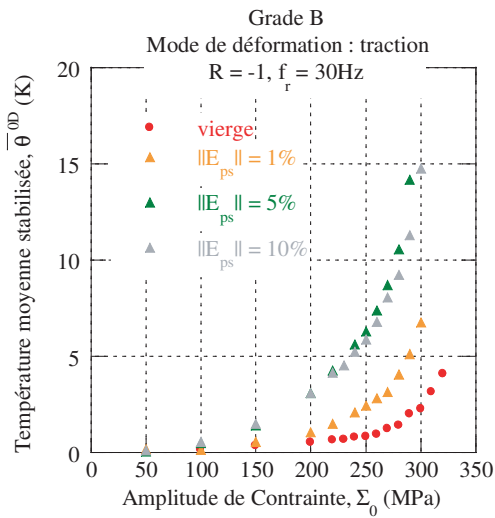


Figure A.10: Courbes d'auto-échauffement du grade B pré-déformé en traction uniaxiale.

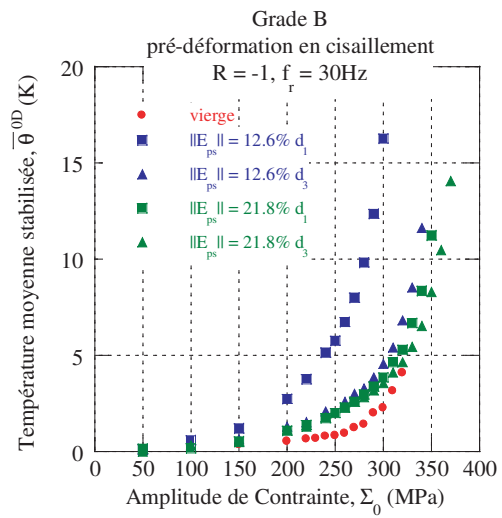


Figure A.11: Courbes d'auto-échauffement du grade B pré-déformé en cisaillement.

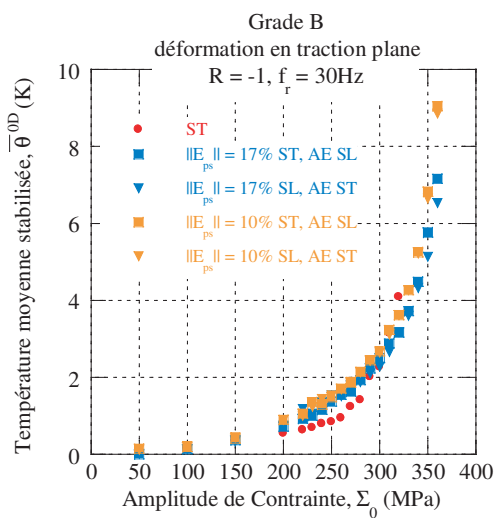


Figure A.12: Courbes d'auto-échauffement du grade B pré-déformé en traction plane.

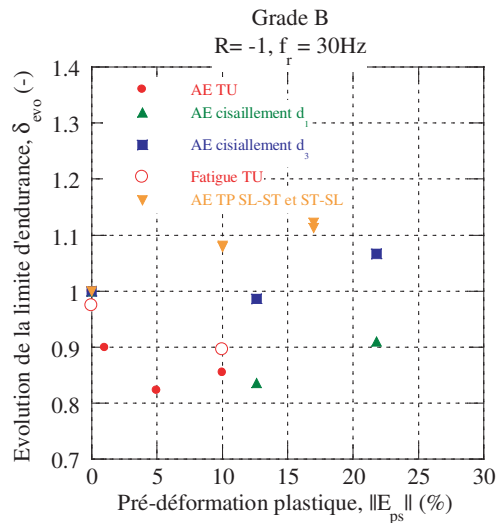


Figure A.13: Evolution des propriétés en fatigue avec le niveau de pré-déformation plastique suivant le mode de pré-déformation.

## A.3 Grade C

Le grade C est un acier dual phase DP600 d'une épaisseur de 2.55 mm

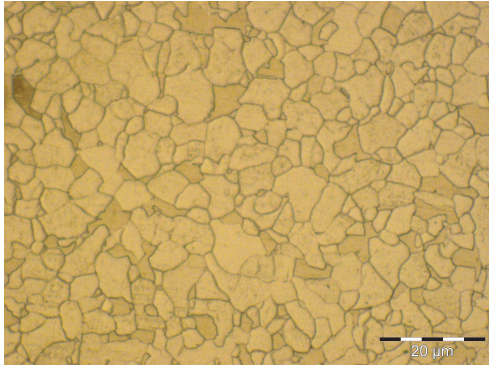


Figure A.14: Micro du grade C.

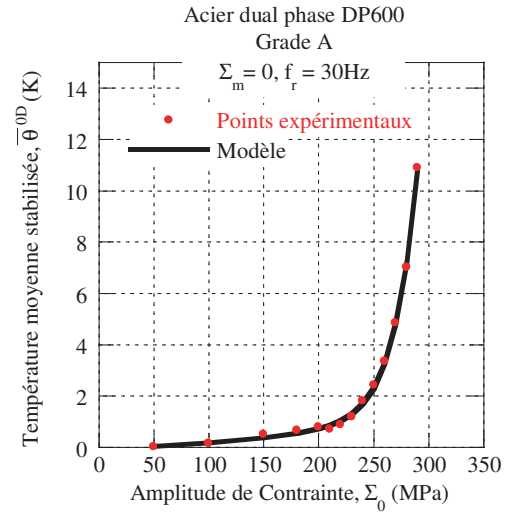


Figure A.15: Courbe d'auto-échauffement du grade C.

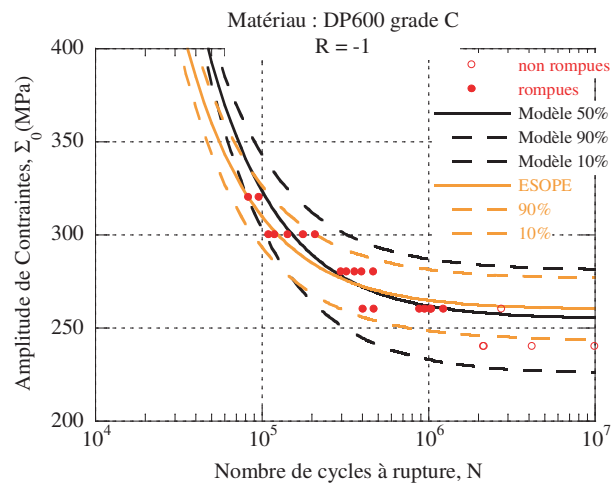


Figure A.16: Courbe SN du grade C.

### Influence d'une pré-déformation plastique

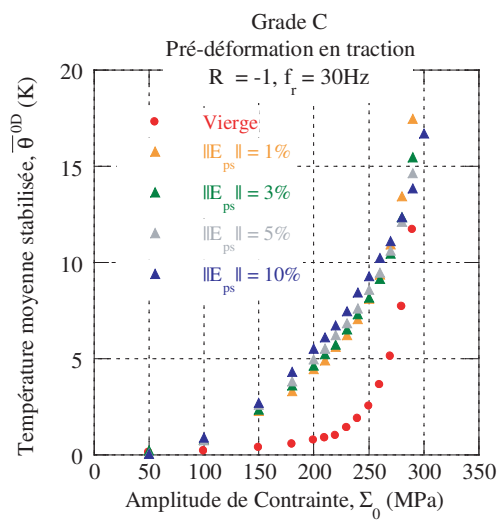


Figure A.17: Courbes d'auto-échauffement du grade C pré-déformé en traction uniaxiale.

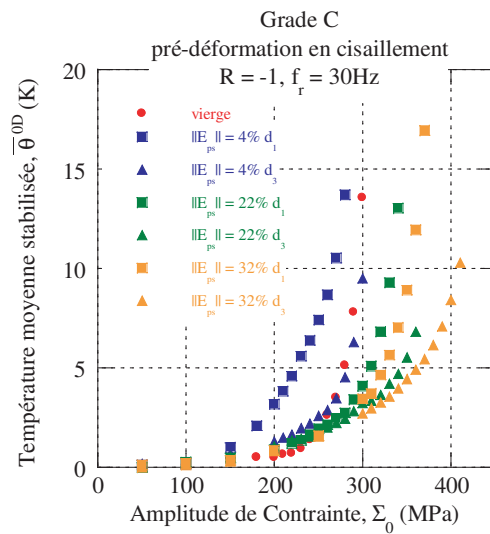


Figure A.18: Courbes d'auto-échauffement du grade C pré-déformé en cisaillement.

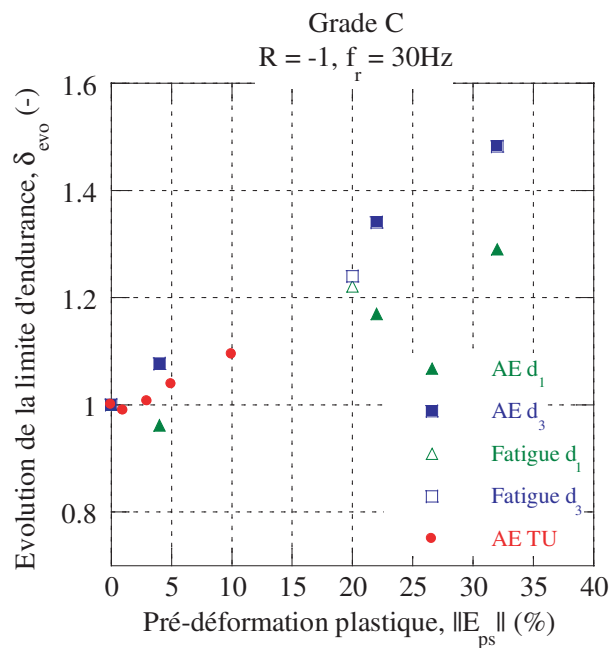


Figure A.19: Évolution des propriétés en fatigue suivant le niveau de pré-déformation plastique et le mode de déformation pour le grade C.

## A.4 Grade D

Le grade D est un acier ferrite bainite FB450 d'une épaisseur de 3 mm

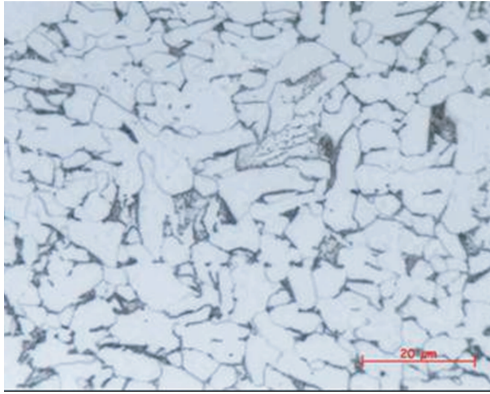


Figure A.20: Micro du grade D.

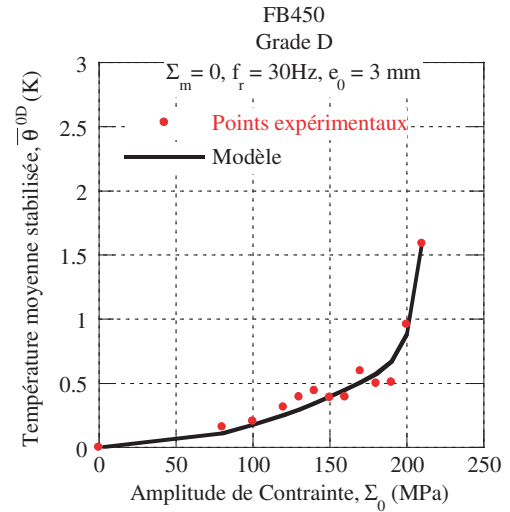


Figure A.21: Courbe d'auto-échauffement du grade D.

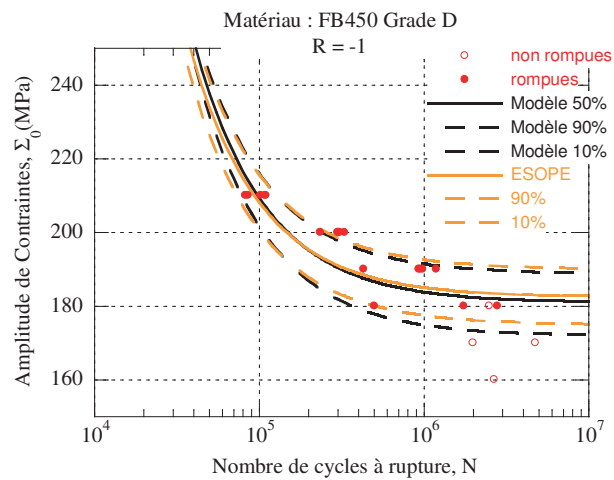


Figure A.22: Courbe SN du grade D.

### Influence d'une pré-déformation plastique

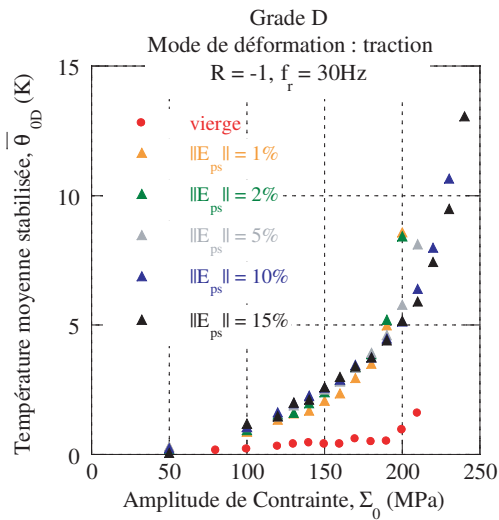


Figure A.23: Courbes d'auto-échauffement du grade D pré-déformé en traction uniaxiale.

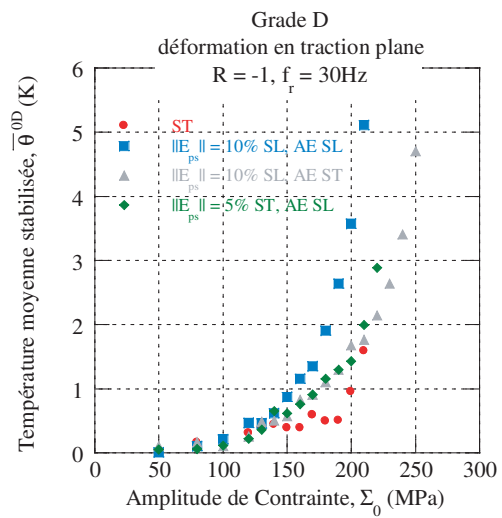


Figure A.24: Courbes d'auto-échauffement du grade D pré-déformé en traction plane.

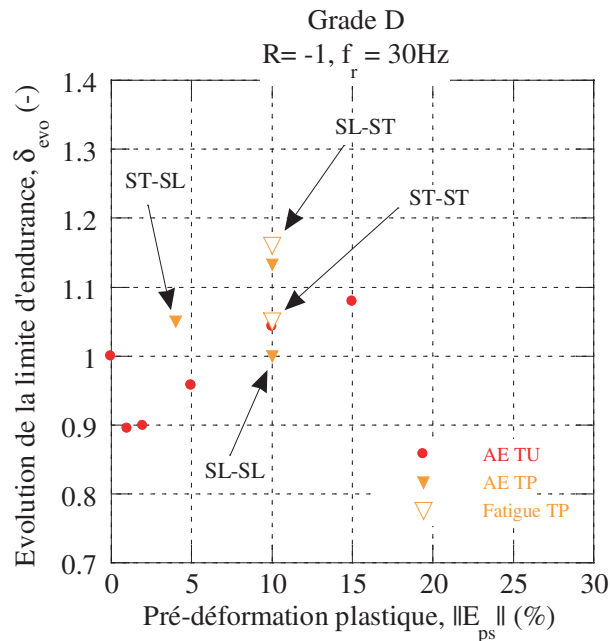


Figure A.25: Évolution des propriétés en fatigue suivant le niveau de pré-déformation plastique et le mode de déformation pour le grade D.

Pour les fiches matériaux qui suivent, les valeurs de contraintes ne sont pas données pour des raisons de confidentialité. Nous représentons les courbes d'auto-échauffement modèle afin de mettre en évidence les différents comportements à l'auto-échauffement, et le comparatif entre les courbes S-N pour démontrer la pertinence de l'approche pour l'ensemble des grades testés.



## A.5 Grade E

Le grade E est un acier dual phase DP450 d'une épaisseur de 1.5 mm

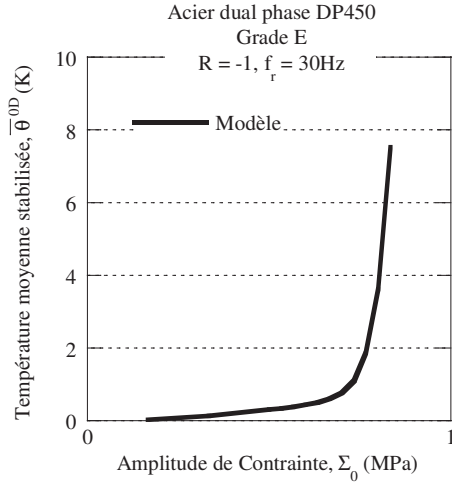


Figure A.26: Courbe d'auto-échauffement du grade E.

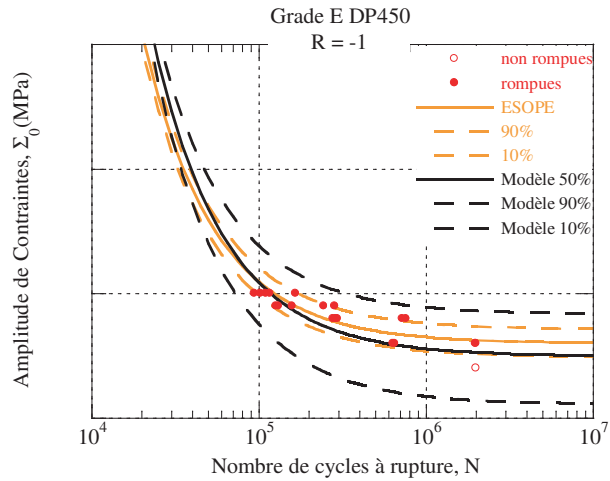


Figure A.27: Courbe S-N du grade E.

## A.6 Grade F

Le grade F est un acier dual phase DP600 d'une épaisseur de 1 mm

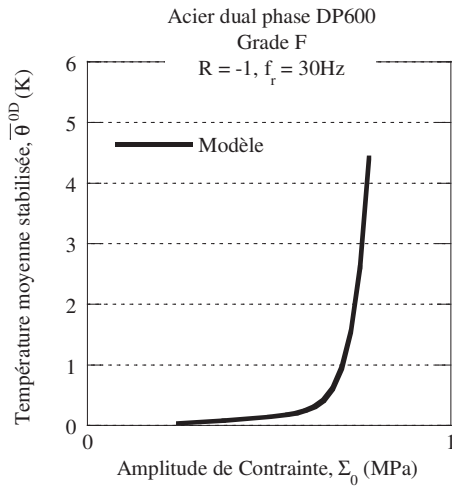


Figure A.28: Courbe d'auto-échauffement du grade F.

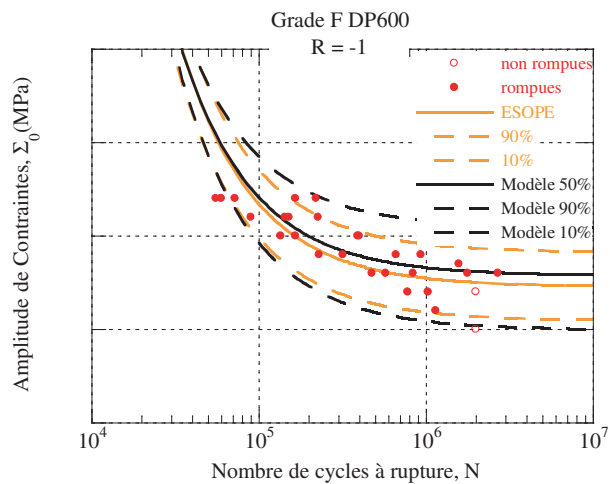


Figure A.29: Courbe S-N du grade F.

## A.7 Grade G

Le grade G est un acier dual phase DP780 d'une épaisseur de 3.6 mm

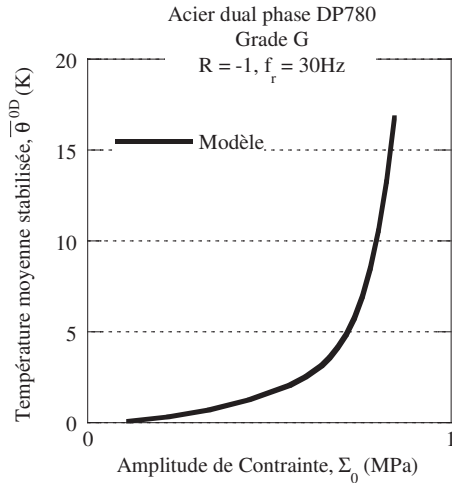


Figure A.30: Courbe d'auto-échauffement du grade G.

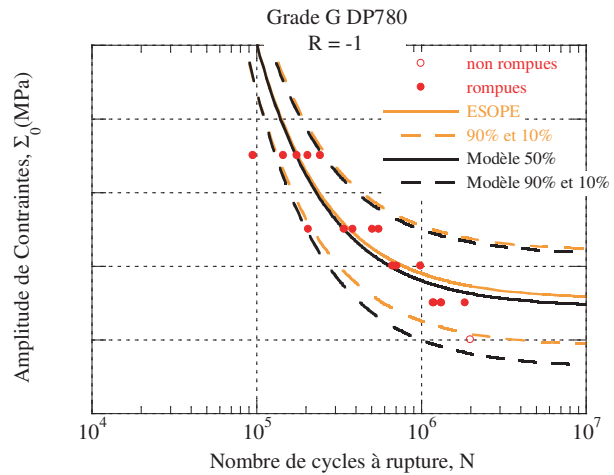


Figure A.31: Courbe S-N du grade G.

## A.8 Grade H

Le grade H est un acier dual phase DP980 d'une épaisseur de 1.5 mm

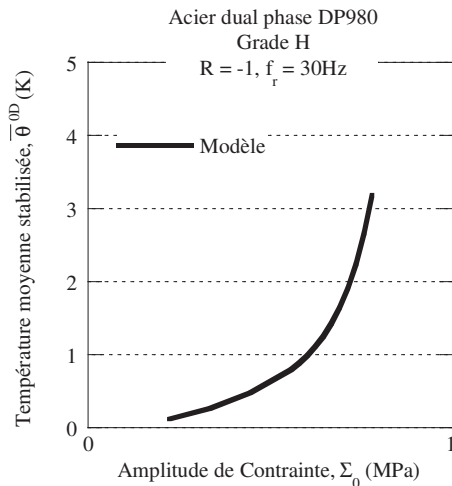


Figure A.32: Courbe d'auto-échauffement du grade H.

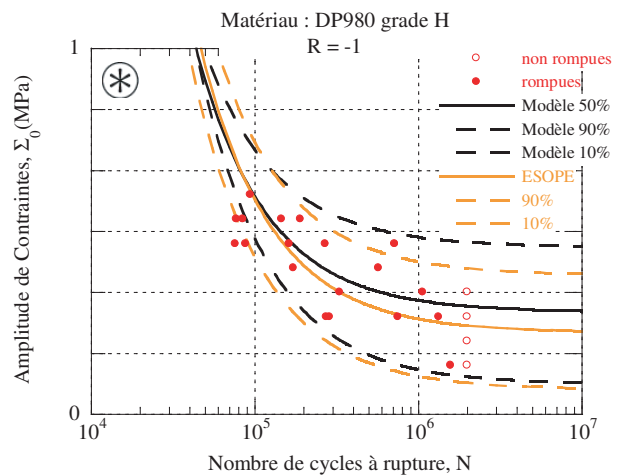


Figure A.33: Courbe S-N du grade H.

## A.9 Grade I

Le grade I est un acier dual phase DP980 d'une épaisseur de 1.6 mm

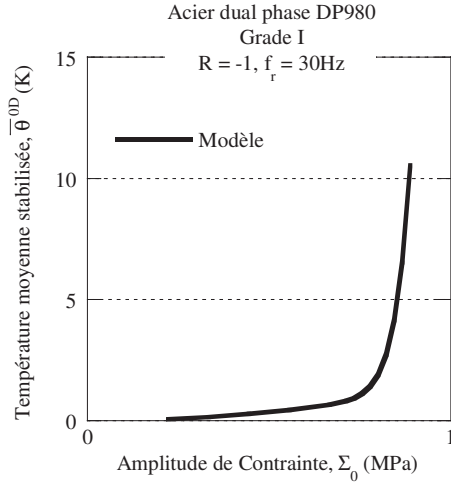


Figure A.34: Courbe d'auto-échauffement du grade I.

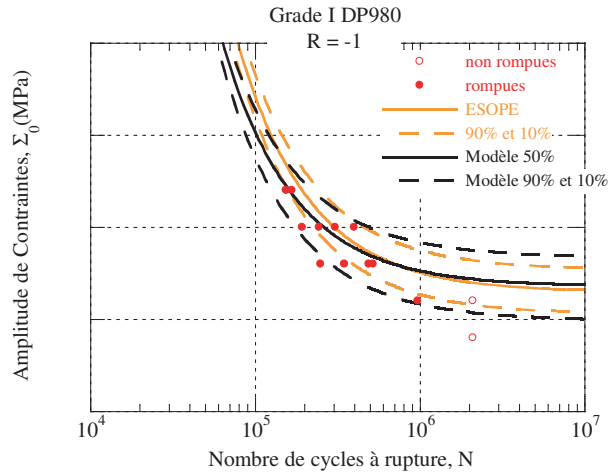


Figure A.35: Courbe S-N du grade I.

## A.10 Grade J

Le grade J est un acier ferrite-bainite FB600 d'une épaisseur de 2 mm.

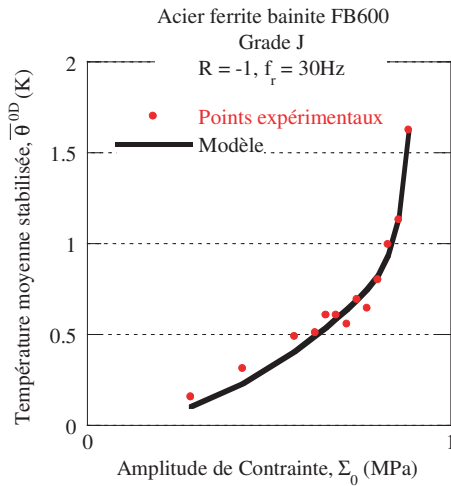


Figure A.36: Courbe d'auto-échauffement du grade J.

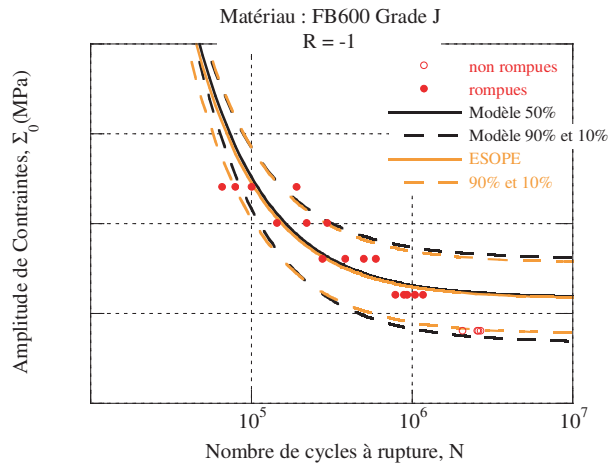


Figure A.37: Courbe S-N du grade J.

## A.11 Grade K

Le grade K est un acier TRIP800 d'une épaisseur de 2 mm.

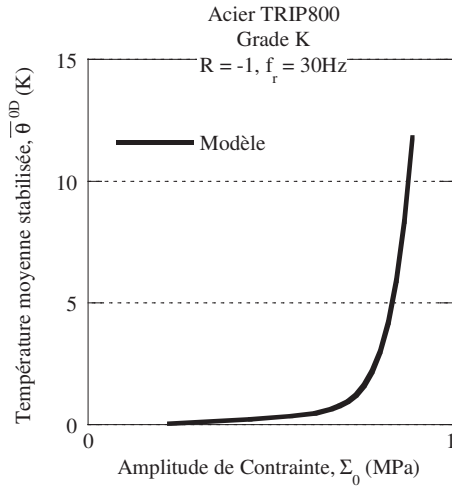


Figure A.38: Courbe d'auto-échauffement du grade K.

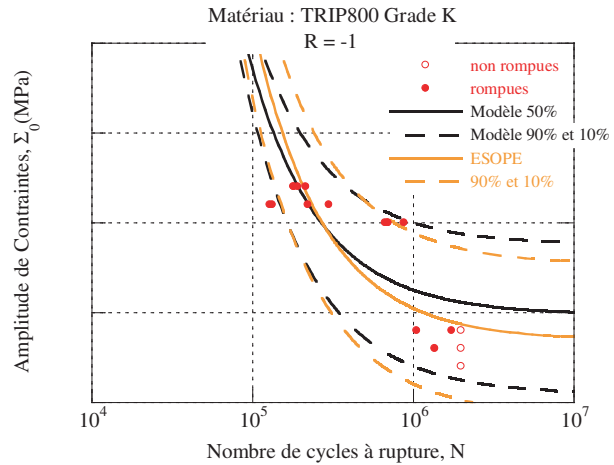


Figure A.39: Courbe S-N du grade K.

## A.12 Grade L

Le grade L est un acier multiphasé M800 d'une épaisseur de 1.8 mm.

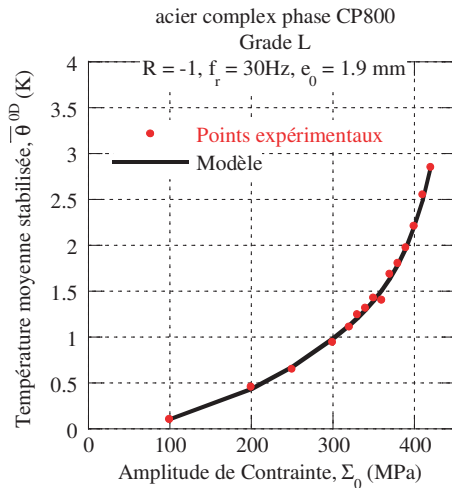


Figure A.40: Courbe d'auto-échauffement du grade L.

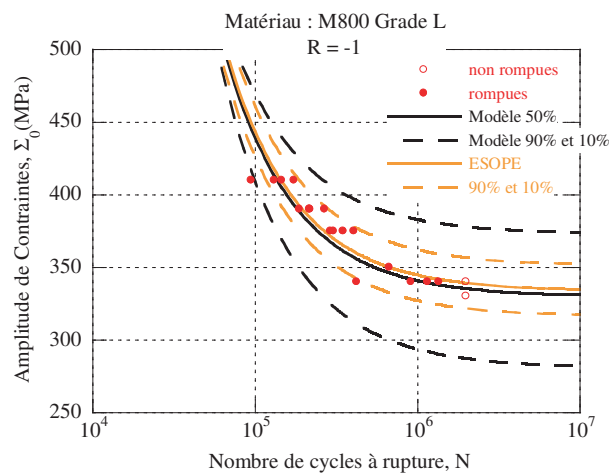


Figure A.41: Courbe S-N du grade L.

## A.13 Grade M

Le grade M est un acier multiphasé avec une haute limite d'élasticité conventionnelle d'une épaisseur de 3.2 mm. Pour ce grade, les essais de fatigue n'ont pas été réalisés à ce jour.

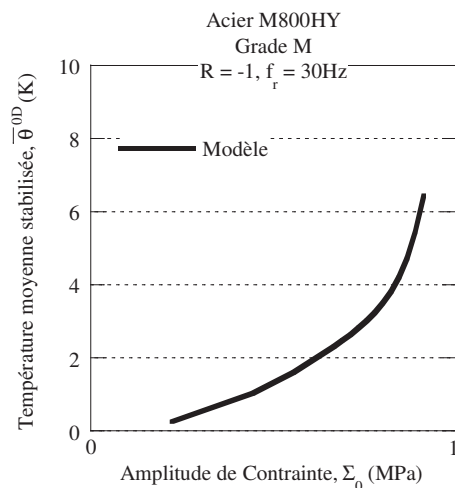


Figure A.42: Courbe d'auto-échauffement du grade M.

## A.14 Grade N

Le grade N est un acier micro-allié d'une épaisseur de 2 mm.

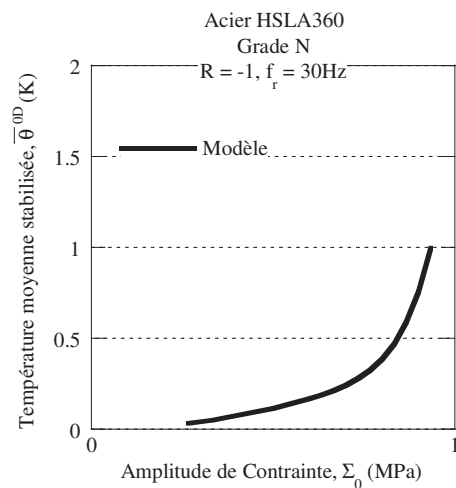


Figure A.43: Courbe d'auto-échauffement du grade N.

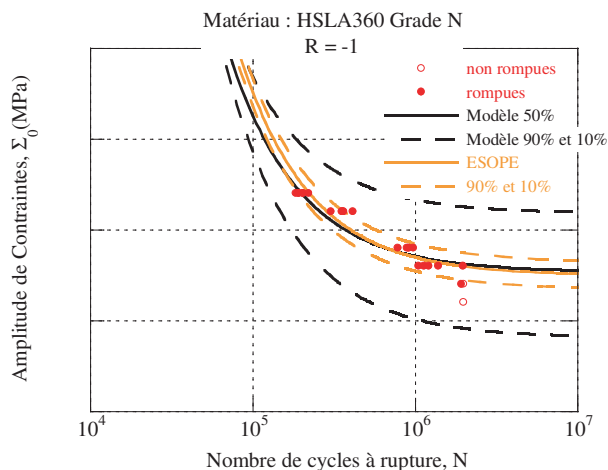


Figure A.44: Courbe S-N du grade N.

## A.15 Grade O

Le grade O est un acier dual phase DP780 d'une épaisseur de 1.5 mm

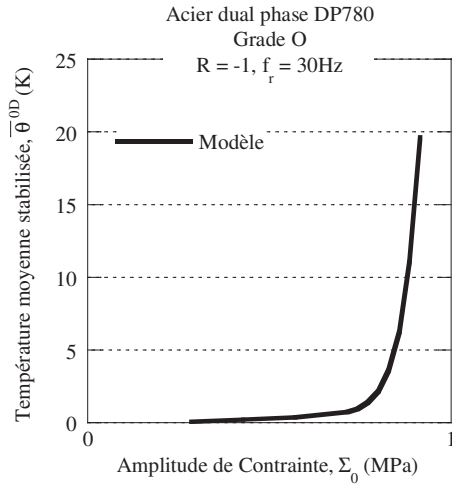


Figure A.45: Courbe d'auto-échauffement du grade O.

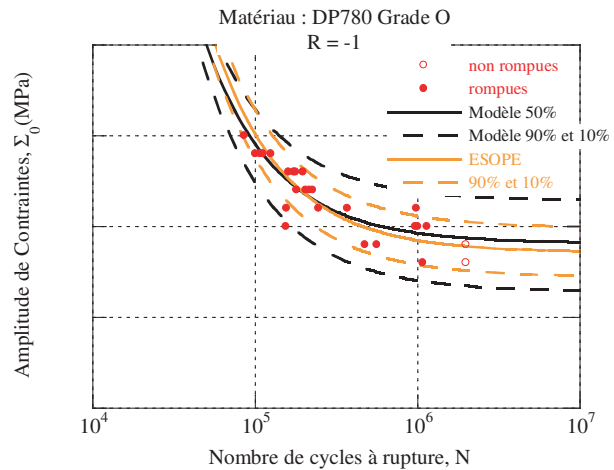


Figure A.46: Courbe S-N du grade O.

## A.16 Grade P

Le grade Q est un acier dual phase DP980 d'une épaisseur de 1.6 mm.

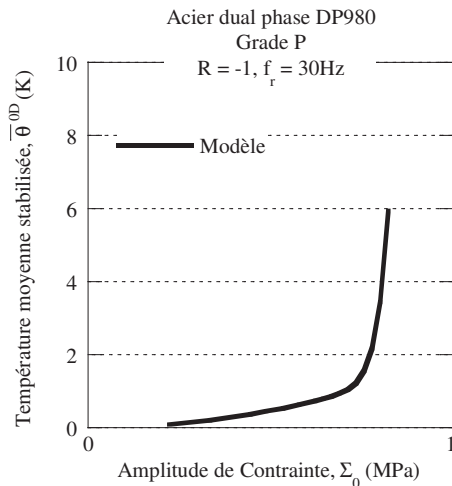


Figure A.47: Courbe d'auto-échauffement du grade P.

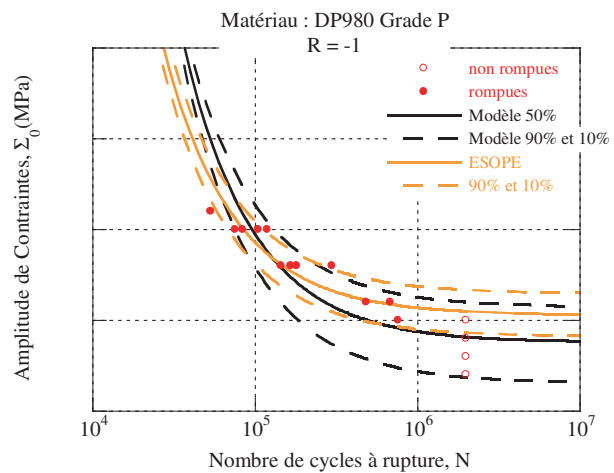


Figure A.48: Courbe S-N du grade P.

## A.17 Grade Q

Le grade Q est un acier dual phase DP980 d'une épaisseur de 1.5 mm.

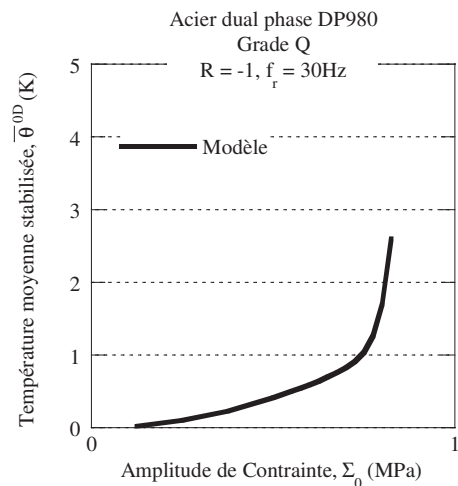


Figure A.49: Courbe d'auto-échauffement du grade Q.

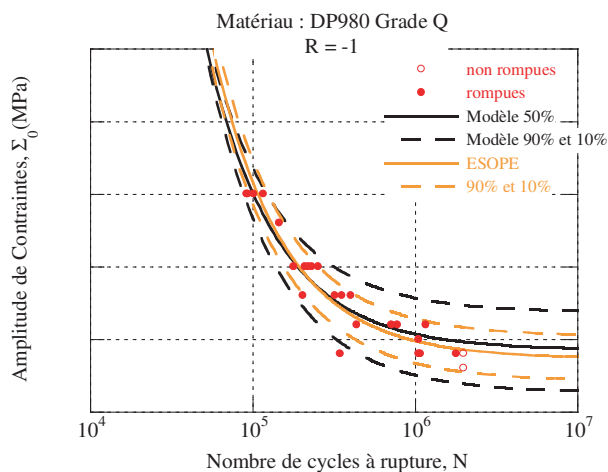


Figure A.50: Courbe S-N du grade Q.

## A.18 Grade R

Le grade R est un acier super-emboutissable d'une épaisseur de 2 mm. Les essais de fatigue n'ont pas été réalisés à ce jour.

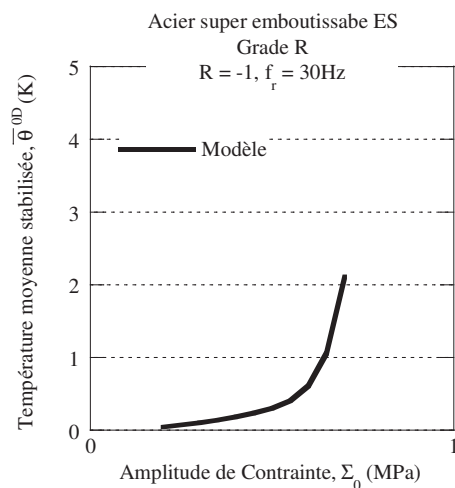


Figure A.51: Courbe d'auto-échauffement du grade R.

## Images par microscopie optique obtenues pour les divers niveaux de chargement.

Cette annexe reprend les différents résultats obtenus par microscopie optique, qui montrent l'évolution du nombre de BGPs suivant le nombre de cycles pour plusieurs amplitudes de chargement cyclique pour le grade B vierge, et ensuite pour le grade B pré-déformé en traction uniaxiale.

### B.1 Grade B vierge

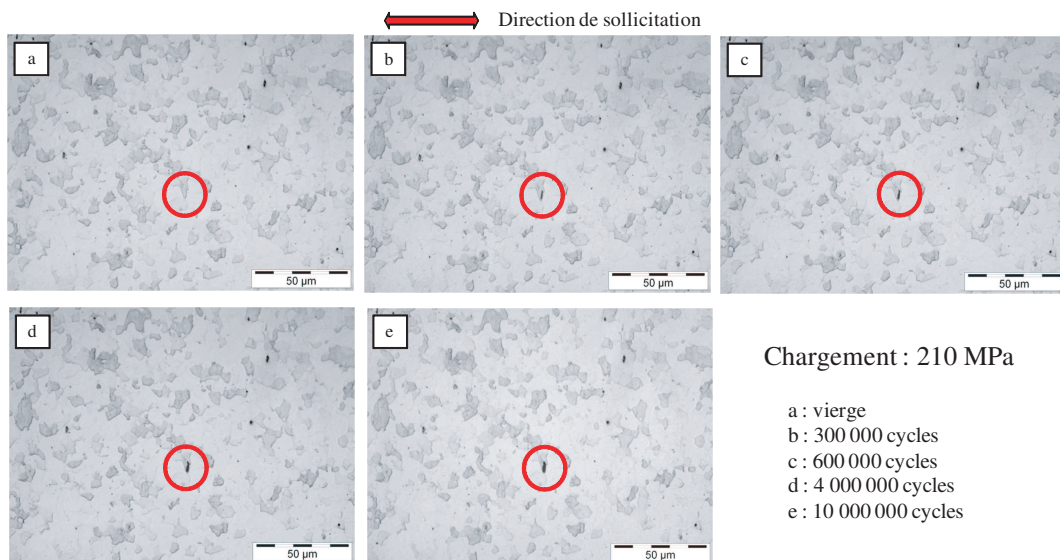


Figure B.1: Apparition progressive de BGPs en surface de l'éprouvette sollicitée à 210 MPa pour le grade B vierge.



Annexe B. Images par microscopie optique obtenues pour les divers niveaux de chargement.

---

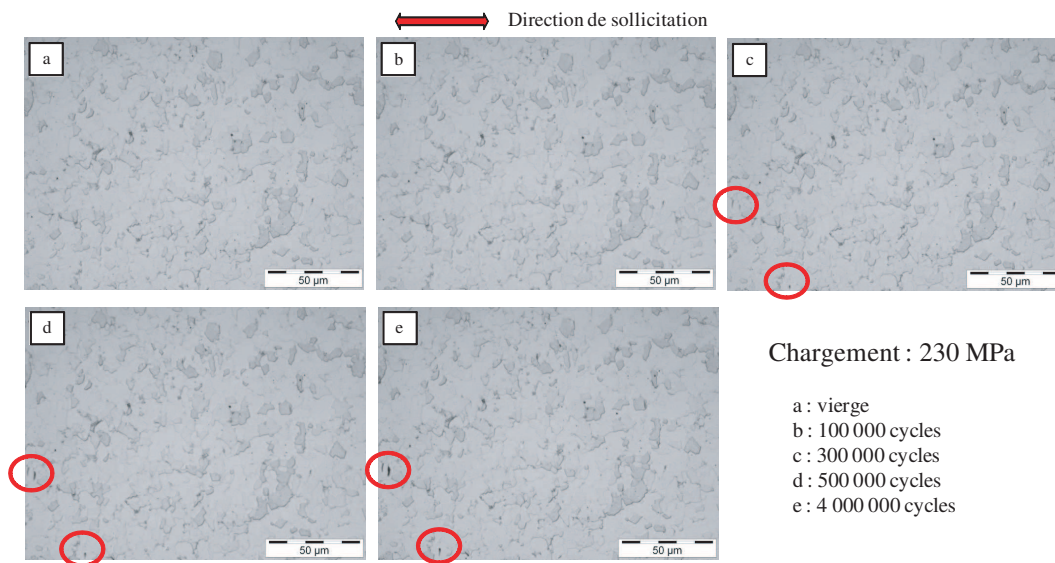


Figure B.2: Apparition progressive de BGPs en surface de l'éprouvette sollicitée à 230 MPa pour le grade B vierge.

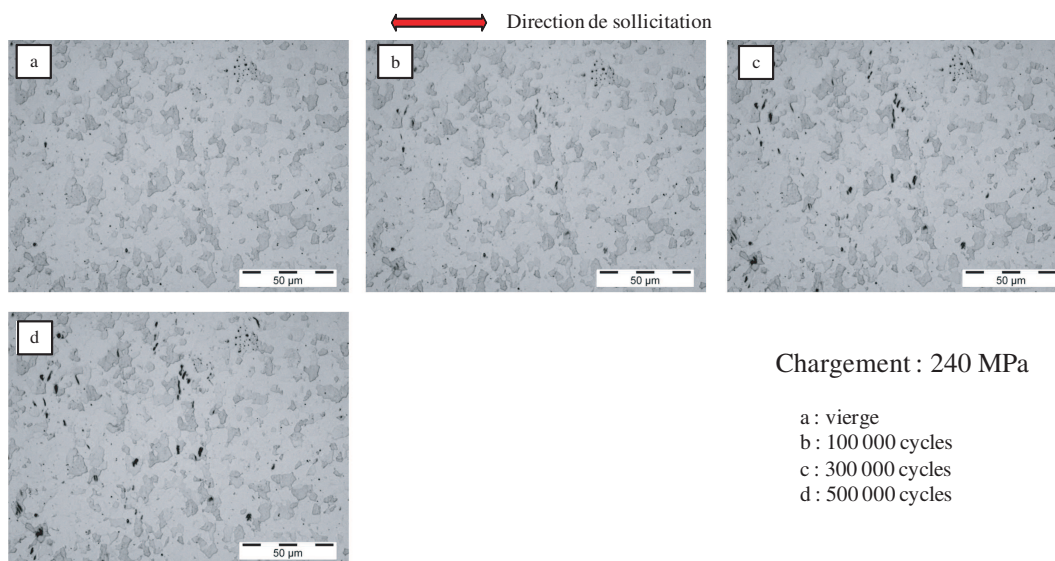


Figure B.3: Apparition progressive de BGPs en surface de l'éprouvette sollicitée à 240 MPa pour le grade B vierge.

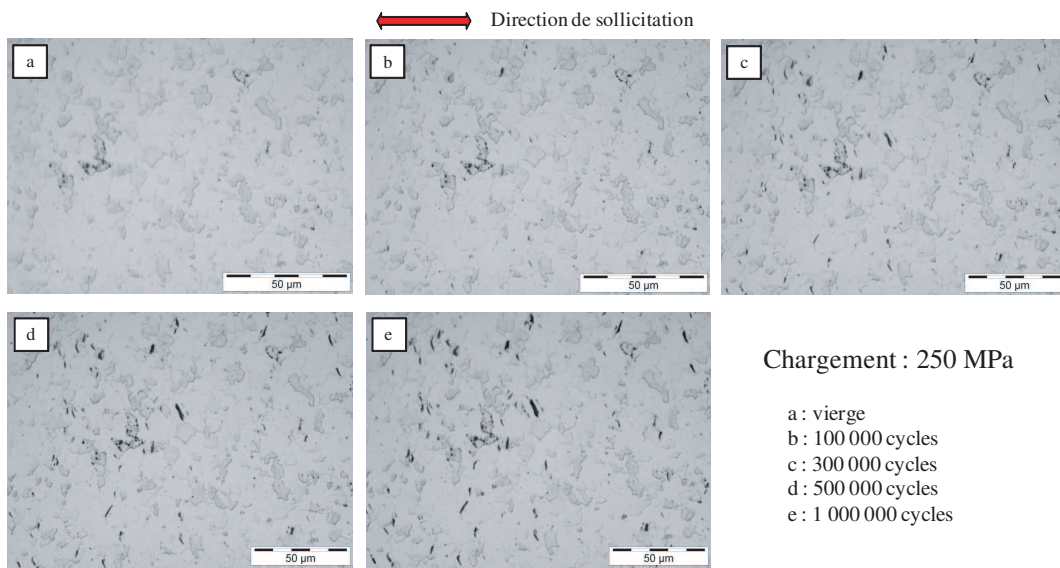


Figure B.4: Apparition progressive de BGPs en surface de l'éprouvette sollicitée à 250 MPa pour le grade B vierge.

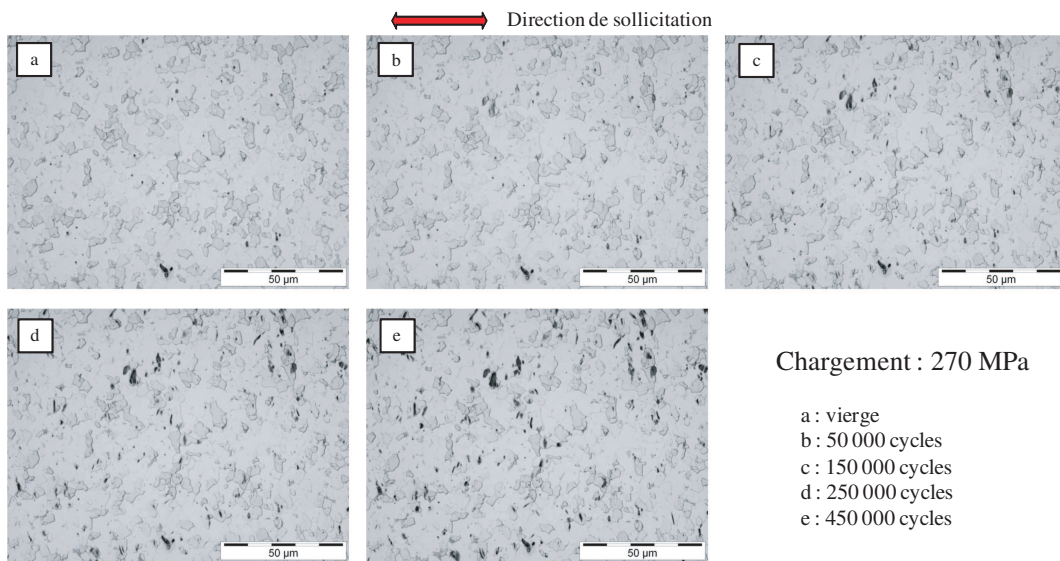


Figure B.5: Apparition progressive de BGPs en surface de l'éprouvette sollicitée à 270 MPa pour le grade B vierge.

Annexe B. Images par microscopie optique obtenues pour les divers niveaux de chargement.

---

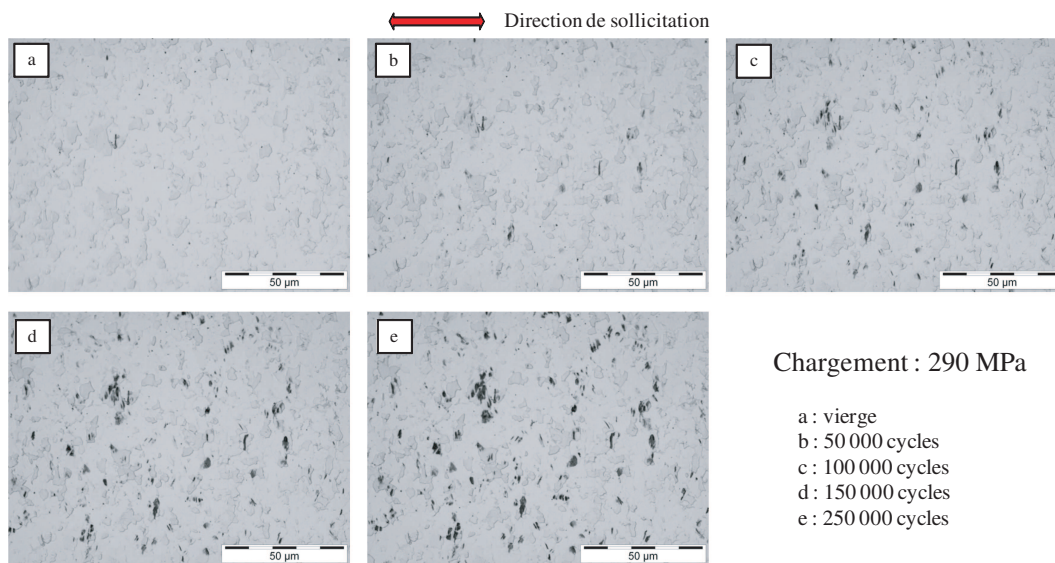


Figure B.6: Apparition progressive de BGPs en surface de l'éprouvette sollicitée à 290 MPa pour le grade B vierge.

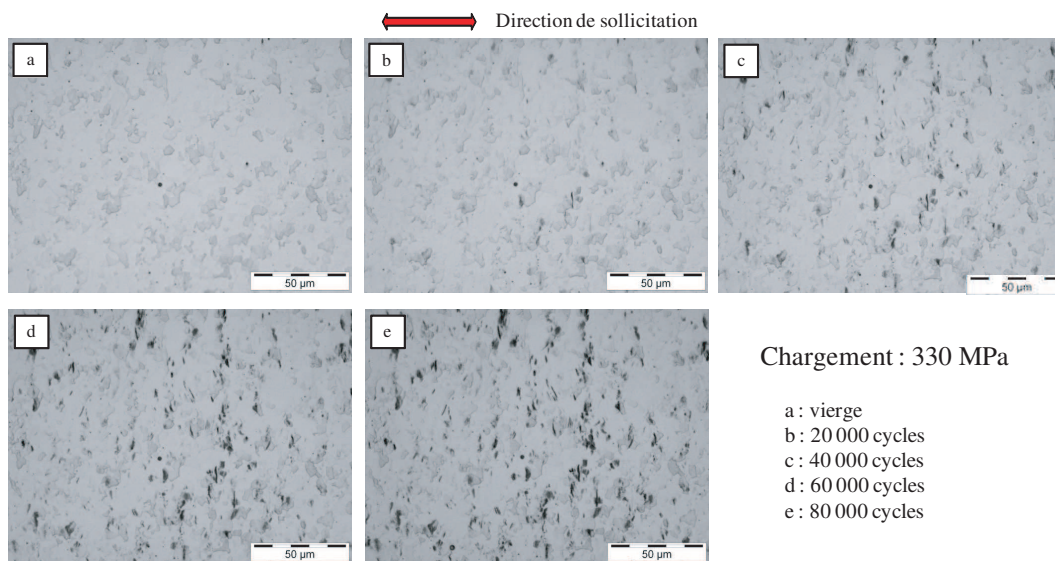


Figure B.7: Apparition progressive de BGPs en surface de l'éprouvette sollicitée à 330 MPa pour le grade B vierge.

Comptage du nombre de BGPs en fonction de l'amplitude du chargement pour le grade B vierge :

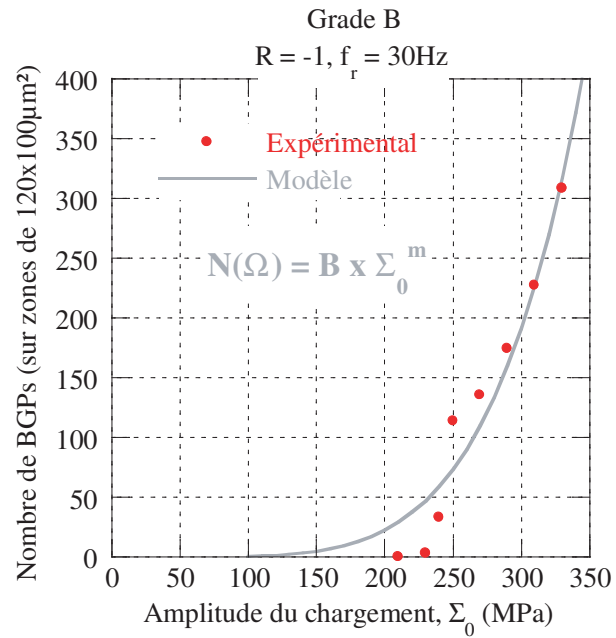


Figure B.8: Comparatif entre le nombre de BGPs obtenues par zone d'étude expérimentalement en fonction de l'amplitude du chargement et loi puissance proposée dans le modèle.

## B.2 Grade B pré-déformé à 10% en traction uniaxiale

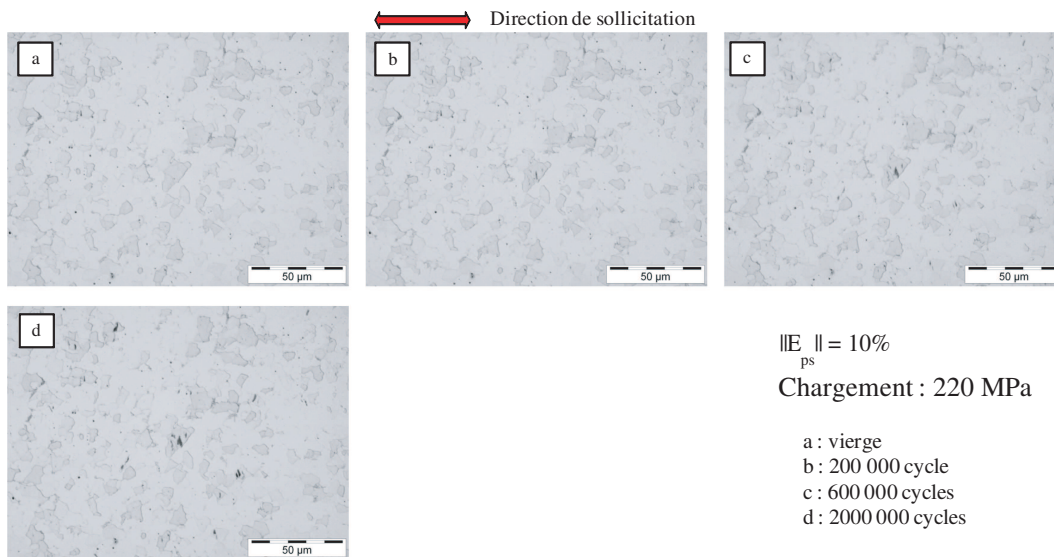


Figure B.9: Apparition progressive de BGPs en surface de l'éprouvette sollicitée à 220 MPa pour le grade B pré-déformé en traction à 10%.

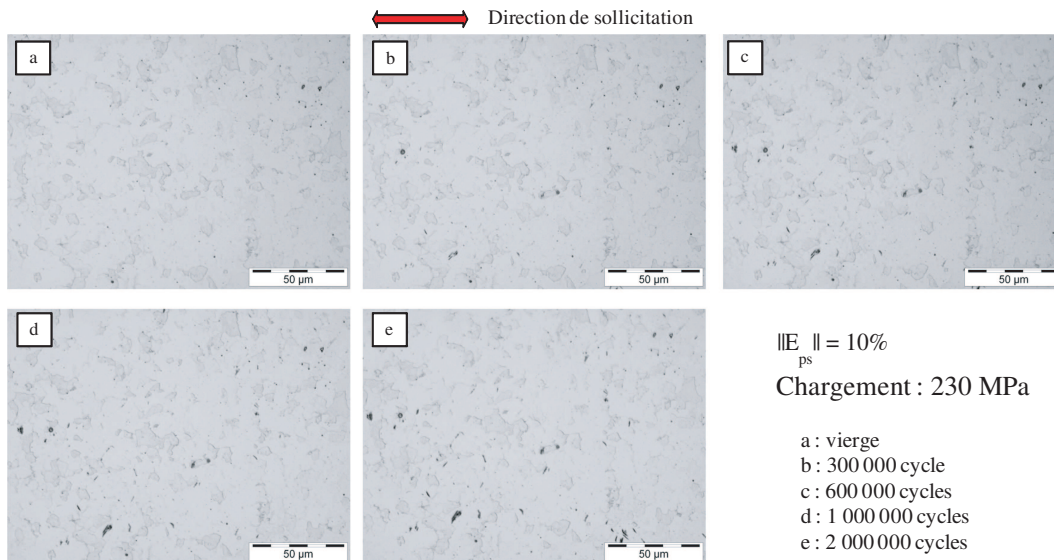


Figure B.10: Apparition progressive de BGPs en surface de l'éprouvette sollicitée à 230 MPa pour le grade B pré-déformé en traction à 10%.

## B.2. Grade B pré-déformé à 10% en traction uniaxiale

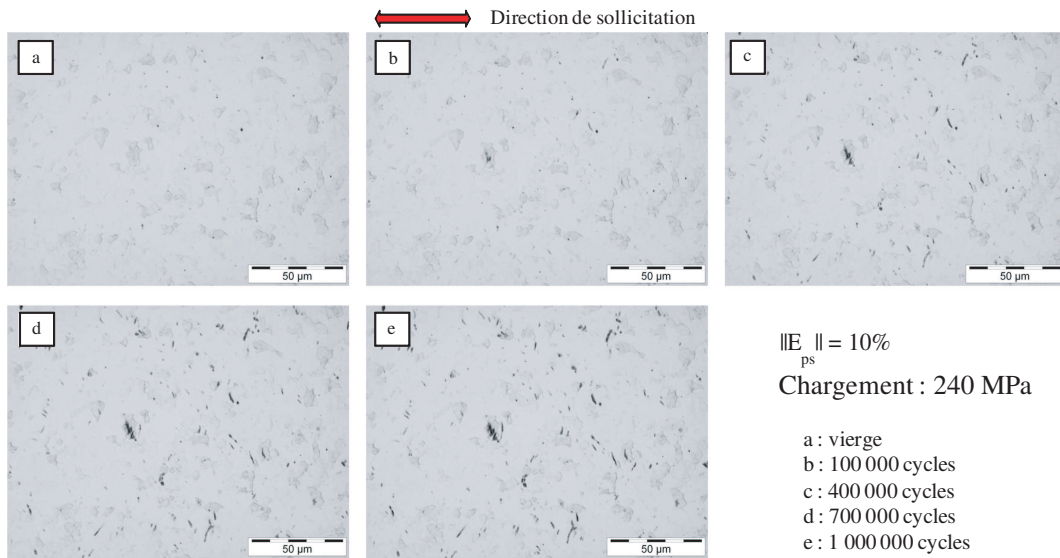


Figure B.11: Apparition progressive de BGPs en surface de l'éprouvette sollicitée à 240 MPa pour le grade B pré-déformé en traction à 10%.

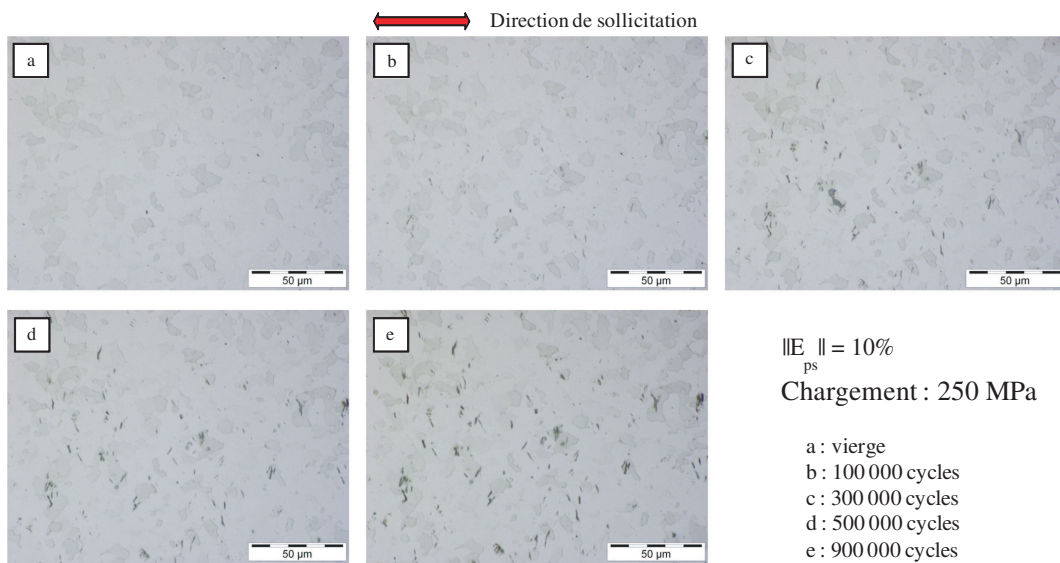


Figure B.12: Apparition progressive de BGPs en surface de l'éprouvette sollicitée à 250 MPa pour le grade B pré-déformé en traction à 10%.

Annexe B. Images par microscopie optique obtenues pour les divers niveaux de chargement.

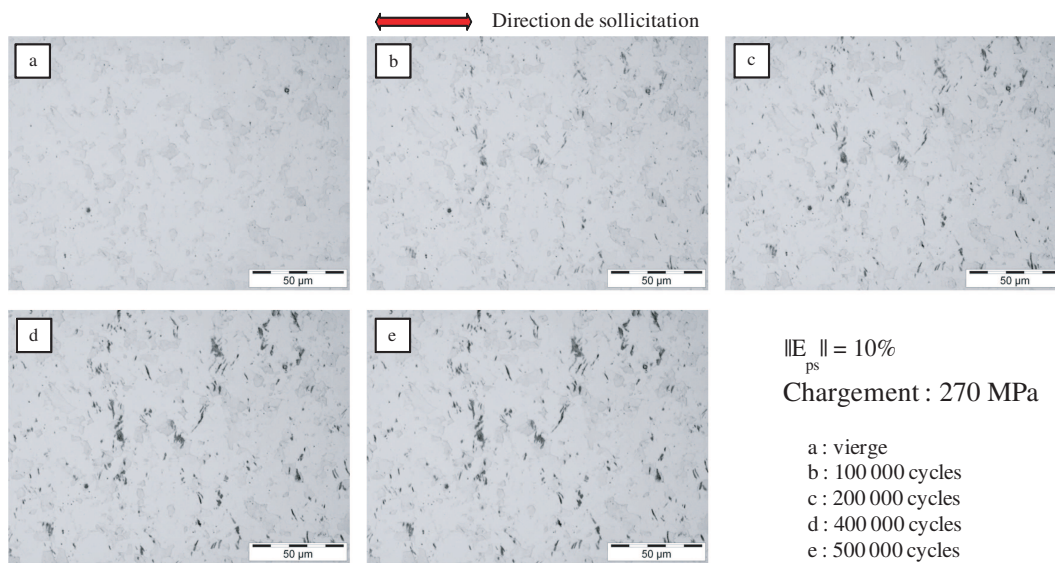


Figure B.13: Apparition progressive de BGPs en surface de l'éprouvette sollicitée à 270 MPa pour le grade B pré-déformé en traction à 10%.

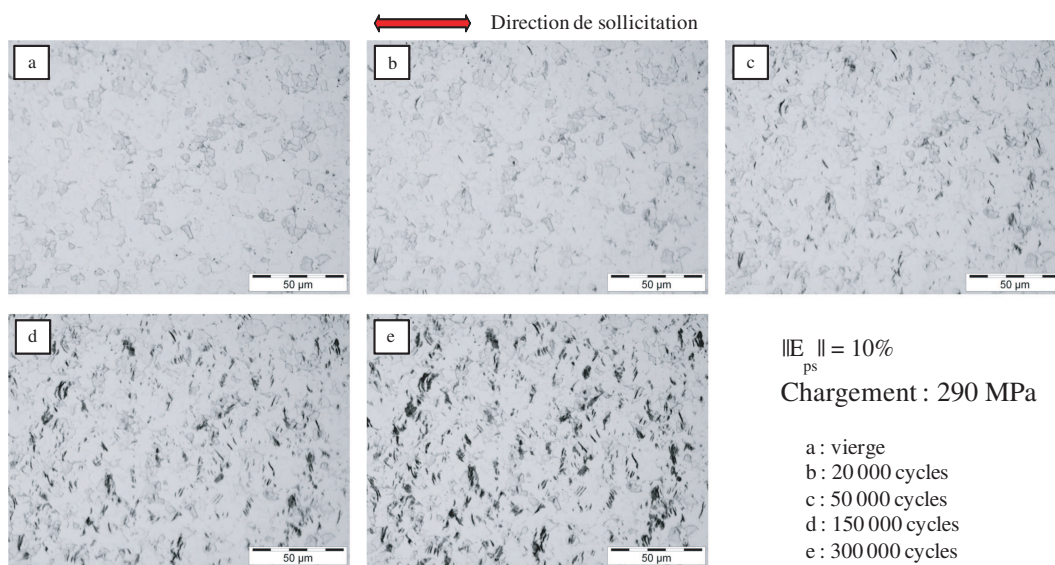


Figure B.14: Apparition progressive de BGPs en surface de l'éprouvette sollicitée à 290 MPa pour le grade B pré-déformé en traction à 10%.

Comparatif du nombre de BGPs obtenues par zone entre le grade B vierge et le grade B pré-déformé à 10% en traction uniaxiale :

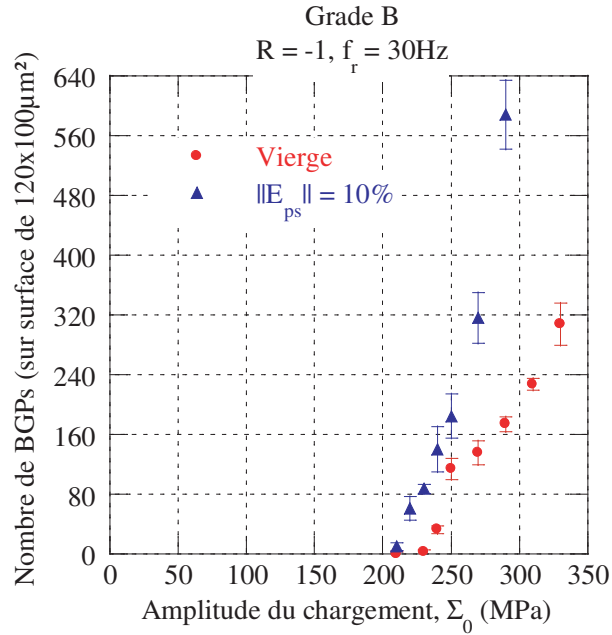


Figure B.15: Comparatif entre le nombre de BGPs obtenues par zone d'étude expérimentalement en fonction de l'amplitude du chargement et loi puissance proposée dans le modèle.





## Calcul du multiplicateur plastique de la matrice et de l'inclusion

Dans le second chapitre de ce manuscrit, le modèle probabiliste à deux échelles avec deux mécanismes d'érouissage est mis en place. Dans le calcul, nous sommes amenés, que ce soit dans le cas de la matrice seule ou de l'inclusion noyée dans la matrice, à déterminer l'expression du multiplicateur plastique. Afin de ne pas alourdir les pages de calcul dans le manuscrit, le lecteur peut trouver dans cette annexe tous les détails inhérents à ce calcul.

### C.1 Matrice seule

Dans le cas de la matrice seule, la surface de charge s'écrit :

$$f(\boldsymbol{\Sigma}, \mathbf{X}_1) = J_2(\boldsymbol{\Sigma} - \mathbf{X}_1) - \Sigma_y^\mu \leq 0 \quad (\text{C.1})$$

avec  $\boldsymbol{\Sigma}$  le tenseur des contraintes de la matrice,  $\mathbf{X}_1$  la force thermodynamique associée à l'érouissage primaire de la matrice,  $\Sigma_y^\mu$  la limite d'élasticité de la matrice, bien inférieure à la limite d'élasticité conventionnelle du matériau. Pour rappel, les lois d'évolution sont données par

$$\dot{\mathbf{E}}^p = \dot{\lambda} \frac{\partial F}{\partial \boldsymbol{\Sigma}} = \dot{\lambda} \frac{\partial f}{\partial \boldsymbol{\Sigma}} \quad (\text{C.2})$$

$$\dot{\boldsymbol{\alpha}}_1 = -\dot{\lambda} \frac{\partial F}{\partial \mathbf{X}_1}. \quad (\text{C.3})$$

avec  $F$  le pseudo-potential de dissipation qui est défini par

$$F(\boldsymbol{\Sigma}, \mathbf{X}_1) = J_2(\boldsymbol{\Sigma} - \mathbf{X}_1) - \Sigma_y^\mu + \frac{3}{4} \frac{\gamma_1}{C_1} (\mathbf{X}_1 : \mathbf{X}_1)^n, \quad (\text{C.4})$$

avec  $C_1$  et  $\gamma_1$  deux coefficients définissant l'érouissage cinématique et  $n$  un réel.

En utilisant la condition de cohérence, nous avons

$$\dot{f} = \frac{\partial f}{\partial \Sigma} : \dot{\Sigma} + \frac{\partial f}{\partial \mathbf{X}_1} : \dot{\mathbf{X}}_1 = 0. \quad (\text{C.5})$$

En utilisant la loi d'évolution de l'érouissage cinématique non linéaire, cette équation peut être réécrite de la façon suivante

$$\frac{\partial f}{\partial \Sigma} : \left[ \dot{\Sigma} - C_1 \dot{\mathbf{E}}^p + \gamma_1 n (\mathbf{X}_1 : \mathbf{X}_1)^{n-1} \dot{\lambda} \mathbf{X}_1 \right] = 0. \quad (\text{C.6})$$

Finalement, avec la règle de normalité, le multiplicateur plastique est donné par

$$\dot{\lambda} = \frac{H(f)}{h_1} \frac{\partial f}{\partial \Sigma} : \dot{\Sigma}, \quad (\text{C.7})$$

avec

$$h_1 = C_1 - \gamma_1 n (\mathbf{X}_1 : \mathbf{X}_1)^{n-1} \frac{\partial f}{\partial \Sigma} : \mathbf{X}_1 \quad (\text{C.8})$$

et  $H(f)$  la fonction de Heavyside telle que  $H(f) = 0$  si  $f < 0$  et  $H(f) = 1$  si  $f = 0$ .

Cette partie détaille donc la manière dont le multiplicateur plastique est obtenu dans le cas où la matrice est seule. Nous passons maintenant au cas de l'inclusion noyée dans la matrice.

## C.2 Inclusion noyée dans la matrice au comportement élasto-plastique

Le premier élément à définir est la loi de localisation, qui permet de passer de la contrainte à l'échelle de l'inclusion à la contrainte macroscopique. L'obtention de la loi de localisation est détaillée dans le manuscrit. Elle est donnée par

$$\boldsymbol{\sigma} = \Sigma - 2\mu(1 - \beta)(\boldsymbol{\epsilon}^p - \mathbf{E}^p), \quad (\text{C.9})$$

avec le paramètre  $\beta = \frac{2(4-5\nu)}{15(1-\nu)}$ ,  $\mu$  et  $\nu$  étant respectivement le module de cisaillement et le coefficient de Poisson du matériau, qui se déduit de l'analyse d'Eshelby [Berveiller et Zaoui, 1979, Kröner, 1984],  $\boldsymbol{\sigma}$  et  $\boldsymbol{\epsilon}^p$  respectivement les tenseurs de contrainte et de déformation plastique de l'inclusion. En ne considérant qu'un petit incrément de contrainte, l'évolution de la contrainte dans l'inclusion en fonction des incréments de contrainte dans la matrice et des incréments de déformation plastique est donnée par

$$d\boldsymbol{\sigma} = d\Sigma - 2\mu(1 - \beta)(d\boldsymbol{\epsilon}^p - d\mathbf{E}^p), \quad (\text{C.10})$$

Ensuite, un second écrouissage est introduit dans l'inclusion, et sa surface de charge est ainsi donnée par

$$f_{inc}(\boldsymbol{\sigma}, \mathbf{X}_1^\mu, \mathbf{X}_2^\mu) = J_2(\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}_1^\mu - \mathbf{X}_2^\mu) - \Sigma_y^\mu \leq 0. \quad (\text{C.11})$$

La condition de cohérence est donnée par

$$\frac{\partial f_{inc}}{\partial \boldsymbol{\sigma}} : d\boldsymbol{\sigma} - \frac{\partial f_{inc}}{\partial \mathbf{X}_1^\mu} : d\mathbf{X}_1^\mu - \frac{\partial f_{inc}}{\partial \mathbf{X}_2^\mu} : d\mathbf{X}_2^\mu = 0. \quad (\text{C.12})$$

En utilisant tout d'abord la loi de localisation, le premier terme de cette condition de cohérence devient

$$\frac{\partial f_{inc}}{\partial \boldsymbol{\sigma}} : d\boldsymbol{\sigma} = \frac{\partial f_{inc}}{\partial \boldsymbol{\sigma}} : \left[ d\boldsymbol{\Sigma} - 2\mu(1 - \beta)d\boldsymbol{\epsilon}^p - 2\mu(1 - \beta)d\mathbf{E}^p \right]. \quad (\text{C.13})$$

Il est maintenant nécessaire de calculer chacun des termes de cette équation. Pour plus de clarté, les calculs pour chacun des termes sont détaillés. Nous savons, par rapport aux règles de normalité, que

$$d\mathbf{E}^p = d\lambda \frac{\partial f}{\partial \boldsymbol{\Sigma}}, \quad (\text{C.14})$$

$$d\boldsymbol{\epsilon}^p = d\lambda^\mu \frac{\partial f_{inc}}{\partial \boldsymbol{\Sigma}}. \quad (\text{C.15})$$

Ainsi

$$\frac{\partial f_{inc}}{\partial \boldsymbol{\sigma}} : d\boldsymbol{\sigma} = \frac{\partial f_{inc}}{\partial \boldsymbol{\sigma}} : d\boldsymbol{\Sigma} - 3\mu(1 - \beta)d\lambda^\mu + 2\mu(1 - \beta) \frac{\partial f_{inc}}{\partial \boldsymbol{\sigma}} : d\lambda \frac{\partial f}{\partial \boldsymbol{\Sigma}}. \quad (\text{C.16})$$

En appliquant le même principe, les autres termes de la condition de cohérence peuvent être calculés. Ainsi, le second terme de la condition de cohérence C.12 devient

$$\frac{\partial f_{inc}}{\partial \mathbf{X}_1^\mu} : d\mathbf{X}_1^\mu = \frac{\partial f_{inc}}{\partial \mathbf{X}_1^\mu} : (1 - H(g)) \left[ \frac{2}{3}C_1 d\boldsymbol{\epsilon}^p - \gamma_1 n (\mathbf{X}_1^\mu : \mathbf{X}_1^\mu)^{n-1} d\lambda^\mu \mathbf{X}_1^\mu \right]. \quad (\text{C.17})$$

Or, par la construction de la surface de charge  $f_{inc}$ , nous savons que

$$\frac{\partial f_{inc}}{\partial \mathbf{X}_1^\mu} = -\frac{\partial f_{inc}}{\partial \boldsymbol{\sigma}}. \quad (\text{C.18})$$

Le second terme de la condition de cohérence s'écrit finalement, en utilisant les lois d'évolution des écrouissages

$$\frac{\partial f_{inc}}{\partial \mathbf{X}_1^\mu} : d\mathbf{X}_1^\mu = (1 - H(g)) \left[ -C_1 d\lambda^\mu + \gamma_1 n (\mathbf{X}_1^\mu : \mathbf{X}_1^\mu)^{n-1} d\lambda^\mu \frac{\partial f_{inc}}{\partial \boldsymbol{\sigma}} : \mathbf{X}_1^\mu \right]. \quad (\text{C.19})$$

Toujours selon le même principe, le troisième terme de la condition de cohérence (Eq. C.12) peut être calculé. Il vient <sup>1</sup>

$$\frac{\partial f_{inc}}{\partial \mathbf{X}_2^\mu} : d\mathbf{X}_2^\mu = \frac{\partial f_{inc}}{\partial \mathbf{X}_2^\mu} : \frac{2}{3} C_2 \frac{\partial f_{inc}}{\partial \boldsymbol{\sigma}}. \quad (\text{C.20})$$

De manière similaire, nous avons pour le second écrouissage

$$\frac{\partial f_{inc}}{\partial \mathbf{X}_2^\mu} = -\frac{\partial f_{inc}}{\partial \boldsymbol{\sigma}}, \quad (\text{C.21})$$

ce qui permet finalement d'écrire

$$\frac{\partial f_{inc}}{\partial \mathbf{X}_2^\mu} : d\mathbf{X}_2^\mu = C_2 d\lambda^\mu. \quad (\text{C.22})$$

Nous pouvons maintenant regrouper les trois termes de la condition de cohérence :

$$\begin{aligned} d\lambda^\mu \left[ -3\mu(1-\beta) + (1-H(g)) \left( C_1 - \gamma_1 n (\mathbf{X}_1^\mu : \mathbf{X}_1^\mu)^{n-1} d\lambda^\mu \frac{\partial f_{inc}}{\partial \boldsymbol{\sigma}} : \mathbf{X}_1^\mu \right) + C_2 \right] \\ = \frac{\partial f_{inc}}{\partial \boldsymbol{\sigma}} : \left[ d\boldsymbol{\Sigma} + 2\mu(1-\beta) d\lambda \frac{\partial f}{\partial \boldsymbol{\Sigma}} \right] \end{aligned} \quad (\text{C.23})$$

Nous avons pu dans le cas de la matrice seule calculer le multiplicateur plastique de la matrice qui vaut

$$d\lambda = \frac{H(f)}{h_1} \frac{\partial f}{\partial \boldsymbol{\Sigma}} : d\boldsymbol{\Sigma}. \quad (\text{C.24})$$

Nous obtenons finalement le multiplicateur plastique de l'inclusion

$$d\lambda^\mu = \frac{H(f_{inc})}{h^\mu} \frac{\partial f_{inc}}{\partial \boldsymbol{\sigma}} : \left[ d\boldsymbol{\Sigma} + \frac{2\mu(1-\beta)}{h_1} \frac{\partial f_{inc}}{\partial \boldsymbol{\Sigma}} \left[ \frac{\partial f_{inc}}{\partial \boldsymbol{\Sigma}} : d\boldsymbol{\Sigma} \right] \right], \quad (\text{C.25})$$

avec  $h^\mu$  un paramètre qui dépend de l'activation ou non de l'écrouissage secondaire. En effet, lorsque l'écrouissage secondaire de l'inclusion n'est pas activé, la fonction  $H(g)$  est nulle et ainsi

$$h^\mu = C_2 - 3\mu(1-\beta) + C_1 - \gamma_1 n (\mathbf{X}_1^\mu : \mathbf{X}_1^\mu)^{n-1} \frac{\partial f_{inc}}{\partial \boldsymbol{\sigma}} : \mathbf{X}_1^\mu. \quad (\text{C.26})$$

Ce sont ensuite les valeurs attribuées aux différents paramètres qui permettent de conclure. En effet, la valeur de  $C_2$  est très faible devant  $C_1$ . De plus, nous savons que  $h_1 \gg 2\mu(1-\beta)$ . Aussi pouvons nous en conclure dans ce cas :

$$d\lambda_1^\mu \approx \frac{H(f_{inc})}{h_1} \frac{\partial f_{inc}}{\partial \boldsymbol{\sigma}} : d\boldsymbol{\Sigma}. \quad (\text{C.27})$$

---

1. Nous ne considérons ici que les cas où l'écrouissage secondaire s'est activé au moins une fois. En effet, si cet écrouissage ne s'est pas activé, nous revenons dans le cas de la matrice seule

Finalement, l'inclusion se comporte dans ce cas comme la matrice.

Considérons maintenant le cas où l'écroissage secondaire de l'inclusion s'active (en fait, numériquement, c'est plutôt l'écroissage primaire qui se désactive). Nous avons ainsi (comme  $H(g)$  vaut 1)

$$h^\mu = C_2 - 3\mu(1 - \beta), \quad (\text{C.28})$$

ce qui permet d'écrire

$$d\lambda_2^\mu \approx \frac{H(f_{inc})}{C_2 - 3\mu(1 - \beta)} \frac{\partial f_{inc}}{\partial \boldsymbol{\sigma}} : d\boldsymbol{\Sigma}, \quad (\text{C.29})$$

ce qui donne un multiplicateur plastique bien différent du cas de la matrice (rapport 1000 entre les deux valeurs de  $C_i$ ).

Pour résumer, le multiplicateur plastique global peut être exprimé de manière globale par

$$d\lambda^\mu = (1 - H(g))d\lambda_1^\mu + H(g)d\lambda_2^\mu. \quad (\text{C.30})$$

Un programme est implanté sous Matlab, afin de calculer avec cette méthodologie la réponse numérique du modèle et la dissipation associée pour un cycle de chargement en traction compression (où les équations se simplifient grandement par rapport au cas analytique 3D qui vient d'être présenté).





---

# Bibliographie

- [Bur 1982] *Proc. IEEE Conf. on Pattern Recognition and Image Processing*, 1982.
- [Armstrong et Frederick 1966] P.J. Armstrong et C.O. Frederick. A mathematical representation of the multiaxial bauschinger effect. *G.E.G.B., Report RD/B/N*, page 731p, 1966.
- [Bathias et Baillon 1997] C. Bathias et J. P. Baillon. La fatigue des matériaux et des structures. *Journal of Materials Science*, 21 : 147–154, 1997.
- [Berchem et Hocking 2007] K. Berchem et M.G. Hocking. The influence of pre-straining on the high-cycle fatigue performance of two hot-dip galvanised car body steels. *Materials Characterization*, 58 : 593–602, 2007.
- [Berthaud *et al.* 1996] Y. Berthaud, J. Scholz, et J. Thesing. Méthodes optiques et acoustiques de mesure des caractéristiques mécaniques. *C.R. Mecamat*, pages 77–80, 1996.
- [Berthel 2007] B. Berthel. *Mesures thermiques de champs de dissipation accompagnant la fatigue à grand nombre de cycles des aciers*. These de doctorat, Université de Montpellier, 2007.
- [Berthel *et al.* 2008] B. Berthel, A. Chrysochoos, B. Watrisse, et A. Galtier. Infrared image processing for the calorimetric analysis of fatigue phenomena. *Exp. Mech.*, 48 : 79–90, 2008.
- [Berveiller et Zaoui 1979] M. Berveiller et A. Zaoui. An extension of the self-consistent scheme to plastically flowing polycrystals. *J. Mech. Phys. Solids*, 26 : 325–344, 1979.
- [Bornert *et al.* 2001] M. Bornert, T. Bretheau, et P. Gilormini. *Homogénéisation en mécanique des matériaux 1 : matériaux aléatoires élastiques et milieux périodiques*. Hermès, Paris (France), 2001.



- [Boulanger 2004] T. Boulanger. *Analyse par thermographie infrarouge des sources de chaleur induites par la fatigue des aciers*. These de doctorat, Université de Montpellier, 2004.
- [Boulanger *et al.* 2004] T. Boulanger, A. Chrysochoos, C. Mabru, et A. Galtier. Calorimetric analysis of dissipative and thermoelastic effects associated with the fatigue behavior of steels. *Int. J. Fat.*, 26 : 221–229, 2004.
- [Cailletaud 1987] G. Cailletaud. *Une approche micromécanique phénoménologique du comportement inélastique des métaux*. These d'état, Université Pierre et Marie Curie, Paris 6., 1987.
- [Cazaud 1948] R. Cazaud. *La fatigue des métaux*. Dunod, Paris (France), 1948.
- [Charkaluk *et al.* 2002] E. Charkaluk, A. Bigonnet, A. Constantinescu, et K. Dang Van. Fatigue design of structures under thermomechanical loadings. *Fat. Fract. Eng Mat. Struct.*, 25 : 1199–1206, 2002.
- [Charkaluk et Constantinescu 2009] E. Charkaluk et A. Constantinescu. Dissipative aspects in high cycle fatigue. *Mechanics of Materials*, 41, 2009.
- [Chevalier *et al.* 2001] L. Chevalier, S. Calloch, F. Hild, et Y. Marco. Digital image correlation used to analyse the multiaxial behavior of rubberlike materials. *Eur J Mech A Solid*, 20(2) : 168–187, 2001.
- [Chevalier *et al.* 2001] L. Chevalier, S. Calloch, F. Hild, et Y. Marco. Digital image correlation used to analyse the multiaxial behavior of rubberlike materials. *Eur J Mech A Solid*, 20 : 168–187, 2001.
- [Chrysochoos et Louche 2000] A. Chrysochoos et H. Louche. An infrared image processing to analyse the calorific effects accompanying strain localisation. *Int. J. Eng. Sci.*, 38 : 1759–1788, 2000.
- [Chu *et al.* 1985] T.C. Chu, W.F. Ranson, M.A. Sutton, et W.H. Peters. Applications of digital image correlation techniques to experimental mechanics. *Exp. Mech.*, 3(25) : 232–244, 1985.
- [Connesson *et al.* 2011] N. Connesson, F. Maquin, et F. Pierron. Experimental energy balance during the first cycles of cyclically loaded specimens under the conventional yield stress. *Exp. Mech.*, 51 : 23–44, 2011.
- [Cugy et Galtier 2002] P. Cugy et A. Galtier. Microplasticity and temperature increase in low carbon steel. Dans *Proceedings of the 8th International Fatigue Conference*, volume 1, Stockholm (Suède), 2002.
- [Danielou *et al.* 2004] A. Danielou, A. Galtier, et J. M. Verstavel. Influence de la vitesse de sollicitation sur les propriétés en fatigue. Note interne ArcelorMittal Research SA, 2004.

- 
- [De et Mishra 2010] P. S. De et R. S. Mishra. Microstructural evolution during fatigue of ultrafine grained aluminum alloy. *Materials Science and Engineering*, 527 : 7719–7730, 2010.
- [Denoual 1998] C. Denoual. *Approche probabiliste du comportement à l'impact du carbure de silicium : application aux blindages moyens*. These de doctorat, ENS Cachan, 1998.
- [Devincre et Kubin 1997] B. Devincre et M. P. Kubin. Mesoscopic simulations of dislocations and plasticity. *Materials Science and Engineering*, 234-236 : 8–14, 1997.
- [Dixon et Mood 1948] W. J. Dixon et A. M. Mood. A method for obtaining and analysing sensitivity data. *Journal of the American Statistical Association*, 43 : 109–126, 1948.
- [Doudard 2004] C. Doudard. *Détermination rapide des propriétés en fatigue à grand nombre de cycles à partir d'essais d'échauffement*. These de doctorat, ENS Cachan, 2004.
- [Doudard et Calloch 2009] C. Doudard et S. Calloch. Influence of hardening type on self-heating of metallic materials under cyclic loadings at low amplitude. *European Journal of Mechanics - A/Solids*, 28(2) : 233–240, 2009.
- [Doudard et al. 2005] C. Doudard, S. Calloch, F. Hild, P. Cugy, et A. Galtier. A probabilistic two-scale model for high cycle fatigue life predictions. *Fat. Fract. Eng. Mat. Struct.*, 28 : 279–288, 2005.
- [Doudard et al. 2010] C. Doudard, S. Calloch, F. Hild, et S. Roux. Identification of heat source fields from infra-red thermography : Determination of ‘self-heating’ in a dual-phase steel by using a dog bone sample. *Mechanics of Materials*, 42 : 55–62, 2010.
- [Doudard et al. 2007] C. Doudard, F. Hild, et S. Calloch. A probabilistic model for multiaxial high cycle fatigue. *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, 30 : 107–114, 2007.
- [Doudard et al. 2007] C. Doudard, M. Poncelet, S. Calloch, C. Boué, F. Hild, et A. Galtier. Determination of an hcf criterion by thermal measurements under biaxial cyclic loading. *Int. J. Fatigue*, 29 : 748–757, 2007.
- [Eshelby 1957] J. D. Eshelby. The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion and related problems. *Proc. Roy. Soc. London*, A 241 : 376–396, 1957.
- [Ezanno 2011] A. Ezanno. *Caractérisation rapide de la tolérance aux défauts initiaux vis-à-vis de la fatigue polycyclique : application aux matériaux pour hélice marine*. These de doctorat, LMBS Ensta-Bretagne, 2011.

- [Fargione *et al.* 2002] G. Fargione, A. Geraci, G. La Rosa, et A. Risitano. Rapid determination of the fatigue curve by the thermographic method. *Int. J. Fat.*, 24 : 11–19, 2002.
- [Fraux 2010] D. Fraux. *Caractérisation thermomécanique par thermographie infrarouge du comportement d'éprouvettes en acier sollicitées en fatigue*. These de doctorat, Université de Reims, 2010.
- [Galtier 1993] A. Galtier. *Contribution à l'étude de l'endommagement des aciers sous sollicitations uni ou multi-axiales*. These de doctorat, École Nationale Sup. d'Arts et Métiers, 1993.
- [Gee *et al.* 2010] M. Gee, K. Mingard, et B. Roebuck. Application of ebsd to the evaluation of plastic deformation in the mechanical testing of wc/co hardmetal. *Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 27 : 300–312, 2010.
- [Gironès *et al.* 2004] A. Gironès, P. Villechaise, A. Mateo, M. Anglada, et J. Méndez. Ebsd studies on the influence of texture on the surface damage mechanisms developed in cyclically loaded aged duplex stainless steels. *Materials Science and Engineering*, 387-389 : 516–521, 2004.
- [Gulino et Phoenix 1991] R. Gulino et S. L. Phoenix. Weibull strength statistics for graphite fibres measured from the break progression in a model Graphite/Glass/Epoxy microcomposite. *J. Mater. Sci.*, 26(11) : 3107–3118, 1991.
- [Gustavsson et Melanger 1994] A. Gustavsson et A. Melanger. Variable-amplitude fatigue of a dual-phase sheet steel subjected to prestrain. *International Journal of Fatigue*, 16 : 503–509, 1994.
- [Halliday et Bowen 2011] M.D. Halliday et P. Bowen. Fatigue extrusions, slip band cracking and a novel hybrid concept for fatigue crack closure close to the crack tip. *International Journal of Fatigue*, 33 : 1277–1285, 2011.
- [Hild *et al.* 2002] F. Hild, R. Billardon, et D. Marquis. Hétérogénéités des contraintes et rupture des matériaux fragiles. *C. R. Acad. Sci. Paris*, t. 315(Série II) : 1293–1298, 2002.
- [Hild *et al.* 2002] F. Hild, B. Raka, M. Baudequin, S. Roux, et F. Cantelaube. Multiscale displacement field measurements of compressed mineral wool samples by digital image correlation. *Appl. Optics*, 41 : 6815–6828, 2002.
- [Hild et Roux 2006] F. Hild et S. Roux. Measuring stress intensity factors with a camera : Integrated digital image correlation (i-dic). *Comptes Rendus Mécanique*, 334(1) : 8–12, 2006.
- [Höppel *et al.* 2010] H. W. Höppel, M. Prell, L. May, et M. Göken. Influence of grain size and precipitates on the fatigue lives and deformation mechanisms in the vhc-f regime. *Procedia Engineering*, 2 : 1025–1034, 2010.

- 
- [Jeulin 1991] D. Jeulin. *Modèles morphologiques de structures aléatoires et changement d'échelle*. These d'état, Université de Caen, 1991.
- [Kamaya 2011] M. Kamaya. Assessment of local deformation using ebsd : Quantification of accuracy of measurement and definition of local gradient. *Ultramicroscopy*, 111 : 1189–1199, 2011.
- [Kang *et al.* 2007] M. Kang, Y. Aono, et H. Noguchi. Effect of prestrain on and prediction of fatigue limit in carbon steel. *International Journal of Fatigue*, 29 : 1855–1862, 2007.
- [Koster *et al.* 2010] M. Koster, G. Wagner, et D. Eifler. Cyclic deformation behavior of a medium carbon steel in the vhc regime. *Procedia Engineering*, 2 : 2189–2197, 2010.
- [Krapez et Pacou 2002] J.-C. Krapez et D. Pacou. Thermography detection of early thermal effects during fatigue tests of steel and aluminum samples. Dans *AIP Conference Proceedings*, volume 615, pages 1545–1552, 2002.
- [Krapez *et al.* 1999] J.C. Krapez, D. Pacou, et C. Bertin. Application of lock-in thermography to a rapid evaluation of the fatigue limit in metals. Dans Ed. E. Grinzato et Al., éditeur, *5th AITA, Int. Workshop on Advanced Infrared Techn. and Appl.*, pages 379–385, Venezia (Italy), 1999.
- [Kröner 1984] E. Kröner. On the plastic deformation of polycrystals. *Acta Met.*, 9 : 155–161, 1984.
- [Krupp *et al.* 2010] U. Krupp, H. Knobbe, H. J. Christ, P. Köster, et C. P. Fritzen. The significance of microstructural barriers during fatigue of a duplex steel in the high- and very-high-cycle-fatigue (hcf/vhcf) regime. *International Journal of Fatigue*, 32 : 914–920, 2010.
- [La Rosa et Risitano 2001] G. La Rosa et A. Risitano. Thermographic methodology for rapid determination of the fatigue limit of materials and mechanical components. *Int. J. Fat.*, 22(1) : 65–73, 2001.
- [Lehr 1926] E. Lehr. Die dauerfestigkeit, ihre bedeutung für die praxis und ihre kurzfristige ermittlung mittels neuartiger prüfmaschinen. *Glaser's Annalen*, 1184 : 109–114, 1926.
- [Lemaitre et Chaboche 1990] J. Lemaitre et J. L. Chaboche. *Mechanics of Solid Materials*. Cambridge University Press, Cambridge (UK), 1990.
- [Libertiny *et al.* 1977] G. Z. Libertiny, T. H. Topper, et B. N. Leis. The effect of large prestrains on fatigue. *Exp. Mech.*, 17 : 64–68, 1977.
- [Lieurade 1982] H.P. Lieurade. *La pratique des essais de fatigue*. PYC Edition, Paris (France), 1ère édition édition, 1982.

- [Lukas *et al.* 2011] P. Lukas, L. Kunz, L. Navratilova, et O. Bokuvka. Fatigue damage of ultrafine-grain copper in very-high cycle fatigue region. *Materials Science and Engineering*, 528 : 7036–7040, 2011.
- [Luong 1998] M. P. Luong. Fatigue limit evaluation of metals using an infrared thermographic technique. *Mechanics of Materials*, 28 : 155–163, 1998.
- [Mabru et Chrysochoos 2001] C. Mabru et A. Chrysochoos. Dissipation et couplages accompagnant la fatigue des matériaux métalliques. Dans Y. Berthaud, M. Cottron, J.-C. Dupré, F. Morestin, J.-J. Orteu, et V. Valle, éditeurs, *Photomécanique 2001*, pages 375–382. GAMAC, 2001.
- [Man *et al.* 2002] J. Man, K. Obrtlík, C. Blochwitz, et J. Polak. Atomic force microscopy of surface relief in individual grains of fatigued 316l austenitic stainless steel. *Acta mater*, 50 : 3767–3780, 2002.
- [Man *et al.* 2004] J. Man, M. Petreñec, K. Obrtlík, et J. Polak. Afm and tem study of cyclic slip localization in fatigued ferritic x10cral24 stainless steel. *Acta Materialia*, 52 : 5551–5561, 2004.
- [Maquin 2006] F. Maquin. *Méthodologie expérimentale d'étude du comportement thermo-mécanique des matériaux sous sollicitations cycliques*. These de doctorat, ENSAM Châlons en Champagne, 2006.
- [Maquin et Pierron 2007] F. Maquin et F. Pierron. Refined experimental methodology for assessing the heat dissipated in cyclically loaded materials at low stress levels. *C.R. Mecanique*, 335(3) : 168–174, 2007.
- [Mareau 2007] C. Mareau. *Modélisation micromécanique de l'échauffement et de la microplasticité des aciers sous sollicitation cyclique*. These de doctorat, ENSAM Metz, 2007.
- [Marinelli *et al.* 2009] M. C. Marinelli, A. El Bartali, J. Signorelli, P. Evrard, V. Aubin, I. Alvarez-Armasa, et S. Degallaix-Moreuil. Application of ebsd to the evaluation of plastic deformation in the mechanical testing of wc/co hardmetal. *Materials Science and Engineering*, 509 : 81–88, 2009.
- [Moore et Kommers 1921] H. F. Moore et J. B. Kommers. Fatigue of metals under repeated stress. *Chem. Met. Eng.*, 25 : 1141–1144, 1921.
- [Mughrabi 2010] H. Mughrabi. Fatigue, an everlasting materials problem - still en vogue. *Procedia Engineering*, 2 : 3–26, 2010.
- [Munier *et al.* 2011] R. Munier, C. Doudard, S. Calloch, B. Weber, et M. Facchinetti. Contribution of kinematical and thermal full-field measurements for mechanical properties identification : Application to high cycle fatigue of steels. Online first, 2011.

- 
- [Nagase et Suzuki 1992] Y. Nagase et S. Suzuki. On the decrease of fatigue limit due to small prestrain. *J. Eng. Mat. Tech.*, 114 : 317–322, 1992.
- [Nakajima *et al.* 1999] K. Nakajima, S. Kamiishi, M. Yokoe, et T. Miyata. The influence of microstructural morphology and prestrain on fatigue crack propagation of dual-phase steels in the near-threshold region. *ISIJ International*, 39 : 486–492, 1999.
- [Perié *et al.* 2002] J.N. Perié, S. Calloch, C. Cluzel, et F. Hild. Analysis of a multiaxial test on a c/c composite by using digital image correlation and a damage model. *Exp. Mech.*, 42(3) : 318–328, 2002.
- [Pilvin 1990] P. Pilvin. *Approches multiéchelles pour la prévision anélastique des métaux*. These d'état, Université Pierre et Marie Curie, Paris 6., 1990.
- [Polak *et al.* 2003] J. Polak, J. Man, et K. Obtrlik. Afm evidence of surface relief formation and models of fatigue crack nucleation. *International Journal of Fatigue*, 25 : 1027–1036, 2003.
- [Poncelet 2007] M. Poncelet. *Multiaxialité, hétérogénéités intrinsèques et structurales des essais d'auto-échauffement et de fatigue à grand nombre de cycles*. These de doctorat, ENS Cachan, 2007.
- [Poncelet *et al.* 2007] M. Poncelet, C. Doudard, S. Calloch, F. Hild, B. Weber, et A. Galtier. Prediction of self-heating measurements under proportional and non-proportional multiaxial cyclic loadings. *Comptes Rendus Mécanique*, 335 : 81–86, 2007.
- [Poncelet *et al.* 2010] M. Poncelet, C. Doudard, S. Calloch, B. Weber, et F. Hild. Probabilistic multiscale models and measurements of self-heating under multiaxial high cycle fatigue. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 58(4) : 578–593, 2010.
- [Rastogi 2000] P. K. Rastogi. Principles of holographic interferometry and speckle metrology. *Topics in Applied Physics*, 77 : 103–151, 2000.
- [Risbet et Feaugas 2008] M. Risbet et X. Feaugas. Some comments about fatigue crack initiation in relation to cyclic slip irreversibility. *Engineering Fracture Mechanics*, 75 : 3511–3519, 2008.
- [Risbet *et al.* 2008] M. Risbet, X. Feaugas, C. Guillemer-Neel, et M. Clavel. Damage in nickel base superalloy : Influence of local parameters measured by electron backscattered diffraction and atomic force microscopy. *Scripta Materialia*, 75 : 3511–3519, 2008.
- [Rougée 1997] P. Rougée. *Mécanique des grandes transformations*. Springer Verlag, Paris (France), 1997.

- [Réthoré *et al.* 2008] J. Réthoré, J.P. Tinnes, S. Roux, J.Y. Buffière, et F. Hild. Extended three-dimensional digital image correlation (x3d-dic). *Comptes Rendus Mécanique*, 336(8) : 643–649, 2008.
- [Schutz 1996] W. Schutz. A history of fatigue. *Engineering Fracture Mechanics*, 54(2) : 263–300, 1996.
- [Stanzl-Tschegg *et al.* 2007] S. Stanzl-Tschegg, H. Mughrabi, et B. Schoenbauer. Life time and cyclic slip of copper in the vhf regime. *International Journal of Fatigue*, 29 : 2050–2059, 2007.
- [Stromeyer 1914] C. E. Stromeyer. The determination of fatigue limits under alternating stress conditions. *Proc. Roy. Soc. London*, A90 : 411–425, 1914.
- [Suresh 1991] S. Suresh. *Fatigue of Materials*. Cambridge University Press, 1991.
- [Sutton *et al.* 1983] M.A. Sutton, W.J. Wolters, W.H. Peters, W.F. Ranson, et S.R. McNeill. Determination of displacements using an improved digital correlation method. *Im. Vis. Comp.* 1, 3 : 133–139, 1983.
- [Tang *et al.* 1998] M. Tang, L. P. Kubin, et G. R. Canova. Dislocation mobility and the mechanical response of b.c.c. single crystals : a mesoscopic approach. *Acta Metallurgica*, 46 : 3221–3235, 1998.
- [Uemura 1998] T. Uemura. A fatigue life estimation of specimens excessively pre-trained in tension. *Fat. Fract. Eng. Mat. Str.*, 21 : 151–158, 1998.
- [Weibull 1951] W. Weibull. A statistical distribution function of wide applicability. *ASME J. Appl. Mech.*, 18 : 293–297, 1951.
- [Weidner *et al.* 2008] A. Weidner, J. Man, W. Tirschler, P. Klapetek, C. Blochwitz, J. Polak, et W. Skrotzki. Half-cycle slip activity of persistent slip bands at different stages of fatigue life of polycrystalline nickel. *Materials Science and Engineering*, 492 : 118–127, 2008.
- [Weller et Shepard 1948] R. Weller et B. Shepard. Displacement measurement by mechanical interferometry. *Proc. Soc. Exp. Stress. Anal.*, pages 35–38, 1948.
- [Welter 1937] G. Welter. Essais d’endurance par traction et compression. *Wiadomosci Instytutu Metalurgii i Metaloznawstwa*, 4 : 30–39, 1937.
- [Wöhler 1867] A. Wöhler. Wöhler’s experiments on the strength of metals. *Engineering*, 4 : 160–161, 1867.





## **Etude de la fatigue des aciers laminés à partir de l'auto-échauffement sous sollicitation cyclique: essais, observations, modélisation et influence d'une pré-déformation plastique**

### **Résumé :**

La détermination des propriétés en fatigue à grand nombre de cycles des aciers laminés destinés à l'industrie automobile est un processus coûteux en temps et en quantité de matière : 25 éprouvettes et presque un mois d'essais sont nécessaires à l'obtention d'une courbe de fatigue standard. Dans l'objectif de réduire ces temps de caractérisation, une méthode rapide, basée sur l'auto-échauffement de la matière sous sollicitation cyclique est mise en place sur un très grand nombre de nuances. Les mesures d'auto-échauffement mettent en évidence la présence de deux régimes dissipatifs distincts, un pour les plus faibles amplitudes de chargement cyclique et un pour les plus hautes. Un modèle probabiliste à deux échelles est ensuite développé, dont le but est de prévoir le comportement en fatigue à grand nombre de cycles à partir des mesures d'auto-échauffement. Il est composé d'une matrice au comportement élasto-plastique et d'une population d'inclusions possédant un second comportement élasto-plastique dont le seuil d'activation est aléatoire. Les deux régimes d'auto-échauffement peuvent ainsi être décrits fidèlement. En utilisant l'hypothèse du maillon le plus faible et un critère énergétique, une prévision du comportement en fatigue est réalisée. Trois jours seulement sont alors requis pour obtenir une courbe de fatigue complète. La pertinence de l'approche est validée en comparant avec des courbes de fatigue standards. Puis, des observations par microscopie optique, par microscopie à force atomique et par EBSD sont entreprises sur un acier micro-allié. L'objectif est double : en premier lieu, mieux comprendre les phénomènes qui se produisent sous sollicitation cyclique conduisant à l'obtention des deux régimes d'auto-échauffement ; en second lieu, justifier la pertinence des ingrédients introduits dans la modélisation. Dans une seconde grande partie, il est question de l'influence d'une pré-déformation plastique sur l'évolution des propriétés en fatigue. En effet, les composants automobiles obtenus à partir de tôles en acier laminé subissent diverses opérations de mise en forme, conduisant à déformer plastiquement la matière. Ces modifications de l'état de la matière engendrent des évolutions des propriétés en fatigue qui ne sont cependant pas prises en compte dans le dimensionnement actuel des pièces (non déterminées par la méthode standard car trop coûteux en temps). La rapidité de la méthode développée autorise à caractériser ces évolutions. A partir des modifications des propriétés à l'auto-échauffement après divers modes de pré-déformation plastique (traction, traction plane, cisaillement) et en étudiant diverses directions de sollicitation, il est possible de prévoir l'évolution des propriétés en fatigue associée pour de larges gammes de pré-déformations. La qualité des prévisions est validée en comparant avec des courbes de fatigue standards.

## **Study of fatigue properties of rolled steels from self-heating measurements under cyclic loading: tests, observations, model and influence of a plastic pre-strain**

### **Abstract:**

The determination of high cycle fatigue properties of high strength steel sheets for automotive industry is time and specimens consuming: 25 specimens and almost one month are required to obtain a traditional fatigue SN curve. In order to reduce the time dedicated to the fatigue characterization, a fast method, based on the self-heating of steels under cyclic loading is developed and applied to a wide range of grades. Self-heating measurements show the presence of two distinct dissipative regimes, a first one for the low amplitudes of cyclic loading and a secondary one for the highest. A two scales probabilistic model is then developed in order to establish a dialogue between self-heating measurements and the fatigue properties. It is composed by a matrix having an elasto-plastic behavior and a population of inclusions having a second elasto-plastic behavior with a random activation threshold. Both self-heating regimes can be perfectly described. By using the weakest link theory and an energetic criterion, a prediction of fatigue properties is made. Only three days are required to obtain a complete fatigue curve. The pertinence of the approach is validated by a comparison with standard fatigue curves. Then, observations with optical microscopy, atomic force microscopy and EBSD are made on a high strength low alloyed steel grade. This study has two objectives: a better understanding of phenomenon occurring during cyclic loading leading to the two self-heating regimes; a justification of the ingredients introduced into the model. In a second important section, it deals with the influence of a plastic pre-strain on the fatigue properties evolution. Indeed, automotive components obtained from high strength steel sheets are subjected to primary forming operations, inducing plastic strain. These modifications lead to fatigue properties evolutions that are nevertheless not taken into account in traditional fatigue design of components (not determined with the standard method because of prohibitive time). The speed of the proposed approach authorizes to characterize these evolutions. From the modifications of the self-heating properties after different modes of plastic pre-strain (tension, plane tension, shearing) and by studying different directions of loading, it is possible to predict the fatigue properties evolutions for a wide range of plastic strain. The quality of the predictions is validated by a comparison with standard fatigue curves.