



HAL
open science

Modélisation méso-macro de la localisation de la déformation : étude de la sensibilité au cisaillement adiabatique d'un acier à blindage

Frédéric David

► **To cite this version:**

Frédéric David. Modélisation méso-macro de la localisation de la déformation : étude de la sensibilité au cisaillement adiabatique d'un acier à blindage. Sciences de l'ingénieur [physics]. Université Paul Verlaine - Metz, 1997. Français. NNT : 1997METZ013S . tel-01775902

HAL Id: tel-01775902

<https://hal.univ-lorraine.fr/tel-01775902>

Submitted on 24 Apr 2018

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.



AVERTISSEMENT

Ce document est le fruit d'un long travail approuvé par le jury de soutenance et mis à disposition de l'ensemble de la communauté universitaire élargie.

Il est soumis à la propriété intellectuelle de l'auteur. Ceci implique une obligation de citation et de référencement lors de l'utilisation de ce document.

D'autre part, toute contrefaçon, plagiat, reproduction illicite encourt une poursuite pénale.

Contact : ddoc-theses-contact@univ-lorraine.fr

LIENS

Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 122. 4

Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 335.2- L 335.10

http://www.cfcopies.com/V2/leg/leg_droi.php

<http://www.culture.gouv.fr/culture/infos-pratiques/droits/protection.htm>

Université de Metz
n° d'ordre :

THESE

présentée par

Frédéric DAVID

pour obtenir le grade de

DOCTEUR EN MECANIQUE

Sciences des Matériaux
de l'Université de Metz

MODELISATION MESO-MACRO DE LA LOCALISATION DE LA DEFORMATION

Etude de la sensibilité au cisaillement adiabatique
d'un acier à blindage

soutenue le vendredi 24 janvier 1997, devant la commission d'examen :

Messieurs	F. SIDOROFF	rapporteur
	C. LEVAILLANT	rapporteur
	M. BERVEILLER	examineur
	M. DI FANT	examineur
	J. KLEPACZKO	examineur
	J.M. DIANI	examineur
	P.F. LOUVIGNE	examineur

BIBLIOTHEQUE UNIVERSITAIRE DE METZ



022 420635 4

b-113404

Université de Metz
n° d'ordre :

THESE

présentée par

Frédéric DAVID

pour obtenir le grade de
DOCTEUR EN MECANIQUE
Sciences des Matériaux
de l'Université de Metz

BIBLIOTHEQUE UNIVERSITAIRE - METZ	
N° inv.	U9970285
Cote	S/M3 97/13
Loc	Magasin

MODELISATION MESO-MACRO DE LA LOCALISATION DE LA DEFORMATION

Etude de la sensibilité au cisaillement adiabatique
d'un acier à blindage

soutenue le vendredi 24 janvier 1997, devant la commission d'examen :

Messieurs	F. SIDOROFF	rapporteur
	C. LEVAILLANT	rapporteur
	M. BERVEILLER	examineur
	M. DI FANT	examineur
	J. KLEPACZKO	examineur
	J.M. DIANI	examineur
	P.F. LOUVIGNE	examineur

Résumé

L'objectif du travail présenté est consacré à l'étude de la localisation de la déformation plastique au moyen d'une modélisation originale alliant la mécanique et la microstructure du matériau.

Cette modélisation est appliquée au cisaillement d'un acier à blindage, dans le cadre d'une étude de sa sensibilité au cisaillement adiabatique. Elle est basée sur les développements de la théorie mécanique des matériaux micro-hétérogènes à microstructure évolutive. Les hétérogénéités de la microstructure créées lors de la déformation plastique par les mouvements des dislocations et leurs interactions forment un réseau intragranulaire de cellules ou de groupes de cellules mobiles. Cet amas local de cellules peut être schématisé à une échelle mésoscopique par une 'inclusion' dont la frontière est mobile.

Nous présentons l'application du modèle biphasé de l'inclusion plastique à frontière mobile de H. Sabar et M. Berveiller au cisaillement de cet acier, en parallèle à des essais de torsion et de poinçonnage progressif réalisés pour l'étude expérimentale.

Le modèle simplifié, unidimensionnel et en cisaillement simple isotherme, utilise des données mécaniques globales du matériau issues des essais mécaniques statique et dynamique pour déterminer ses caractéristiques, et des données topologiques de la microstructure basées sur des observations en microscopie électronique (MEB/MET) adéquates à ces échelles.

La description de la modification de cette méso-structure au cours de la déformation de cisaillement montre qu'il est possible de prévoir la localisation de la déformation, et de préciser la sensibilité d'un matériau au cisaillement adiabatique par extension de cet aspect prévisionnel de la ruine. L'étude de la sensibilité du modèle à ses paramètres s'inscrit dans une recherche d'application à d'autres matériaux que l'acier de notre étude.

L'intérêt de ce type de modélisation est de proposer aux élaborateurs de matériaux un outil numérique qui associe des données microscopiques (ou méso) accessibles aux métallurgistes, à des caractéristiques mécaniques globales du matériau final souhaité. La conception de matériaux nouveaux et l'amélioration de ceux existants est une application de cette modélisation.

Mots clefs :

localisation de la déformation, modélisation méso-macro, sensibilité au cisaillement adiabatique, torsion, poinçonnage, dynamique, inclusion à frontière mobile, microscopie électronique

Remerciements

Un travail de thèse nécessite non seulement plusieurs compétences tant intellectuelles que techniques dans les domaines de la mécanique, de la métallurgie, des calculs numériques mais aussi l'aspect d'une relation humaine et la présence d'un environnement convivial sont nécessaires au bon déroulement du travail quotidien. L'interaction entre différents laboratoires constitue un réseau de personnes que je souhaite remercier pour leur participation plus ou moins directe à cette thèse. Que ceux ou celles que j'oublie en cet instant soient remerciés par cette ligne que je leur réserve.

Je tiens à remercier le professeur Marcel Berveiller, qui a dirigé cette thèse, pour la présentation toujours claire, agréable et précise de ses réponses à mes questions, pour ses explications passionnées de la 'Physique avant tout', malgré l'éloignement.

Je remercie MM les professeurs C. Levailant et F. Sidoroff d'accepter la tâche des rapporteurs et de participer à cette thèse en formulant un avis critique; Marc Di Fant et Janusz Klepaczko pour les questions et les encouragements lors de nos discussions, et qui ont accepté d'être membres du jury.

Je dois également remercier M. Remilleux de m'avoir permis d'effectuer ma thèse dans un centre de recherches comme est le CREA (*Centre de Recherches et d'Etudes d'Arcueil*), et Jean-Marc Diani de m'avoir accueilli au département *Matériaux en Conditions Sévères* durant cette période et accordé leur confiance pour les travaux à mener.

Pierre François Louvigné et Thierry Thomas ont apporté leurs remarques et commentaires sur ce travail, et leurs lectures et corrections pour les présentations de ces travaux.

Et je souhaite aussi remercier,

Cédric Peurière, Jean-Philippe Ménager pour les essais statiques,

Jacques Clisson, Michel Béguin, Olivier Cauchoix pour leur disponibilité et leur dynamique lors de la réalisation des essais ou des traitements thermiques, et Patrice Longère, pour ces nombreux services rendus, explications d'essais mais aussi nos discussions hors-Science,

les laboratoires de microscopie électronique lors des recherches des zones d'observations des bandes au MEB (Mme Feltz) et au MET (Jean-Luc Derep),

Laurence Beylat pour ses images MEB, Christelle Mazeau pour sa patiente bonne humeur et ses remarques pour me permettre de réaliser les lames minces,

Maurice Sarfati, Laurent Taravella, Philippe Bégué, Patrick Pujol pour les conseils techniques de préparation métallographiques,

Michel Epinette pour ses résolutions dans l'instant des soucis informatiques.

Hafid Sabar pour les discussions et adaptations au sujet de son modèle,

Denis Muller pour ses remarques de programmation numérique et son enthousiasme constant,

M. Beguinot et L Ferrer de Creusot Loire pour les discussions et informations sur le matériau,

Jean-Pierre Bertrand de l'IRSID pour les analyses complémentaires qu'il a réalisées,

Vincent Pina du LEEE pour nos tentatives communes d'essais couplés mécanique-température.

les stagiaires et thésards de notre bureau, dont Michel Soler, Jean-Philippe Guibert, Edith Marques et Noël Dos Martires pour nos discussions thématiques et la complicité que nous avons eue par ailleurs.

ma famille et mes ami(e)s qui ont su attendre, encourager, divertir, soutenir et comprendre ce que représente l'entreprise d'une thèse.

Liste des abréviations et notations employées

Comportement mécanique

E	module d'Young en traction ou module <i>apparent</i> en compression (GPa).
R_m	résistance à la traction (MPa).
R_{rupt}	résistance à rupture (MPa).
$R_{p0.2}$ ou σ_e	définition de la résistance pratique à 0.2% de déformation plastique et limite d'élasticité (MPa).
$A\%$	allongement (%).
$Z\%$	coefficient de striction à rupture (%).
σ_{max}	valeur maximale obtenue pour la contrainte (MPa).
$\epsilon_{pl\ rupt}$	déformation plastique de l'échantillon à la rupture.
$\epsilon_{pl\ max}$	valeur maximale obtenue de la déformation plastique de l'échantillon.
$\dot{\epsilon}$	vitesse de déformation (s^{-1}).
τ_e	contrainte de cisaillement (MPa).
$\gamma_{pl\ max}$	valeur maximale en déformation plastique de cisaillement de l'échantillon.
$\dot{\gamma}$	vitesse de déformation en cisaillement (s^{-1}).
T	température ($^{\circ}C$)

Métallurgie et microscopie

(L) ou Long. sens longitudinal des tôles, sens du laminage.

(TC) ou Trav. sens travers court des tôles.

μHV microdureté Vickers.

P_{tir} pression de tir du canon à gaz aux barres de Hopkinson (bar).

MO microscopie optique.

MEB microscopie électronique à balayage.

MET microscopie électronique par transmission.

ϕ_{moyen} diamètre moyen (unité précisée: mm, μm ou nm).

Modélisation

Ψ_v	énergie libre de Helmholtz (J/m^3).
v, dv	élément de volume (m^3 ou μm^3).
S, dS	surface ou élément de surface (m^2 ou μm^2).
σ, Σ, σ'	contraintes respectives locale, macro et interne (MPa).
σ'^i	contrainte moyenne interne dans une famille d'inclusions i (MPa).
$\varepsilon, \varepsilon^e$	déformations respectives totale locale et élastique locale (1.).
$\varepsilon^p, \varepsilon^{p0}, \varepsilon^{pi}$	déformations resp. plastique locale, de la matrice 0 et de l'inclusion i (1.).
γ^0	cisaillement de la matrice.
γ^i ou γ^l	cisaillement dans l'inclusion.
E, E^p	déformations totale macro et plastique macro (1.).
f_0	fraction volumique de la matrice.
f_i ou f_1	fraction volumique de l'inclusion.
C	tenseur des constantes élastiques (Mpa).
I	tenseur unité.
S^i	tenseur d'Eshelby pour un ellipsoïde plat i .
H	tenseur d'écrouissage
λ, μ	coefficients de Lamé (MPa).
a_i, c_i	grand axe et petit axe de l'ellipsoïde i (m ou μm).
n_i	densité volumique d'inclusions.
A, α	constantes précisées lors du calcul analytique.

Liste des figures

Figure 1.1 : <i>exemple de bande de cisaillement adiabatique</i> ^[8]	1
Figure 1.2 : <i>Courbes de traction d'éprouvettes prédéformées (ϵ) par un laminage</i> ^[57]	3
Figure A.2.1 : <i>bande de cisaillement dans un alliage de tungstène</i> ^[25]	13
Figure A.2.2 : <i>influence de la dureté sur la déformation de cisaillement adiabatique.</i>	16
Figure A.2.3 : <i>illustration de la zone d'influence d'un défaut thermique.</i>	16
Figure A.2.4 : <i>illustration d'une inhomogénéité de chargement</i> ^[70]	17
Figure A.2.5: <i>sensibilité d'une microstructure au cisaillement adiabatique</i> ^[69]	19
Figure A.3.1 : <i>schéma général de la cinématique du cisaillement par bandes.</i>	23
Figure A.3.2 : <i>trajets complexes</i>	27
Figure A.3.3 : <i>sous-structures de dislocations dans un acier, a) traction uniaxiale, b) expansion équi-biaxiale</i> ^[17]	30
Figure B.1.1 : <i>micrographie optique du MARS240[®] a) avant et b) après traitement thermique.</i>	36
Figure B.2.1 : <i>MARS240 : Courbes de traction statique, sens Long.</i>	38
Figure B.2.2 : <i>a) faciès de rupture rayonnant b) microcupules et microfissures : rupture ductile.</i>	39
Figure B.2.3 : <i>MEB : Précipités dans le Mars240</i>	39
Figure B.2.4 : <i>MARS240[®] : Courbes de compression statique (géométrie CREA).</i>	40
Figure B.2.5 : <i>MARS240 : résultats comparés de traction et compression statiques.</i>	41
Figure B.2.6 : <i>MARS240[®] : Courbes de torsion statique, sens L, $\dot{\gamma} = 2 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$</i>	41
Figure B.2.7 : <i>MARS240[®] : Courbes de compression dynamique (géométrie CREA)</i>	43
Figure B.2.8 : <i>MO : MARS240[®] : compression dynamique (géométrie CREA).</i>	44
Figure B.2.9 : <i>MARS240[®] : Courbes de torsion dynamique, sens L, $\dot{\gamma} = 300 \text{ s}^{-1}$</i>	45
Figure B.2.10 : <i>Montage du poinçonnage</i> ^[11] , compatible avec les barres de Hopkinson.	47
Figure B.2.11 : <i>MO : MARS240 : bande de cisaillement incomplète.</i>	49
Figure B.2.12 : <i>Signaux transmis des jauges de déformation sur la barre de sortie en poinçonnage.</i>	50
Figure B.2.13 : <i>zone de localisation, MARS240[®].</i>	50
Figure B.2.14 : <i>MO : MARS240 : cisaillement local</i>	51
Figure B.2.15 : <i>mesure du gradient local.</i>	52
Figure B.3.1 : <i>vue d'ensemble d'une bande de cisaillement en cours de formation.</i>	53
Figure B.3.2 : <i>MO : MARS240 : Bandes de cisaillement intense à adiabatique.</i>	54
Figure B.3.3 : <i>MEB : MARS240[®] : Bandes de cisaillement intense à adiabatique</i>	55
Figure B.3.4 : <i>MEB : a) détail du centre de la bande dans la zone fortement cisailée.</i>	55

Figure B.3.5 : <i>MEB : tête de la bande de cisaillement.</i>	56
Figure B.3.6 : <i>dimensions des lattes dans la bande en fonction du cisaillement.</i>	56
Figure B.3.7 : <i>découpe des échantillons et situation des lames minces.</i>	58
Figure B.3.8 : <i>MARS240[®] : zone d'observation par MET.</i>	59
Figure B.3.9 : <i>MARS240[®] : zone d'observation par transmission</i>	60
Figure B.3.10 : <i>zone loin de la bande, hors cisaillement.</i>	60
Figure B.3.11 : <i>MET : microstructure de transition.</i>	62
Figure B.3.12 : <i>Clichés de diffraction des électrons.</i>	63
Figure C.1.1 : <i>dislocations dans un élément de volume.</i>	67
Figure C.1.2 : <i>échelle des complexité.</i>	69
Figure C.1.3 : <i>hétérogénéisation d'une zone d'un grain.</i>	69
Figure C.1.4 : <i>évolution de l'élément de volume soumis au cisaillement $\gamma(t)$.</i>	71
Figure C.2.1 : <i>matériau soumis à des chargements divers appliqués</i>	72
Figure C.2.2 : <i>schéma du volume élémentaire étudié soumis au cisaillement.</i>	79
Figure C.4.1 : <i>résultats dans un cas référence.</i>	85
Figure C.4.2 : <i>résultats dans un cas de matrice élastique/inclusion plastique.</i>	87
Figure C.4.3 : <i>contrainte macro fct.de la déformation totale imposée pour différentes longueurs initiales.</i>	89
Figure C.4.4 : <i>longueur de l'inclusion fct.de la déformation totale imposée pour ces longueurs</i>	90
Figure C.4.5 : <i>contrainte macro fct.de la déformation totale imposée pour des valeurs initiale de c différentes.</i>	91
Figure C.4.6 : <i>longueur de l'inclusion fct.de la déformation totale imposée</i>	91
Figure C.4.7 : <i>contrainte macro fct.de la déformation totale imposée : effet de fraction initiale variée.</i>	92
Figure C.4.8 : <i>longueur de l'inclusion fct.de la déformation totale imposée pour ces fractions.</i>	93
Figure C.4.9 : <i>contrainte macro fct.de la déformation totale imposée</i>	94
Figure C.4.10 : <i>évolution de la longueur de l'inclusion fct.de la déformation totale imposée</i>	95
Figure C.4.11 : <i>contrainte macro fct.de la déformation totale imposée,</i>	96
Figure C.4.12 : <i>longueur de l'inclusion fct.de la déformation totale imposée,</i>	96
Figure C.4.13 : <i>contrainte macro à localisation fct.de la longueur initiale de l'inclusion.</i>	98
Figure C.4.14 : <i>déformation à localisation fct. de la longueur initiale de l'inclusion.</i>	98
Figure C.4.15 : <i>contrainte macro à localisation fct.de la largeur initiale de l'inclusion.</i>	99

Figure C.4.16 : <i>déformation à localisation fct. de la largeur initiale de l'inclusion.</i>	100
Figure C.4.17 : <i>contrainte macro à localisation fct.de l'écroutissage de la matrice.</i>	101
Figure C.4.18 : <i>déformation à localisation fct. de l'écroutissage de la matrice.</i>	102
Figure C.4.19 : <i>contrainte macro à localisation fct.de l'écroutissage de l'inclusion.</i>	102
Figure C.4.20 : <i>déformation à localisation fct. de l'écroutissage de l'inclusion.</i>	103
Figure C.4.21 : <i>contrainte macro à localisation fct.de la fraction initiale.</i>	104
Figure C.4.22 : <i>déformation à localisation fct. de la fraction initiale.</i>	104
Figure D.1 : <i>Bande de cisaillement adiabatique en microscopie électronique en transmission.</i>	105
Figure D.2 : <i>comparaison calcul/expérience du cisaillement du Mars240.</i>	106

Liste des tableaux

Tableau A.1.1 : <i>Méthode d'essai du cisaillement adiabatique</i>	7
Tableau A.2.1 : <i>Quelques études du cisaillement adiabatique de matériaux métalliques (1941-1990)</i>	9
Tableau A.2.2 : <i>Quelques études du cisaillement adiabatique de matériaux métalliques (1990-1995)</i> . .	10
Tableau B.1.1 : <i>Dureté à l'ambiante</i>	35
Tableau B.2.1 : <i>Données de traction statique</i>	38
Tableau B.2.2 : <i>Données moyennées de compression statique</i>	40
Tableau B.2.3 : <i>Données de torsion statique</i>	41
Tableau B.2.4 : <i>Données de compression dynamique</i>	43
Tableau B.2.5 : <i>Données de compression dynamique en température</i>	45
Tableau B.2.6 : <i>Données de torsion dynamique</i>	45
Tableau B.3.1 : <i>caractéristiques géométriques des lattes</i>	57
Tableau B.3.2 : <i>récapitulatif des données macroscopiques en cisaillement</i>	65

Sommaire

Résumé

Remerciements

Liste des notations et abréviations

Liste des figures

Liste des tableaux

Introduction	1
A. Etude bibliographique.....	6
A.1. Différents modes de sollicitation	6
A.2. Nature des bandes de cisaillement adiabatique	8
A.2.1. Microstructure des bandes dans les aciers.....	11
A.2.2. Bandes de cisaillement dans les matériaux non principalement ferreux.....	13
A.2.2.1. Matériaux métalliques peu denses	14
A.2.2.2. Matériaux métalliques denses et très denses.....	14
A.2.3. Hypothèses concernant la microstructure.....	15
A.2.4. Informations au sujet de l'élévation de température	20
A.3. Modèles et critères	20
A.3.1. Les hypothèses de la localisation	22
A.3.2. Les critères	26
B. Etude expérimentale de la localisation de la déformation.....	35
B.1. Comportement mécanique	35
B.1.1. Présentation du matériau	35
B.2. Essais mécaniques.....	37
B.2.1. Domaine quasi-statique	38
B.2.1.1. Traction	38
B.2.1.2. Compression	40
B.2.1.3. Torsion	41
B.2.2. Domaine dynamique.....	42
B.2.2.1. Compression	42

B.2.2.2. Torsion	45
B.2.3. Poinçonnage	46
B.2.3.1. Principe de fonctionnement	46
B.2.3.2. Conditions d'essai et remarques préliminaires	47
B.2.3.3. Informations matériau à partir d'essais de poinçonnage	48
B.2.3.4. Poinçonnage dynamique progressif	49
B.3. Observations microstructurales	53
B.3.1. Microscopie Optique (MO)	53
B.3.2. Microscopie Electronique à Balayage (MEB)	54
B.3.3. Microscopie Electronique en transmission (MET)	58
B.3.4. Diffraction des électrons	63
C. Physique et modélisation	66
C.1. Introduction	66
C.2. Approche de modélisation.....	71
C.2.1. Energie libre dans un cas général	73
C.2.2. Application à une forme d'inclusion	78
C.3. Expression de la dissipation.....	81
C.4. Sensibilité du modèle à ses paramètres.....	83
C.4.1. Les paramètres.....	84
C.4.2. étude paramétrique et sensibilité	88
C.4.2.1. sensibilité à la géométrie.....	89
C.4.2.2. sensibilité aux fractions relatives	92
C.4.2.3. sensibilité aux seuils élastiques.....	93
C.4.2.4. sensibilité aux termes d'écrouissage.....	95
C.4.3. Les enveloppes	98
C.4.3.1. domaine limite en géométrie initiale de l'inclusion.....	98
C.4.3.2. domaine limite en écrouissage	100
C.4.3.3. domaine limite en fraction volumique initiale	103
D. Discussion	105
Conclusions.....	104
Perspectives	106

Annexe A.0 Bibliographie

Références bibliographiques	A-2
-----------------------------------	-----

Annexe A.1 Essais mécaniques

Géométrie des éprouvettes	A-10
---------------------------------	------

Résultats des essais

traction-compression statiques	A-11
--------------------------------------	------

compression dynamique	A-12
-----------------------------	------

poinçonnage dynamique.....	A-12
----------------------------	------

torsion.....	A-13
--------------	------

Annexe A.2 Préparation métallographique

MO, MEB	A-14
---------------	------

analyse sonde MEB	
-------------------------	--

MET	A-15
-----------	------

Annexe A.3 Modélisation

matrice tangente	A-17
------------------------	------

algorithme de calcul	A-19
----------------------------	------

Introduction

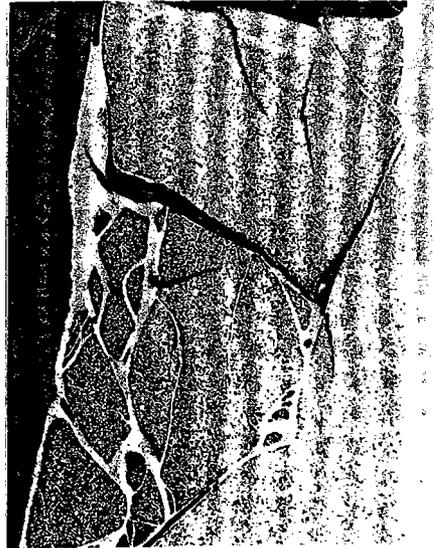
Introduction

Au cours d'un choc (perforation de blindage, essai de choc automobile, impacts divers) ou d'un effort contrôlé (usinage rapide, laminage, emboutissage), la structure mécanique est soumise à des sollicitations de haut niveau de contraintes et rapidement. Les matériaux mis en jeu doivent absorber ou dissiper un flux d'énergie très important, souvent d'origine cinétique.

Les matériaux à hautes caractéristiques, comme le sont les aciers traités, intéressent en particulier les études de matériaux de matriçage et les réalisations pratiques par usinage rapide ou bien également les structures pour les applications blindages. Cependant, lors des nombreuses études effectuées sur ce type de matériaux, il est apparu qu'un des modes de ruine, lorsque le matériau ne peut dissiper suffisamment rapidement cette énergie, existait sous forme de bandes localisées à caractère adiabatique (voir les exemples en Figure 1.1).



a) usinage rapide



b) impact

Figure 1.1 : *exemple de bande de cisaillement adiabatique*^[1].

Ce phénomène physique, observé dès le *XIX*^{ième} siècle par Tresca^[2], puis par Trent^[3] (en 1941) ou Zener et Hollomon^[4] en 1944, est véritablement étudié depuis le début des années 70 aussi bien d'un point de vue expérimental et métallurgique que par les approches de modélisations thermo-mécaniques. Ces travaux intéressent la plupart des classes de matériaux : ferreux, non ferreux et composites, mais les structures hexagonale compacte et cubique centrée sont plus particulièrement concernées par ce phénomène.^{[1][5][6]}

Les bandes de cisaillement adiabatique se présentent sous la forme d'une déformation localisée de cisaillement plastique intense avec un échauffement pseudo-adiabatique (jusqu'à 750°C mesurés)^{[3][7][8][9][10][11]} - une faible diffusion est toujours présente. Elles ont l'aspect d'une surface d'épaisseur qui varie de quelques μm à quelques centaines de μm en moyenne selon le matériau et les conditions d'essai. L'ordre de grandeur du cisaillement local γ_{moyen} dans la matière peut aller de 100 à 1000%^{[4][10][12]}, alors que l'élément de structure n'a subi qu'une déformation plastique globale de quelques pourcents. Cette localisation se passe dans un temps court, d'une durée de quelques dizaines de μs , pour faire apparaître la bande de cisaillement et, éventuellement, les premières fissures conduisant à la rupture^{[1][13][14]}. Ce mécanisme est par conséquent classé dans la catégorie des phénomènes à grande vitesse de déformation et à haute température.

Le principal mécanisme retenu par les différents auteurs est celui d'une élévation de température créée par la dissipation du travail des forces extérieures. Cet échauffement adoucit alors le matériau dans une zone privilégiée peu étendue qui constituera la bande de cisaillement adiabatique. La déformation de cisaillement est favorisée jusqu'à la fin de la sollicitation, ensuite la matière non déformée au voisinage de la bande de cisaillement adiabatique provoque un refroidissement rapide par diffusion de la chaleur. Pour expliciter cet aspect, les auteurs emploient le vocabulaire de *trempe locale*^{[3][7][15]}. Il est possible d'observer, par exemple dans les aciers ou les alliages de titane, une transformation microstructurale de la phase mère. Cette déformation peut s'accélérer dans un cycle auto-catalytique catastrophique jusqu'à la rupture de la structure.

Par conséquent et dans les cas ne présentant pas de rupture (par exemple, la formation de microbandes lors de laminages croisés), la localisation de la déformation rend le «nouveau» matériau non seulement beaucoup plus sensible à une nouvelle sollicitation, mais aussi présente le risque d'être plus facilement rompu. Une question se pose donc sur l'existence de ces bandes. Plusieurs voies d'études sont possibles. Une première solution consiste à faire de nombreuses expériences pour avoir des données permettant de construire les enveloppes limites (déformation de cisaillement adiabatique, déformation à rupture,..) du matériau. Il faut alors travailler avec une grande quantité d'abaques selon le matériau et son état, les conditions de sollicitations souhaitées pour trouver la réponse attendue. Une autre solution, de plus en plus utilisée, consiste à faire des modélisations des phénomènes observés.

Nous pouvons distinguer quelques-unes des techniques de modélisation par leur spécificité entre les formulations courantes et des formalismes micro-macro, appelés à se développer.

Les modèles fondés sur les relations de la mécanique des milieux continus permettent de développer les calculs analytiques et de proposer des résultats généraux intéressants. Cependant, ce schéma garde un aspect global basé sur des données mécaniques macroscopiques (σ^0 , n , m ...).

En effet, ces modèles ne donnent pas d'information directe sur la microstructure du matériau ni sur son évolution au cours de la sollicitation. Cependant cette technique a l'avantage de s'appliquer à tout type de matériau puisqu'il ne s'agit pas de se préoccuper d'une microstructure en particulier.

Le rôle de la microstructure dans une définition de la sensibilité au cisaillement adiabatique reste un sujet actuel dans le domaine de la recherche sur le comportement des matériaux. Depuis une dizaine d'années, des études comparatives de matériaux ont mis l'accent sur la participation de la microstructure.^{[6][16][17][18][19]} Il s'agit de regarder (et de traduire en modèle) des échelles inférieures à celle du volume élémentaire macroscopique ou du grain, et donc, d'étudier la microstructure intragranulaire. Cette caractéristique, nouvellement étudiée depuis quelques années et très importante, concerne les notions de parois et cellules de dislocations en mouvement.

Pour illustrer cette nécessité de comprendre l'importance du trajet de chargement sur une microstructure et les conséquences résultantes sur les caractéristiques mécaniques macroscopiques, nous pouvons citer les travaux de Korbel et Martin^[17]. Ces auteurs ont étudié l'effet d'une traction uniaxiale de tôles laminées à 10, 20 ou 30%. La Figure 1.2 montre leurs résultats expérimentaux, nommés *trajet dur* pour les types de chargements complexes. Les chargements complexes concernent des trajets de directions non monotones, présentant une contrainte de recharge augmentée et un adoucissement.

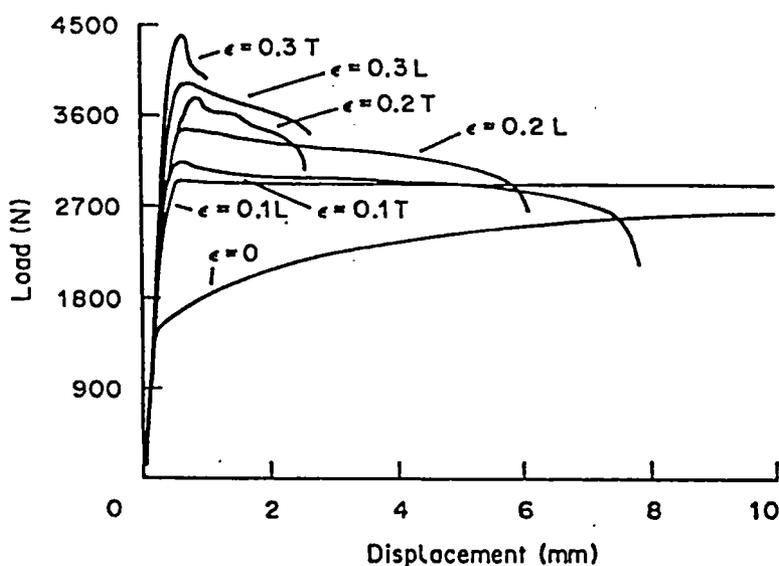


Figure 1.2 : Courbes de traction d'éprouvettes prédéformées ($\epsilon=0.1, 0.2$ ou 0.3) par un laminage^[17].

Une direction de traction parallèle (L) et perpendiculaire (T) à celle du laminage sont envisagées.

Les modèles actuels polycristallins (Cf. [16][17]) n'arrivent pas à reproduire ce type de courbe expérimentale. Les résultats dépendant fortement des premiers chargements, les modèles actuels ne font intervenir l'histoire du matériau qu'au travers de l'écrouissage associé aux systèmes de glissement, à l'échelle intragranulaire. Or la microstructure intragranulaire a un rôle important sur la réaction à un second chargement, en particulier dans le cas de la localisation de la déformation.

Mieux connaître les évolutions d'une microstructure sous les effets du cisaillement permettraient de mieux comprendre la formation des bandes de déformation localisée.

Un autre aspect important de ces études est lié à la possibilité de modifier, d'améliorer les composantes d'une microstructure pour l'aide à la conception métallurgique de matériau. Ces techniques de modélisation deviennent alors un outil pour élaborer des matériaux spécifiques, dont une application peut être de faire apparaître ou éviter la localisation de la déformation et les bandes de cisaillement adiabatique.

Lors de précédents travaux^{[8][11][20][21]} effectués au CREA sur différents aciers martensitiques, l'étude des bandes de cisaillement adiabatique ainsi que l'optimisation des géométries d'éprouvettes ont permis de mieux comprendre le développement et la propagation d'une bande de cisaillement adiabatique, à partir d'un défaut géométrique, pour les expériences, ou géométrique et thermique, pour les simulations numériques.

Nous avons décidé de nous attacher à observer et analyser la formation de la bande de cisaillement adiabatique par l'étude de l'évolution de la microstructure et de l'effet géométrique dans les mécanismes de déformation. Le matériau de l'étude est un acier 28NCD6 dans un état traité (dureté~52 HRC), de la classe des aciers martensitiques. Il est nommé sous la référence MARS240^{®1} du fournisseur Creusot-Loire Industrie.

Dans notre cas particulier, les travaux effectués sont l'analyse et la caractérisation des paramètres physiques qui ont une influence sur les conditions d'apparition du cisaillement adiabatique, au moyen d'une modélisation originale, basée sur les développements de la théorie mécanique des matériaux micro-hétérogènes à microstructure évolutive. Le schéma à l'origine de cette étude est celui du modèle théorique biphasé non linéaire de l'inclusion plastique à frontière mobile développé par H. Sabar et M. Berveiller^{[19][22]}.

La partie A est consacrée à la bibliographie relative aux bandes de cisaillement et à la localisation de la déformation ainsi qu'au choix de notre modèle.

¹ MARS240[®] est un nom déposé par Creusot-Loire Industrie.

Les données du matériau nécessaires aux calculs font l'objet de la partie B et sont obtenues grâce aux essais de torsion (statique et dynamique) et de poinçonnage ainsi qu'aux observations par microscopie électronique à balayage et en transmission.

Dans la partie C, après une introduction générale et historique sur les questions du rôle de la microstructure dans les aspects à l'échelle macroscopique du comportement, nous présentons les bases du modèle dans son cas général, avant de s'intéresser à l'application plus particulière que nous avons regardée. Ensuite, la sensibilité aux paramètres est étudiée en fonction de l'effet des différents facteurs pour déterminer les limitations d'application de ce travail. L'application au matériau support de l'étude est discutée dans le dernier chapitre, paragraphe D de ce document.

Nous donnons ensuite les conclusions que nous avons obtenues et les perspectives qui s'offrent à ce type de modélisation.

Partie A

Etude bibliographique

A. Etude bibliographique

Cette première partie, consacrée aux notes bibliographiques, a le but de présenter, avec quelques uns des documents relatifs au cisaillement adiabatique, les travaux précédents des différentes équipes intéressées par le sujet, de relever les points où notre étude expérimentale et numérique s'insère, et de poser les questions auxquelles nous souhaitons proposer des réponses.

Les paragraphes suivants présentent le phénomène physique qu'est le cisaillement adiabatique avec un accent particulier mis sur les microstructures concernées. Le Tableau A.2.1 et le Tableau A.2.2, chronologiques et détaillés, sont un support utile à la compréhension de l'évolution de l'étude des bandes de cisaillement adiabatique. Pour ne pas restreindre cette étude aux seuls aciers, qui sont les matériaux principalement à l'origine de l'observation des bandes de cisaillement adiabatique, il est rappelé brièvement la présence de ces bandes dans quelques autres matériaux.

En parallèle à ces travaux sur les bandes de cisaillement, des recherches au niveau de la modélisation de ce phénomène sont réalisées. Parmi les différentes hypothèses et le choix des étapes de la localisation choisies pour être modélisées, nous faisons une présentation de quelques unes des hypothèses couramment retenues et de nouvelles voies de recherche micro-macro qui intéressent notre étude en particulier.

A.1. Différents modes de sollicitation

A titre de comparaison, sont reportés dans le Tableau A.1.1 ci-dessous les principaux modes d'étude des bandes de cisaillement adiabatique relevés par Bai & Dodd^[1] et pour cette étude bibliographique. La nature de ce phénomène entraîne que tous ces essais sont dynamiques. Le Tableau A.2.2 regroupe de façon condensée quelques unes des différentes études du cisaillement adiabatique.

	Bai & Dodd	Tableau A.2.1 Tableau A.2.2	vitesse de déformation (s ⁻¹)
Impact	33	7	10. ⁺³ à 10. ⁺⁶
Torsion	18	10	10. ⁻³ à 10. ⁺⁴
Compression	9	9	10. ⁺³
Poinçonnage	4	4	10. ⁺³
Usinage	6	3	10. à 10. ⁺⁷
Explosion	9	1	10. ⁺⁷

Tableau A.1.1 : Méthode d'essai du cisaillement adiabatique.

Ce tableau-résumé montre de façon simple quels sont les moyens d'étude du cisaillement adiabatique. Les plus employés, en terme d'essai de laboratoire, restent les bancs de torsion dynamique, les barres de Hopkinson en compression et l'impact de plaques (plan ou incliné).

Les essais de torsion dynamique permettent de couvrir une large gamme de vitesses de déformation (du quasi-statique 10.⁻³ s⁻¹ au dynamique 10.⁺³ s⁻¹) pour détailler l'aspect du cisaillement simple seul. La compression dynamique reste un moyen simple d'étudier la réponse des matériaux à grande vitesse de déformation. L'intérêt des essais d'impact de plaques est qu'il permet d'atteindre de très grandes vitesses de déformation (10.⁺⁴ à 10.⁺⁶ voire ⁺⁸ s⁻¹), et de former des réseaux de bandes de cisaillement adiabatique, sous des conditions de déformations uniaxiales.

Nous avons utilisé, outre les moyens statiques disponibles au CREA pour l'étude du comportement, les bancs de compression et de torsion dynamiques pour obtenir les informations relatives au cisaillement. Nous disposons également d'une technique de poinçonnage dynamique^[11], moyen expérimental permettant de générer des bandes de cisaillement incomplètes à différents stades de leur formation.

note : étant donné la diversité des cas de localisation de la déformation en cisaillement, il faut donc préciser le vocabulaire employé dans ce travail. Le terme 'bande de cisaillement adiabatique' est utilisé pour les essais dynamiques conduisant à une localisation de la déformation par fines bandes. Il peut y avoir une transformation de phase dans les cas des plus fortes sollicitations. Il s'agit alors des bandes dites de *transformation*. Lorsqu'il n'apparaît qu'une bande de cisaillement intense (très forte déformation locale), les bandes sont dites de *déformation*. Lorsqu'il ne s'agit que de

cisaillement conduisant à la formation d'une bande, nous parlons de cisaillement non homogène, de bande incomplète ou d'apparition de la localisation. Notre modélisation s'attachera à décrire l'apparition de la localisation.

A.2. Nature des bandes de cisaillement adiabatique

La plasticité adiabatique est favorisée dans les matériaux fortement sensibles à la vitesse de déformation et de faible conductivité thermique (cas des alliages de titane). H. Rogers^[23] a distingué les matériaux en deux grandes classes selon la nature microstructurale de la bande de cisaillement adiabatique et leur tendance à former des bandes de transformation ou de déformation (cisaillement intense mais sans changement de phase). Staker^[24] et Dormeval^[25] ont défini un matériau idéal sensible au cisaillement adiabatique comme présentant une haute résistance, un faible écrouissage, une faible chaleur spécifique ou un rapide adoucissement thermique. Les matériaux à faible densité tels que l'aluminium ou le titane et leurs alliages respectifs présentent ces bandes de cisaillement adiabatique. Celles-ci sont également facilement observables dans des matériaux denses comme les aciers, les alliages de tungstène ou d'uranium.

Les bandes de déformation s'observent dans l'aluminium^{[26][27][28]} et ses alliages, le cuivre^[16] et ses alliages, le titane pur^[29], les alliages de tungstène,^{[30][31][32]} les bandes de transformation sont présentes dans les alliages de titane (principalement TA6V)^{[5][25][27][34]} ou d'uranium^[32] et dans tous les types d'aciers.

Nous rappelons que ce mode de ruine par la localisation de bandes de cisaillement se rencontre dans de nombreux matériaux ayant des structures totalement différentes, en dehors du cadre des applications d'aciers à hautes caractéristiques en vue d'utilisations de haute technologie ou militaires. La localisation de la déformation par bandes de cisaillement - intense non homogène mais non nécessairement adiabatique,- s'observe également en géologie dans les sables agglomérés^[35] et les roches sous contraintes^{[36][37]} mais aussi dans les matériaux à structure alvéolaire comme le bois^[38] ou le nid d'abeille soumis aux chocs^{[39][40]}. Ce type de ruine des matériaux se rencontre également en conditions cryogéniques^{[23][41]}.

Année	Auteur(s)	Moyen(s) d'essai	Matériau(x)	s^{-1}	m/s	ϵ_{bande} (%)	δT_{mesure} (°C)	l (μm)	Commentaires
1941	Trent & Met ^[3]	pendule, poinçon	câbles d'acier de mine				700		forte friction, pression
1944	Zener & Hollomon ^[4]	poinçon	acier martensitique	2000		100	>1000	32	martensite tétragonale
1964	Manganello & Abbott ^[42]	perforation plaque	différents aciers	-		-	-	-	mart. tremp. non rev.
1971	Glenn & Leslie ^[43]	perforation	acier martensitique	-		-	>Ac	~10	$\mu\text{HV}+32\%$, aust.>>défor
1979	Costin & alii ^[44]	torsion dynamique	1018 CRS / 1020 HRS	1000		10 à 30	50		
1981	Sangoy ^[45]	perforation	28CND8, Z50CDV5				<1000		pression
1981	Dormeval & Stelly ^[25]	comp. dyna. en T°C	acier martensitique, TA6V4	2000		50	100	10 à 30	bande à 45°
1981	Duffy ^[61]	repris de Costin (79)	1018 CRS / 1020 HRS	2 à 10 10^{+3}		10 à 20	210	-	
1985	Sangoy & Moureaud ^[64]	perforation	28CND8	1. 10^{+4} à 5		-	-	-	austénitisation+trempe
1985	Dormeval & Ansart ^[34]	comp. dyna. + saut	TA6V, 35NCD16	2000		20	-	20 à 50	bande à 45°
1985	Nguena ^[5]	torsion dynamique	TA6V, Marval 18, XC48					10	$\mu\text{HV} +50$ à $+90\%$
1985	Moss & Pritchard ^[46]	impact barre-plaque	aciers légers		1-2e2	-	-	-	pression hydrodyna
1985	Vingsbo ^[47]	pendule d'usure	HSLA / Hadfield aciers		5,6	-	transf	100	martensite de friction
1986	Ansart & Dormeval ^[13]	comp. dyna, cale, saut	35NCD16, 28CND8, Z50CDV5	5000		30 à 50	-		bande à 45°, interrompu
1987	Harren	comp. dynamique	Al -3% Cu	10^{-4}		-	-	-	
1987	Derep ^[8]	perforation	28NCD6	-		-	>1000	10 à 20	pression., grains 130 nm
1988	Marchand & Duffy ^[9]	torsion dynamique	HY-100	10^3		25	590	20 à 40	
1988	O'donnel & Woodward ^[28]	comp. dynamique	2024 T351	1.10^{-3} à $+2$		90	-	-	localisation si $d/h>0,5$
1989	Ansart & alii ^[27]	choc de plaque	alliages Ti6Al4V, Al 2024		2 à 3 10^{+2}				saut de contraintes
1990	Meyers & Wittman ^[14]	perforation	AISI 8620, AISI 1018	:	<1050	27	-	-	

Tableau A.2.1 : Quelques études du cisaillement adiabatique de matériaux métalliques (1941-1990).

Année	Auteurs	Moyens d'essai	Matériau	s^{-1}	ϵ_{bande} (%)	δT_{mesur} e (°C)	l (μm)	Commentaires
1990	Beatty & alii ^[49]	comp. dynamique	AISI 4340 (4 trait. therm. à HRc52)	$1. 10.^{+3 \text{ à } +5}$	-	925	9 à 50	grains 8 à 20 nm
1990	Meunier & alii ^[50]	perforation	35NCD16, 28CND8	$2 \text{ à } 3. 10.^{+3}$	-	-	20 à 40	
1991	Grady ^[51]	explosion	acier 4140					bainite, forte pression
1991	Duffy ^[61]	torsion dynamique	AISI4340, HY-100, Ti, WHA	$1. 10.^{+5}$	1000 _b	600	200 à 20	10 μ -1000%; 100 μ -100%
1991	Xing & alii ^[73]	torsion dynamique	alliage LY-12 (alu) / 20#HRS	1500	130	$5 \times \theta_0$	200 à 400	δT calculé
1992	Berveiller & alii ^[16]	laminage croisé	Cu	-	2, 5, 10, 60	-	-	
1992	Duffy & Chi ^[12]	torsion dynamique	HY-100, AISI4340 (HRc44, HRc55)	$1. 10.^{+5}$	100 à 1000	600	$3 \wedge 150$	
1993	Cho & alii ^[10]	torsion dynamique	HY 100	$>1. 10.^{+5}$	1000	600	20	dureté, X-carb., ZAT
1993	Weerasooriya & alii ^[30]	torsion dynamique	93W-5Ni-2Fe	600	18	-	100	bande déformée
1993	Deltort ^[11]	compression-torsion dynamique, poinçon	35NCD16	$1. 10.^{0 \text{ à } 5}$	5 à 50	>750	100	cisaillement simple 1D
1994	Mgbokwere & alii ^[55]	torsion dynamique	AISI 4340 (HRc 44)	$1.10.^{3 \text{ à } 5}$	20	460	-	Fe α , $\mu HV +45\%$
1994	Zhou & alii ^[31]	impact de plaques	WHA 93W-4,9Ni-2,1Fe	$7. 10.^{+5}$	8	T_{fus}	5 à 10	
1994	Zurek ^[33]	poinçonnage dynamique direct	AISI 4340 perlitique	$18. 10.^{+5}$	50	>650	5 à 12	BCA naissante, pas transf
1994	Vecchio ^[53]	compression dyna.	Ta, Ta-10W	$1.10^{-3} \text{ à } 3.10^{+4}$	500	830	150 à 200	température calculée éprouvette chapeau
1995	Zurek & Follansbee ^[32]	compression statique/dynamique	U-.75 Ti, Wha 93W-5.6Ni-1.4Fe	$1.10.^{-3} \text{ à } 6.10.^{+3}$	Culver	$\beta \rightarrow \gamma$ (1330)	-	U-Ti=CA Wha=non CA

Tableau A.2.2 : Quelques études du cisaillement adiabatique de matériaux métalliques (1990-1995).

- - = donnée non disponible dans l'article
- comp.= compression; tor.= torsion, stat.= statique, dyna.= dynamique

A.2.1. Microstructure des bandes dans les aciers

Au XIX^{ième} siècle, Tresca est un des premiers à remarquer ces déformations localisées, qu'il appelle "heat lines". Il pense qu'une partie du travail mécanique se dissipe dans ces régions sous forme de chaleur (effet Joule).

Dès 1941, Trent^[3] remarque des "lignes blanches" sur les fils extérieurs des câbles de treuillage en acier dans les mines. Il identifie le réseau *tétragonal* de la *martensite*, formée par transformation de la sorbite initiale sous les conditions de forte pression de la friction du câble sur les supports et de l'élévation de température - due à l'énergie de cisaillement plastique local - qu'il estime croître jusqu'à 700°C suivie d'un refroidissement rapide par la matière environnante.

Scott & al.^[54] en 1966 pensent que la bande est constituée de *ferrite sursaturée* par la *dissolution des carbures* en conditions extrêmes d'échauffement et de pression, mais que l'explication de cette dissolution par une diffusion est peu plausible car elle reste trop lente.

En 1971, Glenn & Leslie^[43] mesurent une augmentation de la microdureté dans la bande. Leurs analyses au MET laissent supposer une structure de taille inférieure à 0.1 μm , et une élévation de température permettant l'austénitisation. La structure finale dans la bande serait alors une austénite extrêmement déformée, issue de la fine martensite initiale tandis que Wingrove^[114] observe une structure cubique centrée qualifiée de *martensite non conventionnelle*. Les bandes seraient liées à la forte densité de dislocations groupées en cellules.

En 1981, Sangoy^[45] trouve une *martensite très fine sans austénite résiduelle* pour des aciers soumis à perforation. Selon l'auteur, la pression du choc permet d'abaisser la température de transformation de phase de sorte qu'il n'est plus nécessaire d'atteindre 1000°C ni la fusion locale.

Dodd & Bai^[15], en 1985, dans un article sur la largeur des bandes de cisaillement adiabatique observent des lignes blanches de *martensite* pour des aciers et des bandes étroites pour d'autres matériaux.

En revanche, Derep^{[7][8]}, dans une étude détaillée d'un acier à blindage, soumis à perforation, observe dans la bande une structure de *ferrite δ , équiaxe*, constituée de grains de diamètre moyen 135 nm et contenant de fins feuillettes de martensite (10 nm). Pour atteindre le domaine δ , il faut supposer qu'une très haute température d'échauffement est créée. Ce domaine δ conduit à des valeurs de température dont l'ordre de grandeur est supérieur à 1000°C dans la bande. Ensuite, la matière environnante dissipe la quantité de chaleur présente et a l'effet d'une trempe très rapide qui

bloque la ferrite δ . J. L. Derep émet des réserves quant à l'existence de germes de fusion locale, malgré ces niveaux de température, puisqu'ils ne peuvent être retrouvés.

Dodd & Bai^[15] présentent, en 1987, la nature et le mécanisme de formation des bandes de cisaillement adiabatique sur des aciers impactés. Les lignes blanches sont une *très fine martensite tétragonale centrée* obtenue par la localisation d'une bande qui s'échauffe suffisamment par déformation pour atteindre l'austénitisation. Lorsque la sollicitation est passée, l'échauffement cesse et la matrice voisine de la bande absorbe l'excédent de chaleur en faisant une trempe brutale, ce qui explique l'apparition de la martensite. Toutefois, il ne s'agirait pas d'une martensite de trempe classique car elle est *équiaxe*, a une taille de grains très fine (quelques dizaines de μm) et peut contenir de l'*austénite résiduelle*.

En 1990, Meyers & Wittman^[14] étudient des aciers à faible taux de carbone (<0,2%) en perforation. Ils observent que les lignes blanches ne sont pas forcément transformées mais ont une microstructure très fine avec une sursaturation en carbone dont la dureté est augmentée. Les bandes de cisaillement adiabatique apparaissent essentiellement dans les aciers trempés de dureté élevée, avec une transformation de phase éventuelle dans la bande. Les auteurs précisent qu'ils n'ont pas la preuve assurée de cette transformation. Dans l'étude d'un acier AISI 4340 (martensitique), la bande résultante a la même structure que la matrice : *cubique centrée tétragonale* avec des *carbures redissous* ou très petits (χ -carbures, cémentite). Les lattes de martensite initiales semblent cassées et remplacées par une *structure microcristalline*. Les lignes blanches, mises en évidence par l'attaque chimique lors de l'observation microscopique, seraient dues à une modification de la réaction de la bande à l'attaque chimique par rapport à l'attaque classique de l'acier ou à un changement de nature des carbures dissous.

Bai & Dodd^[11] en 1992, en faisant référence à Derep^[8] ne reprennent pas l'idée de la seule martensite présente.

Récemment en 1993, Cho & ali^[10] ont étudié la microstructure et le mécanisme de formation d'une bande de cisaillement adiabatique en torsion dynamique sur l'acier HY-100 (lattes parallèles de martensite revenue). Ils obtiennent une structure équiaxe très fine constituée de petits grains allongés de diamètre de 0,1 à 0,3 μm (rapport d'élongation compris entre 10 et 40), présentant une forte densité de dislocations ainsi que des murs de dislocations apparus au cours de l'orientation et l'étirement des grains dans la bande de cisaillement adiabatique, dans le sens du cisaillement.

En 1994, Zurek^[33] a réalisé des essais de poinçonnage dynamique par impact direct du projectile sur des échantillons pastilles de AISI 4340 perlitique. Les observations de la

microstructure déformée effectuées en microscopie optique et par microscopie électronique à balayage montrent un compactage et une réorganisation des lattes originelles mais sans preuve de transformation de phase.

Mbokgwere & alii^[55] ont analysé par microscopie électronique en transmission les bandes de cisaillement adiabatique dans un AISI 4340 en torsion dynamique. La microstructure relevée est équiaxe très fine dans la bande de cisaillement adiabatique mais ne présente pas de preuve d'une transformation de phase.

Les premières campagnes d'essais (compression et poinçonnage dynamiques) menées à l'ETCA n'avaient pu contribuer à infirmer ou confirmer les précédentes conclusions de changements de phase éventuels^{[7][11]} pour les aciers à blindage étudiés. En effet, seules quelques observations au MEB ont été faites sur les bandes de cisaillement adiabatique naissantes dans l'acier à blindage mais sans pouvoir analyser la très fine et très complexe microstructure des bandes alors obtenues. Les tentatives de réalisations de lames minces pour le MET avaient échoué. Depuis lors, les observations et les analyses réalisées à l' ETCA sont présentées dans la partie *B* de ce document.

A.2.2. Bandes de cisaillement d'autres matériaux non ferreux

Parmi les auteurs précités (voir aussi les références [1][56]), quelques uns ont étudié la formation des bandes de cisaillement adiabatique dans des matériaux non ferreux (ou à faible pourcentage de fer) tels que les alliages de titane, d'aluminium, de cuivre ou de tungstène.

Les données chiffrées sont détaillées dans le Tableau A.2.2 et ne sont donc pas reprises dans les paragraphes ci-dessous.

A.2.2.1. Matériaux métalliques peu denses

Titane et alliages

Les alliages de titane (études sur le TA6V4) sont très propices aux bandes de cisaillement adiabatique car ils conduisent mal la chaleur (conditions adiabatiques facilitées) et sont sensibles à la vitesse de sollicitation (transformations de phase possibles). Les bandes de cisaillement existent dans

les deux types de phase α (hexagonale compacte) et β (cubique centrée) pour les alliages à phases mixtes^{[34][57][58]} mais également, dans le titane pur α (ou de pureté commerciale)^[29].

Leur faible masse volumique ($\sim 4000 \text{ kg/m}^3$) cependant, fait de ces alliages un concurrent des aciers pour les applications aéronautiques, nécessitant des structures légères résistantes, mais aussi en terme de matériau pour blindage. C'est pourquoi, les bandes de cisaillement adiabatique sont souvent étudiées dans les alliages de titane.

Aluminium et alliages

Les bandes observées dans l'aluminium et ses alliages sont principalement de larges bandes de déformation intense de cisaillement. En effet, les bandes observées dans les alliages d'aluminium présentent des longueurs et des déformations comparables à celles des aciers mais des épaisseurs 10 à 100 fois plus larges, pour des conditions de sollicitations équivalentes.

A.2.2.2. Matériaux métalliques denses et très denses

Cuivre et alliages

Les bandes de cisaillement adiabatique présentes dans le cuivre et ses alliages lors de sollicitations dynamiques ont la particularité de ne plus exister en tant que bande de matière très fortement cisailée parce qu'il semble y avoir recristallisation^[59].

Tungstène (W), Uranium

Les alliages de tungstène (>90%), constitués de nodules plus ou moins ronds, présentent seulement des bandes de déformation à cisaillement adiabatique intense. La Figure A.2.1 montre une microstructure de ces alliages lorsqu'elle est traversée par une bande de cisaillement. Les nodules de tungstène sont extrêmement allongés à partir de leur position initiale et s'alignent dans la direction imposée par le cisaillement. La zone affectée est étroite puisque les nodules du proche voisinage conservent leur forme arrondie.

bande de
déformation

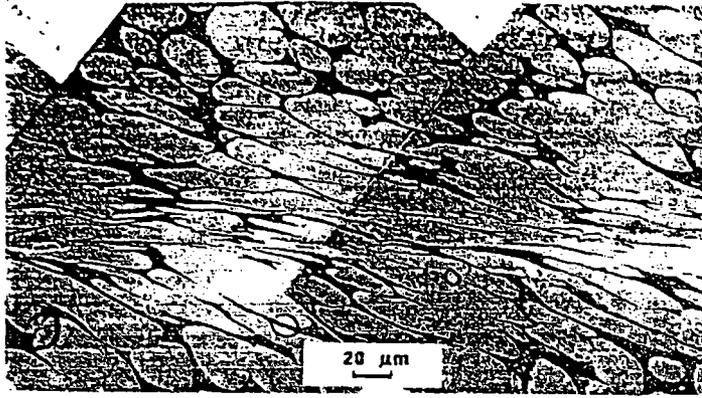


Figure A.2.1 : bande de cisaillement dans un alliage de tungstène^[60]

La Figure A.2.1 montre la présence simultanée de deux formes de microstructures : des nodules initiaux arrondis peu déformés et les nodules très étirés par le cisaillement dans la bande de déformation. Il faut par conséquent pouvoir suivre l'évolution de la microstructure soumise à une sollicitation lorsqu'une modélisation est souhaitée et vérifier l'influence de cette (ou ces) microstructure(s) sur le comportement macroscopique.

A.2.3. Hypothèses concernant la microstructure

Le phénomène physique des bandes de cisaillement peut se décomposer en étapes correspondant à des mécanismes différents. Généralement, trois étapes^{[1][9][11][23][61]} sont retenues pour le décrire. Tout d'abord débute la mise en place de la sollicitation de cisaillement où la déformation reste encore homogène même s'il s'agit de forte déformation. Ensuite commence une phase de déformation non homogène rapide lorsque la localisation de la déformation est présente. Cette étape correspond au moment où l'élévation de température entre également en jeu. Cette phase intéresse la propagation de la bande jusqu'à la dernière étape qui concerne la rupture de la pièce ou de l'échantillon par l'apparition de microfissuration. Ces deux dernières étapes sont souvent très proche l'une de l'autre. Ansart^{[13][27]}, Buisson^[21], Dormeval^[34] ont à ce sujet, et sur un acier semblable à celui de notre étude, mis en évidence que plus le niveau de dureté d'un acier est élevé, plus vite la rupture définitive suit le cisaillement adiabatique. Ils l'ont représenté (Cf. Figure A.2.1) par la mesure des déformations atteintes lors du cisaillement adiabatique sans rupture en comparaison des échantillons rompus. Ces relevés sont faits par l'intermédiaire d'essais de compression dynamique avec bague d'arrêt pour limiter le niveau de déformation. Ils permettent donc de disposer d'une série d'échantillons comprimés, puis cisailés partiellement (45°) et enfin

complètement cisailés jusqu'à la rupture. Ils montrent ainsi une des contraintes de l'élaborateur. Il faut qu'il puisse fournir des aciers à hautes caractéristiques ou à blindage suffisamment ductiles pour plastifier avant de rompre.

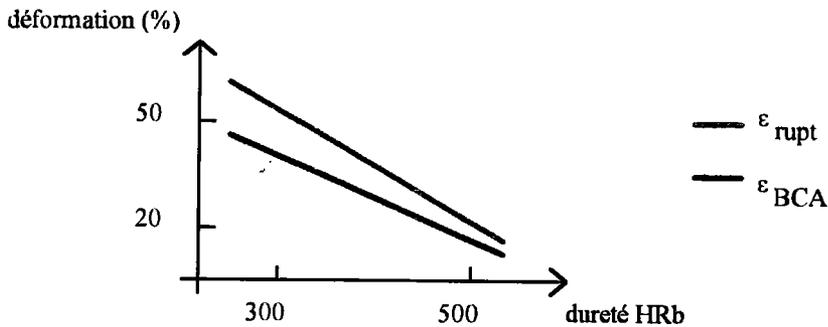


Figure A.2.2 : influence de la dureté sur la déformation de cisaillement adiabatique^[34].

L'étude du cisaillement adiabatique est dans la plupart des cas traitée comme une instabilité plastique à partir d'un défaut initial dont les origines sont diverses. Il peut s'agir :

- d'un défaut géométrique introduit volontairement ou non (resserrement de sections, rainures d'usinage, fines rayures).
- un défaut thermique^{[11][50]}, créé par un gradient thermique initial qui entraîne l'existence d'un gradient de déformation (Cf. Figure A.2.3).

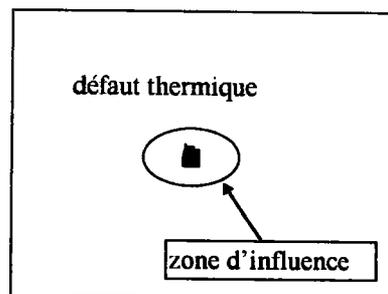


Figure A.2.3 : illustration de la zone d'influence d'un défaut thermique.

- un défaut d'origine métallurgique apparaissant au cours d'une des étapes de traitements lors de l'élaboration ou de traitements thermo-mécaniques ultérieurs. Dans cette acception, le terme défaut peut s'interpréter comme une inclusion ou un précipité, une seconde phase ou un enchevêtrement de dislocations dû au laminage.

- une concentration des efforts due à la configuration du chargement appliqué^[62]

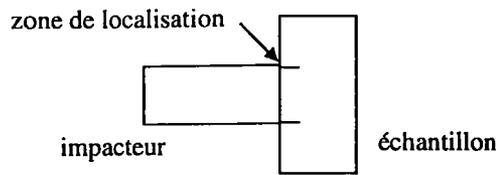


Figure A.2.4 : illustration d'une inhomogénéité de chargement^[62].

Le mécanisme d'apparition de la localisation, à l'origine des bandes de cisaillement adiabatique, est maintenant une des études principales du cisaillement adiabatique. Le phénomène de propagation a été le plus souvent étudié et semble maintenant bien identifié comme étant un cycle compétitif auto-catalytique entre l'écroutissage du matériau dû à la déformation plastique et l'adoucissement thermique qui en résulte. Par ailleurs, nous ne nous sommes pas intéressés à la phase terminale de ce cycle, c'est-à-dire à l'aspect de la rupture de la pièce.

Harren^[48] note que la localisation par bande de cisaillement adiabatique est possible dans un matériau non endommagé mais qu'il doit être déjà écroui. La mise en place d'une microstructure hétérogénéisée par les mouvements de dislocations lors de la sollicitation imposée joue par conséquent un rôle important sur la localisation de la déformation. Il observe qu'un glissement grossier à travers les grains se développe avant que n'apparaisse la localisation. Il conclut alors que l'adoucissement géométrique par ce mouvement des dislocations est un aspect important pour la localisation en bandes. Il pense aussi que les microfissures et l'adoucissement thermique ne sont pas indispensables, bien qu'influents favorablement.

Par la suite, Giovanola^[63] a observé que la localisation de la déformation était plutôt due à un fort adoucissement géométrique qu'à la température quand il se forme des microcavités. Il insiste sur la nécessité de rechercher deux modèles différents pour distinguer les bandes de cisaillement inhomogène des bandes adiabatiques. La proposition d'un modèle doit donc définir le mécanisme étudié.

Bai et Dodd^[1] précisent que les bandes de cisaillement adiabatique sont souvent non-cristallographiques et transgranulaires. Elles sont accélérées dans les milieux micro-endommagés par des vides (présents ou créés par les sollicitations) ou des microfissures. Cependant, il faut différencier ces bandes du développement des fissures (présence d'une surface libre dans le matériau). Les auteurs notent toutefois que les bandes de cisaillement se terminent souvent par une rupture par fissures.

En ce qui concerne les aciers, les avis restent partagés au sujet de la nature microstructurale de ces bandes de cisaillement adiabatique. En effet, parmi les nombreuses études traitant ce sujet dans le cas des aciers à hautes caractéristiques, la microstructure fine et équiaxe au cœur de la bande est décrite et acceptée par la plupart des auteurs. Cependant, il existe une polémique pour déterminer les phases métallurgiques présentes dans cette bande extrêmement fine selon la nature de l'acier considéré. Pour quelques auteurs, il s'agit de la martensite initiale déformée à l'extrême au cours de la sollicitation, tandis que d'autres observent une martensite nouvelle, quelquefois appelée *non conventionnelle*. Par ailleurs, la ferrite- δ a été également rencontrée dans ces bandes adiabatiques de cisaillement localisé. Des auteurs ont observé ou estimé qu'il pouvait y avoir des zones de fusion locale^{[4][7][21]}. Bousseau^[20] rapporte que d'un essai à l'autre pour un même acier, il relevait différentes microstructures dans les bandes de cisaillement adiabatique, par conséquent, il est difficile d'affirmer qu'une transformation de phase accompagne de façon systématique ces bandes. Les mesures d'élévation de température, malgré les imprécisions ou les difficultés de mesures qualitatives précitées, révèlent de fortes températures (de 650 à 1000°C, Cf. le Tableau A.2.2). Avec diagramme des phases à l'équilibre, de telles élévations de température laissent supposer qu'une transformation de phase est possible. Cependant, certains auteurs^{[10][33][43][55]} ne soutiennent pas cette idée dans la mesure où ils n'ont pu déterminer de preuves métallurgiques de cette transformation ou bien en tenant compte de la pression dans le matériau^{[3][45][64]}.

La possibilité d'une transformation de phase paraît plausible pour les aciers austénitiques ou bien contenant de l'austénite résiduelle dans la mesure où une martensite nouvelle est observée par microscopie électronique. En ce qui concerne les aciers de la classe martensitique, les publications contradictoires ne permettent pas de lever définitivement l'interrogation concernant la transformation de phase. L'aspect de la *ligne blanche* en microscopie optique et les mesures de dureté (ou microdureté locale) très élevées vont dans le sens de l'hypothèse d'une martensite (classique ou non conventionnelle), même dans le cas des aciers sans présence initiale d'austénite résiduelle.

Ainsi, différents auteurs demeurent encore en désaccord aujourd'hui. La transformation de phase lors du cisaillement adiabatique reste une question ouverte. La dissolution totale ou partielle avec ou sans diffusion des carbures présents initialement dans le matériau est un autre sujet encore discuté. A cela s'ajoute la question de l'origine de la bande de cisaillement adiabatique dont un 'défaut' (microscopique, géométrique, thermique, etc) ou des concentrations de contrainte induites par le chargement (ou bien encore les deux simultanément) sont des solutions en concurrence.

Meunier et al^[50] se sont intéressés au rôle de la microstructure d'un acier à blindage soumis à perforation. Ils ont remarqué que deux microstructures différentes, à savoir une martensite seule et une microstructure mixte martensite et bainite, montrent une sensibilité au cisaillement adiabatique différente malgré une dureté de même niveau. Le comptage du nombre de bandes est un moyen de schématiser la phase de formation des bandes de cisaillement adiabatique. En comparant les résultats, ils observent que la présence composite de martensite et de bainite est plus favorable au cisaillement adiabatique que la martensite seule (Cf. Figure A.2.5).

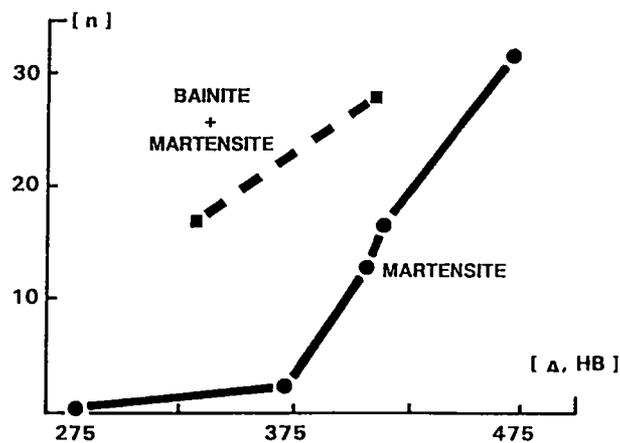


Figure A.2.5: sensibilité d'une microstructure au cisaillement adiabatique^[50].

Comme les bandes de cisaillement adiabatique observées existent dans les sens perpendiculaire et parallèle à la sollicitation, ils précisent qu'ils ne peuvent pas conclure à une orientation particulière de la microstructure. Ils constatent également que des microdéfauts, des inclusions ou encore une seconde phase sont indispensables pour assurer cette instabilité de la déformation. Sans ces microdéfauts, il n'y aurait pas de bandes de cisaillement adiabatique au-delà d'un seuil critique mais seulement un adoucissement global. Les auteurs expliquent donc la plus forte sensibilité de la microstructure martensite et bainite au cisaillement adiabatique, par rapport à la martensite seule, par les hétérogénéités de dureté dans le matériau, ce qui crée des hétérogénéités de déformation favorables à la localisation.

Nous attacherons un intérêt particulier aux résultats de ces auteurs dans la mesure où les hétérogénéités (de dureté, déformation, seuils, etc.) au sein du même matériau constituent un des points essentiels pour la compréhension de la localisation de la déformation -et par extension, à la

formation des bandes de cisaillement. Le modèle proposé dans la partie C présente une application de ces remarques, par l'étude de ces hétérogénéités de déformation.

Malgré ces questions toujours passionnées entre les différents laboratoires intéressés par le cisaillement adiabatique, nous devons ajouter la remarque supplémentaire que, finalement, la détermination de l'état final de la bande et/ou de sa structure a moins d'importance pour la compréhension de la localisation. Cette remarque suit l'idée retenue par Moss et Pritchard^[46], dans leur article : «il s'agit moins de matériaux ou d'essais *avec* bandes de cisaillement ou *sans* bandes que de s'intéresser à l'importance de l'état local ($\sigma, \gamma, \dot{\gamma}, \theta, t$). La transformation de phase n'est alors pas nécessaire». Par conséquent, chercher à comprendre comment une bande apparaît permettrait de savoir plus facilement ce qui se passe quand elle est créée, et ainsi aider à déterminer comment une transformation existe.

A.2.4. Informations au sujet de l'élévation de température

En 1950, Bourne et Met^[65] ont cherché à faire disparaître une bande existante par des revenus à température croissante. Ils observèrent que le centre de la bande était long et difficile à dissoudre. Ils supposèrent que cette grande stabilité thermique provenait d'une forte dissolution du carbone et de la précipitation de nombreux et petits carbures. Le centre de la bande s'est donc très fortement échauffé pendant la sollicitation initiale.

Pour lever l'ambiguïté de l'éventuelle transformation de phase, il faudrait pouvoir suivre en temps réel l'évolution de la température dans le matériau et dans la bande qui se forme. Il serait également important de connaître l'évolution de la pression. Ainsi, cette donnée supplémentaire permettrait de savoir où se situer dans le diagramme des phases du matériau considéré. C'est pourquoi la prise en compte du profil temporel de l'élévation de température au sein même du matériau est une voie d'étude renouvelée par des techniques toujours améliorées. La recherche d'une température hypothétique par l'analyse fractographique métallurgique^[63] a évolué vers les mesures *in-situ*^{[9][11]} avec des films sensibles^[1], ou des associations de thermocouples rapides et de détecteurs infrarouge. Les principaux inconvénients de ces techniques sont d'une part, un temps de réaction souvent plus long que la durée du phénomène de cisaillement adiabatique, une mesure moyennée sur la surface des éprouvettes (difficulté de mesures locales) et d'autre part, une combinaison

indissociable du facteur d'émissivité et de la température dans les mesures faites en monochromatique.

Actuellement, les recherches de mesures locales de l'élévation de température s'orientent vers une mesure couplée infrarouge (pour le facteur d'émissivité) et ultraviolet (pour la température). Cette technique de mesure est développée au LEEE².

A.3. Modèles et critères

Dans les paragraphes suivants, quelques-uns des principaux axes de l'activité de modélisation traitant la formation et la propagation des bandes de cisaillement sont présentés, étant donné la diversité de choix des hypothèses simplificatrices retenues selon les auteurs, et l'orientation qu'ils donnent à leur étude.

En plus de l'intérêt scientifique d'un modèle, la modélisation est un outil utile pour la prévision de réactions (par exemple dimensionnement, limite à rupture, zones critiques de structures) et pour l'optimisation des caractéristiques des matériaux. Une extension des applications de ces modélisations concerne la compréhension de phénomène complexe incluant du cisaillement adiabatique, tels que l'interaction cible-projectile ou également l'étude des matériaux pour les têtes militaires.

Le but d'écrire un modèle d'évolution pour un matériau est de traduire le comportement d'un volume élémentaire représentatif à une sollicitation sous couvert de certaines hypothèses.

Pour modéliser le comportement des matériaux, différentes méthodes sont disponibles.

Les méthodes pour résoudre ce type particulier de problème thermomécanique, dans les modèles les plus couramment utilisés, comportent deux aspects : il s'agit soit d'une résolution analytique développée après des simplifications, soit d'une prise en compte du problème le plus complet possible dans un schéma numérique (code de calcul). Ce dernier cas a cependant soulevé des problèmes d'instabilité numérique^{[66][67][68]} liée aux codes employés ou bien aux maillages retenus.

Une loi à caractère macroscopique présente l'avantage de permettre des calculs analytiques, de s'écrire dans un code de calcul mais cela cache la réalité de ce qui se passe à l'échelle microscopique puisque ces lois sont définies et utilisables pour tout type de matériau quelle que soit leur structure propre. Le choix de ces paramètres, utilisés dans la loi de comportement du matériau,

² Le LEEE est le Laboratoire d'Energétique et d'Economie d'Energie du professeur Ph. Hervé à Ville d'Avray.

est donc fortement lié à la forme de la loi mathématique utilisée pour décrire la localisation. De plus, les résultats obtenus dans ce cas ne sont valables que pour ces conditions d'essais mais ne permettent pas d'extrapoler à d'autres domaines d'essais.

Suite à des observations métallurgiques, certains auteurs ont remarqué l'influence sur la localisation que peuvent avoir des systèmes de glissement particuliers ou bien la microstructure.

Il apparaît au travers de ces différentes études, que la microstructure initiale, c'est-à-dire présente avant tout chargement de cisaillement et/ou avant toute évolution adiabatique, a la même importance que les coefficients physiques du matériau. Un des soucis des ingénieurs et chercheurs vis-à-vis du traitement du problème de la localisation concernait moins le comportement de leur matériau plus ou moins bien connu que le(s) mécanisme(s) de déformation mis en jeu et la présence souhaitée d'un modèle qui pourrait servir de support^[69].

Les approches micro-macro théoriques, malgré les nombreuses idées dégagées, semblent soit trop éloignées de la réalité du matériau, soit posent des problèmes trop complexes pour l'utilisation dans un code de calcul. Il faut pouvoir accéder à chacun des paramètres utiles. Par conséquent, il s'agit d'une voie qui n'aboutit pas systématiquement à une utilisation facile, répandue et sûre de ces modèles. En contrepartie, les études empiriques^{[69][70]} présentent l'avantage principal de donner les résultats propres au matériau soumis aux essais, mais il reste toujours le problème du choix de la forme de la loi de comportement à associer.

Les nouvelles voies de modélisation examinées sont l'étude de la localisation par la loi de comportement et l'influence des paramètres liés à la microstructure dans des approches dites "semi-empiriques" (Cf. une définition proposée par Ansart & alii^[69]). Ces méthodes se situent entre les études purement théoriques et celles essentiellement expérimentales. Il s'agit de lier la physique du matériau aux relations de la mécanique.

A.3.1. Les hypothèses de la localisation

La démarche classique consiste à rechercher la relation $\sigma(t) = f(\varepsilon, t, \dots)$ qui existe entre la contrainte (resp. déformation) appliquée et la déformation (resp. contrainte) résultante à l'échelle de matière (cm^3) ou à celle du grain (quelques μm^3). L'écriture des lois de la physique, la prise en compte des relations de continuité des contraintes, de compatibilité des déformations lors de la description d'un trajet de chargement permet avec cette démarche classique de retrouver la

morphologie, l'anisotropie, l'écroutissage, et, avec une assez bonne corrélation, la texture d'un matériau.

Généralement, le cisaillement simple^{[11][21][33][51][52][66][71][72][73][74]} et les déformations planes en compression ou tension^{[75][76][77]} sont les configurations étudiées pour les calculs analytiques ou pour intégrer dans une simulation numérique. Le calcul se base sur la présence, nécessaire, d'un défaut initial (géométrique, matériau ou thermique, chargement) pour que la bande puisse s'amorcer et donc exister. La localisation sous la forme de ces bandes de cisaillement fait également l'objet d'une étude analytique systématique (1, 2 ou 3D) dans un autre type d'approche, plus récente,^{[78][79][80]} par la prise en compte de l'état des contraintes dans un solide élasto-visco-plastique sous sollicitations dynamiques de sauts de déformation ou de vitesses, sans introduire de défauts ou d'hétérogénéités initiales supplémentaires dans le matériau.

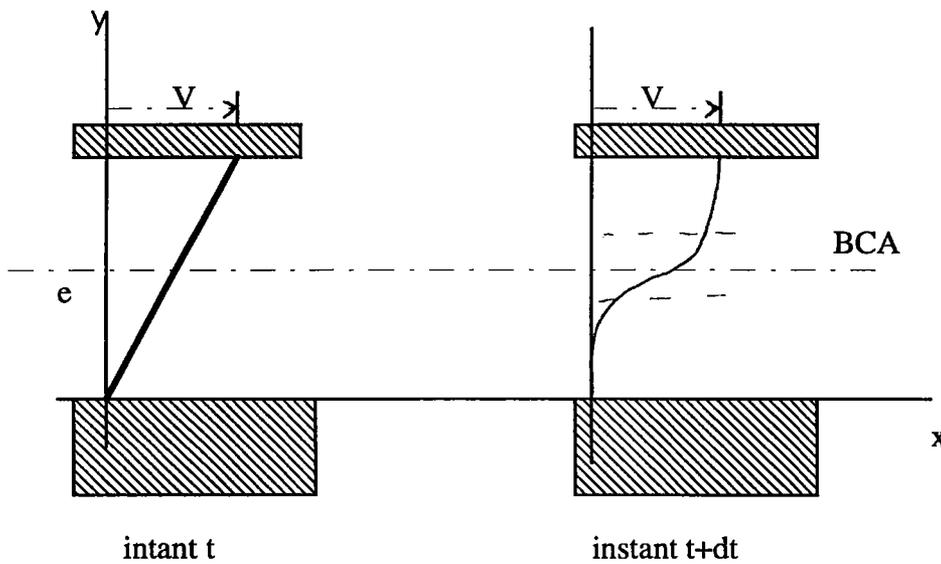


Figure A.3.1 : schéma général de la cinématique du cisaillement par bandes.

Il s'agit d'écrire les relations de conservation -quantité de mouvement (1) et énergie (2)- souvent unidimensionnelles, auxquelles vient s'associer la loi de comportement de la forme générale^{[51][81]} $\tau = \tau(\gamma, \dot{\gamma}, T)$, identifiée pour le matériau.

$$\rho \frac{\partial u}{\partial t} = \frac{\partial \tau}{\partial y} \quad (1)$$

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = \lambda \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \beta \tau \frac{\partial \gamma}{\partial t}; \beta \sim 0.9 \quad (2)$$

β est le coefficient de Taylor-Quinney. Il traduit que, «en moyenne» la plus grande partie (~90% pour des aciers^{[1][82]}) de la puissance des efforts extérieurs se transforme en chaleur.

Cependant, le caractère moyen de β supprime la notion d'une répartition hétérogène de la déformation plastique dans le matériau.

Les approches antérieures (dites *classiques*) prennent en compte des paramètres du matériau tels que l'écroutissage n , la sensibilité à la vitesse de déformation m , l'adoucissement thermique ν , et également d'autres grandeurs comme la conductivité thermique ou les phénomènes d'inertie pour des descriptions plus complètes.

Bousseau & Buisson^[20] rappellent que l'accroissement des variables que sont l'écroutissage, la sensibilité à la vitesse de déformation, la conduction thermique^[83] ou les effets d'inertie^{[84][71]} retardent la localisation catastrophique. En revanche, un fort adoucissement thermique ou une sollicitation 'la plus adiabatique possible'^[26], un adoucissement structural^[85], la recristallisation sont des phénomènes qui favorisent la localisation. Ils précisent que l'adoucissement structural, la recristallisation jouent un rôle particulier dans l'apparition des bandes de cisaillement adiabatique.

F. Dinzart, C. Fressengeas et A. Molinari^[74] ont étudié l'influence des effets locaux et d'hétérogénéité matérielle sur la localisation de la déformation plastique en cisaillement simple. Ils considèrent que le couplage thermo-mécanique et l'adoucissement thermique du matériau sont les causes de la localisation de la déformation dans le voisinage d'un défaut *géométrique* ou *structurel*, et par suite des bandes de cisaillement adiabatique.

Ils se placent dans un cadre unidimensionnel et adiabatique, négligent la déformation élastique et choisissent un loi de comportement du type :

$$\tau = \mu(x)F(\gamma, T)\dot{\gamma}^m \quad (3)$$

Cette forme étendue de la relation $\tau = \tau_0 \gamma^n \dot{\gamma}^m T^\nu$ ^{[21][72][73][83]} prend en considération un module de cisaillement $\mu(x) = \mu(0) + \mu_r(0)|x|^r$, permettant de modéliser l'hétérogénéité matérielle.

La largeur de l'échantillon est donnée par le développement :

$$|x| \leq x_1, l(x) = l(0) + l_r(0)|x|^r \quad (4)$$

où r est l'acuité du défaut (réduction d'une section)

Les coefficients utiles sont repris de ceux identifiés par Marchand et Duffy^[9]. Le couplage thermo-mécanique est traduit par β le coefficient de Taylor-Quinney dans l'équation de conservation de l'énergie.

Pour prendre en compte l'incidence du défaut géométrique introduit, ils utilisent un critère de localisation *structurel* $L_{\infty,r}$. Celui-ci traduit l'existence de l'intégrale de la déformation locale, définie par : $\int_0^{\gamma_1} \gamma(x) dx < \infty$ (5)

Ils constatent alors que l'acuité, la variété de forme du défaut externe local joue un rôle très important sur la dispersion de la déformation nominale à rupture, mais que ces défauts ont en revanche peu d'influence sur le déclenchement de la localisation.

Ces relations ne prennent pas en compte l'évolution du défaut initial lorsqu'il subit la sollicitation. C'est un défaut géométrique figé dont les différentes tailles et acuités ont des conséquences non négligeables sur la déformation à rupture. La participation de la microstructure au travers de $\mu(x)$ présente un aspect intéressant pour une approche méso-macro de la localisation de la déformation puisqu'elle reprend la notion d'hétérogénéité du matériau. Cependant, elle ne décrit pas l'hétérogénéisation qui continue de se produire avec la déformation plastique.

Klepaczko^[86] insiste sur le fait que, outre les lois de comportement trop simplifiées pour reproduire correctement la localisation par cisaillement adiabatique, de nombreuses modélisations sont proposées dans la littérature mais les résultats demeurent très sensibles à la loi de comportement utilisée. Ces modèles restent des approches macroscopiques.

$$\tau = B(T)(1 + b\dot{\gamma})^m \gamma^n \quad [44][86] \quad (6)$$

où a, b, B sont des constantes empiriques

En utilisant une relation de la forme (6), proposée par Litonski^[87] et Marciniak, ainsi qu'un critère d'instabilité $d\tau/d\gamma=0$, la localisation de la déformation est déterminée par une déformation critique à atteindre si le cisaillement est souhaité ou bien il faut rester en-deçà dans le cas contraire.

$$\gamma_c = \left[\frac{n\rho C(T)}{(1 - \xi)\dot{\gamma}^m \left(-\frac{\partial B}{\partial T}\right)} \right]^{\frac{1}{n+1}} \quad (7)$$

ξ représente l'énergie stockée dans le matériau.

$-\frac{\partial B}{\partial T}$ est un paramètre important qui traduit l'adoucissement thermique du matériau. La forme de cette relation (linéaire, bilinéaire) conditionne considérablement le début de la localisation et révèle quelquefois des contradictions par rapport au comportement réel du matériau.

Une meilleure approche consiste à écrire une relation de comportement du type Arrhenius où les densités de dislocations sont introduites. Mais il n'apparaît pas de notion de structures en cellules ou d'ordre géométrique liée à ces densités.

Ces comparaisons calculs/ expériences permettent de rechercher les enveloppes de matériaux lors de rupture par cisaillement adiabatique. Généralement, la déformation critique d'instabilité est liée à l'arrêt de l'écroutissage, entraînant la localisation et des conditions post-localisation plus complexe à étudier. L'auteur souligne l'importance des travaux de microscopie électronique en transmission^{[14][63][88]} pour comprendre ce problème du cisaillement adiabatique.

Armstrong et Zerilli^[6] ont proposé d'introduire les densités de dislocations dans un modèle de loi de comportement différencié pour les matériaux cubiques et les cubiques à faces centrées. En référence à l'acier de cette étude, nous ne donnons que la forme de loi de comportement pour un matériau de structure cubique.

$$\sigma_{bcc} = c + B\varepsilon^{-\beta T} + K\varepsilon^n \text{ avec } c = \sigma_G + \frac{k}{\sqrt{l}} \text{ et } \beta = \beta_0 - \beta_1 \ln(\dot{\varepsilon}) \quad (8)$$

où les données (c , β , B , K , n , σ_G , k , β_0 et β_1) concernées par la microstructure et les densités de dislocations sont calculées pour le matériau global et deviennent par la suite des constantes. Il n'est plus possible de prendre en compte des modifications de ces données par un suivi de l'évolution de la microstructure ni de réaliser d'extrapolation à d'autres conditions d'essais.

Dans ces types de loi, l'aspect de la localisation de la déformation provient d'une écriture de l'adoucissement avec un coefficient négatif pour le terme associé à la variation de température. L'absence de cette expression empêche de décrire une localisation avec une chute de la contrainte sous sollicitation monotone.

Il est possible d'écrire une loi de comportement considérant toute combinaison de ces paramètres.

A.3.2. Les critères

Le plus souvent la condition d'adiabaticité initiale est retenue pour retranscrire la notion d'instabilité plastique. Celle-ci est obtenue par l'utilisation d'un critère de force maximale (apparition de la striction), ou de déformation critique (Cf. Culver^[89]

$$\gamma_{crit} = \frac{n\rho C}{0.9 \left| \frac{\partial \tau}{\partial T} \right|},$$

Klepaczko^{[84][86]}, Recht^[90]) pour déterminer un instant correspondant à la localisation de la déformation en cisaillement dans ces bandes.

Le critère de force maximale a largement été étudié et employé pour les aciers. Son défaut principal est qu'il reste à l'échelle macroscopique de toute l'éprouvette. Pour les études de localisation, il ne peut pas traduire la structure spatio-temporelle des bandes de cisaillement adiabatique^[91].

Un autre critère, appelé critère de *localisation*,^[71] fait appel à un coefficient α calculé selon $\alpha = \frac{\delta \ln \dot{\epsilon}}{\delta \epsilon}$. Semiatin et Jonas^[92] ont remarqué que ce coefficient vaut environ ~ 5 , lors de l'apparition de l'instabilité pour des sollicitations dynamiques sur des alliages de titane et des aciers dans diverses géométries. Ils réservent leur résultat dans la mesure où ils n'ont pas pu l'appliquer à d'autres matériaux. Ce coefficient est utilisé pour les modélisations concernant les travaux sur les méthodes d'emboutissage^[93].

Lorsque la loi de comportement s'écrit sous une forme condensée $\sigma = \bar{L}\epsilon$, une recherche de la localisation peut se donner par le critère de Hill^{[35][78]}, $\det(nLn) = 0$. Il traduit l'instant où les termes d'érouissage deviennent nuls ou négatifs (notion d'adoucissement) mais ne correspond pas à un état physique du matériau, en terme de physique des dislocations, de microstructure *évolutive* du matériau comme peut l'exprimer la matrice des termes d'érouissage locaux.

Malgré ces modèles et critères disponibles, il existe cependant des cas où les critères sont mis en défaut,^{[17][94]} par les expériences. Ces modèles présentent quelques insuffisances pour la description du comportement d'un élément de volume soumis à une succession de trajets de chargement différents. Ce sont les trajets complexes, illustrés par le schéma de la Figure A.3.2.

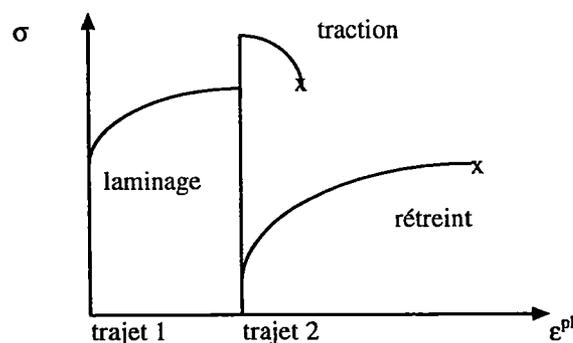


Figure A.3.2 : trajets complexes

L'utilisation d'une modélisation fondée sur cette démarche classique ne peut pas reproduire la différence de comportement avant rupture lors du second trajet (repris de l'exemple de la Figure A.3.2). Un échantillon provenant d'une tôle laminée rompt rapidement en traction tandis qu'il assure une déformation plus grande en rétreint.

La physique du matériau nécessite que le modèle soit amélioré ou réécrit et le critère adapté.

La sollicitation imposée à une structure quelconque conduisant à la formation de ces bandes localisées conduit à une microstructure dans la bande de cisaillement adiabatique issue d'un phénomène global^[11]. Par conséquent, l'aspect global entraîne un caractère non détaillable ou difficilement détaillable de ce qui se passe et, nécessite des hypothèses simplificatrices. Toutefois, la prise en compte des données macroscopiques seules ne suffit plus pour caractériser un matériau vis-à-vis de son comportement face au cisaillement intense localisé et/ou dans un contexte adiabatique. Il paraît nécessaire d'incorporer dans les schémas existants une notion de microstructure^{[16][34][47]} (ou *mésos*structure pour les cas trop complexes) pour permettre la compréhension de ce phénomène au sein du matériau.

note : Le terme *schéma existant* permet soit de conserver les hypothèses de l'auteur, soit de remettre en question une ou plusieurs des hypothèses pour ajouter cette notion de microstructure numérique. Les remarques précédentes relatives à l'importance de l'adoucissement géométrique font partie de ces modifications envisageables. Cet aspect géométrique est directement en relation avec la microstructure du matériau.

Dans le cadre d'une démarche de modélisation de phénomènes intragranulaires, par exemple à l'échelle des cellules de dislocations (un ordre de grandeur en-dessous du grain), la complexité de la modification de la microstructure pourra être abordée et permettre une meilleure reproduction des courbes expérimentales.

La présence d'un chargement extérieur entraîne la mobilité des dislocations. C'est la notion de *frontière libre* (vitesses non continues à travers les particules)^[19]. Ces frontières libres existent pour les cellules de dislocations mais aussi pour les changements de phase ou dans le maclage. Au cours de leur mouvement, les dislocations bougent et participent à la déformation plastique, certaines restant bloquées. Elles viennent s'accumuler dans les parois des cellules et augmentent ainsi leur résistance. C'est la notion d'érouissage non local^[95]. La mobilité de ces frontières (amas de dislocations, cellules) hétérogénéise localement le matériau. La constitution de zones voisines très différentes et nouvelles fabrique un matériau à deux phases- une dite 'molle' et une autre dite 'dure' -

où les contraintes sont très hétérogènes. Mughrabi^[96] a mesuré des contraintes internes de l'ordre de grandeur triple du seuil critique. Cette hétérogénéisation du matériau par le mouvement de ces frontières libres lors de la déformation plastique est un phénomène intrinsèque qu'il faut incorporer aux modèles.

L'importance d'une description correcte tient du fait qu'il est nécessaire de connaître la ductilité totale pour les industries de l'emboutissage et de la mise en forme pour éviter une déchirure catastrophique du matériau, mais aussi pour tout ce qui concerne l'amélioration, la conception des matériaux : d'une manière générale pour les applications de transport aéronautique ou automobile nécessitant résistance et légèreté des constructions, et pour des applications de blindage ou de matériaux pour têtes militaires en particulier.

Actuellement, les propositions de solutions à ces nouveaux problèmes s'orientent vers les questions relatives à l'adoucissement textural et la formation de structures de cellules de dislocations. Mais la notion d'adoucissement textural existe déjà dans les modèles micro à l'échelle du grain. Par conséquent, l'étude et la compréhension de la formation des structures en cellules de dislocations, dont nous avons montré l'influence, devient prépondérante dans ce type de modélisation. Cette formation d'une microstructure hétérogénéisée par le mouvement et le blocage de cellules ou groupes de cellules de dislocations intervient lors de chargement complexe^[17].

Les nouvelles approches, développées dans l'idée de préciser le problème lié à l'influence de la microstructure, considèrent en plus des paramètres mécaniques évoqués précédemment (qui sont des paramètres physiques indispensables), l'adoucissement structural^{[14][19][20][22][97]}, la recristallisation ou polygonisation^[59], un ou des changements de phase, éventuellement de l'endommagement^{[98][99]}. Ces améliorations sont faites dans le but de traduire le phénomène macroscopique à partir d'une description micro ou *méso* de la microstructure, mise en jeu lors de ce type de sollicitation.

En effet, ces derniers paramètres cités sont des caractéristiques propres à la microstructure du matériau considéré, mais également liés aux valeurs physiques globales dans les modélisations *classiques*.

Parmi les solutions possibles pour incorporer des éléments de la micro (ou méso) structure, nous pourrions envisager de modéliser précisément le matériau intéressant l'étude. Par exemple, en élasticité, les méthodes micromécaniques des milieux continus hétérogènes utilisent des relations de moyenne pour les contraintes et les déformations pour déterminer les propriétés du milieu homogène équivalent.

$$\Sigma = \frac{1}{V} \int_V \sigma(x) dV \quad E = \frac{1}{V} \int_V \varepsilon(x) dV \quad (9)$$

La déformation macroscopique externe E et le champ de déformation $\varepsilon(x)$ induit dans le matériau sont liés par un tenseur de localisation $A(x)$ selon $\varepsilon(x) = A(x) E$.

Le calcul correct des constantes élastiques nécessite une écriture complète de $A(x)$, c'est-à-dire de la microstructure^[100]. C'est en général impossible pour les polycristaux. Les documents disponibles dans la littérature n'ont pas présenté ce type d'analyse. Une des raisons parfaitement compréhensibles est la complexité notoire d'une microstructure d'un matériau courant. Une observation en microscopie optique suffit pour s'en convaincre.

Pour pallier les problèmes relatifs à la description de la microstructure, des hypothèses simplificatrices sont donc absolument nécessaires. Une des solutions consiste à décrire le matériau en zones uniformes par morceaux^[100]. S'il est possible de tenir compte de la topologie ou d'une schématisation de celle-ci dans une modélisation, alors l'évolution de la microstructure et les conséquences sur les caractéristiques mécaniques seront accessibles à l'utilisateur. Nous y reviendrons dans les paragraphes de la partie C de la modélisation.

En comparaison avec les observations de la microstructure sous forme de cellules de dislocations (voir Figure A.3.3), un schéma souvent utilisé, déjà décrit dans le cas élastique par Eshelby^[101], est celui constitué d'une inclusion (élastique, élastoplastique, etc.) au sein d'une matrice environnante, elle-même élastique ou élastoplastique, ou encore décrite par toute autre loi physique. Cette autre solution pour traiter le comportement du polycristal suit une démarche auto-cohérente^[103] pour calculer l'interaction des grains, schématisés par une forme ellipsoïdale, et d'une matrice, représentant le milieu homogène équivalent. La solution a été calculée par Eshelby^[101] et Kröner^[102]. Les paramètres que sont les constantes élastiques, la texture par l'intermédiaire des fractions volumiques de grains ou la géométrie de ces mêmes grains apparaissent dans ces relations comme des facteurs modifiables directement en relation avec la notion d'optimisation de matériaux.

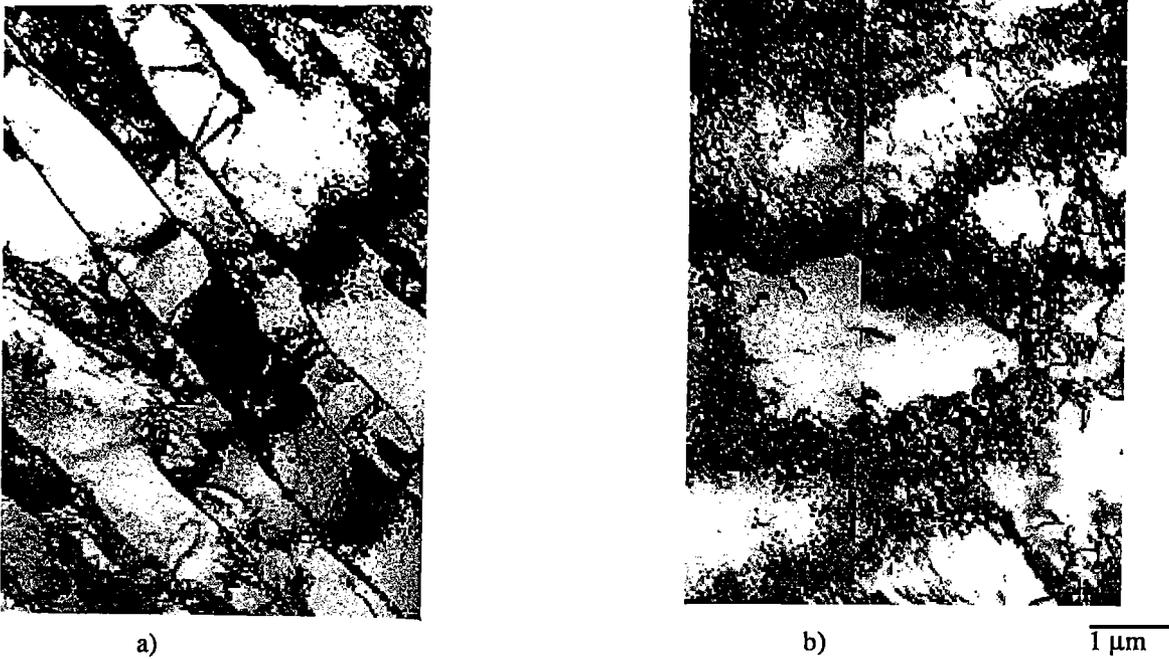


Figure A.3.3 : sous-structures de dislocations dans un acier, a) traction uniaxiale, b) expansion équi-biaxiale^[100].

Ensuite, les relations nécessaires de la loi de comportement et les conditions initiales et aux limites sont appliquées au problème.

Cette proposition de résolution permet d'étudier des problèmes de transformation de phase, de transformation martensitique (aciers TRIP), des biphasés en déformation libre (application aux alliages à mémoire de forme), qui sont des cas de propagation de frontières libres.

Dans cette optique, les modèles permettent de simplifier une microstructure complexe et de déterminer une loi de comportement approchée.

Par exemple, une microstructure composée de nodules (alliages de tungstène, grains grossiers arrondis d'alliages de titane traités par exemple) peut être considérée comme contenant des inclusions sphériques élastoplastiques noyées dans la matrice. Pour un chargement donné (Σ, ε^L) à l'infini, l'énergie emmagasinée s'écrirait^[104] :

$$W_{el.} = \frac{1}{2} \int_V \Sigma : S : \Sigma dV + W_{bloquée} \quad (10)$$

où le second terme représente la part d'énergie bloquée due aux contraintes résiduelles et s'écrirait, quant à lui :

$$W_{bl.} = \frac{V}{2} \left\{ \left[\lambda(1 - \alpha) + \frac{2\mu}{3}(\beta - \alpha) \right] \varepsilon_{kk}^L + 2\mu(1 - \beta) \varepsilon_{ij}^L \varepsilon_{ij}^L \right\} \quad (11)$$

λ et μ sont les coefficients de Lamé-Clapeyron.

$$\alpha = \frac{1 + \nu}{3(1 - \nu)}; \beta = \frac{2(4 - 5\nu)}{15(1 - \nu)} \text{ sont des constantes pour la sphère.}$$

D'une façon plus générale, le comportement élastoplastique des polycristaux peut se décrire avec des modèles d'homogénéisation, ou auto-cohérents, ou prenant en compte une échelle intragranulaire par les densités de dislocations^[105]. La forme moyenne des grains, ou des cellules de dislocations à une échelle plus fine, est assimilée à un ellipsoïde. L'orientation, la fraction volumique, l'anisotropie (ou l'isotropie avec G et ν) sont des grandeurs physiques du modèle déterminées par les observations et les analyses métallographiques. Le domaine plastique peut être décrit par un seuil critique et un écrouissage issus d'un essai mécanique macroscopique. Ce type de modélisation s'applique notamment à l'étude du comportement élastoplastique des aciers pour fabriquer les boîtes boissons^[106].

De nombreux problèmes des matériaux peuvent se résoudre par cette méthode de l'inclusion d'Eshelby. Lorsqu'interviennent des transformations de phase ou des créations ou dissolutions de précipités, il faut considérer une inclusion dont le contour peut évoluer. C'est le modèle de l'inclusion plastique à frontière mobile^[19]. L'interface créée par cette frontière se déplace dans le matériau avec une vitesse propre et, par conséquent les déformations plastiques changent au cours de la sollicitation. La résolution couplée de ce schéma est alors plus complexe mais permet de prendre en compte de façon explicite les changements de forme d'un grain, d'une cellule de dislocation (paramètres géométriques et mécaniques directement écrits dans les relations) en fonction de la déformation.

Ce modèle a retenu notre attention pour appliquer ces développements à la sensibilité d'un matériau au cisaillement adiabatique puisqu'il s'agit d'un phénomène physique où microstructure et mécanique sont liées par des modifications de la structure interne du matériau.

Pour permettre une action correctrice réciproque entre des résultats d'expérience et des hypothèses de modélisation, des critères de type énergétique ou microstructural seraient alors intéressants à écrire .

La prise en compte des phénomènes à des échelles microscopiques ou intermédiaires entre atomes et grains existent dans d'autres types de modèles microstructuraux de complexités différentes. Nous ne citons que les deux cas suivants de modèles en cisaillement fondés sur des mécanismes différents pour illustrer l'importance des microstructures.

Dans le cadre des modèles microstatistiques, il existe une solution apportée par Curan et Seamann^[107] pour étudier les bandes de cisaillement adiabatique lors de la fragmentation ou l'explosion de cylindres. Ce schéma se fonde sur la statistique du comptage des bandes formées (position, taille, géométrie) en fonction des conditions d'essais. Ce travail a été validé sur un acier AISI 4340.

Dans le but également de chercher une étroite correspondance entre des mouvements microscopiques et des relations mécaniques, Guétaz et Pénisson^[108] ont proposé un modèle à l'échelle atomique pour décrire le cisaillement de précipités dans une matrice. Au cours de la déformation, le mouvement des dislocations entraîne des interactions entre les dislocations et l'interface précipité/matrice des phases présentes. Ils se sont intéressés tout d'abord à construire un modèle élastique isotrope où la matrice et le précipité ont même constantes élastiques. Les auteurs concluent que ce modèle permet une comparaison calculs/mesures correctes des résultats même s'ils restent qualitatifs à cause de son extrême simplicité. La prise en compte de la microstructure peut donc être une partie d'une modélisation à condition qu'elle permette de décrire l'évolution de cette microstructure avec la déformation.

Conclusions Remarques

De nombreux schémas utilisent l'adoucissement thermique comme précurseur du cisaillement adiabatique dans la compétition entre écrouissage et adoucissement. C'est une technique bien mise au point aujourd'hui qui surclasse les autres tentatives de modélisation. Toutefois, il nous paraît intéressant de regarder ce qui se passe lorsque le matériau commence juste à se déformer, avant que la notion propre à une forte élévation de température n'intervienne.

Les analyses actuelles de la localisation basée sur les critères ou l'étude des conséquences sur la stabilité de perturbations introduites n'apportent malheureusement pas d'information sur la microstructure ni sur son évolution. Il en résulte que la mécanique des milieux continus, macroscopique globale ou incluant des notions 'figées' de la microstructure par des constantes, n'arrive plus à décrire certains phénomènes physiques (Cf. trajet dur) lorsque cette microstructure évolue. Un modèle complet micro-macro n'est pas disponible actuellement à cause de la grande complexité des matériaux en général. Il faut utiliser des hypothèses simplificatrices en accord avec les mécanismes supposés déterminants. Ces deux approches sont complémentaires.

Nous pouvons supposer que, durant la déformation subie par le matériau avant l'apparition de la bande de cisaillement macroscopique, la répartition des déformations plastiques est fortement hétérogène. Ceci est à corrélérer par exemple aux résultats de Meunier et al.^[50] au sujet de la sensibilité au cisaillement adiabatique d'une microstructure présentant des hétérogénéités de dureté. Au cours de cette déformation, le matériau stocke une énergie élastique dont la densité locale peut atteindre d'importantes valeurs^{[17][18][96][105]}.

Si la modélisation méso-macro semble plus difficile à mettre en place, elle semble cependant utile pour comprendre les facteurs influants de la microstructure sur les propriétés mécaniques, pour améliorer ces caractéristiques et chercher des applications à d'autres matériaux.

Nous présentons dans la suite de ce document l'étude expérimentale (partie B) et numérique (parties C et D) effectuée durant ce travail de thèse sur un acier à blindage. L'intérêt porte sur l'étude de l'apparition de la localisation de la déformation au moyen d'une approche de modélisation tenant compte de la microstructure du matériau au moyen d'une technique méso-macro de mouvement de frontières libres d'une inclusion.

B. Etude expérimentale de la localisation de la déformation

Introduction

Nous présentons maintenant dans cette deuxième partie les travaux expérimentaux réalisés et nous définissons les données nécessaires au modèle, quant à lui décrit au paragraphe C.

Les données mécaniques utiles (Cf. paragraphe B.2) présentent un double intérêt : la caractérisation du matériau support de l'étude - ici un acier à blindage MARS240 présenté au paragraphe B.1-, et servent de données numériques macroscopiques au modèle. Nous avons isolé avec intention (Cf. paragraphe B.2.3) le test du poinçonnage car il nous a servi pour générer des bandes incomplètes. Puisque nous proposons une étude alliant microstructure et mécanique, nous avons observé (Cf. paragraphe B.3) par microscopie électronique à balayage et en transmission la microstructure du matériau afin de déterminer les données géométriques nécessaires à la modélisation.

B.1. Comportement mécanique

B.1.1. Présentation du matériau

L'acier utilisé dans cette étude est fourni dans un état adouci par la société Creusot-Loire Industrie. Il est livré sous la forme d'une plaque laminée de dimensions suivantes : 680*600*30 mm³. Cet acier n'est pas immédiatement traité thermiquement pour permettre l'usinage des échantillons. Avant de réaliser les essais mécaniques statique et dynamique, et dans le but d'obtenir les caractéristiques mécaniques et métallurgiques des aciers industriels, nous devons effectuer un traitement thermique. Il est préconisé, par l'élaborateur Creusot-Loire Industrie, de faire une *trempe* et un *revenu* pour former la structure martensitique de dureté voisine de 52 HRc. Le traitement recommandé faisant l'objet d'une classification, il ne sera pas précisé par la suite dans ce document.

état	livraison		étape (1)		étape (2)	
	adouci		trempé		revenu	
dureté	HB	HV	HRc	HV	HRc	HV
MARS240®	250	263	49	498	52	544

Tableau B.1.1 : Dureté à l'ambiante

Les mesures de dureté avant traitement thermique sont des duretés Brinell (HB) puisque l'acier était adouci. Après traitement thermique, cet acier à hautes caractéristiques étant très dur, l'échelle de mesure utilisée est la dureté Rockwell cône diamant (HRC). Une table d'équivalence HB-Vickers, HRC-Vickers (D.E.F.A.^[109]) nous permet de comparer l'évolution de la dureté sur une même échelle (cf. Tableau B.1.1).

Les lattes de martensite sont visibles et l'observation de la structure sur des coupes longitudinales et transversales semble rester macroscopiquement homogène malgré une origine laminée. Les traces des lignes de ségrégation se retrouvent sur les échantillons lors de l'observation en microscopie optique. Celles-ci ne sont pas détruites par le traitement thermique. La microstructure de l'acier est très fine et très complexe. La taille de grains caractéristique est de l'ordre de 5 à 10 μm avec des lattes de martensite d'un facteur 2 à 4 en dessous des grains. Par une attaque prolongée au nital, les anciens joints de grains (diamètre moyen $\sim 70 \mu\text{m}$) lors de l'austénitisation sont visibles.

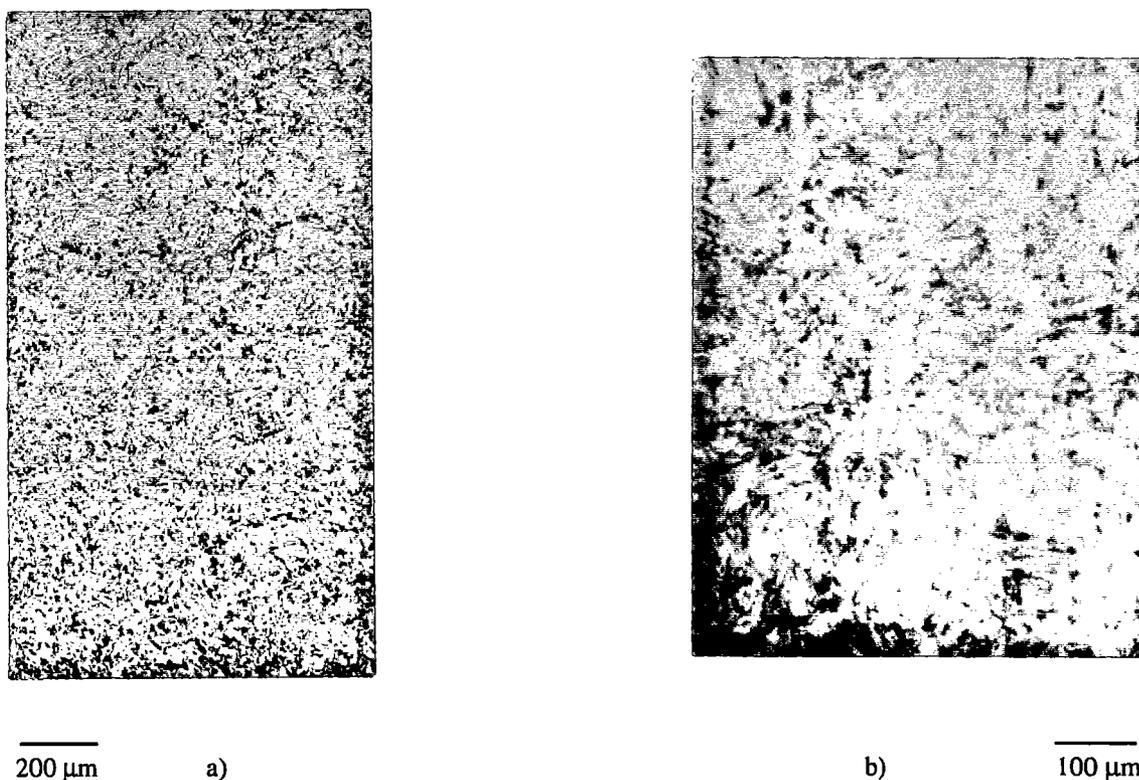


Figure B.1.1 : micrographie optique du MARS240[®] a) avant et b) après traitement thermique.

Les échantillons de matériau massif, après leur traitement thermique, n'ont pas révélé la présence quantifiable d'austénite résiduelle lors des analyses de diffraction des rayons X. En effet, les taux éventuels restaient compris entre 3 à 4 %, ce qui correspond à l'ordre de grandeur de l'erreur

de mesure. Les zones observées de la microstructure pourront alors être considérées comme une matrice martensitique.

B.2. Essais mécaniques

Les essais mécaniques que nous avons réalisés sont de 4 types :

- traction quasi-statique à $2 \cdot 10^{-3}$ et $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.
- compression quasi-statique à : $2.5 \cdot 10^{-3}$ et 10^{-2} s^{-1} et dynamique à 1300, 1500 et 2000 s^{-1} .
ainsi que des essais en température à -40°C et $+70^\circ\text{C}$ à 1500 et 2500 s^{-1} .
- torsion statique à $2 \cdot 10^{-2}$ et dynamique à 100 et 300 s^{-1} .
- Des essais de poinçonnage ont également été réalisés. Mais nous avons préféré réserver spécialement un sous-paragraphe à ce type d'essai, puisque c'est un moyen d'obtenir les bandes de cisaillement incomplètes ou adiabatique (Cf. paragraphe B.2.3).

Les éprouvettes testées ont été usinées et traitées thermiquement au CREA. Les duretés obtenues après traitement thermique sont de 52 HRc pour la compression et la torsion dynamiques et 50 HRc pour la traction et la compression statiques. Toutefois, cet écart de dureté n'a pas entraîné de différences notables sur les résultats du comportement de ce matériau. Les essais, réalisés à 20°C (sauf précision spéciale), ont été au moins doublés pour chaque matériau.

Dans le cas présent, nous avons besoin de ces essais mécaniques (statique et/ou dynamique) non seulement pour disposer des caractéristiques mécaniques du matériau concerné mais également pour disposer des données physiques et mécaniques nécessaires au modèle présenté au paragraphe C.

B.2.1. Domaine quasi-statique

B.2.1.1. Traction

Les échantillons prélevés dans le sens Long¹ ont été usinés selon le plan de la figure donnée en annexe A.1. et les essais respectent la norme AFNOR NF A-03 151 pour des produits cylindriques sollicités en traction. La Figure B.2.1 ci-dessous présente les résultats superposés des 2 vitesses. Les grandeurs physiques issues du dépouillement des courbes et de l'analyse des éprouvettes rompues sont rassemblées dans le Tableau B.2.1.

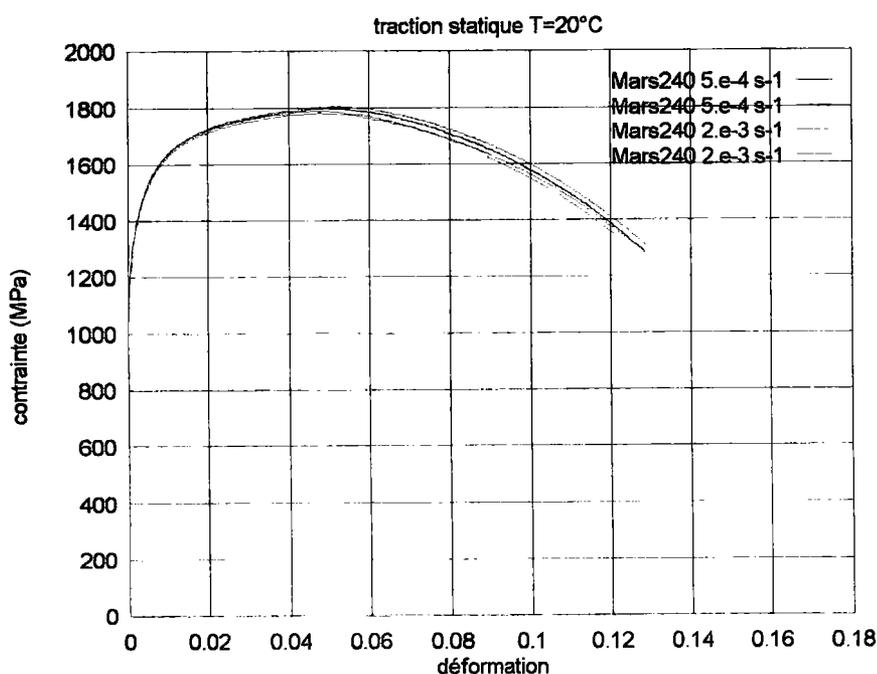


Figure B.2.1 : MARS240 : Courbes de traction statique, sens Long.

	$\dot{\epsilon}$ (s ⁻¹)	E (GPa)	Rm (MPa)	Rp0.2 (MPa)	K	n	A%	Z%
MARS240 [®]	5.10 ⁻⁴	205±4	1704 ±3	1355 ±1	0.6	0.2	13.9 ±0.1	37.5
	2.10 ⁻³	207±4	1693 ±5	1351 ±9			13.2 ±0.2	37.5

Tableau B.2.1 : Données de traction statique.

Les coefficients K et n de ce tableau représentent l'érouissage par la loi de Ludwig-Hollomon définie pour une déformation plastique comprise entre 1 et 6%. Ils sont donnés à titre d'information pour des comparaisons avec d'autres matériaux.

¹ La faible épaisseur de la plaques fournie (30 mm pour le MARS240[®]) n'a pas permis de prélever des éprouvettes dans le sens Travers Court.

Les micrographies retenues proviennent des observations post-mortem au MEB. Elles montrent une rupture ductile rayonnante (Figure B.2.2a) avec des cupules d'une extrême finesse - diamètre moyen d'environ 2 à 5 μm - (Figure B.2.2b), laissant supposer la présence de défauts ou d'inclusions particulièrement petits et des lèvres de cisaillement relevées. Seuls quelques rares précipités (diamètre moyen 1 μm) ont pu être trouvés. Ceux-ci sont montrés sur la Figure B.2.3. Les analyses de composition de ces inclusions, réalisées avec la sonde du microscope électronique à balayage, indiquent la présence de composés contenant de l'aluminium, du magnésium, du titane et du zirconium (Cf. les analyses en annexe A.2.).

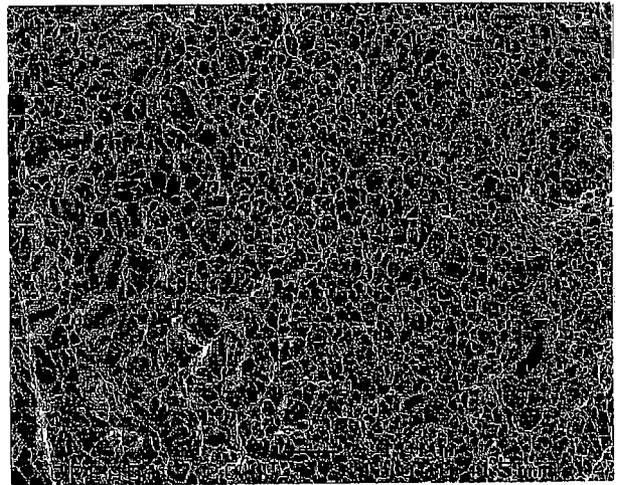
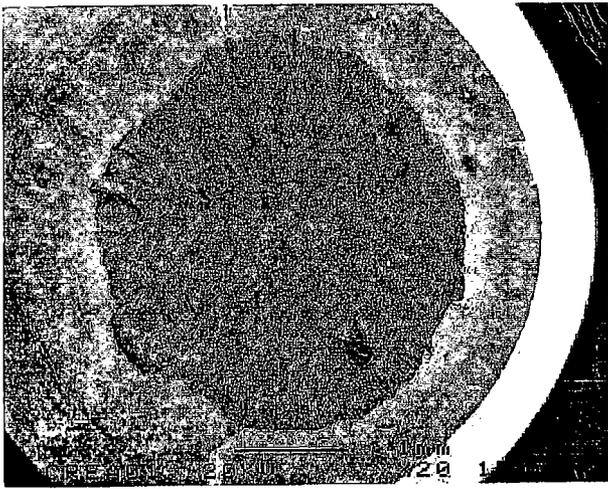


Figure B.2.2 : a) faciès de rupture rayonnant

b) microcupules et microfissures : rupture ductile.

MEB : Traction statique de l'acier MARS240[®], $\epsilon = 5.10^{-4} \text{ s}^{-1}$

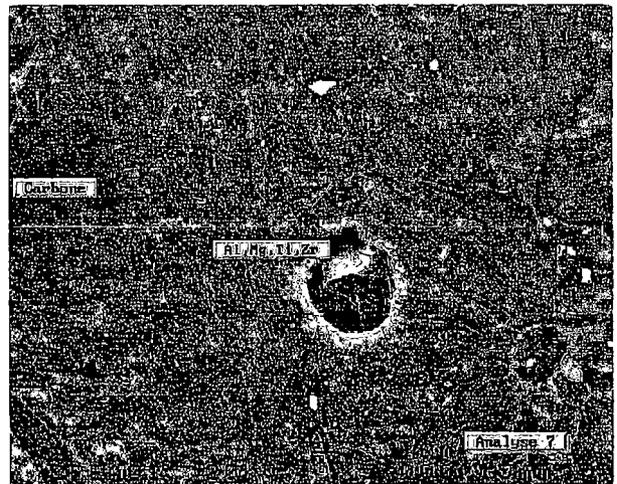
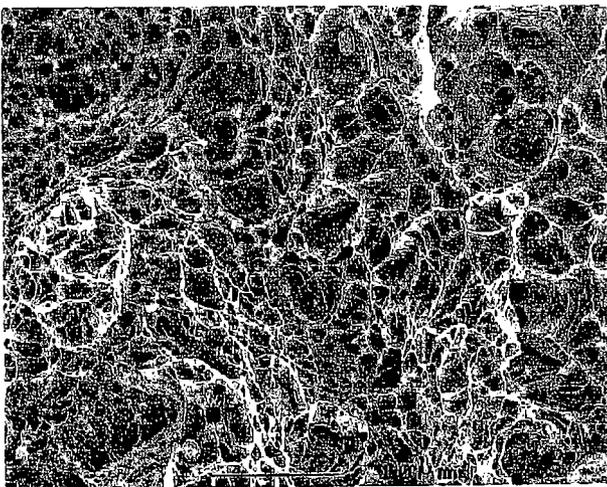


Figure B.2.3 : MEB : Précipités dans le Mars240.

La bonne reproductibilité des essais pour le MARS240[®] dénote un acier rigoureusement élaboré présentant très peu de dispersion. Il est à noter la valeur élevée du Z% (coefficient de striction à rupture) en terme de ductilité. Le phénomène de striction pouvant être rapproché d'un aspect de localisation de la déformation, nous n'avons cependant pas observé de zone présentant des bandes de cisaillement dans les lèvres de cisaillement. Lors de la striction, l'effet local d'accroissement de la vitesse de déformation ne permet donc pas d'atteindre des domaines suffisamment rapides pour former ces bandes.

Le MARS240[®] rompt avec une striction bien placée au centre de l'éprouvette. Cette striction est toujours présente et bien délimitée par rapport au contour de l'éprouvette.

B.2.1.2. Compression

Les échantillons prélevés dans le sens Long et Travers court ont été usinés suivant le plan de la figure donnée en annexe A.2 : un cylindre $\phi 7$ mm x 8 mm avec des stries concentriques sur les bases. Cette géométrie est employée par le CREA car elle permet de tester les matériaux en statique comme en dynamique avec la même géométrie d'échantillons.

La Figure B.2.4 ci-dessous présente les résultats obtenus en compression statique.

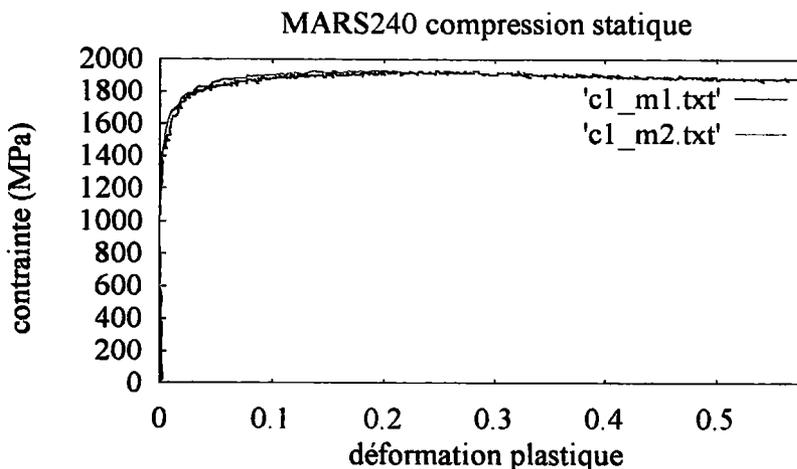


Figure B.2.4 : MARS240[®] : Courbes de compression statique (géométrie CREA).

	ϵ (s ⁻¹)	Rp0.2 (MPa)	σ_{\max} (MPa)
MARS240 [®]	$2.5 \cdot 10^{-3}$	1384 ± 71	1935 ± 10
	10^{-2}	1434 ± 85	2434 ± 13

Tableau B.2.2 : Données moyennées de compression statique.

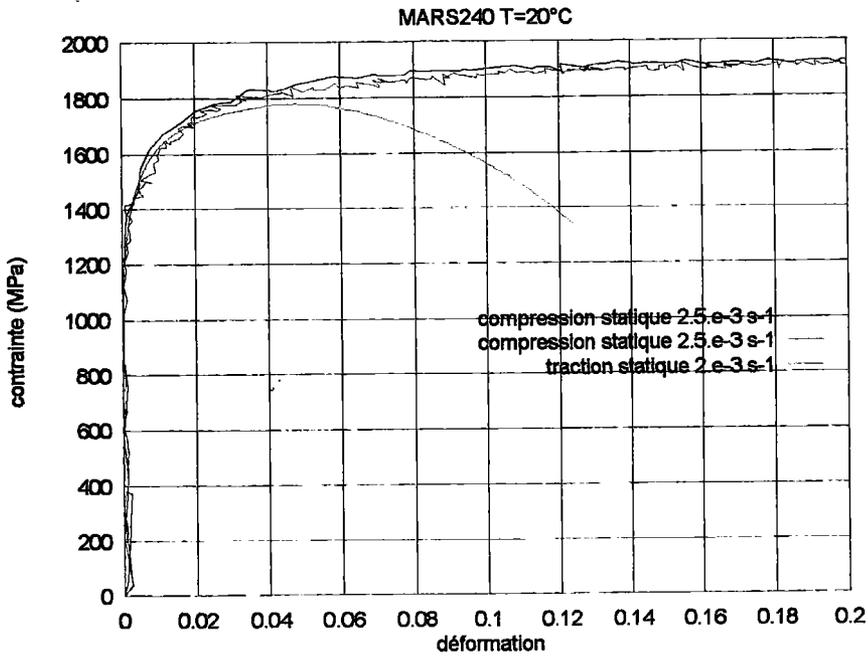


Figure B.2.5 : MARS240 : résultats comparés de traction et compression statiques.

B.2.1.3. Torsion

Les échantillons prélevés dans le sens Long ont été usinés suivant le plan de la figure donnée en annexe A.3.2. La Figure B.2.6 présente le comportement du MARS240.

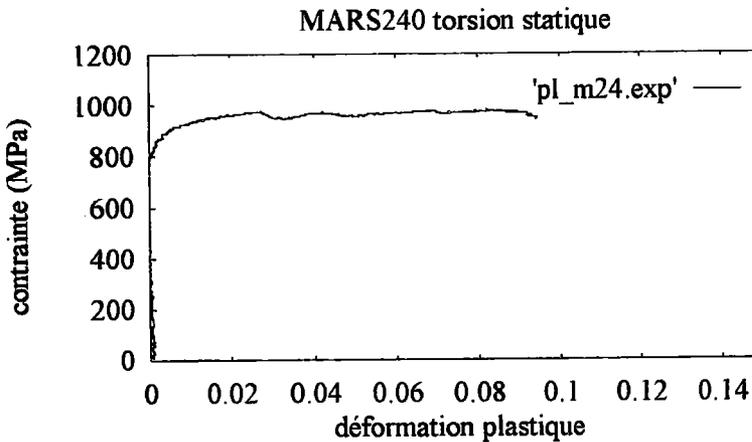


Figure B.2.6 : MARS240[®] : Courbes de torsion statique, sens L, $\dot{\gamma} = 2 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$

Les principales caractéristiques retenues en torsion statique, sans rupture ni éprouvette vrillée, sont réunies dans le Tableau B.2.3. Nous avons pu observer que la déformation devenait non homogène vers 9%. Ce niveau de déformation indique un début de la localisation.

	τ_e (MPa)	$\gamma_{pl \text{ max}}$ %	$\dot{\gamma}$ (s ⁻¹)	$\tau_{\text{Von Misès}}$
MARS240 [®] (L)	800±40	9.5±.5	2 · 10 ⁻²	1360±68

Tableau B.2.3 : Données de torsion statique

B.2.2. Domaine dynamique

B.2.2.1. Compression

Les échantillons prélevés dans le sens long et travers Court ont été, comme en statique, usinés suivant le plan de la figure donnée en annexe A.2. Les extrémités sont graissées pour réduire le frottement entre l'éprouvette et les supports de compression.

Les essais de compression dynamique sont réalisés sur un banc de compression aux barres de Hopkinson^[110]. Ces barres en acier maraging ont un diamètre de 30 mm dans la configuration que nous avons utilisée. Elles sont utilisées dans leur domaine élastique. L'échantillon est placé entre deux barres : la barre d'entrée et la barre de sortie.

Un barreau impacteur, propulsé par un système de canon à gaz, percute l'extrémité libre de la barre d'entrée et génère une onde incidente de compression dont la célérité est celle du matériau des barres. La durée de la sollicitation, notée t_s , est déterminée par la longueur de l'impacteur et la célérité des ondes longitudinales du matériau constituant ($t_s = \frac{2L_{proj.}}{c_{L_{imp}}}$). Il est également possible de

faire un contrôle de la vitesse du projectile par une mesure à l'aide de 2 paires de cellules photo-électriques. Ainsi, plusieurs niveaux d'énergie d'entrée sont disponibles au moyen des différentes longueurs d'impacteur (durée de sollicitation variable) et de la pression de tir ajustable (vitesse du projectile variable).

L'échantillon est alors soumis à cette compression. Aux interfaces des barres avec l'échantillon, l'onde incidente doit se séparer en une onde réfléchie dans la barre d'entrée et une onde transmise par l'échantillon dans la barre de sortie. Des jauges d'extensométrie collées sur les barres permettent de mesurer les déformations à tout instant. La jauge d'entrée donne la déformation au cours du temps par intégration des vitesses de déformation relatives enregistrées, tandis que la jauge de sortie indique le niveau de contrainte, en suivant l'hypothèse de l'élasticité linéaire de Hooke.

Ensuite, ces données permettent de tracer la courbe nominale (contrainte/déformation) du matériau sollicité, et la courbe caractéristique contrainte/déformation plastique, où la partie élastique apparente initiale est retirée. En effet, les 2 à 4 premiers pourcents de déformation enregistrés ne se font pas à vitesse de déformation constante. Ils ne sont donc pas exploitables.

Nous avons également comprimé des échantillons à 12-13% de déformation imposée avec une bague d'arrêt initialement prévue pour 15% maxi. Le retour élastique de 2-3% réduit donc la

déformation souhaitée. La Figure B.2.7 ci-dessous présente les résultats, dans le cas d'essais de compression dynamique avec une bague d'arrêt. Sa présence est révélée par la brusque remontée de la contrainte. Les essais effectués sans bague d'arrêt présentent tous des petites oscillations étendues sur la totalité du signal utilisable.

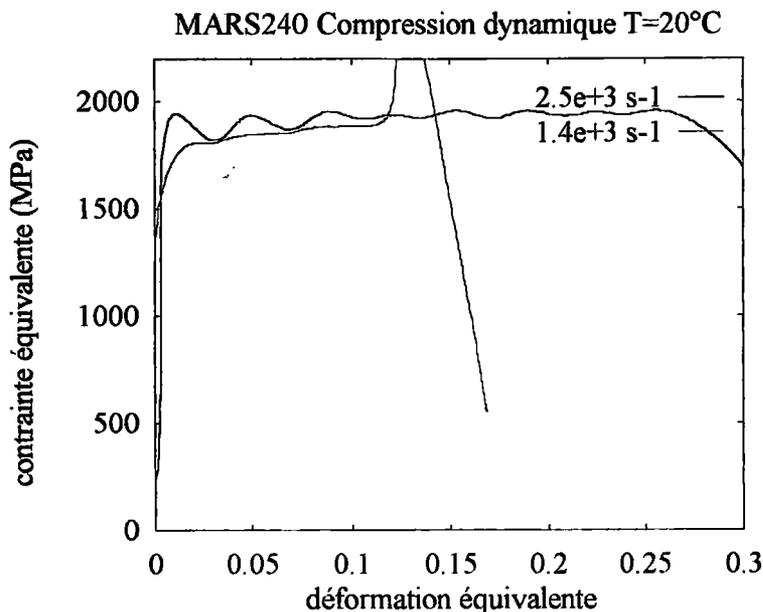


Figure B.2.7 : MARS240[®] : Courbes de compression dynamique (géométrie CREA)

remarque : les valeurs de σ_e sont évaluées en considérant la valeur de la contrainte à 1% de déformation plastique puisqu'il n'est pas possible de considérer les 2 à 4 premiers % dépouillés en déformation. Ceci pour les deux sens de prélèvement.

Une exploitation fine des courbes de compression dynamique permet de classer les sens de prélèvement selon leur seuil d'élasticité apparent, à savoir que le sens travers du MARS240[®] offre une résistance légèrement meilleure comparée à celle obtenue pour le sens long.

Les principales caractéristiques disponibles en compression dynamique sont réunies dans le Tableau B.2.4.

MARS240 [®]	σ_{max} (MPa)	σ_e (MPa)	ϵ (s ⁻¹)
4 b (L)	1928±38	1750±5	1.3 10 ⁺³
4 b (TC)	1969±60	1775±35	1.3 10 ⁺³
5 b (L)	1927.±96	1750.±67	1.5 10 ⁺³
5 b (TC)	2047.±61	1850.±47	1.5 10 ⁺³

Tableau B.2.4 : Données de compression dynamique

La performance du MARS240[®] prélevé en sens travers court est mise en évidence par sa meilleure valeur de contrainte maximale avec un écrouissage permettant d'élever de ~40 MPa la contrainte acceptée pour $1.3 \cdot 10^{+3} \text{ s}^{-1}$, et ~120 MPa pour $1.5 \cdot 10^{+3} \text{ s}^{-1}$.

La différence de vitesse de déformation est faible et donc, ne permet pas d'avoir une valeur de coefficient de sensibilité réelle, mais la variation suivant le sens travers court montre cependant une amélioration de ~78 MPa en contrainte maximale.

Des essais à rupture ont permis d'étudier une surface de rupture : en forme de cône central, incliné à 45° avec des bords écaillés relevés vers l'extérieur de l'éprouvette. Cette surface, observée par microscopie électronique à balayage (MEB), présente sur des zones très voisines des cupules (type ductile) allongées (10 µm de long pour 4 µm de large) jouxtant des petites plaquettes brillantes (mode II) en forme écaillée (environ 7 µm). La déformation à rupture enregistrée dans ces cas est de l'ordre de 25%. Cependant l'analyse ne peut être complète à cause des zones matées et réimpactées. Sangoy et Moureaud^[64] ont également remarqué cette particularité pour un acier à blindage de composition chimique comparable à celle du MARS240, et traité dans des conditions similaires.

	$\epsilon_{\text{pl rupt}} \%$ à $2.5 \cdot 10^{+3} \text{ s}^{-1}$	σ_{max} (MPa)
MARS240	25 (indicatif)	1975

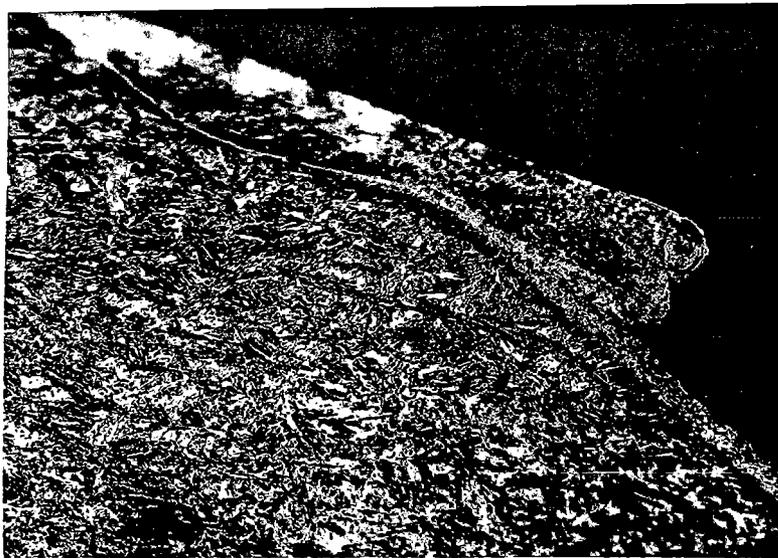


Figure B.2.8 : MO : MARS240[®] : compression dynamique (géométrie CREA).

Des essais de compression dynamique en température ont également été réalisés à deux vitesses de déformation ($1.5 \cdot 10^{+3}$ et $2.5 \cdot 10^{+3}$) pour connaître la sensibilité thermique. Nous avons testé les éprouvettes de la géométrie précédemment définie à -40°C et à +70°C. Cette seconde valeur

est choisie volontairement assez basse (par rapport à des essais à plusieurs centaines de degrés). Comme le revenu de détentionnement du MARS240 qui se fait à 180°C, nous souhaitons éviter de dépasser cette température lors de l'échauffement dû à la conversion énergétique et ne pas risquer de modifier la microstructure. Le Tableau B.2.5 ci-dessous regroupe les principales caractéristiques obtenues en compression dynamique (sans rupture) pour les trois températures retenues.

Ces essais de comportement sont limités autour d'une déformation plastique de 10%.

température (°C)	σ_e (MPa)	σ_{max} (MPa)	$\dot{\epsilon}$ (s ⁻¹)
-40	1650±40	1920±30	1.2 10. ⁺³
20	1500±35	1850±20	1.4 10. ⁺³
70	1350±65	1800±25	1.4 10. ⁺³

Tableau B.2.5 : Données de compression dynamique en température.

B.2.2.2.Torsion

Les échantillons prélevés dans le sens Long ont été usinés suivant le plan de la figure donnée en annexe A.3. La Figure B.2.9 présente le comportement en cisaillement dynamique du MARS240.

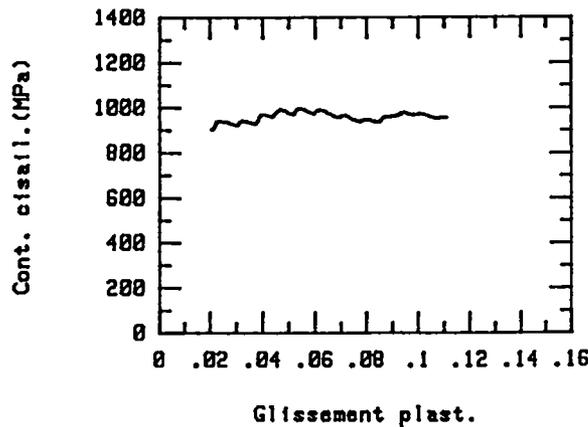


Figure B.2.9 : MARS240[®] : Courbes de torsion dynamique, sens L, $\dot{\gamma} = 300 \text{ s}^{-1}$

Les principales caractéristiques retenues en torsion dynamique, sans rupture, sont réunies dans le Tableau B.2.6. Les essais à 100 s⁻¹ sont arrêtés à environ 6% et les éprouvettes ne sont pas rompues.

	τ_e (MPa)	$\gamma_{pl \text{ max}}$ %	$\dot{\gamma}$ (s ⁻¹)	σ_{eq} (Von Misès)
MARS240 [®] (L)	800±45	10.6 ±.5	300	1385±86
	815±16	6±.2	100	1470±73

Tableau B.2.6 : Données de torsion dynamique

B.2.3. Poinçonnage

Nous avons volontairement consacré un sous-chapitre au poinçonnage parce qu'il s'agit d'un essai original non défini dans les normes. De plus, c'est un moyen de tester facilement la sensibilité au cisaillement adiabatique du matériau étudié, puisqu'il permet de réaliser des bandes de cisaillement interrompues.

Un classement qualitatif des matériaux vis-à-vis de leur sensibilité à la localisation de la déformation et au cisaillement adiabatique peut être proposé à partir de cet essai simple à mettre en œuvre.

B.2.3.1. Principe de fonctionnement

Le dispositif du poinçonnage (Cf. Figure B.2.10²) est en acier traité très dur Z85WDC 6 5 4. Il s'utilise placé entre les barres de compression dynamique de Hopkinson et reste maintenu entre les barres d'entrée et de sortie. Pour chaque essai, nous plaçons une nouvelle éprouvette (par exemple, $\phi 20$ mm x 4 mm) non déformée dans le corps du montage. Par conséquent, aucune éprouvette n'a été utilisée plusieurs fois. Le bouchon maintient en position l'éprouvette par sa face arrière. Le montage permet de déterminer la course maximale du poinçon par un débord contrôlé, appelé aussi 'jeu'. Il est en contact sur la face avant de l'éprouvette. Pour les essais présentés, un poinçon de +0.5 mm de jeu a été retenu. La Figure B.2.10 montre ce jeu par l'espace entre la barre d'entrée et le corps du montage de poinçonnage.

Lors d'un essai, l'onde incidente produite par l'impacteur parcourt la barre d'entrée et, lorsqu'elle traverse le poinçon, le débord initial rentre et crée une zone de cisaillement intense dans l'échantillon, sur la couronne extérieure au poinçon. Il faut un temps d'environ 80 à 100 μ s pour former la bande, ayant que l'effet de la sollicitation ne cesse.

² La figure ne présente que la partie essentielle du montage. Le montage complet des barres de compression dynamique et les appareils nécessaires a été décrit par Lichtenberger^[110].

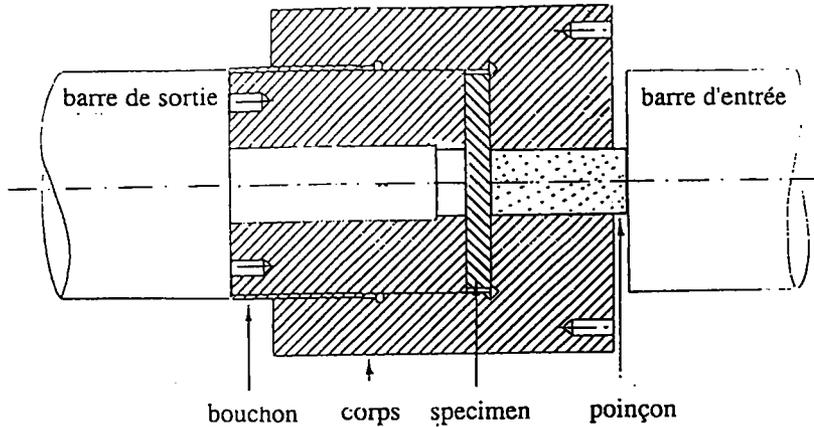


Figure B.2.10 : Montage du poinçonnage⁽¹¹⁾, compatible avec les barres de Hopkinson.

B.2.3.2. Conditions d'essai et remarques préliminaires

Lorsque la réalisation technique du montage est effectuée et que le dispositif complet est disponible et opérationnel, l'essai de poinçonnage dynamique conserve une mise en œuvre simple et rapide.

De plus, la géométrie des échantillons nécessaires, sous la forme de disque plein, assure un usinage facile pour un coût réduit, comparé par exemple à la réalisation d'une éprouvette de cisaillement de type «chapeau» ou de torsion (Cf. les schémas en annexe A.1).

Il est très important pour les observations ultérieures de pouvoir conserver les bandes formées dans leur état réel, c'est-à-dire obtenu après la sollicitation. Le poinçonnage permet de ne pas détruire l'information contenue dans la bande de cisaillement. Pour cela, il faut se placer dans des conditions d'essais permettant de créer une bande localisée sans provoquer de matage des surfaces lors de poinçonnage total, ou de destruction de la microstructure.

Cependant, ce montage présente quelques inconvénients dont nous verrons les conséquences dans la suite de ce document.

Tout d'abord, il s'agit d'un système fermé. Il n'est donc pas possible dans la configuration actuelle du montage de faire un suivi optique (extensomètre optique type Zimmer) des déplacements et/ou déformations relatifs, ni de réaliser des mesures thermiques (caméra infrarouge, thermocouple).

Il faut garder présent à l'esprit que les indications données par les jauges d'extensométrie sur les barres d'entrée et de sortie intègrent l'ensemble du montage, et par conséquent effectuent une

mesure globale. De plus nous avons constaté que pour les matériaux à très hautes caractéristiques (du type des aciers concernés dans cette étude), la vitesse de déformation ne présente pas de plateau constant au cours du temps. Il apparaît donc une difficulté supplémentaire pour dépouiller les essais.

Lorsque les conditions de contact entre le poinçon et la pastille ne sont pas parfaites, et assurées de la plus grande surface plane ou de l'alignement le meilleur, la bande naissante ne se forme que sur une portion du contour, définie par la couronne extérieure du poinçon.

B.2.3.3. Informations matériau à partir d'essais de poinçonnage

Une première étape consiste à déterminer la vitesse relative $v_{BE-BS}(t)$ des extrémités des barres en contact avec le montage, le déplacement $u_{BE-BS}(t)$ qui en résulte, et l'effort appliqué $F_{BS}(t)$ sur la barre de sortie.

$$v_{BE-BS}(t) = -2 \cdot c_L \cdot \varepsilon_R(t) \quad (12)$$

$$u_{BE-BS}(t) = \int v_{BE-BS}(\tau) d\tau \quad (13)$$

$$F_{BS}(t) = E \cdot \frac{\pi D^2}{4} \cdot \varepsilon_T(t) \quad (14)$$

La seconde étape concerne le calcul du déplacement $u(t)$ dû à la pénétration h_p du poinçon dans la matière de la pastille.

$$u(t) = u_{BE-BS}(t) - h_p \cdot \frac{F_{BS}(t)}{E_p S_p} \quad (15)$$

$$F(t) = F_{BS}(t) \quad (16)$$

La connaissance des histoires de l'effort appliqué $F(t)$ sur la pastille et du déplacement $u(t)$ de matière qui lui est associé permet alors d'obtenir l'histoire du travail W des forces sur la profondeur de pénétration du poinçon dans la pastille.

$$W(t) = \int_u F(t) du(t) \quad (17)$$

A la valeur d'effort maximal F_{max} est associée la notion d'énergie à localisation, c'est-à-dire une valeur d'énergie E_{loc} à partir de laquelle la déformation est localisée.

$$E_{loc} = W(F_{max}) \quad (18)$$

De manière à déterminer l'influence de la quantité d'énergie apportée sur la valeur d'énergie que le matériau est capable d'absorber avant localisation, une première approche consiste à rechercher la valeur d'énergie d'entrée à localisation.

$$W_{entrée} = \int_{\Omega} \sigma_I(t) : d\varepsilon_I(t) = \Omega E \int \varepsilon_I(t) d\varepsilon_I(t) \quad (19)$$

Le tracé commun des histoires du travail des forces agissant sur la pastille et de l'énergie d'entrée permet d'identifier cette valeur d'énergie d'entrée à localisation, dépendante du dispositif utilisé.

Une difficulté supplémentaire de l'essai de poinçonnage dans cette configuration de bande naissante est l'hétérogénéité de la déformation qui empêche de dépouiller de façon admise^{[21][33][84]} en faisant l'hypothèse de cisaillement simple dans *toute l'épaisseur* de l'éprouvette.

B.2.3.4. Poinçonnage dynamique progressif

Si les observations dynamiques au microscope étaient possible à l'intérieur du matériau, nous pourrions visualiser l'évolution de la microstructure. Pour pallier cette lacune, nous avons employé un système permettant des essais interrompus pour observer les états intermédiaires.

Les essais de poinçonnage dynamique ont permis de réaliser des bandes de cisaillement adiabatique en cours de formation grâce à une méthode de poinçonnage dynamique progressif. Il s'agissait pour cela de faire varier graduellement l'énergie cinétique initiale du barreau impacteur afin de disposer d'une gamme de déformation plastique allant du cisaillement plastique intense et inhomogène jusqu'à la bande de cisaillement adiabatique naissante. La limite supérieure pour nos essais était la condition menant à la rupture par poinçonnage complet, dégageant un bouchon de matière. La Figure B.2.11 montre l'aspect du gradient de déformation et les différentes zones.

(cisaillement dans le sens horizontal)

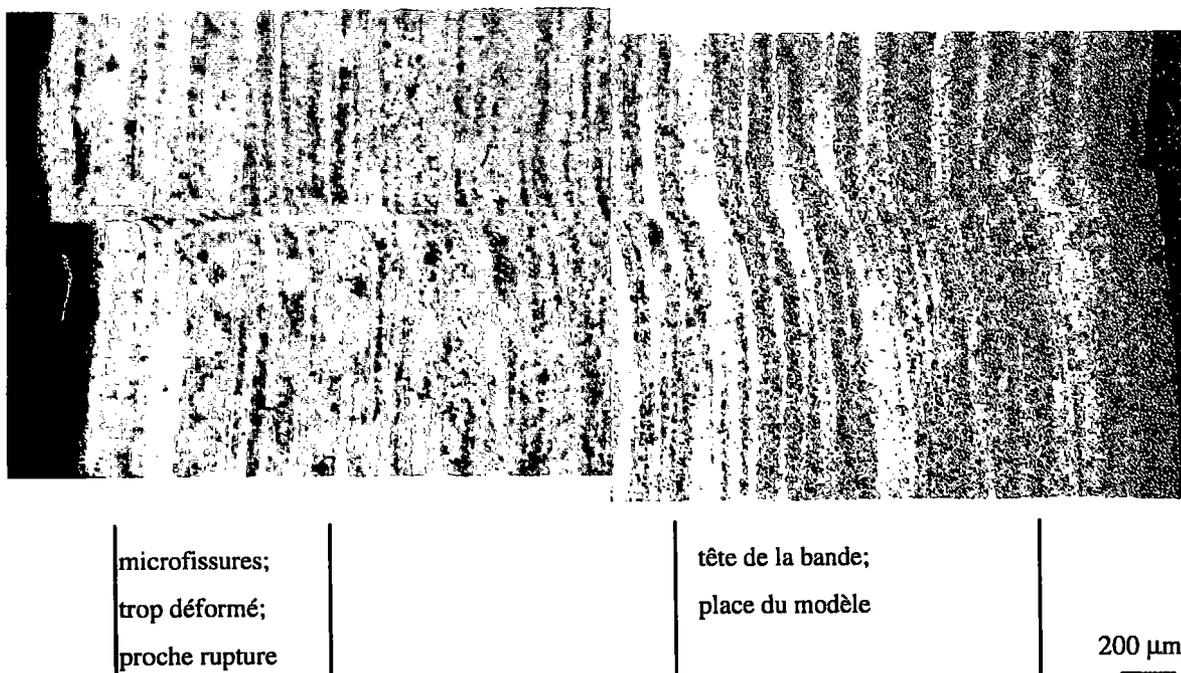


Figure B.2.11 : MO : MARS240 : bande de cisaillement incomplète.

Pour les conditions de sollicitation les plus fortes, la présence d'une bande est assurée par les traces *blanches* restantes après attaque sur les bords des lèvres de la zone cisailée mais, étant détruite, il n'est plus possible de quantifier cette bande.

Les dimensions caractéristiques d'une bande ainsi obtenue sont 40 à 50 μm de large et 1.5 à 1.9 mm de long pour la bande de déformation tandis qu'elle englobe une bande dite de "transformation" de 2 à 5 μm de large et 0.6 à 1 mm de long. Une série d'essais calibrés entre 1 et 2 bars (c'est-à-dire une vitesse du projectile de 7. à 11. ms^{-1}) pour les deux sens de prélèvement du matériau a permis de disposer de ces différents gradients.

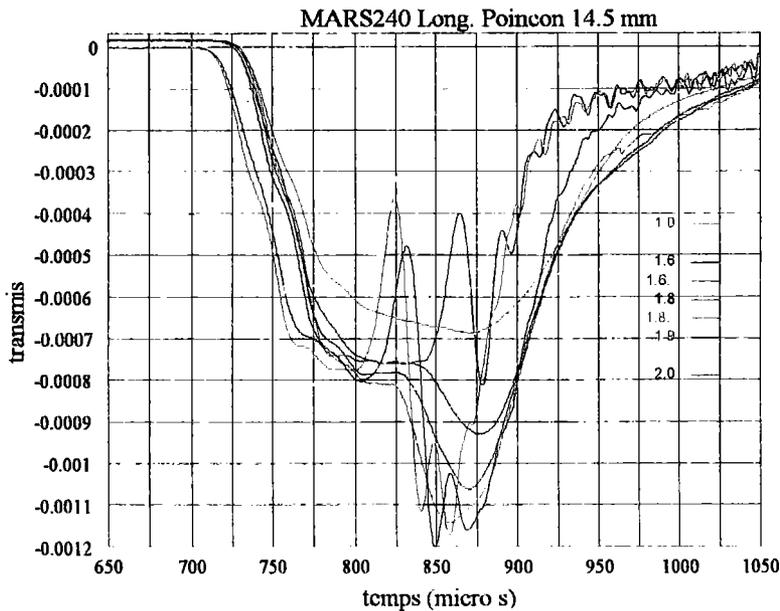


Figure B.2.12 : Signaux transmis des jauges de déformation sur la barre de sortie en poinçonnage.

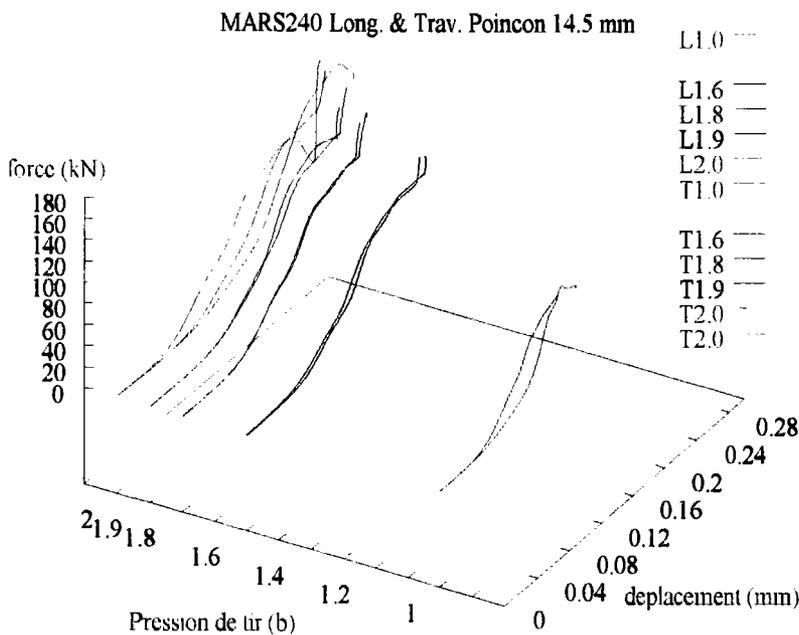
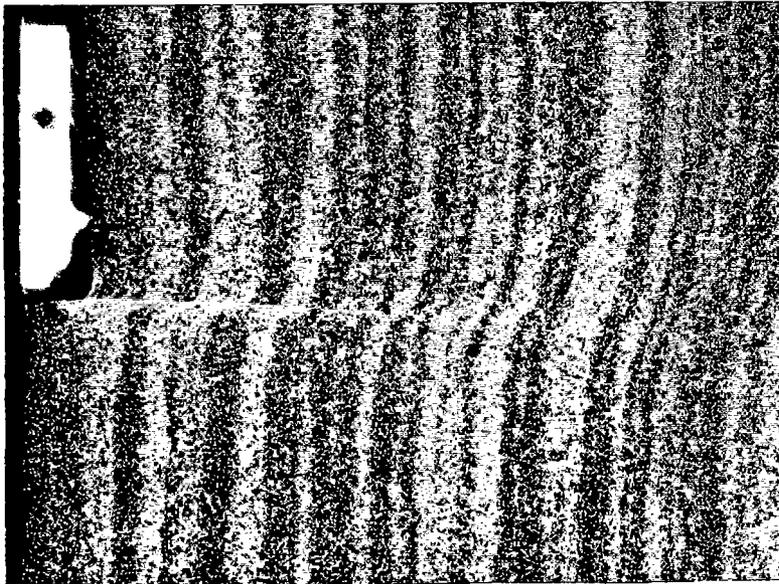


Figure B.2.13 : zone de localisation, MARS240®.

La Figure B.2.13 présente le diagramme (force,déplacement) en fonction des conditions d'essai pour l'acier à blindage. La zone correspondant au début de la localisation de cisaillement intense est marquée (ici, entre $P_{tir}=1.9$ et 2 bar) par le passage de la force, mesurée sur la barre transmise (Cf. Figure B.2.12), par un maximum suivi d'une chute rapide dans le cas d'une perforation par poinçonnage complet ou, d'une remontée brutale (contact avec l'interface du montage) dans les cas d'une bande partiellement formée.

La Figure B.2.11 laisse apparaître les lignes de ségrégation déformées par ce cisaillement localisé. Elles ne sont visibles qu'en lumière directe (optique). Nous avons utilisé cette information pour mesurer, après grandissement de la zone cisailée, une déformation moyenne locale le long de la bande, en faisant l'hypothèse de cisaillement simple à l'échelle du matériau. Cette hypothèse, issue des observations, est illustrée par la Figure B.2.14.



200 μm

Figure B.2.14 : MO : MARS240 : cisaillement local

L'analyse de ces observations permet de disposer d'une information sur la valeur (moyenne) du cisaillement local mésoscopique que nous pourrions utiliser pour la partie de modélisation. La Figure B.2.15 ci-dessous montre les mesures effectuées sur un échantillon déformé et la correction rationnelle du cisaillement.

remarque : Ces mesures le long de la bande sont à mettre en parallèle avec la Figure B.2.11, présentant l'épaisseur totale de l'échantillon. La comparaison est directement possible car ces deux figures sont placées en respectant la même échelle horizontale.

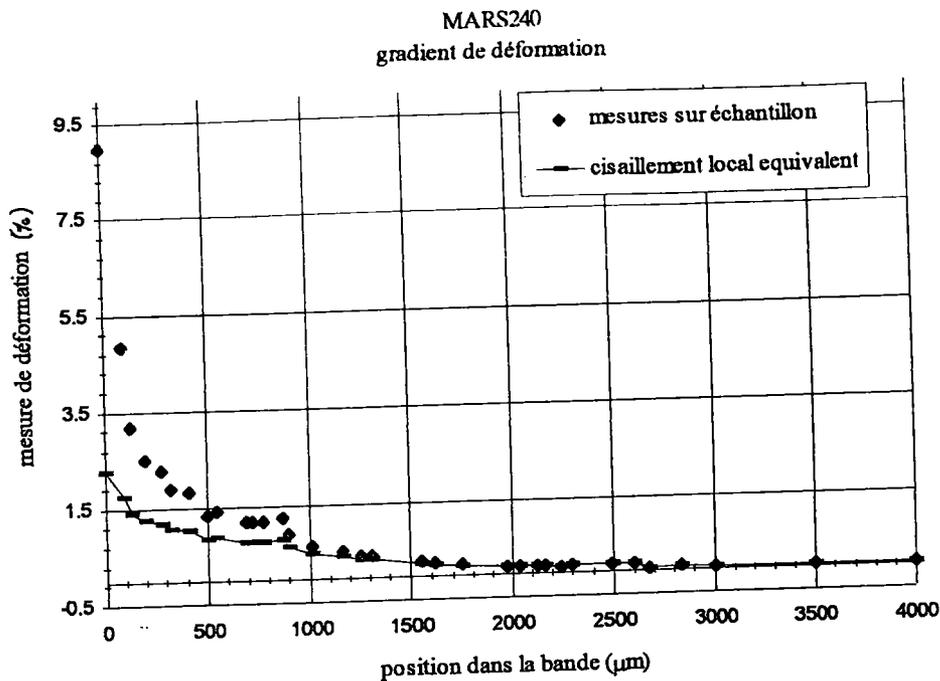


Figure B.2.15 : mesure du gradient local
suivant la ligne médiane de la bande dans l'épaisseur de l'échantillon.

A partir de ce gradient de déformation au sein du même échantillon, nous souhaitons remonter aux conditions d'apparition de la bande de cisaillement adiabatique. Ainsi, l'étude des caractères microstructuraux de la bande peut se faire dans le gradient de déformation au sein du même échantillon. Les observations au microscope électronique à balayage ont permis de suivre la bande dans la profondeur de l'échantillon et de supposer un mécanisme d'orientation dans le sens cisailé et d'allongement simultané des lattes de martensite.

Pour le poinçonnage dynamique des essais interrompus, ce montage doit être optimisé par l'adaptation des éprouvettes et/ou des longueurs de poinçon afin de former une bande sans aller jusqu'à la formation d'une pastille dans ces aciers à hautes caractéristiques. En effet, le poinçon le plus court ne permettait pas d'entrer dans le domaine plastique de l'éprouvette et des énergies d'entrée (vitesse de l'impacteur) trop élevées perforaient la pastille. Bien que cette rupture se fasse par cisaillement adiabatique, il ne nous est toutefois plus possible d'étudier la formation de la bande.

B.3. Observations microstructurales

B.3.1. Microscopie Optique (MO)

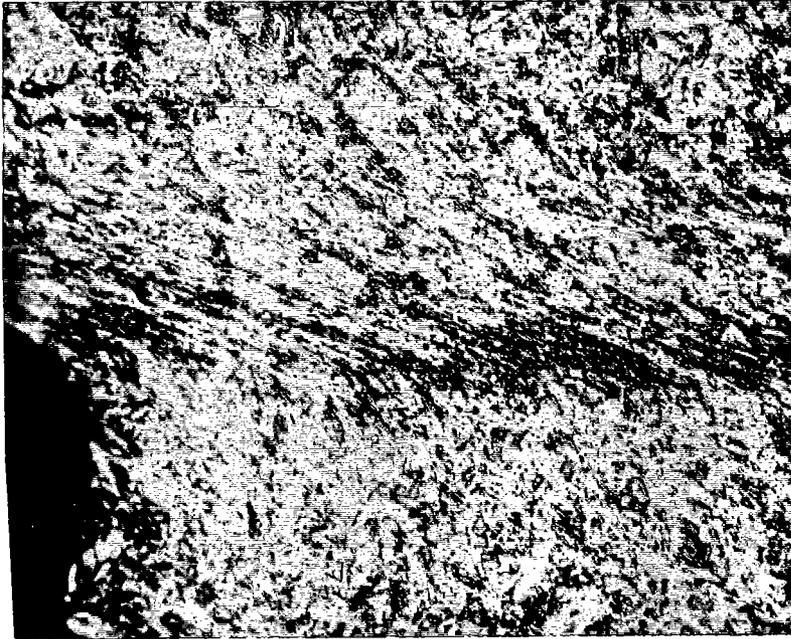


20 μm

Figure B.3.1 : vue d'ensemble d'une bande de cisaillement en cours de formation.

Les Figure B.3.1 et Figure B.3.2 montrent les zones cisillées lors du poinçonnage sur les observations que nous avons pu faire en lumière directe (microscopie optique).

($P_{tir}=1.9 b$, sens travers court, $T_0=20^{\circ}C$).



200 μm

Figure B.3.2 : MO : MARS240 : Bandes de cisaillement intense à adiabatique.
gradient du cisaillement.

La microscopie optique fait ressortir la bande de cisaillement adiabatique par la différence de couleur lors de l'attaque chimique, à cause de la microstructure très fine au sein de la bande elle-même. Les lignes de ségrégation sont également une des observables affectées par la zone cisillée, elles contribuent à indiquer le taux de cisaillement dans l'échantillon. Cependant, ce type d'observation est limité dans la mesure où la finesse de la microstructure nécessite les microscopes électroniques pour tenter de quantifier ce qui se passe dans le matériau.

B.3.2. Microscopie Electronique à Balayage (MEB)

Les observations réalisées au microscopie électronique à balayage ont permis de suivre l'évolution macroscopique de la bande de cisaillement intense au sein des échantillons.

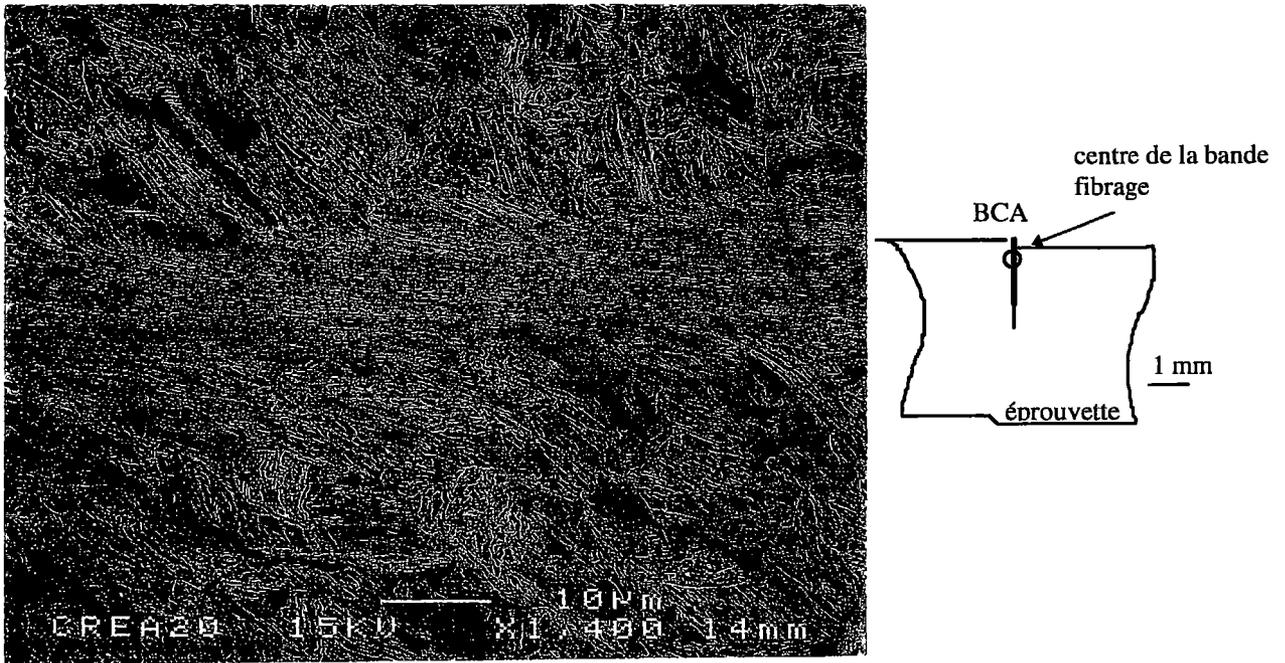


Figure B.3.3 : MEB : MARS240[®] : Bandes de cisaillement intense à adiabatique

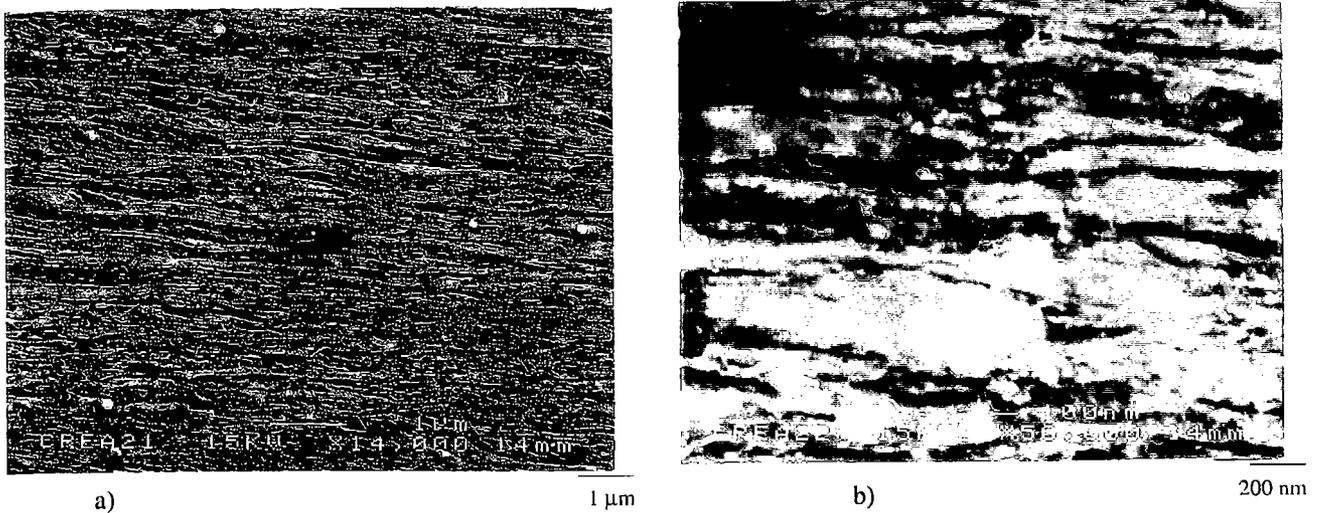


Figure B.3.4 : MEB : a) détail du centre de la bande dans la zone fortement cisailée.

b) détail du fibrage dans la bande de cisaillement
(cisaillement dans le sens horizontal des micrographies)

Les Figure B.3.4a et b montrent très nettement le fibrage subi par le matériau au cours de la sollicitation. La structure initiale en lattes sans orientation privilégiée se déforme de manière à suivre le sens du cisaillement.

La résolution du MEB, sans pouvoir révéler la trop fine microstructure, nous a cependant permis suivre l'évolution de la bande dans l'épaisseur de l'échantillon. Ainsi, elle se prolonge jusqu'au milieu de l'éprouvette où la microstructure est de moins en moins déformée. Dans cette zone, la microstructure de l'extrémité de la bande tend à se confondre avec la matière environnante

qui n'a pas subi la sollicitation directe. La Figure B.3.5 montre cette zone. Nous pourrions la dénommer tête de la bande puisque cette inhomogénéité de cisaillement se propage à travers l'épaisseur de l'échantillon.

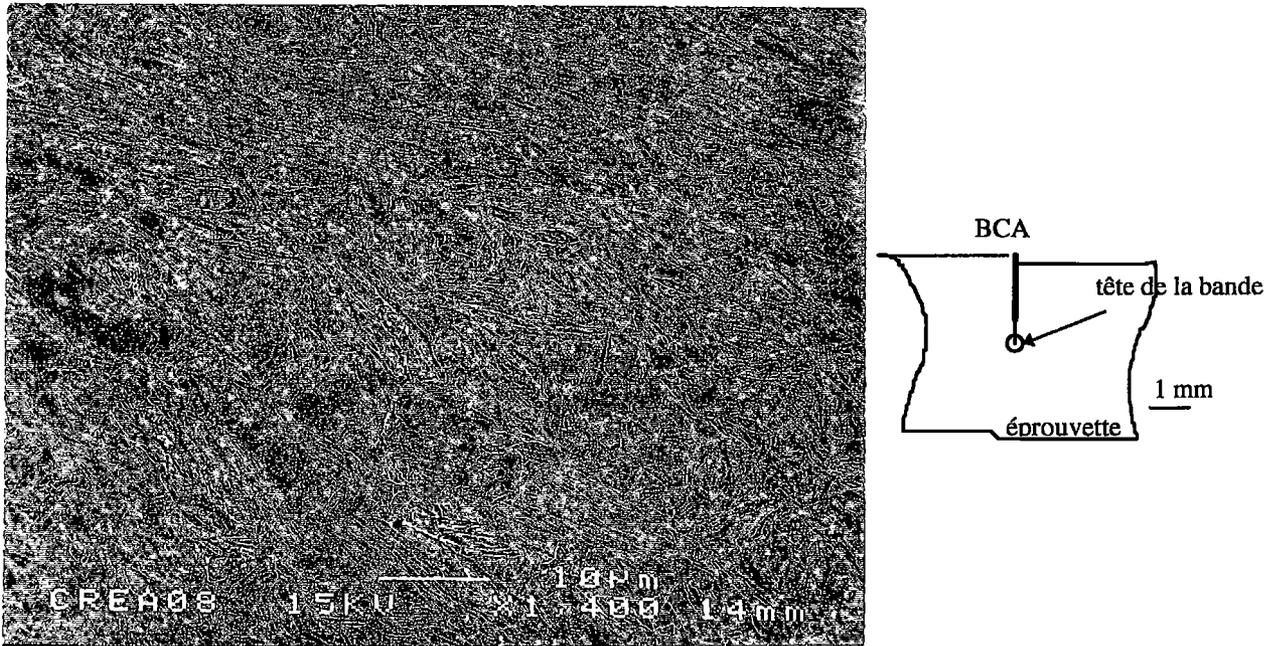


Figure B.3.5 : MEB : tête de la bande de cisaillement.

Nous pouvons distinguer des lattes de quelques microns de longueur jusqu'à une dizaine de μm pour des largeurs de l'ordre de 100 à 200 nm. En parcourant la bande dans le sens de sa longueur, l'observation de la longueur moyenne apparente des lattes semble montrer que la valeur initiale, pour la zone de l'échantillon qui n'est pas déformée, tend vers une valeur limite au fur et à mesure que le cisaillement devient de plus en plus intense et que la zone la plus fortement cisailée est atteinte. Cette limite, s'il en est une, est de l'ordre de deux fois la valeur initiale.

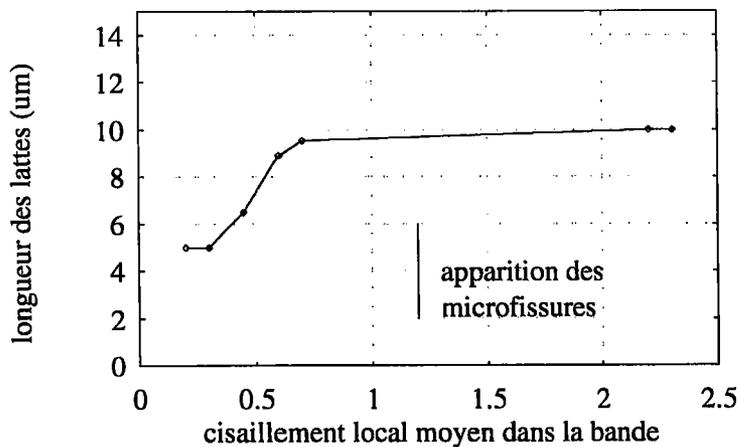


Figure B.3.6 : dimensions des lattes dans la bande en fonction du cisaillement.

profondeur (mm)	largeur (nm)	longueur (μm)	cisaillement local moyen	rapport de forme largeur/longueur	
0.2	40	10	2.3	0.004	apparition des microfissures
0.343	40	10	2.2	0.004	
0.968	60	9.5	0.7	0.007	
1.17	90	8.9	0.6	0.01	
1.285	100	6.5	0.45	0.02	partie pour la modélisation
1.409	180	5	0.3	0.03	
1.677	200	5	0.2	0.04	

Tableau B.3.1 : caractéristiques géométriques des lattes .

Mais la résolution d'analyse du MEB nécessaire à ces tailles caractéristiques de bande n'a pas permis de poursuivre l'étude microstructurale. Le moyen d'analyse offert par le microscope électronique à balayage est alors limité à une observation mésoscopique du mouvement de la microstructure.

La partie poinçonnée où le taux de cisaillement est le plus intense, la finesse de la microstructure empêche de conclure soit au fractionnement des lattes étirées soit à une transformation de phase. Ceci rend l'usage d'une observation de ces bandes de cisaillement intense par microscopie électronique en transmission indispensable.

B.3.3. Microscopie Electronique en transmission (MET)

La préparation des lames minces s'effectue à partir des bandes de cisaillement interrompues obtenues dans les éprouvettes de poinçonnage dynamique progressif. En effet, celles-ci sont suffisamment développées pour étudier l'apparition de la localisation sans la détruire par la propagation complète de la bande de cisaillement.

Le détail de la préparation de ces lames minces est reporté dans l'annexe A.2.2.

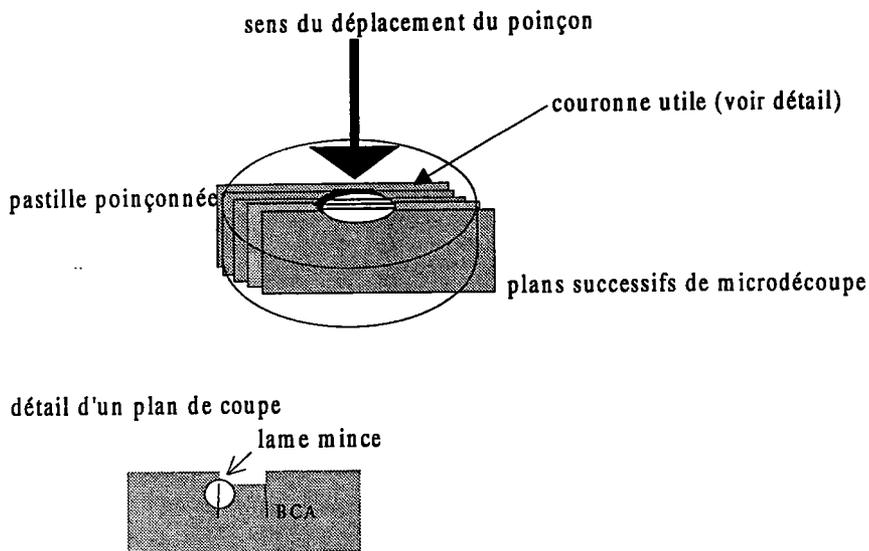


Figure B.3.7 : découpe des échantillons et situation des lames minces.

Etant données les dimensions réduites de ces bandes, nous avons souhaité rapprocher les plans successifs de microdécoupe des échantillons poinçonnés pour disposer d'un «volume» de bande cisailée suffisamment important (Cf. Figure B.3.7). Pour cela, nous avons utilisé une lame de scie de 300 μm d'épaisseur, spécifique aux aciers durs, et découpé des tranches d'échantillon de ~ 150 μm d'épaisseur. Ainsi, un plus grand nombre de lames minces peut être réalisé et leur amincissement peut être facilité. Les lames minces sont prélevées avec un soin particulier dans un plan passant par l'axe de sollicitation mais perpendiculaire à la bande. C'est donc le gradient de déformation qui sera observé.

Plus exactement, il faudrait considérer plusieurs zones de ce gradient de cisaillement puisqu'une lame mince n'offre à l'observation qu'une partie amincie d'étendue réduite. Il faut alors observer plusieurs zones dans le matériau pour les analyses.

Compte tenu des difficultés expérimentales de réalisation de lames minces parfaitement observables, nous n'avons pu nous placer dans la partie amont de la bande de cisaillement. Par

conséquent, seule la zone la plus fortement sollicitée a fait l'objet de cette analyse. Le gradient de déformation le long de la bande n'a donc pas pu être observé sur toute sa profondeur.

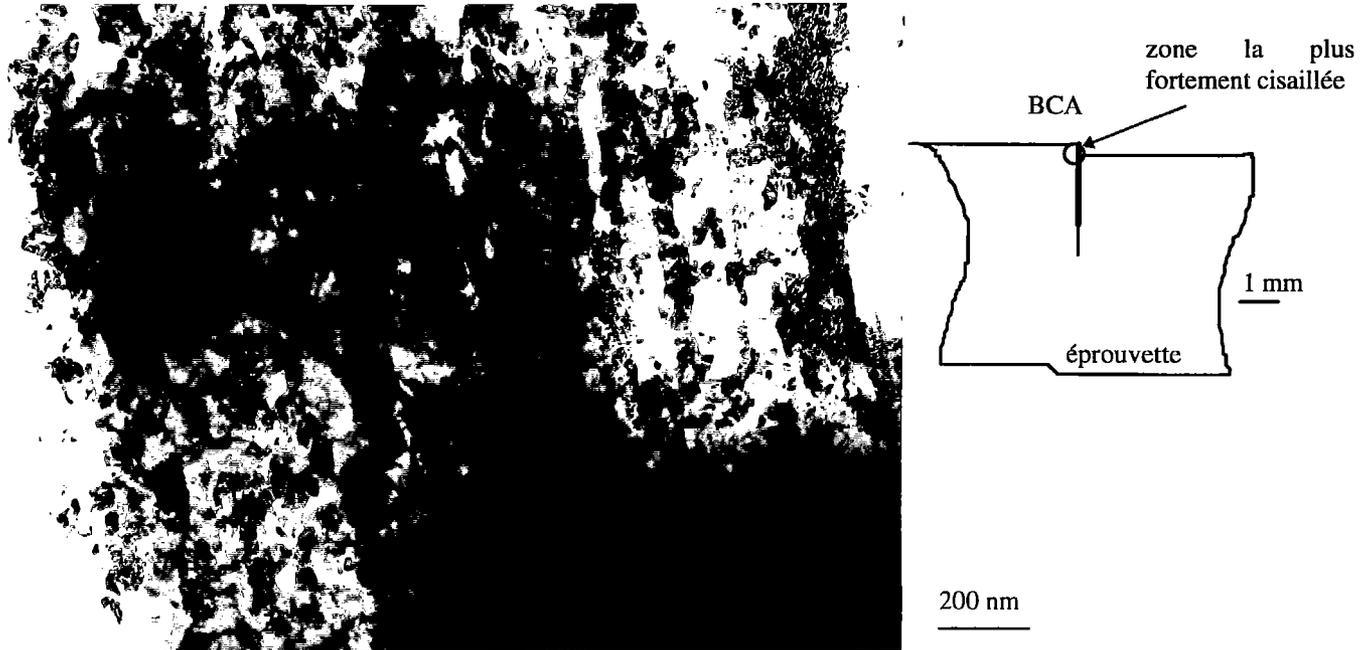


Figure B.3.8 : *MARS240*[®] : zone d'observation par MET
début chronologique de la bande mais phase terminale de l'évolution de la microstructure
(cisaillement : sens vertical)

L'observation dans l'étendue de la zone amincie révèle une microstructure composée de lattes de martensite essentiellement en dehors de la bande cisaillement (seule phase retrouvée) alors que la zone, présentée en Figure B.3.8, au centre de la bande de cisaillement adiabatique est une microstructure très fine de grains équiaxes ($\phi_{\text{moyen}}=50 \text{ nm}$) présentant les deux phases martensitique et austénitique dans les cas des essais les plus intenses.

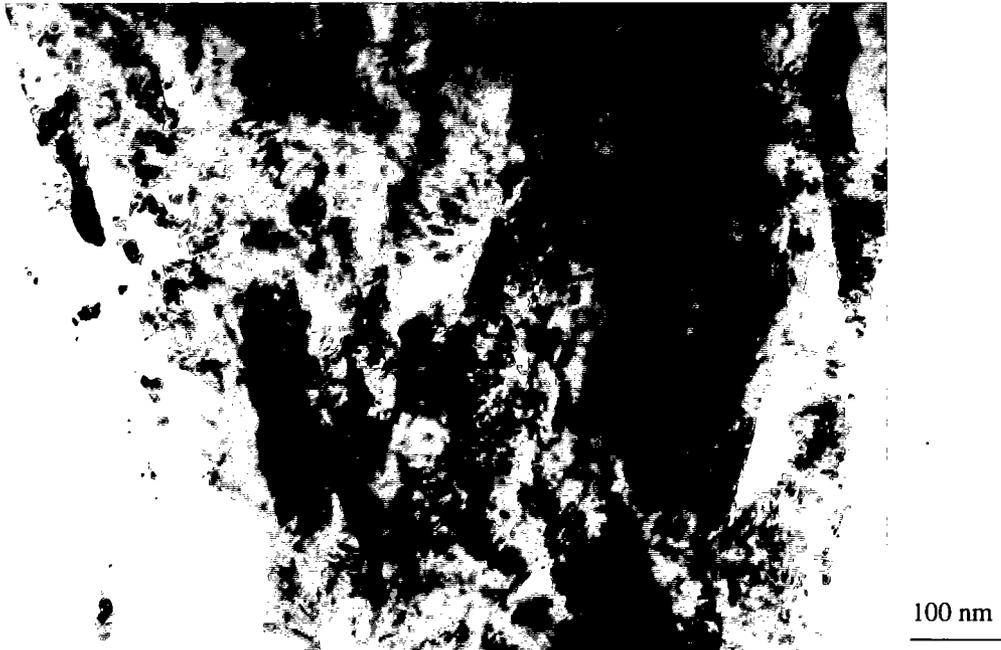


Figure B.3.9 : MARS240[®] : zone d'observation par transmission
détail de la phase terminale dans la bande
(cisaillement : sens vertical)

Loin du centre de la bande et de la partie du matériau déformée au voisinage de la bande, dans les zones plus proches du bord extérieur de l'échantillon, nous retrouvons l'allure de la microstructure présente dans le matériau massif, traité thermiquement et non sollicité.

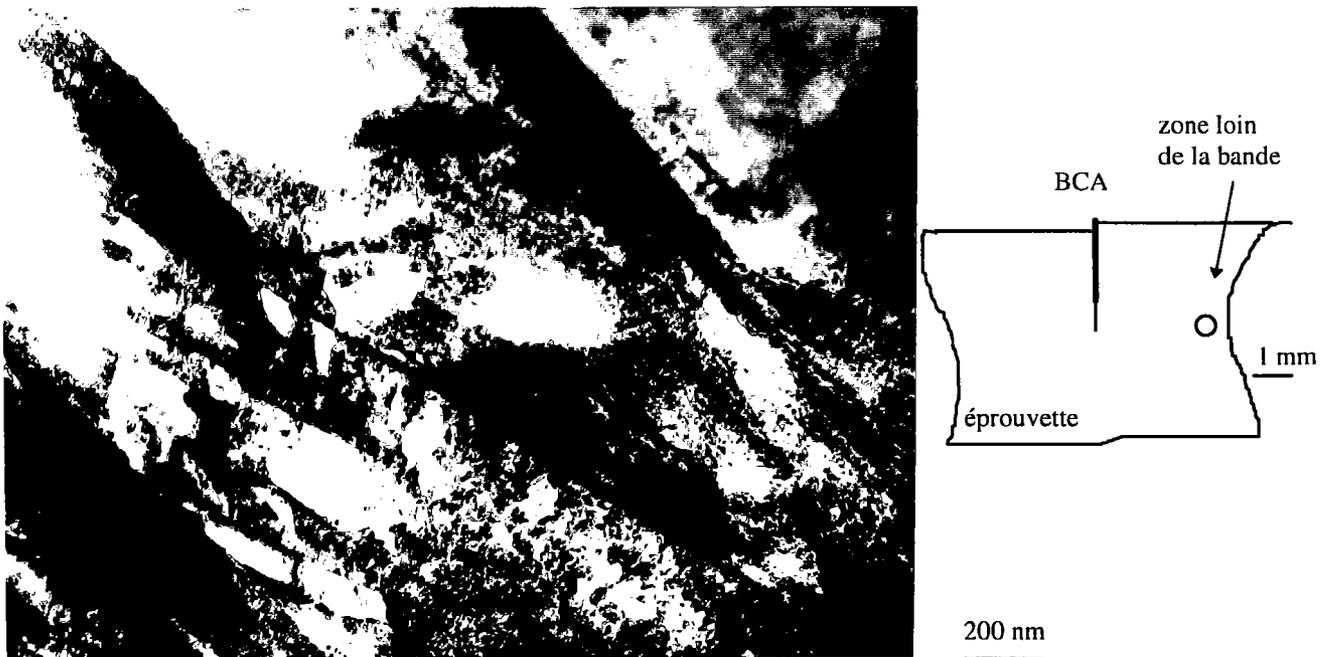


Figure B.3.10 : zone loin de la bande, hors cisaillement.
(cisaillement : sens vertical)

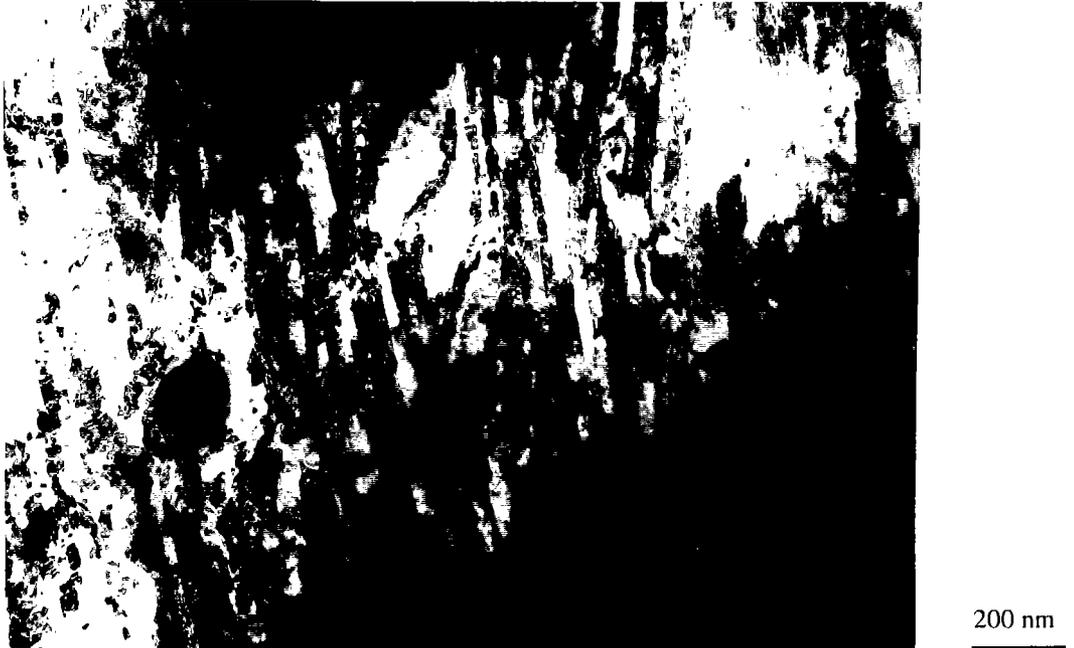
Les lattes de martensite de cette zone ont une largeur de quelques centaines de nm, de l'ordre de 200 nm en moyenne. Quelques-unes, isolées, sont plus larges et vont jusqu'à 400 à 500 nm de large. Elles s'étendent sur des longueurs de quelques 5 à 10 μm seulement. La forme des lattes dans cette zone non déformée est oblongue et leur répartition ne présente pas de sens privilégié. Comme il est possible de le visualiser sur les clichés MET (Cf. Figure B.3.10), la sous-structure des lattes présente des amas de dislocations en forme de cellules allongées. Au cours des observations de zones voisines, nous avons pu remarquer quelques très petites cellules d'environ 1 μm de long, entourées d'autres groupes de cellules de dislocations plus allongés (de 3 à 7 μm). Une valeur moyenne sur plusieurs groupes de cellules dans les zones amincies observables est de l'ordre de 5 μm . En effet, seules quelques cellules de dislocations courtes ou très longues sont présentes.

Le contraste très marqué traduit des différences importantes entre les niveaux de densité de dislocations dans les surfaces observées, en prenant la précaution de modifier le tilt d'observation du microscope pour mettre en évidence les dislocations présentes dans d'autres plans.

Afin de déterminer une approximation de ces densités de dislocations, nous avons mesuré les fractions relatives sur des zones amincies observables en considérant les parties présentant ces cellules ou enchevêtrements de dislocations par rapport aux parties voisines. A cette échelle du matériau, l'analyse d'image systématique ne peut plus s'appliquer à cause de la complexité de la répartition des amas de ces dislocations. Nous avons relevé les différences de densités par la mesure sur zone quadrillée des surfaces observables. Ainsi, grâce à cette approximation, nous avons pu avoir une fraction relative de l'ordre de 13 à 20% de 'sites' à densité élevée par rapport à la martensite restante contenant très peu ou pas de dislocations (en vérifiant par modification du tilt du microscope). Comme cette approximation conserve une difficulté de mesure, nous estimons une moyenne autour de 15% pour tenir compte de la fraction volumique dans la modélisation.

Il s'agit d'un même métal mais nous pouvons considérer deux aspects en terme de seuils et d'écrouissage différents. En effet, cette différence de contraste peut s'interpréter comme deux états du matériau : une zone contenant peu de dislocations capables de se déformer et une zone d'enchevêtrements des dislocations sous forme de parois, de cellules de dislocations plus difficile à écrouir à nouveau. Leurs comportements présentent alors des seuils élastiques et des capacités d'écrouissage différents parce que les densités de dislocation relatives et le mouvement de ces groupes de dislocations font évoluer ces paramètres. De plus, nous avons remarqué que la forme allongée de ces cellules ou groupes de cellules de dislocations peut se rapprocher d'une forme ellipsoïdale aplatie dont les caractéristiques sont les longueur et largeur mesurées auparavant.

Il existe une zone de transition entre ces deux microstructures où les lattes très étirées semblent fractionnées. En effet, la microstructure montre à la fois l'aspect de fines lattes allongées et orientées, mais aussi, une succession de petits grains dans ces lattes respectant le sens du cisaillement (Cf. Figure B.3.11, coté centre de la bande).



<-- vers le centre de la bande

vers la matrice peu déformée -->

Figure B.3.11 : MET : microstructure de transition.

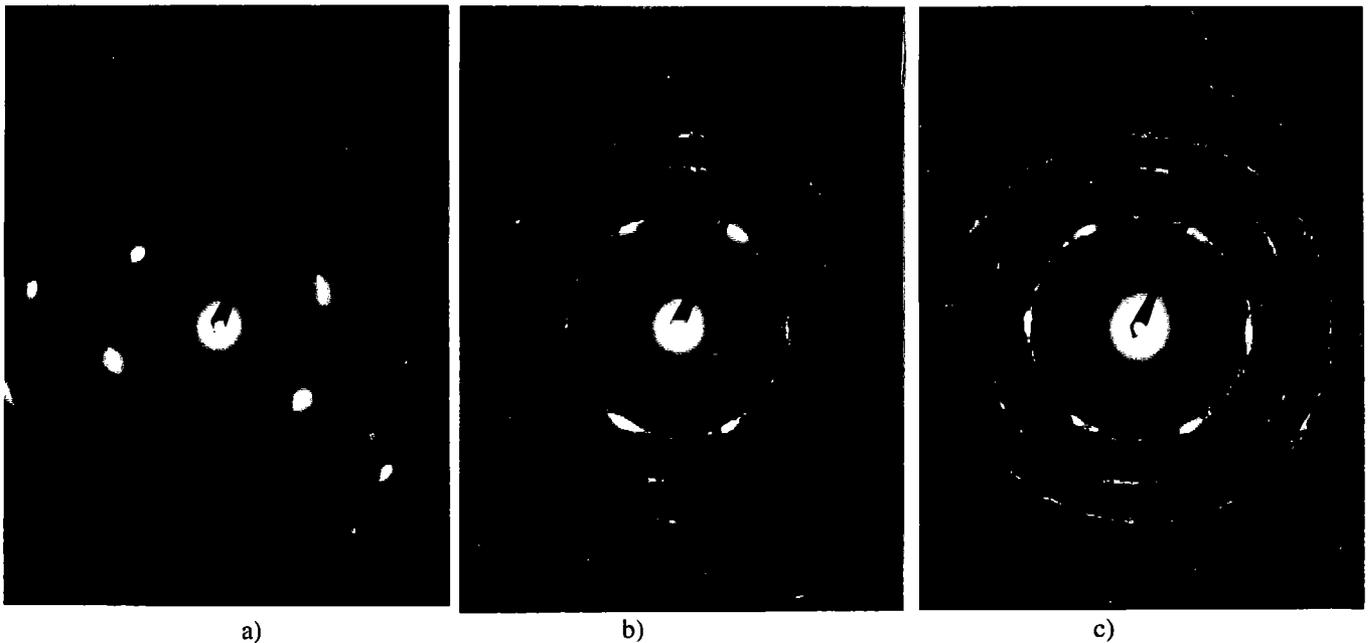
(cisaillement : sens vertical)

Des observations semblables de la zone de transition entre la matière peu déformée et le centre de la bande ont également été relevées par Cho et al^[10], et Mgbokwere et al^[55], lors d'études par microscopie en transmission sur des aciers à hautes caractéristiques. Ces auteurs notent la présence de ces structures en cellules de dislocations qui se forment dans la bande et son voisinage proche en forme très étirées puis en de fines cellules équiaxes. Par ailleurs, Cho et al proposent un schéma du déroulement de la modification de la microstructure depuis les lattes de martensite non déformée jusqu'à la formation de la structure équiaxe du matériau fortement cisailé. Pour expliquer cela, les lattes de martensite s'orientent et s'allongent en suivant le sens du cisaillement imposé. Le mouvement des dislocations, facilité par l'échauffement dû à la déformation, entraîne la formation de cellules et de murs de dislocations dans les lattes très étirées, contribuant à former des zones distinctes de densités et de résistance différentes. La structure équiaxe et fine serait le résultat de la réorganisation de toutes ces cellules de dislocations par un phénomène de restauration dynamique^[10].

B.3.4. Diffraction des électrons

La nette différence des clichés de diffraction (voir les vues caractéristiques ci-dessous Figure B.3.12) a un effet de signature de l'évolution de la microstructure initiale. Par ailleurs, la variation du cliché de diffraction à la traversée de l'étendue de la zone de transition laisse supposer que les lattes se déforiment considérablement avant de passer à des grains nombreux et petits. Le cliché présentant des anneaux diffus est caractéristique de cette phase microcristallisée.

Les clichés retenus pour cette partie concernent une zone amincie favorablement où l'observation permet de suivre de façon continue l'évolution de la microstructure. La Figure B.3.12 montre le résultat de la diffraction des électrons pour une analyse perpendiculaire à l'axe de cisaillement dans la bande. Le diamètre du diaphragme de sélection d'aire est le même pour ces clichés et permet de les comparer directement l'un à l'autre.



(observation perpendiculaire à l'axe de cisaillement)

a) matrice, loin de la bande

b) zone de transition, proche du centre de la bande

c) centre de la bande

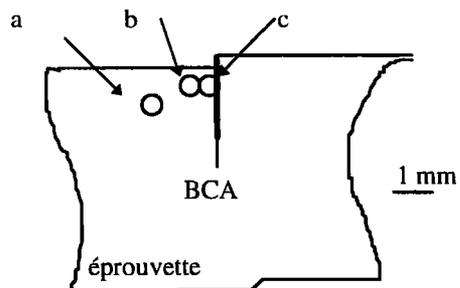


Figure B.3.12 : Clichés de diffraction des électrons.

débute le fibrage et la fractionnement des lattes, puis, au centre de la bande, les anneaux complets correspondent à de nombreux petits grains, d'orientation diverses.

Cependant, il s'agit essentiellement de phase α (ferrite) ou α' (martensite), dans la matrice comme dans la zone cisailée. La martensite initiale est donc fortement déformée. Les transformations de phase ne sont alors atteintes que pour les plus fortes sollicitations de la gamme de vitesses considérée. En effet, nous n'avons observé la présence simultanée de l'austénite et de la martensite que dans la zone au centre de la bande où les déformations sont maximales. Ces essais présentent dans ce cas l'apparition de petites fissures dans la partie la plus fortement cisailée. Pour les essais dont le niveau de cisaillement est plus faible, la microstructure reste la martensite initiale extrêmement déformée, sans atteindre le domaine des transformations de phase.

Lors de la préparation des lames minces, nous avons remarqué que le matériau (bande et matière environnante) était magnétique. Par conséquent, le domaine de la ferrite δ (magnétique) n'est pas atteint comme J.L. Derep^{[30][31]} a pu l'observer sur un acier à blindage comparable à celui-ci. Les conditions d'essais du poinçonnage n'ont pas permis de telles transformations pour les essais progressifs envisagés. Les vitesses de déformation et les niveaux de déformation du poinçonnage sont aux conditions requises pour cette transformation $\alpha \rightarrow \delta$.

Recommandations :

Au cours des tests de préparation des lames, nous avons remarqué que les lames minces ont tendance à se plier en V très ouvert au niveau de la bande de cisaillement lorsqu'elles sont amincies en-dessous de 45 μm d'épaisseur. Un relâchement des contraintes de cette zone très écrouie pourrait être à l'origine de cette nouvelle déformation lorsque la tenue mécanique de la lame n'est plus assurée. Cependant, la lame n'est plus observable puisque la procédure d'amincissement ne peut plus se faire et que la zone réservée à l'observation vient de se modifier. L'amincissement par polissage mécanique ne doit pas descendre en dessous de 100 μm d'épaisseur des lames pour garantir le résultat des observations ultérieures.

Comme les lames s'oxydent rapidement, il arrive que les clichés de diffraction montrent des traces d'oxydes de fer au centre du cliché (pour les distances au-delà de 2.03 Angstroms). Il faut donc maintenir les lames minces prêtes dans une atmosphère neutre.

Conclusion intermédiaire

Nous avons noté que cet acier avait une sensibilité à la vitesse de déformation très peu marquée dans la gamme des vitesses de déformation étudiée (10^{-3} à 10^{+3} s $^{-1}$) et que les échantillons ne montraient pas d'influence du sens de prélèvement traduisant l'isotropie de comportement du matériau. Les caractéristiques mécaniques obtenues lors des essais statiques donnent une limite élastique d'environ ~1400 MPa pour ce type d'acier et une ductilité traduite par un allongement de ~13% avant rupture en traction. De plus, cette ductilité en statique est confirmée par la présence d'une striction totalement développée au centre des éprouvettes et par le coefficient à striction élevé (~37.5 %). Nous pouvons remarquer qu'en cisaillement simple et dans une gamme de vitesse de 10^{-2} à 10^{+2} s $^{-1}$ le MARS240 a un seuil élastique autour de 800 MPa. Il présente une déformation moyenne à localisation vers 8 à 9% avant que l'éprouvette ne rompe autour de 10% en dynamique tandis que la déformation devient non homogène et commence à localiser vers 9.5% en statique.

	G (GPa)	τ_0 (MPa)	γ_{loc} (%)	$\dot{\gamma}$ (s $^{-1}$)	ρ (kg/m 3)	C (J/kg.K)
MARS240	83.6	800	8.5-9.5	10^{-2} à 10^{+2}	7860	470

Tableau B.3.2 : récapitulatif des données macroscopiques en cisaillement.

Les essais dynamiques ont permis de révéler quelques caractéristiques relatives à la sensibilité au cisaillement adiabatique d'acier martensitique, à savoir qu'une bonne ductilité favorise la formation progressive de la bande de cisaillement, même si la limite élastique n'est pas la plus élevée ni la sensibilité à la vitesse de déformation très marquée. C'est pourquoi, la formation des bandes de cisaillement interrompue s'est avérée possible dans le MARS240.

Ces essais permettent de disposer des courbes respectives de loi de comportement. Les renseignements ainsi obtenus et réunis peuvent servir à l'identification des valeurs des paramètres d'une loi de comportement optimisée par des méthodes numériques inverses pour être utilisée dans un code de calcul.

Dans notre cas, nous utilisons ces résultats en tant que données macroscopiques pour introduire dans le modèle méso-macro que nous présentons dans la partie C ainsi que les données de la microstructure exposées dans les pages précédentes du paragraphe B.3.3.

Partie C

Etude numérique

C. Physique et modélisation

Le mécanisme que nous avons décidé d'étudier repose sur un modèle d'hétérogénéisation d'une microstructure par la mobilité à l'échelle intragranulaire de frontière libre constituées par les cellules de dislocations présentes. Le choix de cette écriture méso-macro cherche à reproduire l'évolution de la microstructure lors de la déformation au moyen de l'énergie libre et des caractéristiques topologiques du matériau.

Nous décrivons maintenant l'approche de modélisation que nous proposons : le cadre thermodynamique et micromécanique pour exploiter l'écriture de l'énergie libre dans le paragraphe C.1.1, dans un premier temps dans des termes généraux puis ensuite dans l'application que nous souhaitons faire au paragraphe C.1.2. A l'issue de ces paragraphes, nous aboutissons aux forces thermodynamiques dérivées du potentiel. Nous présentons au paragraphe C.2. l'expression de la dissipation et les lois complémentaires du type plasticité que nous utilisons.

En vue de s'intéresser à une extension du modèle proposé, le paragraphe C.3. regroupe la sensibilité du modèle à ses paramètres principaux.

Le paragraphe D est la présentation de l'évolution du système et des résultats directs obtenus par ces calculs, en s'appuyant sur les données expérimentales du MARS240. En effet, ce type de modélisation présente l'intérêt d'une application possible à d'autres matériaux.

C.1. Introduction

L'hypothèse souvent retenue et acceptée est l'addition de la déformation des métaux composée d'une déformation élastique, à laquelle est associée une énergie élastique, et d'une déformation propre inélastique (dite plastique ou permanente) à laquelle sont associés des mécanismes dissipatifs.

$$\varepsilon = \varepsilon^e + \varepsilon^p \quad (20)$$

En thermodynamique macroscopique, l'expression de la puissance des efforts extérieurs en tenant compte de la partition des déformations précédemment évoquée fait apparaître la nécessité d'écrire deux potentiels.

$$P_{\text{ext}} = \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij} \quad (21)$$

$$= \sigma_{ij} \cdot (d\varepsilon_{ij}^e + d\varepsilon_{ij}^p) \quad (22)$$

$$= \sigma_{ij} \cdot d\varepsilon_{ij}^e + \sigma_{ij} \cdot d\varepsilon_{ij}^p \quad (23)$$

= $d\Phi$ (part élastique réversible) + D (part dissipative irréversible)

La difficulté d'écrire la dissipation réside dans l'absence de mesures et de données sûres pour relier les déformations plastiques $d\epsilon^p$ à des mécanismes physiques présents dans le matériau.

Dans les années cinquante, les travaux étaient axés sur les développements de la plasticité cristalline à l'échelle mésoscopique. Il s'agissait d'exprimer les déformations du matériau au moyen des glissements plastiques cristallographiques et de la rotation (l'orientation) du réseau cristallographique.

$$d\epsilon^p = \mathbf{R} d\gamma \quad (24)$$

\mathbf{R} est le tenseur orientation du réseau, $d\gamma$ représente les variables de glissement plastique.

Cette écriture (24) permet de faire ressortir du potentiel de dissipation (Cf. (23)) la notion de cission résolue τ sur le système au sein du matériau. A partir de (23) : $D = \sigma_{ij} \cdot d\epsilon_{ij}^p$,

$$D = \sigma_{ij} \cdot R_{ij} \cdot d\gamma \quad (25)$$

$$D = \tau \cdot d\gamma \quad (26)$$

τ est à associer à la notion de force thermodynamique.

En se plaçant à une échelle microscopique, cette fois, les déformations concernent l'activité des défauts du réseau intrinsèque du matériau. Cependant les mécanismes de plastification sont plus complexes parce qu'ils sont liés à des propagations de discontinuités. De ces discontinuités vient la difficulté de relier assurément les déformations plastiques à des mécanismes physiques identifiés et justifiés.

Les discontinuités auxquelles il est fait allusion ici sont des mouvements de défauts ponctuels (atomes en déplacement de site), du mouvement de dislocations ou du mouvement d'interfaces (transformation de phase, maclage, recristallisation...). La Figure C.1.1 illustre les discontinuités évoquées pour la complexité énoncée ci-dessus par une représentation de dislocations.

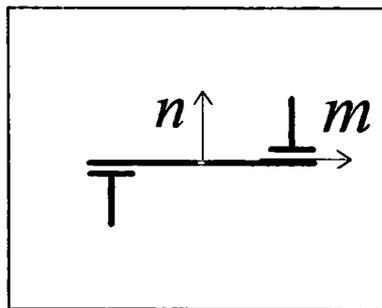


Figure C.1.1 : dislocations dans un élément de volume.

Soit β , le champ de distorsion induit par la présence de ces dislocations dans un élément de volume:

$$\beta_{ij}^p(r) = N \cdot b \cdot m_i \cdot n_j \cdot \delta(S) \quad (27)$$

N nombre de dislocations

b est le vecteur de Burgers

$\delta(S)$ est la fonction indicatrice de la surface balayée par les dislocations.

En moyenne sur l'élément de volume V, la relation (27) devient :

$$\bar{\beta}_{ij}^p = \frac{1}{V} \int_V N b m_i n_j \delta(S) \cdot dV \quad (28)$$

Nous supposons de plus dans cet exemple que les caractéristiques de la ligne sont uniformes et homogènes dans l'élément de volume V (m_i , n_j , N, b sont constants pour V).

La déformation plastique E^p résultante est seulement la partie symétrique de $\bar{\beta}$:

$$E_{ij}^p = \text{sym}(\bar{\beta}_{ij}^p) = \frac{1}{2} (\beta_{ij}^p + \beta_{ji}^p) \quad (29)$$

expression réécrite en faisant apparaître le tenseur R des rotations du réseau cristallographique.

$$E_{ij}^p = R_{ij} \frac{Nb}{V} \int_S dS \quad (30)$$

$E_{ij}^p = R_{ij} \gamma$ où $\gamma = \frac{Nb}{V} \int_S dS$ est la déformation permanente globale issue des contributions locales du matériau.

La variation dans le temps de cette déformation représente l'activité de ces types de défaut au niveau local :

Ainsi, $d\gamma = \frac{d}{dt} \left(\frac{Nb}{V} \int_S dS \right)$ devient :

$$d\gamma = \frac{b}{V} \left\{ \frac{dN}{dt} \int_S dS + N \frac{d}{dt} \int_{S(t)} dS \right\} \quad (31)$$

Ce calcul montre la présence d'au moins deux mécanismes pour la déformation - variation du nombre de sites actifs $\frac{dN}{dt}$ et mobilité du contour géométrique $\frac{d}{dt} \int_{S(t)} dS$. Cependant, il s'agit d'une description globale de la réalité. Les mécanismes de mouvement des défauts sont alors intrinsèquement complexes comme le montre l'expression de $d\gamma$ avec seulement deux termes actifs.

En plus de cette complexité intrinsèque, s'ajoutent à deux échelles différentes (Cf. Figure C.1.2) la complexité due à la notion de statistique des défauts (quantité, répartition, taille) ainsi que la complexité de la microstructure même du matériau réel (plusieurs phases, précipités, etc.).

De cette analyse découlent les différentes échelles d'étude.

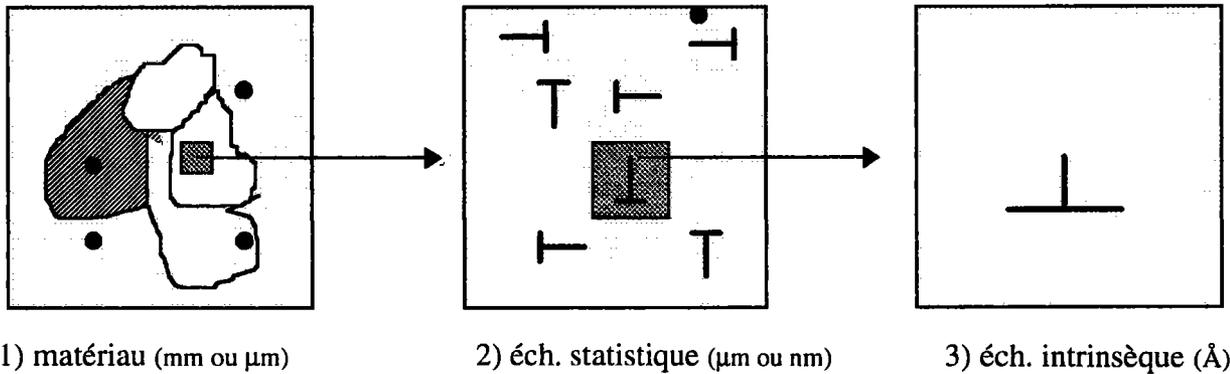


Figure C.1.2 : échelle des complexité.

1) la dislocation seule.

Traitée en élasticité linéaire, la mécanique des milieux continus permet de résoudre le champ des contraintes autour d'une dislocation mais aussi tout type de champs supplémentaires nécessaires (déformation, gradient thermique, etc.).

2) le comportement collectif des dislocations.

Dans de récents travaux, Kubin^[112] et Kratochvil ont utilisé les moyens informatiques actuels pour simuler la création, le mouvement ou encore l'annihilation des dislocations en programmant les lois classiques de la théorie des dislocations (Orowan, Hall, Petch).

Grâce aux performances accrues des calculateurs récents, il leur a été possible de traiter des problèmes trop difficiles pour des résolutions analytiques. Ils ont obtenu la formation des cellules de dislocations avec des schémas simplifiés mais importants et complexes à cause des relations décrivant la création, le mouvement et l'annihilation des dislocations au sein du matériau. Il s'agit de la création d'une structure hétérogène de la déformation plastique, induite par la sollicitation imposée. C'est la notion d'*hétérogénéisation* de la microstructure du matériau lors de la déformation plastique^[17].



Figure C.1.3 : hétérogénéisation d'une zone d'un grain.

Les différences énoncées au sujet des déformations accumulées se traduisent par des zones avec plus ou moins de concentration de déformation permanente.

Dans notre étude, l'objectif est précisément de construire et d'utiliser un modèle simple d'hétérogénéisation de la déformation plastique dans la microstructure et de considérer en même temps que la frontière d'une phase est mobile.

En toute logique, la modélisation du comportement à l'échelle 3 (Cf. Figure C.1.2), c'est-à-dire d'un élément de volume macroscopique comprenant plusieurs grains du matériau, devrait se faire à partir de l'échelle 1, la plus fine et la plus réduite (une dislocation). Toutefois, ceci reste très difficile voire impossible actuellement parce que les relations pour intégrer les échelles 1 et 2 ne sont pas connues exactement. Par conséquent, l'hypothèse de séparations des échelles est couramment employée pour effectuer une homogénéisation par étapes et ainsi reconstruire le comportement global de l'élément de volume macroscopique.

Mais l'hypothèse de séparations des échelles est mise en défaut pour certains phénomènes comme la localisation de la déformation par bandes de cisaillement. En effet, il s'agit d'un phénomène qui concentre l'énergie disponible dans la déformation intragranulaire d'une zone privilégiée (la bande elle-même) mais sans paraître soumise à la structure intergranulaire du matériau. Ces bandes traversent autant les grains que les joints de grains.

Le traitement souvent retenu (en terme d'approche classique macroscopique ou micro-macro homogène) des bandes de cisaillement prend en considération un défaut initial (géométrique, matériau) de très faible épaisseur qui se propage à travers le volume observé. En fait, ces bandes semblent plutôt provenir du résultat de la propagation de dislocations ou d'ensembles de dislocations favorisant l'hétérogénéisation du matériau.

Au bilan, nous pouvons donc résumer les hypothèses sur lesquelles nous pouvons nous appuyer.

Pour étudier ces bandes localisées et leur formation, il semble nécessaire de s'intéresser à la propagation de discontinuités plastiques, et de réaliser une hétérogénéisation du milieu. Il faut alors analyser les résultats obtenus pour vérifier et/ou modifier les hypothèses retenues. Cette partie peut se faire grâce à l'étude thermodynamique et mécanique du système.

Une partie plus délicate comprend l'étude des mécanismes intrinsèques relativement complexes et la participation de la microstructure aux échelles 2 et 3 détaillées précédemment.

Nous concevons donc bien qu'il est indispensable d'effectuer des simplifications de la réalité physique pour pouvoir aborder cette question sans toutefois perdre l'essentiel des informations ou passer à côté du(des) phénomène(s) prépondérant(s).

Pour cela, nous avons utilisé les techniques d'hétérogénéisation explicitées auparavant en considérant un matériau "biphasé". Pour effectuer l'hétérogénéisation d'un volume, il faut au minimum deux éléments de volume. Ceux-ci sont donc chacune des deux zones présentant les densités de dislocations différentes.

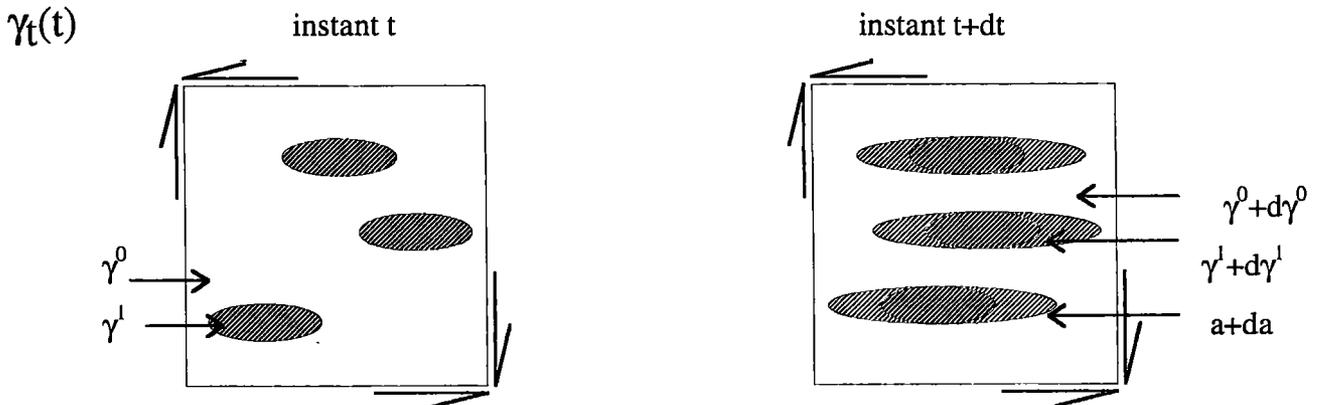


Figure C.1.4 : évolution de l'élément de volume soumis au cisaillement $\gamma(t)$.

La frontière existante entre ces deux zones est considérée comme mobile, c'est-à-dire que sa géométrie est variable avec l'évolution des autres paramètres (déformation plastique environnante). La notion d'interactivités entre deux zones voisines est prise en compte par les termes liés aux fractions volumiques relatives.

Dans le but de ne pas compliquer plus qu'elle n'est l'étude présente, le chargement est simplifié à un seul paramètre dans un essai de cisaillement piloté en déformation.

Nous utilisons le MARS240, décrit dans la partie B, comme matériau support de cette étude. La géométrie de la *méso*-structure modélisée est issue des observations par microscopie électronique en transmission et des mesures effectuées; les données du matériau proviennent des essais mécaniques réalisés. Le "biphasé" est constitué d'une matrice environnante élasto-plastique dans laquelle doivent cohabiter des 'particules' plastiques prises sous la forme d'ellipsoïdes aplatis.

C.2. Approche de modélisation

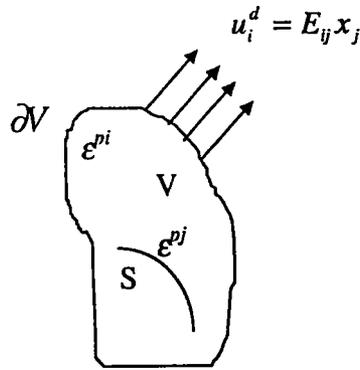


Figure C.2.1 : matériau soumis à des chargements divers appliqués

Le matériau réel, c'est-à-dire tel qu'il est fourni par son élaborateur, présente une microstructure complète, assez souvent complexe dans le détail des composantes. Le terme *complète* signifie et rappelle que dans un morceau de matériau massif ou dans un échantillon, il n'est fait, à cet instant, encore aucune tentative réductrice de modélisation, par conséquent, *toute* la microstructure du matériau participe à la réaction de comportement aux sollicitations surfaciques ou volumiques imposées. Par ailleurs, et dans le cas d'un acier - matériau de cette étude, - la microstructure comporte une ou plusieurs phases, des séries de précipités ou d'inclusions, des défauts ponctuels qui rendent complexe la description détaillée de ses composantes. En outre, le matériau réel constitue aussi une microstructure tridimensionnelle utilisée dans une structure tridimensionnelle de forme pouvant être aussi complexe qu'un châssis de véhicule, ou de char.

Les types de chargement réel auxquels sont soumis ces matériaux sont variés et compliqués. Ils présentent toutes les composantes des contraintes combinées, avec ou sans variation de la température environnante et des vitesses de déformations non forcément constantes ni homogènes pendant la sollicitation. Lorsque des ruptures partielles ou l'apparition de fissures s'ajoutent, il faut traduire les variables de l'endommagement du matériau.

Ces aspects macroscopiques du matériau-structure sont associés à des mécanismes intrinsèques à une échelle microscopique, comme le seraient la rotation de la microstructure, un allongement ou un fractionnement des lattes ou des grains du matériau, la formation d'une nouvelle phase, de précipités, des décohésions matérielles pour ne citer que ceux-ci. Il apparaît alors le besoin de dénombrer et de décrire ces mécanismes entre ces échelles pour avoir les relations micro-macro qui traduiront le comportement *effectif* d'un matériau réel soumis à un chargement réel dans sa configuration (géométrie, dimensions) réelle.

Dans la phase suivante de modélisation se posent deux questions. Comment modéliser ce que nous avons décrit dans les paragraphes précédents et quels seront les paramètres à retenir ? La solution *idéale* de tout prendre en compte n'est pas actuellement réaliste, voire impossible. Parmi les hypothèses nécessaires, quelles sont celles qu'il faut retenir par rapport à la microstructure du matériau, au chargement appliqué, aux mécanismes présents et pourquoi celles-ci ?

Nous présentons maintenant les hypothèses que nous avons faites, en apportant l'explication, la justification de celles retenues au détriment d'autres.

L'étude est orientée vers une analyse physique des matériaux, menée en parallèle avec une approche physique de modélisation méso-macro de l'amorçage de la bande de cisaillement dans les premiers instants d'apparition. L'observation des lattes de martensite et de leur évolution intragranulaire (cellules de dislocations) dans le gradient de déformation de la zone poinçonnée a axé la description de la modification de la microstructure vers le modèle d'inclusion plastique à frontière mobile^{[19][22]}. Cette 'inclusion' est constituée par les groupes de cellules de dislocations observés grâce à la microscopie en transmission. L'intérêt porte sur le suivi de la croissance de cette inclusion dans l'hypothèse des petites déformations et sans effet thermique.

La méthode consiste à considérer une répartition des déformation plastiques homogènes par morceaux (déformation dans l'inclusion et déformation de la matrice). La difficulté introduite pour la résolution tient au fait que non seulement la frontière entre les deux domaines peut changer mais aussi parce que, dans le même temps, les déformations évoluent.

Le volume élémentaire représentatif est une inclusion élasto-plastique (groupe de cellules de dislocations du type d'une super dislocation) à frontière mobile noyée dans une matrice homogène élasto-plastique également, qui subit un cisaillement simple.

La *mobilité* de la frontière permet de considérer le mouvement groupé des dislocations réunies pour former le contour de l'inclusion, les accroissements et l'évolution de la formes de ces inclusions, vers une structure en bande orientée.

La reconstruction de la bande réelle se traduit par le développement en bandes coalescées. Cette étape n'est pas décrite dans ce travail puisque nous étudions l'apparition d'une localisation de la déformation.

C.2.1. Energie libre dans un cas général

L'écriture générale de l'énergie libre de Helmholtz pour un élément de volume est:

$$\Psi = \frac{1}{2V} \int_V \sigma_{ij} \varepsilon_{ij}^e dV \quad (32)$$

Selon la théorie du premier gradient, l'hypothèse d'addition des déformations permet d'écrire :

$$\varepsilon_{ij}^e = \varepsilon_{ij} - \varepsilon_{ij}^p \quad (33)$$

La loi de comportement élastique s'écrit simplement :

$$\overline{\Sigma} = \overline{C} \cdot \overline{E}^e = \overline{C} \cdot (\overline{E} - \overline{E}^p) \quad (34)$$

L'équilibre où les forces de volume sont négligées devant le cisaillement se réduit à:

$$\text{dans } V, \sigma_{ij,j} = 0 \quad (35)$$

Les conditions limites sont des déplacements imposés sur le bord du volume (Cf. Figure C.2.1):

$$\text{sur } dV, u_i^d = E_{ij} x_j \quad (36)$$

Ecrivons la partition des contraintes en contraintes moyennes et contraintes internes :

$$\sigma_{ij} = \Sigma_{ij} + \sigma'_{ij} \quad (37)$$

Alors, le potentiel s'écrit maintenant :

$$\Psi = \frac{1}{2V} \int_{\partial V} \sigma_{ij} E_{ik} x_k n_j dS - \frac{1}{2V} \int_V (\Sigma_{ij} + \sigma'_{ij}) \varepsilon_{ij}^p dV \quad (38)$$

$$\Psi = \frac{1}{2} (E_{ij} - E_{ij}^p) \cdot C_{ijkl} \cdot (E_{kl} - E_{kl}^p) - \frac{1}{2V} \int_V \sigma'_{ij} \varepsilon_{ij}^p dV \quad (39)$$

Soient N inclusions de forme ellipsoïdale allongée, à frontière mobile et noyées dans la matrice :

l'indice 0 représente la matrice

l'indice i variant de 1 à N représente la ième inclusion du volume V

Le second terme de l'énergie s'écrit :

$$-\frac{1}{2V} \sum_{i=0}^N \left(V_i \varepsilon^{pi} \cdot \frac{1}{V_i} \int_{V_i} \sigma'^i dV \right) \quad (40)$$

$\overline{\sigma}_i = \frac{1}{V_i} \int_{V_i} \sigma'^i dV$ exprime la moyenne des contraintes internes dans V_i . Celle-ci est nulle pour tout

volume V .

$$\langle \overline{\sigma} \rangle_V = \frac{V_0}{V} \overline{\sigma}_0 + \sum_{i=1}^N \frac{V_i}{V} \overline{\sigma}_i = 0 \quad (41)$$

La déformation moyenne prend en compte les déformations plastiques de la matrice ε^{p0} ainsi que celles de chaque inclusion ε^{pi} pondérées des fractions volumiques $f_j(=V_j/V)$ au moyen de la relation:

$$E^p = f_0 \varepsilon^{p0} + \sum_{i=1}^N f_i \varepsilon^{pi} \quad (42)$$

La somme des fractions volumiques, respectant la conservation du volume, vaut 1. Par conséquent, la déformation plastique moyenne devient :

$$E^p = \varepsilon^{p0} + \sum_{i=1}^N f_i (\varepsilon^{pi} - \varepsilon^{p0}) \quad (43)$$

le second terme de l'énergie s'écrit alors :

$$-\frac{1}{2} \sum_{i=1}^N f_i \bar{\sigma}^i (\varepsilon^{pi} - \varepsilon^{p0}) \quad (44)$$

Dans le cadre d'une inclusion du type d'Eshelby-Kröner, le terme des contraintes internes de l'inclusion i s'écrit :

$$\bar{\sigma}^i = C(I - S^i)(E^p - \varepsilon^{pi}) \quad (45)$$

Le potentiel devient alors :

$$\Psi = \frac{1}{2} (E_{ij} - E_{ij}^p) \cdot C_{ijkl} \cdot (E_{ij} - E_{ij}^p) + \frac{1}{2} \sum_{i=1}^N f_i (\varepsilon^{pi} - \varepsilon^{p0}) \cdot C(1 - S^i) \cdot \left(\varepsilon^{pi} - \varepsilon^{p0} - \sum_{j=1}^N f_j (\varepsilon^{pj} - \varepsilon^{p0}) \right) \quad (46)$$

Dans le cas d'une application au cisaillement simple, pour schématiser le test du poinçonnage, les déformations sont choisies imposées aux bords de l'élément de volume (en toute rigueur, il s'agit des conditions limites de la structure complète) telles que : $u_3 = E_{31} x_1$

Seuls les termes de cisaillement sont non nuls et les déformations s'écrivent :

$$\varepsilon^{p0} = \begin{pmatrix} 0 & 0 & \gamma^0 \\ 0 & 0 & 0 \\ \gamma^0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad \text{et} \quad \varepsilon^{pi} = \begin{pmatrix} 0 & 0 & \gamma^i \\ 0 & 0 & 0 \\ \gamma^i & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad (47)$$

Le terme des déformations homogènes, issu de (9), s'écrit maintenant en cisaillement simple :

$$E^p = \gamma^0 + \sum_{i=1}^N f_i (\gamma^i - \gamma^0) \quad (48)$$

Pour réduire l'écriture, notons par la suite B^i_{ijkl} le tenseur $C_{ijmn} (I_{mnl} - S^i_{mnl})$ que nous pouvons introduire dans le second terme de Ψ . Il faut déterminer deux séries de termes pour les couples (i,i) et (i,j) .

$$(\varepsilon^{pi}_{ij} - \varepsilon^{p0}_{ij}) \cdot B^i_{ijkl} \cdot (\varepsilon^{pi}_{kl} - \varepsilon^{p0}_{kl}) \quad (49a)$$

$$(\varepsilon_{ij}^{pi} - \varepsilon_{ij}^{p0}) \cdot B^i_{ijkl} \cdot (\varepsilon_{kl}^{pj} - \varepsilon_{kl}^{p0}) \quad (49b)$$

Pour une loi élastique, les termes de B^i sont :

$$\begin{aligned} C_{ijmn} \cdot I_{mnkl} &\equiv C_{ijkl} = \lambda \delta_{ij} \delta_{kl} + \mu (\delta_{ik} \delta_{jl} + \delta_{il} \delta_{jk}) \\ C_{ijmn} \cdot S^i_{mnkl} &= \lambda \delta_{ij} S^i_{mnkl} + \mu (S^i_{ijkl} + S^i_{jikl}) \end{aligned} \quad (50)$$

Dans le cas considéré, seuls B^i_{1313} , B^i_{1331} , B^i_{3113} et B^i_{3131} sont non nuls. Par conséquent, la première partie du second terme de Ψ comprend $(\gamma^i - \gamma^0)^2 (B^i_{1313} + B^i_{1331} + B^i_{3113} + B^i_{3131})$, tandis que la seconde partie s'écrit $(\gamma^i - \gamma^0)(\gamma^j - \gamma^0)(B^i_{1313} + B^i_{1331} + B^i_{3113} + B^i_{3131})$.

La somme des B^i_{ijkl} écrite en fonction de S^i_{ijkl} devient $2\mu(2 - \zeta^i)$ où $\zeta^i = S^i_{1313} + S^i_{1331} + S^i_{3113} + S^i_{3131}$.

Finalement, il vient :

$$\frac{1}{2} \sum_{i=1}^N f_i (\gamma^i - \gamma^0) 2\mu(2 - \zeta^i) \left\{ \gamma^i - \gamma^0 - \sum_{j=1}^N f_j (\gamma^j - \gamma^0) \right\} \quad (51)$$

De même écrivons le premier terme de Ψ : $\frac{1}{2} (E - E^p) C (E - E^p)$

$$\frac{1}{2} (E_{ij} - E_{ij}^p) \cdot C_{ijkl} \cdot (E_{kl} - E_{kl}^p) \quad (52)$$

$$\frac{1}{2} (E_{ij} - E_{ij}^p) \cdot \{ C_{ij13} \cdot (E_{13} - E_{13}^p) + C_{ij31} (E_{31} - E_{31}^p) \} \quad (53)$$

En utilisant la symétrie de C , à savoir $C_{ijkl} = C_{ijlk} = C_{jikl}$, et dans ce cas du cisaillement simple où $E_{13} = E_{31} = E$, l'expression (17) devient $\frac{1}{2} 2(E - E^p) \{ 2C_{1313} (E - E^p) \}$ avec $C_{1313} = \mu$, soit :

$$2\mu(E - E^p)^2 \quad (54)$$

A cette étape du calcul, récrivons les différents termes de Ψ déjà développés. La relation (46) devient alors celle de l'expression (55), en tenant compte de (48), (51) et (54) :

$$\Psi = 2\mu(E - \gamma^0 - \sum_{i=1}^N f_i (\gamma^i - \gamma^0))^2 + \frac{1}{2} \sum_{i=1}^N f_i (\gamma^i - \gamma^0) 2\mu(2 - \zeta^i) \left\{ (1 - f_i)(\gamma^i - \gamma^0) - \sum_{\substack{j=1 \\ j \neq i}}^N f_j (\gamma^j - \gamma^0) \right\} \quad (55)$$

Maintenant, prenons en compte la forme de l'inclusion introduite précédemment dans le volume élémentaire V . L'allure de la zone cisailée dans les échantillons du poinçonnage a guidé notre choix vers un ellipsoïde aplati. Nous supposons de plus que ceux-ci sont répartis dans toute la circonférence de la couronne déformée en cisaillement. Les expressions analytiques pour ce type d'inclusion ont été calculées par Eshelby^[101] : dans le cas présent, nous cherchons le terme ζ^i , somme des $S^i_{(ijkl=1,3)}$.

$$\zeta^i = S^i_{1313} + S^i_{1331} + S^i_{3113} + S^i_{3131} = 4S^i_{1313} \text{ (par symétrie)} \quad (56)$$

$$S^i_{1313} = \frac{1}{2} \left(1 - \frac{2-\nu}{1-\nu} \frac{\pi}{4} \left(\frac{c}{a} \right)^i \right) \quad (57)$$

Posons $\alpha = \frac{2-\nu}{1-\nu} \frac{\pi}{4}$, ζ^i devient $\zeta^i = 2(1 - \alpha \left(\frac{c}{a} \right)^i)$, alors Ψ s'écrit sous la forme :

$$\Psi = 2\mu(E - \gamma^0 - \sum_{i=1}^N f_i(\gamma^i - \gamma^0))^2 + 2 \sum_{i=1}^N f_i(\gamma^i - \gamma^0) \mu \alpha \left(\frac{c}{a} \right)^i \left\{ (1 - f_i)(\gamma^i - \gamma^0) - \sum_{\substack{j=1 \\ j \neq i}}^N f_j(\gamma^j - \gamma^0) \right\} \quad (58)$$

Nous utiliserons le potentiel de (21) pour dériver les lois d'évolution par le calcul des forces

thermodynamiques sous la forme générale : $F_k = -\frac{\partial \Psi}{\partial V_k}$, où V_k représente la variable interne associée

à F_k .

En fonction des 5 variables internes indépendantes choisies pour construire le modèle - à savoir $(E, f_k, \gamma_k, \gamma_0$ et $(c/a)_k$), nous déterminons alors les forces correspondantes. Pour cela, l'énergie libre de Helmholtz, du type $\Psi(E, V_1^i, V_2^i, \dots)$, est dérivée pour obtenir les forces motrices résultantes de chaque variable, où les contraintes prises en compte pour l'inclusion sont celles d'Eshelby pour un ellipsoïde plat allongé^[18].

$$\frac{\partial \Psi}{\partial E} = 4\mu(E - \gamma^0 - \sum_{k=1}^N f_k(\gamma^k - \gamma^0))$$

$$\frac{\partial \Psi}{\partial f_k} = -4\mu(\gamma^k - \gamma^0) \left[E - \gamma^0 - \sum_{k=1}^N f_k(\gamma^k - \gamma^0) \right] + 2\mu_k \alpha \left(\frac{c}{a} \right)^k (\gamma^k - \gamma^0) \left\{ (1 - 2f_k)(\gamma^k - \gamma^0) - \sum_{\substack{j=1 \\ j \neq k}}^N f_j(\gamma^j - \gamma^0) \right\}$$

$$\frac{\partial \Psi}{\partial \gamma^k} = -4\mu f_k \left[E - \gamma^0 - \sum_{k=1}^N f_k(\gamma^k - \gamma^0) \right] + 2f_k \mu_k \alpha \left(\frac{c}{a} \right)^k \left\{ 2(\gamma^k - \gamma^0)(1 - f_k) - \sum_{\substack{j=1 \\ j \neq k}}^N f_j(\gamma^j - \gamma^0) \right\}$$

$$\frac{\partial \Psi}{\partial \gamma^0} = 4\mu \left(\sum_{k=1}^N f_k - 1 \right) \left[E - \gamma^0 - \sum_{k=1}^N f_k(\gamma^k - \gamma^0) \right] + 2 \sum_{k=1}^N f_k \mu_k \alpha \left(\frac{c}{a} \right)^k \left\{ -2(1 - f_k)(\gamma^k - \gamma^0) + \sum_{\substack{j=1 \\ j \neq k}}^N f_j(\gamma^j + \gamma^k - 2\gamma^0) \right\}$$

$$\frac{\partial \Psi}{\partial \left(\frac{c}{a} \right)^k} = 2f_k(\gamma^k - \gamma^0) \mu_k \alpha \left\{ (1 - f_k)(\gamma^k - \gamma^0) - \sum_{\substack{j=1 \\ j \neq k}}^N f_j(\gamma^j - \gamma^0) \right\}$$

Pour décrire chacune des familles, il apparaît nécessaire de pouvoir les dissocier lors des observations et d'identifier les paramètres pour les introduire dans le modèle. Il s'élève alors la difficulté de cette dissociation des différentes familles (ou formes) d'inclusions pour décrire la microstructure au cours des observations microscopiques. De plus, les paramètres (seuils écrouissage) deviennent difficilement mesurables et justifiables lorsqu'ils sont plus nombreux. Les choix retenus sont donc la conséquence des résultats des premières observations et par suite, des hypothèses simplificatrices apparues nécessaires. Une seule forme est donc conservée et les formules sont écrites à nouveau. Nous avons retenu cette forme unique pour suivre les évolutions du modèle avec suffisamment peu de paramètres afin de pouvoir les identifier.

L'extension avec de nouvelles hypothèses moins restrictives décrirait de mieux en mieux la microstructure initiale mais nécessiterait d'identifier beaucoup plus de paramètres.

C.2.2. Application à une forme d'inclusion

Les micrographies optique de la Figure B.1.1 et électronique de la Figure B.3.10 montrent l'aspect de la microstructure de l'acier MARS240 qui est un acier à blindage utilisé aujourd'hui et qui sert de matériau support à cette étude. L'observation d'une microstructure d'acier traité permet de se convaincre qu'il est trop complexe de considérer son intégralité dans un modèle numérique. Les observations réalisées aux microscopes électroniques à balayage et en transmission sont donc les moyens employés pour décrire une microstructure moyenne. Ceci nous permet par la suite de modéliser une *més*ostructure de la géométrie intragranulaire des lattes de martensite de l'acier, comme si la microstructure était vue à travers un filtre modélisant. Après les observations MEB/MET, ces groupes de cellules de dislocations, présents dans les lattes, sont schématisés par des ellipsoïdes aplatis, ce qui nous permet par ailleurs d'utiliser les relations d'Eshelby^[101] et de Kröner^[102] avec des inclusions dans une matrice.

A partir de cette étape, nous devons donc préciser que le matériau réel servira de référence (ou support) par sa géométrie, ses caractéristiques mécaniques mais, à cause de cette présentation schématique, le modèle s'éloigne d'une microstructure donnée, de la microstructure de l'acier étudié.

La géométrie ne concerne que deux variables - le petit et le grand axe de l'ellipsoïde. Nous ne nous intéressons qu'au mouvement suivant la direction du grand axe. Il s'agit donc d'une évolution uniaxiale de cette microstructure numérique placée dans un schéma de cisaillement simple. En effet, les observations au MEB ont montré que des lattes ou des groupes de lattes s'allongent en ce sens et

présentent, apparemment, une largeur à peu près constante, sauf dans la zone de la bande de cisaillement où le taux de cisaillement est le plus élevé. Dans cette partie, les lattes paraissent très étirées pour une largeur réduite (étirement maximum).

Comme le but principal de cette étude est la localisation de la déformation appliquée au cisaillement, nous recherchons à décrire l'évolution intragranulaire de cette microstructure en lattes sous une sollicitation de déformation en cisaillement jusqu'à ce que la localisation de cette déformation apparaisse. Nous resterons dans l'analyse des premiers instants de la déformation pour ne s'intéresser effectivement qu'à l'apparition et à la formation d'une bande de cisaillement. Il s'agit d'une zone privilégiée du matériau où la déformation se concentre, où le cisaillement augmente de façon préférentielle par rapport à une zone contiguë moins déformée. Pour ce faire, nous restons dans le cadre d'un modèle suivant les hypothèses des petites perturbations. Par conséquent, il faut que le modèle reste en-deçà de trop grandes déformations (<15, 20%) et nous ne pourrons pas prétendre décrire les mouvements de rotation ou de déplacement des lattes, de groupes de lattes de la mésostructure puisqu'il ne s'agit pas, ici, de transformations finies.

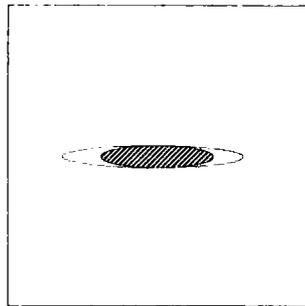


Figure C.2.2 : schéma du volume élémentaire étudié soumis au cisaillement.

Nous avons également à la suite des précédentes remarques choisi de nous intéresser au seul cisaillement simple isotherme. C'est-à-dire qu'il s'agit d'étudier la déformation de la mésostructure avant que l'échauffement dû au travail plastique ne soit suffisamment important pour être nécessairement converti en chaleur. Cette restriction supplémentaire indique donc que le modèle ne prétend pas décrire toute la formation de la bande jusque dans les domaines adiabatiques ni sa propagation. Il s'agit de décrire l'apparition de la localisation en déformation, quand la température ne joue pas encore le rôle reconnu et bien admis aujourd'hui de facteur d'adoucissement compétitif à l'écroutissage.

Les termes de l'énergie précédemment détaillée s'écrivait donc :

$$\psi_v = \frac{1}{2}(E - E^P)C(E - E^P) - \frac{1}{2v} \int_v \sigma' : \varepsilon^P dv \quad (59)$$

Dans le cas d'application à une seule famille de lattes ou d'inclusion pour notre étude réduite, l'expression du potentiel correspondant pour un essai de cisaillement simple isotherme à deux variables par famille (γ_i, a_i) s'écrit :

$$\psi_v = 2\mu \left[E - \gamma^0 - Aa^2(\gamma^1 - \gamma^0) \right]^2 + 2\mu\alpha caA(1 - Aa^2)(\gamma^1 - \gamma^0)^2 \quad (60)$$

avec $A = \frac{4}{3}\pi n_i c$ (n_i et c sont constants dans notre étude).

Les forces thermodynamiques associées sont :

$$F_E = -\frac{\partial \psi}{\partial E} = -4\mu \left[E - \gamma^0 - Aa^2(\gamma^1 - \gamma^0) \right] \quad (60.1)$$

$$F_{\gamma^0} = -\frac{\partial \psi}{\partial \gamma^0} = -4\mu(Aa^2 - 1) \left[E - \gamma^0 - Aa^2(\gamma^1 - \gamma^0) + \alpha caA(\gamma^1 - \gamma^0) \right] \quad (60.2)$$

$$F_{\gamma^i} = -\frac{\partial \psi}{\partial \gamma^i} = 4\mu Aa^2 \left[E - \gamma^0 - Aa^2(\gamma^1 - \gamma^0) \right] - 4\mu\alpha caA(1 - Aa^2)(\gamma^1 - \gamma^0) \quad (60.3)$$

$$F_{a_i} = -\frac{\partial \psi}{\partial a_i} = -2\mu A(\gamma^1 - \gamma^0) \left[-4a(E - \gamma^0 - Aa^2(\gamma^1 - \gamma^0)) + \alpha c(1 - 3Aa^2)(\gamma^1 - \gamma^0) \right] \quad (60.4)$$

C.3. Expression de la dissipation

Associée à l'énergie élastique volumique Ψ_v , nous devons écrire les lois complémentaires pour décrire la dissipation volumique D_v .

$$D_v = P_{\text{ext}} - \dot{\Psi}_v \geq 0 \quad (61)$$

Il s'agit alors d'exprimer les lois d'évolution des forces critiques associées aux variables internes du modèle. Elles précisent le comportement plastique. Ces relations nous permettent d'appliquer la règle de consistance, en comparant les forces motrices et les forces critiques correspondantes d'une part et leurs accroissements respectifs d'autre part, ceci à chaque instant.

Une des difficultés de l'écriture de l'expression de la dissipation tient au choix de chacun des termes des forces critiques associées aux expressions des forces motrices dérivées de Ψ_v .

Une description phénoménologique traduit l'écroissage en prenant en compte la valeur de déformation de cisaillement plastique à la place du terme en densité de dislocations. Ceci suppose en effet la connaissance correcte des phénomènes physiques (description métallurgique, réseau des dislocations, etc) pour les traduire en formules, (Cf. *Orowan*^[111], *Mughrabi*^[96]). Pour chacune des variables $X_i = \{\gamma^0, \gamma^1, a\}$ nécessaires au modèle, nous pouvons écrire ces expressions sous la forme d'un développement limité des forces critiques correspondantes : (pour chaque variable x_i)

$$\tau_i^c(x_i) = \tau_i^c(0) + \frac{\partial \tau_i^c}{\partial x_j} x_j \quad (62)$$

Cette relation fait apparaître la notion d'auto-écrouissage d'un terme (i) sur lui-même ainsi que la notion d'écrouissage latent par les actions des autres termes (j). En introduisant la matrice d'écrouissage H , dont les termes sont définis par : $H_{ij} = \frac{\partial \tau_i^c}{\partial \gamma^j}$, cette relation peut également s'écrire sous une forme plus condensée avec les notions de seuils critiques et les termes réservés à l'écrouissage.

$$\tau_i^c(x_i) = \tau_i^{c0} + H_{ij} x_j \quad (63)$$

Dans l'application que nous faisons avec trois variables, les expressions des seuils critiques deviennent :

$$\tau_i^c(x_i) = \tau_i^{c0} + H_{i0} \gamma^0 + H_{i1} \gamma^1 + H_{i2} a \quad (64)$$

τ_i^{c0} est le terme associé à la force critique initiale du système (i), $\tau_i^c(x_i)$ est la 'nouvelle' force critique actuelle après la déformation imposée et l'évolution de $X_i = \{\gamma^0, \gamma^1, a\}$.

H_{00} représente le paramètre d'auto-écrouissage d'un système sur lui-même.

H_{01} est l'interaction entre les paramètres du glissement plastique de la matrice avec l'inclusion.

H_{02} traduit l'effet de l'évolution de a sur la matrice.

Les valeurs des seuils τ_i^{c0} sont obtenues par des essais mécaniques statiques ou dynamiques lors de dépouillement classique (comme l'est par exemple la déformation $R_{p0.2}$).

Comme il n'existe pas d'essais spécifiques permettant des mesures chiffrées directement définies dans le matériau pour obtenir les termes H_{ij} , la détermination de ces interactions reste par conséquent une approche empirique pour construire la matrice d'écrouissage. L'estimation des valeurs de H est fixée par l'allure des pentes des courbes expérimentales dans le domaine plastique.

Nous avons choisi, dans le modèle présenté ici, d'étudier l'influence des seuls termes diagonaux (auto-écrouissage) et ceux-ci sont pris constants positifs pour cette approche. Ces hypothèses supplémentaires permettent de calculer le comportement plastique et de définir la dissipation malgré la difficulté de l'écriture des relations H_{ij} de la matrice d'écrouissage.

Les relations que nous prenons sont ici :

$$\text{pour la déformation } \gamma^0 \text{ de la matrice : } \tau^c(\gamma^0) = \tau_0^{c0} + H_0 \gamma^0. \quad (65)$$

$$\text{pour la déformation } \gamma^1 \text{ de l'inclusion : } \tau^c(\gamma^1) = \tau_1^{c0} + H_1 \gamma^1. \quad (66)$$

$$\text{pour la longueur } a \text{ de l'inclusion : } \tau^c(a) = \tau_a^{c0} + H_a a. \quad (67)$$

Cette formulation reprend une écriture classique d'écrouissage linéaire avec H_0 et H_1 .

Pour un état de chargement donné, τ_a^{c0} est un seuil critique correspondant à une taille critique a^* de défaut ou d'inclusion autour de laquelle la longueur a de l'inclusion peut évoluer. Ainsi des familles de tailles inférieure à cette taille critique caractéristique vont tendre à disparaître au profit de familles de tailles supérieures ou égale à a^* qui pourront croître selon la loi d'évolution. Le terme $H_a a$ présent au second membre de (67) est la contrainte supplémentaire au seuil initial qu'il faut considérer lorsque le matériau se déforme et que l'inclusion doit bouger dans son environnement. Ce terme correspond à la contrainte à ajouter pour déplacer le contour géométrique de l'inclusion, c'est-à-dire pour permettre à la longueur a de croître, dans notre cas.

Ces conditions restrictives des H_{ij} constants sont relativisées puisque les termes $\tau_i^c(x_i)$ des seuils critiques restent, quant à eux, fonctions des variables $X_i = \{\gamma^0, \gamma^1, a\}$.

C.4. Sensibilité du modèle à ses paramètres

L'intérêt d'une modélisation, quel que soit le type de l'étude, réside non seulement dans la bonne confrontation calcul/expérience mais aussi dans l'utilisation possible d'une extension du modèle. La bonne confrontation calcul/expérience traduit une vérification de l'interprétation et/ou la compréhension des phénomènes physiques modélisés tandis que l'extension de représentation du modèle propose une exploitation éventuelle à d'autres domaine de configurations. C'est l'objet de cette étude de sensibilité aux paramètres.

La résolution du système formés par les lois de plasticité repose sur l'utilisation de l'algorithme de Newton-Raphson pour un cas fortement non linéaire, couplé à la méthode incrémentale du prédicteur élastique-correcteur plastique par retour radial généralisé.

Pour chaque variable, il s'agit de comparer les deux expressions de la règle de consistance :

$$\tau_i = \tau_i^c \text{ (comparaison au seuil critique plastique)} \quad (68)$$

$$d\tau_i = d\tau_i^c \quad (69)$$

Le système à résoudre porte sur la différence entre les forces motrices et critiques :

$$G_i = \tau_i - \tau_i^c \text{ et leur accroissement,} \quad (70)$$

$$dG_i^{(n)} = \frac{\partial G}{\partial E} dE^{(n)} + \frac{\partial G_i}{\partial X_j} dX_j^{(n)}, \quad (71)$$

L'incrément de déformation totale imposée est donné par dE , les lois d'évolution des variables interviennent avec les dérivés de Ψ et la matrice d'écrouissage H selon :

$$\frac{\partial G_i^{(n)}}{\partial X_j} = - \left(H_{ij} + \frac{\partial^2 \Psi}{\partial X_i \partial X_j} \right)^{(n)} \equiv \frac{\partial \tau_i}{\partial X_j} - \frac{\partial \tau_i^c}{\partial X_j} \quad (72)$$

Par conséquent, ces termes sont connus à chaque instant et les inconnues sont les accroissements dX_i .

Le système s'écrit plus simplement sous la forme (S) :

$$(S) \begin{cases} G(X_i) = 0 \\ dG(X_i) = 0 \end{cases} \quad (73)$$

La solution incrémentale de l'algorithme de Newton-Raphson détermine les accroissements des variables internes respectant les lois d'évolution (forces motrices) et les critères plastiques (forces critiques).

A l'instant $(n+1)$, il faut vérifier que :

$$G(X_i)^{(n+1)} = G(X_i)^{(n)} + \frac{\partial G(X_i)^{(n)}}{\partial X_j} dX_i^{(n)} = 0 \quad (74)$$

$$dX_i = -\frac{\partial G(X_i)}{\partial X_j} G(X_i) \text{ ou bien écrit :}$$

$$dX_i = \left(H_{ij} + \frac{\partial^2 \Psi}{\partial X_i \partial X_j} \right)^{-1} \cdot G(X_i) \quad (75)$$

Les nouvelles valeurs des variables internes sont alors déterminées complètement par incrémentation de l'état précédent par $X_i^{n+1} = X_i^n + dX_i$ et donnent ainsi la loi de comportement incrémentale du matériau.

La technique de ce modèle a été mise au point et adaptée sur un matériau, en l'occurrence le MARS240. Il fallait en effet ajuster les paramètres utiles au modèle, à partir des données expérimentales des essais mécaniques statiques mais également des informations obtenues lors de l'observation et l'analyse de la microstructure avec l'aide de la microscopie électronique en transmission.

C.4.1. Les paramètres

Nous avons fait l'approximation d'un matériau élastoplastique de module de cisaillement $G=80000$ MPa et de coefficient de Poisson $\nu=0.3$. Ces deux termes sont conservés constants dans cette étude.

Le modèle nécessite un jeu de 9 variables utiles pour décrire les termes nécessaires au déroulement du calcul :

- la géométrie de l'inclusion ellipsoïdale avec la longueur $2a_0^i$, l'épaisseur $2c$ et la densité volumique (ou fraction relative) n_i .

Les seuils d'écoulement pour la plasticité, exprimés en MPa, sont :

$\tau_{\gamma_0}^{c0}$ pour la matrice, $\tau_{\gamma_i}^{c0}$ pour l'inclusion, τ_a^{c0} en MPa/ μm pour la longueur de l'inclusion

Les paramètres de l'écrouissage (MPa) retenus sont les trois termes suivant :

H_0 pour la matrice, H_1 pour l'inclusion et H_2 pour a_0^i

Les calculs du programme font également appel à des paramètres numériques pour définir la précision souhaitée, les incréments de déformation élastique et plastique imposée dans l'algorithme de Newton-Raphson et une limite maximale en déformation totale pour arrêter les calculs.

Nous présentons maintenant quelques résultats commentés sur un cas type, obtenus à partir de cette modélisation de l'hétérogénéisation de la microstructure lors de la déformation plastique. Il s'agit d'un jeu de paramètres pour lequel la localisation apparaît. Ce cas présente une faible hétérogénéité des seuils élastiques matrice/inclusion, mais une différence plus importante pour exprimer l'hétérogénéisation par l'écroutissage. (Cf. Figure C.4.1)

Les paramètres numériques concernent une inclusion de seuil $\tau_{\gamma}^{c0}=1600$ mais d'écroutissage faible $H_1=50$. La mobilité est décrite par un seuil $\tau_a^{c0}=0.01$ et une résistance à l'avancement plus marquée $H_2=3500$. La matrice est choisie avec un seuil $\tau_{\gamma_0}^{c0}=1500$ inférieur mais voisin de celui de l'inclusion, tandis que l'écroutissage est plus important $H_0=1550$. La forme de l'inclusion est représentée par un ellipsoïde plat allongé ($c/a=0.04$) et nous avons pris une fraction initiale de 15% pour effectuer ce calcul.

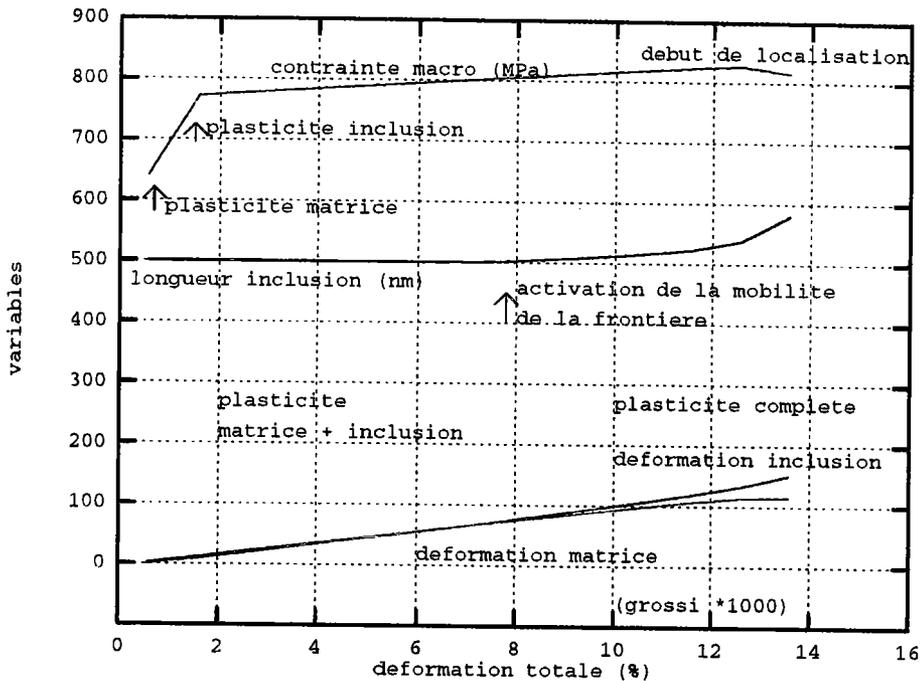


Figure C.4.1 : résultats dans un cas référence.

Tant que les forces motrices n'atteignent pas les seuils critiques, le matériau reste globalement élastique et la loi choisie (ici, isotrope linéaire classique) est reproduite. Après l'étape élastique, ce calcul comporte plusieurs phases dans le domaine plastique que nous allons décrire.

Lorsqu'un premier seuil critique est atteint, débute alors la plastification de la phase 'activée' (la matrice dans le cas montré). L'écroutissement nouveau pris en compte provoque le changement de pente de la courbe macroscopique contrainte/déformation selon la règle de consistence.

Quand la seconde phase (ici, l'inclusion) entre à son tour dans son domaine plastique, lorsque le seuil critique correspondant est atteint, l'association des écroutissements crée une nouvelle modification de la pente globale.

remarque : une description avec plusieurs formes d'inclusions laisse entrevoir la possibilité d'une meilleure reproduction d'une courbe expérimentale par l'activation successive de chacune de ces phases pour la loi de comportement.

Durant ces étapes, la déformation plastique suit un schéma de plasticité classique dans lequel la matrice et l'inclusion se déforment selon les lois d'écroutissement précédemment décrites. Par conséquent, les déformations au niveau local sont du même ordre que la déformation imposée. L'inclusion subit le cisaillement mais son contour géométrique ne peut évoluer qu'à partir de l'instant où le seuil critique sur a est atteint.

Maintenant, les 3 termes introduits pour décrire la microstructure sont actifs et participent simultanément à son évolution. La longueur de l'inclusion évolue au même titre que les déformations plastiques suivant les lois d'évolution issues de l'énergie libre et des forces critiques associées. C'est la phase d'hétérogénéisation de la microstructure.

Le rôle de l'énergie libre dans cette formulation méso-macro est mis en avant et explicité par la présence des termes propres à la forme et à la croissance de l'inclusion dans les expressions des forces motrices dans les relations (60.1) à (60.4). Le mécanisme d'hétérogénéisation de la microstructure montre également l'importance de la notion d'écroutissement de a pour exprimer la difficulté (ou la facilité) à faire bouger la frontière libre de l'inclusion par la loi d'évolution du seuil donnée par (67).

Cette hétérogénéité due aux différences de déformations dans la matrice et dans l'inclusion favorise l'accroissement de l'inclusion d'autant plus vite que l'hétérogénéité augmente. Il apparaît un point critique pour une déformation totale critique lorsque la contrainte macroscopique commence à diminuer. Dans cette dernière étape nous intéressant, nous retenons les caractéristiques de ce point pour définir un instant de localisation de la déformation que nous recherchons.

La phase suivante serait la formation d'une bande de cisaillement complète et éventuellement d'une bande de cisaillement adiabatique. Cette description complète reste à développer. Ici, nous

avons présenté l'apparition de la localisation de la déformation lorsque la microstructure évolue en cisaillement simple isotherme, en utilisant une modélisation méso-macro de l'hétérogénéisation d'une microstructure évolutive.

Considérons un second cas d'application pour lequel, la matrice reste élastique tandis que l'inclusion se déforme et se plastifie, en conservant les valeurs initiales de la géométrie et d'écroutissement précédentes. L'allure des courbes types est reproduite sur la Figure C.4.2. Le seuil de la matrice est pris ici $\tau_{\gamma_0}^{c0}=1900$. Cette différence autorise alors l'inclusion à évoluer (déformation plastique, mouvement de son contour) sans que la plasticité de la matrice n'intervienne, favorisant l'hétérogénéisation des déformations locales. Nous retrouvons ensuite les conséquences de la localisation et de la chute de la contrainte globale.

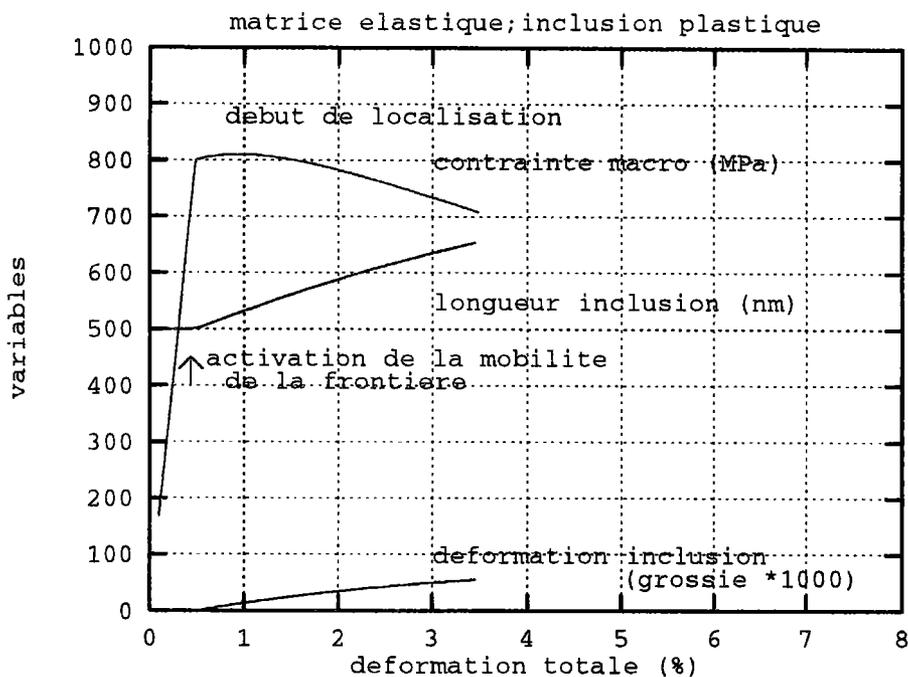


Figure C.4.2 : résultats dans un cas de matrice élastique/inclusion plastique.

Ces formes de courbe, contrainte/déformation macroscopiques, rejoignent les résultats expérimentaux obtenus par Korbel et Martin^[17], sur un plan qualitatif tout au moins (Cf. les courbes extraites de la Figure 1.2) puisque les conditions expérimentales et les matériaux sont différents.

Cette modélisation montre que la microstructure et surtout, son évolution sont des données du matériau qu'il faut pouvoir prendre en compte lorsqu'il s'agit de retrouver des phénomènes observés lors d'expériences que les modèles actuels n'arrivent pas à reproduire. L'énergie élastique

(disponible) dans l'élément de volume et l'exploitation du mécanisme de la frontière mobile permettent de décrire une microstructure évolutive sous sollicitation, malgré les hypothèses simplificatrices nécessaires (microstructure complexe) ou supplémentaires (linéarisation des seuils, constantes).

A travers ces deux exemples, nous pouvons imaginer qu'il existe une gamme de matériau dont les caractéristiques se situent entre les deux jeux de valeurs présentés. Des modifications des paramètres mécaniques (seuils élastiques, écrouissage) ou bien liés à la microstructure (géométrie, taille, répartition) offrent par conséquent une série de matériaux 'numériques'. Ceux-ci sont à proposer (optimisation des applications) ou bien à déterminer selon la demande (cahier des charges). C'est l'objet du paragraphe suivant concernant l'étude de la sensibilité.

C.4.2.étude paramétrique et sensibilité

L'étude paramétrique ne considère qu'un seul terme variable à la fois.

C.4.2.1.sensibilité à la géométrie

Comme nous avons introduit une notion de méso-structure dans les équations thermomécaniques, nous commençons la présentation des résultats du modèle par la partie concernée par les données liées à ce que nous nommons la géométrie de l'inclusion. Il s'agit des longueurs du petit axe et du grand axe de l'ellipsoïde ainsi que des fractions relatives entre la matrice et l'inclusion.

La Figure C.4.3 montre les courbes contrainte/déformation macroscopiques lorsque la valeur initiale de a varie (donnée en μm). L'apparition de la localisation est repéré par l'instant entraînant une diminution de la contrainte.

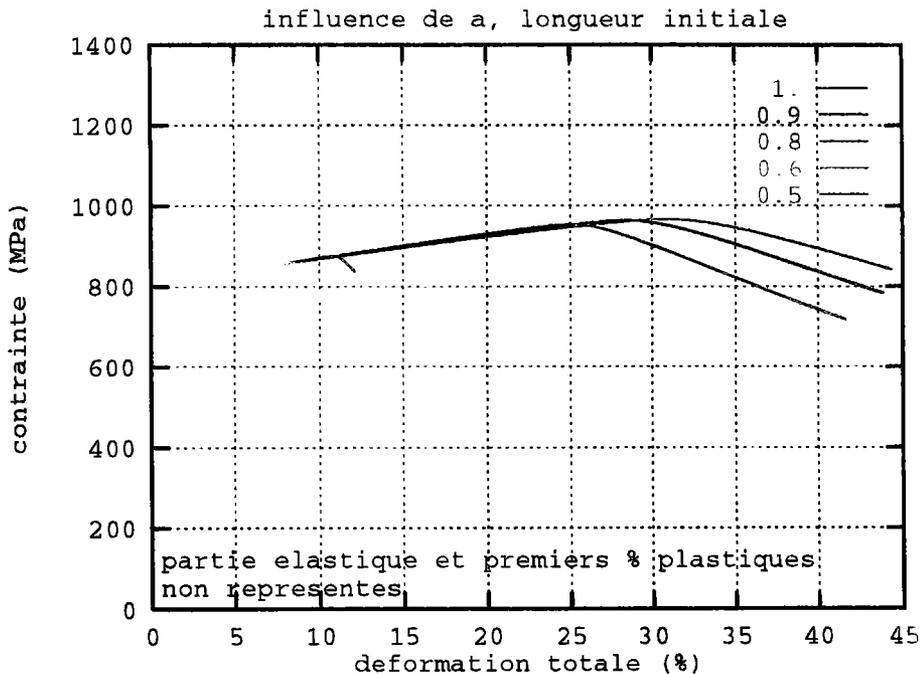


Figure C.4.3 : contrainte macro fct.de la déformation totale imposée pour différentes longueurs initiales.

L'effet géométrique montre une influence directe sur la localisation, par la forme de l'inclusion, et donc précise le rôle de la microstructure initiale. Une forme d'inclusion en ellipsoïde

de rapport c/a de l'ordre de 0.02 retarde la localisation tandis que une forme ellipsoïde fine ($c/a=0.01$) favorise le cisaillement et la localisation de la déformation dans cette inclusion.

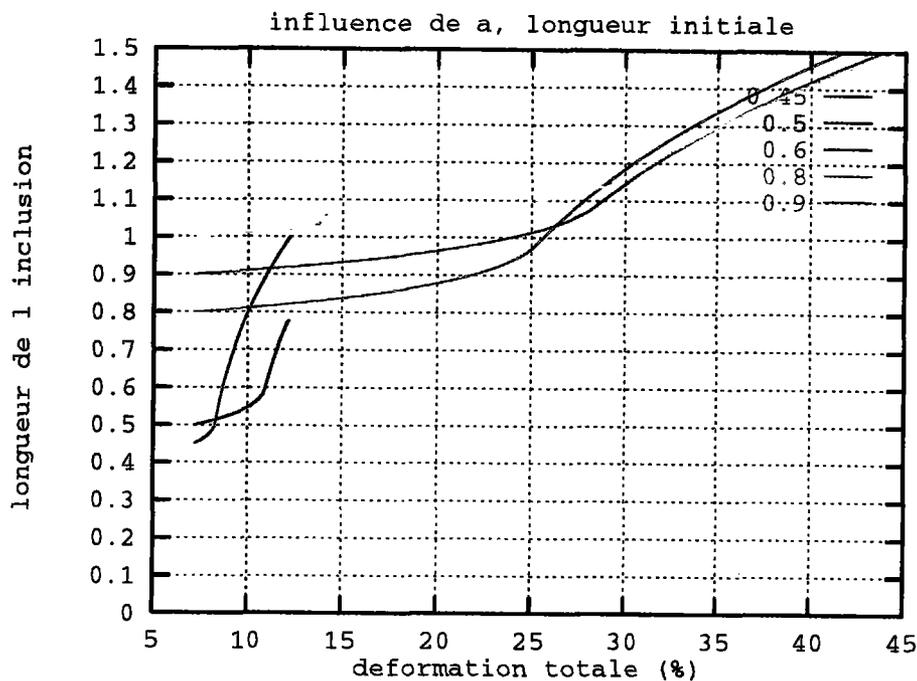


Figure C.4.4 : longueur de l'inclusion fct. de la déformation totale imposée pour ces longueurs

Les Figure C.4.5 et Figure C.4.6 montrent les évolutions de la contrainte macro et de la longueur de l'inclusion lorsque la valeur initiale de c est modifiée.

Les formes très allongées ($c=0.09$, 0.01 sur les figures) ont tendance à favoriser la formation de la bande. La localisation apparaît rapidement d'autant plus que la croissance de a s'accroît comme le montre la Figure C.4.6. Il semble qu'il existe un effet de structure par la forme en aiguille de la microstructure modélisée.

Lorsque l'inclusion s'apparente à un ellipsoïde plus épais ($c=0.04$, 0.05 sur la Figure C.4.6), la déformation plastique est augmentée (dans les deux phases) avant que n'apparaisse le phénomène de localisation. L'effet d'aiguille est retardé. Nous pouvons, toute échelle de taille mise à part, penser aux effets du cisaillement sur les microstructures en nodules. Un exemple est la réaction des alliages de tungstène qui forment essentiellement des bandes de déformation où les nodules de tungstène sont très étirés.

La Figure C.4.5 présente également l'effet du terme d'écrouissage concernant a . Il apparaît nettement la modification de la pente de la courbe contrainte/déformation lorsque la déformation plastique tend vers le début de l'apparition de la localisation.

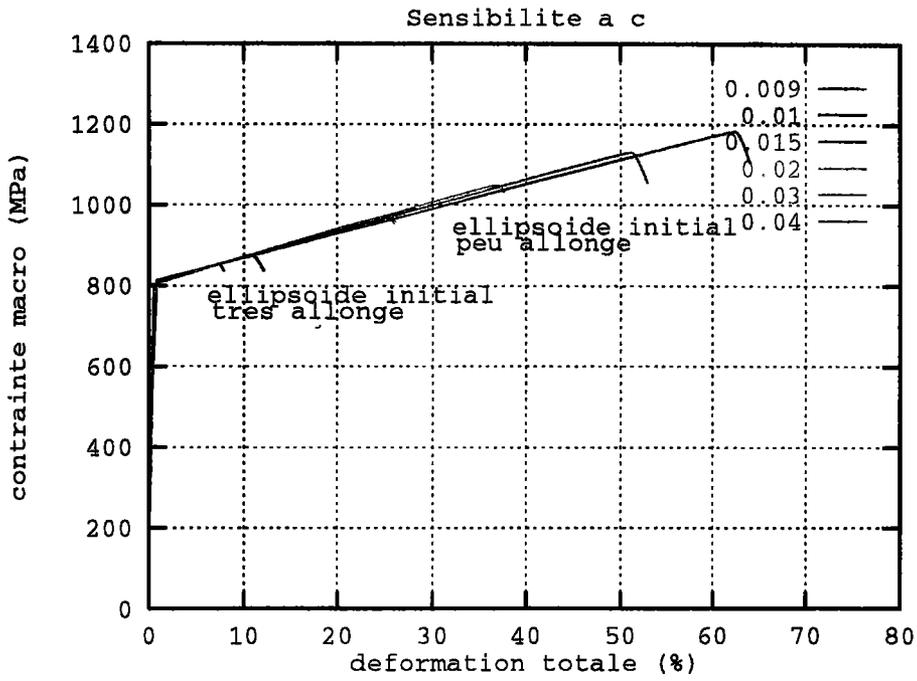


Figure C.4.5 : contrainte macro fct.de la déformation totale imposée pour des valeurs initiale de c différentes.

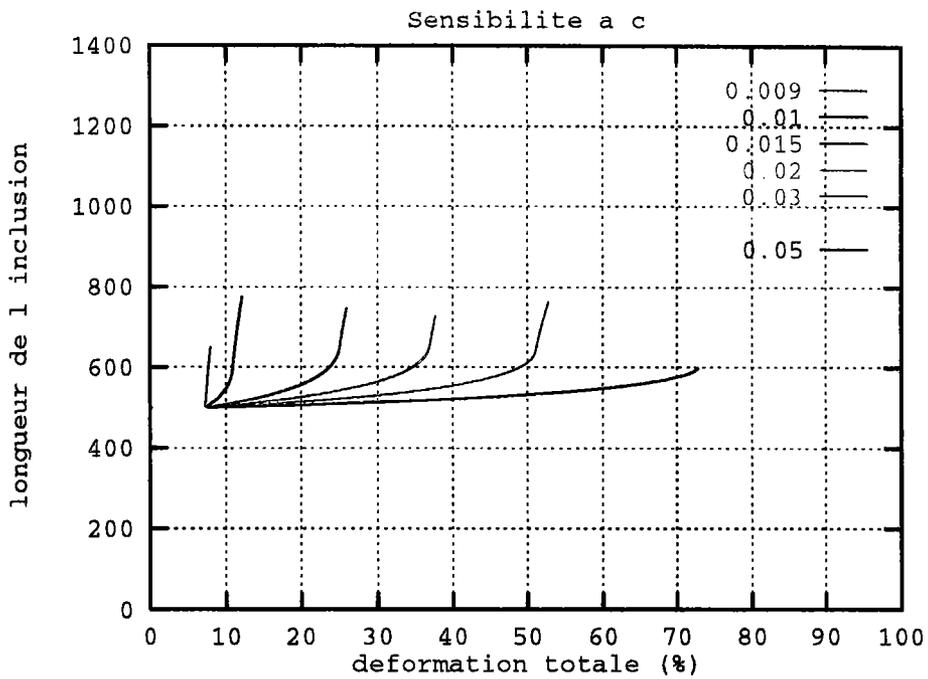


Figure C.4.6 : longueur de l'inclusion fct.de la déformation totale imposée

C.4.2.2. sensibilité aux fractions relatives

Nous rappelons que la fraction relative initiale (pour la Figure C.4.7 et la Figure C.4.8) est en terme sous-entendu la proportion d'inclusion par rapport à la matrice. Comme la fraction est liée à la géométrie de l'inclusion, elle évolue lorsque la déformation augmente.

Pour une très faible proportion d'inclusion (0.01, 1, 4% sur les figures) au sein de la matrice, le résultat est une diminution brutale tardive de la contrainte après que l'inclusion et la matrice se soient déformées plastiquement correctement. Ceci traduit une relative bonne ductilité du matériau pendant cette déformation puisque la localisation apparaît tardivement mais la chute brusque de la contrainte peut être un problème dans une application concrète. En l'occurrence, et à condition de lui associer un critère adéquat à définir, ce type de comportement pourrait traduire une rupture de type fragile.

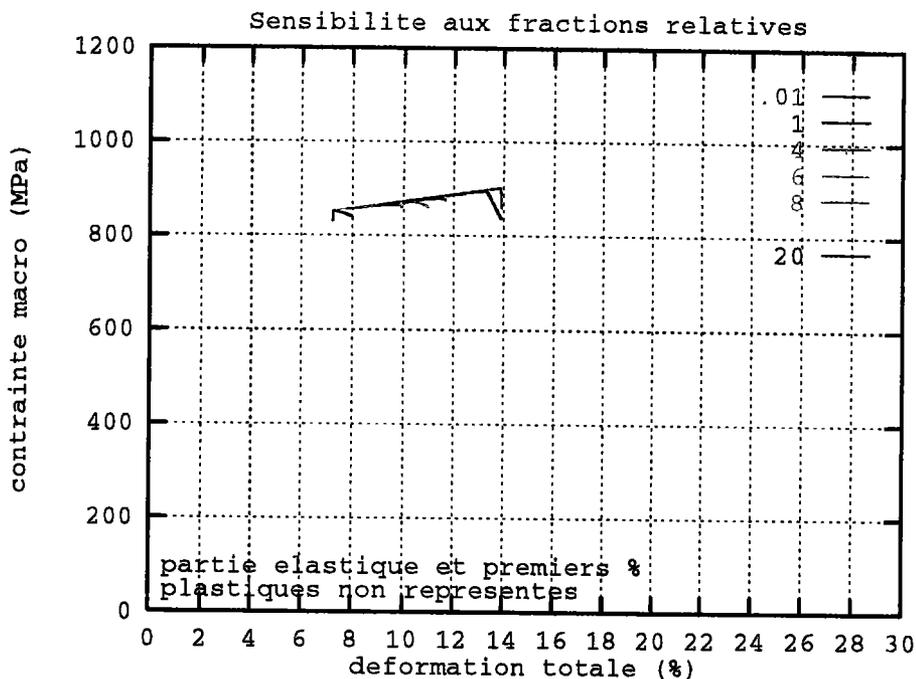


Figure C.4.7 : contrainte macro fct.de la déformation totale imposée : effet de fraction initiale variée.

Au fur et à mesure que la proportion d'inclusion croît (6, 8, 10% sur les figures), la localisation se fait plus tôt, en terme de déformation maximale atteinte, mais de façon plus progressive, traduisant la nécessité d'une hétérogénéité initiale répartie pour rendre la localisation mieux prévisible et moins brusque. La Figure C.4.7 montre les instants de début de localisation (en

terme de contrainte globale) pour différentes fractions initiales. L'accroissement correspondant pour l'inclusion est présenté sur la Figure C.4.8.

Le fait d'augmenter la fraction initiale revient à accroître l'hétérogénéité de la microstructure avant qu'elle soit soumise à une sollicitation. Le matériau présente alors déjà une microstructure partiellement microhétérogène (comme s'il contenait de plus nombreux sites d'inclusions), la localisation pourra intervenir plus tôt mais en limitant les possibilités de ductilité maximale. L'application envisagée avec ce type de matériau tiendra compte des fractions relatives initiales pour choisir une gamme de déformation avant la localisation, ou pour faciliter son apparition.

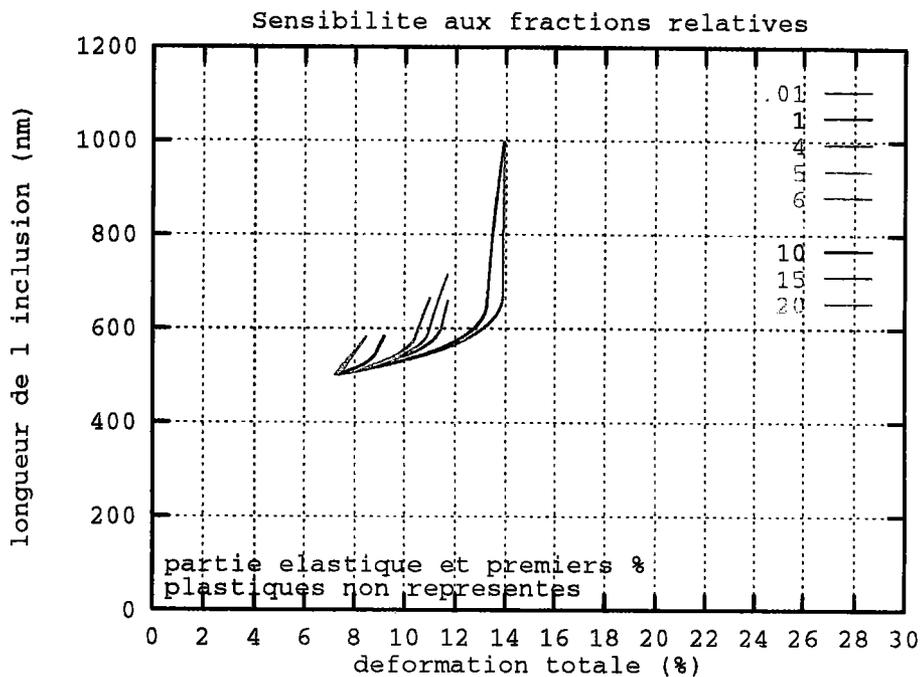


Figure C.4.8 : longueur de l'inclusion fct. de la déformation totale imposée pour ces fractions.

Nous pouvons également constater (par exemple sur la Figure C.4.8) que les fractions initiales faibles permettent une croissance progressive de l'inclusion. Cet aspect présente l'avantage de suivre ou de contrôler la déformation (par exemple une ductilité souhaitée). Cependant, l'accroissement très rapide de a par la suite est proche de la localisation brusque.

C.4.2.3. sensibilité aux seuils élastiques

Lorsque la matrice est essentiellement élastique (seuil élastique élevé, différence très favorable à la plastification de l'inclusion), l'énergie est dissipée par la déformation plastique de

l'inclusion qui accomode au mieux les déformations internes à la déformation imposée. Cela a pour conséquence une localisation rapide, montrée sur la Figure C.4.9. (Cf. les courbes de Korbel et Martin^[17] des trajets complexes multiples)

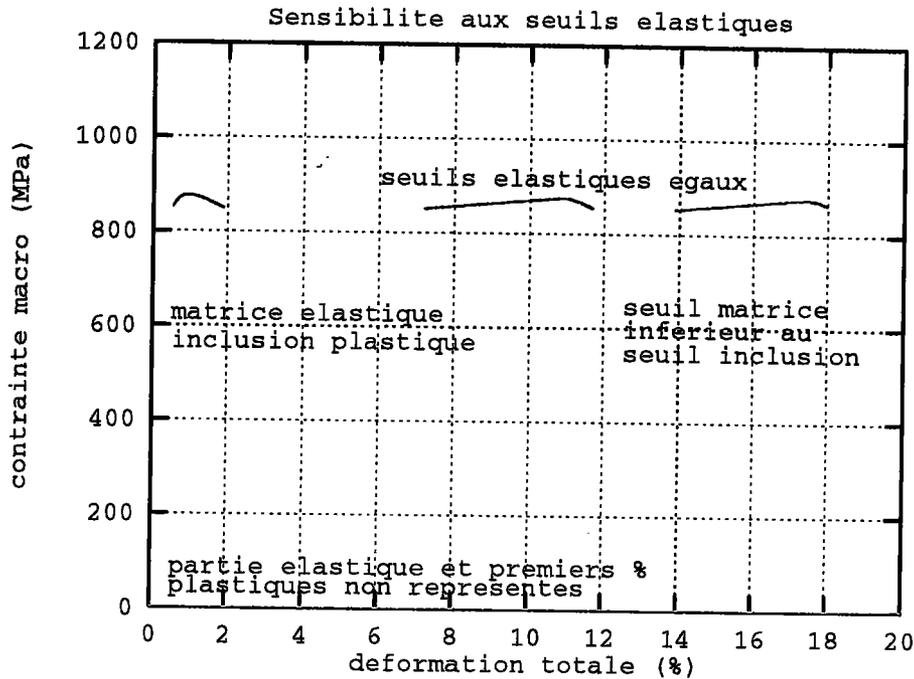


Figure C.4.9 : contrainte macro fct.de la déformation totale imposée

En revanche, plus la matrice peut se plastifier, et meilleur est le retard à la localisation. La matrice associée à l'inclusion représente un volume de matière plus important pour répartir l'énergie qu'il faut dissiper contrairement à l'inclusion seule, comme le cas précédent le présentait.

Nous constatons que son influence a des conséquences directes sur la déformation à localisation.

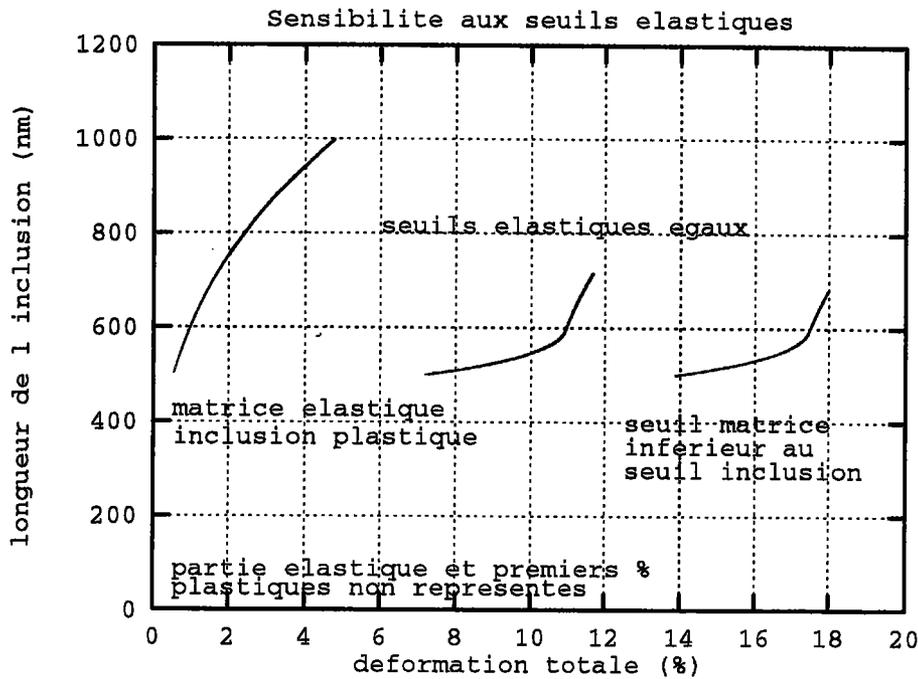


Figure C.4.10 : évolution de la longueur de l'inclusion fct.de la déformation totale imposée

C.4.2.4. sensibilité aux termes d'écroutissage

Pour un même seuil élastique de la matrice, le niveau de contrainte à localisation reste inchangé (Cf. Figure C.4.11) mais le terme H_0 variable favorise la localisation rapide pour des valeurs grandes (cas 10^{+4}). L'augmentation de la raideur, de la résistance de la matrice, sa capacité à s'auto-écrouir, à se plastifier rigidifie l'ensemble et accroît l'hétérogénéité de déformation plus facilement. Il s'en suit par conséquent, une localisation plus rapide. Cependant cet écroutissage très fort sort un peu de l'ordre de grandeur pour l'acier. Des valeurs de $G/10$ à $G/1000$ sont préférables pour représenter les quantités d'écroutissage (ordre 10^{+2} à 10^{+3}).

Avec le jeu de paramètres fixés, la localisation semble liée à un niveau de contrainte à atteindre. La déformation résultante à cet instant est alors dictée par l'écroutissage sur chacune des variables. Une structure à écroutissage fort (ici, $H_0 \sim 10^{+3}$ pour traduire une matrice à écroutissage fort), crée des enchevêtrements de dislocations nombreux, denses, augmentant la résistance de la matrice par la présence de ces accumulations. Cependant, la limite à localisation (striction, rupture, R_m) est plus rapidement atteinte. Les effets de l'écroutissage croissant de l'inclusion s'accompagnent d'un accroissement du niveau de contrainte et d'une apparition de la localisation retardée. L'inclusion s'écroutissant nécessite un effort supplémentaire avant que la localisation soit possible.

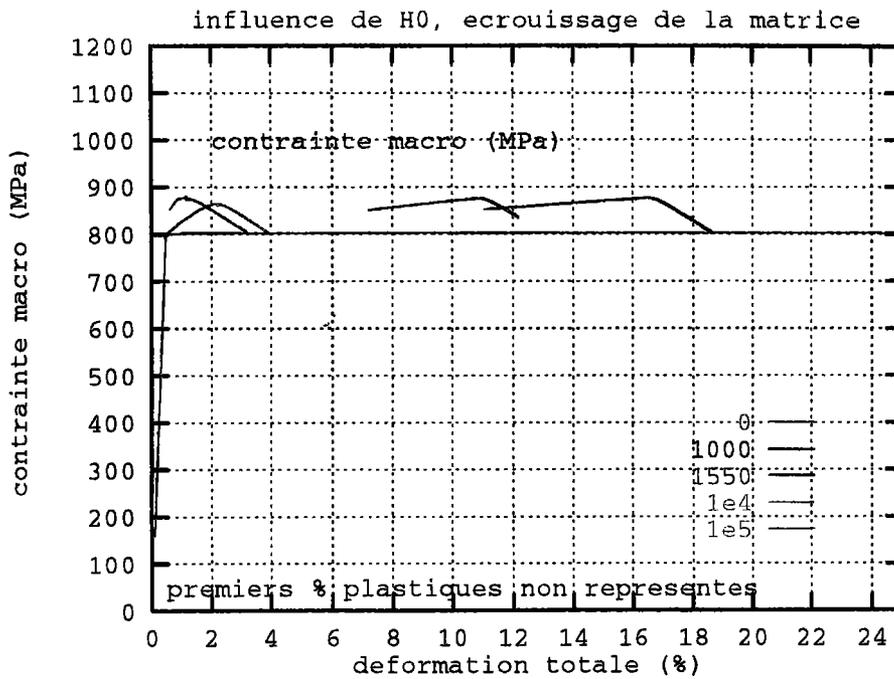


Figure C.4.11 : contrainte macro fct.de la déformation totale imposée, effet de l'écrouissage de la matrice.

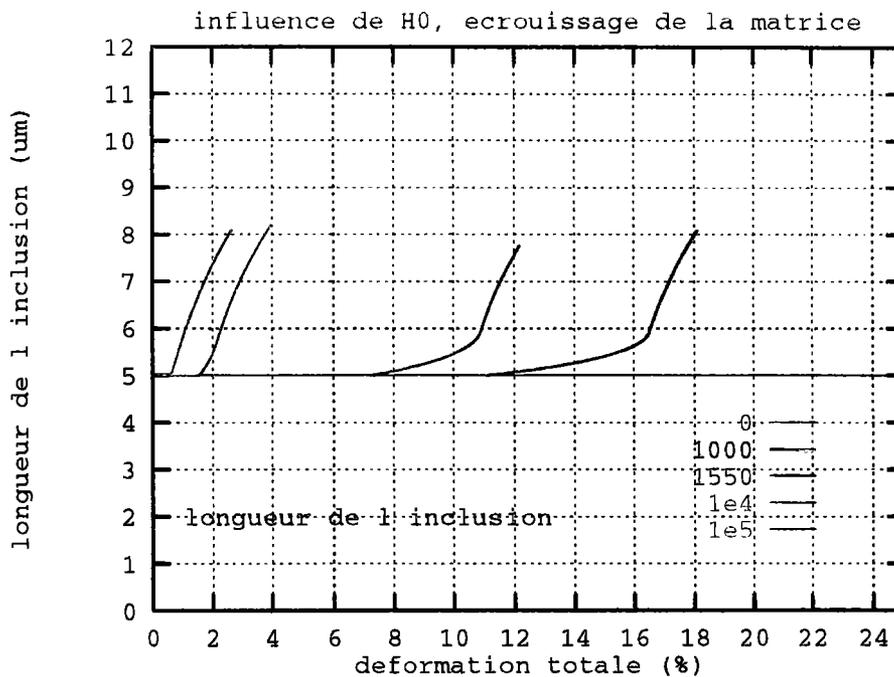


Figure C.4.12 : longueur de l'inclusion fct.de la déformation totale imposée,

De ces résultats relatifs à l'étude paramétrique, nous pouvons relever quelques tendances générales concernant l'approche de modélisation effectuée. Le choix de se placer à une transition d'échelle méso-macro limite les comparaisons directes que nous pouvons faire avec une microstructure réelle. Toutefois, nous pouvons noter que la présence d'une hétérogénéité initiale forte (densité : voir Figure C.4.7 ou Figure C.4.8; écrouissage : voir Figure C.4.11 ou Figure C.4.12) ou bien lorsque la matrice reste élastique ($\tau_{\text{mat}}^c > \tau_{\text{incl}}^c$) favorise la localisation de la déformation.

Nous avons vu que l'apparition de la localisation peut être retarder lorsque le seuil élastique de la matrice est inférieur à celui de l'inclusion ou que les inclusions ne sont pas trop allongées initialement. De même, l'écrouissage de la matrice élevé permet une rigidité globale mais il faut dans ce cas, que l'écrouissage de l'inclusion diminue pour augmenter la ductilité permise. La Figure C.4.11 rappelle ce résultat.

L'influence de la fraction relative initiale reste un compromis à trouver pour l'utilisateur. Dans un cas de faible fraction, il dispose d'une déformation plastique accrue (bonne ductilité) mais cela présente un risque de localisation brusque. En revanche, un fraction initiale plus importante augmente l'hétérogénéité initiale, favorisant l'apparition progressive de la localisation pendant la déformation. Un inconvénient est la réduction de la ductilité utile.

Le paragraphe suivant regroupe les termes maxima de contrainte et déformation à localisation en fonction des paramètres que nous venons d'étudier. Il est alors possible de construire les enveloppes numériques de limitation du modèle. Nous présentons l'ensemble de ces enveloppes avant d'aborder la discussion.

C.4.3. Les enveloppes

C.4.3.1. domaine limite en géométrie initiale de l'inclusion

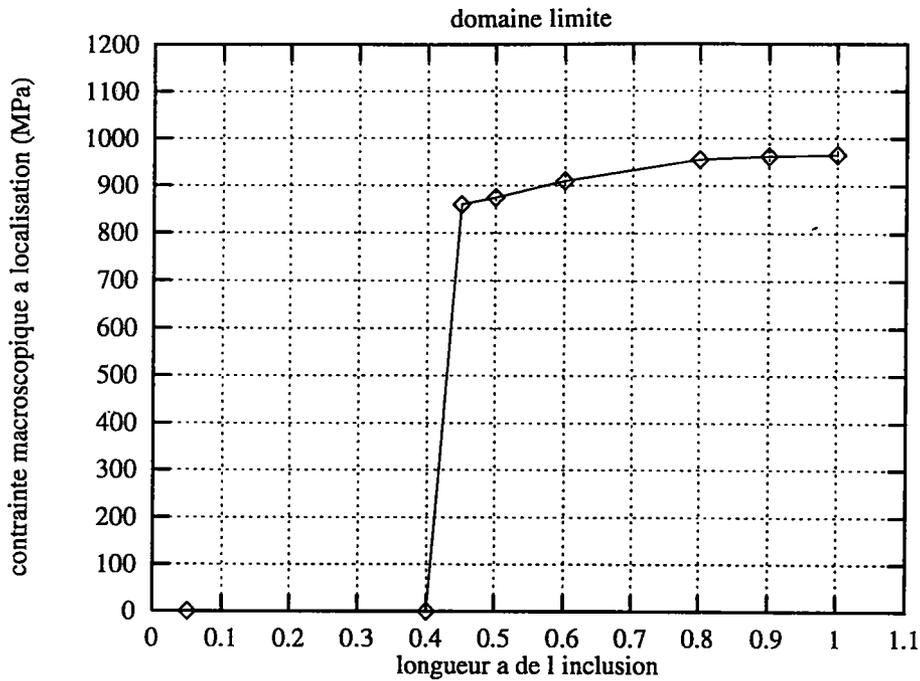


Figure C.4.13 : contrainte macro à localisation fct. de la longueur initiale de l'inclusion.

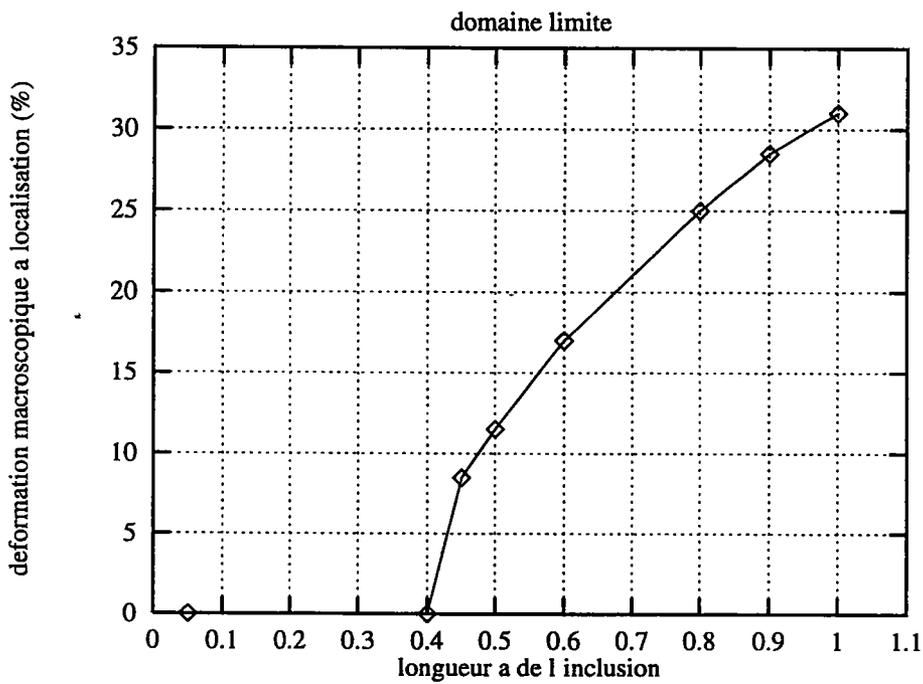


Figure C.4.14 : déformation à localisation fct. de la longueur initiale de l'inclusion.

Les limites que nous avons obtenues s'entendent comme les instants correspondants à l'apparition de la localisation de la déformation plastique. Il s'agit donc de retrouver les moments où le matériau ne sera plus capable d'assurer un prolongement de la déformation (ou de sa ductilité) intéressant pour l'utilisateur.

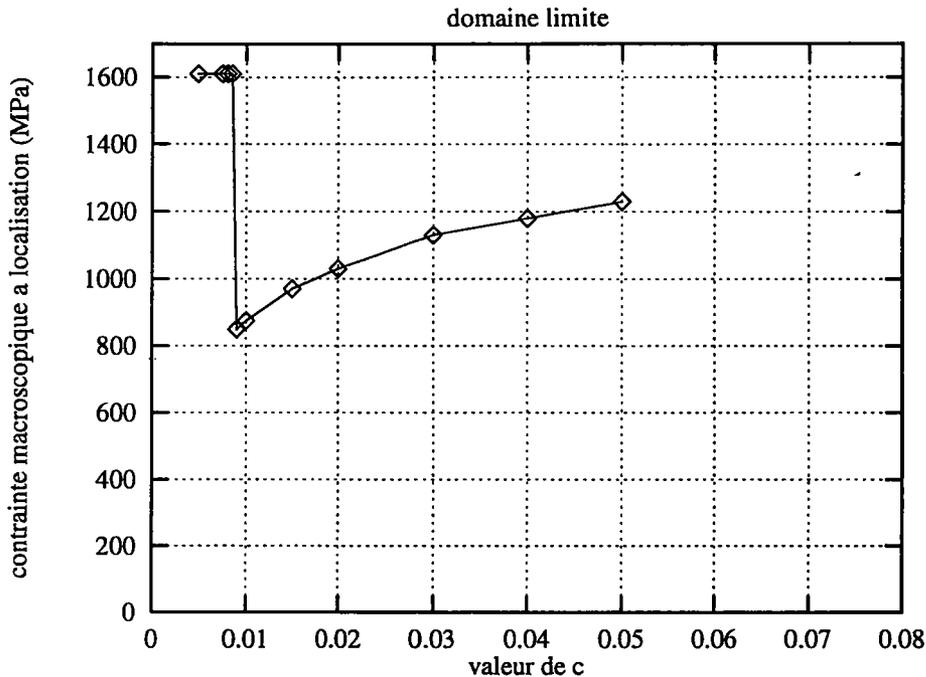


Figure C.4.15 : *contrainte macro à localisation fct.de la largeur initiale de l'inclusion.*

Ces résultats montrent que la géométrie de la mésostructure modélisée permet de choisir une valeur de déformation dans une gamme étendue (Cf. Figure C.4.14 et Figure C.4.16), tandis que les améliorations en terme de contrainte maximale avant la localisation restent réduites (quelques dizaines de MPa, voir Figure C.4.13).

En revanche, comme le montre la Figure C.4.15, il est possible d'accroître de façon plus intéressante (quelques centaines de MPa) le seuil maximal de la contrainte globale. Nous sommes dans le cas des inclusions de plus grande épaisseur ($c=0,04, 0,05$). La déformation à localisation est alors retardée.

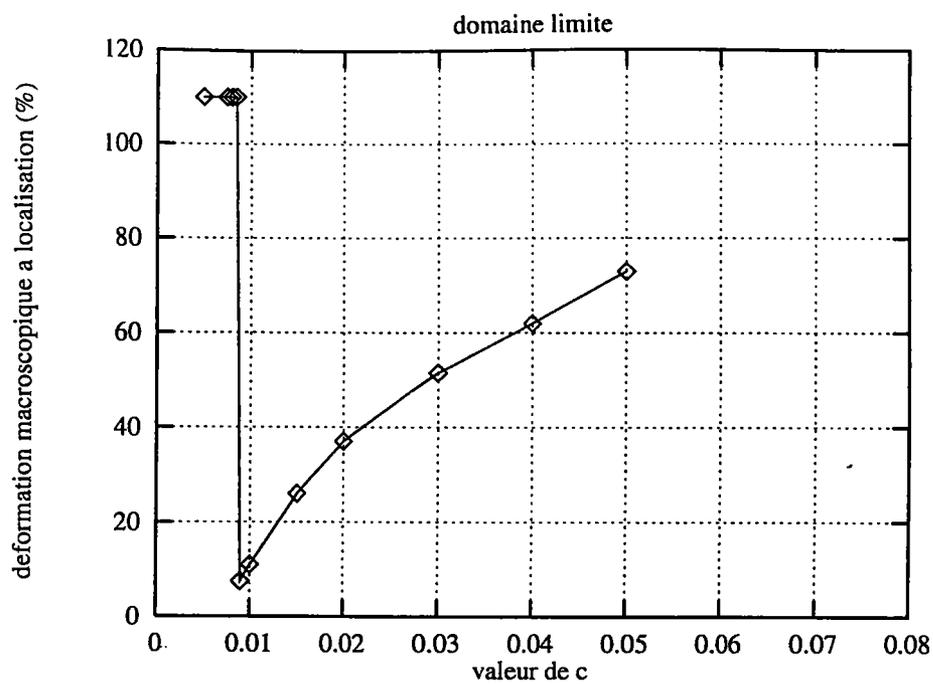


Figure C.4.16 : déformation à localisation fct. de la largeur initiale de l'inclusion.

C.4.3.2. domaine limite en écrouissage

En ce qui concerne les possibilités d'améliorations ou d'optimisation du matériau avec les termes associés aux écrouissages matrice et inclusion, nous avons relevé leurs influences sur les Figure C.4.17 à Figure C.4.20.

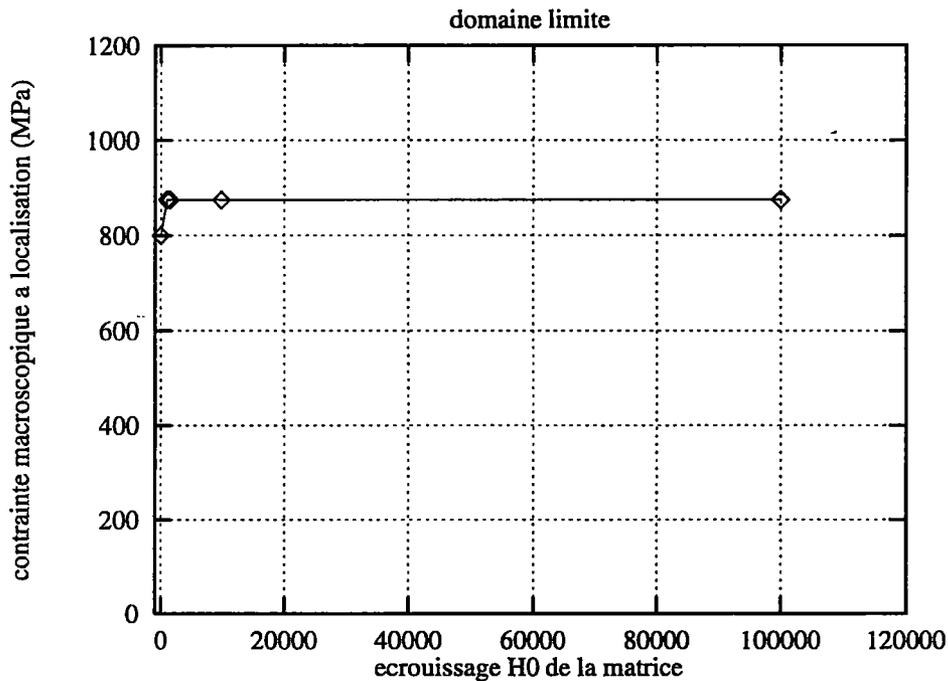


Figure C.4.17 : *contrainte macro à localisation fct. de l'écrouissage de la matrice.*

L'écrouissage de la matrice est un facteur prépondérant pour déterminer la déformation qu'il est possible d'obtenir. Nous avons vu que l'augmentation de l'auto-écrouissage de la matrice accroît rapidement la déformation plastique globale mais ne permet pas de retarder la localisation. Le niveau moyen de contrainte reste inchangé.

La Figure C.4.18 montre que l'optimisation de la déformation à localisation pourra s'effectuer plus facilement dans la gamme réduite ($H_0 \sim 10^{+2}$ à 10^{+3}). En contrepartie, la recherche d'une localisation rapide devra privilégier l'accroissement de l'écrouissage de la matrice (et la rigidité de l'ensemble), vis-à-vis du comportement de l'inclusion. Ainsi dès les premiers pourcents de déformation plastique, l'écrouissage fort de la matrice entraînera une hétérogénéisation rapide de la répartition de la déformation suivie de l'apparition de la localisation.

Les Figure C.4.19 et Figure C.4.20 notent la sensibilité à l'écrouissage de l'inclusion. Nous pouvons constater que la localisation survient pour une déformation augmentée d'autant plus

l'inclusion s'auto-écrouie. Il apparaît que l'écrouissage croissant de l'inclusion joue un rôle stabilisant par rapport à une localisation rapide (voir les Figure C.4.9 à Figure C.4.12).

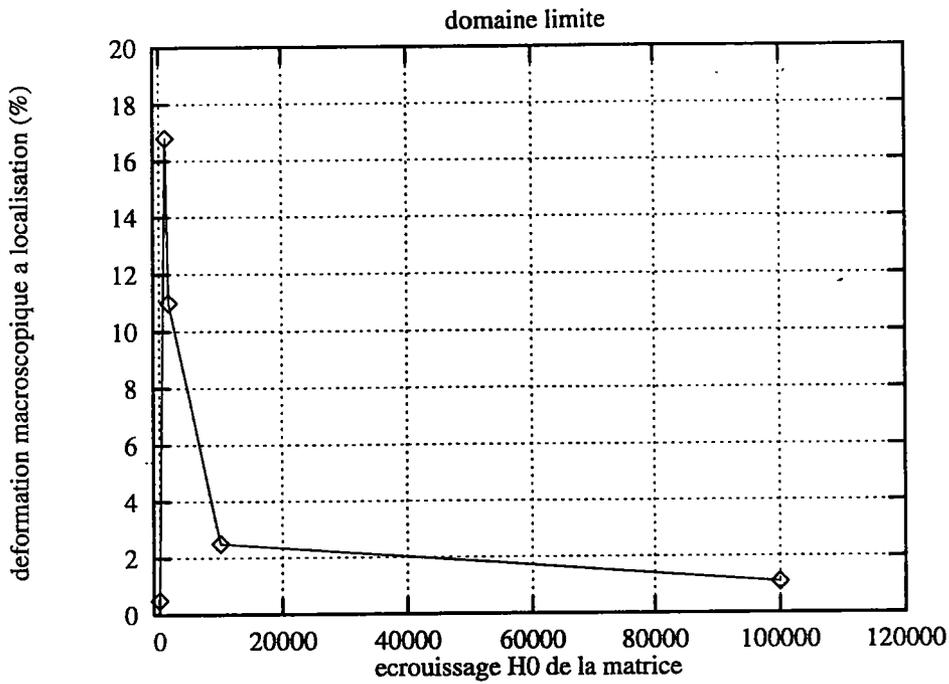


Figure C.4.18 : déformation à localisation fct. de l'écrouissage de la matrice.

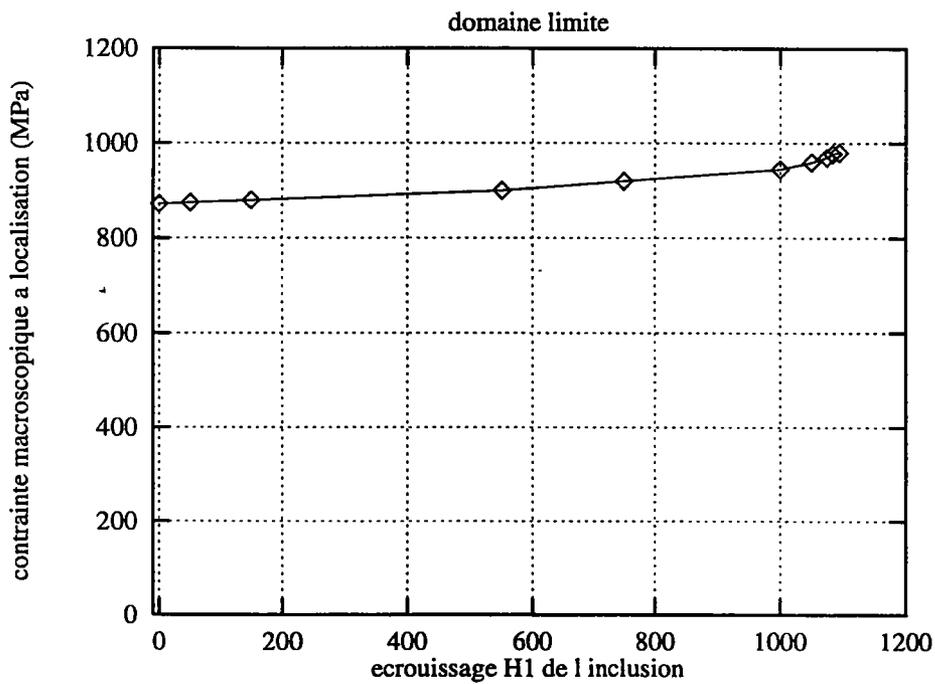


Figure C.4.19 : contrainte macro à localisation fct. de l'écrouissage de l'inclusion.

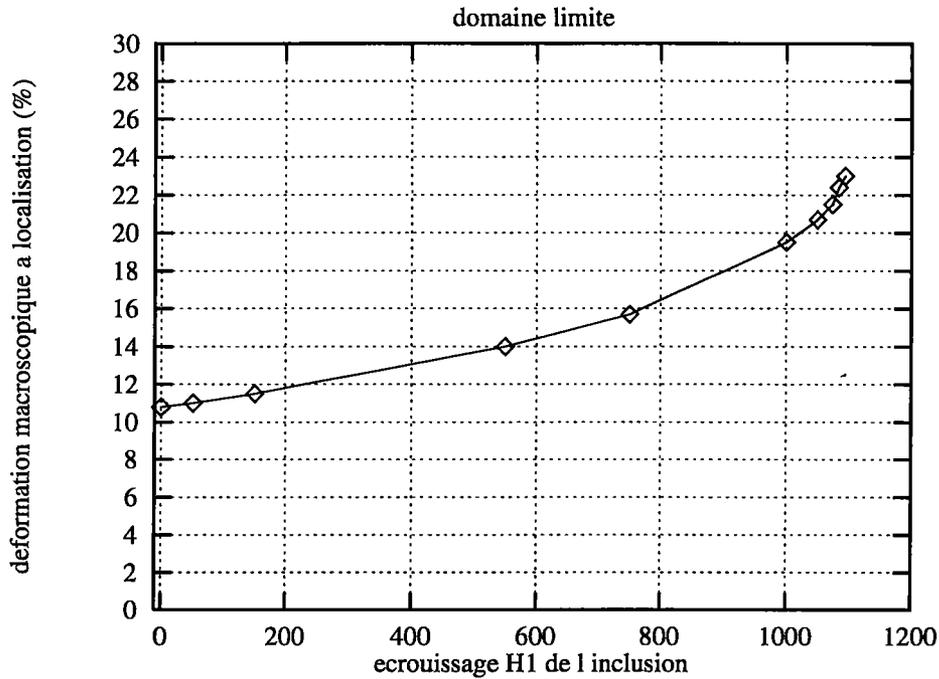


Figure C.4.20 : déformation à localisation *fact.* de l'écrouissage de l'inclusion.

C.4.3.3. domaine limite en fraction volumique initiale

Les valeurs sont reportées sur les Figure C.4.21 et Figure C.4.22.

La contrainte à localisation reste peu modifiée en fonction de la fraction initiale.

Lorsque la proportion d'inclusion augmente (voir Figure C.4.22), la valeur de la déformation maximale avant la localisation décroît. L'hétérogénéisation de la déformation plastique dans la microstructure se retrouve réduite durant la sollicitation. La présence initiale d'une hétérogénéité de la microstructure entre les fractions de la matrice et de l'inclusion contribue à faciliter l'apparition de la localisation. Dans les cas où l'inclusion représente une part moindre, il faut que le matériau crée une structure microhétérogène pour qu'une localisation apparaisse dans l'une des phases.

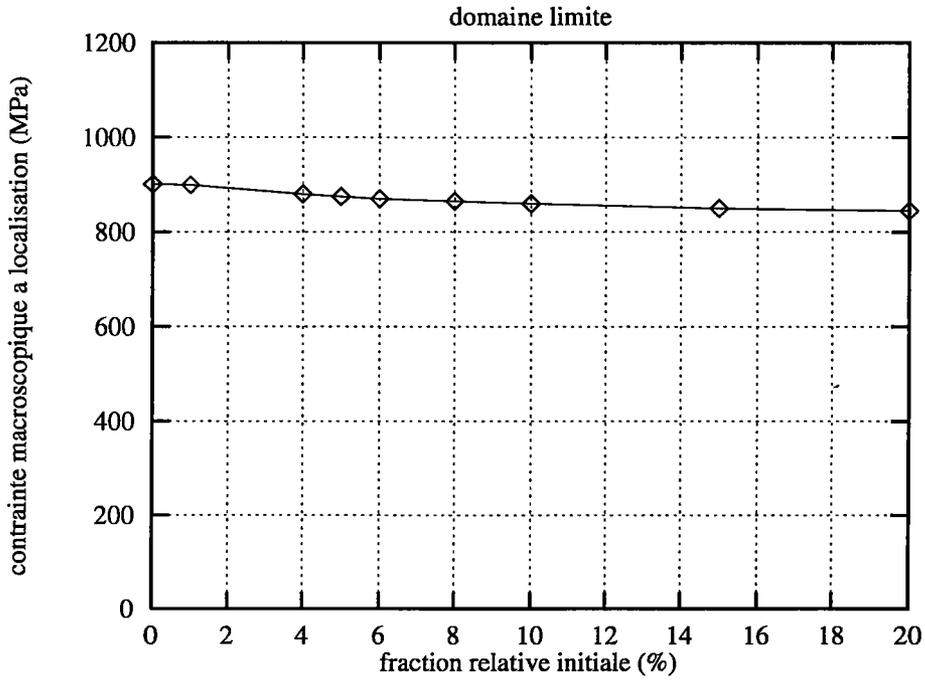


Figure C.4.21 : contrainte macro à localisation fct.de la fraction initiale.

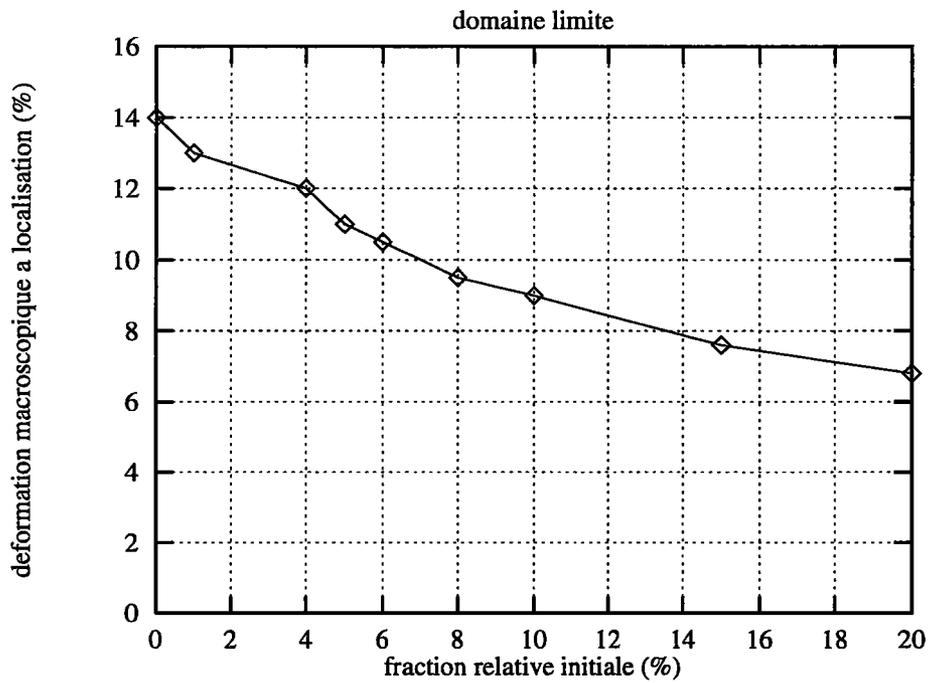


Figure C.4.22 : déformation à localisation fct. de la fraction initiale.

Partie D

Discussion

Nous avons utilisé la microscopie électronique en transmission pour observer le matériau dont la microstructure très fine, comme nous l'avons décrit dans la partie B. Ces informations sont précieuses puisqu'elles permettent de mesurer les valeurs des paramètres représentatifs de la mésostructure que nous souhaitons modéliser. Nous pouvons alors estimer les fractions relatives initiales entre les zones des parois et des cellules de dislocations. Ces données caractérisent la prise en compte de la microstructure du matériau dans un calcul de loi de comportement.

L'application actuelle du modèle considère une seule famille d'inclusion afin de bien comprendre l'influence de chacun des paramètres de l'inclusion. Il est alors possible de décrire la localisation de la déformation par le cisaillement privilégié d'un lieu d'inclusions.

L'évolution rapide et brusque de la longueur de l'ellipsoïde ainsi que les conséquences sur la contrainte macroscopique sont visibles sur les courbes présentées dans l'étude paramétrique de la partie C (voir Figure C.4.1 et les figures du paragraphe C.3.2).

L'application au MARS240 est présentée sur la Figure D.2.

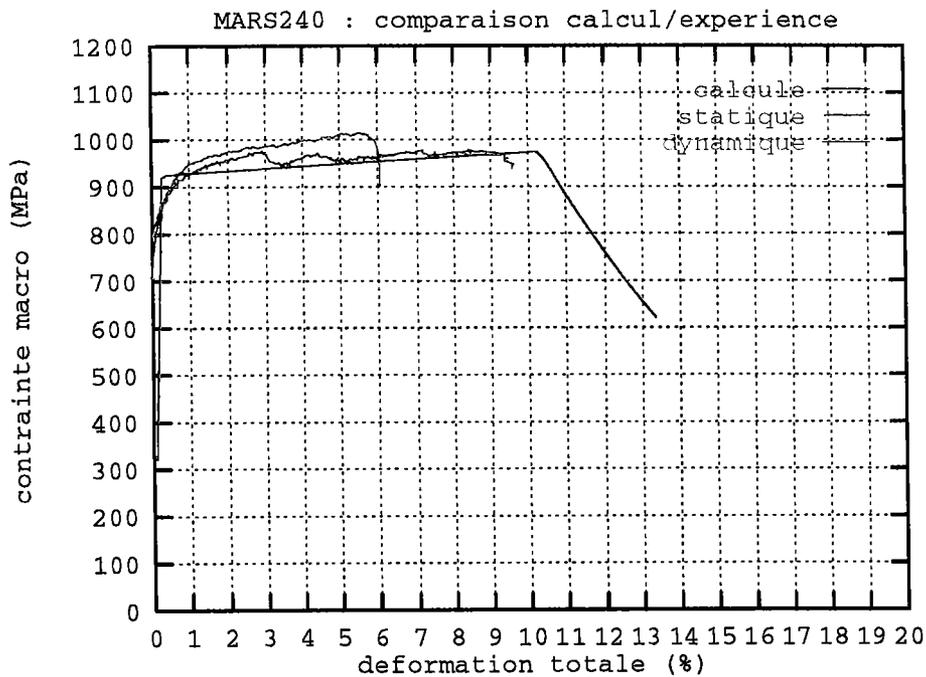


Figure D.2 : comparaison calcul/expérience du cisaillement du Mars240.

Ce modèle nous permet donc de décrire l'apparition de la localisation de la déformation lors du cisaillement simple du matériau. Nous devons rappeler que les limitations de cette comparaison reposent sur les hypothèses que nous avons choisies (petites déformations, isotherme, cisaillement simple, géométrie schématisée de la microstructure) pour ne s'intéresser qu'à la formation du début

de la localisation. Par conséquent, l'apparition de la localisation, obtenue pour une déformation macroscopique de l'ordre de 8.5 à 10% dans les résultats du modèle et calé sur les essais mécaniques, ne doit être exploitée que dans les premiers instants de la déformation et dans une gamme de vitesses de déformation comprises entre 10^{-2} et 10^{+2} s^{-1} .

L'originalité de ce type de modèle est d'étudier la localisation de la déformation à partir de l'énergie libre et non pas à partir de notion d'adoucissement des termes d'écroutissage isotrope négatif. Sabar et Berveiller ont montré l'importance de ce concept au moyen de la modélisation avec l'inclusion plastique à frontière mobile pour schématiser la mobilité des sous-structures de dislocations. L'expression de la variation de l'énergie comporte un terme classique pour le stockage d'énergie et un terme nouveau propre à la mobilité de la frontière considérée (contour géométrique de l'inclusion ellipsoïdale). Lorsque son expression devient négative, il s'agit d'une libération d'énergie qui participe à un adoucissement du matériau. Ceci montre que le terme d'énergie élastique comprend de façon intrinsèque la compétition entre le stockage et la libération d'énergie, entre l'accumulation, la création ou l'annihilation des dislocations. C'est pourquoi, ce schéma s'applique aux phénomènes de changement de phases et au cas de matériau présentant des instabilités.

Le choix de travailler dans le cadre de l'hypothèse des petites déformations nous impose donc d'avoir une déformation globale limitée à 20-30% maximum. Les aspects liés aux grandes déformations et les effets non linéaires de la structure macroscopique comme la striction ne sont pas pris en compte dans cette étude.

Nous avons considéré les cellules ou groupes de cellules de dislocations représentant l'inclusion dans l'orientation privilégiée du cisaillement maximal. Les termes de rotation de la micro (ou méso-) structure ne sont pas regardés dans notre étude. Les rotations de réseau et l'influence de la texture peuvent être calculées en considérant les rotations ω_j du tenseur antisymétrique des déformations. Nous avons choisi de ne pas ajouter ce paramètre de transformations finies lié à des déplacements de la microstructure pour étudier l'apparition de la localisation dans les premiers instants de la déformation selon l'hypothèse des petites perturbations.

L'aspect topologique de la microstructure est pris en compte au moyen des longueurs du petit axe c et du grand axe a_i de l'inclusion et par la densité n_i . Ces données sont accessibles par les techniques d'investigation de la métallurgie (rayons X, MEB/MET, diffraction des électrons). Elles permettent une action réciproque directe sur les possibilités de conception, d'optimisation, d'un matériau dans la mesure où la modification des taux de carbone, des éléments d'alliages pour

favoriser certaines phases, ou les traitements thermomécaniques sont des facteurs déterminants des matériaux.

La géométrie est réduite à la variable a_i , c restant constant, à la suite des observations microscopiques que nous avons effectuées dans les premiers états déformés.

Nous avons fait l'hypothèse d'une quantité fixe de sites d'inclusions par unité de volume pendant la déformation. Il n'y a donc pas de création ou de disparition des sites introduits initialement. Pour s'affranchir de la discrétisation faite lors des observations, nous pourrions considérer une distribution d'inclusions de géométrie et de densité différentes.

Les résultats de notre étude sont obtenus au prix de simplifications : la linéarisation des seuils pour les forces critiques avec l'érouissage et les constantes introduites.

C'est-à-dire que nous avons supposé que les critères peuvent être mis sous une forme linéarisée.

La difficulté physique de la détermination de l'effet d'un système de glissement sur un autre est réduite par la matrice d'érouissage H . Les termes H_{ii} représentent l'auto-érouissage d'un système et les H_{ij} les érouissages latents. Nous n'avons retenus que les termes d'auto-érouissage dans ce modèle.

Une relation pour les termes d'érouissage, issue des études sur les monocristaux^{[100][105]}, propose l'écriture suivante :

$$H^{gh} = \frac{bG^2}{L} \frac{1}{(\tau^h - \tau_0^h)^n} a^{gh} \quad (76)$$

La part d'énergie dissipée ne servira plus à déformer ni à modifier la microstructure. Nous avons porté un intérêt particulier au terme d'énergie élastique, représentant une source d'énergie stockée et disponible pour modifier la microstructure (réarranger ou déformer brusquement) au fur et à mesure de la déformation. Cette énergie disponible permet d'augmenter la déformation plastique de façon hétérogène grâce à la présence des deux constituants de caractéristiques différentes, et de faire évoluer la géométrie de l'inclusion.

L'écriture de la dissipation sous la forme de relation mathématiques d'évolution des forces critiques des variables internes s'accompagne d'une difficulté supplémentaire de 'déconvolution physique' par rapport à la physique du matériau. Nous avons utilisé des relations linéarisées pour simplifier l'étude dans le but de comprendre le rôle de la microstructure.

Les avantages de ce type de modélisation définissent en même temps les limites. D'une part, une microstructure bien décrite nécessite de nombreux paramètres (les dimensions des demi-axes a_i ,

b_i, c_i , les orientations, les fractions relatives n_i , les seuils élastiques τ^c , les termes d'écrouissage H_{ij}) qui ne sont pas toujours facilement mesurables ni identifiables. D'autre part, la multiplicité des expressions complique la résolution simultanée des équations. Plus la discrétisation est fine, meilleure est la description de la microstructure $X_i = \{\varepsilon^{p1}, \varepsilon^{p2}, f, a, b, c, \alpha, \beta, \gamma\}$ mais l'identification de chacun des paramètres devient très difficile.

Cependant, cette description explicite (avec moins de paramètres dans notre approche simplifiée) est nécessaire pour prendre en compte la microstructure du matériau et étudier son évolution sous sollicitation. Toutefois, les résultats que nous avons pu obtenir avec ces hypothèses simplificatrices suggèrent qu'une description complète à l'échelle des dislocations n'est pas forcément nécessaire si une description mésoscopique (plus simple) suffit.

Le fibrage observé lors de l'allongement des grains (cf. les micrographies MEB et les détails correspondants Figure B.3.3 et Figure B.3.4) traduit la notion d'anisotropie induite par la déformation de cisaillement intense que subit la microstructure. Mais dans la zone de matière située au début de la déformation le long de cette bande de cisaillement, ce fibrage n'est pas encore nettement mis en place et donc nous n'avons pas introduit dans la loi de comportement les coefficients C_{ijkl} nécessaires pour décrire un matériau anisotrope. Il s'agit ici d'une description de matériau élastoplastique isotrope avec son module de cisaillement G et le coefficient de Poisson ν .

Comme nous avons décidé de regarder l'apparition de la localisation lorsque la microstructure commence à se déformer, nous n'avons pas introduit la notion de température. Initialement, le matériau présente une température uniforme et nous avons supposé que les hétérogénéités de température pouvaient se produire après que la microstructure ait commencé à subir des déformations. Nous pourrions proposer de comparer des cas où les seuils élastiques seraient décroissants pour traduire un effet d'échauffement d'ensemble de l'élément de volume, mais cette comparaison resterait ponctuelle. Elle constituerait un point de la courbe contrainte/déformation globale à compléter par une succession de calculs. Il faudrait ensuite reconstruire la courbe entière. Pour des développements ultérieurs du modèle de notre étude, le module de cisaillement pourrait être écrit en fonction de la température $G(T)$. Nous ne disposons pas d'un résultat directement formulé en fonction de la température pour effectuer une comparaison, par conséquent, par rapport aux hypothèses que nous avons retenues, ce développement reste à faire.

La viscoplasticité est directement liée à la vitesse des dislocations lorsqu'elles sont thermiquement activées et, la densité de dislocations ρ et de la température T conditionnent la vitesse de glissement sur un système de glissement : $\dot{\gamma} = \rho b v e^{(-U/kT)}$.

L'effet de vitesse, associé à des températures élevées ou aux sollicitations dynamiques, intervient dans l'expression du seuil critique initial $\tau_{0\sim\rho}^c \rho^{1/2}$, mais pour les aciers, la sensibilité reste limitée entre 10^{-4} et 10^{+3} s^{-1} . Nous avons vérifié cette tendance pour le MARS240 lors des essais mécaniques. Comme les essais de cisaillement disponibles se situent dans une gamme de vitesse de déformation comprise entre 10^{-2} à 10^{+2} s^{-1} , nous avons choisi, dans une première approche, de ne pas prendre en compte cet effet et d'observer les résultats du modèle dans un schéma de plasticité indépendante du temps sans viscosité. Cependant, il faudrait ajouter les effets de vitesse pour les gammes de vitesses de déformation au-delà de 10^{+3} s^{-1} et prendre en compte la vitesse finie des dislocations. Mais pour exprimer ces effets, nous pouvons chercher soit à écrire une relation complexe de la forme de la vitesse de déformation $\dot{\gamma}^i = \dot{\gamma}^i(F_{\gamma^i})$, soit à nous intéresser à l'influence de l'évolution des densités de dislocations $\rho(t)$ sur la valeur du seuil critique $\tau^c(\rho(t))$. Ainsi la création ou l'annihilation de dislocations ou de cellules de dislocations participent directement à la variation de τ^c respectivement pour l'écrouissage ou la restauration dynamique. Cette notion, ignorée par notre modèle, peut cependant s'intégrer aux relations utilisées.

De même, si le mécanisme de déformation change au cours de la sollicitation, le modèle reste à adapter car il ne prend pas en compte cet aspect. Nous pourrions alors modifier l'écriture en terme de domaine activé ou non.

Il ressort de l'étude de la sensibilité du modèle à ces paramètres que la forme de l'inclusion, les seuils élastiques ou les termes d'écrouissage agissent de manière importante sur l'apparition de la localisation. Notamment, l'acuité c/a de l'inclusion participe directement à retarder ou favoriser l'apparition de la localisation dans un matériau selon qu'il contienne respectivement des inclusions allongées mais encore arrondies ou très allongées ($c/a < 0.03$ pour les cas présentés).

Les courbes de l'évolution de la contrainte macroscopique en fonction de la déformation totale lorsque les seuils élastiques matrice/inclusion sont hétérogènes, montrent qu'il est possible de retarder le début de la localisation. Il faut que le seuil limite de la matrice soit inférieur ou proche de celui de l'inclusion pour permettre la plastification de tout le volume utile et assurer un allongement suffisant avant la localisation. Ceci traduit une meilleure ductilité. En revanche, il est possible de faire apparaître le début de la localisation de la déformation lorsque la matrice reste élastique quand l'inclusion est déjà entrée dans son domaine plastique.

Conclusions - Perspectives

Conclusions

L'objectif de notre travail était de réaliser une modélisation simple associant des informations de la microstructure avec un résultat macroscopique comme est la courbe contrainte/déformation obtenue lors d'essais mécaniques. Dans le cadre des hypothèses que nous avons choisies, nous avons pu reproduire l'apparition de la localisation de la déformation.

Le poinçonnage dynamique des échantillons et les observations au MET du gradient de déformation d'un même échantillon qui ont été menés conduisent à un schéma d'orientation et d'allongement de la microstructure, obligée de suivre le sens d'écoulement imposé par le cisaillement. Il y aurait alors un fibrage de la structure avant que ne se forme la microstructure très fine équiaxe caractéristique des bandes de cisaillement adiabatiques dans les aciers. Lors des observations au microscope électronique en transmission des échantillons les plus déformés, les analyses de diffraction des électrons ont montré la présence commune des phases austénite et martensite dans la bande de cisaillement, tandis que seule la martensite a pu être vraiment identifiée dans la matrice environnante. Pour les autres essais, nous n'avons pas retrouvé les deux phases simultanément. Une étape de transformation de phase semble possible dans les cas soumis à sollicitation plus intense. Toutefois, la question relative à la présence ou non de cette transformation de phase semble non résolue. Il faut non seulement l'associer au matériau étudié mais aussi à la forme et à l'amplitude de la sollicitation imposée.

Nous avons mis en oeuvre simple pour réaliser des bandes de cisaillement intense au sein de matériaux - acier traité dans le cas présent - permettant d'étudier la progression de la formation d'une bande de cisaillement. La microstructure sera analysée après l'essai.

Cet essai de mise en oeuvre simple peut être proposé pour déterminer la sensibilité des matériaux à la localisation de la déformation et au cisaillement adiabatique en particulier et les classer selon leur performance. Le poinçonnage permet de réaliser un classement qualitatif des matériaux selon leur tendance à la localisation. Une comparaison des résultats des énergies absorbées (Cf. B.2.3) par ces différents matériaux testés serait alors une technique simple et rapide facilitant le choix des applications réservées à ces matériaux.

Par ailleurs, nous avons développé un calcul numérique original, prenant en compte une microstructure simplifiée du matériau, pour étudier l'amorçage d'une bande de cisaillement par un effet géométrique, et ceci avant l'apparition du caractère adiabatique. Ce modèle physique simplifié

est issu des théories du potentiel thermomécanique des microstructures évolutives et complété par les observations microstructurales. Il rend compte d'une localisation de la déformation.

Nous avons présenté un schéma pour une modélisation simplifiée pour étudier le phénomène de localisation d'une microstructure inspirée d'une martensite existante dans l'acier MARS240. Le comportement du MARS240, étudié pour le cisaillement simple entre $2 \cdot 10^{-2}$ et $3 \cdot 10^{+2} \text{ s}^{-1}$, permet de confronter les résultats numériques aux expériences dans cette gamme de vitesse de sollicitation.

L'étude paramétrique que nous avons réalisée et présentée précédemment nous a permis de construire une série de matériaux fictifs parmi lesquels il est possible de choisir un type de comportement recherché. Les tracés des domaines limites illustrent les voies ouvertes dans les hypothèses et les valeurs de paramètres retenus. Cette étude paramétrique servira pour déterminer la tendance principale recherchée (apparition de la localisation rapide ou au contraire retardée), ensuite les paramètres pourront être affinés pour réaliser le matériau final.

Ainsi le fait de proposer une méthode pour associer un calcul numérique de modélisation avec des grandeurs physiques mécaniques d'un matériau permettrait à l'élaborateur de disposer d'informations sur les données mécaniques qu'il est possible d'obtenir en fonction des données métallurgiques qu'il sait assurer. Réciproquement, il serait possible de demander une microstructure particulière pour respecter un cahier des charges défini à l'avance. Il se dégage alors de ces remarques la possibilité d'une conception de matériau réel par une méthodologie du type des problèmes inverses, à partir d'une gamme de matériaux numériques et dans la limite de la faisabilité technique et métallurgique.

De plus il s'agit d'un modèle ouvert. La prise en compte de grandeurs physiques ou mécaniques supplémentaires (géométrie de la microstructure complétée, distribution d'inclusions, échauffement, vitesse de déformation, changement de phase, etc.) peut s'incorporer dans ce type de formulation thermomécanique.

Perspectives

Les résultats de l'approche de modélisation nous encouragent à compléter ce modèle avec une meilleure prise en compte de la physique interne, notamment en terme de mouvement et blocage de dislocations, et, si possible, en considérant une distribution de ces familles d'inclusions à frontière mobile. Ainsi, les hétérogénéités de la microstructure réelle détailleraient l'aspect mésoscopique schématisé. Le développement du modèle suivant une description tridimensionnelle permettrait l'application de cette loi de comportement méso-macro. à des simulations de déformations de macro-structures. L'avantage de conserver un modèle simple et pratique est de pouvoir l'adapter à d'autres matériaux. Chercher à le compléter permet d'étendre ces applications.

Pour corrélérer les hypothèses de calcul, une gamme de plusieurs traitements thermiques d'un même matériau permettraient d'avoir des tailles de grains différentes, des états internes différents et ensuite de tester le modèle sur plusieurs aspects (géométrie, seuils, écrouissage...). C'est la notion d'optimisation du matériau. Si le surdimensionnement des structures a longtemps été la solution de meilleure résistance, nous pouvons de nos jours faire appel à différents modèles décrivant le mieux possible le comportement du matériau souhaité pour une application définie. Le modèle méso-macro de l'inclusion plastique à frontière mobile est une des solutions disponibles.

Le but est de proposer une loi couplée mécanique-métallurgique aux élaborateurs de matériaux.

Les applications dans le domaine de la Défense concernent l'amélioration et l'optimisation des aciers à blindage ou des matériaux pour les têtes militaires. Les formes de microstructure contenant des nodules montrent une localisation retardée en déformation du fait de la forme de l'inclusion arrondie moins propice à la localisation rapide. L'exemple de bande de cisaillement de la Figure A.2.1 montre que le tungstène présente une bande de cisaillement pour de très fortes déformations en torsion dynamique. La microstructure initiale se compose de nodules arrondis que le modèle de la partie C peut décrire en terme de topologie. Les nodules de tungstène entouré d'un liant constitue un matériau biphasé. Puisque ce matériau présente favorablement des bandes de cisaillement, le cisaillement simple du modèle peut s'appliquer à ce 'biphasé'.

Nous pourrions envisager d'étudier des composés mixtes (matériaux biphasés ou multiphasés), des matériaux poreux (les vides sont des inclusions de caractéristiques nulles); de même, ces modèles représentent des outils numériques facilitant l'étude des matériaux à usinabilité améliorée ou pour les tôles utilisées en emboutissage, lorsque les essais nombreux ou coûteux ne sont pas envisageables. Il peut être intéressant de mettre en place ce type de modélisation pour d'autres géométries de micro- (ou méso-) structure.

Annexes

Annexes

Annexe A.0	<i>Bibliographie</i>	
	Références bibliographiques	A-2
Annexe A.1	<i>Essais mécaniques</i>	
	Géométrie des éprouvettes	A-10
	Résultats des essais	
	traction-compression statiques	A-11
	compression dynamique	A-12
	poinçonnage dynamique	A-12
	torsion	A-13
Annexe A.2	<i>Préparation métallographique</i>	
	MO, MEB	A-14
	analyse sonde MEB	
	MET	A-15
Annexe A.3	<i>Modélisation</i>	
	matrice tangente	A-17
	algorithme de calcul	A-19

Références bibliographiques

- [1] Bai Y.L., Dodd B.,1992,"*Adiabatic shear localization-Occurrences, theories and applications*",Pergamon Press
- [2] Tresca H.,1878,«*On further applications of the flow of solids*»,Proc. Inst. Mech. Engn., Vol. 30, pp. 301-345
- [3] Trent E.M., Met M.,1941,"*The formation and properties of martensite on the surface of rope wire*",Jour. of the Iron and Steel Inst., pp. 401-419
- [4] Zener C., Hollomon J. H.,1944,«*Effect of strain rate upon plastic flow of steel*»,J. Applied Phys., Vol. 15, pp. 22-32
- [5] Nguena F.E.,1985,"*Contribution à l'étude des bandes de cisaillement adiabatiques sur les alliages métalliques (TA6V, Marval 18 et XC48)*",Rapport de thèse ENSM Nantes
- [6] Armstrong R. W., Zerilli F. J.,1994,«*Dislocation mechanism aspects of plastic instability and shear banding*»,Mech. of Mat., Vol. 17, pp. 319-327
- [7] Derop J.L.,1986,"*Transformations microstructurales induites par le cisaillement adiabatique dans un acier à blindage*",ETCA 86 R063
- [8] Derop J.L.,1987,"*Microstructure transformation induced by adiabatic shearing in armour steel*",Acta metall., Vol. 35, n°6, pp. 1245-1249
- [9] Marchand A., Duffy J.,1988,"*An experimental study of the formation process of adiabatic shear bands in a structural steel*",Jour. Mech. Phys. Solids, Vol. 36, n°3, pp. 251-283
- [10] Cho K.M., Lee S., Nutt S.R., Duffy J.,1993,"*Adiabatic shear band formation during torsional deformation of an HY-100 steel*",Acta metall. Mat., Vol. 41, n°3, pp. 923-932
- [11] Deltort B.,1993,"*Etude expérimentale et numérique du cisaillement adiabatique dans un acier martensitique*",Rapport de thèse ENSM Paris
- [12] Duffy J., Chi Y. C.,1992,«*On the measurement of local strain and temperature during the formation of adiabatic shear bands*»,Mat. Sci. Eng., Vol. A157, pp. 195-210
- [13] Ansart J.P., Dormeval R.,1986,"*Adiabatic shearing in martensitic steels*",Compte-rendu CEA/CEB, pp. 1-8
- [14] Meyers M.A., Wittman C.L.,1990,"*Effect of metallurgical parameters on shear band formation in low-carbon (~0,20 Wt Pct) steels*",Metall.Trans., Vol. 21A, pp. 3153-3164
- [15] Dodd, Bai Y. L.,1987,«*Ductile fracture and ductility*»,Chap 6 et 7, Pergamon Press
- [16] Berveiller M., Naddari A., Fakri N., Korbel A.,1992,"*The role of shear bands in evolution of copper texture*",Int. J. Plast., Vol. 8, pp. 857-865

- [17] Korbel A., Martin P.,1988,« *Microstructural aspects of macroscopic strain localization in prestrained samples*»,Acta Met., Vol. 36, n°9, pp. 2575-2586
- [18] Mura T.,1987,«*Micromechanics of defects in solids*»,Kluwer Academic Publishers, 2nd, revised Ed.
- [19] Sabar H., Berveiller M., Buisson M.,1990,«*Problème d'inclusion à frontière mobile*»,C. R. A. S. Paris, t. 310, Série II, pp. 447-452
- [20] Bousseau M., Buisson M.,1987,"*Etude du cisaillement adiabatique dans le cas d'aciers à haute limite d'élasticité*",ETCA 87 R021
- [21] Buisson M.,1986,"*Contribution à l'étude du cisaillement adiabatique-Etude bibliographique*",ETCA 86 R085
- [22] Sabar H., Buisson M., Berveiller M.,1991,«*The inhomogeneous and plastic inclusion problem with moving boundary*»,Int. J. Plast., Vol. 7, pp. 759-779
- [23] Rogers H. C.,1979,«*Adiabatic plastic deformation*»,Am. Rev. Mater. Sci. 9, pp. 283-311
- [24] Staker M.R.,1981,"*The relation between adiabatic shear instability strain and material properties*",Acta metall., Vol. 29, pp. 683-689
- [25] Dormeival R., Stelly M.,1981,"*Study of adiabatic shear bands by means of dynamic compressive test*",7th.Int. Conf. H. E. R. F., pp. 1-9
- [26] Basinski Z.S.,1957,«*Instability of plastic flow at very low temperature*»,Proc. of the Royal Soc. of London, Vol. A240, pp. 229-242
- [27] Ansart J.P., Bedère D., Dormeival R.,1989,"*Endommagement des matériaux sous choc*",H. D. P. 89, pp. 265-273
- [28] O'Donnel R. G., Woodward R. L.,1988,«*Instability during high strain rate of 2024 T351 aluminium*»,J. Mat. Sci. 23 , pp. 3578-3587
- [29] Meyers M. A., Pak H. R.,1986,«*Observation of an adiabatic shear band in titanium by high-voltage transmission electron microscopy*»,Acta metall. mater., Vol. 34, n°12, pp. 2493-2499
- [30] Weerasooriya T., Beaulieu P. A.,1993,«*Effects of strain rate on the deformation and failure behaviour of 93wt.%W-5wt.%Ni-2wt.%Fe under shear loading*»,Mater. Sci. and Engng., A172, pp. 71-78
- [31] Zhou M., Needleman A., Clifton R.J.,1994,"*Finite element simulations of shear localization in plane impact*",Jour. Mech. Phys. Solids, Vol. 42, n°3, pp. 423-458

- [32] Zurek A. K., Follansbee P. S.,1995,«*A comparison of shear band localization susceptibility in U-0.75 Wt Pct Ti and W-Ni-Fe during high strain rate deformation*»,Metall. and Mat. Trans., Vol. 26A, pp. 1483-
- [33] Zurek A.,1994,«*The study of adiabatic shear band instability in a pearlitic 4340 steel using a dynamic punch test*»,Metall. and Mat. Trans., Vol. 25A, pp. 2483-2489
- [34] Dormeival R., Ansart J.P.,1985,"*Cisaillement adiabatique: influence d'une prédéformation*",Jour. Phys. Coll C5, 46, pp. 299-306 (Dymat 85)
- [35] Desrues, 1994, «*Localisation de la déformation dans les géomatériaux*», Coll.Polytechnique, avril 94
- [36] Lamouroux C., Debat P., Sirieys P.,1991,"*Analyse des zones de cisaillement naturelles*",Rev. Franç. Géotech., 56, pp. 57-65
- [37] Lamouroux C., Ingles J., Debat P.,1991,"*Conjugate ductile shear zones*",Tectonophysics, 185, pp. 309-323
- [38] François P., Morlier P.,1993,«*Plasticité du bois en compression simple*»,Mat & Tech., n°12, pp. 5-14
- [39] Adams R.D., Maheri M.R.,1992,"*The dynamic shear properties of structural honeycomb materials*",Composites Sci. and Techno., Vol. 47, pp. 15-23
- [40] Papka S. D., Kyriakides S.,1994,«*In-plane compressive response and crushing of honeycomb*»,Jour. Mech. Phys. Solids, Vol. 42, n°10, pp. 1499-1532
- [41] Cormier R.,1993,"*La thermique et les matériaux cryogéniques pour le gaz naturel liquéfié*",Rev. Gén. Therm. n°379, pp. 365-374
- [42] Manganello S. J., Abbott K. H.,1972,«*Metallurgical factors affecting the ballistic behaviour of steel targets*»,J. of Mat., JMLSA, Vol. 47, n°2, pp. 231-239
- [43] Glenn R. C., Leslie W. C.,1971,«*The nature of white steaks in impacted steel armour*»,Met. Trans., Vol. 2, pp. 2945-2947
- [44] Costin L.S., Crisman E.E., Hawley R.H., Duffy J.,1979,"*On the location of plastic flow in mild steel tubes under dynamic torsional loading*",Inst. Phys. Conf. Ser. 47, pp. 90-100
- [45] Sangoy L.,1981,"*Etude de la perforation des blindages en aciers laminés par des projectiles classiques*",Mémoire d'Ingénieur CNAM, confidentiel industrie
- [46] Moss G.L., Pritchard D.S.,1985,"*Adiabatic shear band velocities*",Jour. Phys. Coll C5, 46, pp. 315-321 (Dymat 85)
- [47] Vingsbo O.,1985,"*Experimental studies of shear zones during chip formation in metal cutting*",Jour. Phys. Coll C5, 46, pp. 371-377 (Dymat 85)

- [48] Harren S.V., Dève H.E., Asaro R.J.,1988,«*Shear band formation in plane strain compression*»,Acta metall., Vol. 36, n°9, pp. 2435-2480
- [49] Beatty J. H., Meyer L. W., Meyers M. A., Nemat-Nasser S.,1990,«*Formation of controlled adiabatic shear bands in AISI 4340 High strength steel*»,[in] Section V: Shear localization, Int. Conf. on the Mat. effects of Shock Wave and High Strain-rate Phenomena, San Diego, Ed. Dekker, n°59, pp. 645-656
- [50] Meunier Y., Roux R., Moureaud J.,1990,«*Survey of adiabatic shear phenomena in armor steels with perforation*»,[in] Section V: Shear localization, Int. Conf. on the Mat. effects of Shock Wave and High Strain-rate Phenomena, San Diego, Ed. Dekker, n°58, pp. 637-644
- [51] Grady D.E.,1991,«*Dynamics of adiabatic shear*»,Jour. Phys. IV Coll. 3, 1, pp. 653-660 (Dymat 91)
- [52] Duffy J.,1991,«*Experimental studies of shear band formation through temperature measurements and high speed photography*»,Jour. Phys. IV Coll. 3, 1, pp. 645-652 (Dymat 91)
- [53] Vecchio K. S.,1994,«*High-strain, high strain-rate deformation of tantalum and tantalum-tungsten alloys*»,J. Phys. IV, Coll. C8, suppl. au J. Phys. III, Vol. 4, pp. 301-306
- [54] Scott D., Loy B., Mill G.H.,1966, Inst. Mech.Eng. Proc., Vol. 181, pp. 94
- [55] Mgbokwere C. O., Nutt S.R., Duffy J.,1994,«*Shear band formation in 4340 steel: a TEM study*»,Mech. of Mat., 17, pp. 97-110
- [56] Timothy S.P.,1987,«*The structure of adiabatic shear bands in metals: a critical review*»,Acta metall., Vol. 35, n°2, pp. 301-306
- [57] Grebe H.A., Pak H.R., Meyers M.A.,1985,«*Adiabatic shear localization in Titanium and Ti 6-Pct Al-Pct V Alloy*»,Metall.Trans., Vol. 16A, pp. 761-775
- [58] Timothy S.P., Hutchings I.M.,1985,«*The structure of adiabatic shear bands in a titanium alloy*»,Acta metall., Vol. 33, n°4, pp. 667-676
- [59] Andrade U., Meyers M. A., Vecchio K. S., Chokski A. H.,1994,«*Dynamic recrystallization in high-strain, high strain-rate plastic deformation of copper*»,Acta metall. mater., Vol. 42, n°9, pp. 3183-3195
- [60] Couque H., Lankford J., Bose A.,1992,«*Tensile fracture and shear localization under high loading rate in tungsten alloys*»,Jour. Phys. III, 2, pp. 2225-2238
- [61] Duffy J.,1984,«*Temperature measurements during the formation of shear bands in a structural steel*»,Mech. of mat. beh., Ed. by Duorak et Shired, pp. 75-86

- [62] Meyers M. A.,1994,«*Dynamic failure: Mechanical and microstructural aspects*»,*Dymat* 94, pp. 597-621
- [63] Giovanola J.H.,1988,"*Adiabatic shear banding under pure shear loading- Part 2: Fractographic and metallographic observations*",*Mech. of Mat.*, 7, pp. 73-87
- [64] Sangoy L., Moureaud J.,1985,"*Etude du cisaillement adiabatique dans les aciers à blindage soumis à des tirs de perforation*",*Jour. Phys. Coll C5*, 46, pp. 307-314 (*Dymat* 85)
- [65] Bourne L., Met B.,1950,«*Effect of high-speed deformation on steel*»,*J. of the Iron and Steel Inst.*, pp. 374-376
- [66] Needleman A.,1988,"*Material rate dependence and mesh sensitivity in localization problems*",*Comp. Meth. Appl. Mech. Eng.*, 67, pp. 69-85
- [67] Wright T.W., Batra R.C.,1985,"*The initiation and growth of adiabatic shear bands*",*Int. Jour. Plast.*, Vol. 1, pp. 205-212
- [68] Wright T.W., Batra R.C.,1985,"*Further results on the initiation and growth of adiabatic shear bands at high strain rates*",*Jour. Phys. Coll C5*, 46, pp. 323-330 (*Dymat* 85)
- [69] Ansart J. P., Le Poac Ph., Ledermann P.,1991,«*Etudes du comportement mécanique dynamique des matériaux*»,*Revue Scient. et Techn. de la Défense*, pp. 43-54
- [70] Affouard J. L.,1984,«*Etude expérimentale sur les bandes de cisaillement adiabatique*»,Thèse ISMCM, Rapport CEA-R-5277
- [71] Molinari A.,1988,"*Shear band analysis*",*Solid State Phenom.*, Vol. 3&4, pp. 447-468
- [72] Fressengeas C., Molinari A.,1990,«*On the instability of the uniform shear deformation in viscoplastic materials: the material instability and the dynamic instability*»,[in] Section V: Shear localization, *Int. Conf. on the Mat. effects of Shock Wave and High Strain-rate Phenomena*, San Diego, Ed. Dekker, n°56, pp. 619-628
- [73] Xing D., Bai Y.L., Cheng C.M., Huang X.L.,1991,"*On post-instability processes in adiabatic shear in hot rolled steel*",*Jour. Mech. Phys. Solids*, Vol. 39, n°8, pp. 1017-1042
- [74] Dinartz F., Fressengeas C., Molinari A.,1994,«*Localisation de la déformation plastique en cisaillement simple: effets locaux de géométrie et d'inhomogénéité matérielle*»,*C.R.A.S. Paris*, t. 319, Série II, pp. 381-386
- [75] Burke M.A., Nix W.D.,1975,"*Plastic instabilities in tension creep*",*Acta metall.*, Vol. 23, pp. 793-798
- [76] Benallal A., Tvergaard V.,1995,«*Non local continuum effects on bifurcation in the plane strain tension-compression test*»,*Jour. Mech. Phys. Solids*, Vol. 43, n°5, pp. 741-770

- [77] Deolasi P. J., Datta P. K.,1995,«*Parametric instability characteristics of rectangular plates subjected to localized edge loading (compression or tension)*»,Comp. & Struct., Vol. 54, n°1, pp. 73-82
- [78] Loret B, Prevost J.H.,1990,"*Dynamic strain localization in elasto-visco plastic solids: Part 1: General formulation and 1D examples*",Comput. Mech. Appl. Eng., Vol. 83, pp. 247-2736
- [79] Prevost J.H., Loret B.,1990,"*Dynamic strain localization in elasto-visco plastic solids: Part 2, Plane strain examples*",Comput. Mech. Appl. Eng., Vol. 83, pp. 275-294
- [80] Harirèche O., Loret B.,1992,"*Three-dimensional dynamic strain-localization: shear-band pattern transition in solids*",Eur. Jour. Mech., Vol. 11, n°6, pp. 733-751
- [81] Fressengeas C.,1986,«*Formation des bandes de cisaillement adiabatiques: une analyse dynamique élasto-viscoplastique de la formation des bandes de cisaillement adiabatiques aux grandes vitesses de déformation*»,Contrat DRET 86/1388
- [82] Barralis J., Maeder G.,1994,«*Précis de métallurgie, élaboration, structure-propriétés et normalisation*»,6ème édition, AFNOR, Nathan.
- [83] Fressengeas C., Molinari A.,1985,"*Instabilité thermodynamique d'un processus de déformation*",Rev. Gén. Therm. n°284-285, pp. 681-684
- [84] Klepaczko J. R.,1991,«*Adiabatic shear bands, review of experimental techniques and results*,[in] Publ. LMA-CNRS, n°124, pp. 335-349
- [85] Drescher A., Vardoulakis I.,1982,«*Geometric softening in triaxial tests on granular material*»,Géotechnique Vol. 32, pp. 291-303
- [86] Klepaczko J. R.,1994,«*Some results and new experimental technique in studies of adiabatic shear bands*»,Arch. Mech., 46, 1-2, pp. 201-229
- [87] Litonski,1977,«*Plastic flow of a tube under adiabatic torsion*»,Bull. Acad. Polonaise Sci., Sér. sci. Tech. 25, pp. 7
- [88] Wittman C. L., Meyers M. A., Pak H. R.,1990,"*Observation of an adiabatic shear band in AISI4340 steel by high-voltage transmission electron microscopy*",Metall. Trans., Vol. 21A, 3, pp. 707-716
- [89] Culver R.S.,1973,«*Thermal instability strain in dynamic plastic deformation*»,Plenum Press, pp. 519-530
- [90] Recht R. F.,1964,«*Catastrophic thermoplastic shear*»,J. of Applied Mech., ASME 86, pp. 189-193
- [91] Qiang N.,1993,"*Numerical and experimental simulation of adiabatic shear localization in tantalum and Armco iron*",Ph.D., Mechanical Engineering, Canada

- [92] Semiatin S.L., Jonas J.J.,1984,«*Formability and workability of metals*»,ASM Metals Park
- [93] Lesourd B.,1996,thèse de l'Université de Nantes
- [94] Giovanola J.H.,1988,"*Adiabatic shear banding under pure shear loading- Part 1: Direct observation of strain localization and energy dissipation measurements*",Mech. of Mat., 7, pp. 59-71
- [95] Berveiller M., Muller D., Kratochvil J.,1993,"*Non local versus local elastoplastic behaviour of heterogeneous materials*",Int. J. Plast., Vol. 9, pp. 633-652
- [96] Mughrabi H.,1988,«*Dislocation clustering and long range internal stresses in monotonically and cyclically deformed metal crystals*»,Rev. Phys. Appl., Vol. 23, pp. 367-382
- [97] Leroy Y., Ortiz M.,1990,"*Finite element analysis of transient strain localization phenomena in frictional solids*",Int. J. for Num. and Analyt. Meth. in Geomech., Vol. 14, pp. 93-124
- [98] Désoyer Th., Cormery F.,1989,"*On uniqueness and localization in elastic-damage materials*", 19p
- [99] Pham D. V.,1994,"*Suivi numérique des bandes de localisation dans les structures endommageables (endommagement par mésofissuration, anisotropie induite)- Application en géomécanique*",Thèse de l'Université de Poitiers
- [100] Berveiller M., Schmitt J.H.,1995,«*Déformation des cristaux et polycristaux*»,Livre de l'acier, Ch. 7, pp. 168-204, Ed. Sollac
- [101] Eshelby J.,1957,"*The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion, and related problems*»,Proc. Roy. Soc., Vol. 241A, pp. 376-396
- [102] Kröner E.,1977,«*Bounds for effective elastic moduli of disordered materials*» ,Jour. Mech. Phys. Solids, Vol. 25, pp. 137sq
- [103] Berveiller M., Zaoui A.,1993,"*Modélisation du comportement mécanique des solides microhétérogènes*",Ed. ENPC, pp. 25
- [104] François D., Pineau A., Zaoui A.,1991,"*Comportement mécanique des matériaux: élasticité et plasticité*",tome 1, Ed. Hermès
- [105] Lipinski P., Krier J., Berveiller M.,1990,«*Élastoplasticité des métaux en grandes déformations: comportement global et évolution de la structure interne*»,Rev. Phys. Appl., 25, pp. 361-388
- [106] Lemoine X.,1995,«*Comportement élastoplastique des aciers pour boîtes boisson*»,thèse de l'Université de Metz

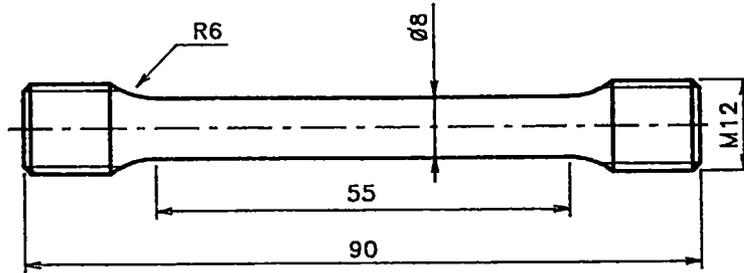
- [107] Curran D.R., Seaman L.,1985,"*Computational models for nucleation, growth and coalescence of adiabatic shear bands*",Jour. Phys. Coll C5, 46, pp. 395-401 (Dymat 85)
- [108] Guétaz L., Pénisson J. M.,1994,"*High resolution electron microscopy of a deformed superalloy: shear of precipitates*»,Mat. Sci. and Engng., A175, pp. 141-148
- [109] D.E.F.A.,1962,"*Guide d'emploi des aciers- Recommandations Armement*»,DEFA-R-A0201 A
- [110] Lichtenberger A.,1987,"*Recommandations d'essais: compression dynamique par barres d'Hopkinson*»,RE/002/87 Recommandations Dymat
- [111] Orowan E.,1942,"*A type of plastic deformation new in metals*»,Nature 149, pp. 643-644
- [112] Kubin L.,1979,"*Dislocations et déformation plastique*»,Ecole d'été d'Yrivals
- [113] Merzer A. M.,1982,"*Modelling of adiabatic shear band development from small imperfections*",Jour. Mech. Phys. Solids, Vol. 30, n°5, pp. 323-338
- [114] Wingrove A. L.,1970,"*A note on the structure of adiabatic shear bands in steel*»,Jour. of Australian Inst. of Metals, pp. 67-70

Annexe A.1

A.1. Géométries utilisées

A.1.1 Traction statique

Seul le sens Long a pu être usiné.

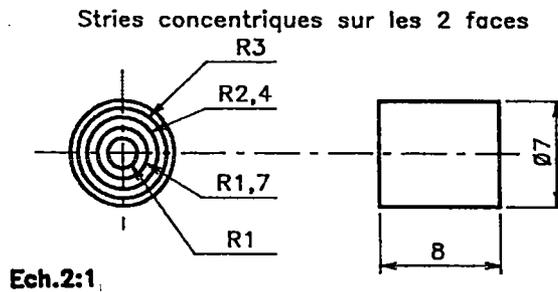


Ech.1:1

Figure Annexe 1 : Epreuve de traction statique, éch. 1:1

A.1.2 Compression statique et dynamique

Les éprouvettes de compression sont usinées en cylindre $\phi 7$ mm x 8 mm avec des stries concentriques sur les faces dans le sens Long et Travers court.



Ech.2:1

Figure Annexe 2 : Epreuves de compression, géométrie CREA, éch. 2:1.

A.1.3 Torsion dynamique

Seul le sens Long a pu être usiné pour le MARS240®.

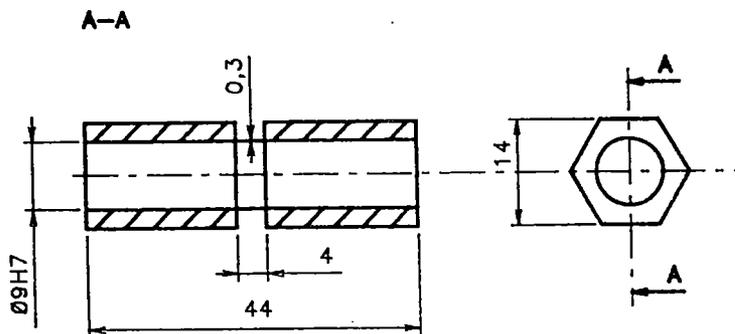
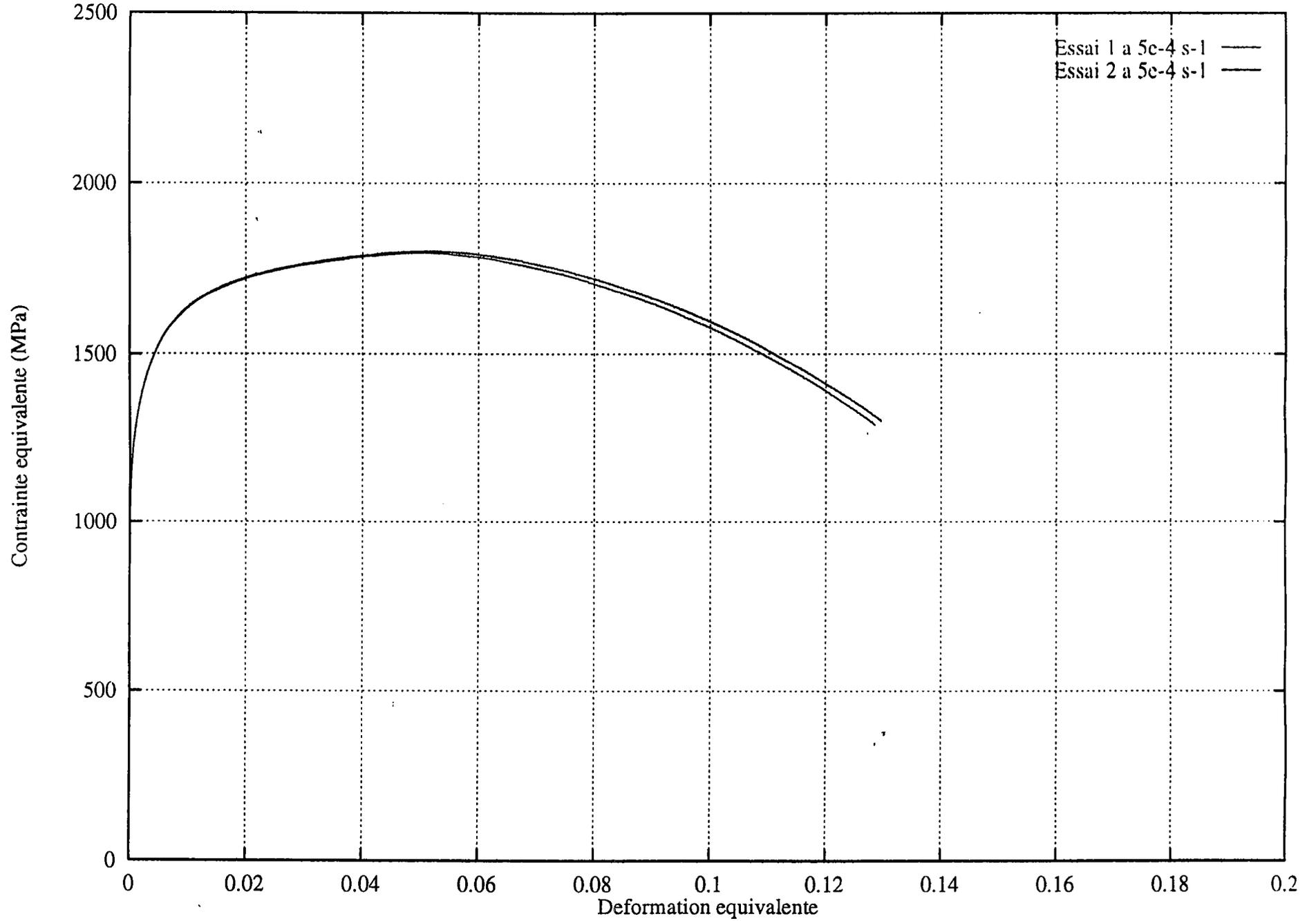


Figure Annexe 3 : Epreuve de torsion dynamique, éch. 1:1.

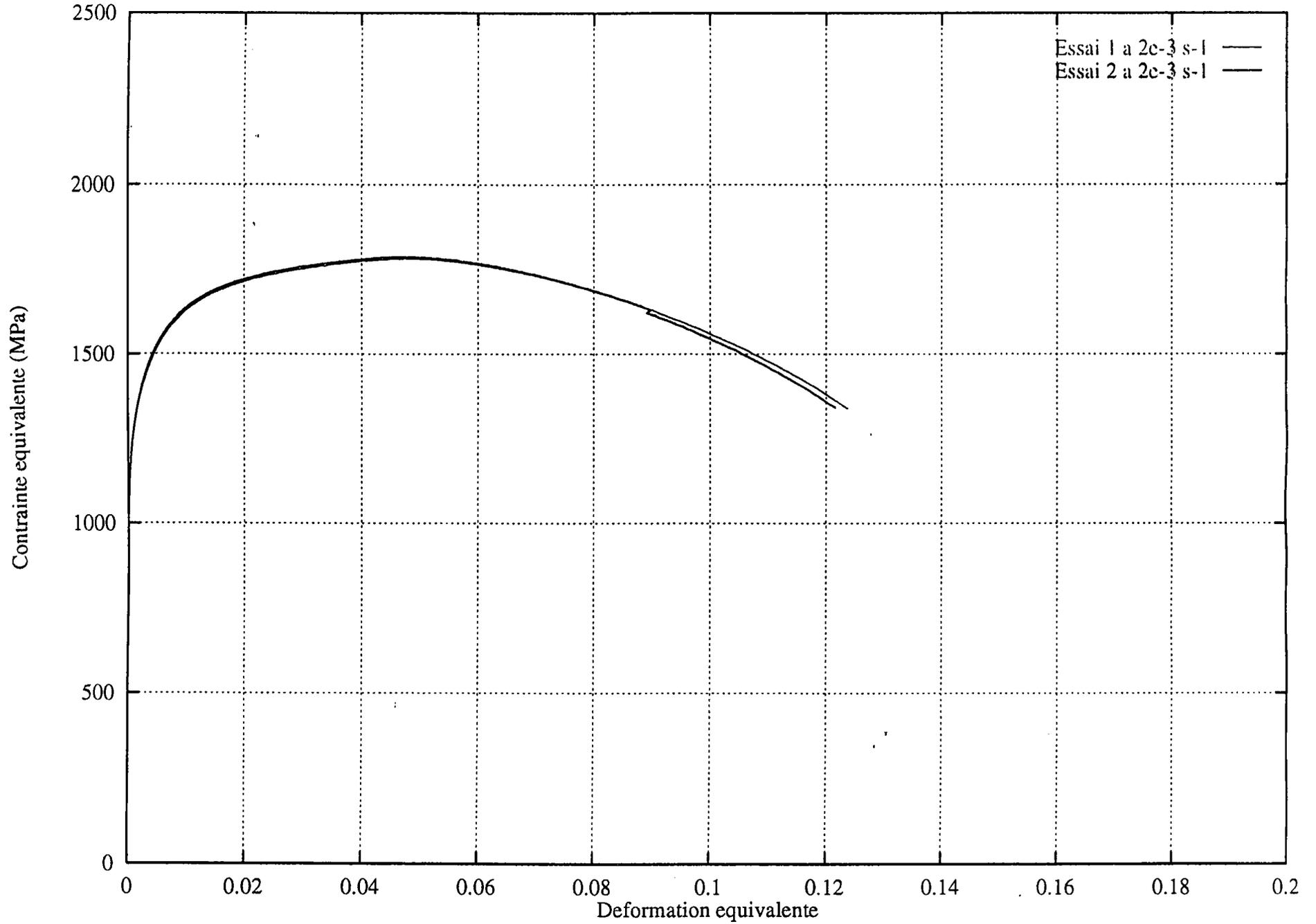
A.1.4 Poinçonnage

Les échantillons sont des disques pleins de $\phi 20$ mm x 4 mm d'épaisseur, ou $\phi 26$ mm x 2 mm.

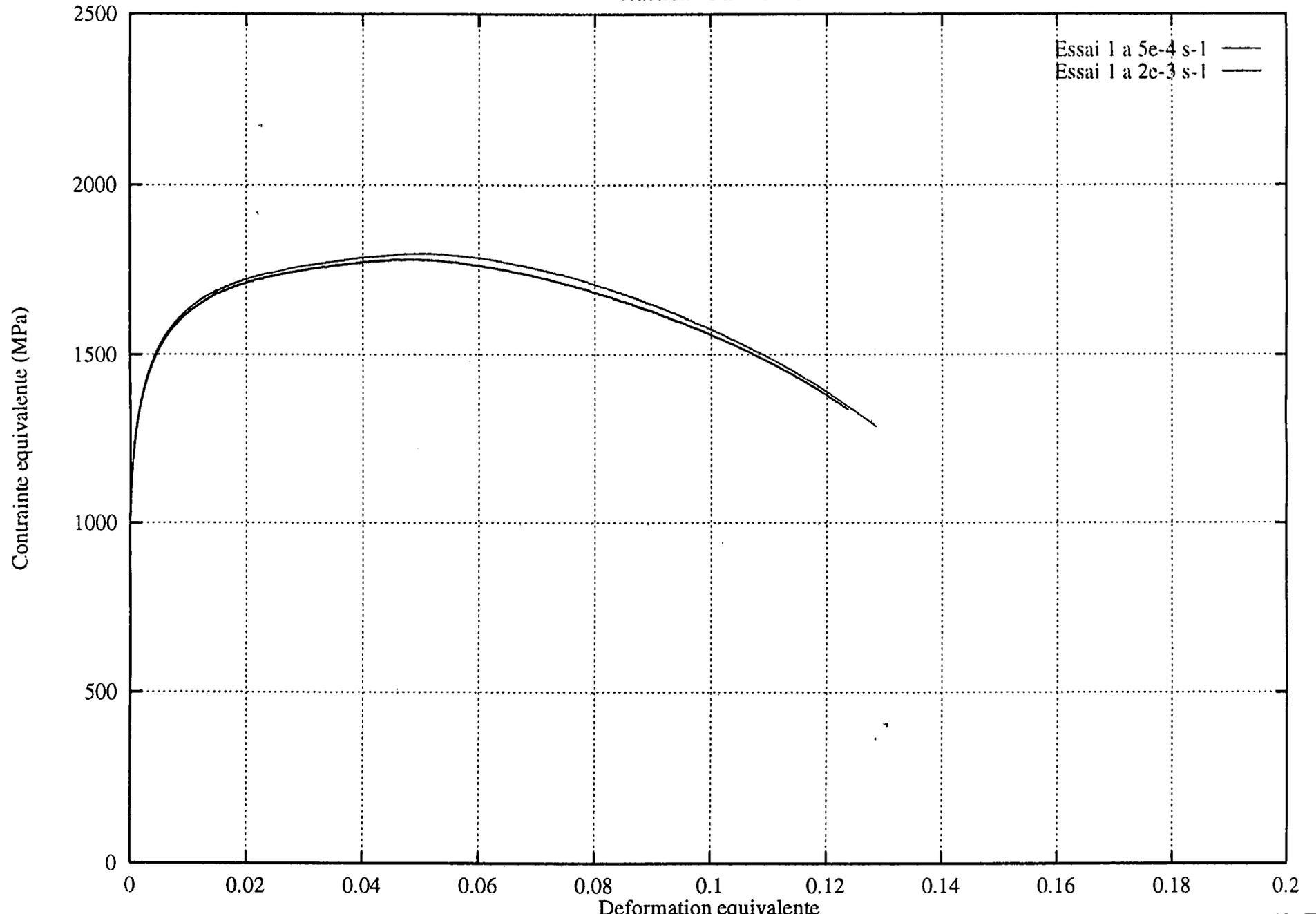
Traction - MARS240



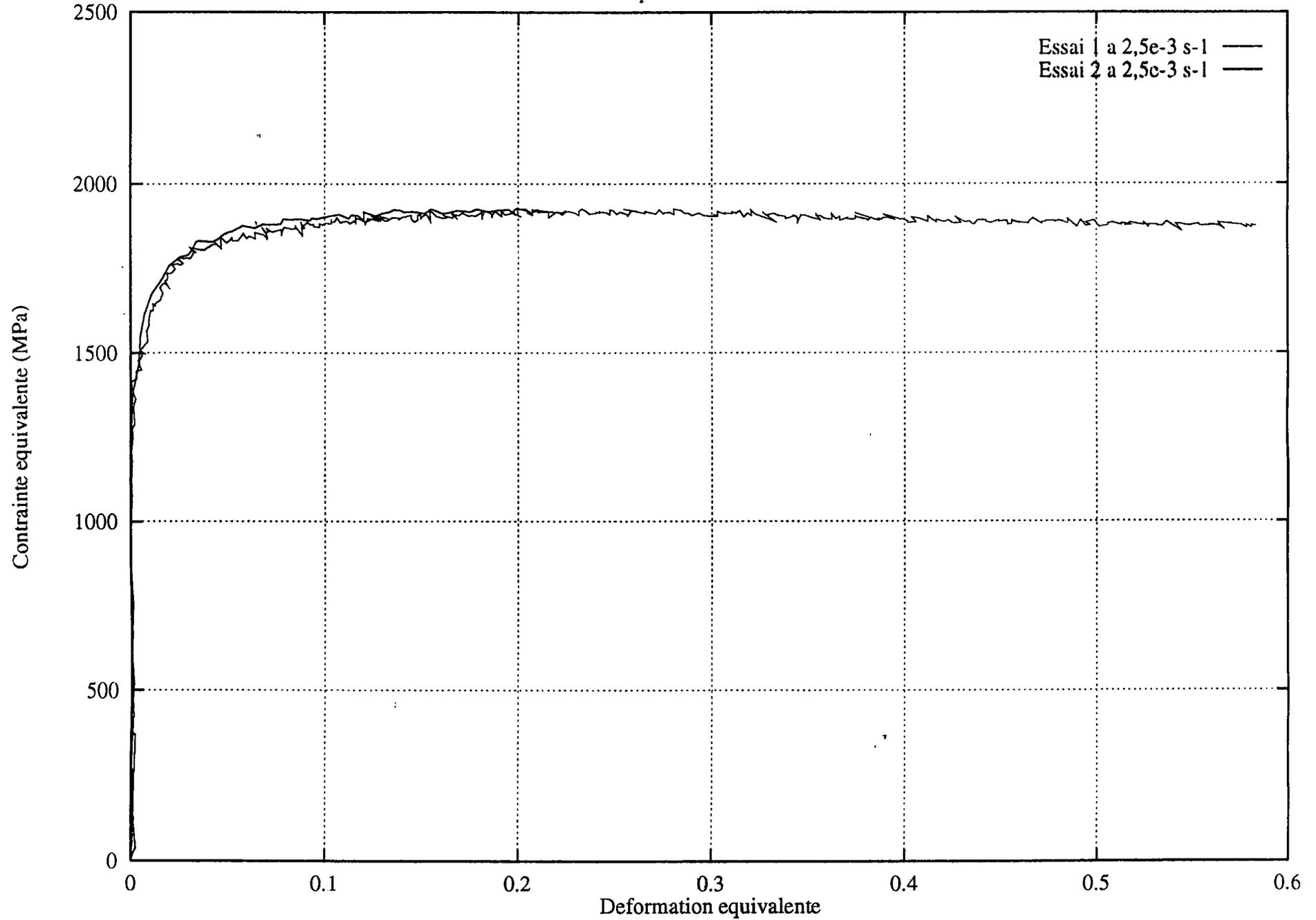
Traction - MARS240



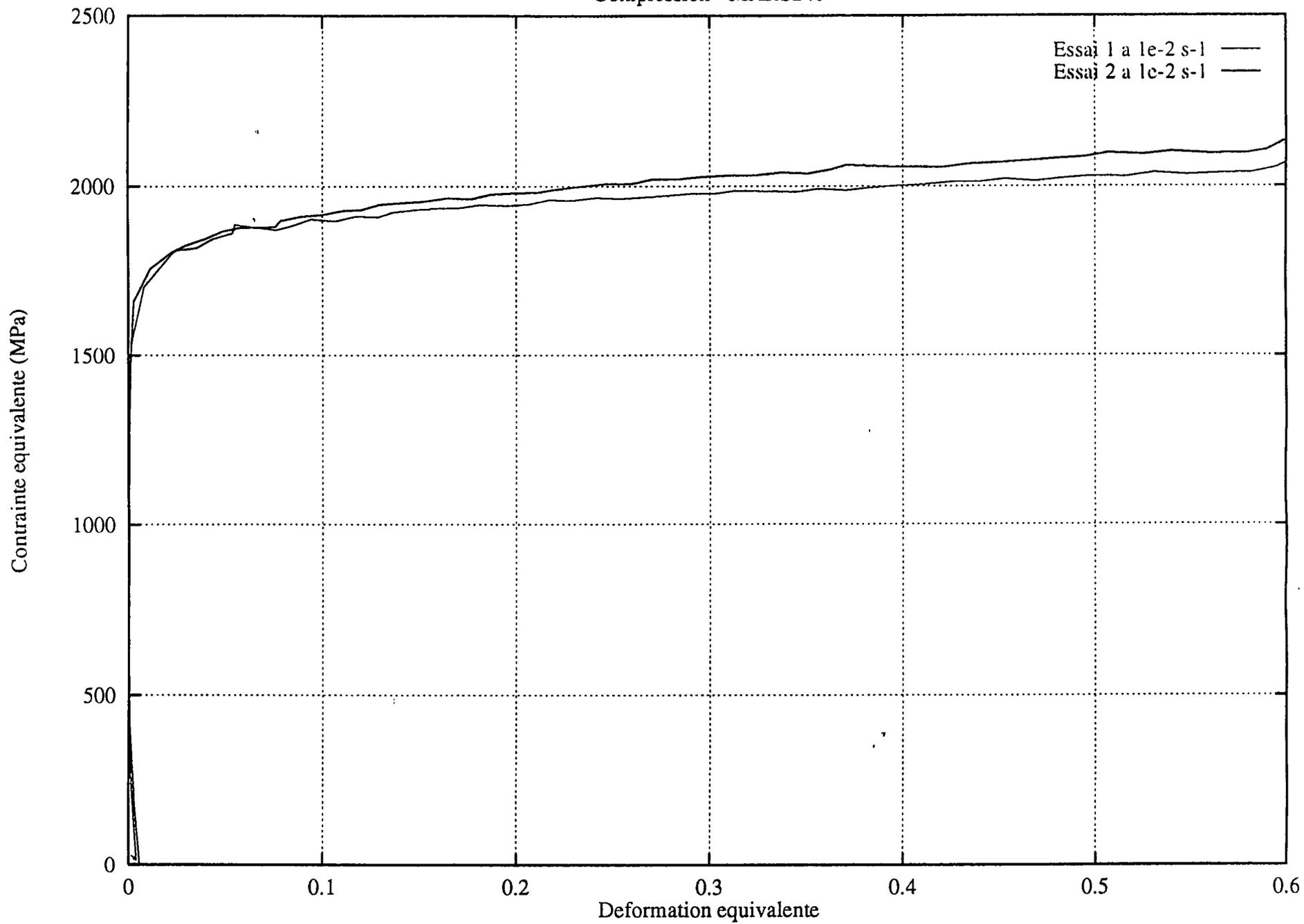
Traction - MARS240



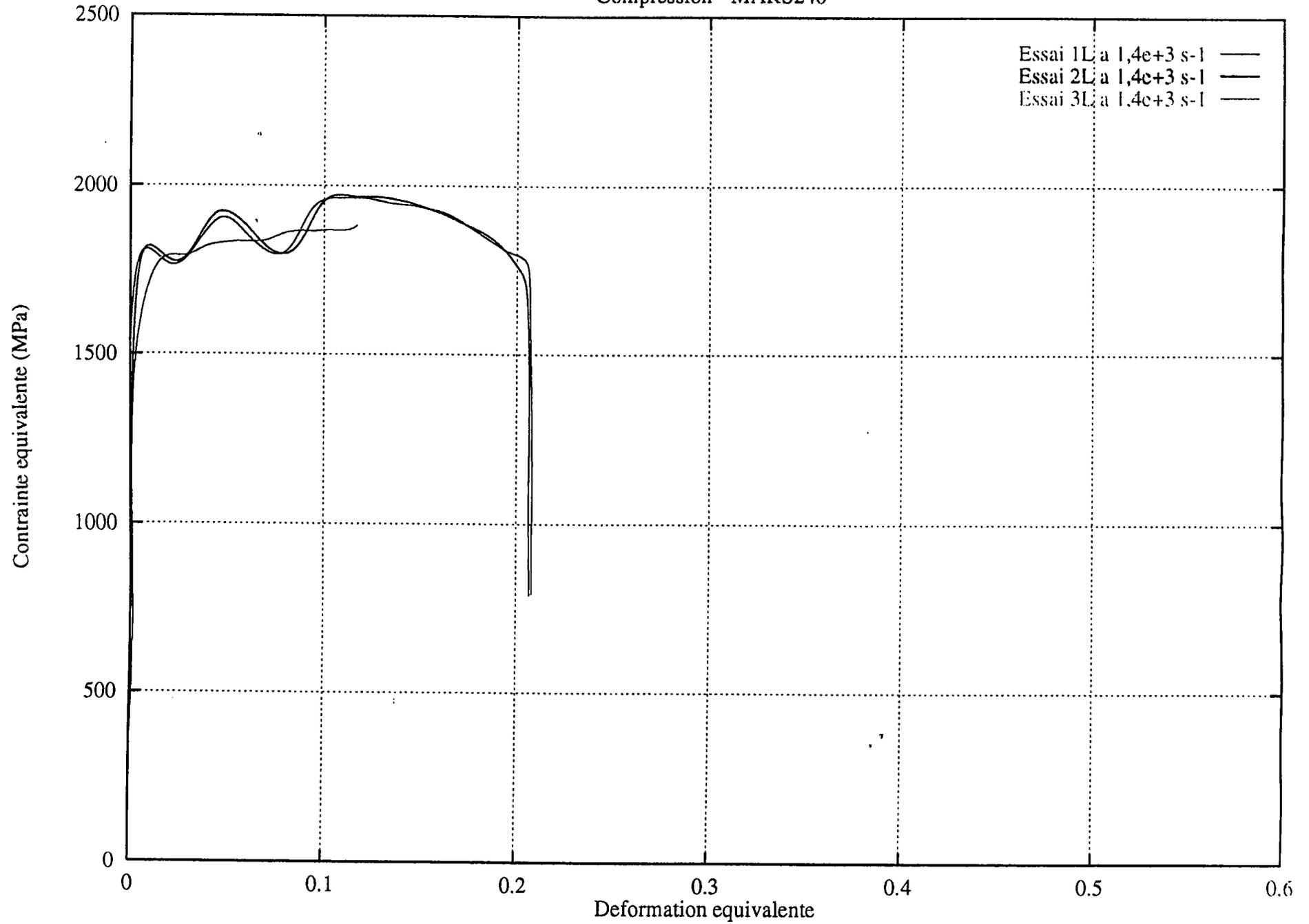
Compression - MARS240



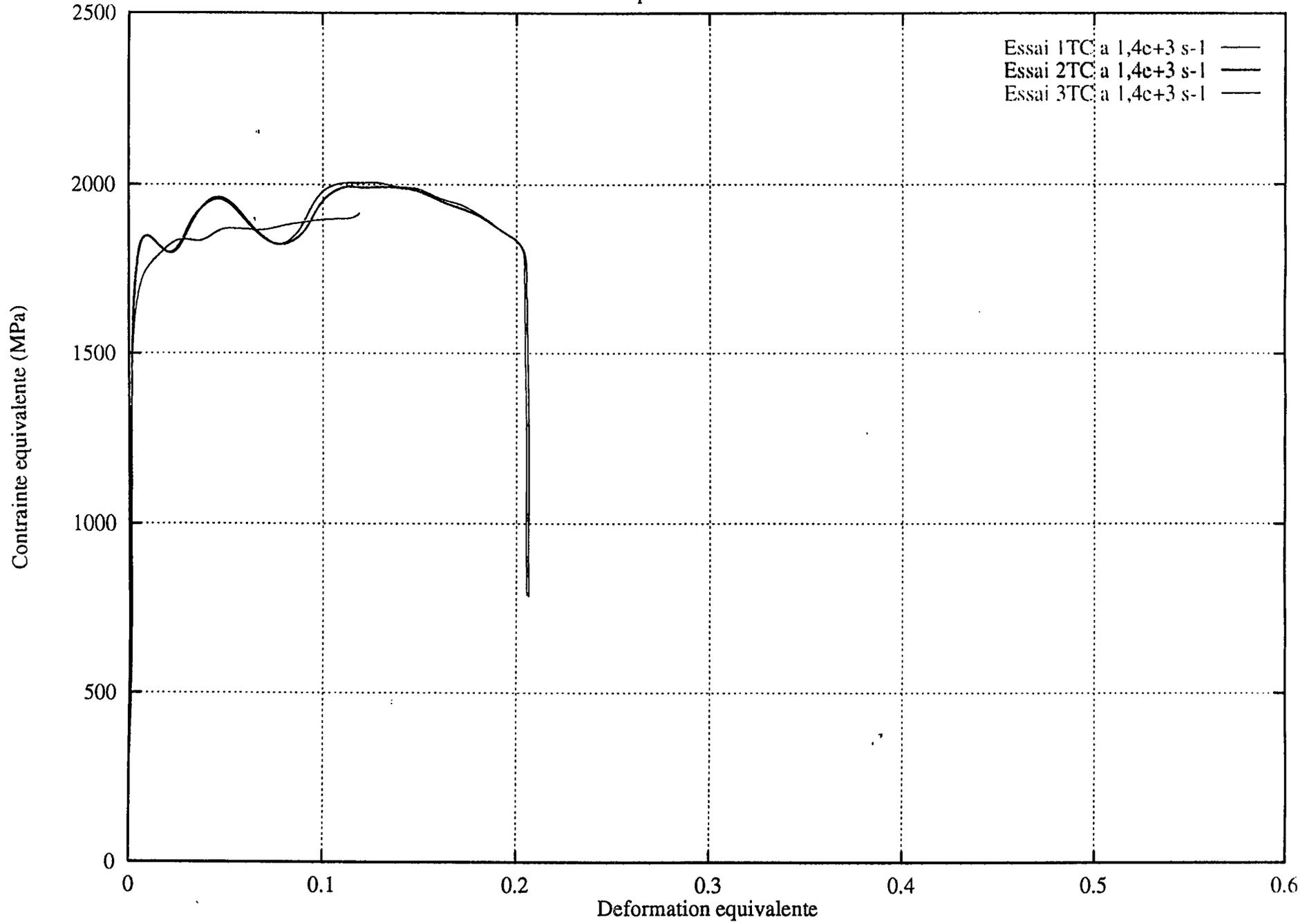
Compression - MARS240



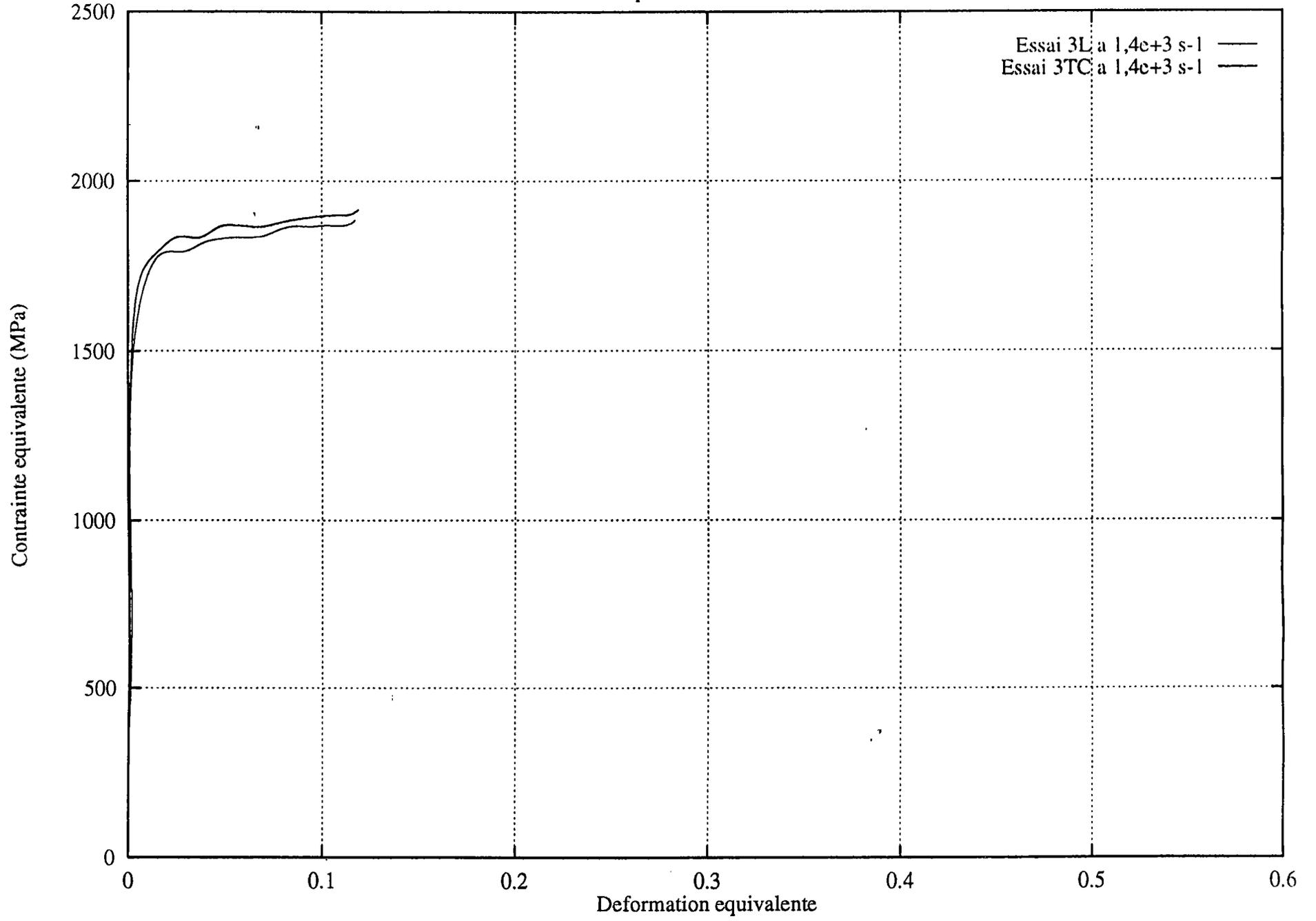
Compression - MARS240



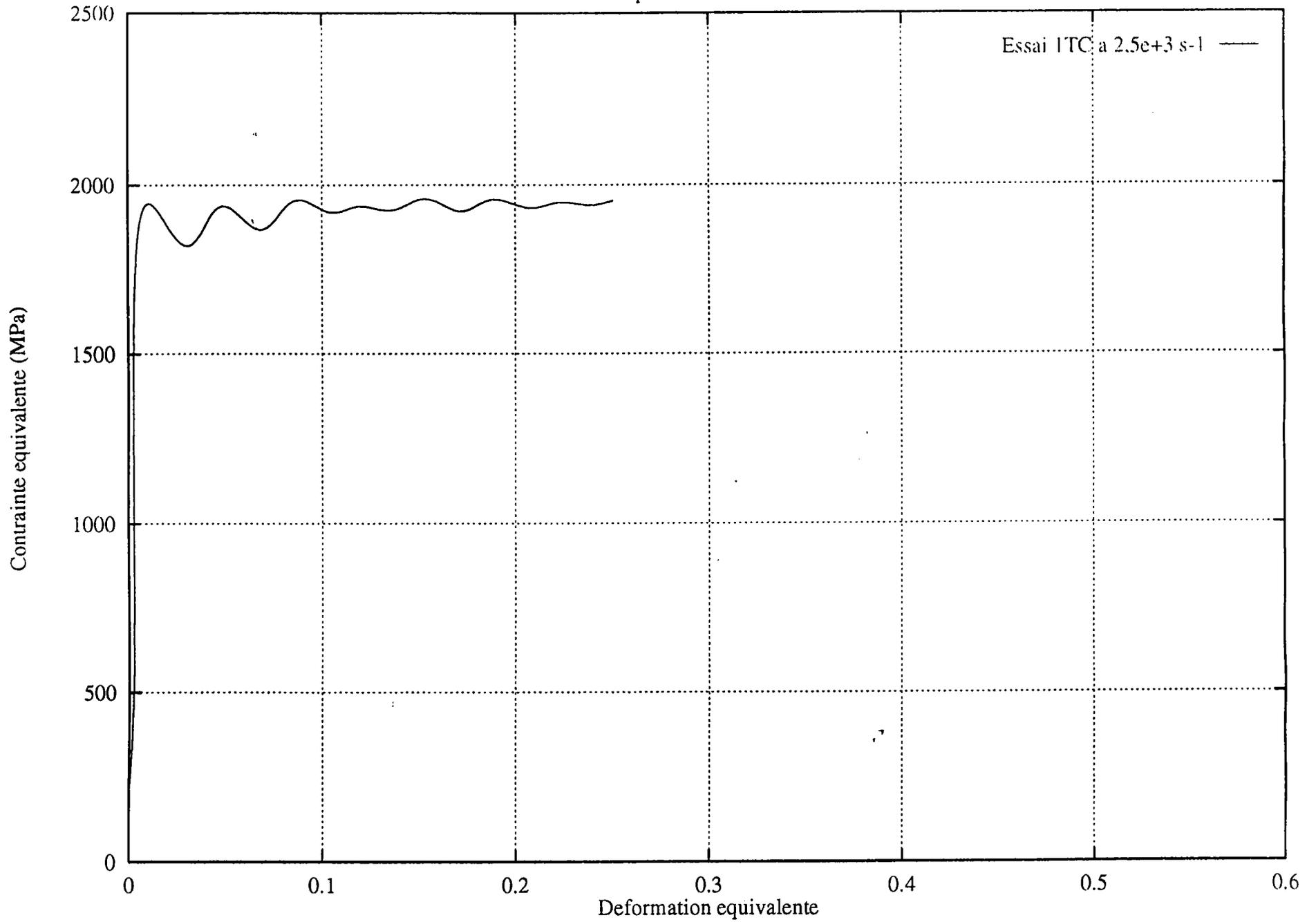
Compression - MARS240



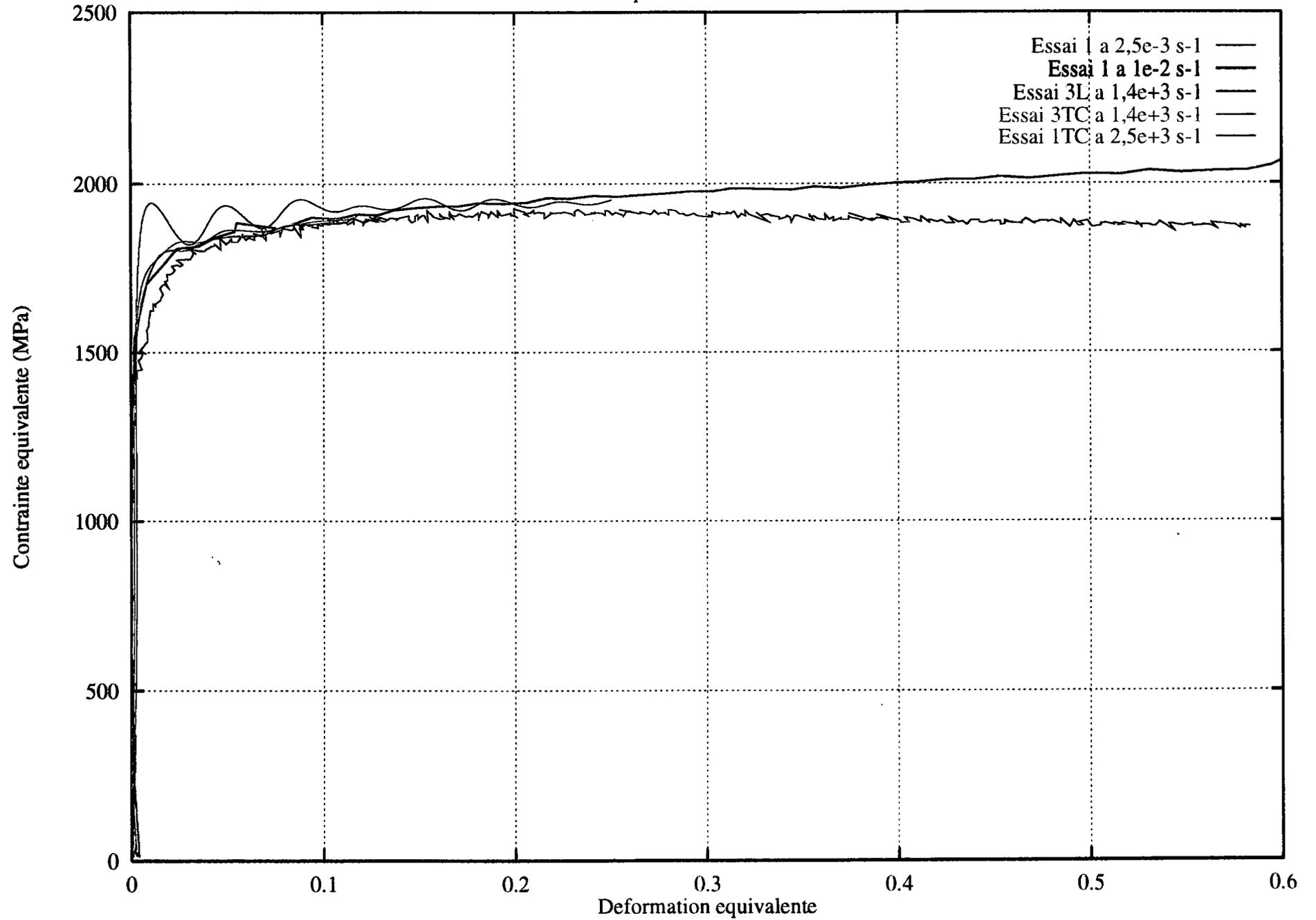
Compression - MARS240



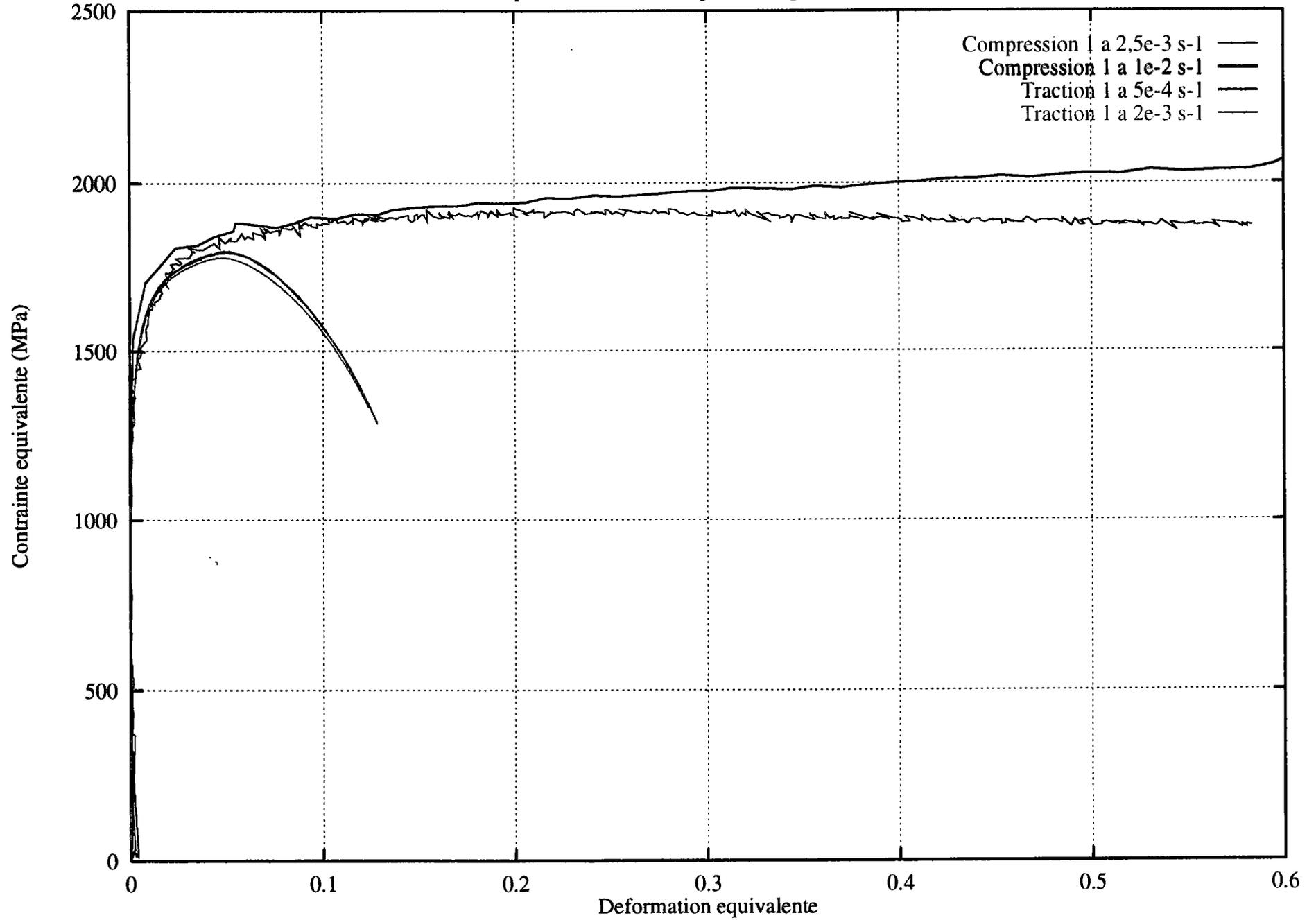
Compression - MARS240



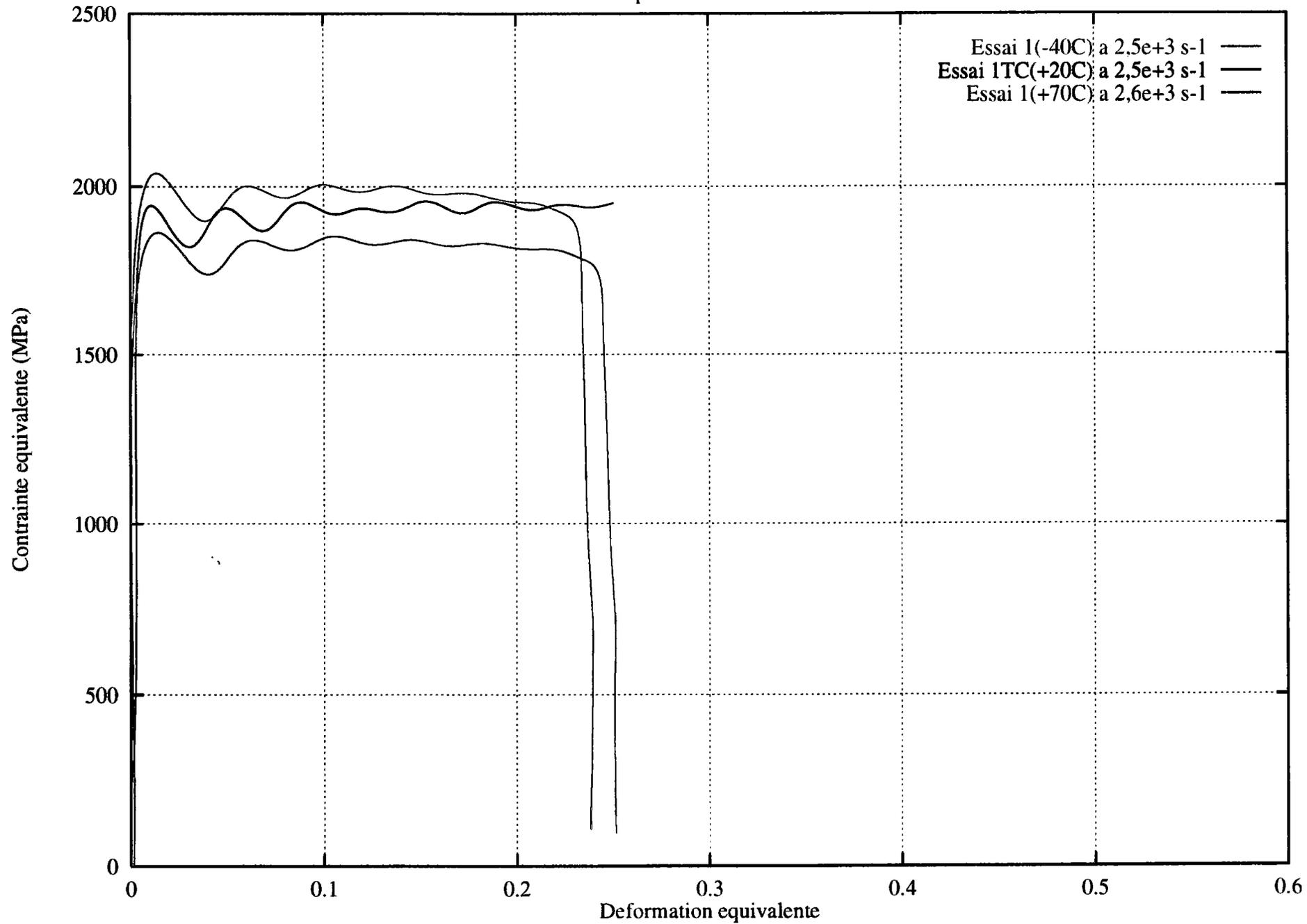
Compression - MARS240



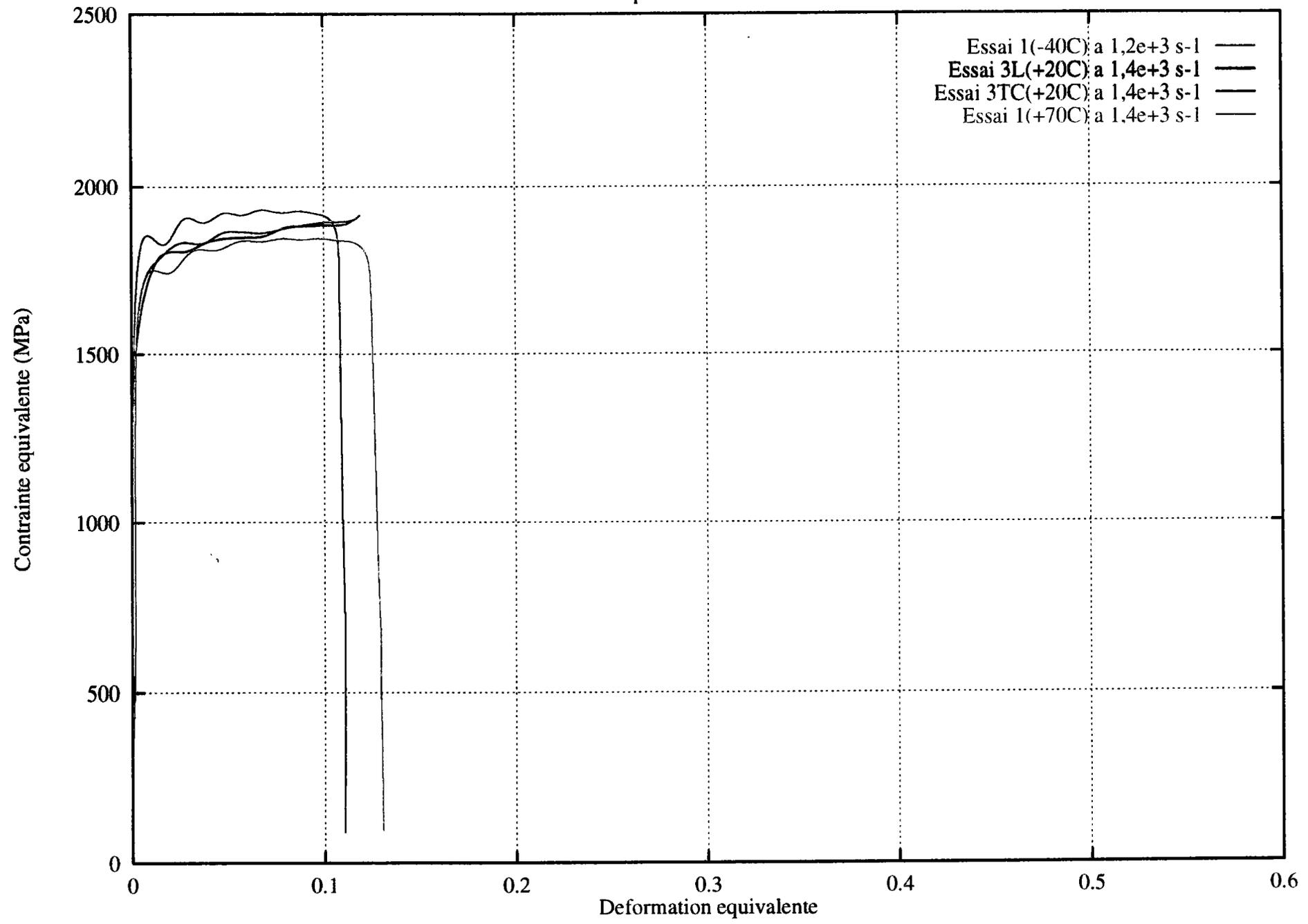
Compression et Traction quasi-statiques - MARS240



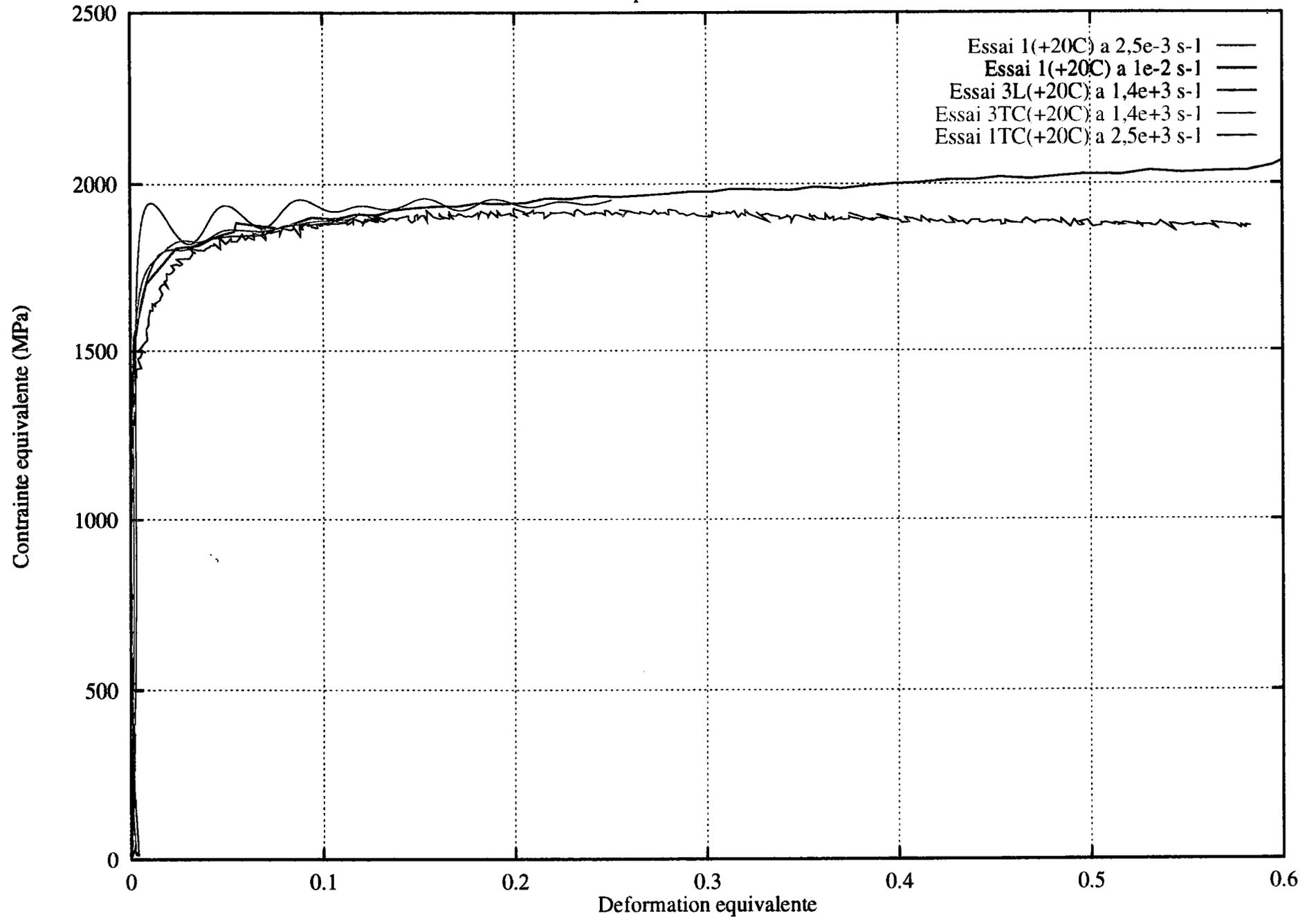
Compression - MARS240



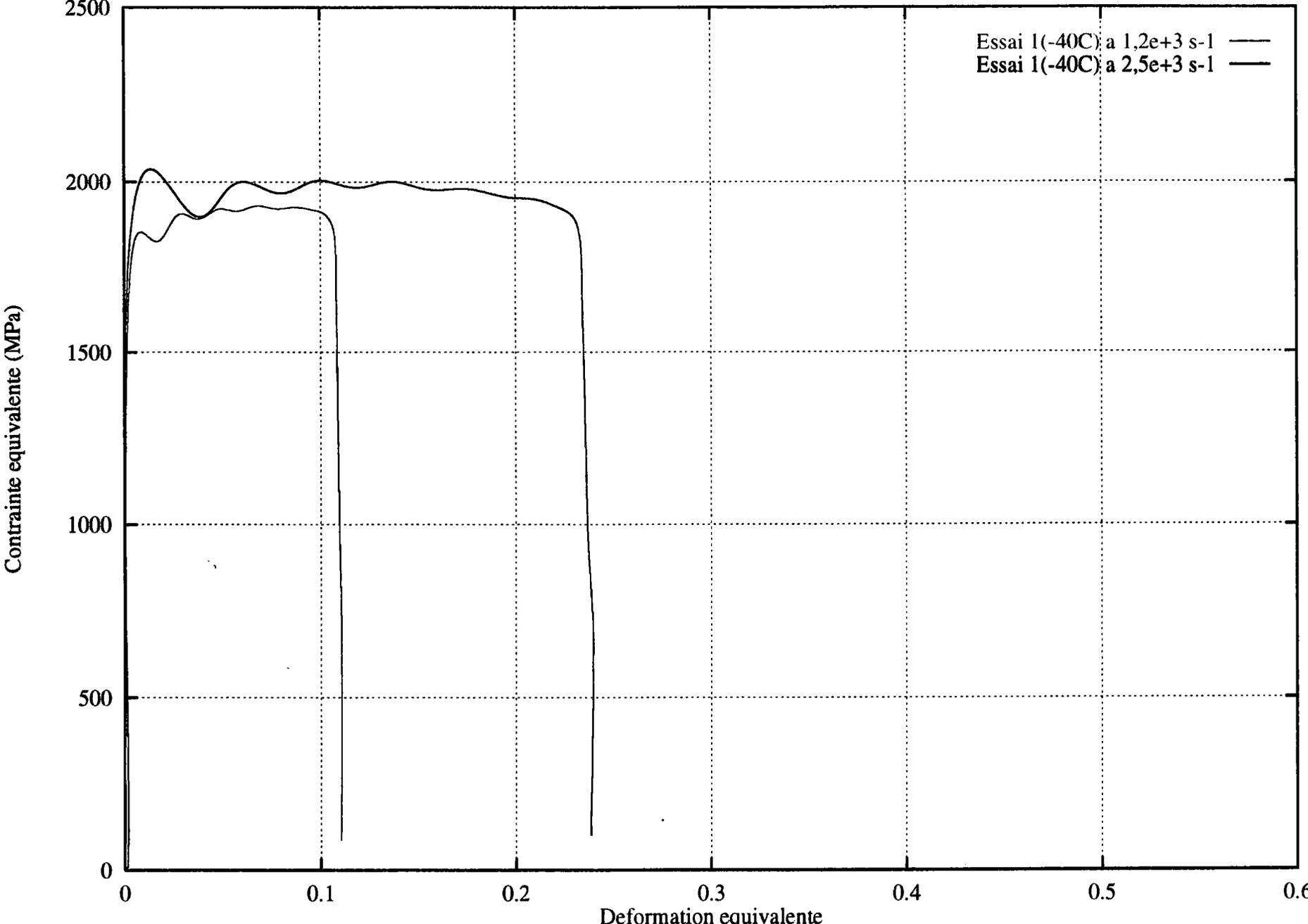
Compression - MARS240



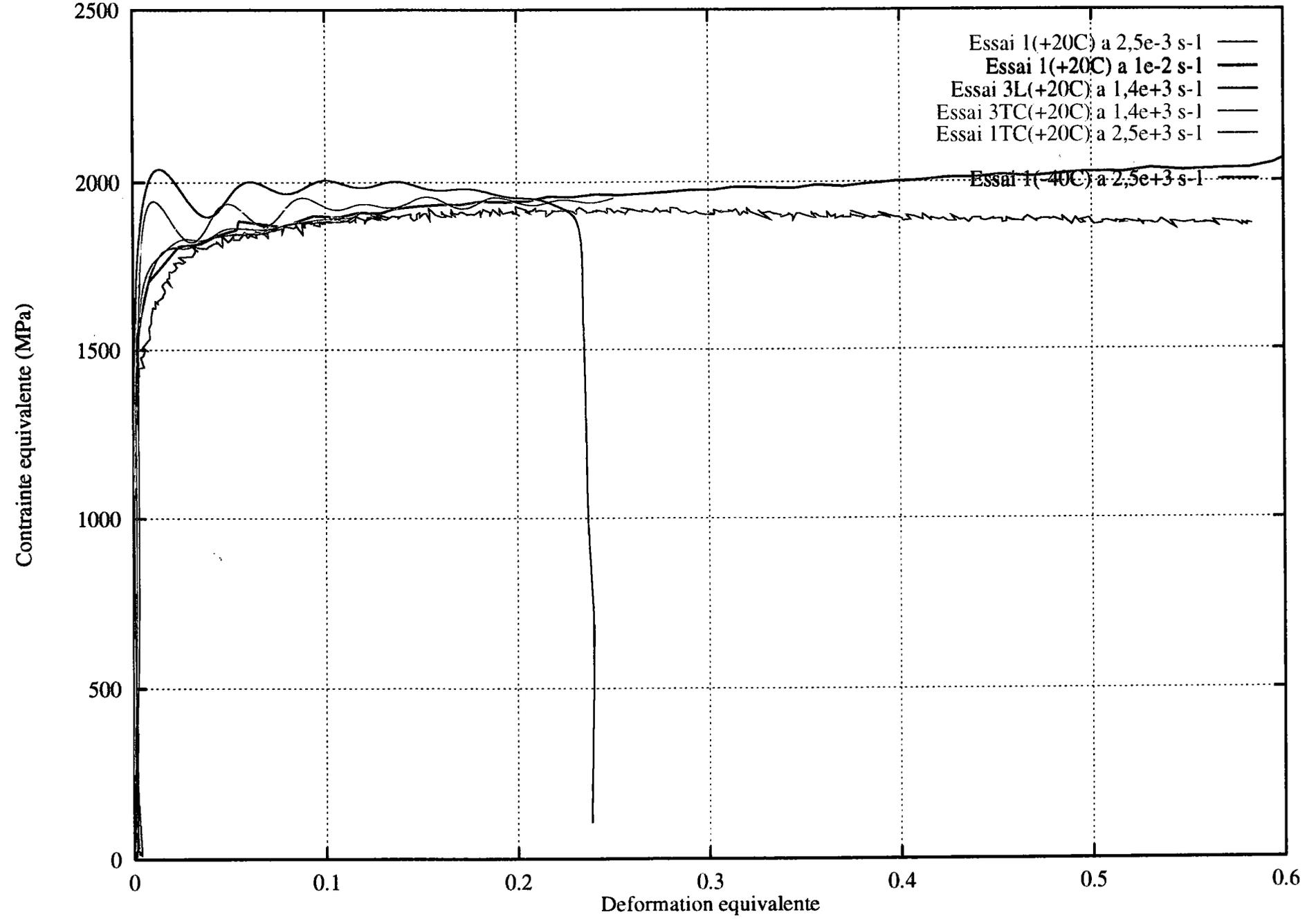
Compression - MARS240



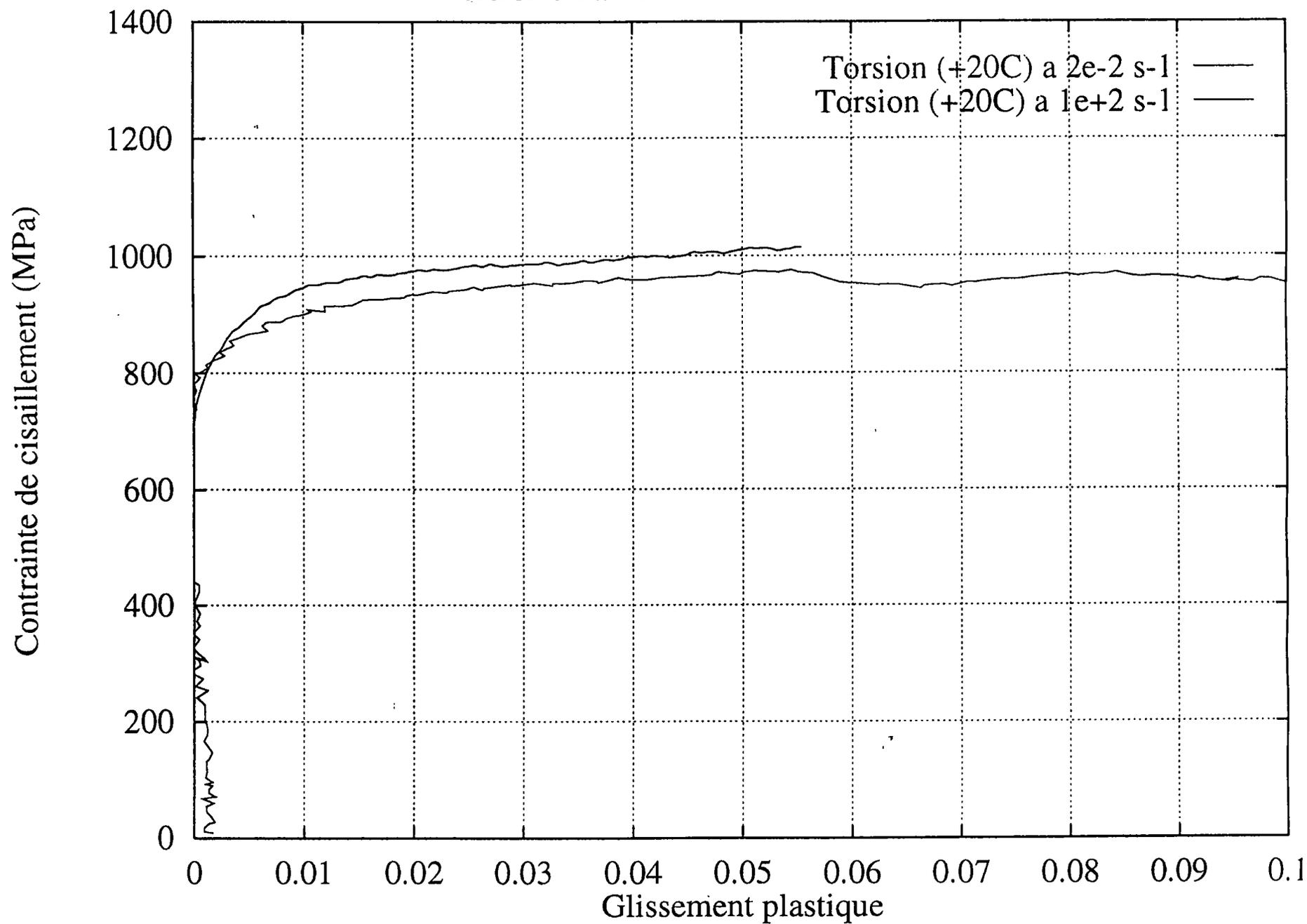
Compression - MARS240



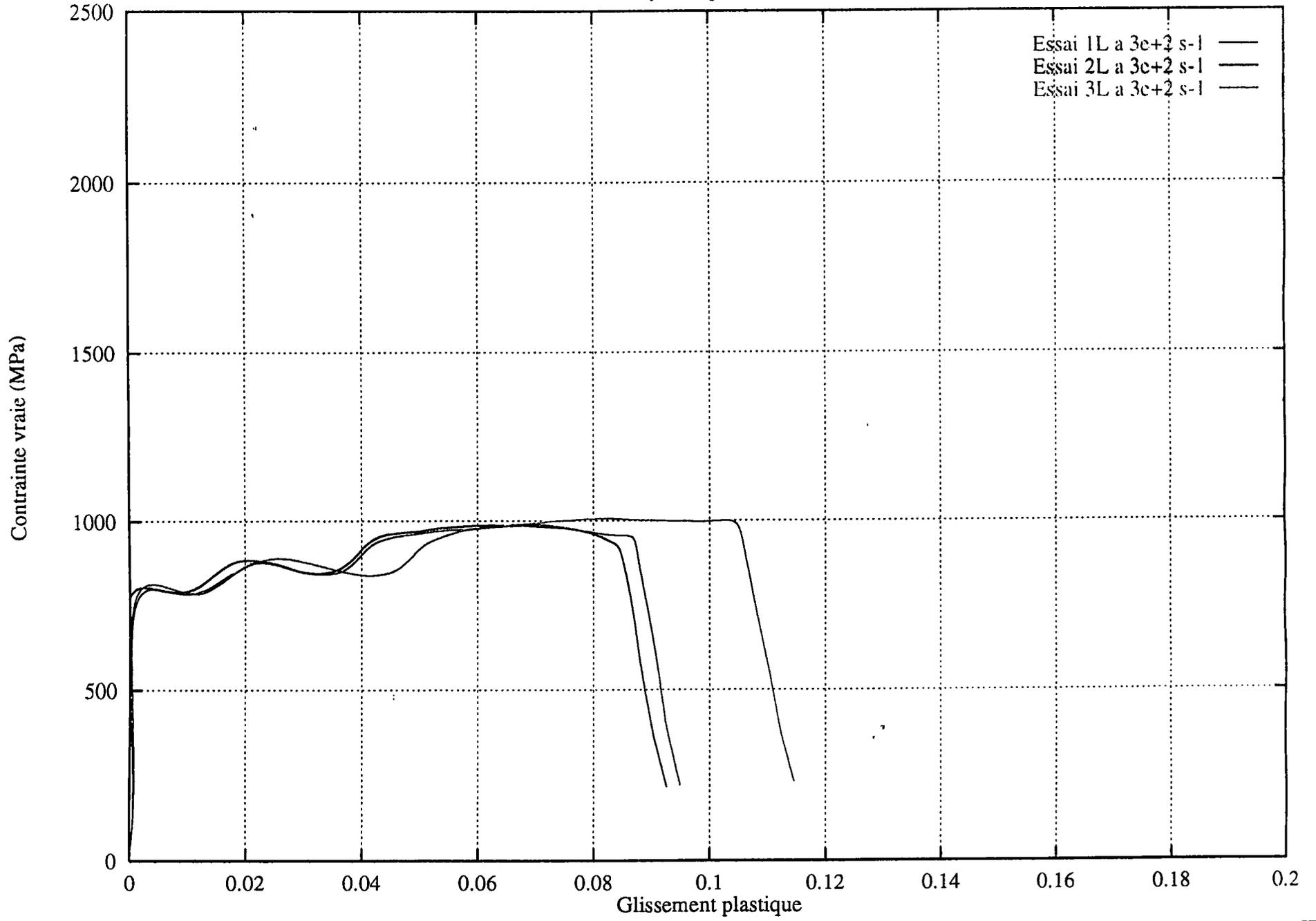
Compression - MARS240



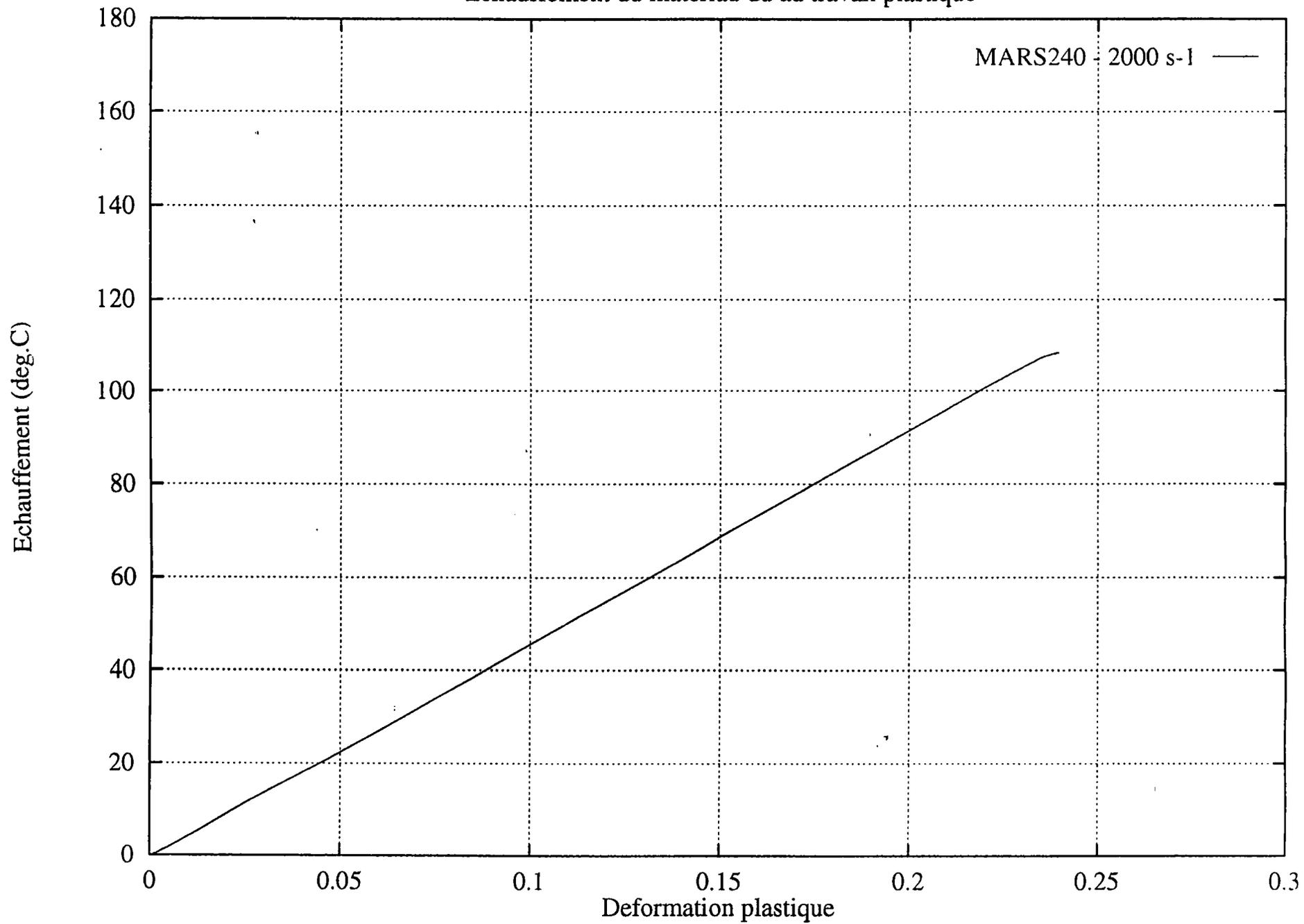
Torsion à l'ambiante MARS 240 - CREA -



Torsion dynamique - MARS240



Echauffement du materiau du au travail plastique



STATIQUE

MARS240

Traction	vitesse	module	Rm	Rrupt	Rp0.2	A	Z	σ_{\max}	$\epsilon_{\text{pl max}}$
	s ⁻¹	MPa	MPa	MPa	MPa	%	%	MPa	%
	5 10 ⁻⁴	208306	1702	1124	1356	13.89	37.5	1798	4.91
	5 10 ⁻⁴	201896	1706	1133	1354	14.02	37.5	1804	5.08
	2 10 ⁻³	210836	1689	1173	1344	13.34	37.5	1781	4.81
	2 10 ⁻³	207122	1696	1178	1357	13.11	37.5	1788	4.89

Compression	vitesse	module	Rm	Rp0.2	σ_{\max}
	s ⁻¹	MPa	MPa	MPa	MPa
	2.5 10 ⁻³	74547	2400	1334	1928
	2.5 10 ⁻³	110606	2450	1434	1928
	10 ⁻²	86973	5051	1374	2429
	10 ⁻²	66357	5028	1494	2424

Torsion	vitesse	module	τ_e	τ_{\max}	$\gamma_{\text{pl max}}$	$\gamma_{\text{pl rupt}}$
	s ⁻¹	GPa	MPa	MPa	%	%
	2.10 ⁻²	83.2	800	960	5.	arrêt avant
	2.10 ⁻²	83	810	980	9	non atteint
	2.10 ⁻²	83.2	800	960	9.5	non atteint

DYNAMIQUE

Compression MARS240

essai (sens)	P _{tir} (bar)	φ ₀ (mm)	l ₀ (mm)	φ (mm)	l (mm)	σ* _E (MPa) à 1% e _{pl}	ε̇ (s ⁻¹)
1 (L ⁺)	4	7.02	8.09	8.06	6.19	1750	1300
2 (L)	4	7.04	8.06	8.14	6.19	1750	1300
3 (L)	5	7.03	8.07	8.45	5.65	1750	1500
4 (TC)	4	6.99	7.99	7.76	6.54	1750	1300
5 (TC)	4	6.98	8.01	8.16	6.17	1750	1300
6 (TC)	5	6.99	7.95	7.9-8.7*	5.64	1850	1500
14 (L)	4	6.99	8.08	7.4-7.8*	6.89	1750	1300
15 (TC)	4	7.00	8.01	7.3-7.9*	6.87	1800	1300
16 (TC)	8	6.99	7.97	cassée	rupture	1850	2000

⁺ = non mesuré; L= sens du laminage; TC= sens travers court

σ*_E=limite élastique relevée à 1% de déformation plastique

*éprouvette en léger cône (4° maxi); ** : bague 6.35mm (15% imposés)

Torsion	vitesse s ⁻¹	τ _e MPa	τ _{max} MPa	γ _{pl max} %	γ _{pl rupt} %
	300	800	980	8.5	non atteint
	250	810	970	8.6	8.6
	300	800	1005	10.5	10.5
	100	815	1000	6.1	arrêt avant
	100	815	990	6.3	arrêt avant

Poinçonnage progressif

MARS240

#

Energie a localisation en fonction de l'energie incidente

geometrie phi 20 x 4 poincon 14.5 mm

Ptir(b)	Einc(J)	Eloc(J)	Fmax(N)	dmax(um)	Emax(J)	rapport
1.0	28.632	6.845	90789.5	140.8	28.714	4.183
1.0	28.344	4.484	96082.2	137.5	28.420	6.321
1.4	43.301	12.457	100785.3	200.5	43.453	3.476
1.4	41.163	11.360	100179.9	202.3	41.594	3.623
1.6	48.999	10.272	103462.0	173.3	51.823	4.770
1.6	49.553	8.939	103702.5	183.9	50.356	5.543
1.6	48.515	9.561	100451.9	172.9	50.245	5.074
1.6	46.270	11.915	98208.9	203.8	51.085	3.883
1.8	56.998	9.355	103967.4	193.4	59.390	6.093
1.8	57.137	9.691	104658.7	183.7	59.224	5.896
1.8	57.871	10.126	100490.5	180.9	60.260	5.715
1.8	55.329	9.138	103918.7	170.5	56.866	6.055
1.9	62.380	10.648	106449.2	203.3	63.413	5.858
1.9	62.299	8.701	113859.6	157.9	63.948	7.160
1.9	58.892	9.229	111937.9	168.8	62.372	6.381
2.0	62.777	9.942	105741.1	178.2	65.579	6.314
2.0	66.225	11.382	110314.4	211.5	66.492	5.818
2.0	66.378	11.806	138885.1	223.4	67.049	5.622

geometrie phi 26 x 2 poincon 14.5 mm

Ptir(b)	Einc(J)	Eloc(J)	Fmax(N)	dmax(um)	Emax(J)	rapport
0.6	6.387	0.817	34794.4	55.6	8.918	7.819
0.8	17.516	3.842	52923.1	122.8	19.772	4.559
1.0	25.946	3.683	58905.6	119.7	28.337	7.045

Annexe A.2

A.2 Préparation métallographique

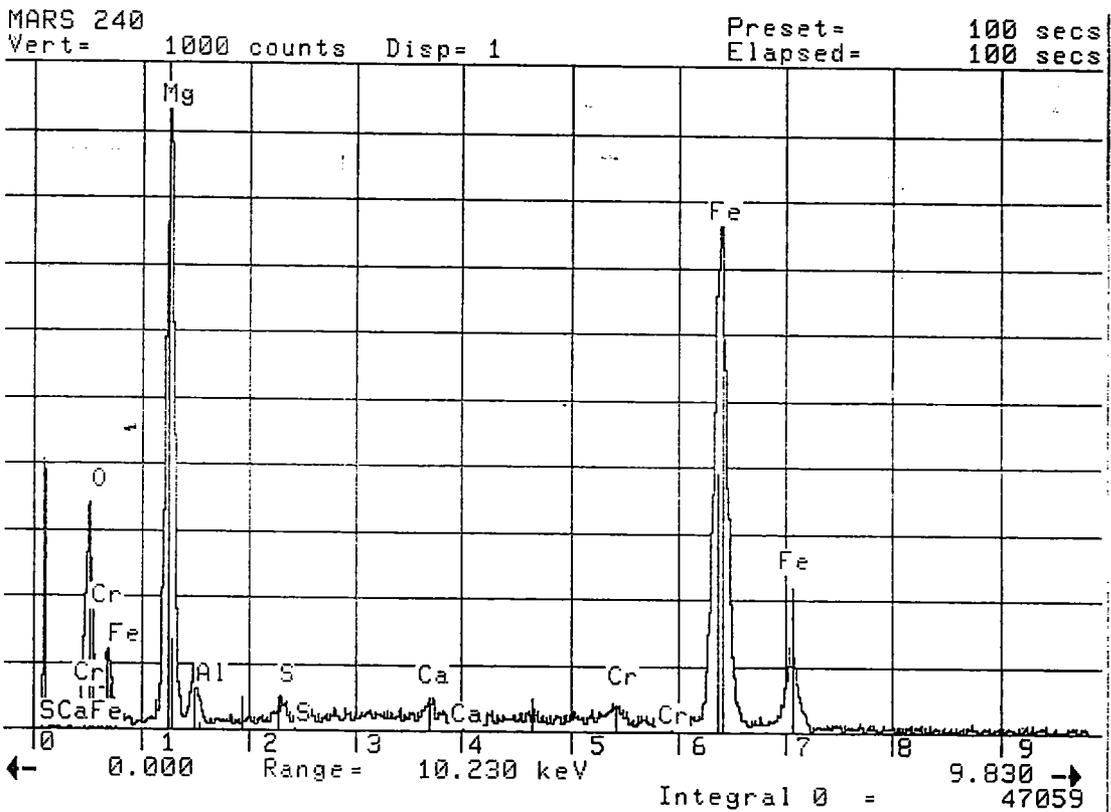
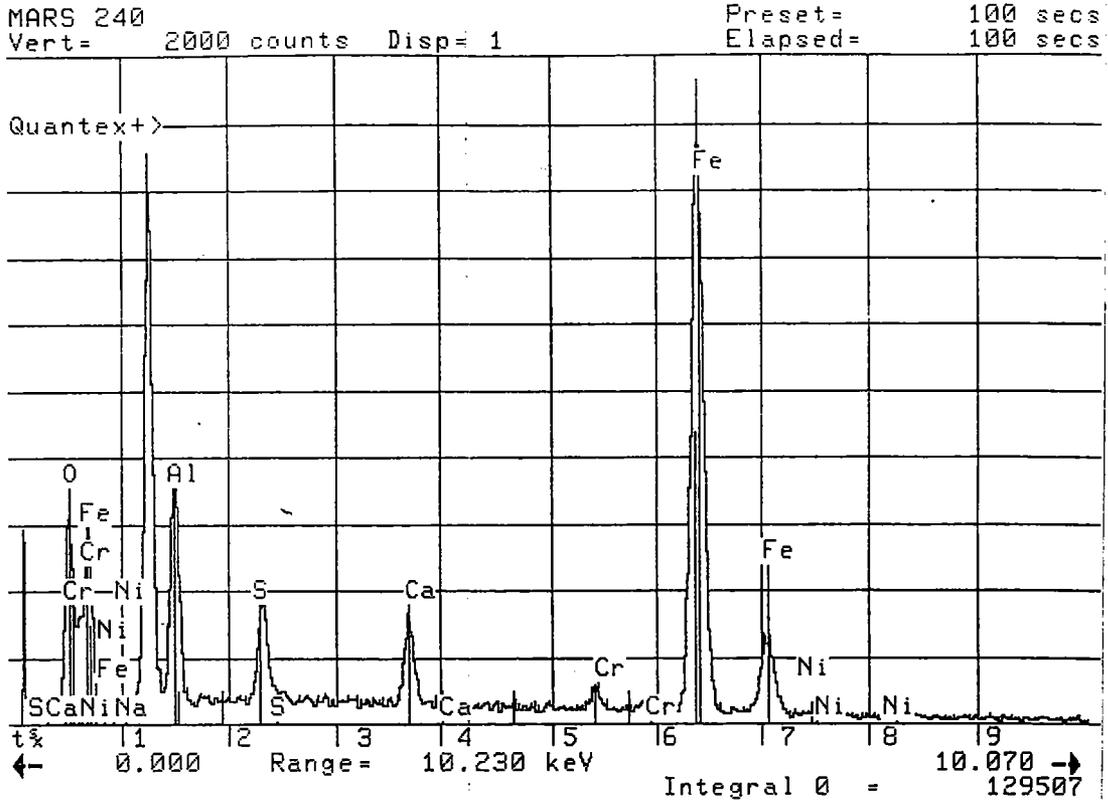
Il est absolument indispensable de prendre un soin particulier lors de la préparation d'une surface ou d'une lame mince contenant un bande de cisaillement intense ou adiabatique pour ne pas la détériorer ou modifier son état après essai: en particulier pour les échantillons avec une BCA en cours de formation dans lesquels coexistent à la fois la zone de cisaillement intense et la zone dite de transformation. Pour les bandes transformées et/ou cassées: il faut éviter de creuser les fissures ou les remplir d'impuretés de polissage.

A.2.1 Microscopie Optique / Microscopie Electronique à Balayage

Les micrographies montrant l'évolution de la structure avant et après le traitement thermique sont obtenues en suivant un procédé classique d'observation optique d'une microstructure en métallurgie. Il s'agit, à partir d'une éprouvette d'essai ou d'une chute d'usinage, de former un échantillon, amené à une taille de l'ordre de grandeur du cm^3 par microtronçonnage (si trop grand) ou bien par enrobage dans une résine (si trop petit), pour subir un polissage d'une ou plusieurs surfaces (papiers abrasifs taille 80-120, 220, 320-400, 800, 1200, 2400, 4000 puis pâtes diamantées 9, 6, 3, 1 μm et OPS 0.25 μm).

Dans notre cas, les échantillons adoucis proviennent de petits dés de chutes de découpe. Ils sont polis sur une ou deux faces pour le MARS240[®] dont le sens de laminage était reporté. Nous avons utilisé les papiers 80 ou 120, 320, 800, 1200 puis les pâtes diamantées 9, 6, 3 et 1 μm qui permettent un polissage suffisant pour une observation correcte. Pour ces aciers étudiés, il a fallu adapter l'attaque à appliquer. En effet 8 à 10 s révèlent la microstructure du MARS240[®]. Un essai fait avec le nital 2% (plus dilué) permet 15 s respectivement. L'attaque est arrêtée par un lavage abondant à l'eau suivi d'un nettoyage à l'alcool. Ce nettoyage à l'alcool ou dans un bain à ultrasons sert à enlever les particules polies arrachées et, par la même occasion, éviter la contamination des polissages suivants plus fins.

Après cette attaque, le poli miroir a alors commencé à se ternir légèrement et présente une surface gris-jaune clair de faible brillance mais non complètement mate. L'observation en microscopie optique peut s'effectuer.



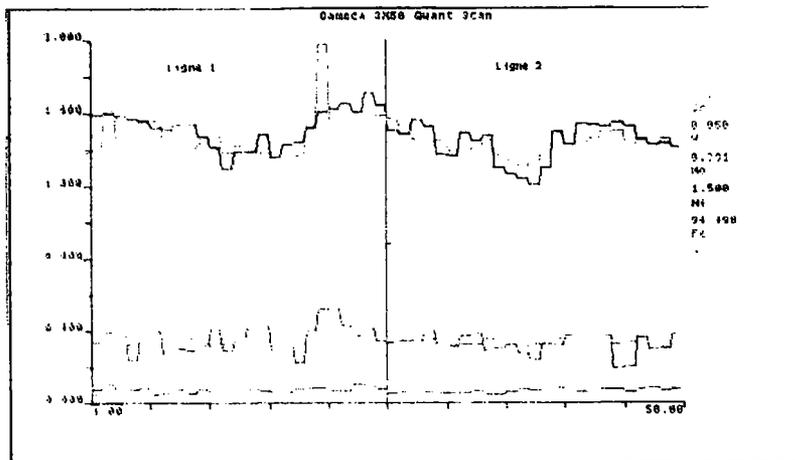
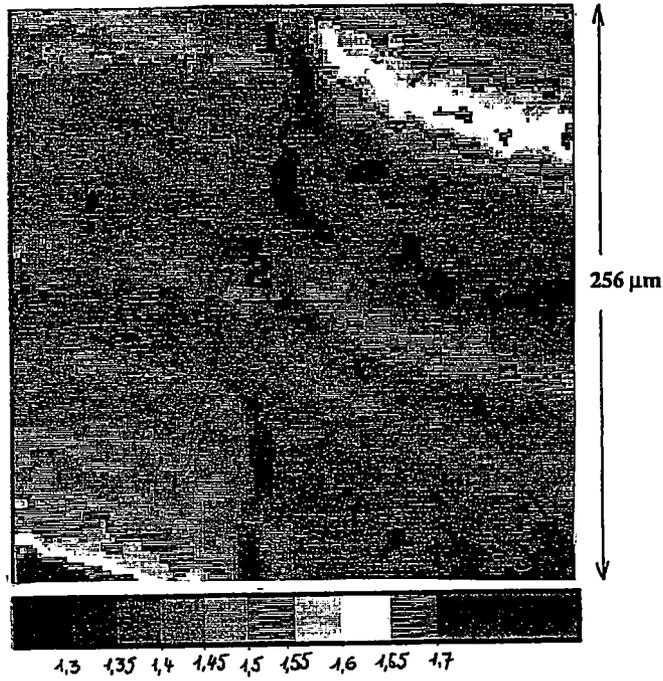
Analyse des composants des particules observées au fond des cupules ductiles sur une éprouvette de traction statique.

Cette analyse a été effectuée avec la sonde du microscope électronique à balayage.

MARS 240

ANALYSE MACROSONDE AU NIVEAU DE LA BANDE DE CISAILLEMENT ADIABATIQUE

Image du chrome



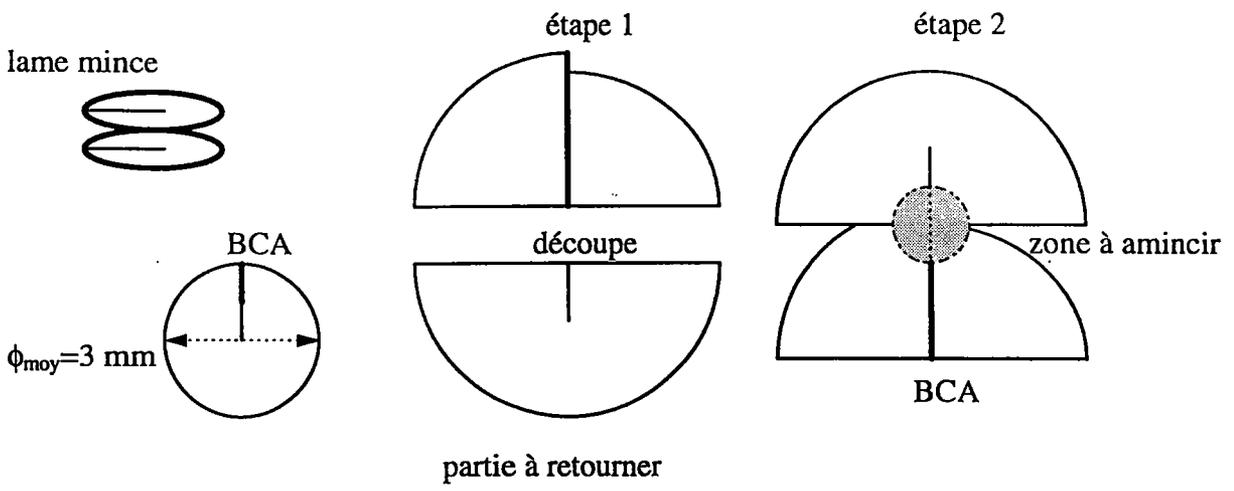
A.2.2 Microscopie Electronique par Transmission / Diffraction des électrons

Nous avons testé en premier abord les techniques utilisées au cours des précédentes études du CA effectuées à l'ETCA, à savoir jet électrolytique A3, puis amincissement ionique. Devant les difficultés d'obtention d'une lame réellement amincie à cause du gradient de déformation (et par conséquent du gradient d'évolution de la microstructure), nous avons essayé successivement 4 solutions électrolytiques, regroupées et commentées dans le tableau ci-dessous:

solution/composition	conditions expérimentales	état BCA	remarques
60 cm ³ acide perchlorique 590 cm ³ méthanol 350 cm ³ éther monobutylique d'éthylène glycol	-10 à 16 °C 30 à 15 V 30 à 50 mA	170 µm 1) aucune 2) naissante	plusieurs trous oxydation peu observable
60 cm ³ acide perchlorique 1090 cm ³ méthanol 350 cm ³ éther monobutylique d'éthylène glycol	-14 à -16 °C 20 V puis 15 V 70 mA	150 µm naissante	jaune brillante peu observable
60 cm ³ acide orthophosphorique 590 cm ³ méthanol 350 cm ³ éther monobutylique d'éthylène glycol	-15°C 20 V	150 µm naissante	pas d'attaque non observable
100 cm ³ acide perchlorique 725 cm ³ méthanol 175 cm ³ éther monobutylique d'éthylène glycol	-10 à -15°C 10 V 45 à 60 mA	150 µm naissante	irrégulier gris brillant faiblement observable
mixte (jet puis ionique)		150 µm naissante	

tableau annexe 1

Le choix de réalisation des lames minces s'est finalement porté vers une préparation spéciale ionique à froid (azote liquide) du type utilisé pour les dépôts de couche mince, c'est-à-dire 2 demi-lunes en position tête-bêche.



Annexe A.3

Application dans le cas d'une seule famille de lattes ou d'inclusion : potentiel correspondant pour un essai de cisaillement simple *isotherme* à deux variables par famille (γ^i , a_i).

$$\Psi = 2\mu \left[E - \gamma^0 - Aa^2(\gamma^1 - \gamma^0) \right]^2 + 2\mu\alpha caA(1 - Aa^2)(\gamma^1 - \gamma^0)^2$$

avec $A = \frac{4}{3}\pi n_i c$ (n_i et c sont constants dans l'application actuelle).

Les forces thermodynamiques sont :

$$F_E = -\frac{\partial \Psi}{\partial E} = -4\mu \left[E - \gamma^0 - Aa^2(\gamma^1 - \gamma^0) \right]$$

$$F_{\gamma^0} = -\frac{\partial \Psi}{\partial \gamma^0} = -4\mu(Aa^2 - 1) \left[E - \gamma^0 - Aa^2(\gamma^1 - \gamma^0) + \alpha caA(\gamma^1 - \gamma^0) \right]$$

$$F_{\gamma^1} = -\frac{\partial \Psi}{\partial \gamma^1} = 4\mu Aa^2 \left[E - \gamma^0 - Aa^2(\gamma^1 - \gamma^0) \right] - 4\mu\alpha caA(1 - Aa^2)(\gamma^1 - \gamma^0)$$

$$F_{a_i} = -\frac{\partial \Psi}{\partial a_i} = -2\mu A(\gamma^1 - \gamma^0) \left[-4a(E - \gamma^0 - Aa^2(\gamma^1 - \gamma^0)) + \alpha c(1 - 3Aa^2)(\gamma^1 - \gamma^0) \right]$$

formules servant à déterminer la matrice tangente de la loi de comportement modélisée.

Evolution des forces motrices par rapport aux variables :

pour F_E

$$\frac{\partial^2 \Psi}{\partial E \partial a} = -8\mu Aa(\gamma^1 - \gamma^0)$$

$$\frac{\partial^2 \Psi}{\partial E \partial \gamma^0} = 4\mu(Aa^2 - 1)$$

$$\frac{\partial^2 \Psi}{\partial E \partial \gamma^1} = -4\mu Aa^2 \text{ et (ne sera pas utile) } \frac{\partial^2 \Psi}{\partial E^2} = 4\mu$$

pour F_{γ^0}

$$\frac{\partial^2 \Psi}{\partial (\gamma^0)^2} = 4\mu(1 - Aa^2)(1 + Aa(\alpha c - a))$$

$$\frac{\partial^2 \Psi}{\partial \gamma^0 \partial a} = 8\mu Aa \left[E - \gamma^0 - Aa^2(\gamma^1 - \gamma^0) \right] - 4\mu A(\gamma^1 - \gamma^0) \left[2a(Aa^2 - 1) + \alpha c(1 - 3Aa^2) \right]$$

$$\frac{\partial^2 \Psi}{\partial \gamma^0 \partial \gamma^1} = 4\mu A a (1 - A a^2)(a - \alpha c) \text{ et } \left(\frac{\partial^2 \Psi}{\partial \gamma^0 \partial E} \text{ symétrique} \right)$$

pour F_γ ,

$$\frac{\partial^2 \Psi}{\partial (\gamma^1)^2} = 4\mu A a (A a^2 (a - \alpha c) + \alpha c) \text{ et } \left(\frac{\partial^2 \Psi}{\partial \gamma^1 \partial E} \text{ et } \frac{\partial^2 \Psi}{\partial \gamma^1 \partial \gamma^0} \text{ symétriques} \right)$$

$$\frac{\partial^2 \Psi}{\partial \gamma^1 \partial a} = -8\mu A a [E - \gamma^0 - 2A a^2 (\gamma^1 - \gamma^0)] + 4\mu \alpha c A (1 - 3A a^2) (\gamma^1 - \gamma^0)$$

pour F_a

$$\frac{\partial^2 \Psi}{\partial a^2} = -4\mu A (\gamma^1 - \gamma^0) [2(E - \gamma^0 - 3A a^2 (\gamma^1 - \gamma^0)) + 3\alpha c A a (\gamma^1 - \gamma^0)]$$

$$\left(\frac{\partial^2 \Psi}{\partial a \partial E}, \frac{\partial^2 \Psi}{\partial a \partial \gamma^0} \text{ et } \frac{\partial^2 \Psi}{\partial a \partial \gamma^1} \text{ symétriques} \right)$$

Initialisation des variables et des données

$$\Delta X_i^1 = 0$$

lecture de a,c,n,F,H,

Prédiction élastique

incrément de déformation E+dE

$$F_{\text{motrices}} = -\frac{\partial \Psi}{\partial X_i}$$

Test des critères

(recherche de l'activation des variables)

$$G = F_{x_i} - F_{x_i}^c$$

$$G < \varepsilon$$

Calcul du comportement

(utilisation des relations du potentiel et de l'écriture de la dissipation)

 $H_{ij} = \text{constantes}$

$$B_{ij} = -\frac{\partial^2 \Psi}{\partial X_j \partial X_i}$$

(inversion de la matrice)

$$(H_{ij} + B_{ij})^{-1}$$

Mise à jour des variables

$$dX_i^{n+1} = dX_i^n + B^{-1} \cdot (F_{\text{res}} - F_{\text{cri}})$$

Mise à jour des forces motrices et critiques

$$F_{\text{motrices}} = -\frac{\partial \Psi}{\partial X_i}$$

$$F_{\text{cri}}^{n+1} = F_{\text{cri}}^n + H dX_{x_i}$$

Test des critères toujours actifs

$$G < \varepsilon$$

non

oui

Solution

$$dE^p = d\gamma^0 + f(d\gamma^1 - d\gamma^0) + df(\gamma^1 - \gamma^0)$$

$$d\text{Sigma} = 2\mu(dE - dE^p)$$

$$E = E + dE$$

$$E^p = E^p + dE^p$$

$$\text{Sigma} = \text{Sigma} + d\text{Sigma}$$

Ecritures des fichiers de sorties

Graphes résultats

Résumé

L'objectif du travail présenté est consacré à l'étude de la localisation de la déformation plastique au moyen d'une modélisation originale alliant la mécanique et la microstructure du matériau.

Cette modélisation est appliquée au cisaillement d'un acier à blindage, dans le cadre d'une étude de sa sensibilité au cisaillement adiabatique. Elle est basée sur les développements de la théorie mécanique des matériaux micro-hétérogènes à microstructure évolutive. Les hétérogénéités de la microstructure créées lors de la déformation plastique par les mouvements des dislocations et leurs interactions forment un réseau intragranulaire de cellules ou de groupes de cellules mobiles. Cet amas local de cellules peut être schématisé à une échelle mésoscopique par une 'inclusion' dont la frontière est mobile.

Nous présentons l'application du modèle biphasé de l'inclusion plastique à frontière mobile de H. Sabar et M. Berveiller au cisaillement de cet acier, en parallèle à des essais de torsion et de poinçonnage progressif réalisés pour l'étude expérimentale.

Le modèle simplifié, unidimensionnel et en cisaillement simple isotherme, utilise des données mécaniques globales du matériau issues des essais mécaniques statique et dynamique pour déterminer ses caractéristiques, et des données topologiques de la microstructure basées sur des observations en microscopie électronique (MEB/MET) adéquates à ces échelles.

La description de la modification de cette méso-structure au cours de la déformation de cisaillement montre qu'il est possible de prévoir la localisation de la déformation, et de préciser la sensibilité d'un matériau au cisaillement adiabatique par extension de cet aspect prévisionnel de la ruine. L'étude de la sensibilité du modèle à ses paramètres s'inscrit dans une recherche d'application à d'autres matériaux que l'acier de notre étude.

L'intérêt de ce type de modélisation est de proposer aux élaborateurs de matériaux un outil numérique qui associe des données microscopiques (ou méso) accessibles aux métallurgistes, à des caractéristiques mécaniques globales du matériau final souhaité. La conception de matériaux nouveaux et l'amélioration de ceux existants est une application de cette modélisation.

Mots clefs :

localisation de la déformation, modélisation méso-macro, sensibilité au cisaillement adiabatique, torsion, poinçonnage, dynamique, inclusion à frontière mobile, microscopie électronique

