



Effet de l'espacement interlamellaire sur le comportement sous chargements monotone et cyclique de l'acier perlitique C70.

Houda Yahiaoui

► To cite this version:

Houda Yahiaoui. Effet de l'espacement interlamellaire sur le comportement sous chargements monotone et cyclique de l'acier perlitique C70.. Mécanique [physics.med-ph]. Ecole nationale supérieure d'arts et métiers - ENSAM; ecole supérieure des sciences et technique de tunis, 2013. Français. NNT : 2013ENAM0025 . pastel-01062071

HAL Id: pastel-01062071

<https://pastel.hal.science/pastel-01062071>

Submitted on 9 Sep 2014

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.

École doctorale n° 432 : ED SMI

Doctorat ParisTech

T H È S E

en cotutelle internationale avec

l'École Nationale Supérieure d'Ingénieurs de Tunis

pour obtenir le grade de docteur délivré par

l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers

Spécialité “ Mécanique ”

Houda Yahiaoui

Soutenue le 02 Juillet 2013

**Effet de l'espacement interlamellaire sur le comportement sous
chargements monotone et cyclique de l'acier perlitique C70**

Co-directeur de thèse : **Habib Sidhom**

Co-directeur de thèse : **Chedly Braham**

Jury

M. Jean Michel SPRAUEL, Professeur, Institut des Sciences du Mouvement Aix Marseille Université

M. Manuel FRANCOIS, Professeur, LASMIS, Université de Technologie de Troyes

M. Tarak BOURAOUI, Professeur, LGM, École Nationale d'Ingénieurs de Monastir

M. Andrzej BACZMANSKI, Professeur, Faculty of Physics and Applied Computer Science, Cracovie

M. Habib SIDHOM, Professeur, LMMP, École Nationale Supérieure d'Ingénieurs de Tunis

M. Chedly BRAHAM, Maître de conférences, PIMM, Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers de Paris

M. Nicolas RANC, Maître de conférences, PIMM, Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers de Paris

M. Hervé MICHAUD, Ingénieur, Ascometal C.R.E.A.S

Président

Rapporteur

Rapporteur

Examineur

Examineur

Examineur

Invité

Invité

**T
H
È
S
E**

Arts et Métiers ParisTech - Centre de Paris

Laboratoire Procédés et Ingénierie en Mécanique et Matériaux (UMR 8006)

Laboratoire de Mécanique Matériaux et Procédés (LR99ES05)

Je dédie ce travail :
A mes parents et mes frères,

Remerciements

Ce travail de recherche est le fruit d'une collaboration entre l'Ecole Nationale d'Ingénieurs de Tunis (ENSIT) et l'Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers de Paris (ENSAM). Il a été réalisé au sein du Laboratoire de Mécanique, Matériaux et Procédés (LMMP) du côté Tunisien et au Laboratoire Procédés et Ingénierie en Mécanique et Matériaux (PIMM) du côté Français.

*Je tiens à adresser mes plus sincères remerciements, en premier lieu, à mon codirecteur de thèse, **Mr. Habib SIDHOM**, Professeur à l'ENSIT de Tunis, pour son soutien, sa disponibilité et ses exigences qui ont été primordiales pour l'accomplissement de ce travail. J'ai appris, à ses côtés, tant de savoir scientifique et pédagogique et je lui adresse toute ma reconnaissance.*

*Mes reconnaissances les plus sincères sont destinées également à mon codirecteur de thèse **Mr. Chedly BRAHAM**, Maître de conférences à l'ENSAM de Paris, pour son accueil au sein du PIMM, sa grande disponibilité et de m'avoir apporté la rigueur scientifique nécessaire.*

*Je témoigne ma reconnaissance à **Mr. Jean Michel SPRAUEL**, Professeur à l'Institut des Sciences du Mouvement Aix Marseille Université, pour avoir accepté d'examiner mon travail. Je suis très honoré qu'il soit président du jury de ma soutenance de thèse.*

*Je remercie vivement **Mr. Manuel FRANCOIS**, Professeur à l'université de Technologie de Troyes de m'avoir fait l'honneur d'être rapporteur de ma thèse. Ses remarques pertinentes étaient essentielles pour l'accomplissement du rapport dans sa version finale.*

*Mes remerciements s'adressent également à **Mr. Tarak BOURAOU**, Professeur à l'Ecole Nationale d'Ingénieurs de Monastir, d'avoir accepté d'être rapporteur de ma thèse et d'avoir consacré de son temps pour l'évaluation de ce travail.*

*Je remercie également **Mr. Hervé MICHAUD**, Ingénieur à Ascometal C.R.E.A.S et **Mr. Nicolas RANC**, Maître de conférences à l'Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers de Paris, d'avoir accepté de participer au jury de cette thèse.*

*Un grand merci à mes collègues du bureau **Noufel Ben MOUSSA**, **Brahim BEN FATHALLAH**, **Iheb CHEIB** et **Mohammed Ali Terres** pour leur soutien et pour l'ambiance de travail très conviviale qu'ils m'ont procuré.*

Mes remerciements les plus sincères s'adressent également à toute l'équipe de recherche du laboratoire LMMP de l'ESSTT : Nabil Ben Fredj, Amir Ben Rhouma, Farhat Ghanem, Nazihia Sidhom, Ahmed Bechikh Elaarbi, Hbib Sahlaoui, Kamel Makhlouf et Nizar Ben Saleh.

Je remercie également toute l'équipe du Laboratoire PIMM de l'ENSAM de Paris : Farida, Odile, Frédéric, Alain, Jemma.

Merci à tous mes amis thésards : Maha, Wajdi, Zouhair, Kawther, Ines et Sameh.

INTRODUCTION GÉNÉRALE	1
 CHAPITRE I. COMPORTEMENT DES ACIERS AU CARBONE SOUS SOLLICITATIONS MONOTONES ET CYCLIQUES	7
I.1 Introduction	9
I.2 Les aciers au carbone : structures, propriétés et domaines d'application.....	10
I.3 Microstructures des aciers perlitiques	12
I.3.1 Effet de la température d'austénitisation	13
I.3.2 Effet de la température de transformation perlitique	14
I.3.3 Effet de la vitesse de refroidissement	15
I.4 Relations microstructure-propriétés mécaniques.....	16
I.4.1 Effet de la taille de l'ancien grain austénitique ou nodules perlitiques	16
I.4.2 Effet de l'espacement interlamellaire	17
I.5 Comportement sous charge des aciers perlitiques : de l'expérience à la modélisation.....	20
I.5.1 Mécanismes de déformation et d'endommagement de la perlite à travers les essais de traction « in-situ »	21
I.6 Modélisation micromécanique du comportement en traction de la perlite	30
I.7 Comportement en fatigue des aciers perlitiques	35
I.7.1 Limites de fatigue	35
I.7.1.1 Limite méga-cyclique	35
I.7.1.2 Limite giga-cyclique	36
I.7.2 Mécanismes d'amorçage et de propagation des fissures	37
I.8 Synthèse et orientation du sujet	40
 CHAPITRE II. EFFET DE LA MICROSTRUCTURE SUR LES CARACTERISTIQUES MECANIQUES DE L'ACIER PERLITIQUE C70	45
II.1 Introduction	47
II.2 Matériau de l'étude.....	50

II.3	Traitements thermiques	50
II.4	Essais de caractérisation	51
II.4.1	Caractérisation microstructurale	51
II.4.2	Etat de contraintes résiduelles.....	52
II.4.3	Caractérisation mécanique	54
II.5	Résultats.....	55
II.5.1	Caractérisation microstructurale	55
II.5.2	Dureté des structures perlitiques.....	58
II.5.3	Etat de contraintes résiduelles initiales	59
II.5.4	Caractérisation mécanique	60
II.5.4.1	Limite d'élasticité et résistance mécanique.....	60
II.5.4.2	Ecrouissage	62
II.6	Synthèse et discussion	63
II.6.1	Effet du traitement thermique sur la microstructure	63
II.6.2	Effet de la microstructure sur les caractéristiques mécaniques de traction	64
II.7	Conclusion	66
 CHAPITRE III. EFFET DE LA MICROSTRUCTURE SUR LE COMPORTEMENT MONOTONE DE L'ACIER PERLITIQUE C70		
67		
III.1	Introduction	69
III.2	Essais Effectués.....	70
III.2.1	Essais de traction « in-situ » sous diffraction des rayons X.....	70
III.2.2	Essais de traction « in-situ » au MEB	73
III.3	Résultats.....	75
III.3.1	Résultats expérimentaux.....	75
III.3.1.1	Influence de la microstructure sur le comportement sous charge de la ferrite	75
III.3.1.2	Influence de la microstructure sur les niveaux de contraintes résiduelles dans la ferrite après décharge	76
III.3.1.3	Mécanismes de déformation et d'endommagement de la perlite sous chargement en traction	78
III.3.2	Modélisation micromécanique	87
III.3.2.1	Présentation du modèle auto-cohérent	87
III.3.2.2	Exploitation du modèle auto-cohérent.....	88

III.4	Synthèse et discussion	100
III.4.1	Mécanismes de déformation et d'endommagement de la perlite	101
III.4.2	Effet de l'espacement interlamellaire sur le comportement sous charge des constituants de la perlite.....	103
III.4.2.1	Comportement de la ferrite.....	103
III.4.2.2	Comportement de la cémentite	106
III.4.3	Effet de l'espacement interlamellaire sur la distribution des contraintes résiduelles induites par déformation plastique de la perlite.....	107
III.5	Conclusion	108
 CHAPITRE IV. EFFET DE LA MICROSTRUCTURE SUR LE COMPORTEMENT GIGA-CYCLIQUE DE L'ACIER PERLITIQUE C70		
IV.1	Introduction	113
IV.2	Essais de caractérisation des surfaces.....	115
IV.3	Essais de fatigue	116
IV.4	Analyse de l'endommagement en fatigue	118
IV.5	Résultats.....	118
IV.5.1	Qualité et intégrité des surfaces avant chargement (brut d'usinage)	118
IV.5.1.1	Ecrouissage superficiel induit par usinage.....	118
IV.5.1.2	Contraintes résiduelles induites par usinage.....	120
IV.5.2	Résistance à la fatigue.....	121
IV.5.3	Effet des chargements cycliques sur les caractéristiques des surfaces	123
IV.5.3.1	Ecrouissage cyclique	123
IV.5.3.2	Stabilisation cyclique des distributions des contraintes résiduelles.....	126
IV.5.3.3	Cinétique de relaxation.....	127
IV.5.4	Mécanismes d'amorçage et de propagation des fissures de fatigue	130
IV.5.4.1	Domaine de fatigue conventionnelle ($N_R < 10^7$ cycles)	130
IV.5.4.2	Domaine de fatigue giga-cyclique ($N_R > 10^7$ cycles).....	135
IV.6	Synthèse et discussion.....	140
IV.6.1	Effet de l'espacement interlamellaire sur la limite de fatigue de l'acier perlitique C70	141
IV.6.2	Effet des caractéristiques stabilisées de surface sur les limites de fatigue.....	143
IV.6.3	Effet des contraintes résiduelles sur les sites d'amorçage.....	148
IV.7	Conclusion	148

CONCLUSION GÉNÉRALE	153
REFERENCES.....	157
ANNEXE I : MODELE AUTO-COHERENT	161
ANNEXE II ESSAI DE FATIGUE ULTRASONIQUE.....	173

Figure I.1	Diagramme fer-carbone.....	10
Figure I.2	Microstructure de l'acier eutectoïde (0,76% C) [Cab '01].	11
Figure I.3	Microstructure de l'acier hypoeutectoïde (0,6% C)[How '98].	11
Figure I.4	Microstructure de l'acier hypereutectoïde (0,91%C)[Elw '05].	11
Figure I.5	Effet de la température d'austénitisation sur la taille de l'ancien grain austénitique[Mar '76].	13
Figure I.6	Effet de la température de transformation sur l'espacement interlamellaire de l'acier perlitique 0,81 %C [Mar '76].	14
Figure I.7	Effet de la vitesse de refroidissement sur l'espacement interlamellaire et la taille des nodules perlitiques [Mar '75].	15
Figure I.8	Effet de la vitesse de refroidissement et de la teneur en carbone sur la transformation perlitique (F : ferrite, P : perlite, B : bainite, M : martensite) [Hou '81].	16
Figure I.9	Effet de l'espacement interlamellaire sur la limite d'élasticité et la résistance à la rupture par traction [Mar '76].	17
Figure I.10	Effet de l'espacement interlamellaire sur les caractéristiques mécaniques de l'acier hypereutectoïde (0,91 % C) [Elw '05].	18
Figure I.11	Evolution de la limite d'élasticité et de la dureté en fonction de l'espacement interlamellaire de l'acier hypoeutectoïde (0,65% C) [Mod '01].	18
Figure I.12	Effet de l'espacement interlamellaire sur la limite d'élasticité de l'acier perlitique 0,81% C : (a) $S^{-1/2}$, (b) S^{-1} [Mar '76].	20
Figure I.13	Bandes de cisaillement dans la perlite : lamelles de cémentite perpendiculaires à la direction de chargement (a), à 45° par rapport à la direction de chargement (b), parallèles à la direction de chargement (c)[Yon '89].	22
Figure I.14	Sous-structures de déformation de l'acier perlitique AISI 1080 [Dol '88].	23
Figure I.15	Propagation des fissures le long des bandes de cisaillement dans l'acier perlitique (0,8%C)[Yon '89].	24
Figure I.16	Effet de l'espacement interlamellaire sur les déformations dans la ferrite de l'acier perlitique (0,8%C) [Shi '06].	25
Figure I.17	Anisotropie de comportement des cristallites de ferrite pour l'acier perlitique (0,8%C) [Shi '06].	25
Figure I.18	Contraintes résiduelles dans la ferrite et la cémentite en fonction de la déformation macroscopique (0,48%C)[Ina '04].	26
Figure I.19	Fléchissement des lamelles de cémentite (indiqué par la flèche A) lors du chargement par traction « in-situ » sous MET de l'acier perlitique AISI 1080 [Li '03].	27
Figure I.20	Amorçage des fissures induites par l'empilement des dislocations à l'interface ferrite-cémentite par suite de chargement par traction « in-situ » sous MET de l'acier perlitique AISI 1080[Li '03].	28

Figure I.21	Effet de l'espacement interlamellaire sur la déformation dans la cémentite [Shi '06].	29
Figure I.22	Déformations élastiques dans les cristallites de cémentite de l'acier hypereutectoïde (1,8%C) [You '07]......	30
Figure I.23	Chronogramme des modèles du comportement des matériaux polycristallins.	31
Figure I.24	Déformations dans les directions cristallographiques de la ferrite obtenues par diffraction des neutrons et modèle [Day '02].	34
Figure I.25	Sites d'amorçage des fissures pour l'acier hypoeutectoïde D38MSV5S chargé à $R = -1$, 20 KHz : (a) amorçage en surface $N_R = 9,42 \cdot 10^6$ cycles (b) amorçage en cœur $N_R = 7,03 \cdot 10^7$ cycles[Gar '07]......	38
Figure I.26	Amorçage en surface pour l'acier SAE 1060 chargé à $N_R = 2,4 \cdot 10^8$ cycles [Wag '11]....	38
Figure I.27	Amorçage des fissures dans les interfaces ferrite-perlite de l'acier ferrito-perlitique SAE 1050[Kos '10].	39
Figure I.28	Amorçage en cœur pour l'acier perlitique C70 chargé à $R = -1$, 20 KHz et $N_R = 1,3 \cdot 10^9$ cycles[Bay '06]......	39
Figure II.1	Microscope Electronique à Balayage (Laboratoire PIMM de l'ENSAM Paris).	52
Figure II.2	Diffractomètre set-X utilisé pour l'analyse des contraintes résiduelles.	53
Figure II.3	Machine de traction.....	54
Figure II.4	Géométrie (a) et plan de découpe (b) des éprouvettes de traction.	54
Figure II.5	Microstructure de l'acier C70(TT1): Austénitisation à 800°C pendant 30 min puis refroidissement à l'air calme (a), colonies perlitiques (b)......	56
Figure II.6	Microstructure de l'acier C70 (TT2) : Austénitisation à 1050°C pendant 7 min puis refroidissement à l'air soufflé (a), colonies perlitiques (b).	57
Figure II.7	Empreinte de microdureté.....	58
Figure II.8	Courbes de traction relatives aux deux microstructures de l'acier perlitique C70 : (a) conventionnelle ; (b) rationnelle.	60
Figure II.9	Superposition des courbes de traction expérimentales à celles identifiées par une loi de comportement de type Ludwik.....	62
Figure II.10	Evolution des caractéristiques mécaniques en fonction de l'espacement interlamellaire.....	65
Figure III.1	Eprouvette utilisée au cours des essais de traction « in-situ » sous diffraction des rayons X.....	71
Figure III.2	Dispositif d'essais de traction « in-situ » sous DRX : Diffractomètre SETX, capteur de force, montage de chargement de traction.....	72
Figure III.3	Géométrie de l'éprouvette utilisée dans les essais de traction « in-situ » sous MEB.	74
Figure III.4	Dispositif d'essais « in-situ » sous MEB : (a) Montage de la machine de traction dans la chambre du MEB; (b) Montage de l'éprouvette dans la machine de traction.....	74

Figure III.5	Evolution des contraintes macroscopiques et des contraintes dans la ferrite en fonction de la déformation imposée E_{11} mesurées par des essais de traction « in-situ » sous DRX : (a) C70: TT1 and (b) C70: TT2.	76
Figure III.6	Répartition des contraintes dans la ferrite au cour d'un chargement de traction uniaxiale « in situ » sous diffractomètre DRX : (a) C70 (TT1);(b)C70 (TT2).	77
Figure III.7	Superposition des contraintes résiduelles en fonction de la déformation imposée E_{11} pour les deux microstructures.	78
Figure III.8	Bandes de cisaillement observées dans la structure perlitique ($\Sigma_{11}= 800$ MPa; $E_{11}= 9\%$) : (a) Bandes de cisaillement parallèles aux lamelles de cémentite; (b) Bandes de cisaillement perpendiculaires aux lamelles de cémentite.	79
Figure III.9	Bandes de cisaillements observées dans des colonies perlitiques parallèles à la direction de chargement en traction ($E_{11}= 16\%$).	80
Figure III.10	Bandes de déformation : (a) déformation imposée $E_{11}=13\%$, (b) déformation imposée $E_{11}=15\%$	81
Figure III.11	Endommagement de l'acier perlitique C70 : (a) cisaillement de la cémentite et amorçage des fissures dans les bandes de cisaillement ($E_{11}=15\%$); (b) propagation des fissures et activation du second système de glissement ($E_{11}=15\%$).	82
Figure III.12	Développement d'un réseau de fissures ($E_{11}=15\%$).	83
Figure III.13	Mécanismes de déformation et d'endommagement de la cémentite: (a) colonie perlitique avant chargement ($E_{11} = 0 \%$); (b) fléchissement des lamelles de cémentite $E_{11}= 6\%$; (c) fléchissement des lamelles de cémentite $E_{11}= 9\%$; (d) Rupture de la cémentite à $E_{11}= 11\%$	85
Figure III.14	Mécanismes d'endommagement des lamelles de cémentite parallèles à l'axe de traction: (a) avant chargement ($E_{11} = 0 \%$) ; (b) rupture des lamelles de cémentite ($E_{11}= 6 \%$).	86
Figure III.15	Données métallurgiques utilisées dans le modèle auto-cohérent.	89
Figure III.16	Superposition des résultats du modèle auto-cohérent aux résultats des essais de traction « in-situ » sous DRX jusqu'à 1,2% :(a) contrainte macroscopique Σ_{11} en fonction de E_{11} ; (b) contraintes dans les phases σ_{11} (ph) en fonction de E_{11} (C70TT1).	91
Figure III.17	Superposition des résultats du modèle auto-cohérent aux résultats des essais de traction « in-situ » sous DRX : (a) contrainte macroscopique Σ_{11} en fonction de E_{11} ; (b) contraintes dans les phases σ_{11} (ph) en fonction de E_{11} (C70TT2).	92
Figure III.18	Résultats du modèle auto-cohérent comparés aux résultats des essais de traction « in-situ » sous DRX : taux de déformation élevés (C70: TT1).	93
Figure III.19	Déformations élastiques ($\langle \epsilon_{11} \rangle \{hkl\}$) en fonction de la contrainte appliquée Σ_{11} (C70TT1) : (a) Cémentite; (b) Ferrite (Résultats du modèle auto-cohérent).	96

Figure III.20	Déformations élastiques ($\langle \epsilon_{11} \rangle \{hkl\}$) en fonction de la contrainte appliquée $\Sigma_{11}(C70TT2)$: (a) Cémentite; (b) Ferrite (Résultats du modèle auto-cohérent).	97
Figure III.21	Effet de l'espacement interlamellaire sur la cisssion critique théorique de la ferrite $\tau_{Fr\alpha}$	104
Figure IV.1	Empreinte de microdureté.....	115
Figure IV.2	Machine de fatigue giga-cyclique.	116
Figure IV.3	Géométrie de l'éprouvette utilisée dans les essais de fatigue giga-cyclique.....	117
Figure IV.4	Plan de découpe des éprouvettes de fatigue.	117
Figure IV.5	Microscope Electronique à Balayage.	118
Figure IV.6	Effet de la microstructure sur le durcissement par écrouissage induit par usinage de l'acier C70 (filiation de microduretés sur coupe transversale).	119
Figure IV.7	Effet de la microstructure sur le durcissement par écrouissage induit par usinage de l'acier C70 (filiation de largeurs à mi-hauteur du pic de DRX de la ferrite).	119
Figure IV.8	Effet de la microstructure sur les distributions des contraintes résiduelles d'usinage dans la ferrite de la structure perlitique de l'acier C70 : (a) Contraintes axiales; (b) Contraintes circonférentielles.....	121
Figure IV.9	Courbes S-N relatives aux deux microstructures perlitiques de l'acier C70.	122
Figure IV.10	Ecrouissage cyclique relatif aux deux microstructures (filiation de microdureté): a) C70 TT1 : $N_{cycles} = 7,1 \cdot 10^8$ cycles, $\sigma^{app}/Re=1,3$; b) C70 TT2 : $N_{cycles} = 4,29 \cdot 10^8$ cycles, $\sigma^{app}/Re=1,06$	124
Figure IV.11	Ecrouissage cyclique relatif aux deux microstructures (a) C70TT1 : $N_{cycles} = 1,3 \cdot 10^9$ cycles, $\sigma^{app}/Re= 1,2$; (b) C70TT2 : $N_{cycles} = 6,47 \cdot 10^8$ cycles, $\sigma^{app}/Re=1,1$ (Filiation de largeurs de corde).....	125
Figure IV.12	Superposition des profils des contraintes résiduelles avant et après chargement ($N_{cycles} = 1,3 \cdot 10^9$ cycles non rompue, $\sigma^{app}/Re= 1,2$) C70 TT1 (a) Contraintes axiales; (b) Contraintes circonférentielles.....	126
Figure IV.13	Superposition des profils des contraintes résiduelles avant et après chargement ($N_{cycles} = 6,47 \cdot 10^8$ cycles, non rompue, $\sigma^{app}/Re=1,1$) C70 TT2:(a) Contraintes axiales; (b) Contraintes circonférentielles.....	127
Figure IV.14	Cinétique de relaxation cyclique des contraintes résiduelles de l'acier C70 TT2 : (a) Contraintes axiales ; (b) Contraintes circonférentielles. (Les contraintes initiales ont été attribuées arbitrairement à $N=1$ car $N=0$ n'est pas représentable en échelle logarithmique)	129
Figure IV.15	Aspect de la fissure principale de fatigue sur le fût de l'éprouvette en acier C70 TT2 chargée à $\sigma^{app}/Re=1,16$ pour une durée de vie à la rupture $N_R = 2,2 \cdot 10^6$ cycles.	130
Figure IV.16	Mécanismes de croissance par coalescence des fissures de fatigue observées à la surface de l'éprouvette en acier C70 TT1 chargée à $\sigma^{app}= 532$ MPa, $N_R = 3,10^6$ cycles :(a) faible grandissement ; (b) fort grandissement.....	131

Figure IV.17	Fissures secondaires à proximité de la fissure principale observées à la surface de l'éprouvette en acier C70 TT1 chargée à $\sigma^{app}= 532\text{MPa}$ pour une durée de vie à la rupture $N_R = 3.10^6$ cycles.	132
Figure IV.18	Faciès de rupture observé sur une éprouvette en acier C70 TT2 chargée à $\sigma^{app}= 580\text{MPa}$ pour une durée de vie à la rupture $N_R = 2,2 \cdot 10^6$ cycles : (a) Faciès de rupture; (b) Zone d'amorçage.	133
Figure IV.19	Faciès de rupture observé sur une éprouvette en acier C70 TT1 chargée à $\sigma_{app}= 532\text{MPa}$ pour une durée de vie à la rupture $N_R = 3,10^6$ cycles : (a) Faciès de rupture; (b) Zone d'amorçage.	134
Figure IV.20	Fissures secondaires à proximité de la fissure principale observées à la surface de l'éprouvette en acier C70 TT1 chargée à $\sigma^{app}= 507\text{MPa}$ pour une durée de vie à la rupture $N_R = 9,13 \cdot 10^8$ cycles.....	135
Figure IV.21	Mécanismes de croissance par coalescence des fissures de fatigue observés à la surface de l'éprouvette en acier C70 TT1 chargée à $\sigma^{app}= 507\text{MPa}$ pour une durée de vie à la rupture $N_R = 9,13 \cdot 10^8$ cycles.....	136
Figure IV.22	Faciès de rupture observé sur une éprouvette en acier C70 TT2 chargée à $\sigma^{app}= 540\text{MPa}$ pour une durée de vie à la rupture $N_R = 5,28 \cdot 10^8$ cycles : (a) Faciès de rupture; (b) Zone d'amorçage.	137
Figure IV.23	Stries de fatigue observés sur une éprouvette en acier C70 TT2 chargée à $\sigma^{app}= 540\text{MPa}$ pour une durée de vie à la rupture $N_R = 5,28 \cdot 10^8$ cycles.	138
Figure IV.24	Faciès de rupture observé sur une éprouvette en acier C70 TT1 chargée à $\sigma_{app}=507\text{MPa}$ pour une durée de vie à la rupture $N_R = 9,13 \cdot 10^8$ cycles : (a) Faciès de rupture; (b) Zone d'amorçage.	139
Figure IV.25	Diagramme de Goodman, effet des contraintes résiduelles superficielles stabilisées sur les limites de fatigue C70 TT1.	145
Figure IV.26	Diagramme de Goodman, effet des contraintes résiduelles superficielles stabilisées sur les limites de fatigue C70 TT2.	145
Figure IV.27	Diagramme de Goodman, effet de l'espacement interlamellaire sur les limites de fatigue méga-cycliques de l'acier perlitique C70.	146
Figure IV.28	Effet de l'espacement interlamellaire sur les limites de fatigue giga-cycliques de l'acier perlitique C70.	146
Figure IV.29	Effet des caractéristiques de surfaces et de l'espacement interlamellaire sur les limites de fatigue méga-cyclique et giga-cyclique de l'acier perlitique C70.	147

Tableau I.1	Cycles thermiques pour le contrôle des microstructures des aciers au carbone.	12
Tableau I.2	Relations empiriques microstructure-caractéristiques mécaniques.	19
Tableau I.3	Modules d'Young des cristaux de ferrite (GPa).	26
Tableau I.4	Principaux travaux couplant les techniques expérimentales à la modélisation auto-cohérente du comportement des aciers perlitiques.	33
Tableau I.5	Comparaison des limites de fatigue des aciers perlitiques et ferrito-perlitiques.	36
Tableau II.1	Cycles thermiques pour le contrôle des microstructures des aciers au carbone.	49
Tableau II.2	Relations empiriques microstructure-caractéristiques mécaniques.	49
Tableau II.3	Composition chimique de l'acier C70 (% en masse).	50
Tableau II.4	Traitements thermiques sélectionnés	51
Tableau II.5	Paramètres de diffraction des rayons X utilisés pour l'analyse des contraintes résiduelles.	53
Tableau II.6	Caractéristiques microstructurales des deux microstructures de l'acier perlitique C70.	58
Tableau II.7	Contraintes résiduelles induites par conditions de refroidissement continu de la perlite de l'acier C70, la contrainte dans la cémentite est obtenue en supposant la contrainte résiduelle macroscopique nulle.	59
Tableau II.8	Caractéristiques mécaniques des deux microstructures.	61
Tableau II.9	Paramètres de Hall-Petch.	61
Tableau II.10	Effet de l'espacement interlamellaire sur le coefficient d'écrouissage de l'acier perlitique.	62
Tableau II.11	Paramètres de Hall-Petch.	65
Tableau II.12	Effet de l'espacement interlamellaire sur le coefficient d'écrouissage de l'acier perlitique.	66
Tableau III.1	Paramètres de diffraction des rayons X.	73
Tableau III.2	Constantes d'élasticité des phases constituant l'acier perlitique.	89
Tableau III.3	Contraintes résiduelles initiales utilisées dans les calculs.	90
Tableau III.4	Paramètres de plasticité identifiés par le modèle auto-cohérent.	93
Tableau III.5	Caractéristiques élastiques à l'échelle des cristaux de ferrite.	95
Tableau III.6	Caractéristiques élastiques à l'échelle des cristaux de cémentite.	99
Tableau III.7	Valeurs des cisssions critiques.	104
Tableau III.8	Modules d'Young à l'échelle des cristaux de ferrite (GPa).	106
Tableau III.9	Modules d'Young à l'échelle des cristaux de cémentite (GPa).	107
Tableau III.10	Contraintes résiduelles calculées par le modèle auto-cohérent.	108
Tableau IV.1	Paramètres de diffraction des rayons X utilisés pour la détermination des contraintes résiduelles.	115
Tableau IV.2	Conditions de coupes en fraisage.	117

Tableau IV.3	Limites de fatigue relatives aux deux microstructures obtenues sur machine de fatigue ultrasonique.....	122
Tableau IV.4	Cinétique de relaxation des contraintes résiduelles au cours du chargement en fatigue de l'acier C70 : TT2.....	128
Tableau IV.5	Comparaison des limites de fatigue des aciers perlitiques et ferrito-perlitiques.	141
Tableau IV.6	Effet des contraintes résiduelles en surface sur les limites de fatigue.	144

INTRODUCTION GÉNÉRALE

Les aciers au carbone, demeurent en tonnage les matériaux les plus utilisés dans les industries automobiles et ferroviaires en raison de leur bon rapport performances-prix. Ils offrent un large spectre de propriétés d'usage découlant de leurs nombreuses variantes microstructurales obtenues par des cycles thermiques faciles à mettre en œuvre sur le plan industriel. Les configurations microstructurales de ces aciers se présentent comme des solutions potentielles de leur adaptation aux nombreux procédés de mise en œuvre et aux diverses sollicitations de service. Ceci explique le grand nombre de travaux de recherche qui sont dédiés aux aciers au carbone en général [Day '02; Dol '89; Dol '88; Elw '05; Hou '81; Hyz '76; Kha '88; Mar '76; Mar '75; Med '90; Mod '01; San '03; Sar '97; Wag '11; Win '92; You '07] et aux aciers eutectoïdes en particulier [Bay '06; Bel '94; Dol '89; Dol '88; Hyz '76; Mar '76; Tom '03; Tom '05]. Pour ces derniers, la structure perlitique et ses variantes microstructurales comme la fraction volumique de la cémentite et sa morphologie, l'espacement interlamellaire, la taille des colonies perlitiques et la taille de l'ancien grain austénitique, ont suscité le plus d'intérêt dans le sens où elles contrôlent leurs principales caractéristiques mécaniques [Lei '07; Lei '08; Mar '76]. Ces variantes dépendent de la température de transformation perlitique et de la vitesse de refroidissement [Mar '75]. C'est pourquoi, on recense dans la littérature plusieurs cycles thermiques visant des configurations microstructurales requises pour des applications spécifiques [Dol '88; Elw '05; Hou '81; Hyz '76; Mar '76; Mar '75; Mod '01]. **Il demeure néanmoins que la recherche d'une configuration microstructurale optimale de la perlite d'un acier au carbone est tributaire de l'identification du cycle thermique approprié en conjuguant vitesse de refroidissement et température de transformation perlitique.**

Des relations empiriques, permettant des corrélations espacement interlamellaire-caractéristiques mécaniques de traction pour les aciers eutectoïdes, ont été établies [Dol '88; Hyz '76; Mar '76]. **Cependant, l'importante sensibilité de ces relations vis-à-vis des incertitudes d'évaluation de l'espacement interlamellaire et d'autres effets, relatifs à la taille de l'ancien grain austénitique ou des colonies et nœuds perlitiques, rendent leur exploitation dans une démarche prédictive hasardeuse et peu fiable.**

Le comportement sous charge des aciers perlitiques a fait l'objet de nombreuses études conjuguant les approches expérimentales [Bel '94; Day '02; Kan '04; Shi '06; You '07] et les modélisations micro-mécaniques [Bel '94; Day '02; Ina '04; Sch '97] intégrant les mécanismes physiques de déformation [Dol '88; Li '03] et d'endommagement [Yon '89] à diverses échelles de la matière. **Cependant, les larges spectres des valeurs de cisssions critiques de la ferrite τ_c (52 à 500 MPa) et de ses paramètres d'écrouissage H (100 à 150 MPa) accusent, sans l'établir, l'effet de l'espacement interlamellaire sur le comportement de cette phase et ses conséquences sur le comportement de la structure perlitique.**

Les distributions des contraintes et des déformations dans les phases constituantes de la perlite au cours d'un chargement ont été établies par des mesures aux rayons X, au synchrotron et aux neutrons couplées au modèle auto-cohérent [Day '02; You '07]. Une anisotropie de comportement élastique et plastique des cristaux de ferrite a été montrée à travers les différents modules d'Young obtenus pour les différentes directions [hkl]. Cette anisotropie est à l'origine du transfert de charge de la ferrite vers la cémentite dans le domaine de déformation plastique. L'effet de l'espacement interlamellaire sur les distributions des déformations dans la ferrite et la cémentite a été étudié par Shinozaki et al. [Shi '06] qui montrent que les déformations dans la ferrite et la cémentite augmentent lorsque l'espacement interlamellaire diminue.

Les contraintes résiduelles résultant de cette hétérogénéité de déformation entre les divers constituants de la structure perlitique ont été déterminées par des mesures en diffraction des rayons X classiques et au synchrotron par Inal et al. [Ina '04]. Ces auteurs ont déterminé des valeurs de contraintes résiduelles, après un chargement à un taux de déformation imposée égale à 1%, de traction dans la cémentite de l'ordre de 600 MPa et de compression dans la ferrite de l'ordre de -90 MPa.

Comme l'hétérogénéité de déformation entre ferrite et cémentite dépend de l'espacement interlamellaire, il est attendu que les distributions des contraintes résiduelles induites par déformation plastique de la perlite en dépendent également, même s'il n'y a pas de données relatives à cet effet dans la littérature.

Le comportement en fatigue des aciers perlitiques, a fait l'objet de nombreuses études qui ciblent essentiellement le domaine méga-cyclique ($\leq 10^7$ cycles) [Cha '06-b; Dol '89; Kha '88; Med '90; San '03; Sar '97; Win '92]. Les limites d'endurance obtenues pour ce type d'aciers varient de 200 à 417 MPa. L'effet de la microstructure ne semble pas être bien établi, même si certaines études confirment l'augmentation des limites de fatigue avec la limite d'élasticité et la résistance mécanique par traction, lesquelles dépendent fortement de l'espacement interlamellaire [Dol '89]. Cet effet est cependant jugé beaucoup moins faible comparativement à l'effet sur les caractéristiques de traction [Dol '88]. **De plus, l'effet net de l'espacement interlamellaire sur les limites de fatigue n'a pas pu être séparé de celui des caractéristiques de surface et notamment de celui des contraintes résiduelles stabilisées par suite de l'absence totale d'informations et de données relatives aux états de surface des éprouvettes de fatigue ayant conduit aux valeurs des limites publiées.** Par ailleurs, les limites de fatigue giga-cyclique des aciers eutectoïdes sont peu disponibles dans la littérature. On recense une seule valeur, située au voisinage de 300 MPa, fournie par l'étude de Bayraktar et al. [Bay '06] sur l'acier perlitique C70. Les écarts signalés par rapport aux limites méga-cycliques se situent au voisinage de 100 MPa. Ils sont souvent interprétés par la transition du mode d'amorçage des fissures de fatigue de la surface vers les sous-couches lorsque l'on passe du domaine de fatigue méga-cyclique au domaine de fatigue giga-cyclique [Bat '01; Gar '07]. **L'effet de l'espacement interlamellaire sur les limites de fatigue giga-cyclique n'a pas fait l'objet d'études antérieures.**

C'est pourquoi, il a été jugé utile d'apporter une contribution à l'étude de « **L'effet de l'espacement interlamellaire sur le comportement sous chargements monotone et cyclique de l'acier C70** ».

Les résultats de cette étude sont présentés dans quatre chapitres :

- **Chapitre I: Comportement des aciers au carbone sous sollicitations monotones et cycliques.**

Ce chapitre, à caractère bibliographique, fait la synthèse de l'analyse de 75 références couvrant la période 1972-2012 à propos du comportement monotone et cyclique des aciers au carbone à l'aide des approches expérimentales et de la modélisation auto-cohérente. L'accent est mis sur le comportement des aciers entièrement perlitiques.

- **Chapitre II: Effet de la microstructure sur les caractéristiques mécaniques de traction de l'acier perlitique C70**

Ce chapitre, est réservé à la présentation des cycles thermiques appliqués à l'acier C70, fabriqué par ASCOMETAL France au profit de l'industrie automobile, pour la recherche de structures perlitiques (100%) qui diffèrent uniquement par leurs espacements interlamellaires (**Sp**). Ces structures seront soumises à des essais de caractérisation mécanique pour établir des relations espacement interlamellaire-caractéristiques mécaniques de traction ($Re-Sp$, $Rm-Sp$).

- **Chapitre III: Effet de la microstructure sur le comportement monotone de l'acier perlitique C70.**

Ce chapitre traite le comportement sous charge des deux microstructures, qui diffèrent par leurs espacements interlamellaires, dans le but de mieux comprendre et de quantifier le rôle de ce paramètre dans la déformabilité et l'endommagement de la structure perlitique de l'acier C70. Les cisssions critiques de la ferrite, l'anisotropie élastique et plastique des deux constituants et les distributions de contraintes résiduelles feront l'objet d'identification à l'aide d'une démarche expérimentale conjuguant les techniques de traction « in-situ » sous diffraction des rayons X et de traction « in-situ » sous MEB couplées à une modélisation à l'aide du modèle auto-cohérent.

▪ **Chapitre IV: Effet de la microstructure sur le comportement gigacyclique de l'acier perlitique C70.**

Ce chapitre est consacré à l'évaluation de l'effet de la microstructure et notamment de l'espacement interlamellaire sur les limites de fatigue méga-cyclique et gigacyclique de l'acier perlitique C70. Ces limites, à 10^6 et à 10^9 cycles, ont été déterminées expérimentalement sur une machine ultrasonique. L'effet de la microstructure a pu être séparé de celui des caractéristiques de surface à travers la détermination, par diffraction X, des cinétiques de relaxation cyclique des contraintes résiduelles dans la ferrite.

**CHAPITRE I. COMPORTEMENT DES ACIERS AU
CARBONE SOUS SOLlicitATIONS MONOTONES ET
CYCLIQUES**

I.1 Introduction

Les aciers au carbone, présentent des structures comportant plusieurs phases imbriquées à plusieurs échelles (ferrite, perlite et cémentite), leur conférant un large spectre de propriétés sur la base de l'optimisation de leur teneur et de leur morphologie par des cycles thermiques appropriés. Ainsi, les configurations microstructurales de ces matériaux se présentent comme des solutions potentielles pour de nombreuses applications dans les industries automobiles et ferroviaires. Ceci explique le grand nombre de travaux de recherche dédiés aux aciers au carbone [Day '02; Dol '89; Dol '88; Elw '05; Hou '81; Hyz '76; Mar '76; Mar '75; Mod '01; Wag '11; You '07] et particulièrement aux aciers perlitiques [Bay '06; Bel '94; Dol '89; Dol '88; Hyz '76; Mar '76; Mar '75]. On recense un grand nombre de publications consacrées à l'optimisation de la microstructure de ces aciers par des cycles thermiques spécifiques, aux corrélations microstructure-propriétés d'usage [Dol '88; Elw '05; Hyz '76; Mar '76; Mar '75; Mod '01], aux comportements sous chargement monotone [Kan '04; Shi '06; Tom '03; Tom '05] et cyclique [Bat '01; Bay '06; Cha '06-b; Dol '89; Gar '07; Ham '11; Hea '72; Kos '10; Med '90; San '03; Sar '97; Wag '11; Win '92; Zet '06]. Ces études conjuguent les approches expérimentales [Bel '94; Day '02; Kan '04; Shi '06; You '07] et des modélisations micro-mécaniques [Bel '94; Day '02; Ina '04; Sch '97] intégrant les mécanismes physiques de déformation et d'endommagement [Dol '88; Li '03; Yon '89] de ces matériaux analysés à différentes échelles de la matière allant du macroscopique [Hyz '76; Mar '76] au nanométrique [Dol '88; Lan '77; Li '06; Li '03]. On se propose, dans ce chapitre d'analyser 75 références pertinentes couvrant les 30 dernières années de recherche pour établir les acquis de la littérature en relation avec la thématique de la thèse. Les résultats de cette étude bibliographique seront présentés dans quatre parties en adéquation avec le plan de la thèse :

- Microstructures des aciers perlitiques ;
- Influence de la microstructure sur les propriétés mécaniques ;
- Comportement sous chargement monotone;
- Comportement en fatigue.

I.2 Les aciers au carbone : structures, propriétés et domaines d'application

Les aciers non alliés sont indiqués dans les diagrammes Fer-Carbone (Figure I.1) selon leurs structures d'équilibre :

- Les aciers eutectoïdes ont une teneur en carbone voisine de 0,8 % de structure entièrement perlitique (Figure I.2) ;
- Les aciers hypoeutectoïdes ont une teneur en carbone comprise entre 0,02 et 0,8 % de structure ferrito-perlitique (Figure I.3) ;
- Les aciers hypereutectoïdes ont une teneur en carbone comprise entre 0,8 % et 1,5 % et une structure de perlite et de cémentite primaire (Figure I.4).

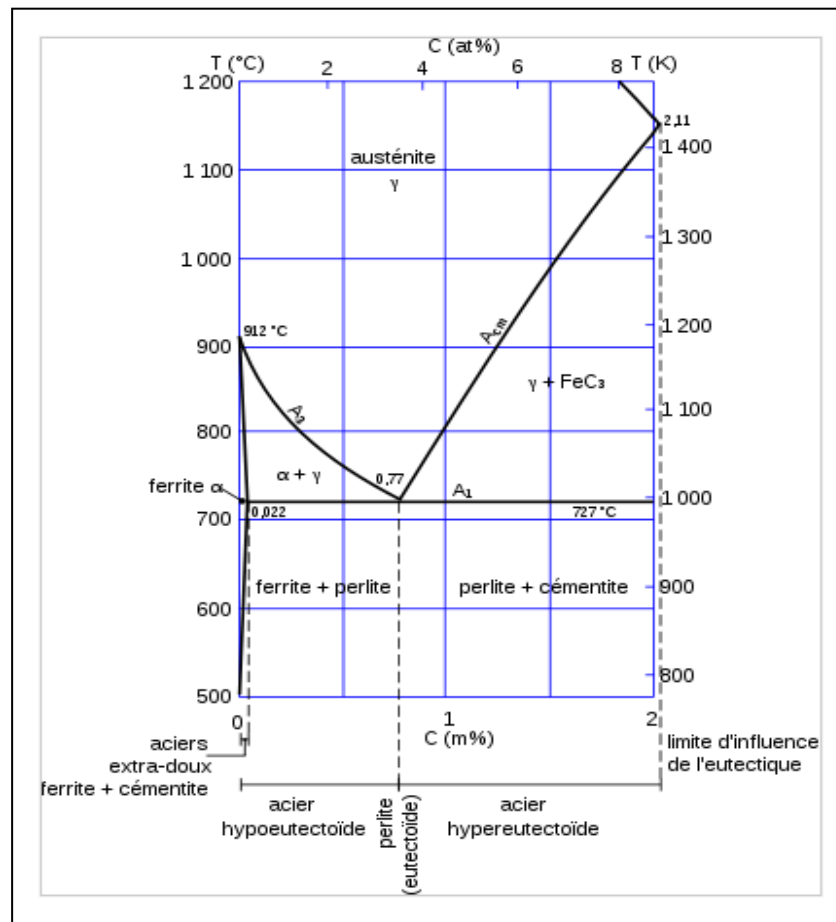


Figure I.1 Diagramme fer-carbone.

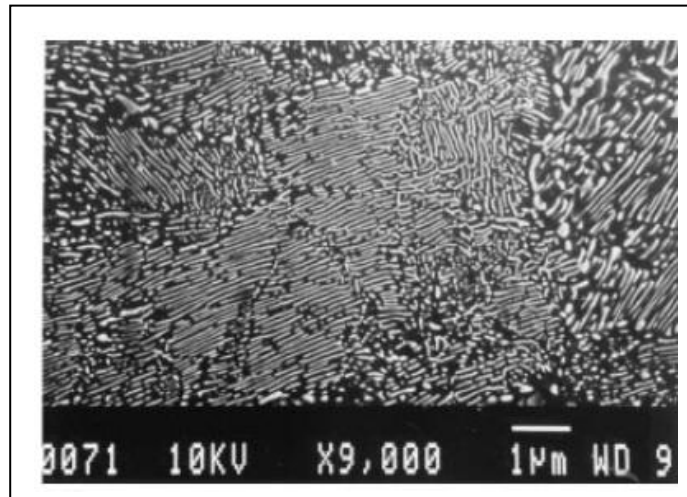


Figure I.2 Microstructure de l'acier eutectoïde (0,76% C) [Cab '01].

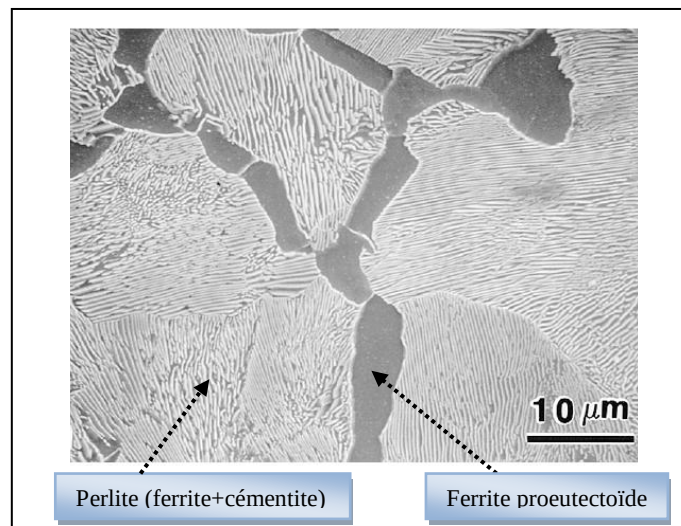


Figure I.3 Microstructure de l'acier hypoeutectoïde (0,6% C)[How '98].

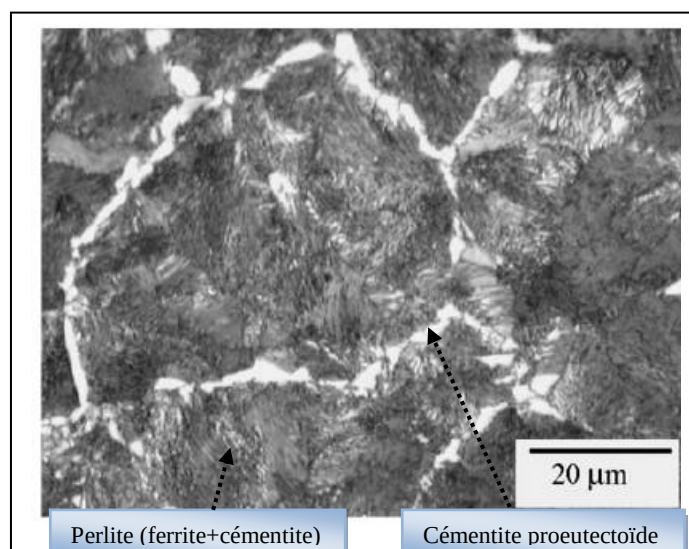


Figure I.4 Microstructure de l'acier hypereutectoïde (0,91%C)[Elw '05].

Les aciers au carbone sont fortement recommandés pour la fabrication des composants automobiles comme les vilebrequins, les bielles et les lames de ressorts grâce aux multiples avantages que présentent ces matériaux comme le bon compromis entre résistance mécanique et ductilité, bonne résistance à l'usure, durée de vie élevée en fatigue [Per '93].

I.3 Microstructures des aciers perlitiques

Les propriétés d'usage des aciers perlitiques dépendent fortement des paramètres microstructuraux comme la taille de l'ancien grain austénitique, la taille des nodules perlitiques [Hyz '76; Mar '76], l'espacement interlamellaire [Hyz '76; Kaz '03; Lan '77; Mar '76], la fraction volumique de cémentite et sa morphologie [Lei '07; Lei '08]. Ces caractéristiques microstructurales sont contrôlées principalement par les cycles thermiques subis par l'acier au carbone après son élaboration. Plusieurs cycles sont proposés dans la littérature pour viser diverses configurations microstructurales selon les propriétés recherchées [Dol '88; Hyz '76; Kaz '03; Mar '75]. Ces cycles thermiques sont comparés à d'autres traitements spécifiques aux aciers hypoeutectoïdes [Mod '01] et hypereutectoïdes [Elw '05] dans le Tableau I.1. Ils diffèrent par la température et la durée d'austénitisation, la température et la durée de transformation perlitique et la vitesse de refroidissement.

Tableau I.1 Cycles thermiques pour le contrôle des microstructures des aciers au carbone.

Acier	Température (°C) et durée d'austénitisation	Température de transformation (en perlite) (°C)	Refroidissement	Sp (nm)	Référence
0,65% C	800 / 1 h	-	Au four	542	[Mod '01]
	850 / 1 h			627	
	900 / 1 h			712	
	950 / 1 h			735	
	1000 / 1 h			785	
AISI 1080 (0,8%C)	800/1h	700 /5h	-	530	[Dol '88]
		690/1h		320	
		675/0,5h		240	
		625/0,25h		160	
		550/0,16h		130	
0,81%C	800/1h	550	-	130	[Hyz '76]
		625		175	
		675		270	
	830/1h	565		141	
		625		195	
	1000/1h	550		119	
		585		136	

I.3.1 Effet de la température d'austénitisation

Il est bien connu que la température et la durée d'austénitisation des aciers au carbone ont une grande influence sur la taille de l'ancien grain austénitique d'une structure perlitique. Marder et al. [Mar '76] montrent que la sensibilité de la taille des grains austénitiques vis-à-vis de l'austénitisation pour un acier perlitique (0,81 %) est relativement modérée entre 760 et 840° et très significative entre 900 et 1000°, domaine de température préconisé pour l'austénitisation de la plupart des aciers au carbone (Figure I.5). Il en est de même pour les tailles des nodules perlitiques qui sont associées à celles des anciens grains austénitiques. Les auteurs présentent des tailles de nodules perlitiques variant de 1 à 5,5 mm pour des tailles d'anciens grains austénitiques comprises entre 25 et 600 μm . Cependant, l'espacement interlamellaire dans les structures perlitiques, d'après les mêmes auteurs, paraît indépendant de la température d'austénitisation, contrairement aux aciers hypoeutectoïdes (0,65%C) [Mod '01] et hypereutectoïdes (0,91% C) [Elw '05] où l'espacement interlamellaire est d'autant plus important que la température d'austénitisation est plus élevée.

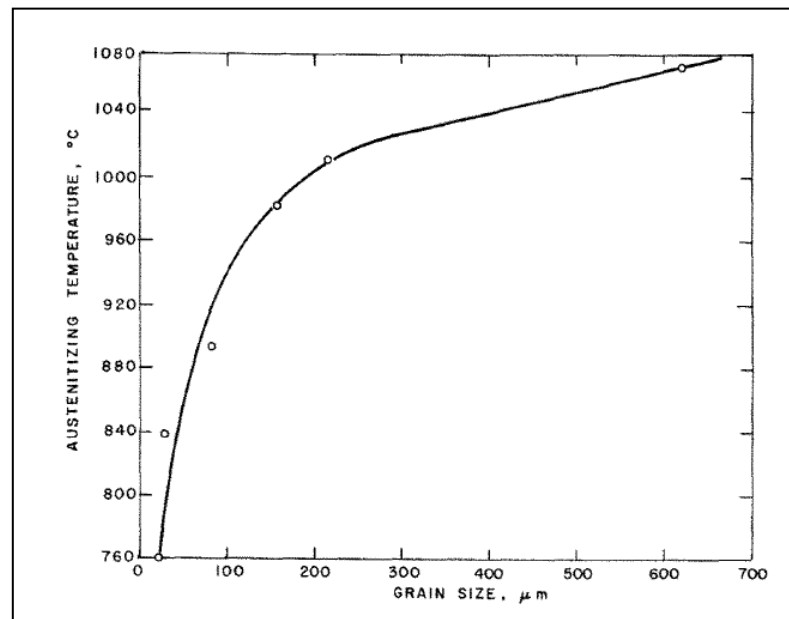


Figure I.5 Effet de la température d'austénitisation sur la taille de l'ancien grain austénitique [Mar '76].

I.3.2 Effet de la température de transformation perlitique

L'effet de la température de transformation perlitique sur l'espacement interlamellaire pour les aciers eutectoïdes, hypoeutectoïdes et hypereutectoïdes est montré à travers les résultats de la littérature regroupés dans le Tableau I.1.

Marder et al. [Mar '76] ont montré que l'espacement interlamellaire de l'acier perlitique (0,81%), est contrôlé principalement par la température de transformation perlitique, contrôlée à son tour par la vitesse de refroidissement. Les auteurs mettent en évidence des espacements interlamellaires allant de 50 à 450 nm pour des températures de transformation perlitique variant de 500 à 710°C (Figure I.6). Ceci a été confirmé par les travaux de Hyzak et al. [Hyz '76] pour l'acier eutectoïde (0,81%C) ayant subi d'autres cycles thermiques et également par Dollar et al. [Dol '88] sur l'acier perlitique AISI 1080.

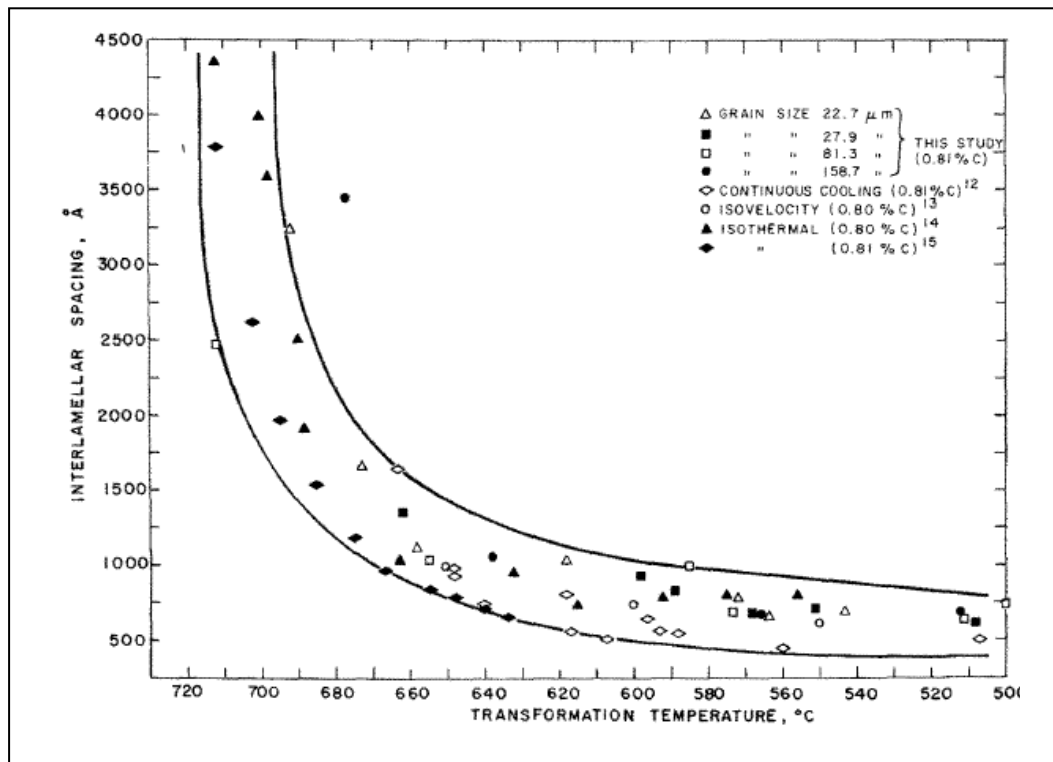


Figure I.6 Effet de la température de transformation sur l'espacement interlamellaire de l'acier perlitique 0,81 %C [Mar '76].

I.3.3 Effet de la vitesse de refroidissement

La vitesse de refroidissement contrôle la taille des nodules perlitiques et de l'espacement interlamellaire pour les aciers eutectoïdes. Marder et al. [Mar '75] montrent à travers leur travaux, relatifs à l'effet de la vitesse de refroidissement sur la morphologie de l'acier perlitique (0,81%), que la perlite est d'autant plus fine (espacement interlamellaire et nodules perlitiques) que la cinétique de refroidissement est plus rapide (Figure I.7). Les auteurs expliquent ce résultat en se basant sur l'effet de la vitesse de refroidissement sur la température de transformation perlitique. Elwazri et al. [Elw '05] confirment ce résultat et présentent une interprétation basée sur la relation vitesse de refroidissement-température de transformation perlitique. Ils précisent que lorsque la température de transformation est basse (vitesse de refroidissement plus rapide), la diffusivité est ralentie ce qui a pour conséquence la réduction de la distance de diffusion qui conduit à la réduction de l'espacement interlamellaire. Par ailleurs, il a été montré qu'à travers le contrôle de la vitesse de refroidissement, des structures entièrement perlitiques peuvent être obtenues pour des aciers au carbone ayant des teneurs en carbone comprises entre 0,2 et 0,8%. La variation de la vitesse en fonction de la teneur en carbone obtenue par Houin et al. [Hou '81] permet de délimiter les domaines des structures perlitiques pour les divers aciers au carbone (Figure I.8).

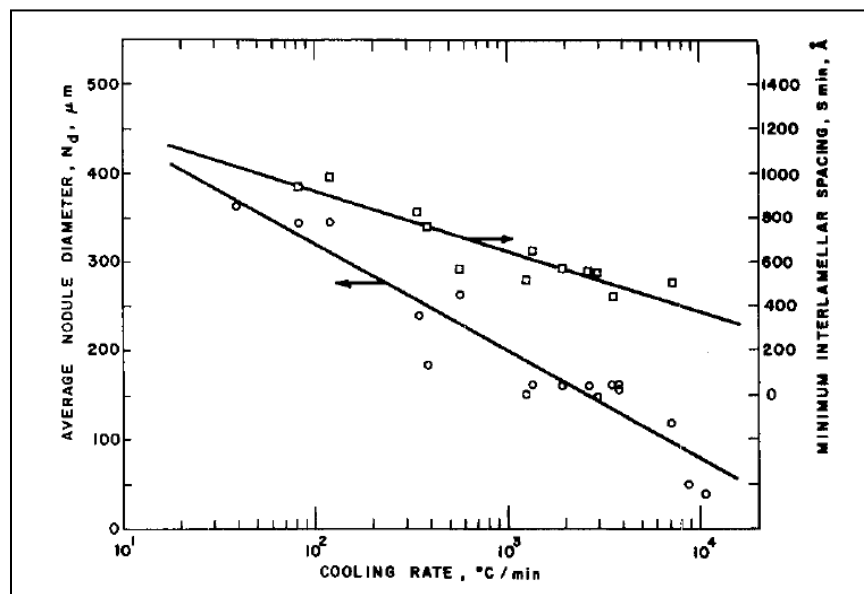


Figure I.7 Effet de la vitesse de refroidissement sur l'espacement interlamellaire et la taille des nodules perlitiques [Mar '75].

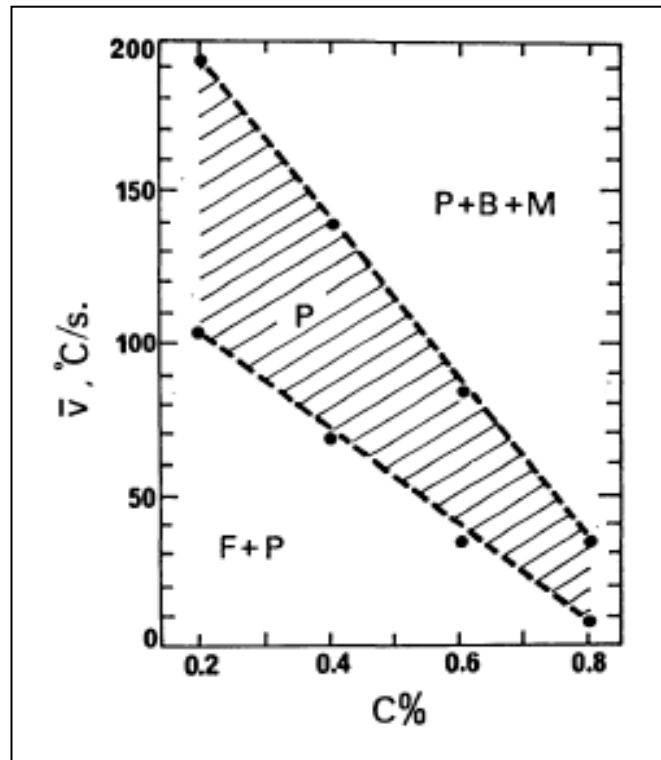


Figure I.8 Effet de la vitesse de refroidissement et de la teneur en carbone sur la transformation perlitique (F : ferrite, P : perlite, B : bainite, M : martensite) [Hou '81].

I.4 Relations microstructure-propriétés mécaniques

Les caractéristiques mécaniques de traction, de dureté et de ténacité des aciers perlitiques dépendent étroitement des caractéristiques microstructurales comme la taille de l'ancien grain austénitique [Hyz '76; Mar '76], la taille des nodules perlitiques [Mar '76], l'espacement interlamellaire [Dol '88; Elw '05; Hyz '76; Mar '76; Mod '01], la fraction volumique de la cémentite et sa morphologie [Lei '07].

I.4.1 Effet de la taille de l'ancien grain austénitique ou nodules perlitiques

Dans leur étude relative à l'effet de la morphologie de la perlite sur la résistance de l'acier perlitique (0,81% C), Marder et al. [Mar '76] ont montré que la limite d'élasticité et la résistance à la rupture sont indépendantes de la taille de l'ancien grain austénitique ou de celles des nodules perlitiques (N_d). Cependant, la ductilité exprimée par le coefficient de striction est d'autant plus importante que la taille de l'ancien grain austénitique est plus faible. Hyzak et al. [Hyz '76] montrent que la ductilité de l'acier perlitique (0,81 %C) varie de 9,6 à 47,9 % lorsque la taille des anciens grains austénitiques diminue de 166,5 à 14,3 μm .

I.4.2 Effet de l'espacement interlamellaire

Marder et al. [Mar '76] ont étudié l'effet de la morphologie de la perlite sur la résistance en traction de l'acier perlitique 0,81% C. Ils ont montré que la limite d'élasticité et la contrainte à la rupture de la perlite sont inversement proportionnelles à l'espacement interlamellaire. Les auteurs présentent des valeurs de Re allant 250 à 800 MPa et Rp allant de 700 à 1900 MPa pour des espacements interlamellaires compris entre 62,5 et 230 nm (Figure I.9).

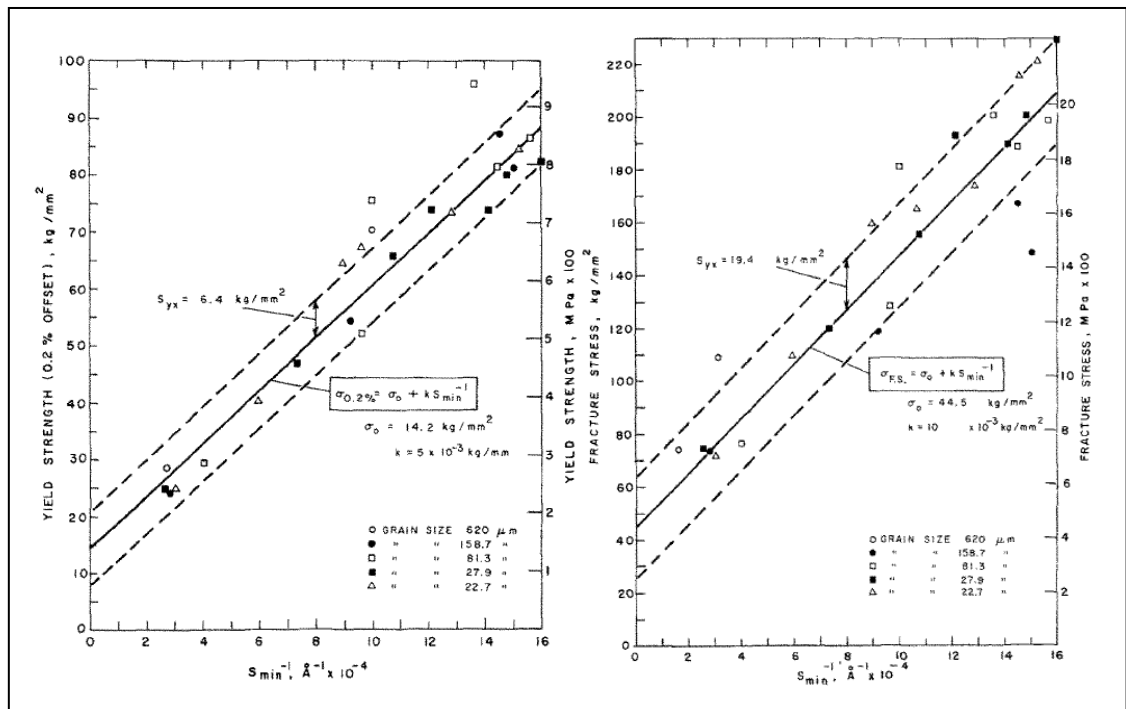


Figure I.9 Effet de l'espacement interlamellaire sur la limite d'élasticité et la résistance à la rupture par traction [Mar '76].

Hyzak et al. [Hyz '76] montrent que l'espacement interlamellaire est la caractéristique microstructurale la plus influente sur la limite d'élasticité de l'acier eutectoïde (0,81% C). Ils présentent des valeurs de limites d'élasticité qui varient de 620 MPa à 422 MPa lorsque l'espacement interlamellaire passe de 115 à 270 nm. Des résultats similaires ont été obtenus par Elwazri et al. [Elw '05] sur l'acier hypereutectoïde (0,91%C) (Figure I.10) et par Modi et al. [Mod '01] sur l'acier hypoeutectoïde (0,65%C) (Figure I.11). Les auteurs expliquent ce résultat par le libre parcours moyen des dislocations. En effet, lorsque l'espacement interlamellaire augmente le mouvement des dislocations est plus libre dans la ferrite conduisant à une déformation plus importante de la perlite.

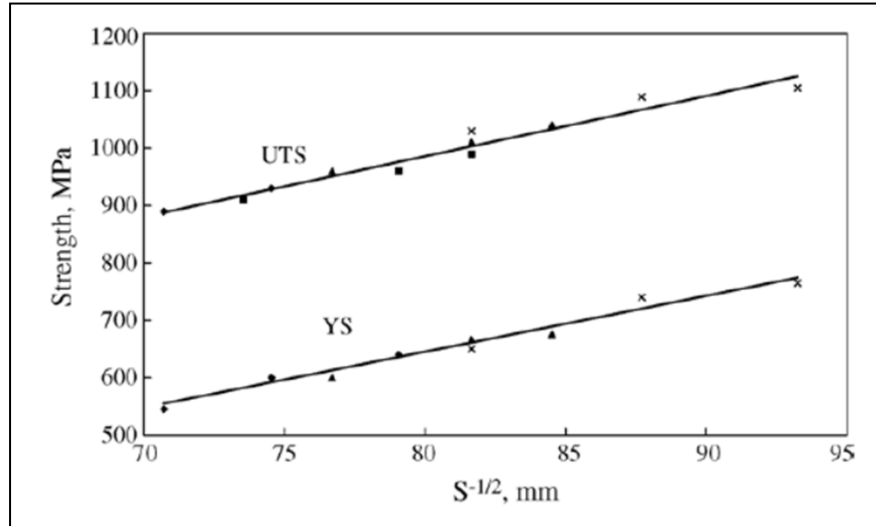


Figure I.10 Effet de l'espacement interlamellaire sur les caractéristiques mécaniques de l'acier hypereutectoïde (0,91 % C) [Elw '05].

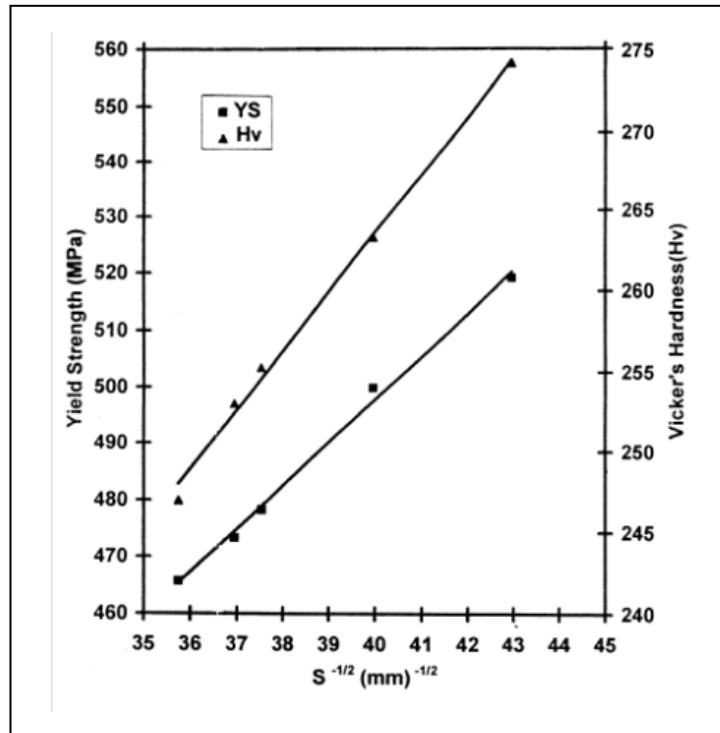


Figure I.11 Evolution de la limite d'élasticité et de la dureté en fonction de l'espacement interlamellaire de l'acier hypoeutectoïde (0,65% C) [Mod '01].

Plusieurs relations empiriques reliant les propriétés mécaniques à la microstructure des aciers perlitiques (**Re-Sp** et **Rm-Sp**) ont été établies. Ces relations sont regroupées dans le Tableau I.2. Des lois de type Hall-Petch ont été validées pour des aciers hypereutectoïde [Elw '05] et hypoeutectoïde [Mod '01]. Ces types de lois n'ont pas été retenus pour décrire l'effet de l'espacement interlamellaire pour des aciers eutectoïdes [Dol '88; Mar '76] en raison des valeurs négatives attribuées à la variable contrainte de friction σ_0 (Figure I.12). Dans ce cas, des lois de type Hall-Petch modifié ont été recommandées par Dollar et al. et Marder et al. [Dol '88; Mar '76] comme le montre le Tableau I.2. Les différentes relations de type Hall-Petch obtenues pour les aciers eutectoïdes, hypoeutectoïdes et hypereutectoïdes sont regroupées dans le Tableau I.2.

Tableau I.2 Relations empiriques microstructure-caractéristiques mécaniques.

Acier	Re- P/Re- Sp/Re- d	Rm/Rp-Sp	Référence
AISI 1080	$\sigma_y = 205 + 0,06 Sp^{-1}$	-	[Dol '88]
0,81 %C	$\sigma_y = 52,2 + 2,18Sp^{-1/2} + 0,4 P^{-1/2} - 2,88d^{-1/2}$	-	[Hyz '76]
0,81 %C	$\sigma_y = 142 + 0.05 Sp^{-1}$	$Rp = \sigma_0 + k. Sp^{-1}$	[Mar '76]
0,65 %C	$Re = 197,5 + 7,5 Sp^{-1/2}$	-	[Mod '01]
0,91%C	$Re = 134 + 8,5 Sp^{-1/2}$	$Rm = \sigma_0 + k. Sp^{-1/2}$	[Elw '05]
0,67 %C	$Re = \sigma_0 + k_y Sp^{-1/2}$	$Rm = \sigma_0 + k. Sp^{-1/2}$	[Kaz '03]

P : Taille de colonie

Sp : Espacement interlamellaire

d: Taille de l'ancien grain austénitique

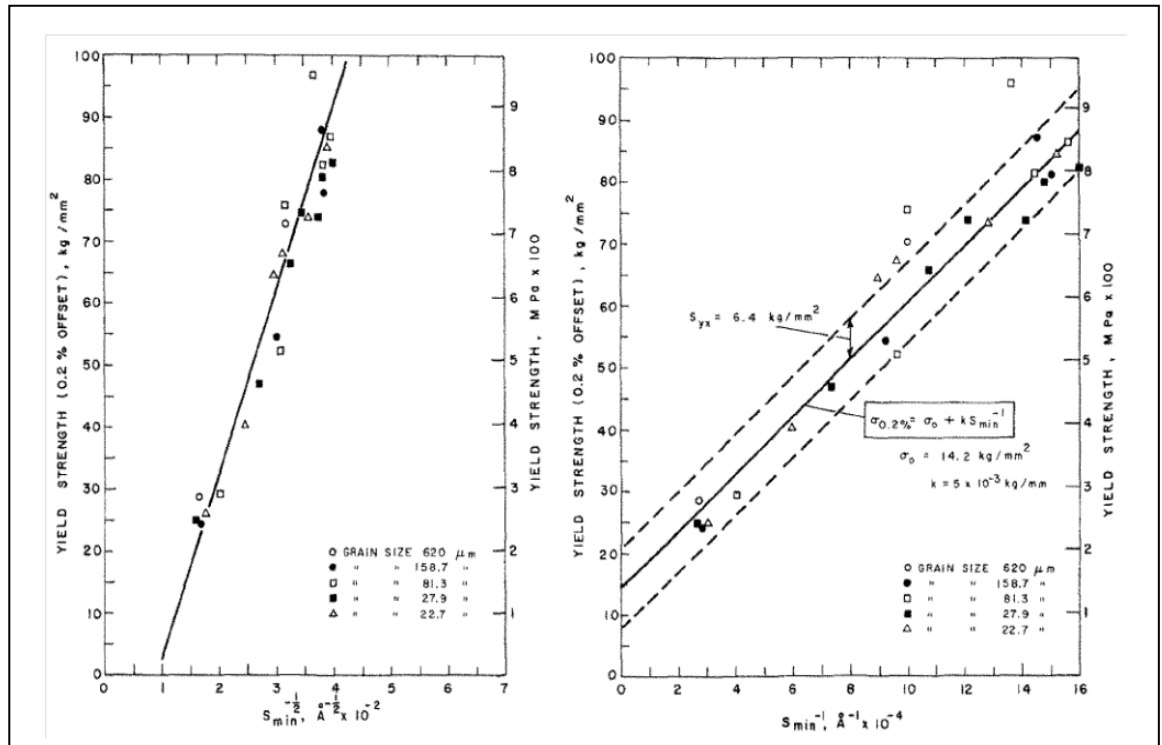


Figure I.12 Effet de l'espacement interlamellaire sur la limite d'élasticité de l'acier perlitique 0,81% C : (a) $S^{-1/2}$, (b) S^{-1} [Mar '76].

Dollar et al. [Dol '88] ont montré, à travers une identification des paramètres de la relation de Ludwik ($\sigma_f = \sigma_y + k \cdot \epsilon_p^n$), que l'écrouissabilité de l'acier perlitique AISI 1080 est indépendante de l'espacement interlamellaire. Les auteurs présentent des coefficients d'écrouissage n variant de 0,64 à 0,65 pour des espacements interlamellaires variant de 130 à 530 nm.

I.5 Comportement sous charge des aciers perlitiques : de l'expérience à la modélisation

L'effet de la microstructure sur les mécanismes de déformation et d'endommagement des structures perlitiques soumises aux chargements de traction ont fait l'objet d'investigations à l'échelle macro [Hyz '76; Mar '76], micro [Yon '89] et nano [Dol '88; Li '03] couplées aux modèles auto-cohérents [Day '02; Ina '04; Sch '97] dans le but d'identifier le comportement des différents constituants (ferrite et cémentite) en relation avec la configuration microstructurale de la perlite et leurs conséquences sur le comportement macroscopique de l'acier. Les principaux résultats obtenus sont présentés et discutés en dissociant les acquis à l'aide des techniques expérimentales de ceux résultant des couplages expérience-modélisation.

I.5.1 Mécanismes de déformation et d'endommagement de la perlite à travers les essais de traction « in-situ »

Les mécanismes de déformation plastique de la perlite dans ses diverses configurations microstructurales ont été identifiés qualitativement et quantitativement à l'aide des essais de traction « in-situ » sous microscope électronique à balayage (MEB) [Yon '89], sous microscope électronique à transmission (MET) [Dol '88; Lan '77; Li '03], sous diffraction des rayons X [Ina '04], sous synchrotron [Ina '04; You '07] et sous diffraction de neutrons [Day '02; Sch '97]. Les principaux résultats obtenus mettent en évidence des mécanismes spécifiques à chaque constituant :

❖ Ferrite

Il a été montré [Yon '89], à travers des essais de traction « in-situ » sous MEB que la déformation plastique de la structure perlitique est localisée dans des bandes de cisaillement. Ces bandes sont orientées dans la direction de la contrainte de cisaillement maximale (40 à 45 ° par rapport à l'axe de traction) indépendamment de l'orientation des lamelles de cémentite (Figure I.13). De plus, Dollar et al. [Dol '88] ont montré que la déformation de la perlite de l'acier AISI 1080 est localisée dans les colonies perlitiques où les lamelles de cémentite sont parallèles ou légèrement inclinées par rapport à la direction de chargement. Les bandes de cisaillement sont orientées selon la direction de la contrainte maximale de cisaillement (40-50°) par rapport à l'axe de traction. Les auteurs interprètent ces résultats sur la base des conditions mécaniques et cristallographiques nécessaires à l'apparition des bandes de cisaillement à savoir :

- Des contraintes de traction (appliquées) agissant parallèlement ou légèrement inclinées par rapport aux lamelles de cémentite.
- Les plans de glissement $\{110\}_\alpha$ de la ferrite sont proches du plan de la contrainte de cisaillement maximale orienté à 45° par rapport à l'axe de traction.

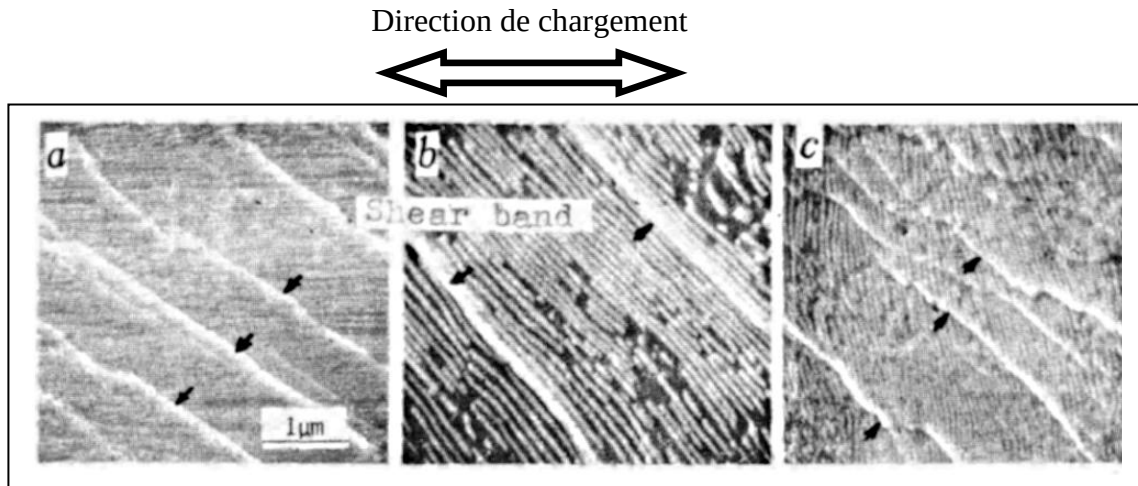


Figure I.13 Bandes de cisaillement dans la perlite : lamelles de cémentite perpendiculaires à la direction de chargement (a), à 45° par rapport à la direction de chargement (b), parallèles à la direction de chargement (c)[Yon '89].

La sous structure de déformation des aciers perlitiques identifiée par Dollar et al. [Dol '88] à l'aide d'essais de traction « in-situ » sous MET, fait apparaître une succession d'étapes conduisant à la rupture par cisaillement de la perlite :

- Pour les faibles contraintes appliquées, les dislocations sont générées à l'interface ferrite-cémentite et forment des empilements entre les lamelles voisines et notamment dans les colonies à lamelles presque parallèles à l'axe de traction, pour lesquelles les contraintes inter-faciales sont maximales (Figure I.14-a).
- Pour des contraintes appliquées plus élevées, des bandes de cisaillements intenses se développent dans ces colonies de perlite (Figure I.14-b).
- Quand le taux de cisaillement localisé dans les bandes devient suffisamment important, le cisaillement des lamelles de cémentite facilite la propagation des fissures à travers toute la colonie perlitique (Figure I.14-c).

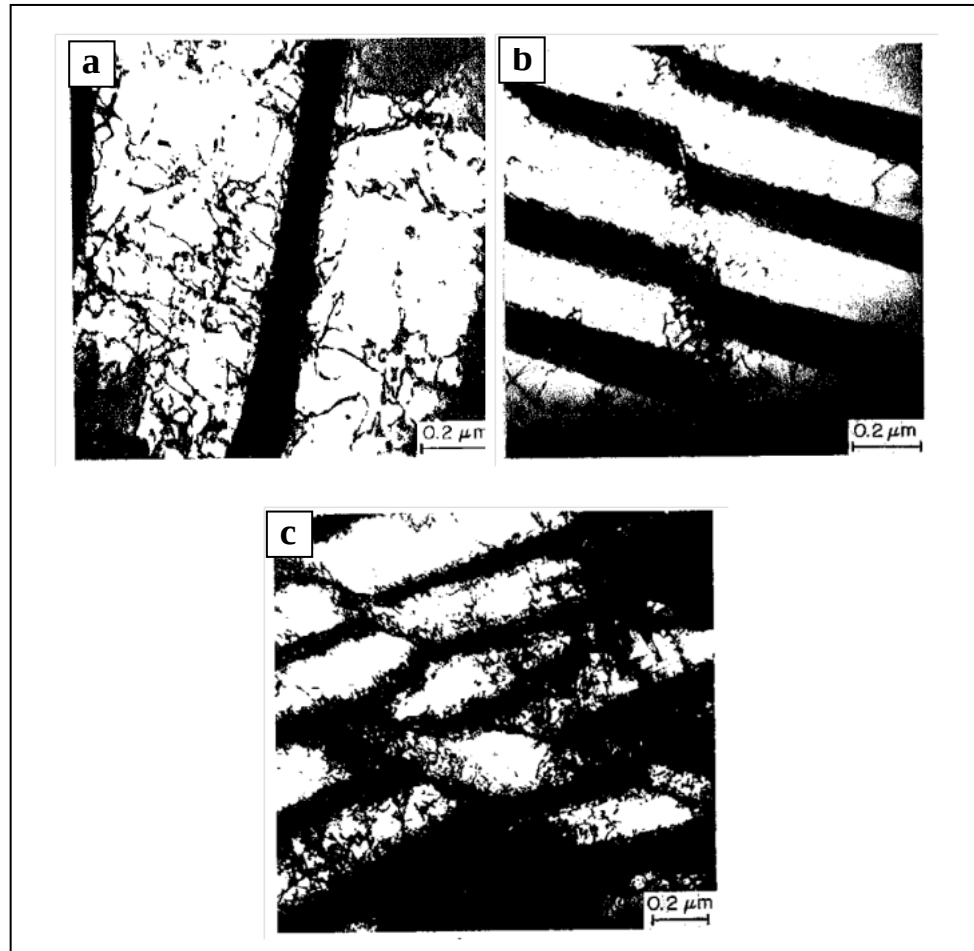


Figure I.14 Sous-structures de déformation de l'acier perlitique AISI 1080 [Dol '88].

Des fissures le long des bandes de cisaillement ont été également observées par Yongbo [Yon '89] à l'aide du MEB dans le cas de l'acier perlitique 0,79 %C (Figure I.15). L'auteur met en évidence des microfissures, de trajectoires différentes de la fissure principale, imputées aux contraintes de cisaillement à la pointe de la fissure principale. Ces microfissures facilitent la jonction des fissures dans des plans différents pour en faire un réseau de fissures longues. La propagation des fissures principales le long de la bande de cisaillement sous l'action combinée de la contrainte de cisaillement et de la contrainte normale produite par effet d'obstacles de glissement de la ferrite aux interfaces.

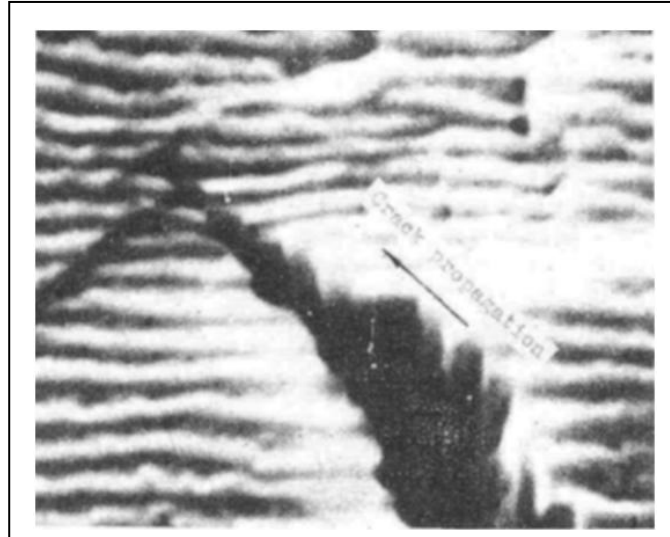


Figure I.15 Propagation des fissures le long des bandes de cisaillement dans l'acier perlitique (0,8%C)[Yon '89].

Les essais de traction « in-situ » sous diffraction des neutrons effectués par Shinozaki et al. [Shi '06], sur trois microstructures de l'acier perlitique 0,8 %C qui diffèrent par leurs espacements interlamellaires ($S_p = 67-71$ et 101nm), montrent que les déformations dans la ferrite manifestent une évolution linéaire en fonction de la contrainte macroscopique appliquée au début de chargement jusqu'au début de l'écoulement plastique et que les déformations dans la ferrite augmentent lorsque l'espacement interlamellaire diminue (Figure I.16). Les auteurs montrent une anisotropie de comportement élastique des cristaux de ferrite à travers les différents modules d'Young obtenus pour les différentes directions [hkl] (Figure I.17). Ce résultat a été également obtenu par Young et al. [You '07] par des mesures au synchrotron sur l'acier hypereutectoïde (1,8 %C). Les auteurs indiquent que cette anisotropie a des conséquences sur le transfert de charge à la cémentite. Ils ont conclu que la direction (200) transfère le moins de charge à la cémentite que les autres directions. Cette anisotropie a été également mise en évidence par Daymond et al. [Day '02] sur l'acier hypoeutectoïde (0,4 %C) en exploitant la technique de diffraction neutronique. La variation des modules d'Young de la ferrite avec les directions cristallographiques, obtenue par différentes techniques expérimentales, est reportée dans le Tableau I.3.

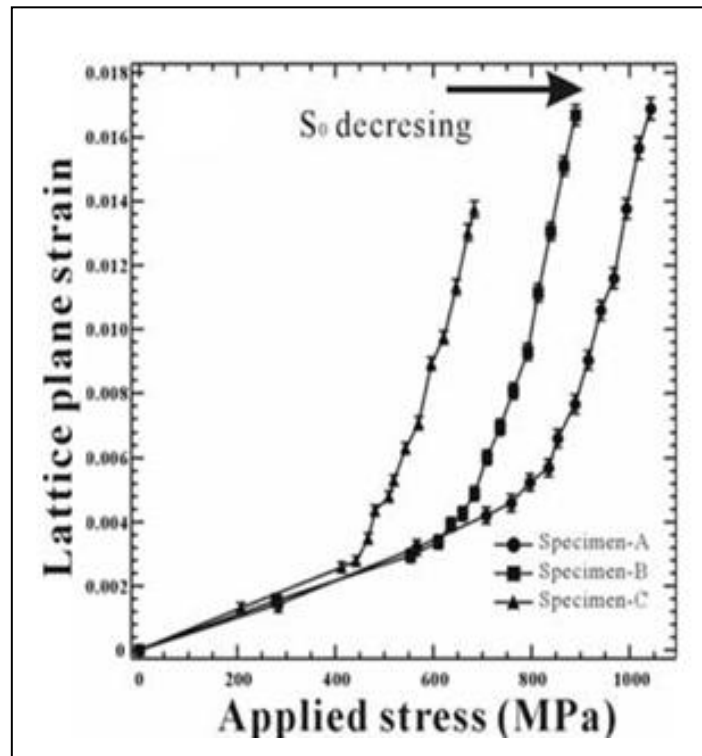


Figure I.16 Effet de l'espacement interlamellaire sur les déformations dans la ferrite de l'acier perlitique (0,8%C) [Shi '06].

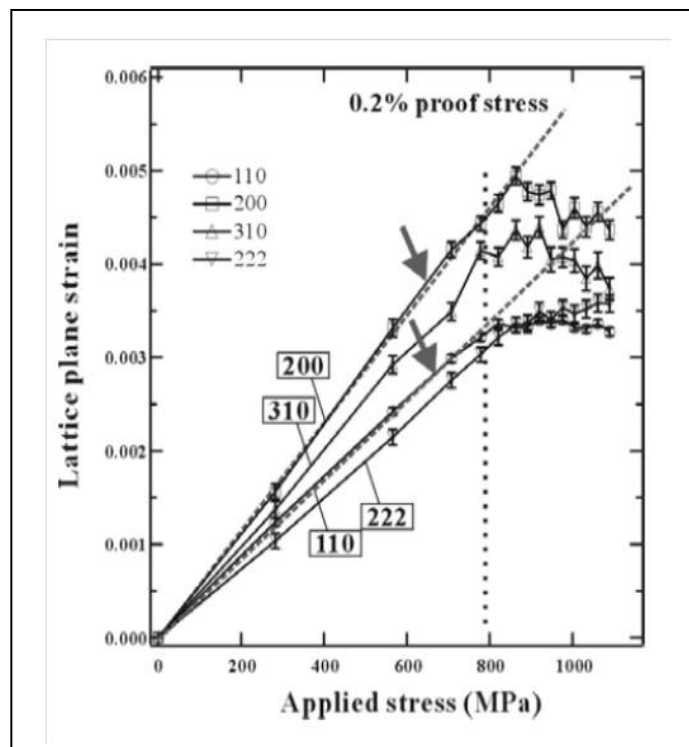


Figure I.17 Anisotropie de comportement des cristallites de ferrite pour l'acier perlitique (0,8%C) [Shi '06].

Tableau I.3 Modules d'Young des cristaux de ferrite (GPa).

Acier	[110]	[200]	[211]	[310]	Technique de mesure	Référence
Acier eutectoïde (0,8% C)	235	171	-	192	Neutron	[Shi '06]
Acier hypoeutectoïde 38MnS6	225,5	-	215,9	185,2	Neutron	[Day '02]
Acier hypereutectoïde (1,8%C)	-	155	206	-	Synchrotron	[You '07]

Les contraintes résiduelles, déterminées par Inal et al. [Ina '04] sur l'acier perlitique, par diffraction des rayons X classique et au synchrotron, après un chargement en traction simple, mettent en évidence des valeurs de compression dans la ferrite (Figure I.18). On signale l'absence de données relatives à l'effet de l'espacement interlamellaire sur la distribution des contraintes résiduelles dans les phases constituant la perlite.

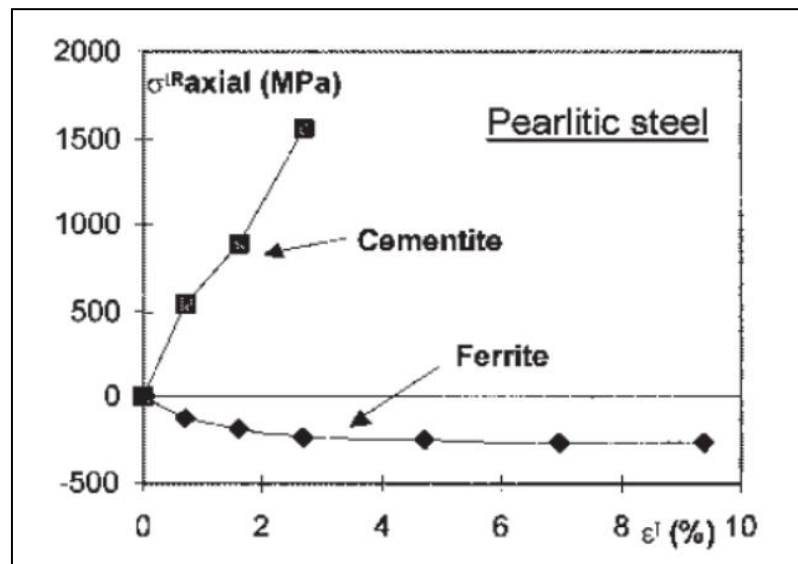


Figure I.18 Contraintes résiduelles dans la ferrite et la cémentite en fonction de la déformation macroscopique (0,48%C)[Ina '04].

❖ Cémentite

Le fléchissement constitue le mécanisme prépondérant de déformation des lamelles de cémentite. Ce mode de déformation a été mis en évidence par Li et al. [Li '03], à travers des essais de traction « in-situ » sous MET sur l'acier perlitique AISI 1080 (Figure I.19). Les auteurs expliquent ce mécanisme par l'accumulation d'une série de dislocations autour des lamelles de cémentite. Le regroupement de ces dislocations autour des extrémités libres des lamelles est à l'origine d'une force axiale localisée qui conduit au fléchissement observé. Ce phénomène a été également observé par Kumar et al. [Kum '11] lors de l'étirage de l'acier perlitique à 0,8 %C, pour les lamelles orientées perpendiculairement à la direction d'étirage. Les auteurs indiquent que ce fléchissement de cémentite est accompagné par un allongement des colonies perlitiques dans la direction de chargement.

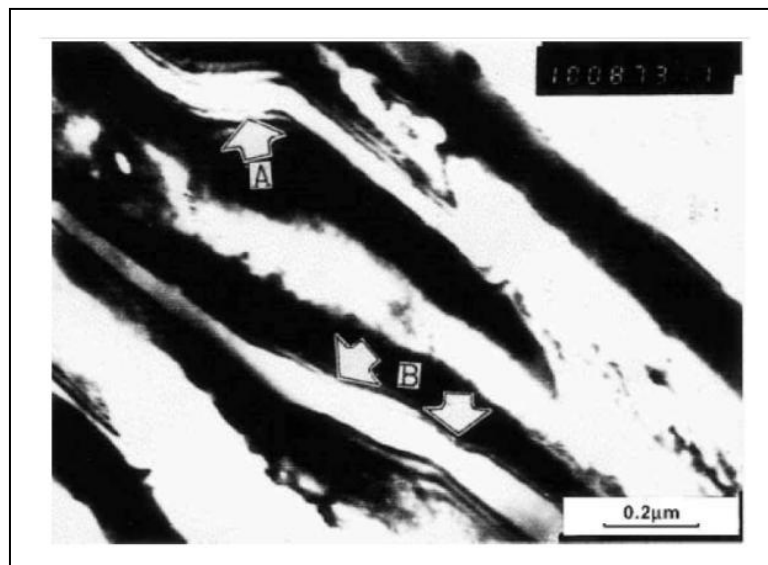


Figure I.19 Fléchissement des lamelles de cémentite (indiqué par la flèche A) lors du chargement par traction « in-situ » sous MET de l'acier perlitique AISI 1080 [Li '03].

La rupture des lamelles de cémentite par cisaillement au niveau des bandes de glissement est le principal mécanisme d'endommagement de cette phase observé par de nombreux auteurs [Li '03; Yon '89] pour les aciers perlitiques (Figure I.20).

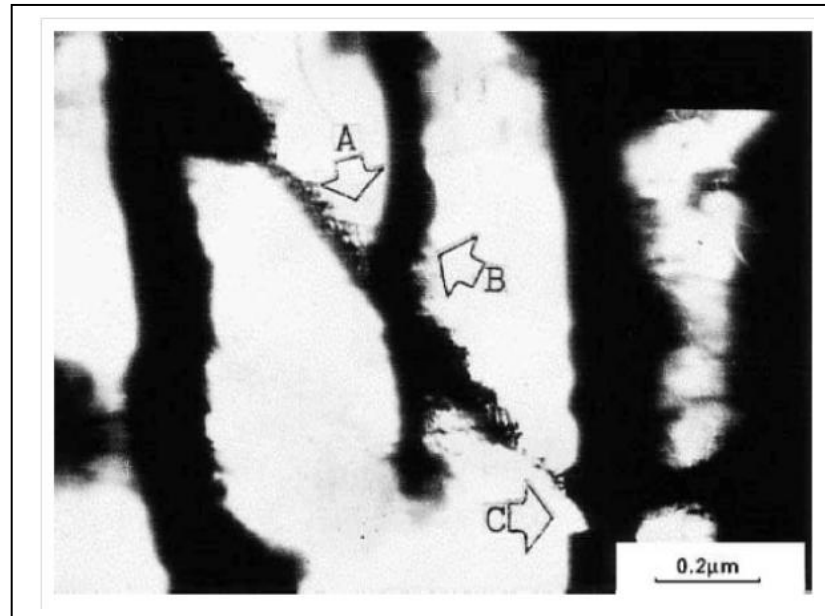


Figure I.20 Amorçage des fissures induites par l'empilement des dislocations à l'interface ferrite-cémentite par suite de chargement par traction « in-situ » sous MET de l'acier perlitique AISI 1080[Li '03].

Les essais de traction « in-situ » sous diffraction des neutrons, effectués par Shinozaki et al. [Shi '06] sur trois microstructures de l'acier perlitique 0,8 %C qui diffèrent par leurs espacements interlamellaires ($S_p = 67-71$ et 101 nm), montrent que les déformations dans la cémentite manifestent une évolution linéaire en fonction de la contrainte macroscopique appliquée au début de chargement jusqu'au début de l'écoulement plastique et que les déformations dans la cémentite augmentent lorsque l'espacement interlamellaire diminue (Figure I.21).

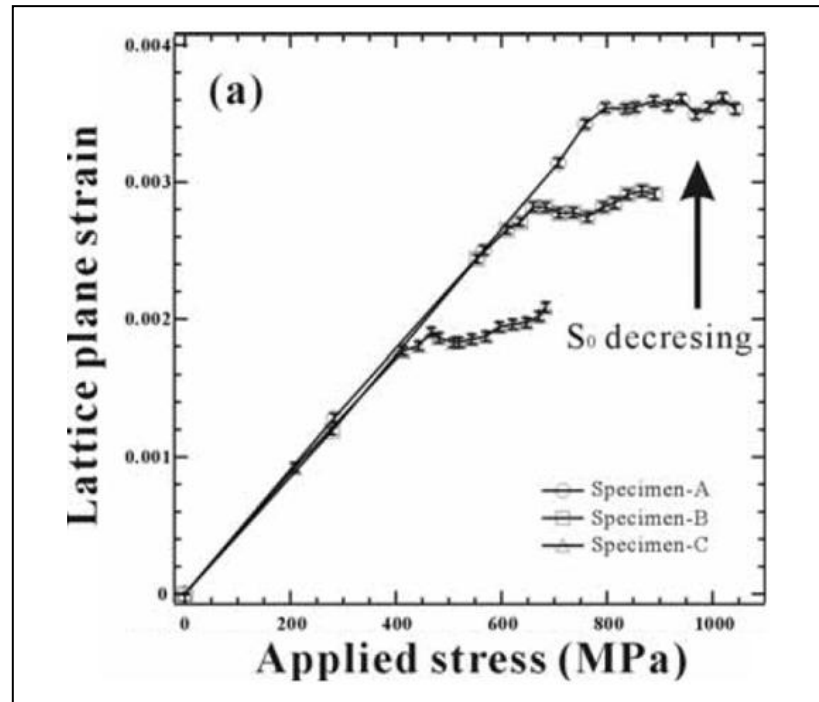


Figure I.21 Effet de l'espacement interlamellaire sur la déformation dans la cémentite [Shi '06].

Young et al. [You '07] montrent, à travers des mesures de diffraction au synchrotron, des valeurs de modules d'Young de la cémentite de l'acier (1,8 %C) qui varient avec les directions cristallographiques. Les auteurs indiquent des valeurs de 193, 112 et 229 GPa pour les directions cristallographiques respectivement (220), (206) et (020). L'incertitude des mesures ne permet pas aux auteurs de conclure quant à l'anisotropie élastique de cette phase. Cependant, l'anisotropie plastique des cristaux de cémentite a été expliquée par un effet d'anisotropie induite par la ferrite qui est en relation cristallographique avec la cémentite (Figure I.22).

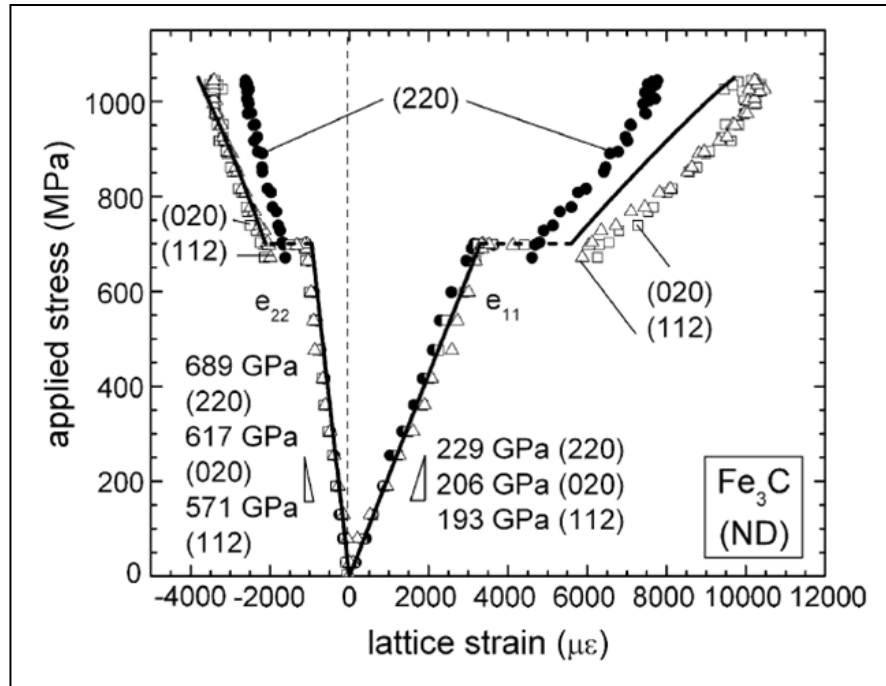


Figure I.22 Déformations élastiques dans les cristallites de cémentite de l'acier hypereutectoïde (1,8%C) [You '07].

Inal et al. [Ina '04] montrent, à travers des mesures de rayons X, des valeurs de contraintes résiduelles de traction dans la cémentite pour l'acier perlitique pour une prédéformation en traction (Figure I.18).

I.6 Modélisation micromécanique du comportement en traction de la perlite

L'exploration des travaux publiés portant sur l'étude du comportement des matériaux polycristallins fait état de diverses approches de modélisations. Un chronogramme relatif aux différents modèles développés a été établi (Figure I.23). La formulation du modèle auto-cohérent, utilisée dans le cadre de ce travail est explicitée dans l'annexe 1.

1928	Modèles de la déformation élastique, basés sur les hypothèses complémentaires de l'homogénéité des déformations ou des contraintes dans le matériau polycristallin.	[Voi '28]
1928	Utilisation des hypothèses similaires pour la détermination des déformations plastiques dans le matériau polycristallin.	[Sac '28]
1957	Développement de l'approche auto-cohérente concernant la description de l'interaction entre l'inclusion ellipsoïdale et la matrice qui l'entoure (prise en compte de la texture cristallographique et de l'évolution de la forme du grain et de son orientation).	[Esh '57]
1958	Introduction d'un nouveau concept de la modélisation auto-cohérente des propriétés élastiques des matériaux hétérogènes.	[Krö '58]
1964	Premières applications du schéma auto-cohérent dans le cas de la théorie des petites déformations élastoplastiques.	[Hut '64]
1965	Application du schéma de Kröner [Krö '58] dans le cas de l'élastoplasticité	[Hil '65]
1979	Applications du schéma auto-cohérent dans le cas de la théorie des petites déformations élastoplastiques	[Ber '79]
1982	Développement de modèles basés sur l'idée de Taylor en introduisant différentes modifications concernant la relaxation de certains composants du tenseur de contraintes ou de déformations. Seule la texture cristallographique est prise en compte, la structure granulaire du polycristal est négligée.	[Van '82]
1984	Extension du schéma élastoplastique de Hill dans le cas des transformations élastoplastiques finies et application au bidimensionnel.	[Iwa '84]
1987	Proposition d'un formalisme pour les cristaux viscoplastiques.	[Mol '87]
1989	Développement des modèles élastoplastiques qui reprennent les modèles rigides plastiques en tenant compte de l'élasticité.	[Lip '89]
1995	Développement d'approches basées sur les équations cinématiques appliquées avec succès pour un volume élémentaire représentatif tridimensionnel pour les grandes transformations	[Lip '89]
1998	Développement des modèles élasto-viscoplastique qui reprennent les modèles rigides plastiques et viscoplastiques en tenant compte de l'élasticité.	[Paq '98]
2000	Modèle auto-cohérent modifié, indépendant de la vitesse, développé pour les matériaux biphasés, basée sur l'approche de Lipinski [Lip '89] et Berveiller [Ber '79]	[Zat '00]

Figure I.23 Chronogramme des modèles du comportement des matériaux polycristallins.

Le comportement élastoplastique des aciers perlitiques a fait l'objet de nombreuses études, conjuguant des techniques expérimentales de diffraction des rayons X, des neutrons, de synchrotron et des approches micromécaniques à l'aide des modèles auto-cohérents. Ces modèles sont alimentés par les caractéristiques des configurations microstructurales (morphologie des phases), les données contrainte-déformation relatives à chaque constituant de la structure perlitique (ferrite et cémentite) obtenues par les techniques de diffraction (rayons X, synchrotron, neutrons). Ils fournissent des données quantitatives relatives aux cissions critiques des phases τ_c , à leur paramètre d'écrouissage H , aux contraintes résiduelles et aux déformations à l'échelle du réseau. Les modèles les plus utilisés et les résultats fournis sont regroupés dans le Tableau I.4. Il en ressort un début d'écoulement plastique de la ferrite à des niveaux de cissions critiques différents pour les différents aciers étudiés. On signale l'absence totale de données relatives à l'effet de l'espacement interlamellaire sur le début de l'écoulement plastique de la ferrite τ_c et son écrouissabilité.

Tableau I.4 Principaux travaux couplant les techniques expérimentales à la modélisation auto-cohérente du comportement des aciers perlitiques.

Acier	Technique de diffraction	Modèle	Résultats						Référence
			τ_c (MPa)	H (MPa)	$\sigma_{Fe\alpha}^R$ (MPa)	σ_{Fe3C}^R (MPa)	E (hkl) modèle	E (hkl) mesure	
Acier perlitique	-Rayons X -Synchrotron	Auto-cohérent	500	100	-	-	-	-	[Ina '04]
Acier Ferrito-perlitique (0,48%C)	-Rayons X	Auto-cohérent + Mori-Tanaka	52,5	150	-90(E ₁₁ =1%)	600(E ₁₁ =1%)	-	-	[Sch '97]
Acier Ferrito-perlitique 38MnS6	-Neutrons	Modèle de Hill-Hutchinson	-	-	-	-	E[110]=225 GPa E[211] = 225GPa E[310]=191,5GPa	E[110]= 225,5 GPa E [211]=215,9 GPa E[310] = 185,2GPa	[Day '02]
Acier perlitique (0,78%C)	-Rayons X	Kröner			-250(E ₁₁ =2%)	400(E ₁₁ =2%)	-	-	[Bel '94]
	-Synchrotron	Auto-cohérent			-200(E ₁₁ =2%)	1000(E ₁₁ =2%)			

Schmitt et al. [Sch '97] proposent un modèle basé sur les formalismes de Mori-Tanaka et du modèle auto-cohérent pour le comportement élastoplastique des aciers perlitiques (0,8%C) et ferrito-perlitiques (0,48 %C) contenant des précipités. Une nouvelle matrice d'écrouissage a été développée dans ce travail décrivant l'interaction dislocation-dislocation et l'interaction dislocation-précipité, basée sur le mécanisme d'Orowan. Ils trouvent que pour la ferrite la cission critique τ_c est de 52,5 MPa et le paramètre d'écrouissage H est de 150 MPa.

Inal et al. [Ina '04] ont utilisé le modèle auto-cohérent couplé à la diffraction des rayons X et au synchrotron pour étudier le comportement sous traction de l'acier perlitique. Ils présentent pour la ferrite une cission critique τ_c de 500 MPa particulièrement élevée et un paramètre d'écrouissage H de 100 MPa.

Daymond et al. [Day '02] montrent, à travers des mesures par diffraction des neutrons couplées au modèle de Hill-Hutchinson modifié, une anisotropie de comportement des cristaux de ferrite de l'acier 38MnS6 (0,4%C) (Figure I.24). Les valeurs des modules d'Young identifiées par neutrons sont comparées à celles obtenues par le modèle dans le Tableau I.4 et une bonne concordance calcul-expérience a été montrée.

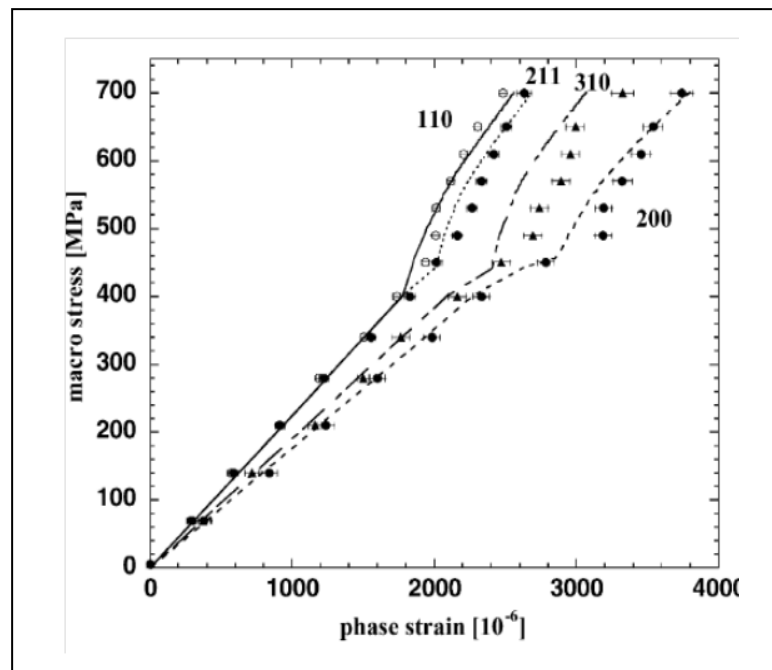


Figure I.24 Déformations dans les directions cristallographiques de la ferrite obtenues par diffraction des neutrons et modèle [Day '02].

I.7 Comportement en fatigue des aciers perlitiques

I.7.1 Limites de fatigue

I.7.1.1 Limite méga-cyclique

L'étude menée par Dollar et al. [Dol '89] sur l'effet de la microstructure sur le comportement en fatigue méga-cyclique de l'acier perlitique AISI 1080 met en évidence une augmentation du nombre de cycles à la rupture avec la diminution de l'espacement interlamellaire. Les auteurs montrent des valeurs de $N_R = 1.10^2$ cycles pour $S_p = 320$ nm et $N_R = 7.10^4$ cycles pour $S_p = 130$ nm pour un niveau de chargement de 380 MPa. Ils présentent pour cet acier un effet d'espacement interlamellaire sur la limite de fatigue méga-cyclique de $\Delta\sigma_D = 25$ MPa pour $\Delta S_p = 190$ nm, beaucoup plus faible que l'effet sur les caractéristiques de traction ($\Delta R_m = 343$ MPa, $\Delta R_e = 294$ MPa). Cette différence a été interprétée par la comparaison des configurations de sous-structures de déformation observées, au MET, résultant des chargements monotones [Dol '88] et cycliques [Dol '89] de l'acier perlitique AISI 1080. Les auteurs mettent en évidence des sous-structures de dislocations, résultant du chargement cyclique, similaires pour les deux microstructures à espacements interlamellaires différents. Cette configuration est caractérisée par de faibles densités de dislocations aux interfaces ferrite-cémentite pour des chargements cycliques à une amplitude de contrainte inférieure à la limite de fatigue. Pour les niveaux de contraintes plus élevés, l'accumulation des dislocations contribue à la formation de parois plus épaisses. Cette configuration est très différente de celle observée par traction, même pour les faibles déformations. Celle-ci est caractérisée par les déplacements des dislocations avec des libres parcours moyens dépendant de l'espacement interlamellaire. Ceci explique le faible effet de l'espacement interlamellaire sur les limites de fatigue comparativement aux propriétés de traction. Les auteurs n'observent pas de bandes de cisaillement dans les sollicitations de fatigue contrairement aux sollicitations en traction monotone où les fréquences et les intensités des bandes de cisaillement sont dépendantes des espacements interlamellaires.

I.7.1.2 Limite giga-cyclique

Les données de la littérature relatives aux limites de fatigue giga-cycliques des aciers perlitiques sont relativement rares. Les résultats des limites de fatigue giga-cyclique sont comparés aux données des limites de fatigue méga-cyclique pour les aciers eutectoïdes, hypoeutectoïdes et hypereutectoïdes dans le Tableau I.5. Il en ressort une différence de 4 à 100 MPa [Bay '06; Gar '07] entre 10^6 et 10^{10} cycles.

L'effet des caractéristiques mécaniques de traction sur les limites de fatigue giga-cyclique demeure sujet à controverse. Cette limite de fatigue à 10^9 cycles est de 305 MPa pour l'acier ferrito-perlitique SAE 1060 de caractéristiques mécaniques de traction décrites par $R_e = 557 \text{ MPa}$ et $R_m = 908 \text{ MPa}$. Elle est de $\sigma_D (10^9 \text{ cycles}) = 295 \text{ MPa}$ pour l'acier ferrito-perlitique SAE 1050 de moins bonne résistance mécanique ($R_e = 493 \text{ MPa}$ et $R_m = 815 \text{ MPa}$) selon les travaux de Wagner et al. [Wag '11].

L'effet de l'espacement interlamellaire est totalement méconnu dans le domaine de la fatigue giga-cyclique des aciers perlitiques en dépit des nombreuses études qui lui ont été réservées.

Tableau I.5 Comparaison des limites de fatigue des aciers perlitiques et ferrito-perlitiques.

Acier	Sp (nm)	Rm (MPa)	Limite d'endurance σ_D (MPa)		$\Delta\sigma_D$ (MPa)	Référence
			10^6 cycles	10^9 cycles		
AISI 1080 (perlitique)	320	709	200	-	-	[Dol '89]
	130	1052	225	-	-	
0,61% C (Ferrito-perlitique)	-	727	352	348	4	[Zet '06]
D38MSV5S (Ferrito-perlitique)	-	878	417	315	100	[Gar '07]
Acier perlitique	-	-	-	-	100	[Bat '01]
SAE 1050 (Ferrito-perlitique)	-	815	-	295	-	[Wag '11]
SAE1060 (Ferrito-perlitique)	-	908	-	305	-	

I.7.2 Mécanismes d'amorçage et de propagation des fissures

Les mécanismes d'amorçage et de propagation des fissures dans les aciers perlitiques ont été identifiés qualitativement à l'aide des observations micrographiques sous MEB [Gar '07; Kos '10]. Les principaux résultats obtenus mettent en évidence une dépendance des sites d'amorçage vis-à-vis du régime de fatigue. Les observations de Garçia et al. [Gar '07] sur l'acier ferrito-perlitique D38MSV5S révèlent un amorçage en surface pour une durée de vie de $9,42 \cdot 10^6$ cycles (Figure I.25-a) et en sous-couche, à partir des inclusions, pour une durée de vie de $7,03 \cdot 10^7$ cycles (Figure I.25-b) sur des états de surface polis. Chai [Cha '06-a] explique cet amorçage à partir d'inclusions par des concentrations locales de contraintes autour des inclusions qui conduisent à une déformation plastique localisée en sous-couches et la génération de bandes de glissement conduisant à un amorçage des fissures. Les travaux de Bathias et al. et Bayraktar et al. [Bat '01; Bay '06], travaillant sur les aciers perlitiques, font état d'une transition du mode d'amorçage de la surface vers les sous-couches lorsque l'on passe du domaine de fatigue méga-cyclique au domaine de fatigue giga-cyclique (10^7 cycles). Cette transition de sites d'amorçage est, à son tour, un sujet à controverse puisque Wagner et al. [Wag '11] mettent en évidence un amorçage systématique en surface pour l'acier ferrito-perlitique SAE 1060 après des durées de vie de l'ordre de $2,4 \cdot 10^8$ cycles (Figure I.26).

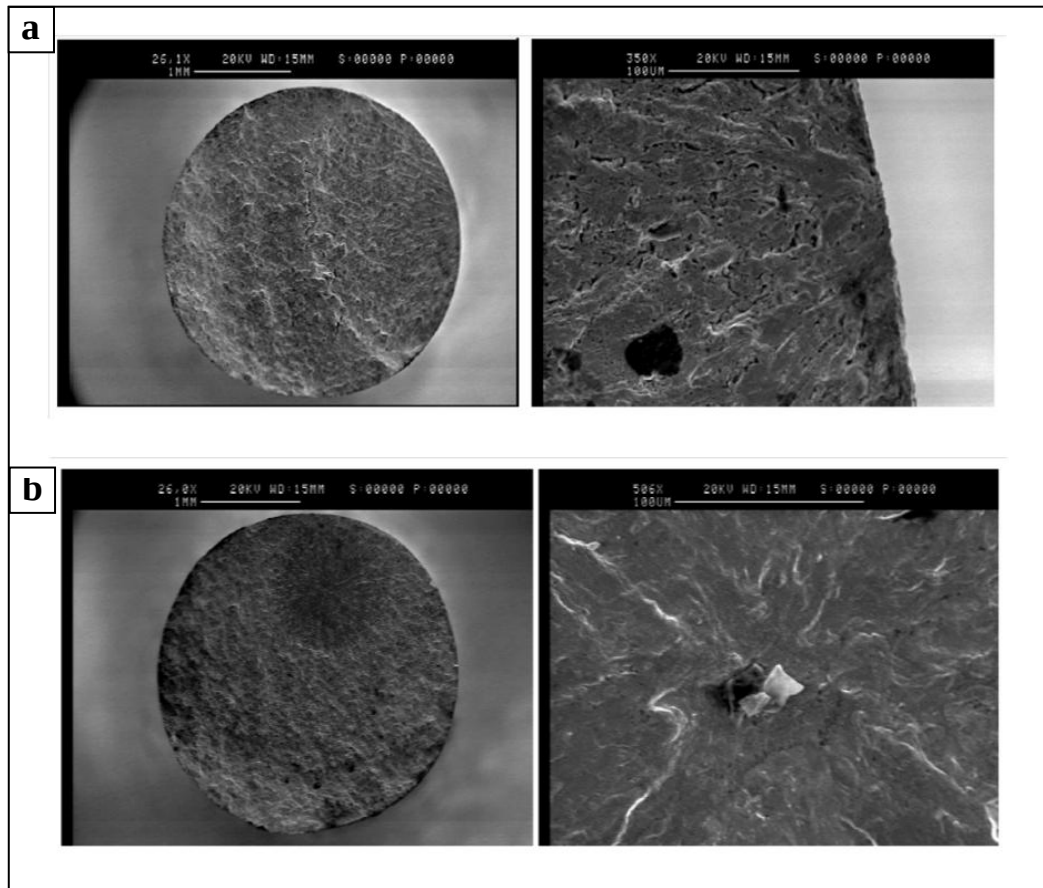


Figure I.25 Sites d'amorçage des fissures pour l'acier hypoeutectoïde D38MSV5S chargé à $R = -1$, 20 KHz : (a) amorçage en surface $N_R = 9,42 \cdot 10^6$ cycles (b) amorçage en cœur $N_R = 7,03 \cdot 10^7$ cycles [Gar '07].

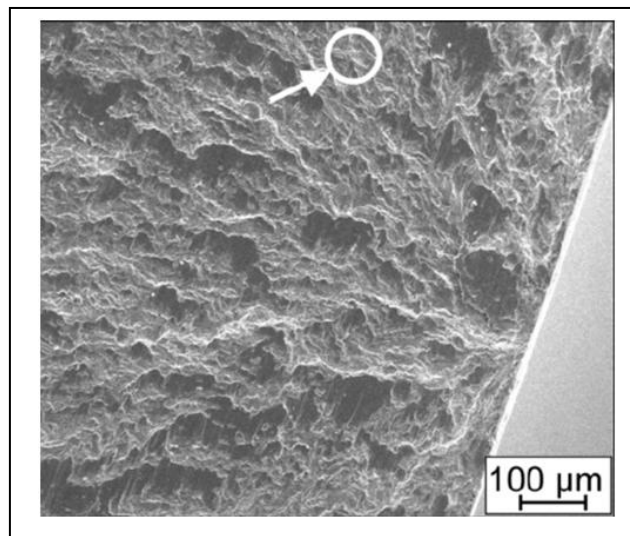


Figure I.26 Amorçage en surface pour l'acier SAE 1060 chargé à $N_R = 2,4 \cdot 10^8$ cycles [Wag '11].

Le rôle de la microstructure dans les modes d'amorçage et de propagation des fissures de fatigue dans les structures perlitiques et ferrito-perlitiques a fait l'objet d'études antérieures [Gar '07]. Dans le cas de l'acier ferrito-perlitique SAE 1050, Koster et al. [Kos '10] montrent que l'amorçage des fissures a eu lieu dans les interfaces ferrite-cémentite et ferrite-perlite (Figure I.27). Ceci est confirmé par les résultats de García et al. [Gar '07] sur l'acier ferrito-perlitique D38MSV5S.

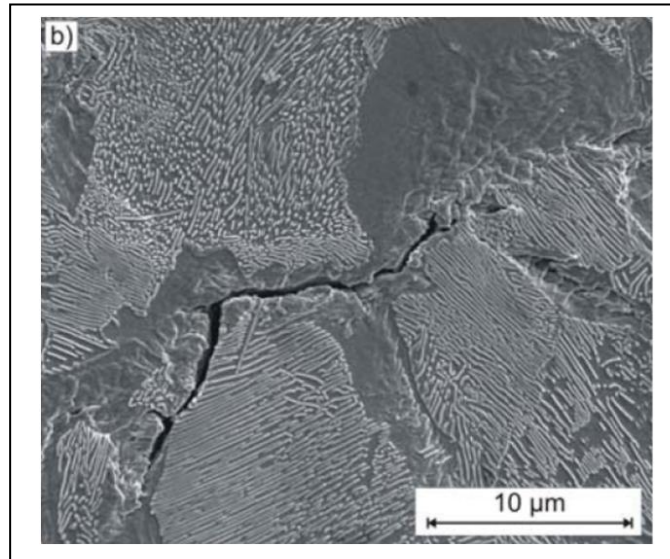


Figure I.27 Amorçage des fissures dans les interfaces ferrite-perlite de l'acier ferrito-perlitique SAE 1050[Kos '10].

Dans le cas de l'acier perlitique C70, Bayraktar et al. [Bay '06] montrent que l'amorçage dans le domaine giga-cyclique n'est pas affecté par la rugosité et il se produit dans la ferrite (phase moins dure) qui constitue un site préférentiel d'amorçage des fissures pour les aciers perlitiques. La rupture est le résultat de la croissance des microfissures initiées dans la ferrite (Figure I.28).

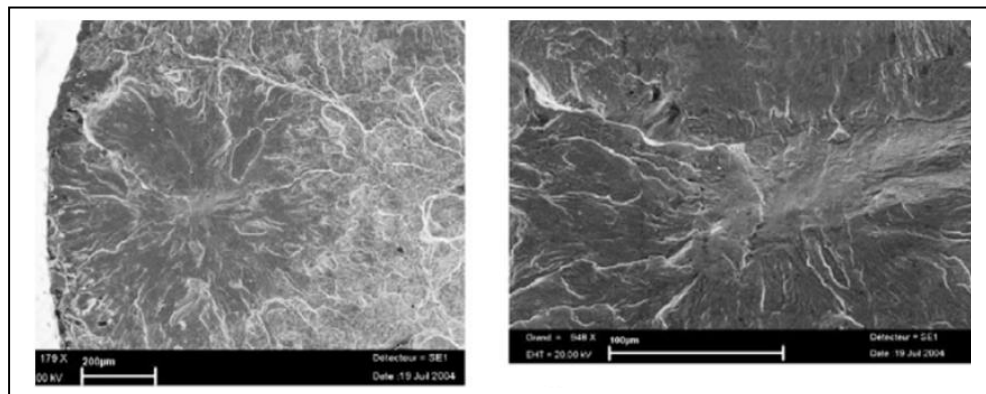


Figure I.28 Amorçage en cœur pour l'acier perlitique C70 chargé à $R = -1$, 20 KHz et $N_R = 1,3 \cdot 10^9$ cycles[Bay '06].

I.8 Synthèse et orientation du sujet

Il a été montré, à travers ce chapitre bibliographique, que l'état microstructural de la perlite des aciers au carbone peut être contrôlé par des cycles thermiques, caractérisés par les vitesses de chauffe et de refroidissement, ainsi que par les températures d'austénitisation et de transformation perlitique. De nombreux cycles thermiques ont été proposés pour le contrôle des structures perlitiques des aciers hypo, hyper et eutectoïdes. La vitesse de refroidissement et la température de transformation perlitique, qui en dépend fortement, sont les principaux paramètres qui contrôlent l'espacement interlamellaire de la structure perlitique. Il a été établi que l'espacement interlamellaire diminue lorsque la vitesse de refroidissement augmente et/ou la température de la transformation perlitique diminue. Les données de la littérature font état, pour les aciers entièrement perlitiques, d'espacements interlamellaires variant de 50 à 500 nm pour des températures de transformation perlitique comprises entre 500 et 710°C et variant de 40 à 100 nm pour des vitesses de refroidissement comprises entre 10^2 et 10^4 °C/min. Par ailleurs, il a été montré que la température d'austénitisation, contrôlant la taille des anciens grains austénitiques, a un effet sur la taille des nodules perlitiques mais pas nécessairement sur l'espacement interlamellaire. Les données de la littérature mettent en évidence, pour les aciers entièrement perlitiques, des tailles d'anciens grains austénitiques variant de 25 à 650 µm et des tailles de nodules perlitiques variant de 1 à 5,5 mm pour des températures d'austénitisation comprises entre 760 et 1080 °C. **Ainsi, la recherche d'une microstructure optimale de la perlite d'un acier au carbone nécessite l'identification du cycle thermique approprié en conjuguant vitesse de refroidissement et température de transformation perlitique.**

Il a été également montré que les caractéristiques mécaniques de traction, de dureté et de ténacité des aciers perlitiques dépendent étroitement de la configuration microstructurale et notamment de l'espacement interlamellaire. La résistance mécanique en traction augmente lorsque l'espacement interlamellaire diminue. Ainsi, les limites d'élasticité des aciers entièrement perlitiques varient de 250 MPa à 800 MPa lorsque l'espacement interlamellaire passe de 230 et 45 nm. La résistance à la rupture par traction passe de 700 à 1900 MPa pour la même variation de l'espacement interlamellaire.

La ductilité de ces matériaux est liée à la taille de l'ancien grain austénitique ; elle augmente lorsque la taille de l'ancien grain austénitique diminue. Ainsi, le coefficient striction des aciers entièrement perlitiques passe de 9,6 à 47,9 % lorsque la taille des anciens grains austénitiques varie de 166,5 μm à 14,3 μm . De nombreuses relations empiriques reliant les caractéristiques mécaniques de traction (R_e et R_m) aux espacements interlamellaires ont été établies. Elles se présentent sous la forme générale : $R = \sigma_0 + k \cdot S p^{-m}$ avec le paramètres σ_0 compris entre 142 à 205 MPa pour R_e et de l'ordre de 445 MPa pour la résistance à la rupture et des valeurs de k comprises entre 0,05 à 0,06 N/mm pour R_e et de l'ordre de 0,1 MPa pour la résistance à la rupture selon les autres caractéristiques microstructurales. Le coefficient m est pris égal à 0,5 pour les aciers hypo et hypereutectoïdes et égal à 1 pour les aciers eutectoïdes.

L'importante sensibilité de ces relations vis-à-vis des incertitudes d'évaluation de l'espacement interlamellaire et d'autres caractéristiques microstructurales, comme la taille de l'ancien grain austénitique, la taille des colonies et nodules perlitiques, rend leur exploitation, dans une démarche prédictive, hasardeuse et peu fiable.

Les techniques de traction « in-situ » sous diffraction des rayons X, des neutrons et au synchrotron, alliées à des approches de modélisation auto-cohérente ont été mises en œuvre pour identifier la limite d'écoulement plastique de la ferrite (τ_c), son paramètre d'écrouissage H , les distributions de contraintes et de déformation dans les deux phases, cémentite et ferrite, résultant d'un chargement macroscopique ainsi que les distributions des contraintes résiduelles après retour élastique. Les résultats obtenus donnent des niveaux de la cission critique τ_c variant de 52,5 à 500 MPa et des valeurs du paramètre d'écrouissage H comprises entre 100 et 150 MPa, selon la microstructure analysée. **L'effet de l'espacement interlamellaire sur les paramètres de plasticité de la ferrite (τ_c et H) n'a pas fait l'objet d'études antérieures.**

Des distributions de contraintes résiduelles, induites par déformation plastique de la structure perlitique ont été déterminées par mesures en diffraction X classique et au synchrotron et par calcul à l'aide des modèles auto-cohérents. On met souvent en évidence, après un chargement en traction simple, des valeurs de traction dans la cémentite et de compression dans la ferrite.

Les niveaux des contraintes de traction dans la cémentite atteignent des valeurs aussi élevées que 1600 MPa contre des valeurs de compression dans la ferrite pouvant atteindre -400 MPa. **Peu de données relatifs à l'effet de l'espacement interlamellaire sur les distributions des contraintes résiduelles induites par déformation plastique des structures perlitiques.**

Il a été montré que les phases constituantes de la perlite présentent une anisotropie de comportement élastique et plastique au cours du chargement en traction des aciers perlitiques. Cette anisotropie a des conséquences sur le transfert de charge de la ferrite vers la cémentite. La direction [200] de la ferrite transfère le moins de charge à la cémentite comparativement aux autres directions.

Il a été également démontré, par des essais de traction « in-situ » sous MEB et MET, que la déformation plastique des structures perlitiques est localisée dans des bandes de cisaillement. Ces bandes, observées principalement dans les colonies où les lamelles sont parallèles ou légèrement inclinées par rapport à la direction de chargement, sont orientées dans la direction de la contrainte de cisaillement maximale (40 à 45° par rapport à l'axe de traction). L'endommagement des structures perlitique est principalement associé à la rupture des lamelles de cémentite dans les bandes de cisaillement.

Les résultats de la littérature des aciers perlitiques montrent que les limites de fatigue méga et giga-cycliques des aciers hypo et eutectoïdes augmentent avec la limite d'élasticité et la résistance mécanique. Les limites de fatigue méga-cyclique varient entre 200 et 417 MPa pour des valeurs de résistance mécanique comprises entre 709 et 878 MPa pour les aciers eutectoïdes. De même, les limites de fatigue giga-cyclique varient entre 305 et 348 MPa pour des résistances mécaniques comprises entre 908 et 727 MPa pour les aciers ferrito-perlitiques. **Les limites de fatigue giga-cyclique des aciers eutectoïdes sont peu disponibles dans la littérature (une seule valeur située au voisinage de 300 MPa). De plus, l'effet de l'espacement interlamellaire sur cette limite n'a pas fait l'objet d'études antérieures.** Cet effet a été seulement apprécié sur la limite de fatigue méga-cyclique des aciers perlitiques soit un $\Delta\sigma_D = 25$ MPa pour $\Delta S_p = 190$ nm. Cet effet est jugé beaucoup plus faible que l'effet sur les caractéristiques de traction ($\Delta R_m = 343$ MPa, $\Delta R_e = 294$ MPa pour $\Delta S_p = 190$ nm).

L'effet net de l'espacement interlamellaire sur les limites de fatigue n'a pas pu être séparé de celui des caractéristiques de surface et notamment de celui des contraintes résiduelles stabilisées par suite de l'absence totale d'informations et de données relatives aux états de surface des éprouvettes de fatigue ayant conduit aux valeurs des limites publiées.

Les résultats relatifs aux modes d'amorçage et de propagation des fissures dans les aciers perlitiques et ferrito-perlitiques font état d'une transition du mode d'amorçage de la surface vers les sous-couches lorsque l'on passe du domaine de fatigue méga-cyclique au domaine de fatigue giga-cyclique (10^7 cycles). **Cette transition de sites d'amorçage et ses conséquences sur l'écart des limites de fatigue est un sujet à controverse puisque des amorces en surface ont été mises en évidence pour des durées de vie de l'ordre de $2,4 \cdot 10^8$ cycles pour des structures ferrito-perlitiques.**

C'est pourquoi, on se propose, dans le cadre de cette thèse, d'étudier **l'effet de l'espacement interlamellaire sur le comportement sous chargements monotone et giga-cyclique de l'acier perlitique C70.**

**CHAPITRE II. EFFET DE LA MICROSTRUCTURE
SUR LES CARACTERISTIQUES MECANQUES DE
L'ACIER PERLITIQUE C70**

II.1 Introduction

Les aciers ferrito-perlitiques sont fortement recommandés pour la fabrication des composants automobiles comme les vilebrequins, les bielles et les lames de ressorts grâce aux multiples avantages que présentent ces matériaux comme la combinaison entre résistance mécanique et ductilité, bonne résistance à l'usure, durée de vie élevée en fatigue [Per '93]. Cependant, le comportement de ces matériaux dépend principalement de leurs caractéristiques microstructurales comme la fraction volumique de la cémentite et sa morphologie, l'espacement interlamellaire, la taille des colonies perlitiques et la taille de l'ancien grain austénitique [Elw '05; Hyz '76; Lei '08; Mod '01]. Parmi ces paramètres, l'espacement interlamellaire semble être la caractéristique microstructurale qui gouverne la résistance mécanique des aciers eutectoïdes [Hyz '76; Mar '76] et leurs résistances à la fatigue en particulier [Dol '89]. La température de transformation et la vitesse de refroidissement sont les principaux paramètres qui contrôlent l'espacement interlamellaire de la perlite et la taille des nodules perlitiques [Hou '81; Mar '76; Mar '75]. Plusieurs cycles thermiques sont proposés dans la littérature pour viser des variantes microstructurales offrant des propriétés mécaniques requises pour les applications envisagées [Dol '88; Elw '05; Mod '01]. Ces microstructures ont fait l'objet d'investigations qui ont permis d'établir des relations empiriques microstructure-caractéristiques mécaniques de traction et de dureté pour des aciers hypoeutectoïdes [Mod '01], hypereutectoïdes [Elw '05] et eutectoïdes [Hyz '76]. L'analyse détaillée de ces études fait ressortir deux principales difficultés :

- Le spectre des cycles thermiques proposés pour le contrôle des structures d'aciers au carbone est très large; il dépend du type d'acier (hypo, hyper et eutectoïde), de sa teneur en carbone, des fractions volumiques des phases constitutives et de la morphologie de cémentite visée, comme le montre les résultats de la littérature regroupés dans le Tableau II.1. Ceci suppose la nécessité de recherche de cycles thermiques spécifiques pour chaque acier et application visée afin d'obtenir la configuration microstructurale optimale.
- Le spectre des relations empiriques microstructure-propriétés mécaniques des aciers au carbone est très large, par suite des nombreuses configurations microstructurales qui ont permis leur détermination comme le montre les données regroupées dans le Tableau II.2. Ceci rend très risquée leur transposition pour d'autres microstructures et incertaines les prédictions à l'aide de ces relations.

C'est pourquoi, on se propose d'établir, à l'aide des techniques d'investigation expérimentales, les cycles thermiques appliqués à l'acier C70, fabriqué par ASCOMETAL France au profit de l'industrie automobile, pour la recherche de structures perlitiques (100%) qui diffèrent uniquement par leurs espacements interlamellaires (**Sp**). Ces structures seraient soumises à des essais de caractérisation mécanique pour établir des relations espacement interlamellaire-caractéristiques mécaniques de traction (**Re-Sp, Rm-Sp**).

Tableau II.1 Cycles thermiques pour le contrôle des microstructures des aciers au carbone.

Acier	Température (°C) et durée d'austénitisation	Température de transformation (en perlite) (°C)	Refroidissement	Sp (nm)	Référence
0,65% C	800 / 1 h	-	Au four	542	[Mod '01]
	850 / 1 h			627	
	900 / 1 h			712	
	950 / 1 h			735	
	1000 / 1 h			785	
AISI 1080 (0,8%C)	800/1h	700 /5h	-	530	[Dol '88]
		690/1h		320	
		675/0,5h		240	
		625/0,25h		160	
		550/0,16h		130	
0,81%C	800/1h	550	-	130	[Hyz '76]
		625		175	
		675		270	
	830/1h	565		141	
		625		195	
	1000/1h	550		119	
		585		136	

Tableau II.2 Relations empiriques microstructure-caractéristiques mécaniques.

Acier	Re- P/Re- Sp/Re-d	Rm/Rp-Sp	Référence
AISI 1080 (0,8%C)	$Re = \sigma_0 + k_y \cdot Sp^{-1}$	-	[Dol '88]
0,81 %C	$Re = 52,2 + 2,18Sp^{-1/2} + 0,4 P^{-0,5} - 2,88d^{-1/2}$	-	[Hyz '76]
0,81 %C	$Re = \sigma_0 + k_y \cdot Sp^{-1}$	$Rp = \sigma_0 + k \cdot Sp^{-1}$	[Mar '76]
0,65% C	$Re = \sigma_0 + k_y \cdot Sp^{-1/2}$	-	[Mod '01]
0,91%C	$Re = \sigma_0 + k_y \cdot Sp^{-1/2}$	$Rm = \sigma_0 + k \cdot Sp^{-1/2}$	[Elw '05]

P : Taille de colonie, Sp : Espacement interlamellaire, d: Taille d'ancien grain austénitique.

II.2 Matériau de l'étude

Le matériau étudié dans le cadre de ce travail est l'acier perlitique C70. Ce matériau a été fourni par le producteur français d'acier (ASCOMETAL). Il a été obtenu par coulée spéciale suivie d'un laminage à chaud de barreaux de diamètres 80 mm. La composition chimique de cet acier est reportée dans le Tableau II.3.

Tableau II.3 Composition chimique de l'acier C70 (% en masse).

C	Si	Mn	S	P	Ni	Cr	Mo	Cu	Al	Sn	Fe
0,68	0,192	0,846	0,01	0,01	0,114	0,16	0,027	0,205	0,042	0,016	Balance

II.3 Traitements thermiques

Dans le but d'étudier l'effet de la microstructure perlitique (fraction de cémentite, taille des anciens grains austénitiques, distances interlamellaires...) sur les caractéristiques mécaniques de l'acier C70, des cycles de traitements thermiques de recuit ont été préalablement effectués par le producteur d'acier (ASCOMETAL) pour obtenir, par transformation au cours du refroidissement continu, des structures 100% perlitiques avec différentes caractéristiques microstructurales. Ces cycles conjuguent les températures d'austénitisation (de 800°C à 1050°C) et les vitesses de refroidissement (air calme, air soufflé, huile chaude (100°C) et huile froide) pour obtenir deux tailles d'anciens grains austénitiques et deux distances interlamellaires différentes. Ces cycles ont été réalisés au dilatomètre afin de simuler divers traitements thermiques et de déterminer ainsi l'évolution de la taille des anciens grains γ en fonction de la température d'austénitisation. Pour une montée en température de 0,3°C/s et une trempe de 100°C/s, plusieurs températures d'austénitisation ont été testées : 800°C pendant 30min, 900°C pendant 15 min, 950°C pendant 15 min, 1000°C pendant 7 min, 1050°C pendant 7 min.

Pour tous les essais, les tailles de grains restent assez proches, cependant les températures extrêmes de 800 et 1050°C donnent les écarts significatifs dans les tailles des anciens grains austénitiques.

Plusieurs traitements ont été appliqués sur des barreaux de longueur 140 mm et de diamètre de 80 mm avec une température d'austénitisation de 800 °C pendant 30 min, suivis d'un refroidissement à l'air calme, à l'air soufflé, à l'huile chaude (100°C) ou à l'huile froide. Il s'est avéré que les refroidissements à l'huile froide et à l'huile chaude ne conduisent pas à une structure finale 100% perlitique, des îlots martensitiques étant observés. Seuls les refroidissements à l'air calme et à l'air soufflé ont donc été retenus. Dans un deuxième temps, ces refroidissements ont été appliqués pour l'austénitisation à 1050°C. Afin d'obtenir deux espacements interlamellaires différents et une structure 100% perlitique, les deux conditions extrêmes de traitement ont été retenues pour cette étude. Ces conditions sont reportées dans le Tableau II.4.

Tableau II.4 Traitements thermiques sélectionnés

Traitement thermique	Austénitisation	Refroidissement
TT1	800°C pendant 30 min	Air calme
TT2	1050°C pendant 7 min	Air soufflé

II.4 Essais de caractérisation

II.4.1 Caractérisation microstructurale

Les caractéristiques microstructurales de l'acier, après traitements thermiques, ont été identifiées à travers des examens métallographiques des surfaces, polies préalablement et attaquées au Nital (2%). Ces examens métallographiques ont été effectués à l'aide des microscopes optique et électronique à balayage (MEB HITACHI 4800) équipé d'un canon à effet de champ (FEG), au laboratoire PIMM de l'ENSAM-Paris (Figure II.1). La dureté des structures perlitiques a été déterminée par des essais de microdureté Vickers sous une charge de 50 gF pendant 15s sur un micro-duromètre de type Shimadzu HMV2000 au PIMM à l'ENSAM-Paris.



Figure II.1 Microscope Electronique à Balayage (Laboratoire PIMM de l'ENSAM Paris).

II.4.2 Etat de contraintes résiduelles

Les distributions de contraintes résiduelles résultant des traitements de refroidissement sont déterminées par diffraction des rayons X pour les différentes microstructures perlitiques sur un diffractomètre SET-X (Figure II.2) équipant le laboratoire PIMM de l'ENSAM-Paris. Les conditions opératoires de diffraction X sont reportées dans le Tableau II.5. Il convient de noter que les mesures ont été réalisées uniquement sur la phase ferritique car les faibles teneurs de cémentite ne permettent pas d'obtenir des intensités de pics suffisantes pour pouvoir déterminer les niveaux de contraintes résiduelles dans la cémentite.

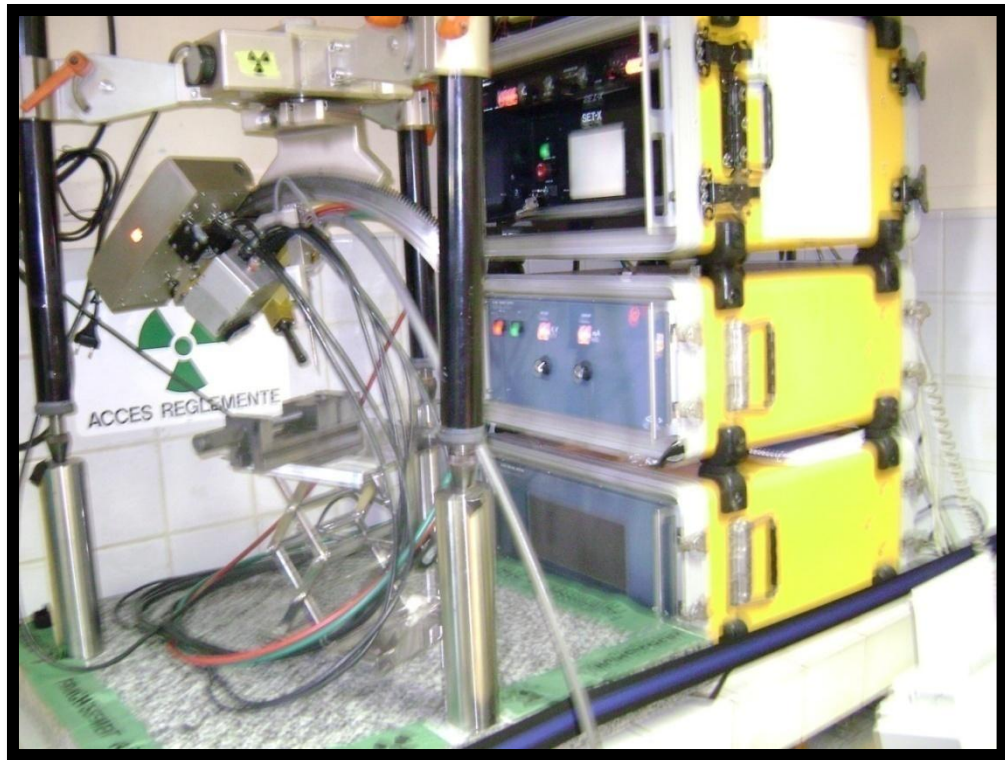


Figure II.2 Diffractomètre set-X utilisé pour l'analyse des contraintes résiduelles.

Tableau II.5 Paramètres de diffraction des rayons X utilisés pour l'analyse des contraintes résiduelles.

Radiation	Cr $k\alpha$	$\lambda=0,229\text{nm}$			
Intensité	5mA				
Tension	20kV				
Plan de diffraction	{2 1 1}	$2\theta=156^\circ$			
Angles ϕ (°)	0				
Angles ψ (°)	39,23	36,27	33,21	30	26,57
	22,79	18,43	12,92	0,00	-9,10
	-15,89	-20,70	-24,73	-28,32	-31,63
	-34,76	-37,76			

II.4.3 Caractérisation mécanique

Les caractéristiques mécaniques de traction (E , R_e , R_m et $A\%$) ont été déterminées par des essais de traction sur machine de type Instron 5881 équipant le laboratoire PIMM de l'ENSAM Paris (Figure II.3). Ces essais ont été réalisés sur des éprouvettes plates (Figure II.4-a). Ces éprouvettes ont été prélevées sur la même circonférence des barreaux traités de manière à garantir la même microstructure dans la partie utile des éprouvettes (Figure II.4-b).



Figure II.3 Machine de traction.

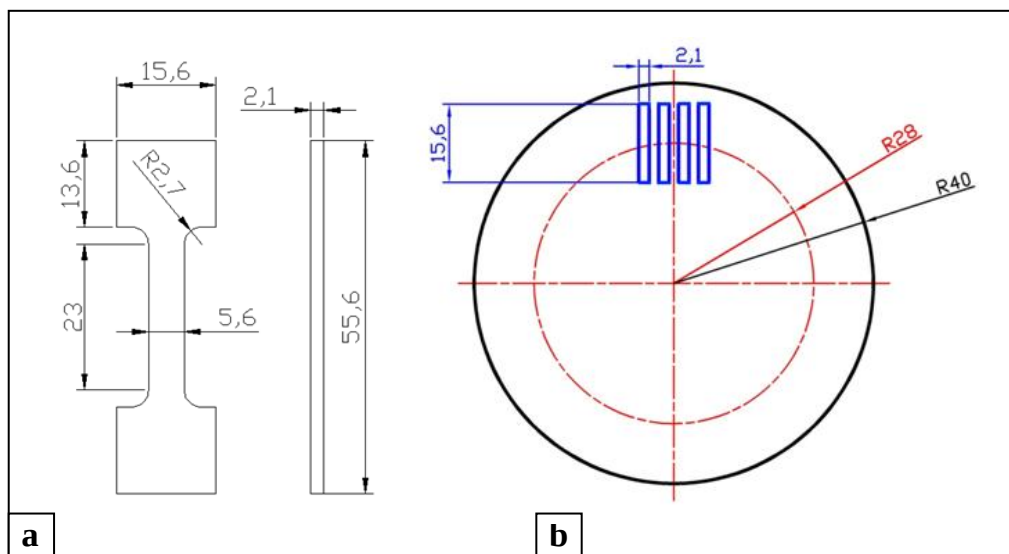


Figure II.4 Géométrie (a) et plan de découpe (b) des éprouvettes de traction.

II.5 Résultats

II.5.1 Caractérisation microstructurale

Les structures perlitiques obtenues par les deux traitements thermiques ont fait l'objet d'analyses qualitatives et quantitatives aux microscopes optique et électronique à balayage pour identifier les principales caractéristiques et notamment la teneur en perlite, les tailles des anciens grains austénitiques, les espacements interlamellaires et la fraction volumique de cémentite. Les microstructures obtenues sont caractérisées par des colonies perlitiques (Figure II.5 et Figure II.6) qui recouvrent toute la surface des anciens grains austénitiques. Ces principales caractéristiques sont regroupées dans le Tableau II.6.

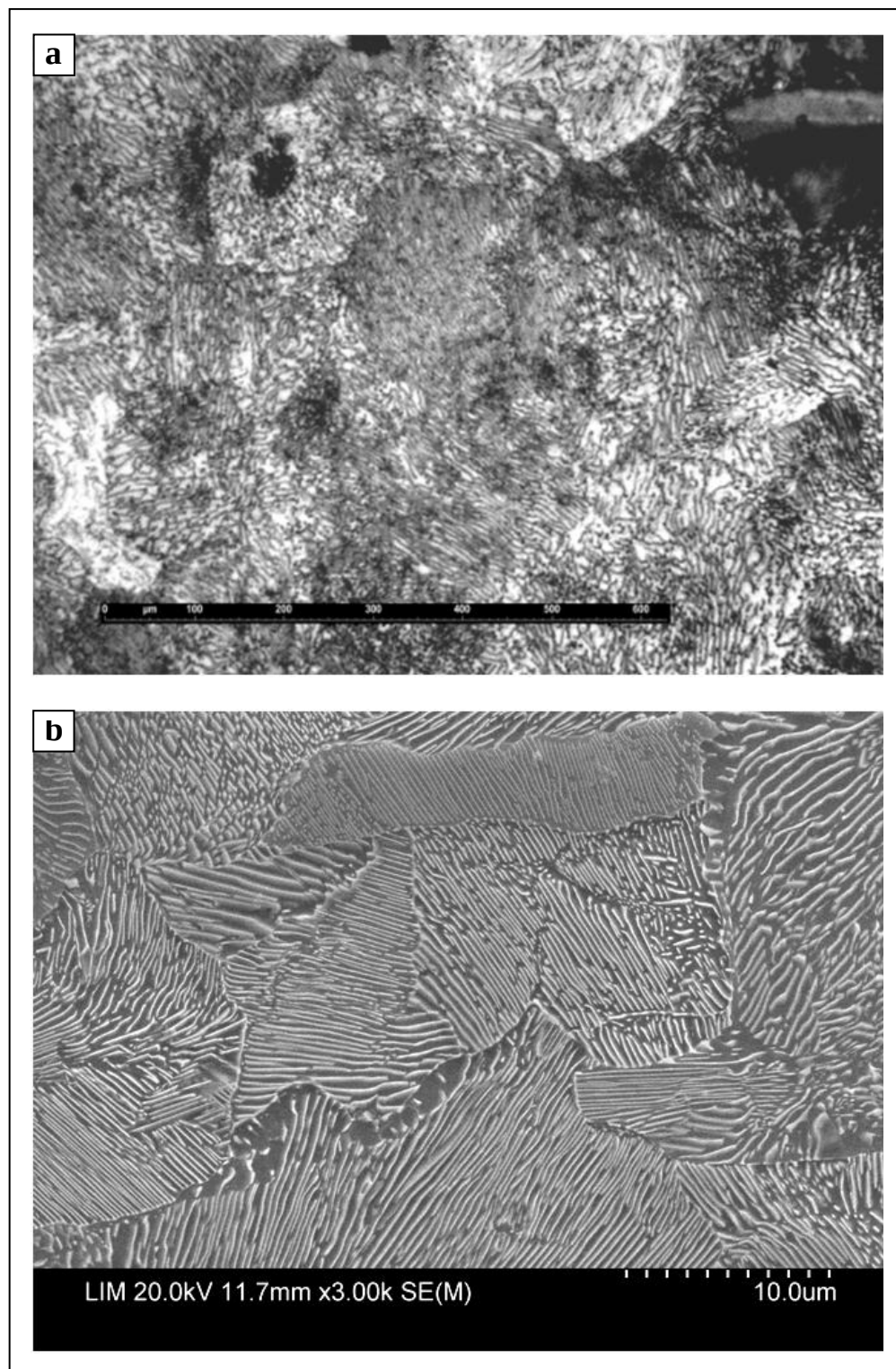


Figure II.5 Microstructure de l'acier C70(TT1): Austénitisation à 800°C pendant 30 min puis refroidissement à l'air calme (a), colonies perlitiques (b).

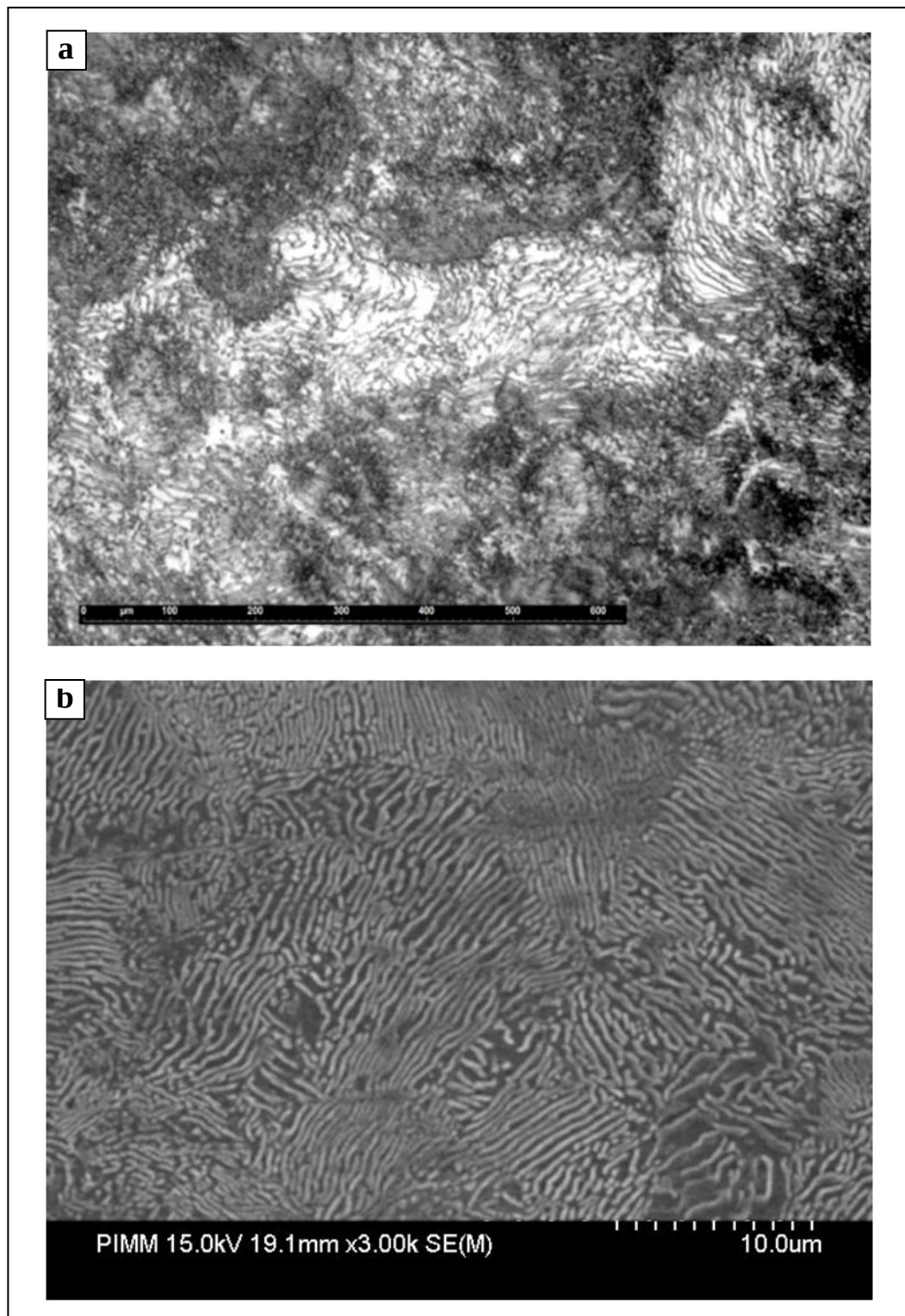


Figure II.6 Microstructure de l'acier C70 (TT2) : Austénitisation à 1050°C pendant 7 min puis refroidissement à l'air soufflé (a), colonies perlitiques (b).

Tableau II.6 Caractéristiques microstructurales des deux microstructures de l'acier perlitique C70.

Traitement thermique	Taille de colonies de perlite (μm)	Distance inter-lamellaire $S_p(\text{nm})$	Taille des anciens grains austénitiques (μm)	Teneur en perlite (%)	Fraction volumique de la cémentite %
TT1	7,4	230 $\pm$ 20	19	100	10
TT2	7,9	170 $\pm$ 25	26	100	10

II.5.2 Dureté des structures perlitiques

Les duretés globales des structures perlitiques sont obtenues par microdureté Vickers sous une charge de 50 gF pendant 15s visant des colonies de perlite relatives aux deux microstructures (Figure II.7). Des moyennes de 5 mesures sur des colonies différentes sont retenues pour caractériser la dureté de la microstructure. Ces duretés sont reportées dans le Tableau II.8. La structure à faible espacement interlamellaire manifeste une dureté plus importante.

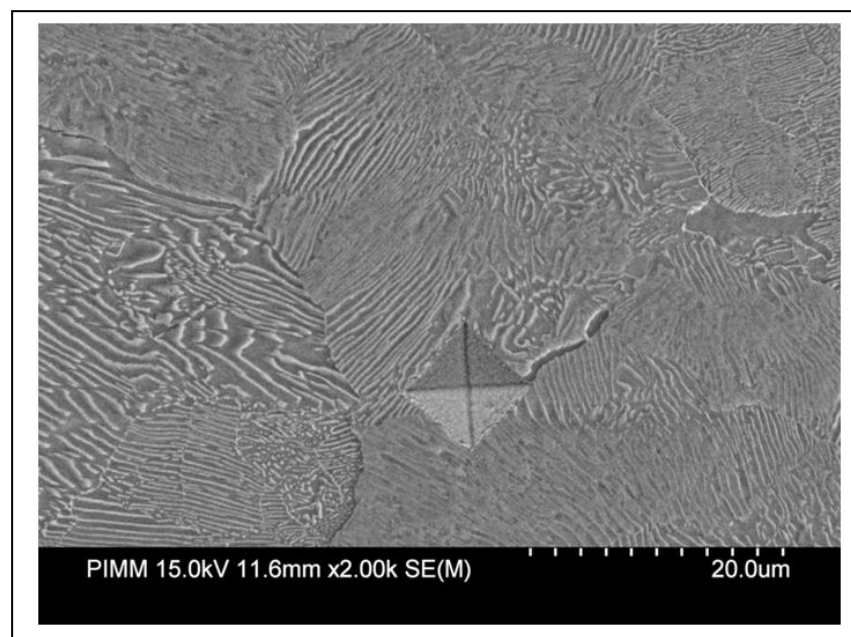


Figure II.7 Empreinte de microdureté.

II.5.3 Etat de contraintes résiduelles initiales

Les mesures de contraintes résiduelles ont été effectuées sur des échantillons prélevés à mi-rayon du barreau ($\varnothing = 80$ mm) objet du traitement thermique. Les mesures en surface des contraintes résiduelles dans la phase ferritique des deux microstructures perlitiques sont reportées dans le Tableau II.7. Les niveaux de contrainte dans la cémentite peuvent en être déduits par la loi des mélanges donnée par l'équation (Eq.II.1) conformément aux travaux de Pesci [Pes '04].

$$(1 - f)\sigma_{Fe\alpha}^{res} + f \cdot \sigma_{Fe3C}^{res} = 0 \quad \text{Eq.II.1}$$

Les résultats obtenus attribuent à la ferrite des contraintes résiduelles de compression compensées par des niveaux de traction beaucoup plus élevées dans la cémentite (effet de fraction volumique : 10%). On ne note aucune influence significative de la microstructure sur les contraintes résiduelles résultant des refroidissements associés aux deux conditions de traitement thermique.

Tableau II.7 Contraintes résiduelles induites par conditions de refroidissement continu de la perlite de l'acier C70, la contrainte dans la cémentite est obtenue en supposant la contrainte résiduelle macroscopique nulle.

Microstructure	Phase	σ^R(MPa)
C70 (TT1)	Ferrite	-56±13
	Cémentite	+504
C70 (TT2)	Ferrite	-55±18
	Cémentite	+495

II.5.4 Caractérisation mécanique

II.5.4.1 Limite d'élasticité et résistance mécanique

Le comportement en traction simple des deux microstructures est déterminé à partir des essais de traction (Figure II.8). Il en ressort clairement une meilleure résistance de la perlite à faible espacement interlamellaire C70 air soufflé (TT2) contre balancée par une ductilité moindre.

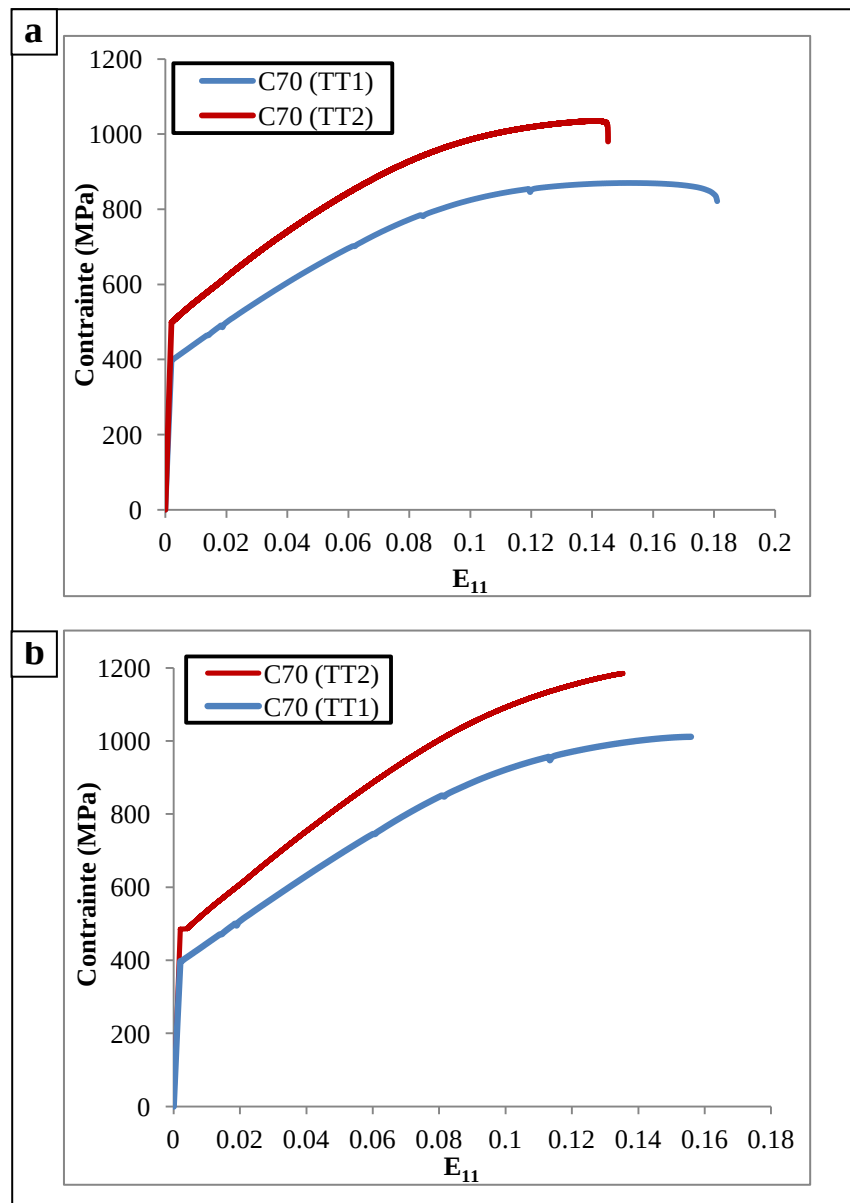


Figure II.8 Courbes de traction relatives aux deux microstructures de l'acier perlitique C70 : (a) conventionnelle ; (b) rationnelle.

Les caractéristiques conventionnelles de traction (E , R_e , R_m et $A\%$) sont reportées dans le Tableau II.8. Il en ressort que la limite d'élasticité et la résistance mécanique de l'acier perlitique C70 augmentent lorsque l'espacement interlamellaire diminue.

Tableau II.8 Caractéristiques mécaniques des deux microstructures.

Traitement thermique	Sp (nm)	Re (MPa)	E (GPa)	Rm (MPa)	A (%)	Hv (50)
TT1	230	396	210	870	18	230±15
TT2	170	498	210	997	15	270±20

L'évolution de la limite d'élasticité **Re** et de la résistance mécanique **Rm** avec l'espacement interlamellaire **Sp** obéit à des lois de type Hall-Petch modifiées conformément à l'équation fournie par les travaux de Dollar [Dol '88] (Eq.II.2) et (Eq.II.3). Les valeurs de σ_0 et **k** identifiées sont reportées dans le Tableau II.9.

$$R_e = \sigma_0 + k \cdot S_p^{-1} \quad \text{Eq.II.2}$$

$$R_m = \sigma_m + k' \cdot S_p^{-1} \quad \text{Eq.II.3}$$

où : σ_0 la contrainte de friction, **k** et **k'** constantes.

Tableau II.9 Paramètres de Hall-Petch.

Acier	Re		Rm	
	σ_0 (MPa)	k (N/mm)	σ_m (MPa)	k' (N/mm)
C70	103,6	0,068	505,93	0,08

II.5.4.2 Ecrouissage

Dans le but d'étudier l'effet de l'espacement interlamellaire sur les coefficients d'écrouissage de l'acier perlitique C70, les courbes de traction rationnelles ont été décrites par la relation de Ludwik (Eq.II.4) (Figure II.9). Les coefficients de cette relation sont identifiés à l'aide d'un logiciel de régression, pour les deux microstructures, et reportés dans le Tableau II.10. Il en ressort que l'espacement interlamellaire n'a pas d'influence significative sur le coefficient d'écrouissage n de l'acier perlitique C70.

$$\sigma_f = \sigma_y + k \cdot \varepsilon_p^n \quad \text{Eq.II.4}$$

où : n : coefficient d'écrouissage, k : constante.

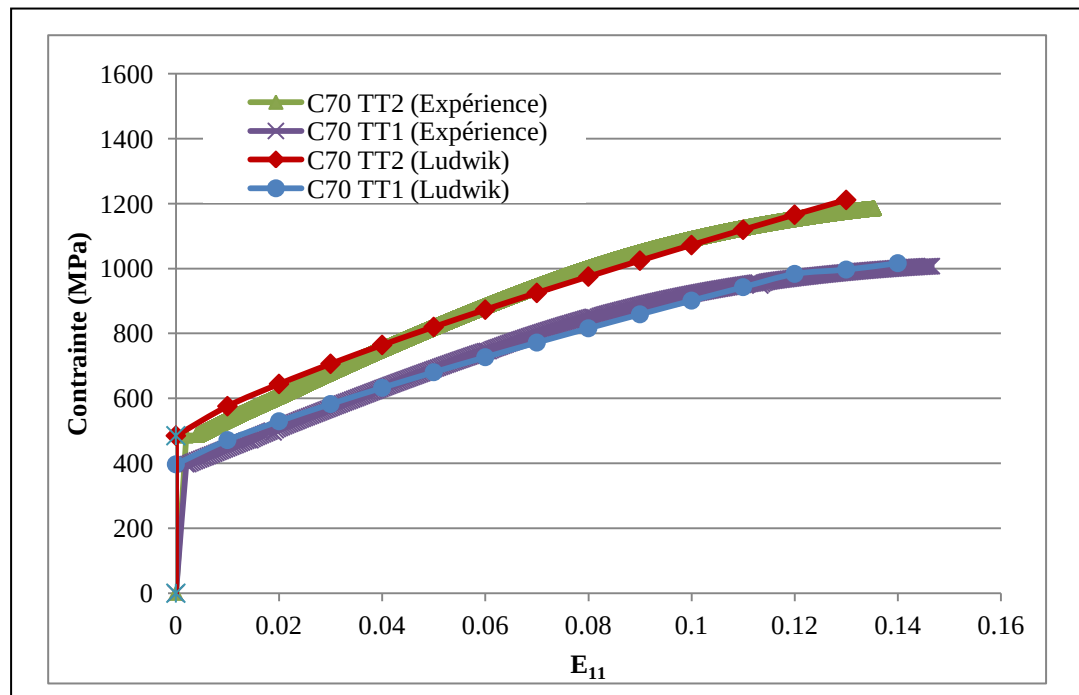


Figure II.9 Superposition des courbes de traction expérimentales à celles identifiées par une loi de comportement de type Ludwik

Tableau II.10 Effet de l'espacement interlamellaire sur le coefficient d'écrouissage de l'acier perlitique.

Traitement Thermique	k (MPa)	n
C70 (TT1)	3398	0,8
C70 (TT2)	3769	0,8

II.6 Synthèse et discussion

Dans ce chapitre, deux cycles thermiques (TT1: Austénitisation à 800 °C pendant 30 min suivie d'un refroidissement à l'air calme et TT2: Austénitisation à 1050°C pendant 7 min suivi d'un refroidissement à l'air soufflé) appliqués à l'acier C70 permettant l'obtention d'une structure entièrement perlitique à deux espacements interlamellaires ($S_p = 230$ et 170 nm) ont été définis. Ces deux traitements confèrent aux microstructures obtenues une distribution équivalente de contraintes résiduelles caractérisée par de la compression dans la ferrite ($\sigma_{Fe\alpha}^R$ (TT1)= -56 MPa, $\sigma_{Fe\alpha}^R$ (TT2) = -55 MPa) et de la traction dans la cémentite (σ_{Fe3C}^R (TT1)= 504MPa, σ_{Fe3C}^R (TT2)= 495 MPa).

Des relations empiriques reliant l'espacement interlamellaire à la limite d'élasticité ($Re = \sigma_0 + k.S_p^{-1}$) et à la résistance à la traction ($Rm = \sigma_m + k'.S_p^{-1}$) de l'acier C70 ont été établies. L'écrouissabilité en traction des deux microstructures de l'acier C70, caractérisée à l'aide des coefficients n de la loi de Ludwik ($\sigma_f = \sigma_y + k.\varepsilon_p^n$), est indépendante de l'espacement interlamellaire.

II.6.1 Effet du traitement thermique sur la microstructure

Il a été montré, à travers les observations micrographiques sous MEB que l'austénitisation à 1050°C pendant 7 min suivie d'un refroidissement à l'air soufflé, confère à l'acier C70 une perlite plus fine ($S_p = 170$ nm) contre une perlite grossière ($S_p = 230$ nm), pour une température d'austénitisation plus faible de 800°C pendant 30 min suivie d'un refroidissement à l'air calme. Ce résultat apparait en désaccord avec les travaux de Modi [Mod '01] relatifs à l'acier hypoeutectoïde qui montre des espacements interlamellaires d'autant plus élevés que la température d'austénitisation est plus grande pour la même vitesse de refroidissement comme le montre les résultats du Tableau II.1. L'auteur s'appuie, pour l'interprétation de ses résultats, sur une interdépendance entre la taille de grain austénitique (fonction de la température d'austénitisation) et espacement interlamellaire. Cependant, Marder [Mar '75] montre, à travers des travaux relatifs à l'effet de la vitesse de refroidissement sur la microstructure de l'acier perlitique (0,81%), que la structure perlitique est d'autant plus fine que la cinétique de refroidissement est plus rapide pour la même température d'austénitisation. L'auteur explique ce résultat en se

basant sur l'effet de vitesse de refroidissement sur la température de transformation perlitique. Elwazri [Elw '05] présente une interprétation de cet effet, basée sur la relation vitesse de refroidissement-température de transformation perlitique. Il précise que lorsque la température de transformation est basse (vitesse de refroidissement plus rapide), la diffusivité est ralentie ce qui a pour conséquence la réduction de la distance de diffusion qui conduit à la réduction de l'espacement interlamellaire. Ce résultat explique bien l'espacement interlamellaire plus fin ($S_p = 170$ nm) pour la structure perlitique résultant du refroidissement à l'air soufflé (vitesse plus rapide) de l'acier C70 comparativement au refroidissement à l'air calme (vitesse plus lente) conduisant à ($S_p = 230$ nm).

Les faibles niveaux de contraintes résiduelles de compression mesurés dans la ferrite (-50 MPa) de l'acier C70 après traitement thermique sont du même ordre de grandeur que celles mesurées dans une structure de perlite globulaire des aciers JIS SK5 et SK3 étudiés par Lei [Lei '08]. Les contraintes résiduelles de traction dans la cémentite consécutives au traitement thermique n'ont pas été accessibles à la mesure par diffraction X conventionnelle par suite de la faible fraction volumique de cémentite.

Les estimations à l'aide de la loi des mélanges donnent des niveaux de traction relativement élevés (+500 MPa) comparativement aux données de mesure par DRX (-50 MPa) effectué par Lei [Lei '08] dans le cas d'une structure de perlite globulaire à différentes fractions volumiques de cémentite. L'origine de ces distributions est vraisemblablement due aux incompatibilités de déformations liées à la différence de coefficients de dilatation des deux constituants de la perlite [You '07].

II.6.2 Effet de la microstructure sur les caractéristiques mécaniques de traction

Les relations empiriques R_e-S_p et R_m-S_p obtenues dans cette étude sont en accord avec les résultats de Dollar [Dol '88] et Marder [Mar '76] sur l'acier perlitique AISI 1080 [Dol '88] et l'acier 0,81 %C [Mar '76] (Figure II.10). Les paramètres k et σ_0 de la loi de Petch modifiée sont comparées avec les données de la littérature fournies dans le Tableau II.11. Il en ressort un bon accord concernant k avec une différence significative pour σ_0 . Dollar [Dol '88] impute ces écarts, par rapports aux autres données de la littérature, aux différences de teneur en éléments carburigènes, de la fraction volumique de la cémentite et de la taille de l'ancien grain austénitique.

Des lois de type Hall-Petch $Re = \sigma_0 + k.S_p^{-1/2}$ validées pour d'autres aciers: hypereutectoïde [Elw '05] et hypoeutectoïde [Mod '01] n'ont pas été retenues pour l'acier C70 par suite de l'identification des valeurs de σ_0 négatives (-229 MPa) n'ayant aucune signification physique.

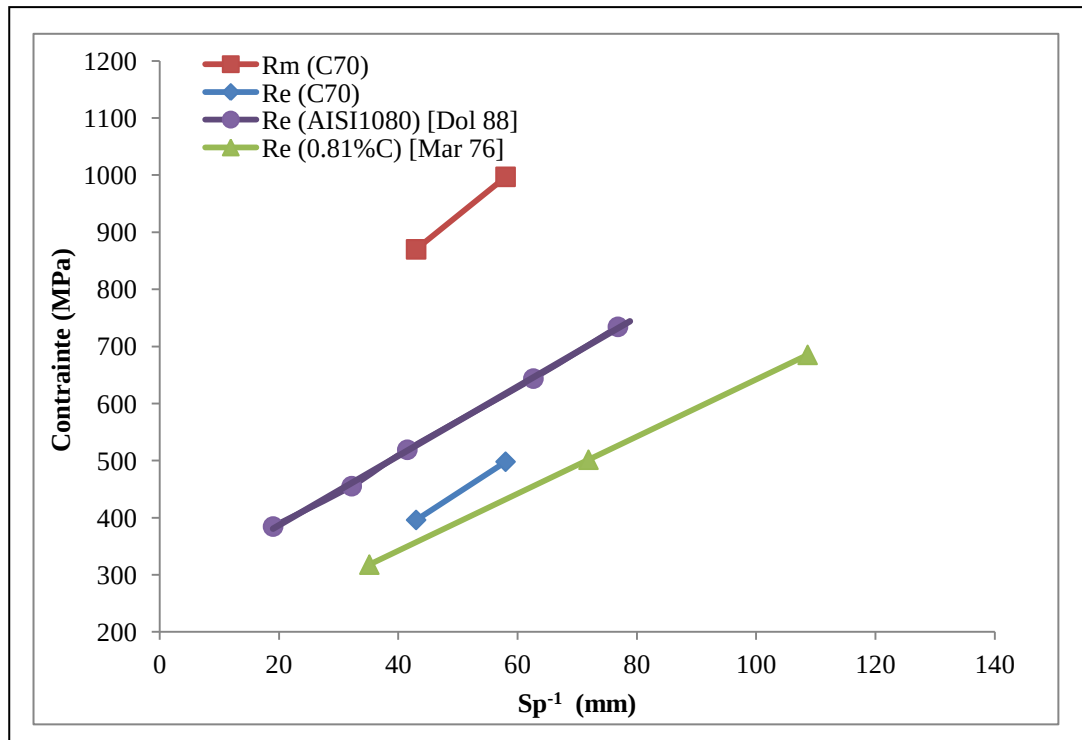


Figure II.10 Evolution des caractéristiques mécaniques en fonction de l'espacement interlamellaire.

Tableau II.11 Paramètres de Hall-Petch.

Acier	σ_0 (MPa)	k (N/mm)	σ_m (MPa)	k' (N/mm)	Référence
AISI 1080	205	0,06	-	-	[Dol '88]
0,81% C	142	0,05	-	-	[Mar '76]
C70	104	0,068	506	0,08	Cette étude

L'écroutissage des structures perlitiques ne semble pas dépendre de l'espacement interlamellaire comme le montre les résultats de cette étude comparés à ceux obtenus par Dollar [Dol '88] pour l'AISI 1080 dans le Tableau II.12. Ceci porte à croire que la plasticité des aciers eutectoïdes est contrôlée par celle de la phase ferritique indépendamment de la microstructure de la perlite (espacement interlamellaire).

Tableau II.12 Effet de l'espacement interlamellaire sur le coefficient d'écrouissage de l'acier perlitique.

Acier	Espacement interlamellaire S_p (nm)	n	k (MPa)	Référence
C70	(TT1)	230	0,8	Cette étude
	(TT2)	170	0,8	
AISI 1080		160	0,65	[Dol '88]
		240	0,64	
		320	0,65	

II.7 Conclusion

Il a été montré que l'austénitisation à 1050°C pendant 7 min suivi d'un refroidissement à l'air soufflé, confère à l'acier C70 une perlite plus fine ($S_p = 170$ nm) contre une perlite grossière ($S_p = 230$ nm) pour une température d'austénitisation plus faible (800°C pendant 30 min) mais surtout pour une vitesse de refroidissement plus lente à l'air calme. Ce traitement a conduit à une distribution de contraintes résiduelles de compression dans la ferrite (-55 ± 13 MPa) et de traction dans la cémentite (500 MPa) pour les deux microstructures. Les caractéristiques mécaniques de traction de l'acier C70 dépendent de l'espacement interlamellaire ; elles varient dans le même rapport $\frac{R_e(TT2)}{R_e(TT1)} \approx \frac{S_p(TT1)}{S_p(TT2)} \approx 1,3$. Des lois empiriques de type Hall-Petch modifiée permettent d'exprimer la limite d'élasticité ($R_e = 103,6 + 0,068 S_p^{-1}$) et la résistance mécanique ($R_m = 505,9 + 0,08 S_p^{-1}$) en fonction de l'espacement interlamellaire. Par contre, l'écrouissabilité de l'acier C70, exprimée par le coefficient **n** ($n = 0,8$) de la loi de Ludwik ($\sigma_f = \sigma_y + k \cdot \epsilon_p^{0,8}$) est indépendante de l'espacement interlamellaire.

**CHAPITRE III. EFFET DE LA MICROSTRUCTURE
SUR LE COMPORTEMENT MONOTONE DE L'ACIER
PERLITIQUE C70**

III.1 Introduction

Il a été bien établi, au chapitre II, que le comportement sous charge des aciers perlitiques dépend principalement de leurs caractéristiques microstructurales et notamment de l'espacement interlamellaire. Ce résultat corrobore les données de la littérature pour les aciers eutectoïdes [Dol '88; Hyz '76; Mar '76] mais aussi pour les aciers hypoeutectoïdes [Mod '01], hypereutectoïdes [Elw '05]. Il a été également rapporté que le comportement élastoplastique de la structure perlitique est contrôlé par celui des phases constituantes (ferrite et cémentite). Ce comportement a fait l'objet de nombreuses études, conjuguant des techniques expérimentales de diffraction des rayons X [Ina '04], des neutrons [Day '02; Shi '06], au synchrotron [Ina '04; You '07], des examens « in-situ » au MEB [Yon '89] et au MET [Dol '88; Li '03] et des approches micromécaniques à l'aide des modèles auto-cohérents [Bel '94; Ina '04; Sch '97]. Les principaux résultats acquis sont:

- Un comportement de la perlite fortement influencé par la microstructure : fraction et morphologie de cémentite [Lei '07] et espacement interlamellaire [Dol '88; Mar '76].
- Un écoulement plastique de la perlite particulièrement contrôlé par celui de la ferrite [Dol '88].
- Un début d'écoulement plastique de la ferrite à des niveaux de cisssions critiques établis par diffraction X couplée aux modèles auto-cohérents pour les aciers hypoeutectoïdes ($\tau_c^0=52,2$ MPa) [Sch '97] et eutectoïde ($\tau_c^0 = 500$ MPa) [Ina '04].
- Une anisotropie des comportements élastique et plastique, à l'échelle du réseau des constituants de la perlite (ferrite et cémentite), identifiée au synchrotron [You '07], par neutrons [Day '02; Shi '06] et par modèle auto-cohérent [Day '02].
- Une structure de déformation de la perlite caractérisée par le développement des bandes de cisaillement orientées selon la direction de la contrainte maximale de cisaillement (40-50° par rapport à l'axe de traction) [Yon '89].
- Une sous-structure de déformation de la ferrite des espacements interlamellaires caractérisée par des dislocations courbées [Li '03].
- Un endommagement de la perlite, principalement associé à la rupture des lamelles de cémentite dans les bandes de cisaillement [Yon '89].

Le rôle de l'espacement interlamellaire sur le début de l'écoulement plastique de la ferrite (τ_c^0) et son écrouissabilité n'a pas été abordé dans la littérature. Il en est de même pour les distributions de contraintes résiduelles induites par déformation plastique. Par ailleurs, les conséquences du développement de dommage sur les redistributions des contraintes entre la cémentite et la ferrite sont méconnues. C'est pourquoi, on se propose de mener une étude sur le comportement sous charge des deux microstructures, TT1 et TT2, qui diffèrent par leurs espacements interlamellaires, dans le but de mieux comprendre et de quantifier le rôle de ce paramètre dans la déformabilité et l'endommagement de la structure perlitique de l'acier C70. Les cisssions critiques de la ferrite, l'anisotropie élastique et plastique des deux constituants et les distributions des contraintes résiduelles feront l'objet d'identification à l'aide d'une démarche expérimentale conjuguant les techniques de traction « in-situ » sous X et traction « in-situ » sous MEB couplées à une modélisation à l'aide du modèle auto-cohérent.

III.2 Essais effectués

III.2.1 Essais de traction « in-situ » sous diffraction des rayons X

Le comportement de la ferrite de la structure perlitique de l'acier C70 résultant des deux traitements thermiques a été identifié à travers des essais de traction « *in-situ* » sous diffraction des rayons X. Des mini-éprouvettes plates de traction ont été prélevées par électroérosion à fil à partir des barreaux de diamètre 80 mm sur une couronne située à mi rayon. Ensuite, elles ont été usinées par électroérosion à fil, dans la géométrie et les dimensions représentées dans la Figure III.1.

Les surfaces des éprouvettes ont été préparées par polissage mécanique pour réduire les irrégularités introduites par usinage, suivi d'un léger polissage électrolytique pour enlever l'écrouissage de surface engendré par polissage mécanique. Des jauges de mesure des déformations macroscopiques ont été collées sur une face de l'éprouvette (Figure III.1). L'autre face sera exposée au rayonnement X pour identifier les déformations résultant des chargements appliqués (Figure III.2). Ce chargement est de type traction simple, résultant d'une déformation macroscopique imposée par déplacement du mors mobile du système de fixation de l'éprouvette correspondant au dispositif de traction « in-situ » (Figure III.2).

La force correspondant au déplacement macroscopique imposé est mesurée par un capteur de force annulaire monté sur le dispositif de traction « in-situ » (Figure III.2). Au cours de l'essai de traction « in-situ », la variation de la force est contrôlée par le déplacement macroscopique imposé. Ainsi, les contraintes macroscopiques Σ_{11} sont calculées à partir de la force et de la section de l'éprouvette et les déformations macroscopiques E_{11} sont directement mesurées à l'aide des jauges de déformation.

Les contraintes pseudo-macroscopiques (σ_{11}) dans la ferrite résultant du chargement macroscopique en traction uni-axiale sont accessibles à la mesure par diffraction des rayons X sur un diffractomètre SET-X (Figure III.2) équipant le laboratoire PIMM à l'ENSAM-Paris. Il convient de noter que les mesures ont été réalisées uniquement sur la phase ferritique car les faibles teneurs de cémentite ne permettent pas d'obtenir des intensités de pic suffisantes pour pouvoir déterminer les niveaux de contraintes dans la cémentite. Les conditions opératoires de diffraction X sont reportées dans le Tableau III.1. Ainsi, pour chaque niveau de chargement macroscopique (Σ_{11} , E_{11}) les niveaux correspondants de contraintes dans la ferrite (σ_{11}) sont mesurés après stabilisation de la contrainte macroscopique appliquée (Σ_{11}).

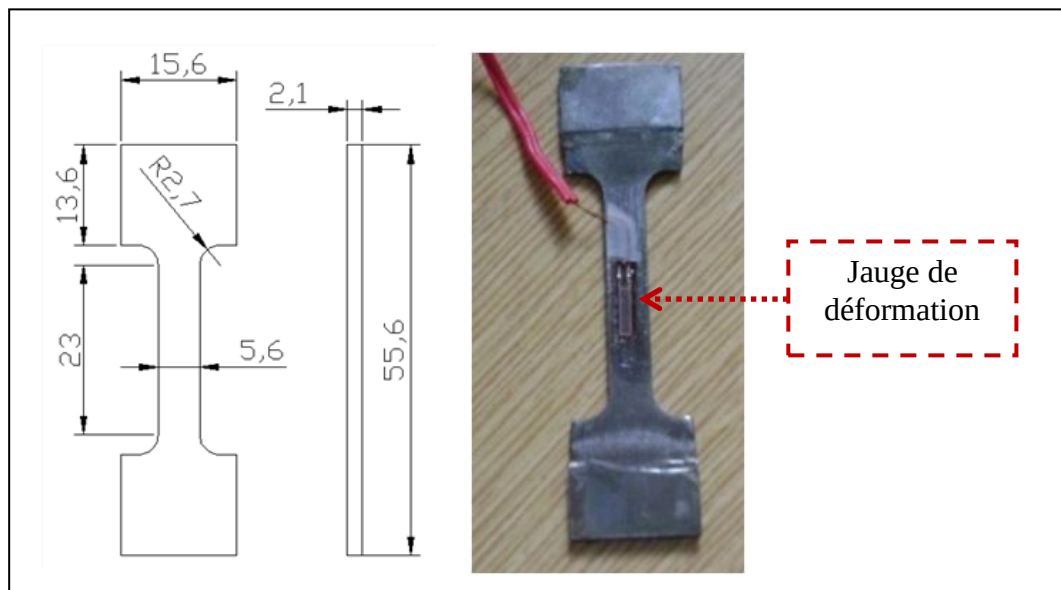


Figure III.1 Eprouvette utilisée au cours des essais de traction « in-situ » sous diffraction des rayons X.

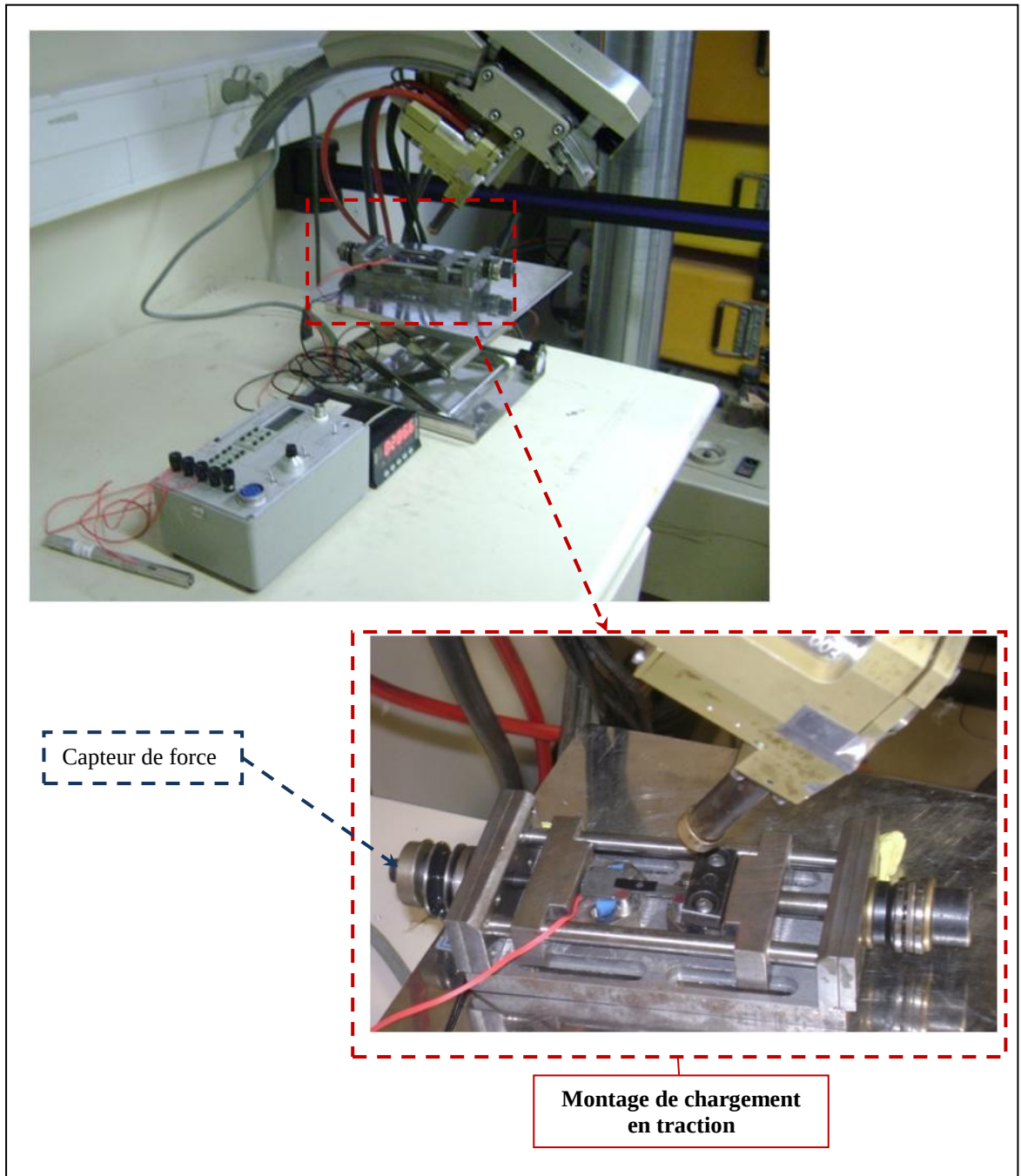


Figure III.2 Dispositif d'essais de traction « in-situ » sous DRX : Diffractomètre SETX, capteur de force, montage de chargement de traction.

Tableau III.1 Paramètres de diffraction des rayons X.

Radiation	Cr $k\alpha$	$\lambda=0,229\text{nm}$			
Intensité	5mA				
Tension	20 kV				
Plan de diffraction	{2 1 1}	$2\theta=156^\circ$			
Angles ϕ (°)	0				
Angles ψ (°)	39,23	36,27	33,21	30	26,57
	22,79	18,43	12,92	0,00	-9,10
	-15,89	-20,70	-24,73	-28,32	-31,63
	-34,76	-37,76			

III.2.2 Essais de traction « in-situ » au MEB

Les modes de déformation et d'endommagement à l'échelle des phases de la structure perlitique C70 air calme (TT1) ont été étudiés par des examens micrographiques durant des essais de traction « in-situ » sous microscope électronique à balayage de type Jeol JSM 6100 équipant le laboratoire PIMM à l'ENSAM-Paris.

Des mini-éprouvettes plates ont été prélevées par électroérosion à fil à partir des barreaux de diamètre 80 mm sur une couronne située à mi rayon. Ensuite, elles ont été usinées par électroérosion à fil, dans la géométrie représentée dans la Figure III.3. Les surfaces des éprouvettes ont été préparées par polissage mécanique avec du papier abrasif jusqu'au grade 4000 suivi d'une finition à l'alumine 1 μm , ensuite elles ont été attaquées au Nital à 2%.

Le montage du dispositif de traction « in-situ » dans l'enceinte du MEB est présenté dans la Figure III.4. Au cours de l'essai, la variation de la force est contrôlée par le déplacement imposé.

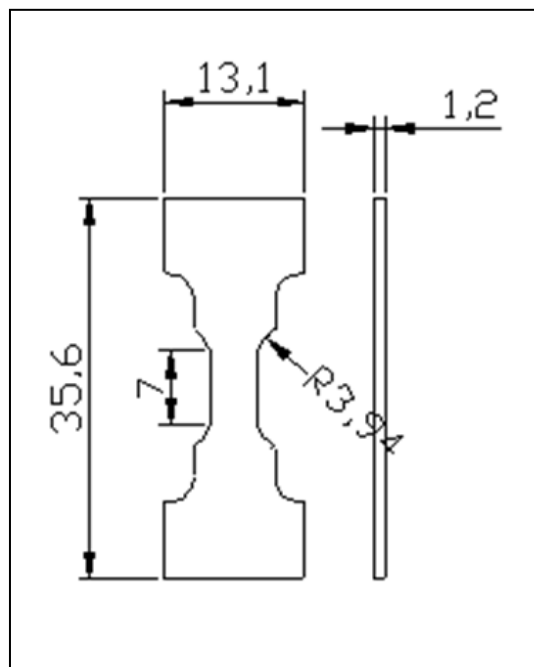
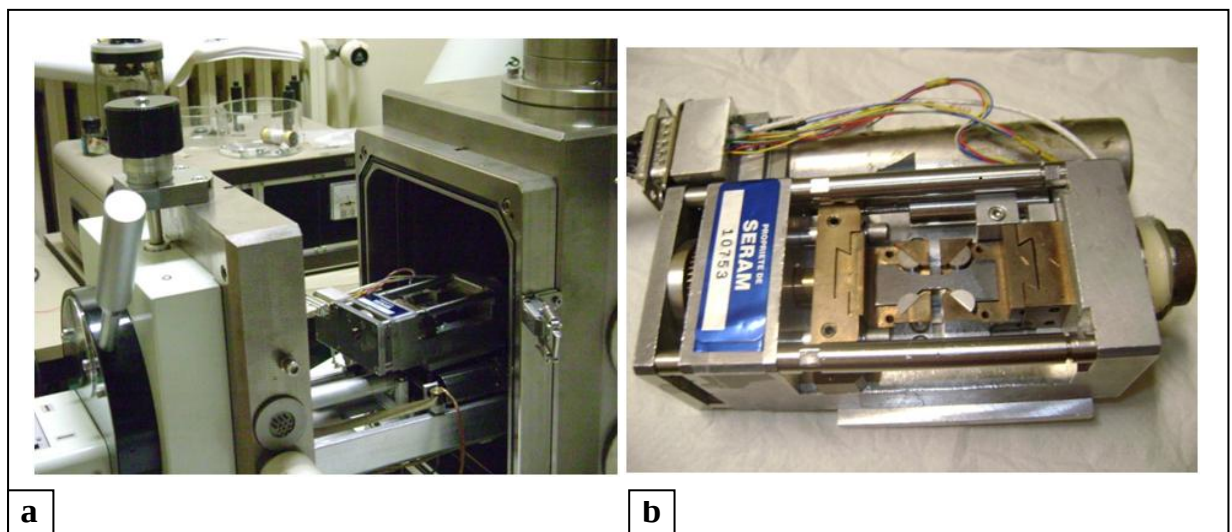


Figure III.3 Géométrie de l'éprouvette utilisée dans les essais de traction « in-situ » sous MEB.



a

b

Figure III.4 Dispositif d'essais « in-situ » sous MEB : (a) Montage de la machine de traction dans la chambre du MEB; (b) Montage de l'éprouvette dans la machine de traction.

III.3 Résultats

III.3.1 Résultats expérimentaux

III.3.1.1 Influence de la microstructure sur le comportement sous charge de la ferrite

La superposition des courbes contrainte-déformation macroscopiques et pseudo-macroscopiques pour les deux microstructures, révèlent l'effet des caractéristiques microstructurales sur le comportement intrinsèque de la phase ferritique et le comportement global de l'acier perlitique (Figure III.5). Il en ressort que la ferrite commence à se déformer plastiquement à un niveau de contrainte appliquée $\Sigma_{11} = 400$ MPa pour la structure C70 air soufflé (TT2) ayant l'espacement interlamellaire le plus faible et à une contrainte appliquée $\Sigma_{11} = 300$ MPa pour la structure C70 air calme (TT1). Il en découle une limite d'élasticité de la ferrite de la structure C70 (TT2) $\sigma_{11} = 280$ MPa plus importante que celle de la microstructure C70 (TT1) $\sigma_{11} = 210$ MPa. Par ailleurs, la ferrite des deux microstructures se déforme plastiquement sans écrouissage notable et semble gouverner la plasticité de la structure perlitique (Figure III.5).

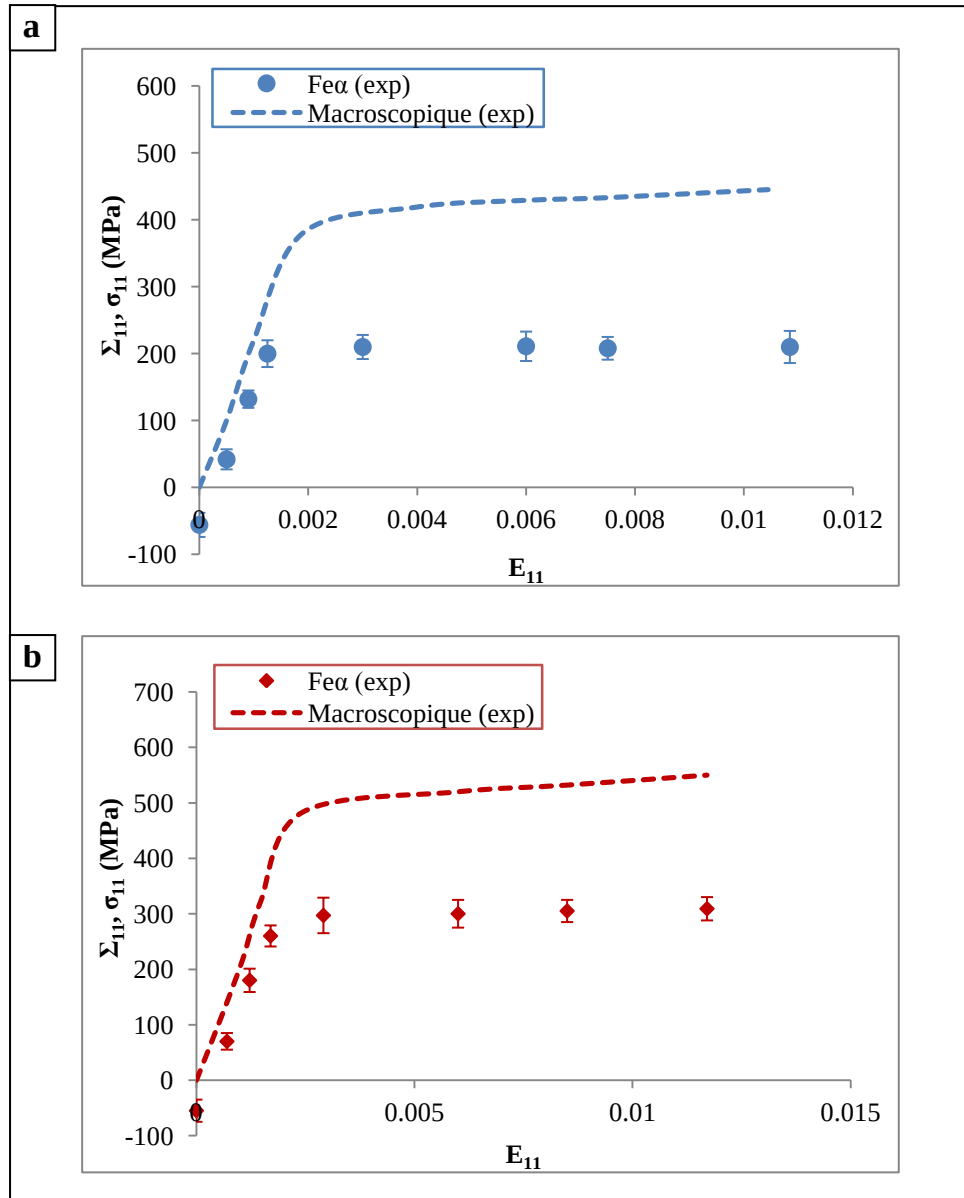


Figure III.5 Evolution des contraintes macroscopiques et des contraintes dans la ferrite en fonction de la déformation imposée E_{11} mesurées par des essais de traction « in-situ » sous DRX : (a) C70: TT1 and (b) C70: TT2.

III.3.1.2 Influence de la microstructure sur les niveaux de contraintes résiduelles dans la ferrite après décharge

La différence de comportement sous charge entre les deux constituants de la perlite (ferrite et cémentite) est à l'origine des distributions des contraintes résiduelles après décharge. Les contraintes résiduelles mesurées dans la ferrite après un chargement en traction à un rapport de charge $\left(\frac{\Sigma_{11}}{R_e}\right)_{acier} \geq 1,1$, correspondant à une déformation totale $E_{11}=1,2$, suivi d'une décharge ($\Sigma_{11}=0$), montrent des contraintes résiduelles de compression dans la ferrite pour les deux microstructures.

Les niveaux de compression augmentent avec la déformation imposée (Figure III.6). Elles sont d'autant plus élevées que l'espacement interlamellaire est plus grand (Figure III.7). Ceci montre que l'espacement interlamellaire influe, non seulement sur la répartition des contraintes dans les phases au cours du chargement, mais aussi sur l'état de contraintes résiduelles après décharge.

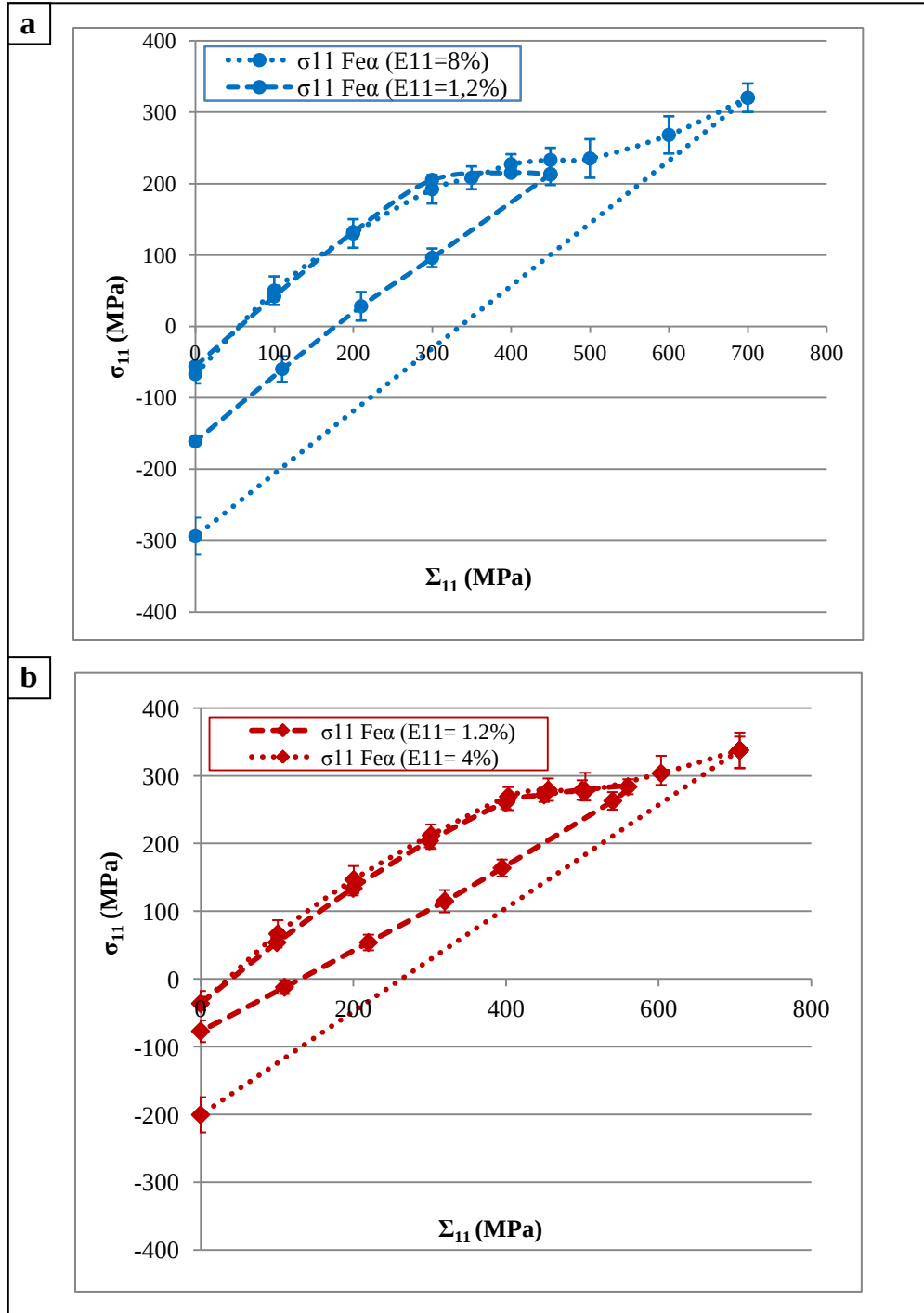


Figure III.6 Répartition des contraintes dans la ferrite au cours d'un chargement de traction uni-axiale « in situ » sous diffractomètre DRX : (a) C70 (TT1);(b)C70 (TT2).

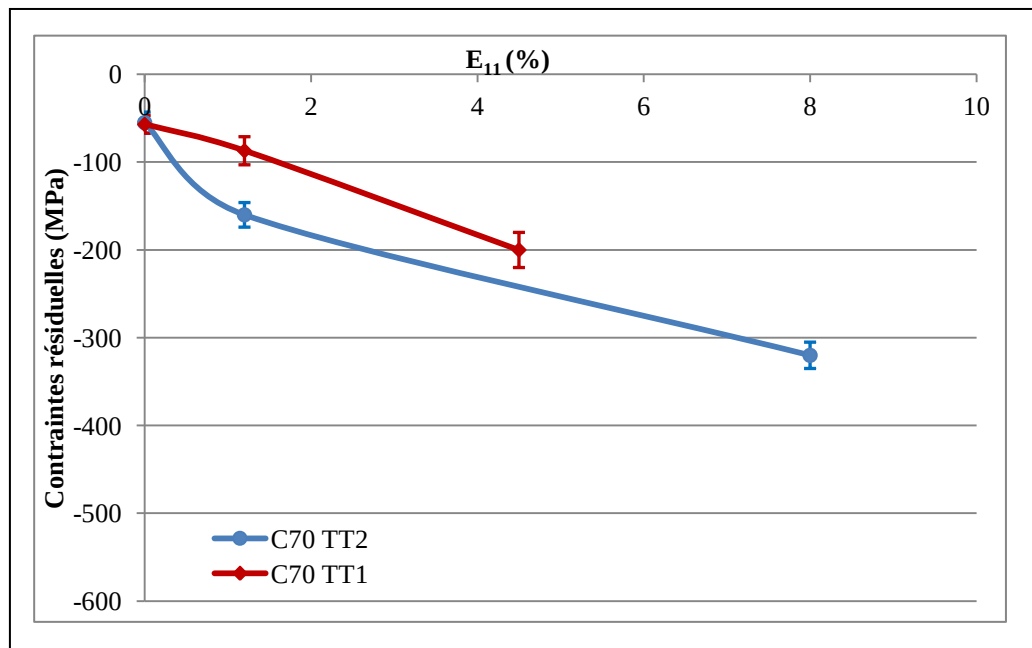


Figure III.7 Superposition des contraintes résiduelles en fonction de la déformation imposée E_{11} pour les deux microstructures.

III.3.1.3 Mécanismes de déformation et d'endommagement de la perlite sous chargement en traction

La déformation de la phase ferritique s'opère par l'activation d'un seul système de glissement qui se manifeste par l'apparition des bandes parallèles de cisaillement dans les colonies de perlite les plus favorablement orientées par rapport à l'axe de chargement. Ces bandes sont orientées à des angles proches de 40 à 50° de l'axe de chargement par traction indépendamment de l'orientation des lamelles de cémentite dans la même colonie perlitique. Ainsi, les bandes de cisaillement ont été observées parallèlement (Figure III.8-a) et perpendiculairement (Figure III.8-b) aux lamelles de cémentite. Les bandes de cisaillement ont été observées principalement dans les colonies où les lamelles sont parallèles ou légèrement inclinées par rapport à la direction de chargement (Figure III.9).

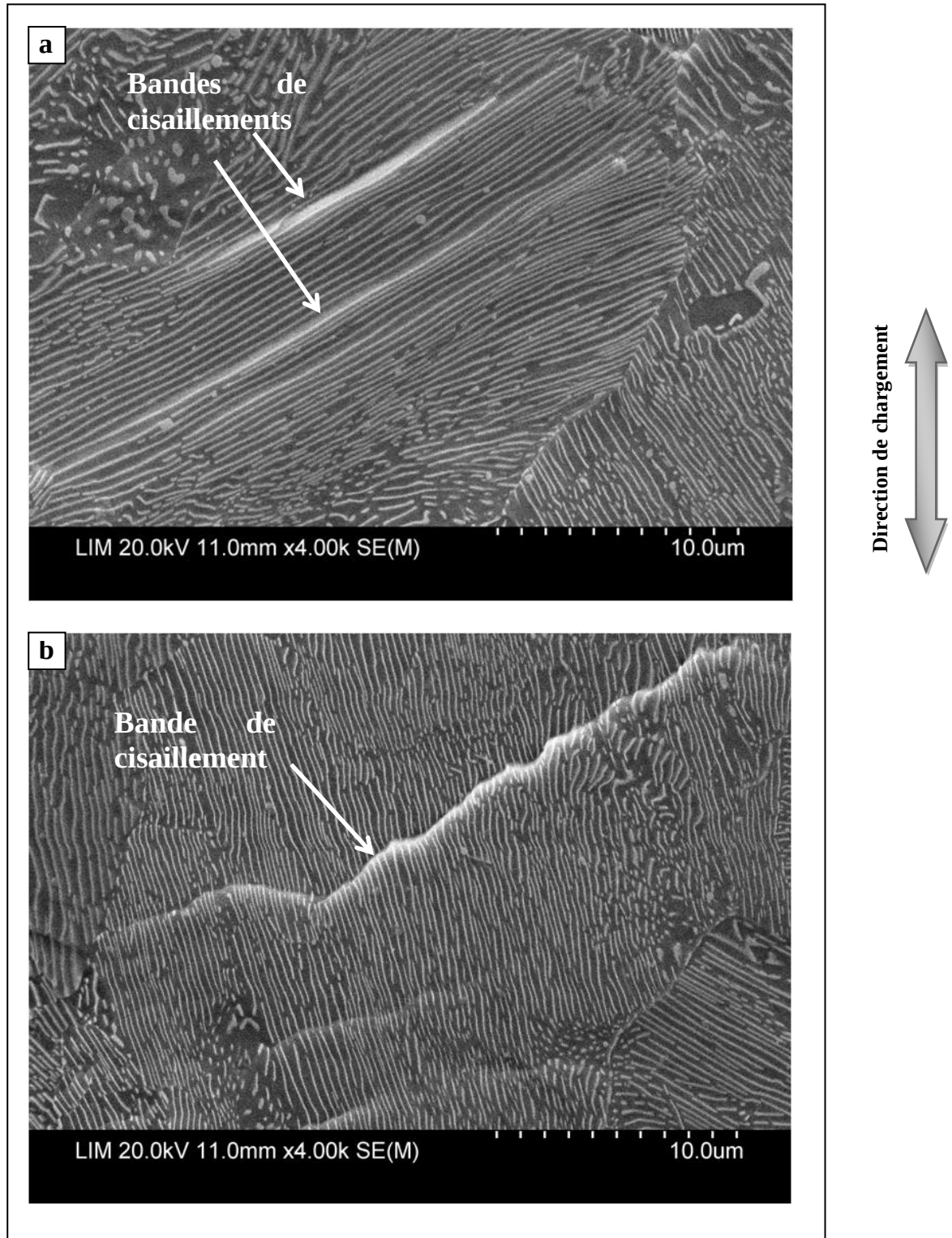


Figure III.8 Bandes de cisaillement observées dans la structure perlitique ($\Sigma_{11}=800$ MPa; $E_{11}=9\%$) : (a) Bandes de cisaillement parallèles aux lamelles de cémentite; (b) Bandes de cisaillement perpendiculaires aux lamelles de cémentite.

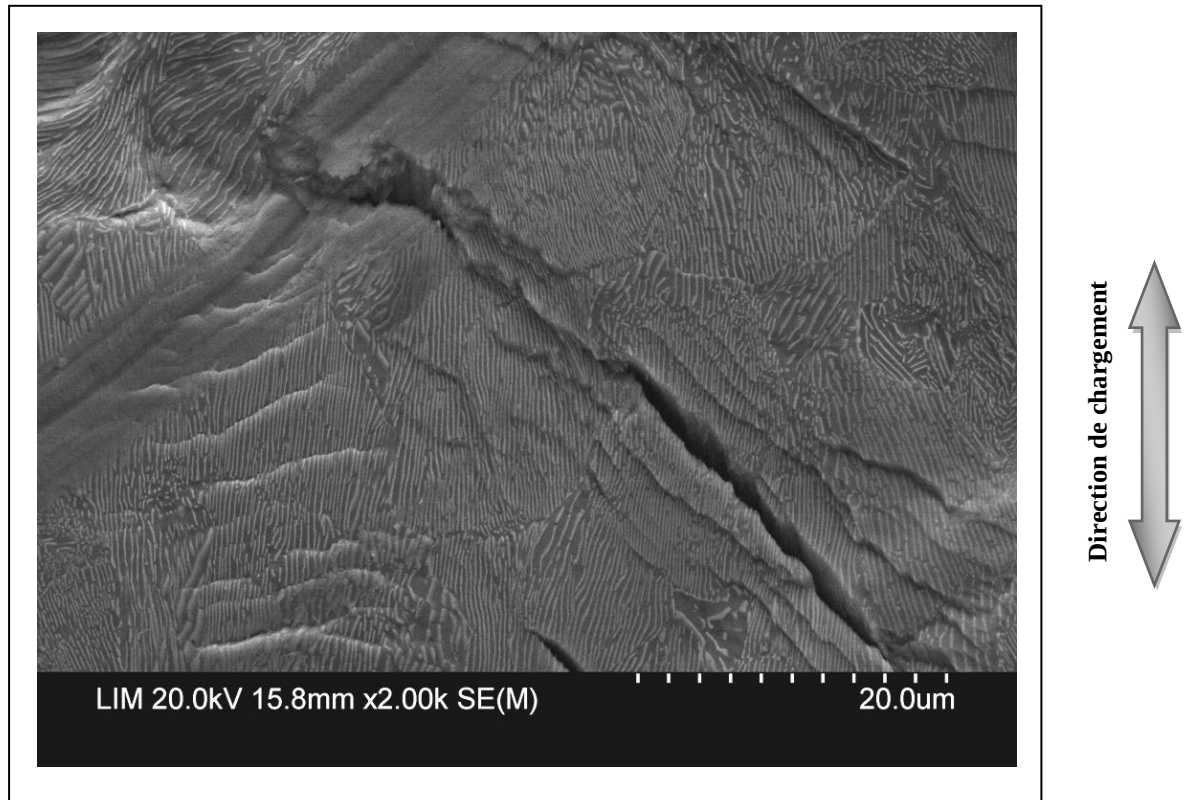


Figure III.9 Bandes de cisaillements observées dans des colonies perlitiques parallèles à la direction de chargement en traction ($E_{11} = 16\%$).

Les forts contrastes au MEB, associés à certaines bandes, traduisent les niveaux de hauteurs de marches générées par cisaillement et émergeant en surface. Ces hauteurs de marches sont d'autant plus importantes que le niveau de déformation est plus élevé (Figure III.10-a). De même, les espacements inter-bandes de cisaillement sont d'autant plus faibles que le taux de déformation totale est plus élevé (Figure III.10-b).

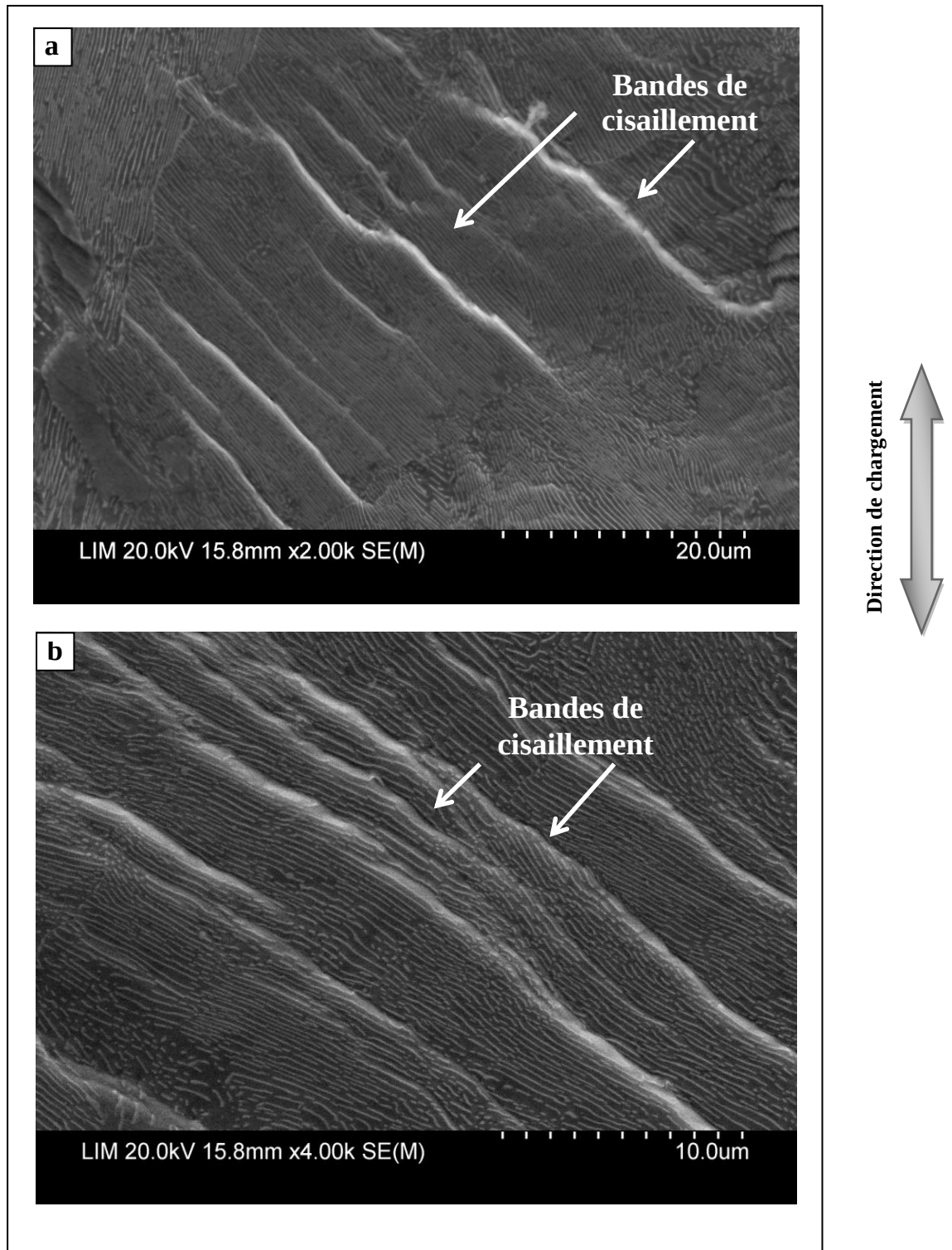


Figure III.10 Bandes de déformation : (a) déformation imposée $E_{11}=13\%$, (b) déformation imposée $E_{11}=15\%$.

L'endommagement de la structure perlitique est essentiellement associé aux bandes de cisaillement. En effet, au plus forts taux de déformation, des fissures avec rupture totale des colonies perlitiques ont été observées dans les traces des bandes de cisaillement (Figure III.11-a). Les contraintes locales à la pointe des fissures peuvent activer un deuxième système de glissement dans la même colonie perlitique (Figure III.11-b) et explique la formation d'un réseau de fissures ramifié (Figure III.12).

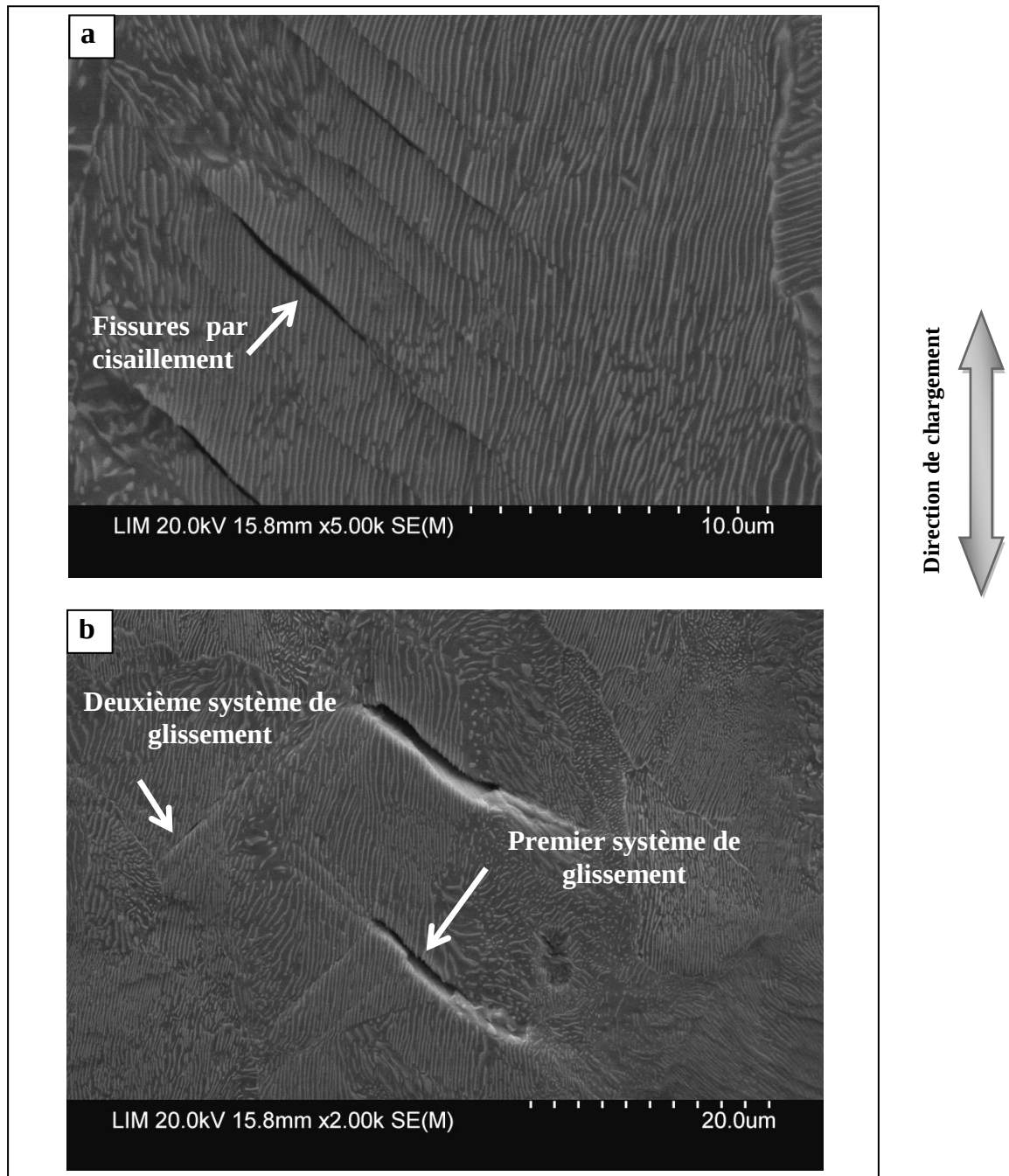


Figure III.11 Endommagement de l'acier perlitique C70 : (a) cisaillement de la cémentite et amorçage des fissures dans les bandes de cisaillement ($E_{11}=15\%$); (b) propagation des fissures et activation du second système de glissement ($E_{11}=15\%$).

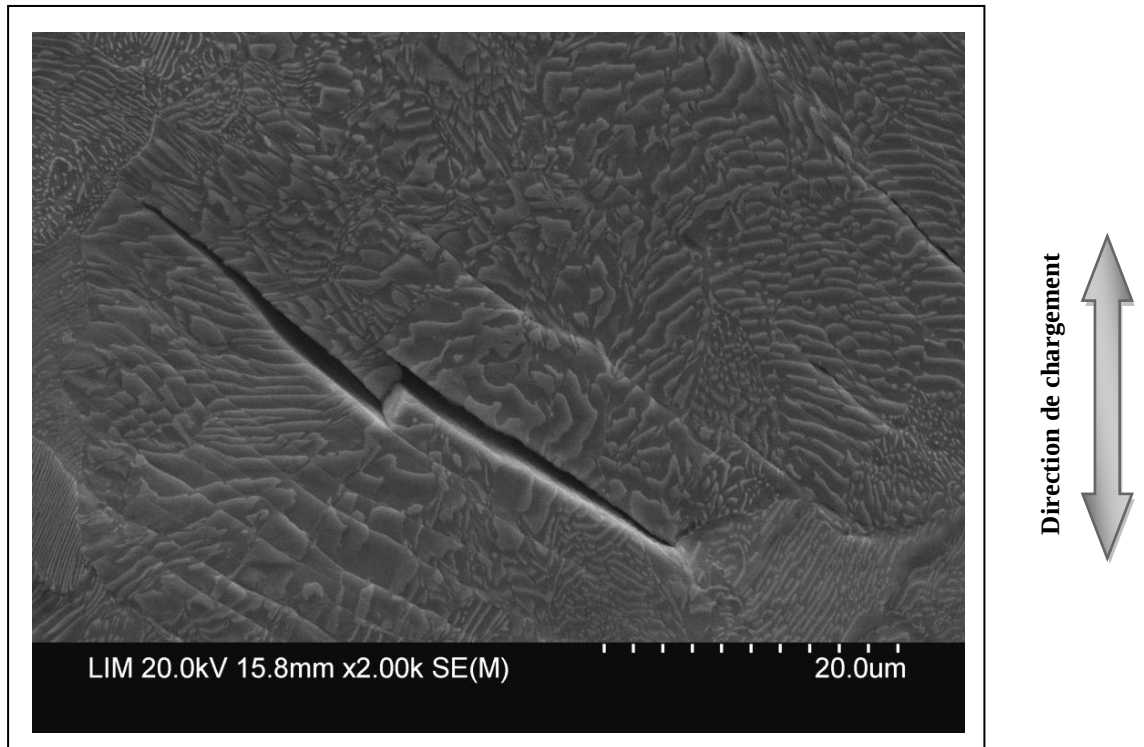


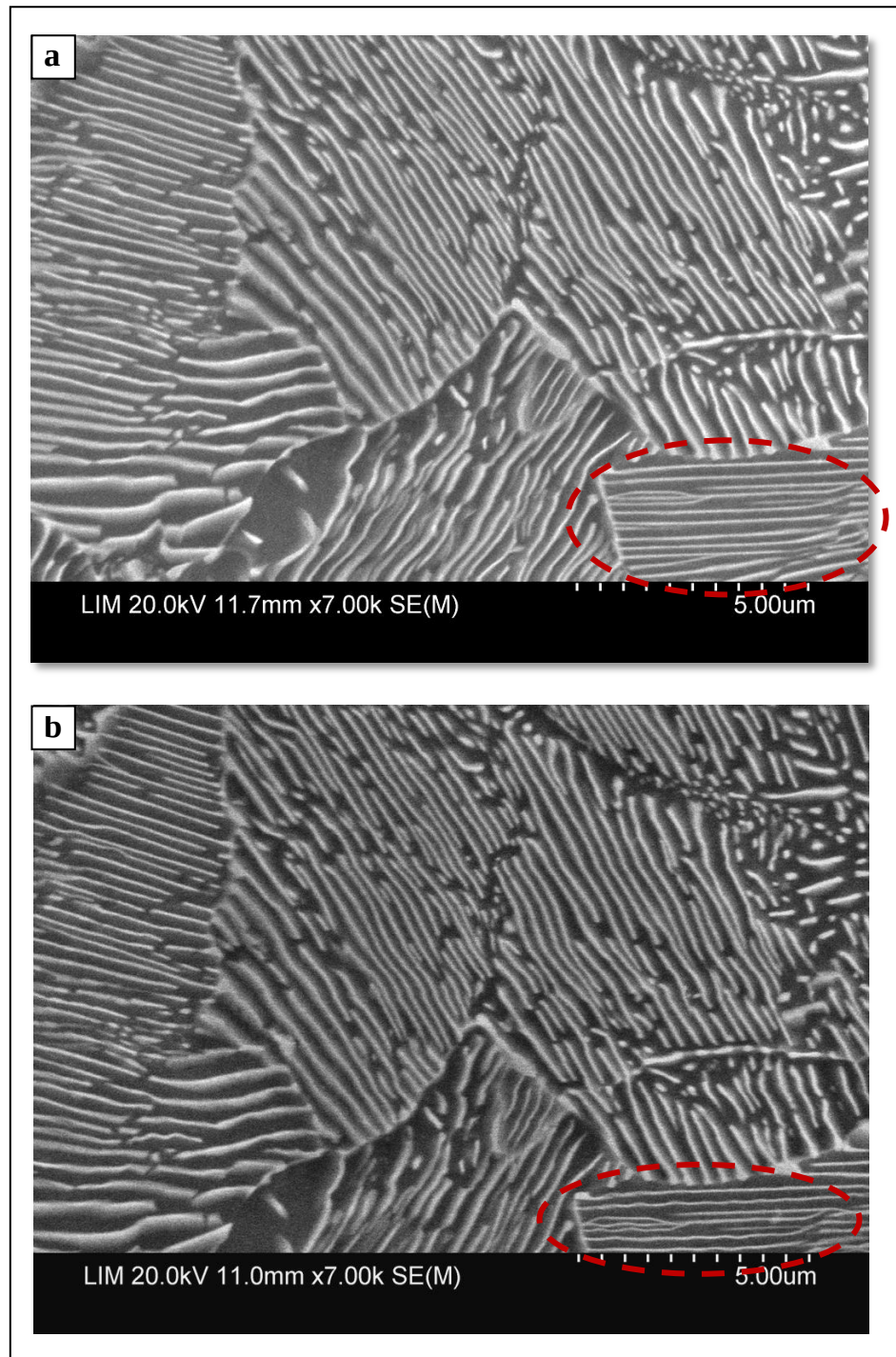
Figure III.12 Développement d'un réseau de fissures ($E_{11}=15\%$).

Les résultats des essais de traction « in-situ » sous MEB montrent que le mode de déformation de la cémentite dépend de l'orientation des lamelles par rapport à la direction de chargement.

Pour les lamelles perpendiculaires à la direction de chargement, des fléchissements des lamelles de cémentite sont observés à partir d'un niveau de chargement en traction $\left(\frac{\sigma_{11}}{R_e}\right)_{acier} = 1,7$ ($E_{11}= 6,5\%$) (Figure III.13-b). Le fléchissement des lamelles gagne en ampleur et en étendue lorsque le niveau de chargement augmente (Figure III.13-c). Ce phénomène contribue à l'élongation de la colonie perlitique dans la direction du chargement.

Pour les colonies où les lamelles sont parallèles à la direction de chargement, un allongement des lamelles de cémentite est perceptible par leur affinement (Figure III.14).

La rupture des lamelles de cémentite est le seul mode d'endommagement observé pour cette phase. Il intervient après fléchissement des lamelles perpendiculaires à l'axe de traction (Figure III.13-d) et allongement des lamelles parallèles (Figure III.14). Cependant, des ruptures des lamelles par cisaillement ont été observées au niveau des bandes de glissement (Figure III.11).



Direction de chargement



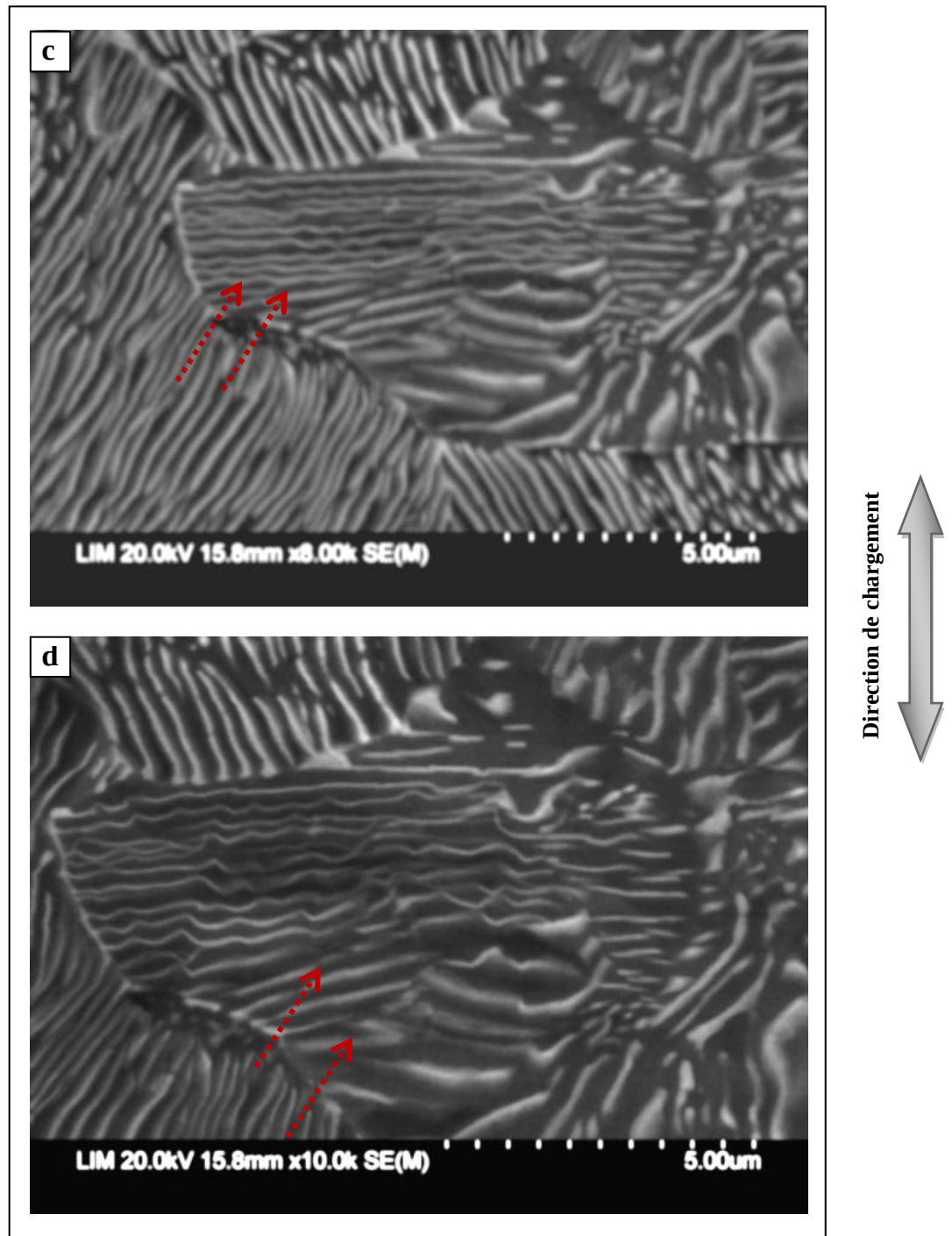


Figure III.13 Mécanismes de déformation et d'endommagement de la cémentite: (a) colonie perlitique avant chargement ($E_{11} = 0\%$); (b) fléchissement des lamelles de cémentite $E_{11} = 6\%$; (c) fléchissement des lamelles de cémentite $E_{11} = 9\%$; (d) Rupture de la cémentite à $E_{11} = 11\%$.

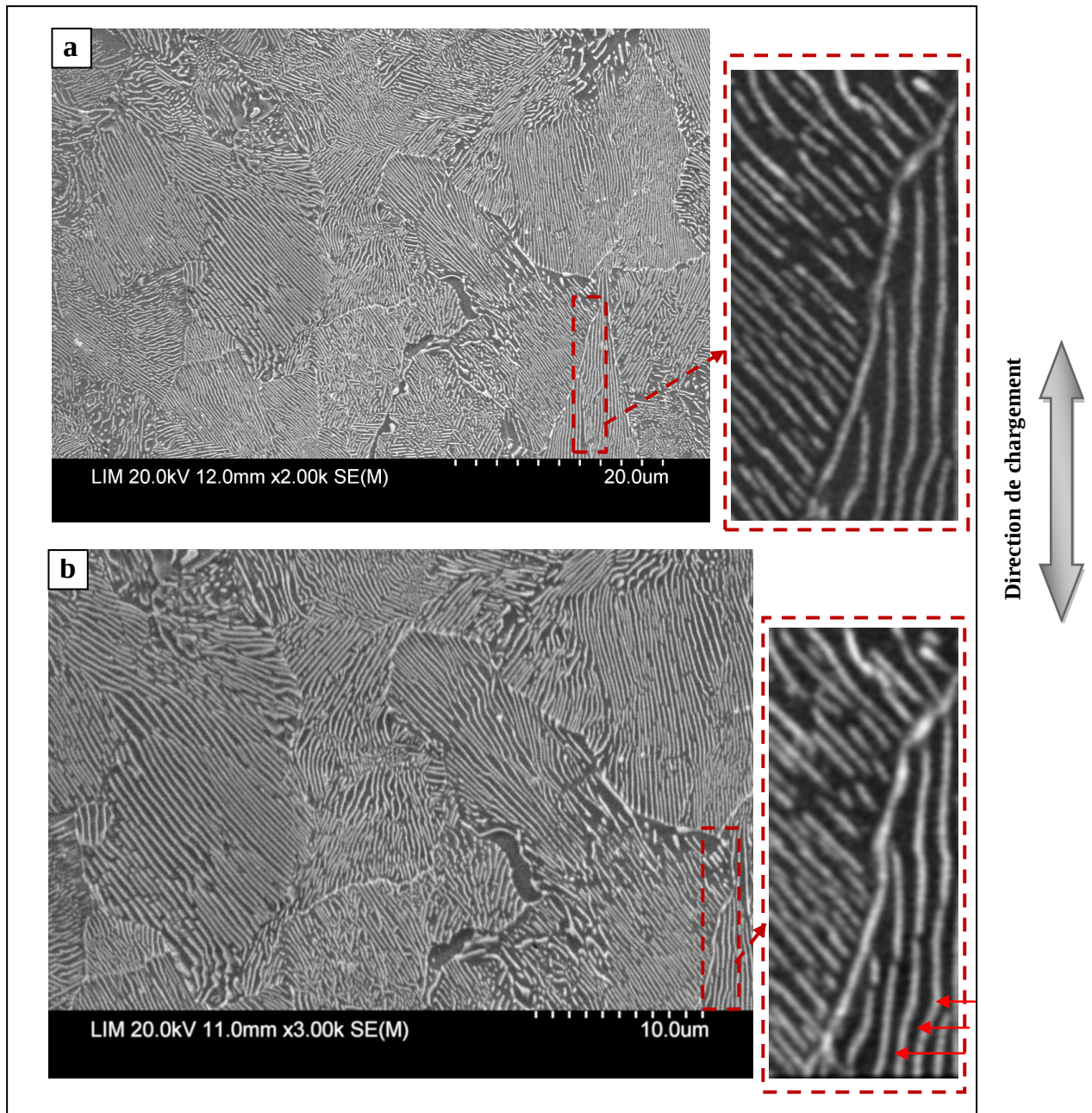


Figure III.14 Mécanismes d'endommagement des lamelles de cémentite parallèles à l'axe de traction: (a) avant chargement ($E_{11} = 0\%$) ; (b) rupture des lamelles de cémentite ($E_{11} = 6\%$).

III.3.2 Modélisation micromécanique

Un modèle auto-cohérent a été utilisé dans le but d'établir l'effet de la microstructure (espacement interlamellaire) sur les paramètres de plasticité de la ferrite (cission critique $\tau_0^c(\alpha)$ et paramètres d'écrouissage $\mathbf{H}$), sur les distributions de contraintes résiduelles introduites par déformation plastique de la structure perlitique et sur les microdéformations élastiques à l'échelle des réseaux et leurs variations avec les directions cristallographiques.

III.3.2.1 Présentation du modèle auto-cohérent

Les formulations des modèles auto-cohérents et leurs évolutions au cours des dernières décennies sont présentées dans le chapitre I (Paragraphe I.6). On se limite dans ce paragraphe à la variante du modèle développé par Baczmanski, Lipinski et Berveiller [Ber '79; Lip '89; Zat '00]. Dans cette variante, la cission critique $\tau_0^c(\alpha)$ et le paramètre d'écrouissage $\mathbf{H}$ sont déterminés en supposant que la déformation plastique s'opère par glissement des plans denses dans les directions denses de chaque système cristallographique lorsque la cission critique est atteinte. Ceci s'écrit selon la loi de Schmid, qui traduit le fait qu'un glissement peut être activé uniquement dans les systèmes de glissement $[uvw](hkl)$ pour lesquels la contrainte résolue de cisaillement $\sigma[uvw](hkl)$ dépasse une valeur critique τ_c , appelée cission critique, c-à-d :

$$\sigma[uvw](hkl) = \frac{1}{2}(m_i n_j + m_j n_i) \sigma_{ij}^g = \tau_c \quad \text{Eq.III.1}$$

où : $\sigma_{[uvw](hkl)}$ est la contrainte résolue de cisaillement, $\mathbf{n} = [n_1, n_2, n_3]$ est le vecteur unitaire normal au plan (hkl) et $\mathbf{m} = [m_1, m_2, m_3]$ est le vecteur unitaire parallèle à la direction $[uvw]$, $\mathbf{n}$ et $\mathbf{m}$ sont exprimés dans le système des coordonnées de l'éprouvette.

Lors de la déformation plastique, la multiplication des dislocations et l'évolution de leur distribution spatiale à l'intérieur d'un grain sont à l'origine de l'écrouissage (τ_c augmente avec la déformation). Dans la description cinématique des systèmes de glissement, l'écrouissage peut être décrit approximativement par la matrice d'écrouissage $\mathbf{H}$.

Par conséquent, le taux de la cission critique $\dot{\tau}_c^t$, dans le système de glissement, s'exprime selon Franciosi [Fra '80] comme suit:

$$\dot{\tau}_c^t = \sum_s H^{ts} \dot{\gamma}^s \quad \text{Eq.III.2}$$

Où $\dot{\gamma}^s$ est la vitesse de glissement plastique dans le système s et H^{ts} sont les composants de la matrice $\mathbf{H}$ représentant l'interaction entre deux systèmes de glissement actifs s et t . Dans ce travail, l'écrouissage est supposé isotrope (tous les termes de la matrice $\mathbf{H}^{st}$ ont la même valeur $\mathbf{H}$). Un code fourni par A. Baczmanski a été utilisé dans ce travail.

III.3.2.2 Exploitation du modèle auto-cohérent

III.3.2.2.1 Paramètres du calcul

Les calculs ont été effectués pour 10000 inclusions représentant les lamelles de cémentite à raison de 10% et les grains de ferrite à raison de 90% conformément à la constitution volumique de la perlite de l'acier C70. La cémentite a été modélisée dans les calculs, par des inclusions de forme ellipsoïdale avec une distribution aléatoire. Les tailles d'inclusions (a/c et b/c) ont été évaluées à partir de l'analyse des résultats issus des observations micrographiques au MEB (Figure III.15).

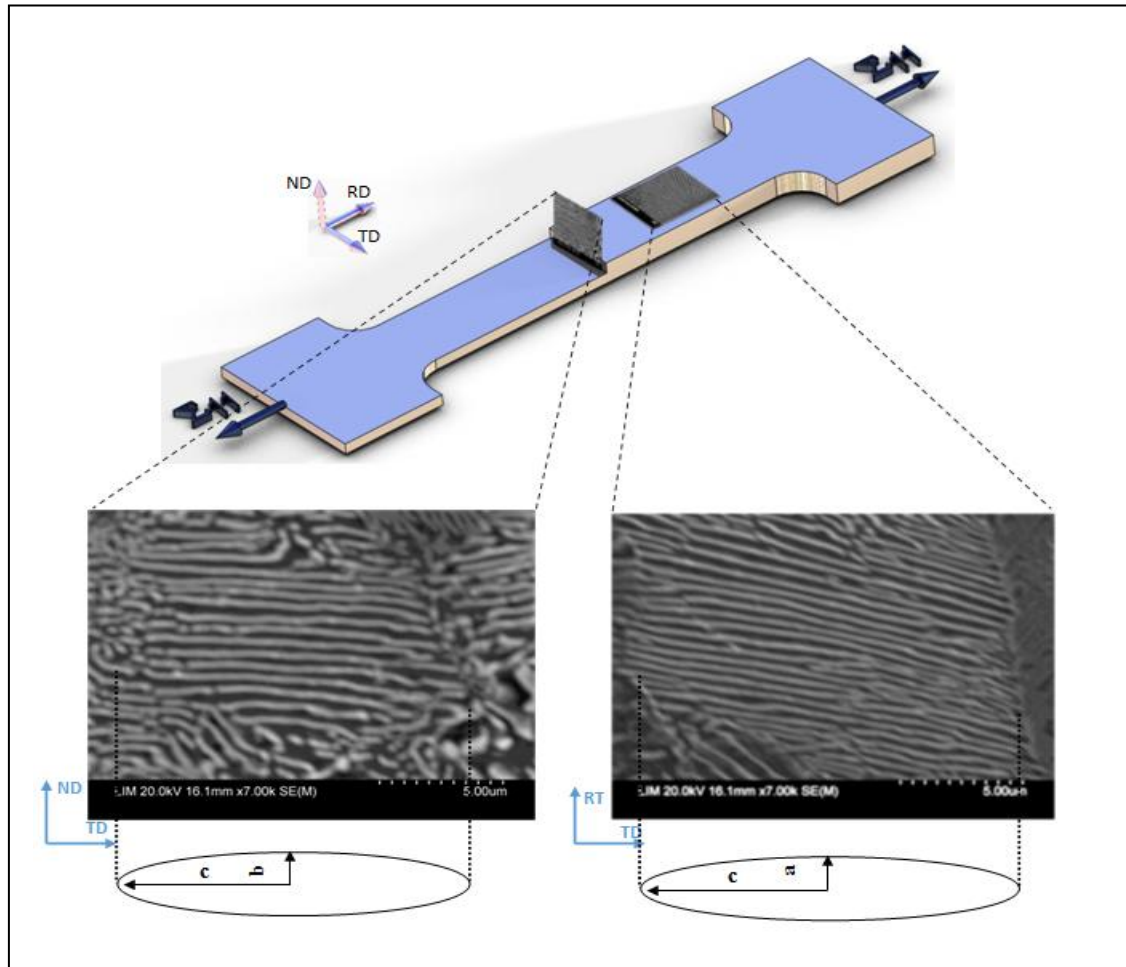


Figure III.15 Données métallurgiques utilisées dans le modèle auto-cohérent.

Le comportement élastique des grains est caractérisé par les constantes élastiques anisotropes de chacune des deux phases. Ces constantes sont reprises des travaux d'Inal [Ina '04] et reportées dans le Tableau III.2. Un comportement totalement élastique a été adopté pour la cémentite.

Tableau III.2 Constantes d'élasticité des phases constituant l'acier perlitique.

Phase	C_{11} (GPa)	C_{12} (GPa)	C_{44} (GPa)
Ferrite	231,4	134,7	116,4
Cémentite	231,4	134,7	116,4

Les contraintes résiduelles initiales des phases (ferrite et cémentite) ont été prises en compte dans les calculs. Pour la ferrite, les contraintes résiduelles sont mesurées, par diffraction des rayons X, sur des éprouvettes polies mécaniquement puis électropolies. Conformément aux travaux de Pesci [Pes '04], un calcul basé sur la loi des mélanges (Eq.III.3), a été utilisé pour déterminer les contraintes résiduelles dans la cémentite. Les différentes valeurs de ces contraintes sont reportées dans le Tableau III.3.

$$(1 - f)\sigma_{Fe\alpha}^R + f \cdot \sigma_{Fe3C}^R = 0 \quad \text{Eq.III.3}$$

où $\sigma_{Fe\alpha}^R$ est la contrainte résiduelle dans la ferrite, σ_{Fe3C}^R est la contrainte résiduelle dans la cémentite et f est la fraction volumique de la cémentite.

Tableau III.3 Contraintes résiduelles initiales utilisées dans les calculs.

Microstructure	Phase	σ^R (MPa)
C70 (TT1)	Ferrite (mesurée)	-56±13
	Cémentite (calculée)	504
C70 (TT2)	Ferrite (mesurée)	-55±18
	Cémentite (calculée)	495

III.3.2.2.2 Résultats des calculs

a) *Effet de l'espacement interlamellaire sur la cission critique $\tau_0^c(\alpha)$ et le paramètre d'écrouissage H de la ferrite*

Les valeurs de $\tau_0^c(\alpha)$ et H , pour lesquelles les résultats du modèle décrivent de la manière la plus fidèle les résultats expérimentaux (macroscopiques Σ_{11} - E_{11} et pseudo-macroscopiques σ_{11} - E_{11}) (Figure III.16 et Figure III.17), sont reportées dans le Tableau III.4. Il en ressort que la cission critique τ_c^0 (la plus élevée) a été obtenue pour la microstructure ayant l'espacement interlamellaire le plus faible C70 (TT2). Des valeurs du paramètre d'écrouissage H proches de zéro ont été obtenues, ce qui est conforme avec les résultats observés par les essais de traction « in-situ » présentant un durcissement négligeable dans la ferrite (Figure III.5).

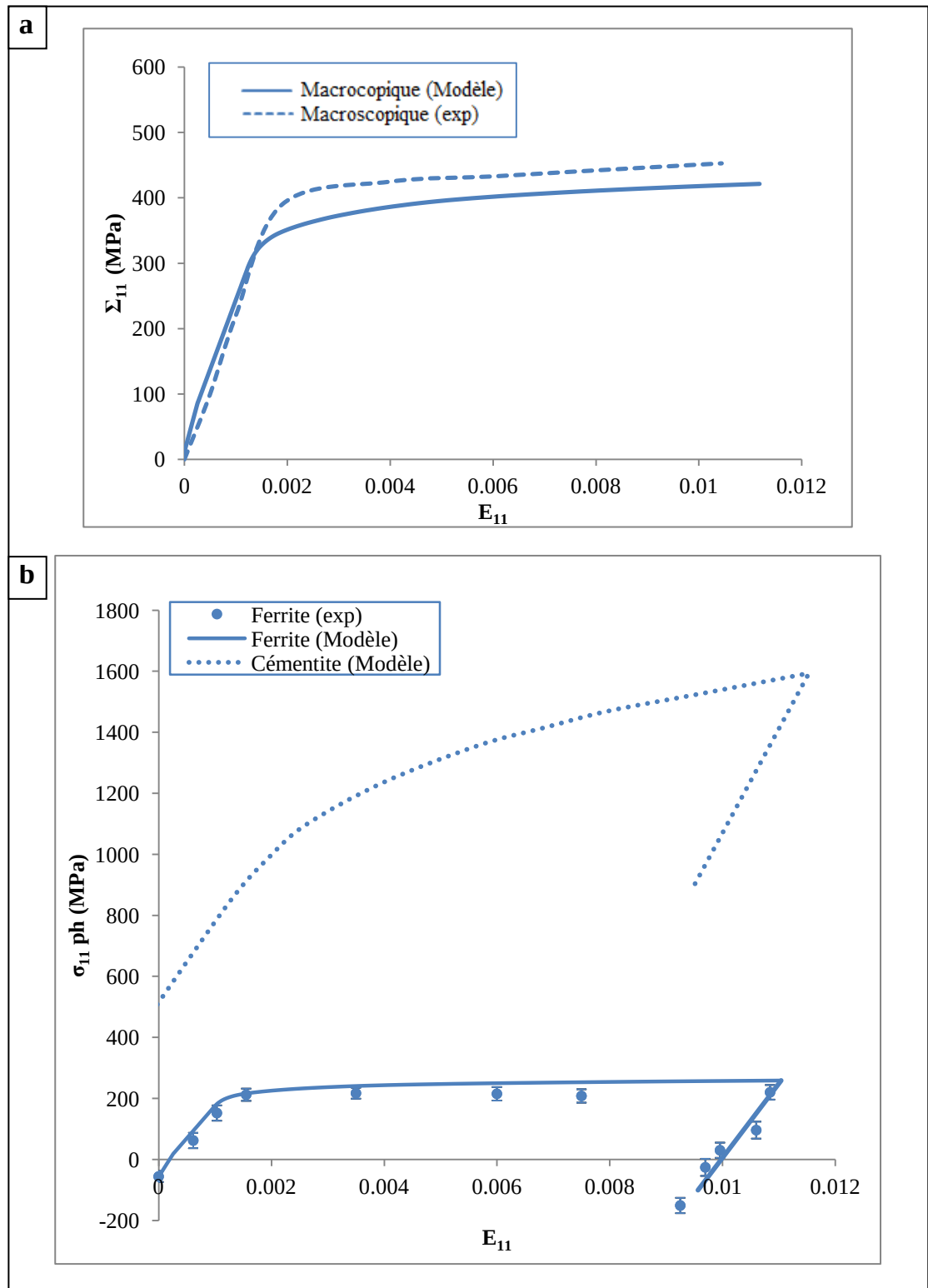


Figure III.16 Superposition des résultats du modèle auto-cohérent aux résultats des essais de traction « in-situ » sous DRX jusqu'à 1,2% : (a) contrainte macroscopique Σ_{11} en fonction de E_{11} ; (b) contraintes dans les phases σ_{11} (ph) en fonction de E_{11} (C70TT1).

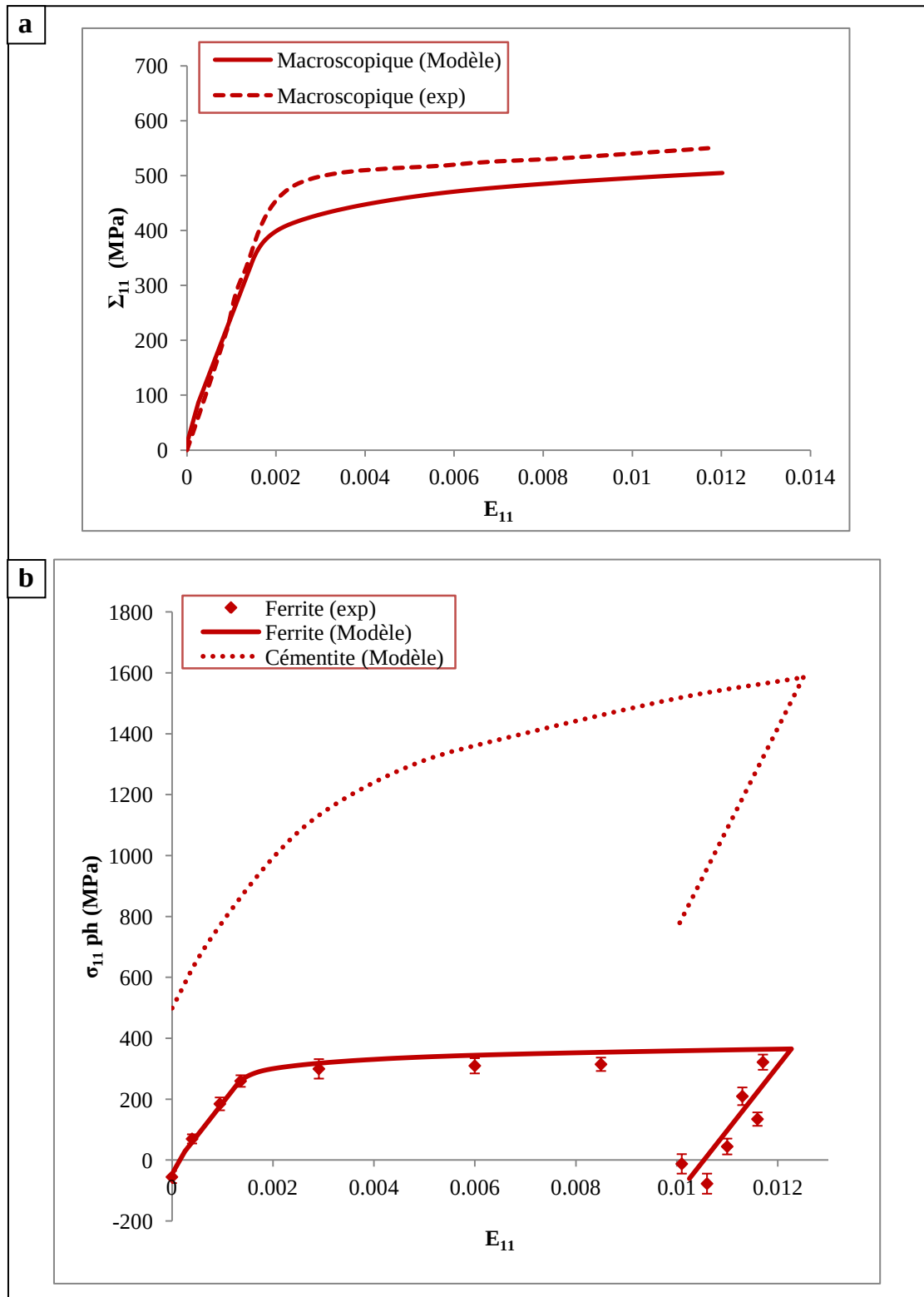


Figure III.17 Superposition des résultats du modèle auto-cohérent aux résultats des essais de traction « in-situ » sous DRX : (a) contrainte macroscopique Σ_{11} en fonction de E_{11} ; (b) contraintes dans les phases $\sigma_{11}(ph)$ en fonction de E_{11} (C70TT2).

Tableau III.4 Paramètres de plasticité identifiés par le modèle auto-cohérent.

Phase	Traitement	τ_c^0 (MPa)	H (MPa)	Systèmes de glissement
Ferrite	C70 : TT1	75	2	$\langle 111 \rangle \{110\}$
	C70 : TT2	105	2	$\langle 111 \rangle \{211\}$
Cémentite	C70: TT1/ TT2	Comportement élastique		-

La superposition des résultats du modèle auto-cohérent relatifs au comportement de la ferrite aux résultats expérimentaux, révèle un écart significatif dans la prédiction du comportement en traction de cette phase lorsque le taux de déformation imposé excède 7% (Figure III.18). Cet écart peut être expliqué par le début de l'endommagement de la cémentite observé par traction « in-situ » au MEB à partir de ce niveau de chargement ($\Sigma_{11} = 700$ MPa, $E_{11} = 7\%$). En effet, les observations révèlent des ruptures évidentes des lamelles de cémentite à ce niveau de déformation (Figure III.14). Ceci porte à croire qu'un transfert de charge, consécutif à la rupture des lamelles de cémentite, vers la ferrite opère pour ce niveau de chargement. Ce transfert de charge est à l'origine des élévations des niveaux de contraintes mesurées dans la ferrite (Figure III.18). Ces élévations ne peuvent pas être prédites par un modèle élastoplastique qui ne tient pas compte de l'endommagement.

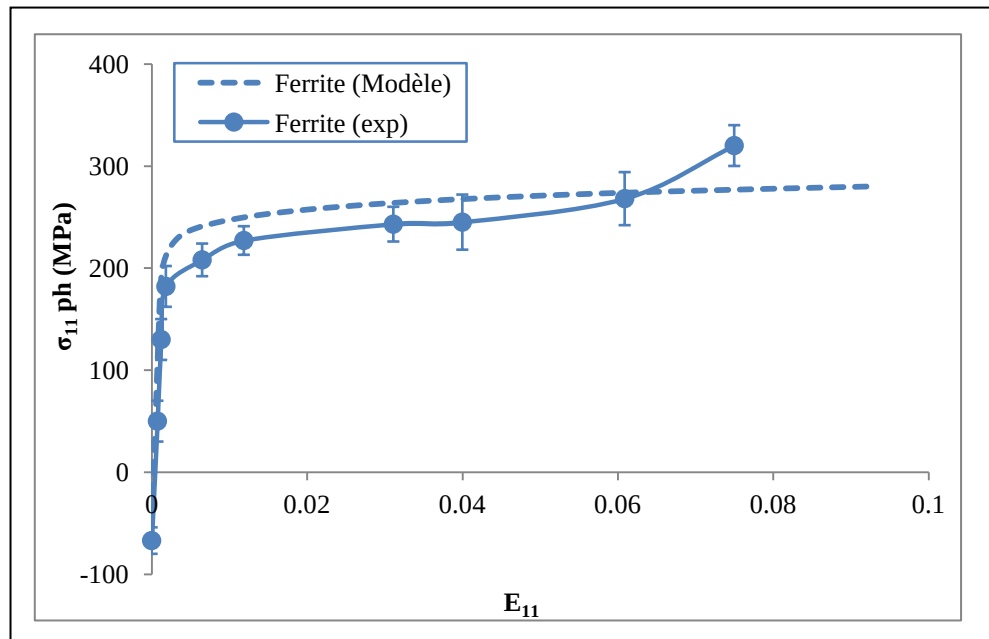


Figure III.18 Résultats du modèle auto-cohérent comparés aux résultats des essais de traction « in-situ » sous DRX : taux de déformation élevés (C70: TT1).

b) *Effet de l'espacement interlamellaire sur les distributions des contraintes résiduelles*

Il a été vérifié que le modèle auto-cohérent permet de prédire les valeurs des contraintes résiduelles dans chacune des phases après décharge (Figure III.16-b et Figure III.17-b). Il en résulte des contraintes résiduelles de compression calculées dans la ferrite du même niveau que celles mesurées par DRX après un chargement en traction à un niveau de chargement égal à $\left(\frac{\sigma_{11}}{R_e}\right)_{acier} = 1,2$ suivi d'une décharge. Les contraintes résiduelles calculées dans la cémentite sont de traction et du même ordre de grandeur que celles déduites par la loi des mélanges des mesures par DRX dans la ferrite comme l'indique les données de la Figure III.7. Le modèle permet également de rendre compte de l'effet de l'espacement interlamellaire sur les distributions des contraintes résiduelles. En effet, les niveaux de contraintes dans la ferrite sont d'autant plus élevées que l'espacement interlamellaire est plus grand.

c) *Effet de l'espacement interlamellaire sur le comportement élastique des phases constitutives de la perlite*

❖ **Ferrite**

Le modèle auto-cohérent a été utilisé pour prédire l'évolution des déformations élastiques en fonction du chargement appliqué dans les directions [110], [200], [211] et [310] de la ferrite. Les modules d'Young, les contraintes macroscopiques du début de changement de régime d'écoulement et les déformations élastiques admissibles, pour toutes les directions cristallographiques considérées et pour chaque microstructure, sont reportés dans le Tableau III.5. Les résultats obtenus pour les deux microstructures montrent, comme attendu, que les déformations dans la ferrite manifestent une évolution linéaire en fonction de la contrainte macroscopique appliquée pour toutes les directions cristallographiques (Figure III.19-a et Figure III.20-a). Ce régime peut être associé au comportement élastique de la ferrite. Les valeurs des pentes de ce régime linéaire varient d'une direction [hkl] à une autre pour chaque microstructure traduisant ainsi une anisotropie élastique à l'échelle des cristallites de ferrite. Les directions [110] et [211] sont les plus rigides (250 GPa) suivies des directions [310] (200 GPa) et [200] (167 GPa). Par ailleurs, l'espacement interlamellaire (**Sp**) n'a aucun effet sur la rigidité directionnelle à l'échelle des cristaux de ferrite. Ceci est prévisible car dans le domaine élastique, l'effet d'ancrage des dislocations (**Sp** considéré égal au libre parcours moyen) n'a pas encore opéré.

La fin du régime linéaire marque le début de la plasticité des cristaux de ferrite qui semble dépendre, non seulement de la direction cristallographique, mais aussi de l'espacement interlamellaire. En effet, les limites d'élasticité calculées des cristaux de ferrite (Tableau III.5, Colonne F) mettent en évidence l'effet de l'espacement interlamellaire sur le début de l'écoulement plastique. Cette déformation par glissement est plus facilement activée dans les directions [110] suivies de [211], [310] et [200] pour les deux microstructures comme le montre les colonnes D et E du Tableau III.5. Dans la même direction cristallographique, la plasticité des cristaux de ferrite est activée pour un niveau de contrainte macroscopique plus faible pour la microstructure C70 (TT1) à plus grand espacement interlamellaire.

Tableau III.5 Caractéristiques élastiques à l'échelle des cristaux de ferrite.

A	B	C	D	E	F
Direction cristallographique	Microstructure	Module d'Young E (GPa)	Σ_{11} (MPa)	$\langle \epsilon \rangle \{hkl\}_\alpha$	$\sigma_E(\alpha)$ (MPa)
[110]	C70 (TT1)	250	220	$7,27 \cdot 10^{-4}$	181
	C70 (TT2)	250	285	$1,01 \cdot 10^{-3}$	252
[200]	C70 (TT1)	167	255	$1,2 \cdot 10^{-3}$	200
	C70 (TT2)	167	330	$1,67 \cdot 10^{-3}$	278
[211]	C70 (TT1)	250	236	$7,98 \cdot 10^{-4}$	199
	C70 (TT2)	250	300	$1,1 \cdot 10^{-3}$	275
[310]	C70 (TT1)	200	243	$9,54 \cdot 10^{-4}$	190
	C70 (TT2)	200	314	$1,34 \cdot 10^{-3}$	268

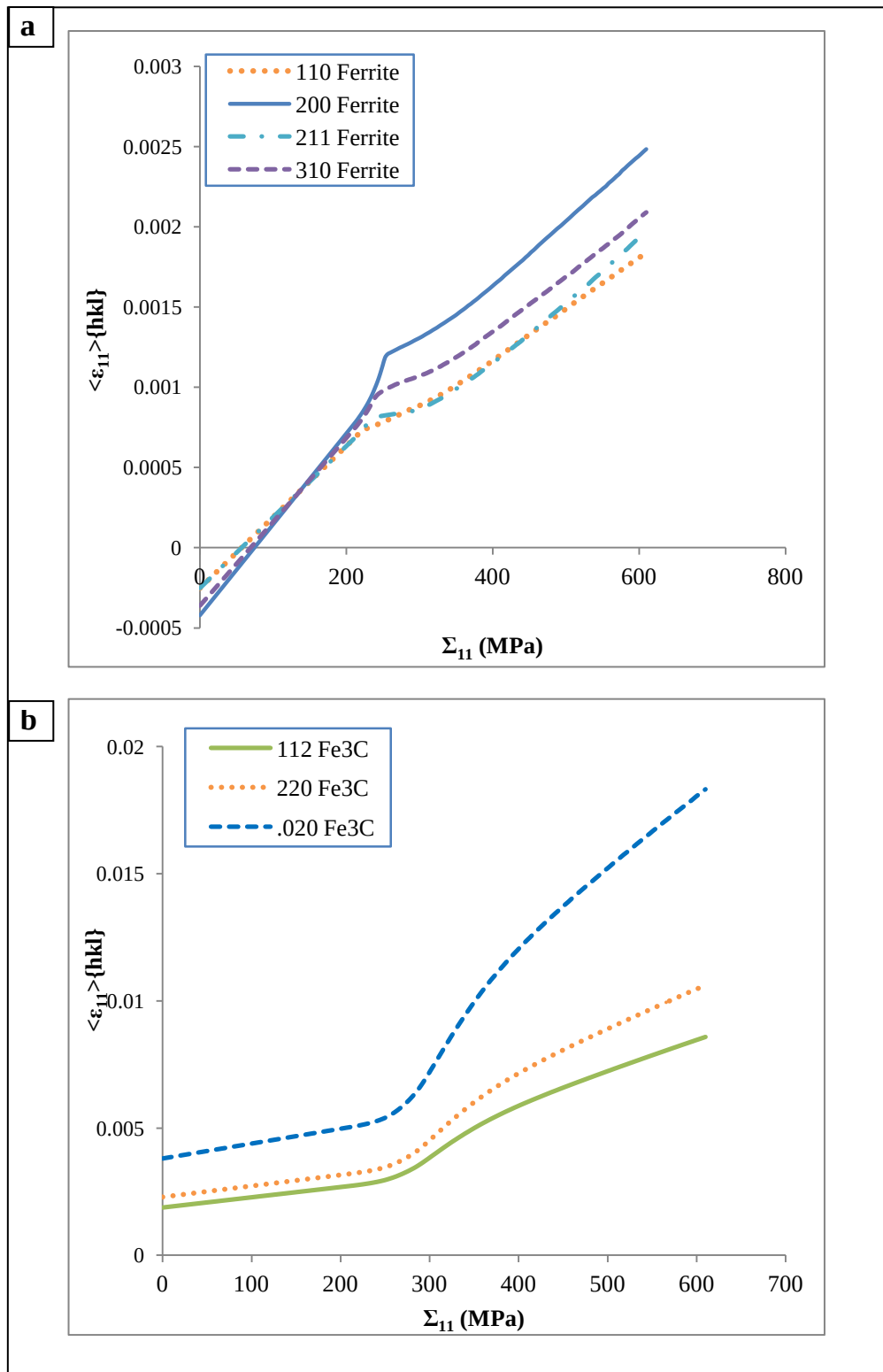


Figure III.19 Déformations élastiques ($\langle \epsilon_{11} \rangle_{\{hkl\}}$) en fonction de la contrainte appliquée Σ_{11} (C70TT1) : (a) Cémentite; (b) Ferrite (Résultats du modèle auto-cohérent).

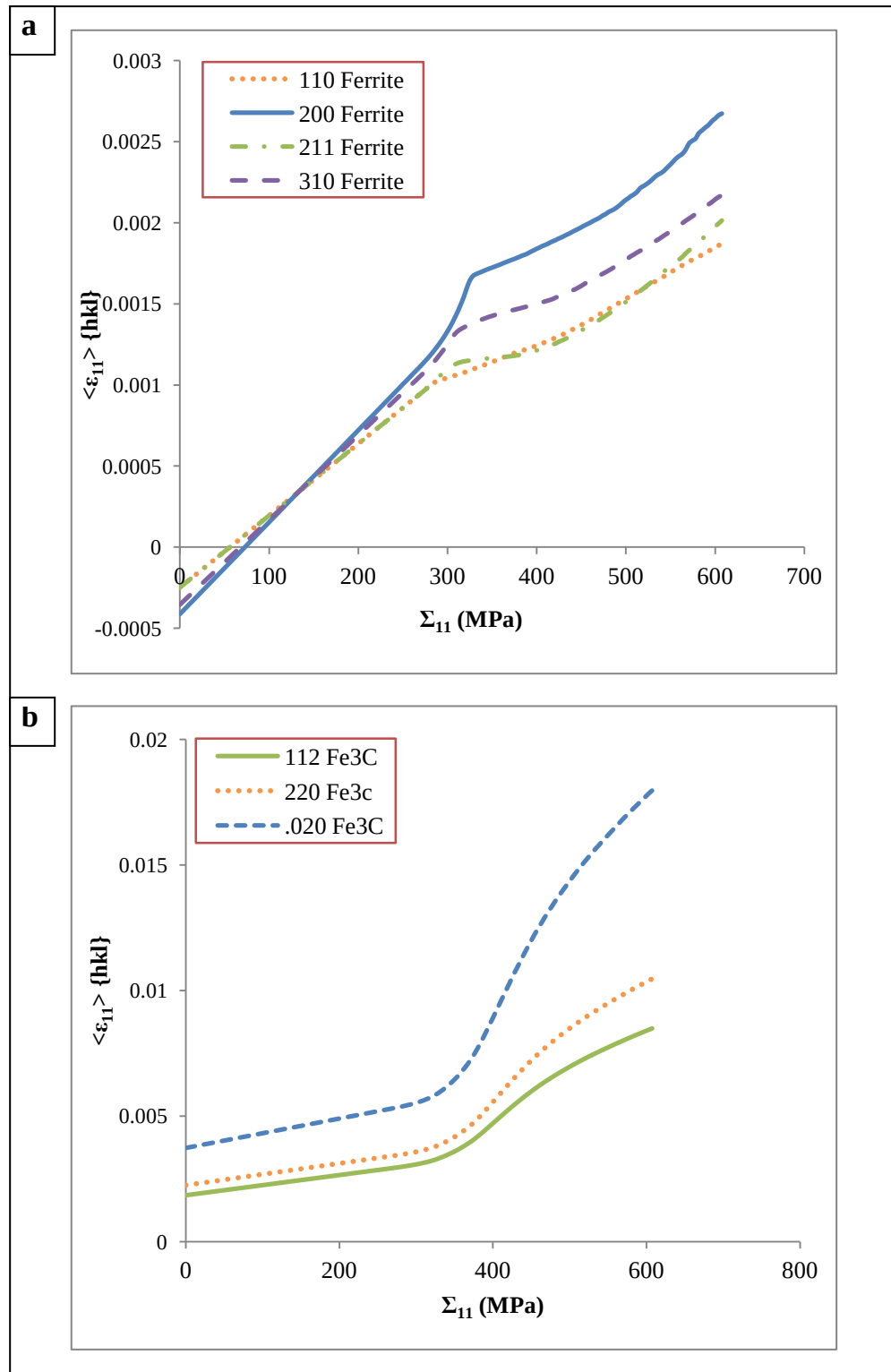


Figure III.20 Déformations élastiques ($\langle \epsilon_{11} \rangle_{\{hkl\}}$) en fonction de la contrainte appliquée Σ_{11} (C70TT2) : (a) Cémentite; (b) Ferrite (Résultats du modèle auto-cohérent).

❖ **Cémentite**

Le modèle auto-cohérent a été utilisé pour prédire l'évolution des déformations élastiques en fonction du chargement appliqué dans les directions [112], [220] et [020] de la cémentite. Les résultats obtenus mettent en évidence deux régimes d'évolution pour toutes les directions cristallographiques de chacune des deux microstructures :

- Un régime linéaire qui prend fin à la limite d'écoulement plastique de la ferrite de chaque microstructure indépendamment de la direction cristallographique de la cémentite (Figure III.19-b et Figure III.20-b).
- Un régime non linéaire marqué par une évolution plus rapide de la déformation sous l'effet de la contrainte appliquée (Figure III.19-b et Figure III.20-b). Ce régime semble être associé à un transfert de charge de la ferrite (saturation de la ferrite (Figure III.5) vers la cémentite.

Les caractéristiques élastiques à l'échelle des cristaux de cémentite, fournies par le modèle auto-cohérent sont reportées dans le Tableau III.6. On met en évidence de la même manière que pour la ferrite, une anisotropie élastique à l'échelle des cristaux de cémentite (Colonne C, Tableau III.6). En effet, les modules d'Young (pentes des parties linéaires (Figure III.19-b et Figure III.20-b) sont indépendants des espacements interlamellaires mais varient avec les directions cristallographiques; soit 250 GPa pour les directions [112] et [220] et 167 GPa pour la direction [020]. Ces valeurs sont identiques aux valeurs obtenues pour la ferrite : $E_{[110]_{\alpha}} = E_{[211]_{\alpha}} = E_{[112]_{Fe3C}} = E_{[220]_{Fe3C}} = 250 \text{ GPa}$ et $E_{[200]_{\alpha}} = E_{[020]_{Fe3C}} = 167 \text{ GPa}$.

Tableau III.6 Caractéristiques élastiques à l'échelle des cristaux de cémentite.

A	B	C	D	E	F
Direction cristallographique	Microstructure	Module d'Young E (GPa)	Σ_{11} (MPa)	$\langle \varepsilon \rangle_{\{hkl\}} \cdot 10^{-3}$ (Fe3C)	$\sigma_{E(Fe3C)}$ (MPa)
[112]	C70 (TT1)	250	255	3,03	757
	C70 (TT2)	250	330	3,34	835
[220]	C70 (TT1)	250	255	3.54	885
	C70 (TT2)	250	330	3,83	957
[020]	C70 (TT1)	167	255	5,52	921
	C70 (TT2)	167	330	5,9	985

III.4 Synthèse et discussion

Dans ce chapitre, l'influence des caractéristiques microstructurales sur le comportement des phases constituant (ferrite et cémentite) l'acier perlitique C70 a été établie par des essais de traction « in-situ » sous MEB et sous DRX couplés à une modélisation micromécanique à l'aide du modèle auto-cohérent. Il a été montré que l'écoulement plastique de la structure perlitique est contrôlé par celui de la phase ferritique lequel est gouverné par l'espacement interlamellaire. Il en est de même pour les distributions des contraintes résiduelles, résultant de la déformation plastique de la structure perlitique, dans chacune des phases. L'identification par le modèle auto-cohérent des cisssions critiques $\tau_0^c(\alpha)$ a confirmé l'effet de l'espacement interlamellaire sur le début de l'écoulement plastique de la phase ferritique. Elle attribue la plus faible valeur de $\tau_0^c(\alpha)$ pour la structure perlitique de plus grand espacement interlamellaire $S_p = 230$ nm, $\tau_0^c(\alpha) = 75$ MPa. Les calculs à l'aide du modèle auto-cohérent ont permis de mettre en évidence l'anisotropie élastique à l'échelle des phases et l'effet de l'espacement interlamellaire sur les rigidités et les limites d'écoulement directionnelles.

L'analyse microstructurale des sous-structures de déformation par traction uni-axiale de la perlite a mis en évidence l'hétérogénéité de déformation et d'endommagement à l'échelle des constituants (ferrite et cémentite). Il a été établi que la déformation plastique de la perlite est caractérisée par le développement de bandes de cisaillements d'intensité et d'étendue dépendant de l'orientation des colonies de perlite par rapport à la direction de chargement. Ces bandes sont le siège de l'amorçage des fissures par cisaillement des lamelles de cémentite lorsque le taux de déformation macroscopique excède 15%. Ce mécanisme opère qualitativement de la même manière pour les deux microstructures étudiées.

La confrontation des résultats de cette étude aux acquis de la littérature fournit une analyse qui permet de mieux comprendre l'effet de la microstructure et notamment de l'espacement interlamellaire sur le comportement sous charge des aciers perlitiques en revenant aux échelles des phases constitutives (ferrite et cémentite).

III.4.1 Mécanismes de déformation et d'endommagement de la perlite

❖ Ferrite

Il a été montré, à travers les essais de traction « in-situ » sous MEB, que la déformation plastique de l'acier perlitique C70 est hétérogène. Elle est localisée dans les colonies perlitiques où les lamelles de cémentite sont parallèles ou légèrement inclinées par rapport à la direction de chargement. Les bandes de cisaillement sont orientées selon la direction de la contrainte maximale de cisaillement (40-50° par rapport à l'axe de traction). Ces observations sont en accord avec les résultats de Yongbo [Yon '89] et Dollar et al. [Dol '88] relatifs aux déformations des aciers perlitiques. Dollar et al. [Dol '88] interprètent leurs résultats sur la base des conditions mécanique et cristallographique nécessaires à l'apparition des bandes de cisaillement à savoir :

- Des contraintes de traction (appliquées) agissant parallèlement ou légèrement inclinées par rapport aux lamelles de cémentite.
- Les plans de glissement $\{110\}_\alpha$ de la ferrite sont proches du plan de contrainte de cisaillement maximale orienté à 45° par rapport à l'axe de traction.

En conséquence, les distributions aléatoires des orientations des cristallites de ferrite justifient l'hétérogénéité des distributions des bandes de glissement. Par ailleurs, les faibles désorientations entre des colonies de perlite voisines justifient la large étendue des lignes de glissement.

L'endommagement de la structure perlitique associé aux bandes de cisaillement a été également mis en évidence par Dollar et al. [Dol '88], à l'aide des essais de traction « in-situ » sous MET, qui avancent une succession d'étapes conduisant à la rupture par cisaillement de la perlite :

- Pour les faibles contraintes appliquées, les dislocations sont générées à l'interface ferrite-cémentite et forment des empilements entre les lamelles voisines et notamment dans les colonies à lamelles presque parallèles à l'axe de traction pour lesquelles les contraintes inter-faciales sont maximales.
- Pour des contraintes appliquées plus élevées, des bandes de cisaillement intense se développent dans ces colonies de perlite.

- Quand le taux de cisaillement localisé dans les bandes devient suffisamment important, le cisaillement des lamelles de cémentite facilite la propagation des fissures à travers toute la colonie perlitique.

Il a été rapporté par Yongbo [Yon '89] que l'activation d'un deuxième système de glissement est difficile. Cependant, les contraintes de cisaillement à la pointe des fissures peuvent être à l'origine de l'activation d'un deuxième système de glissement dans la même colonie perlitique et provoque l'amorçage de microfissures à proximité. La jonction de ces microfissures à la fissure principale mène à la propagation des fissures le long de la bande de cisaillement sous l'action combinée de la contrainte de cisaillement et la contrainte normale produite par les effets d'obstacles de glissement de la ferrite aux interfaces.

❖ Cémentite

Il a été montré, à travers les essais de traction « in-situ » sous MEB, que les principaux mécanismes de déformation de la cémentite sont : l'allongement des lamelles parallèles à la direction de chargement et le fléchissement des lamelles perpendiculaires. Ce résultat est en accord avec celui de Li et al. [Li '03], relatif à l'acier perlitique AISI 1080, observé à des échelles plus petites par des essais de traction « in-situ » sous MET. Les auteurs attribuent le fléchissement des lamelles de cémentite à l'accumulation des dislocations autour des extrémités libres de ces lamelles, qui engendre une force axiale localisée responsable de leur fléchissement. Ce phénomène est accompagné par l'élongation des colonies de perlite dans la direction de chargement comme il a été observé par Kumar et al. [Kum '11] au cours de l'étirage de l'acier perlitique à 0,8 %C.

La rupture des lamelles de cémentite, par cisaillement, au niveau des bandes de glissement est le principal mécanisme observé par de nombreux auteurs [Li '03; Yon '89] pour les aciers perlitiques.

III.4.2 Effet de l'espacement interlamellaire sur le comportement sous charge des constituants de la perlite

III.4.2.1 Comportement de la ferrite

III.4.2.1.1 Echelle du polycristal

Les résultats des analyses des contraintes par DRX sous chargement « in-situ » complétés par ceux de la modélisation micromécanique à l'aide du modèle auto-cohérent ont permis d'accéder aux valeurs des cisssions critiques de la ferrite ($\tau_c^0(\alpha)$) pour les deux microstructures étudiées. L'effet de l'espacement interlamellaire sur l'amorçage du glissement dans la ferrite soumise à la traction est mis en évidence. Ce glissement est plus facile pour la structure à plus large espacement interlamellaire. Les explications fournies par Li et al. [Li '03], à partir de l'observation des sous-structures de déformation au MET de l'acier perlitique AISI 1080, reposent sur la mobilité des dislocations (ancrage et échappement) conditionnée par le libre parcours moyen $\langle L \rangle$. Dans ce cas, l'espacement interlamellaire S_p est considéré comme étant le libre parcours moyen d'une ligne de dislocation initiale épinglée entre deux lamelles de cémentite (Figure III.21). Dans cette configuration, la contrainte appliquée sur la dislocation épinglée qui courbe suite à l'activation d'un mécanisme de Frank-Read. La cisssion critique représente la contrainte nécessaire pour l'échappement de la dislocation lorsque le rayon de courbure de la dislocation atteint $S_p/2$. Le franchissement de la dislocation se produit lorsque la cisssion critique est égale à τ_{Fr} exprimée par l'équation (Eq.III.4)

$$\tau_{Fr} = \tau_c^0 = \frac{\alpha \mu b}{\langle L \rangle} \quad \text{Eq.III.4}$$

où : $\mathbf{b}$ est le vecteur de Burger = $a/2 \langle 111 \rangle = 2,510^{-10} \text{m}$ pour la ferrite, α égale ou différent de 1 selon le type de dislocation, μ est le module de cisaillement=80 GPa pour l'acier et $L \approx S_p$ est le libre parcours moyen des dislocations.

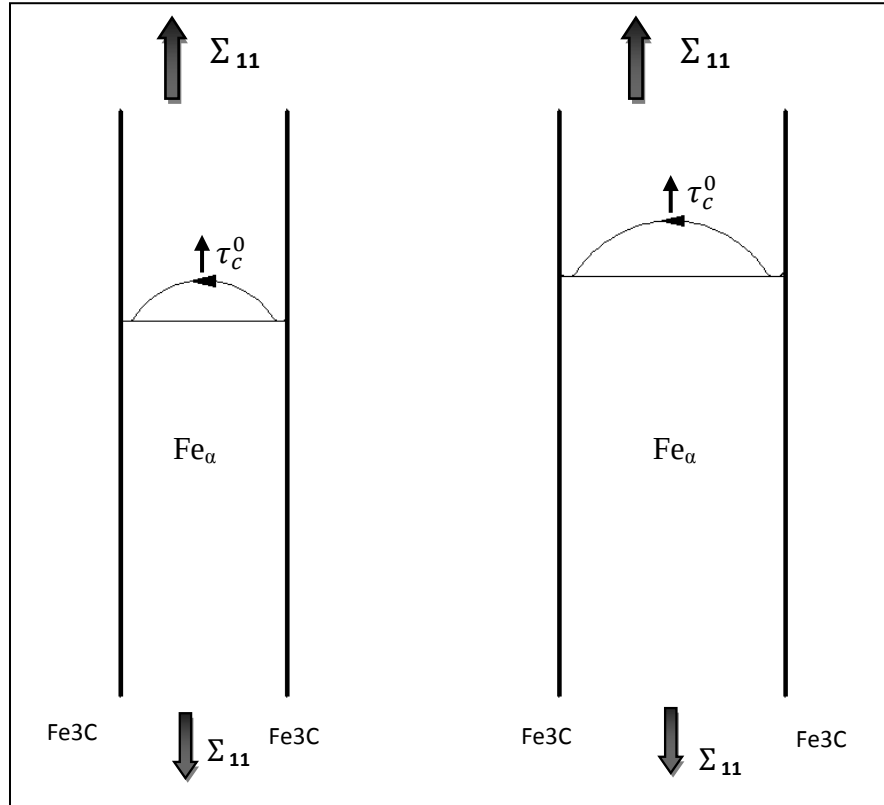


Figure III.21 Effet de l'espacement interlamellaire sur la cission critique théorique de la ferrite $\tau_{Fr}(\alpha)$.

Les cissions critiques calculées pour les deux microstructures, selon l'équation (Eq.III.4), sont comparées à celles identifiées par le modèle auto-cohérent et les résultats de Schmitt et al. [Sch '97] relatifs à une perlite globulaire dans le Tableau III.7. Ces résultats montrent que l'espacement interlamellaire de la perlite contrôle la déformation (l'écoulement plastique) de la ferrite par des mécanismes de multiplication et de déplacement des dislocations avec des libres parcours moyens équivalents aux espacements interlamellaires, du moins au début de la déformation plastique.

Tableau III.7 Valeurs des cissions critiques.

Microstructure	$\tau_c^0(\alpha)$ (MPa) (modèle auto-cohérent)	$\tau_{Fr}(\alpha)$ (MPa) (théorique)	Référence
C70 (TT1)	75	86	Cette étude
C70(TT2)	105	117	
Acier hypoeutectoïde	52,2	-	[Sch '97]

En utilisant l'équation (Eq.III.4), on met en évidence l'effet de l'espacement interlamellaire sur la résistance de la ferrite en comparant le rapport des espacements interlamellaires $\frac{s_p(TT1)}{s_p(TT2)} \approx 1,4$ au rapport des cisssions critiques identifiées par le modèle auto-cohérent $\frac{\tau_c^0(\alpha)(TT2)}{\tau_c^0(\alpha)(TT1)} \approx 1,4$. De la même manière, on met en évidence l'effet de la contrainte d'écoulement de la ferrite, qui dépend de la cisssion critique de cette phase, sur la limite d'élasticité de l'acier C70 en comparant le rapport des limites d'écoulement de la ferrite $\frac{\sigma_{y\alpha}(TT2)}{\sigma_{y\alpha}(TT1)} \approx 1,3$ au rapport des limites d'élasticité macroscopique $\frac{\sigma_{yC70}(TT2)}{\sigma_{yC70}(TT1)} \approx 1,3$. Ce résultat est cohérent avec les données de la littérature qui montrent que l'écoulement de l'acier perlitique est contrôlé par les mécanismes de déformation qui se produisent dans la ferrite [Dol '88].

III.4.2.1.2 Echelle du monocristal

L'évolution des déformations élastiques, dans les différentes directions cristallographiques de la ferrite, en fonction de la contrainte appliquée, montre une anisotropie élastique et plastique à l'échelle des cristaux de ferrite :

- Anisotropie élastique : les résultats du Tableau III.8 mettent en évidence la variation du module d'Young de la ferrite avec les directions cristallographiques. Ces résultats, corroborent les données de la littérature relatives aux modules d'Young déterminés par diffraction des neutrons [Day '02; Shi '06], de synchrotron [You '07] et par modélisation auto-cohérente [Day '02]. Ces données confirment également l'absence de l'effet de l'espacement interlamellaire sur la rigidité directionnelle à l'échelle des cristaux de ferrite.
- Anisotropie plastique : les résultats du Tableau III.5 mettent en évidence la variation de la limite d'élasticité et de la déformation plastique de la ferrite avec les directions cristallographiques. Cette anisotropie aura des conséquences sur le transfert de charge à la cémentite. Il en ressort que la direction (200) transfère le moins de charge à la cémentite que les autres directions. Ce résultat est en accord avec celui obtenu par Young et al. [You '07] sur l'acier hypereutectoïde (1,8% C) par diffraction X au synchrotron. Par ailleurs, l'anisotropie plastique dépend de l'espacement interlamellaire. Ceci peut être expliqué par l'effet d'ancrage imposé par les lamelles de cémentite et leur espacement assimilé au libre parcours moyen des dislocations.

Tableau III.8 Modules d'Young à l'échelle des cristaux de ferrite (GPa).

Acier	[110]	[200]	[211]	[310]	Méthode	Référence
C70	(TT1)	250	167	250	200	Modèle auto-cohérent Cette étude
	(TT2)	250	167	250	200	
0,8% C	235	171	-	192	Neutron	[Shi '06]
38MnS6	225	-	215	185	Neutron	[Day '02]
	225	-	225	191	Modèle auto-cohérent	
1,8 %C	-	155	206	-	Synchrotrons	[You '07]

III.4.2.2 Comportement de la cémentite

Les résultats du modèle auto-cohérent, relatifs à l'évolution des déformations à l'échelle des cristaux de cémentite en fonction de la contrainte appliquée, montrent deux régimes d'évolution pour toutes les directions cristallographiques indépendamment de la microstructure :

- Un régime linéaire caractérisé par une anisotropie élastique à l'échelle des cristaux de cémentite. En effet, les valeurs des modules d'Young, reportées dans le Tableau III.6, varient avec les directions cristallographiques. Ces variations sont comparées à celles de Young et al. [You '07], déterminées au synchrotron, dans le Tableau III.9 relatif à l'acier hypereutectoïde (1,8%C). Cependant, les auteurs n'évoquent pas d'anisotropie vue l'incertitude des mesures.
- Un régime non linéaire marqué par une évolution plus rapide de la déformation sous l'effet de la contrainte appliquée. Ce régime est associé à un transfert de charge de la matrice (ferrite) plastifiée vers la cémentite. Ce transfert de charge, qui se manifeste dans la gamme des déformations plastiques de l'acier, a été aussi observé dans des études antérieures, par diffraction des neutrons [Day '02] et par des mesures au synchrotron [You '07]. Les auteurs expliquent ce phénomène par le large écart développé entre la matrice déformée plastiquement et la cémentite élastique. Cependant, il a

été montré dans le présent travail que la direction [020] de la cémentite reçoit plus de charge que les directions [220] et [112].

Young et al. [You '07] expliquent cet effet d'anisotropie inattendu, vu le comportement isotrope que présente la cémentite dans le domaine élastique, par l'existence de relations cristallographiques entre les deux phases de l'acier perlitique. Par la suite, le comportement anisotrope de la matrice se reflète dans celui de la cémentite.

Tableau III.9 Modules d'Young à l'échelle des cristaux de cémentite (GPa).

Acier		[112]	[220]	[020]	Méthode	Référence
C70	TT1	250	250	167	Modèle auto-cohérent	Cette étude
	TT2	250	250	167		
1,8%C		193	229	206	Synchrotron	[You '07]

III.4.3 Effet de l'espacement interlamellaire sur la distribution des contraintes résiduelles induites par déformation plastique de la perlite

❖ Ferrite

Les résultats des analyses de contraintes résiduelles dans la ferrite par DRX, montrent que les valeurs des contraintes résiduelles les plus importantes sont associées à la structure à plus grand espacement interlamellaire. Ceci peut être expliqué par la grande incompatibilité de déformation plastique, entre les phases constituantes de la perlite (ferrite et cémentite), générée lorsque l'espacement interlamellaire est plus grand. En effet, lorsque l'espacement interlamellaire augmente, les dislocations se déplacent plus librement dans la ferrite ce qui se solde par une grande déformation cumulée dans cette phase et une grande incompatibilité de déformation entre la ferrite plastifiée et la cémentite élastique. Des résultats similaires ont été obtenus par Lei et al. [Lei '07] pour les aciers au carbone JIS SK5 et SK3 (0,83 %C) à cémentite globulaire.

❖ Cémentite

Les distributions des contraintes résiduelles de traction, résultant de la déformation plastique de la perlite ($E_{11} = 1,2 \%$), dans les lamelles de cémentite ont été obtenues à l'aide du modèle auto-cohérent. Les valeurs obtenues sont comparables à celles déterminées par Schmitt et al. [Sch '97] pour l'acier hypoeutectoïde en utilisant le modèle auto-cohérent comme le montre les résultats du Tableau III.10. Ces distributions diffèrent d'une microstructure à l'autre. Elles sont d'autant plus élevées que l'espacement interlamellaire est plus grand par suite de l'importante incompatibilité de déformation entre les deux phases constitutives.

Tableau III.10 Contraintes résiduelles calculées par le modèle auto-cohérent.

Acier	σ^R (MPa)	Référence
C70 (TT1)	900	Cette étude
C70 (TT2)	760	
Acier hypoeutectoïde	600	[Sch '97]

III.5 Conclusion

Il a été montré que l'écoulement plastique de la structure perlitique est contrôlé par l'écoulement de la phase ferritique, lequel est gouverné par l'espacement interlamellaire. La cission critique dans la ferrite ($\tau_c^0(\alpha)$) est égale à 75 MPa pour la structure C70 (TT1) à $S_p = 230$ nm et ($\tau_c^0(\alpha)$) est égale à 105 MPa pour la structure C70 (TT2) à $S_p = 170$ nm. C'est pourquoi, le rapport des espacements interlamellaires $\frac{S_p(TT1)}{S_p(TT2)} \approx 1,4$, apparait identique au rapport des cissions critiques de la ferrite $\frac{\tau_c^0(\alpha)(TT2)}{\tau_c^0(\alpha)(TT1)} \approx 1,4$. Il en est de même pour les rapports des contraintes d'écoulement de la ferrite $\frac{\sigma_{y\alpha}(TT2)}{\sigma_{y\alpha}(TT1)} \approx 1,3$ avec le rapport des limites d'élasticité macroscopique de l'acier perlitique $\frac{\sigma_{yC70}(TT2)}{\sigma_{yC70}(TT1)} \approx 1,3$.

La déformation plastique de la ferrite est localisée dans des bandes de cisaillement d'intensité et d'étendue dépendant de l'orientation des colonies de perlite par rapport à la direction de chargement. Ces bandes sont le siège de l'amorçage des fissures par cisaillement des lamelles de cémentite qui se propagent à travers toute la colonie perlitique et contribue à un endommagement localisé.

En dehors des bandes de cisaillement, les lamelles de cémentite fléchissent dans les colonies perpendiculaires à l'axe de traction.

Une anisotropie élastique et plastique a été observée pour les deux phases constituant la perlite. Les valeurs des modules d'Young de la ferrite varient de 167 GPa pour la direction [200] à 250 GPa pour la direction [110] indépendamment de la microstructure. Celles de la cémentite varient de 167 GPa pour la direction [020] à 250 GPa pour la direction [112].

L'anisotropie plastique est mise en évidence à travers les limites d'élasticité directionnelles qui varient dans la ferrite de 181 MPa pour la direction [110] à 200 MPa pour la direction [200] pour la structure C70 TT1 et de 252 MPa à 278 MPa pour la structure C70 TT2. Cette anisotropie aura des conséquences sur le transfert de charge à la cémentite. La direction (200) de la ferrite transfère le moins de charge à la cémentite que les autres directions. Pour la cémentite, la direction [020] reçoit plus de charge que les directions [220] et [112].

L'incompatibilité de déformation plastique entre les deux phases constituant la perlite (ferrite et cémentite) génère des contraintes résiduelles de compression dans la ferrite et de traction dans la cémentite. Pour un chargement à un taux de déformation de $E_{11} = 1,2\%$ suivi d'une décharge $\Sigma_{11} = 0$, les contraintes sont égales à -70 MPa et -160 MPa dans la ferrite pour les microstructures C70 TT2 ($S_p = 170$ nm) et C70 TT1 ($S_p = 230$ nm) respectivement et à 760 MPa et 900 MPa dans la cémentite pour les microstructures C70 TT2 ($S_p = 170$ nm) et C70 TT1 ($S_p = 230$ nm) respectivement.

**CHAPITRE IV. EFFET DE LA MICROSTRUCTURE
SUR LE COMPORTEMENT GIGA-CYCLIQUE DE
L'ACIER PERLITIQUE C70**

IV.1 Introduction

Les aciers perlitiques sont couramment utilisés pour la fabrication de nombreux composants de l'industrie automobile comme les vilebrequins, les ressorts, les bielles, etc... qui sont appelés à résister à des charges cycliques de haute fréquence pour des durées de vie giga-cycliques [Gar '07]. Cependant, le dimensionnement de ces composants a été souvent effectué à partir des données d'essais de fatigue conventionnelle ou méga-cycliques ($\leq 10^7$ cycles) sans se poser la question de la validité de la limite de fatigue considérée pour les durées de vie réellement plus importantes 10^9 à 10^{12} cycles. En effet, les données de la littérature relatives aux aciers perlitiques font état d'une différence de 4 [Zet '06] à 100 MPa [Bay '06; Gar '07] entre 10^6 et 10^{10} cycles. Par ailleurs, les limites de fatigue aussi bien méga-cycliques que giga-cycliques de ce type d'aciers dépendent fortement de leur microstructure et de leur résistance mécanique. Il a été attribué une limite de fatigue à 10^9 cycles de 305 MPa pour l'acier ferrito-perlitique SAE 1060 de caractéristiques mécaniques plus élevées ($R_e = 557$ MPa et $R_m = 908$ MPa) comparativement à l'acier ferrito-perlitique SAE 1050 (σ_D (10^9 cycles) = 295 MPa de moins bonne résistance mécanique ($R_e = 493$ MPa et $R_m = 815$ MPa) [Wag '11].

Les résultats de la littérature relatifs aux limites de fatigue méga-cyclique des aciers perlitiques font état de l'effet de la microstructure par l'intermédiaire de la résistance mécanique. Dollar et al. [Dol '89] trouvent une limite d'endurance de 200 MPa pour un acier perlitique de type AISI 1080 de résistance mécanique égale à 709 MPa alors que García et al. [Gar '07] trouvent 417 MPa pour l'acier D38MSV5S de résistance mécanique égale à 878 MPa. Par ailleurs, l'étude de l'effet de la microstructure sur les mécanismes d'amorçage et de propagation de fissures de fatigue méga-cyclique de l'acier eutectoïde à 0,79 %C, menée par Gray et al. [Gra '85], ne montre aucun effet de la taille de l'ancien grain austénitique et de la taille des colonies perlitiques sur la durée d'amorçage des fissures de fatigue. Cependant, la même étude met en évidence une élévation du nombre de cycles à la rupture et de la limite d'endurance méga-cyclique avec la diminution de l'espacement interlamellaire. Cet effet de l'espacement interlamellaire sur la durée de vie (N_R) et la limite d'endurance méga-cyclique (σ_D 10^7 cycles) a été confirmé par Dollar et al. [Dol '89] dans leur étude sur l'acier perlitique AISI 1080.

Les auteurs montrent des valeurs de $N_R=7.10^4$ cycles pour $S_p=130$ nm et $N_R=1.10^2$ cycles pour $S_p=320$ nm pour un niveau de chargement de 380 MPa. Ils établissent pour cet acier une limite d'endurance à 10^7 cycles $\sigma_D=225$ MPa pour $S_p=130$ nm et $\sigma_D=200$ MPa pour $S_p=320$ nm. Cet effet de la microstructure est totalement méconnu dans le domaine de la fatigue giga-cyclique des aciers perlitiques en dépit des nombreuses études qui lui ont été réservées. En effet, l'analyse des résultats sur le comportement en fatigue giga-cyclique des aciers eutectoïdes [Bay '06], hypoeutectoïde [Gar '07; Kos '10; Wag '11; Zet '06] permet de dégager les commentaires suivants :

- L'effet de la microstructure sur la tenue en fatigue giga-cyclique n'a pas été abordé ni en termes d'effet sur la limite de fatigue ni en termes d'effet sur les mécanismes d'amorçage et de propagation des fissures de fatigue.
- Un mode d'amorçage en surface dans le domaine de fatigue méga-cyclique ($<10^7$ cycles) et en sous couche dans le domaine de fatigue giga-cyclique ($>10^7$ cycles) [Bat '01; Gar '07] est controversé par Wagner et al. [Wag '11] qui mettent en évidence un amorçage systématique en surface de l'acier ferrito-perlitique SAE 1060 après $2,4 \cdot 10^8$ cycles de chargement. Par ailleurs, l'amorçage se produit dans la ferrite (phase douce) qui constitue un site préférentiel d'amorçage des fissures pour les aciers perlitiques et ferrito-perlitiques [Bay '06; Gar '07] et dans les interfaces ferrite-cémentite et ferrite-perlite pour les aciers ferrito-perlitiques [Kos '10]. La rupture est la conséquence de la croissance des microfissures initiées dans la ferrite [Bay '06]. Dans le domaine giga-cyclique, la rugosité n'a pas d'influence sur l'amorçage des fissures [Bay '06].
- L'effet des caractéristiques de surface et notamment des contraintes résiduelles d'usinage sur le comportement en fatigue giga-cyclique des aciers perlitiques n'a pas été abordé dans la littérature.

C'est pourquoi, on se propose dans ce chapitre d'évaluer l'effet de la microstructure et notamment de l'espacement interlamellaire sur les limites de fatigue méga-cyclique et giga-cyclique de l'acier perlitique C70. La démarche adoptée consiste à conduire un programme d'essais de fatigue giga-cyclique couplés aux examens micrographiques et micro-fractographiques au microscope électronique à balayage pour les deux états microstructuraux de l'acier C70.

L'évolution des caractéristiques de surface au cours du chargement cyclique et notamment la relaxation des contraintes résiduelles suivie par diffraction des rayons X sera mise à contribution dans l'interprétation des résultats.

IV.2 Essais de caractérisation des surfaces

L'écroissage induit lors de l'usinage des éprouvettes de fatigue a été évalué par filiation de microdureté sous une charge de 50 gF appliquée en 15s en utilisant un micro-duromètre (Shimadzu HMV2000). L'empreinte de microdureté intègre un volume représentatif de la microstructure (lamelles de cémentite et de ferrite) (Figure IV.1). Cet écroissage superficiel est également évalué par l'évolution de la largeur intégrale du pic de diffraction X de la ferrite, effectué sur un diffractomètre de type Set-X équipant le laboratoire PIMM de l'ENSAM Paris. Les conditions de diffraction utilisées pour la détermination des contraintes sont reportées dans le Tableau IV.1

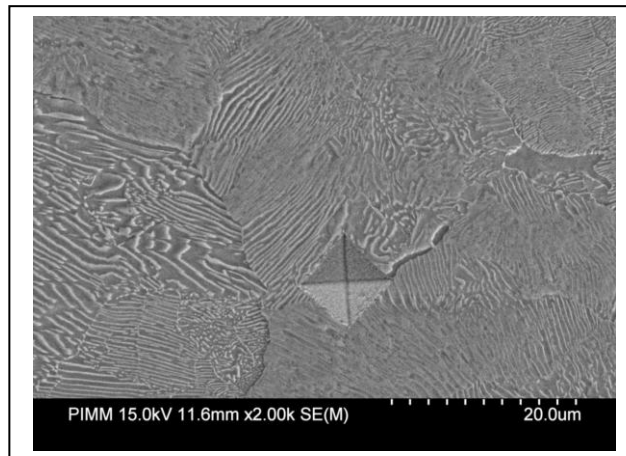


Figure IV.1 Empreinte de microdureté.

Tableau IV.1 Paramètres de diffraction des rayons X utilisés pour la détermination des contraintes résiduelles.

Radiation	Cr $k\alpha$	$\lambda=0,229\text{nm}$			
Intensité	5mA				
Tension	20 kV				
Plan de diffraction	{2 1 1}	$2\theta=156^\circ$			
Angles ϕ (°)	0				
Angles ψ (°)	39,23	36,27	33,21	30	26,57
	22,79	18,43	12,92	0,00	-9,10
	-15,89	-20,70	-24,73	-28,32	-31,63
	-34,76	-37,76			

IV.3 Essais de fatigue

Des essais de fatigue giga-cyclique ont été menés sur une machine de fatigue ultrasonique (Figure IV.2) équipant le laboratoire PIMM de l'ENSAM-Paris. Le principe de fonctionnement de cette machine est décrit dans l'annexe II. Ces essais ont été menés à une fréquence $f = 20$ kHz avec un rapport de charge $R = -1$. Un système de refroidissement à air comprimé est utilisé pour éviter l'échauffement de l'éprouvette au cours du chargement à très haute fréquence. Les essais ont été menés à la rupture ou à une durée de vie supérieure ou égale à 10^9 cycles.

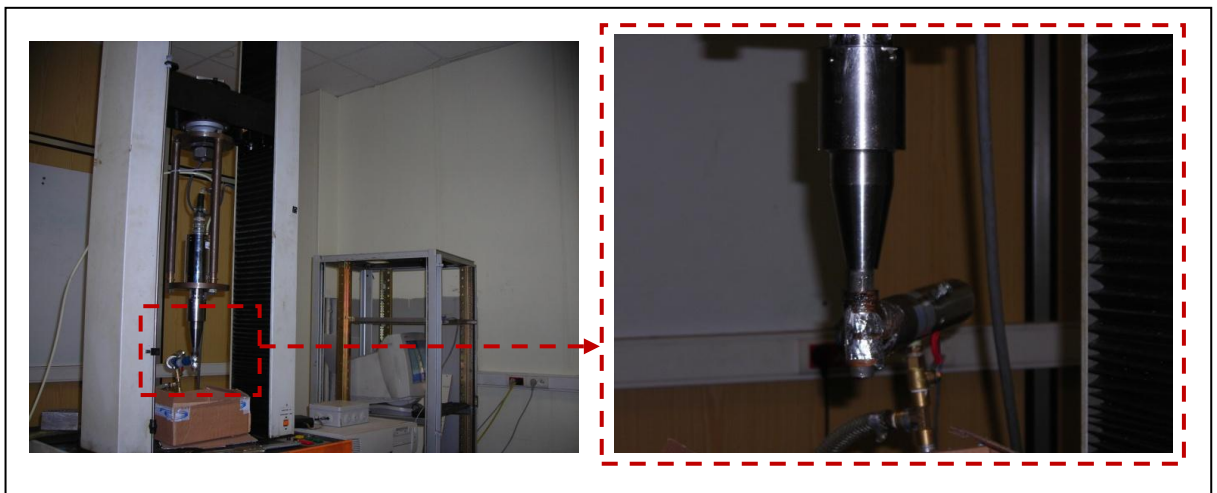


Figure IV.2 Machine de fatigue giga-cyclique.

Les essais de fatigue giga-cyclique ont été conduits sur des éprouvettes à géométrie spécifique (Figure IV.3). Les ébauches d'éprouvettes de fatigue ont été découpées à la même circonférence des barreaux traités dans les conditions TT1 et TT2 correspondant aux microstructures à espacement interlamellaire différents (Figure IV.4). Les éprouvettes ont été préparées par fraisage en opposition sur une machine à commande numérique dans les conditions reportées dans Tableau IV.2

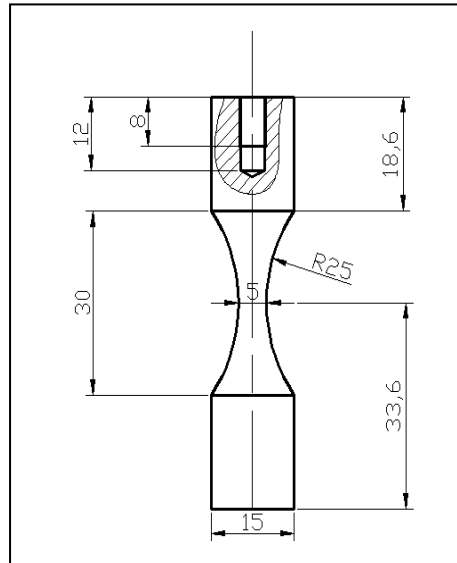


Figure IV.3 Géométrie de l'éprouvette utilisée dans les essais de fatigue giga-cyclique.

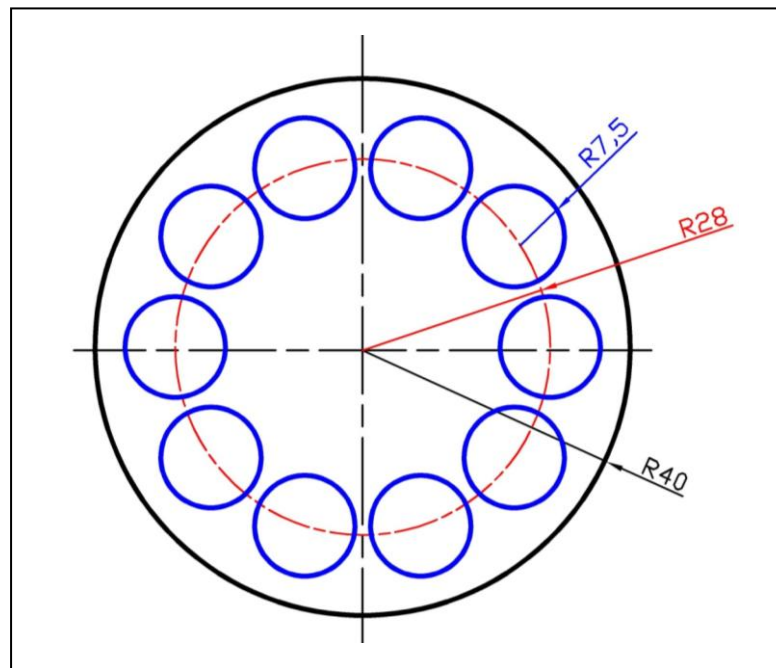


Figure IV.4 Plan de découpe des éprouvettes de fatigue.

Tableau IV.2 Conditions de coupes en fraisage.

Vitesse de coupe (m/min)	200
Vitesse d'avance (mm/tr)	0,1

IV.4 Analyse de l'endommagement en fatigue

Les modes de rupture par fatigue ont été identifiés à l'aide des examens des fûts et des faciès de rupture des éprouvettes chargées par fatigue (rompues et non rompues), au Microscope Electronique à Balayage (MEB) équipant le laboratoire PIMM de L'ENSAM-Paris (Figure IV.5).

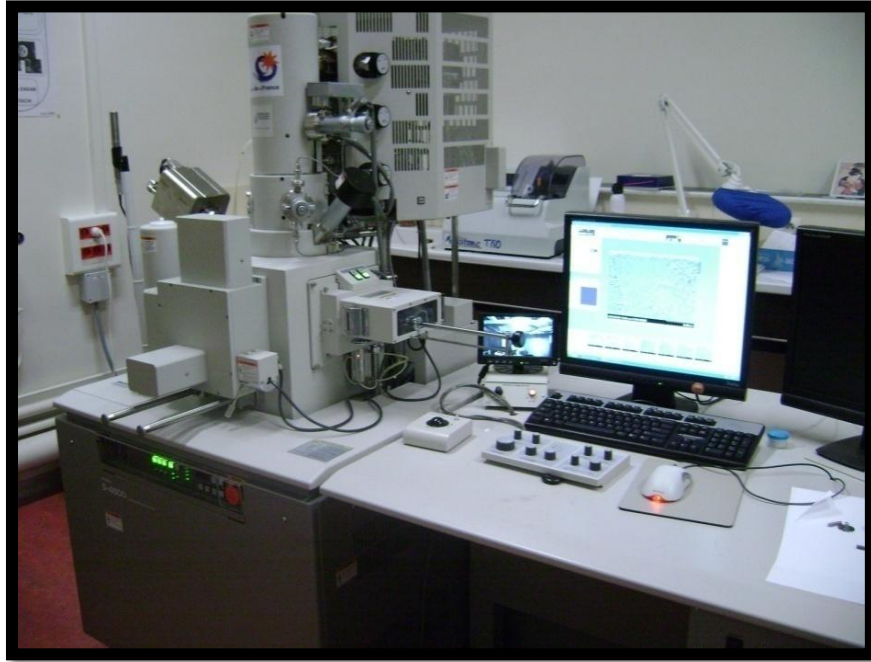


Figure IV.5 Microscope Electronique à Balayage.

IV.5 Résultats

IV.5.1 Qualité et intégrité des surfaces avant chargement (brut d'usinage)

IV.5.1.1 Ecrouissage superficiel induit par usinage

Les profils de microdureté, effectués sur une coupe transversale d'une éprouvette de fatigue, révèlent un écrouissage superficiel induit par l'usinage. Cet écrouissage dépend des conditions de fraisage et des caractéristiques microstructurales et mécaniques de l'acier perlitique (Figure IV.6). Les profils de largeur de corde du pic de diffraction X (211) de la ferrite confirment le durcissement par déformation plastique de la phase ferritique induit par le mode de préparation de surface des éprouvettes de fatigue (Figure IV.7). L'allure des deux indicateurs d'écrouissage (microdureté et largeur intégrale) est tout à fait similaire. Le durcissement superficiel est maximal en surface et décroît progressivement jusqu'à une profondeur de l'ordre de 150 μm pour les deux microstructures.

On observe un accroissement de la dureté de 27 % pour la structure la plus déformable C70 (TT1) ayant l'espacement interlamellaire le plus élevé ($S_p = 230$ nm) et 20 % pour la structure la moins déformable C70 (TT2) ayant l'espacement interlamellaire le plus faible ($S_p = 170$ nm). En conséquence, on peut constater que l'usinage induit un durcissement superficiel par écrouissage estimé à 20-27 % de la dureté initiale selon l'aptitude à la déformation plastique de la ferrite.

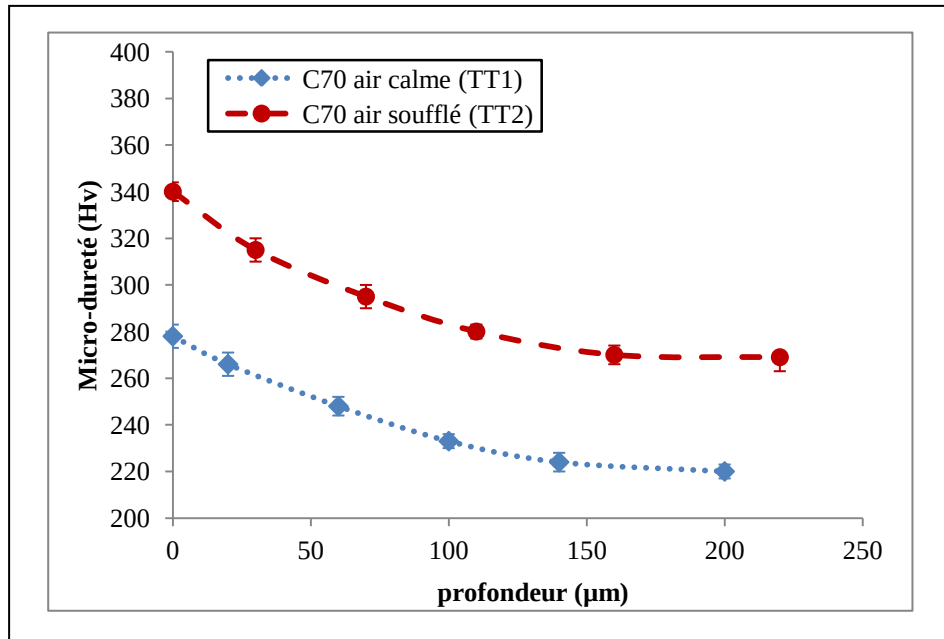


Figure IV.6 Effet de la microstructure sur le durcissement par écrouissage induit par usinage de l'acier C70 (filiation de microduretés sur coupe transversale).

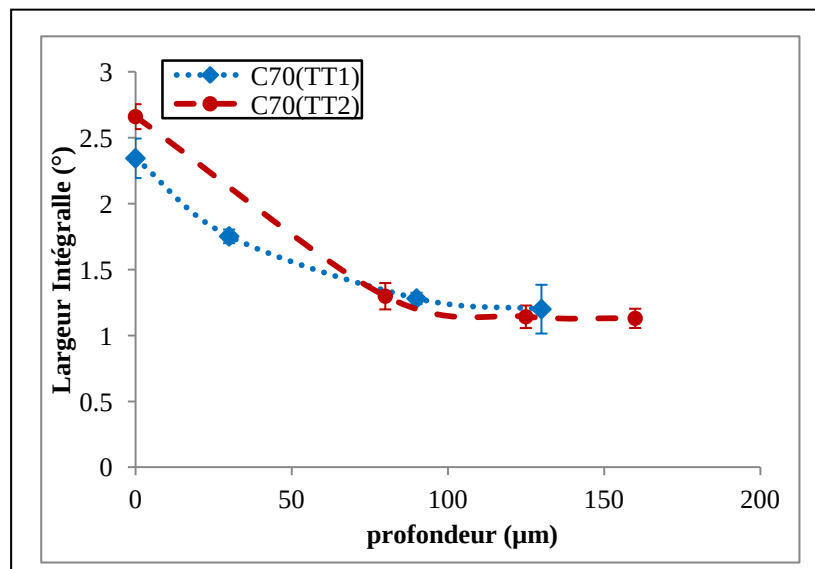


Figure IV.7 Effet de la microstructure sur le durcissement par écrouissage induit par usinage de l'acier C70 (filiation de largeurs à mi-hauteur du pic de DRX de la ferrite).

IV.5.1.2 Contraintes résiduelles induites par usinage

L'état des contraintes résiduelles d'usinage a été évalué, uniquement dans la phase ferritique, par diffraction des rayons X conformément aux conditions de mesures décrites dans le Tableau IV.1. Les mesures ont été effectuées dans les deux directions (circonférentielle et axiale de l'éprouvette de fatigue) pour les deux microstructures étudiées. Les résultats obtenus révèlent des couches superficielles avec une ferrite mise en compression résiduelle dans les deux directions de mesure pour les deux microstructures (Figure IV.8). Le niveau des contraintes résiduelles axiales, induites par fraisage en opposition, est plus élevé ($\sigma_{\text{res(Fe}\alpha\text{)}} = -470$ MPa) dans la structure perlitique TT1, ($S_p = 230$ nm) la plus déformable ($A \% = 18\%$) et la plus durcie ($\frac{H_{v \text{ surf}} - H_{v \text{ coeur}}}{H_{v \text{ coeur}}} = 27 \%$). La structure perlitique TT2, ($S_p = 170$ nm) la moins déformable ($A \% = 15\%$) présente des niveaux de contraintes de compression plus faibles ($\sigma_{\text{res}} = -330$ MPa). Il n'en n'est pas de même pour la direction circonférentielle où le niveau de compression est plus élevé pour la structure perlitique TT2, ($S_p = 170$ nm) soit $\sigma_{\text{res}} = -650$ MPa contre $\sigma_{\text{res}} = -215$ MPa pour la structure perlitique TT1, ($S_p = 230$ nm).

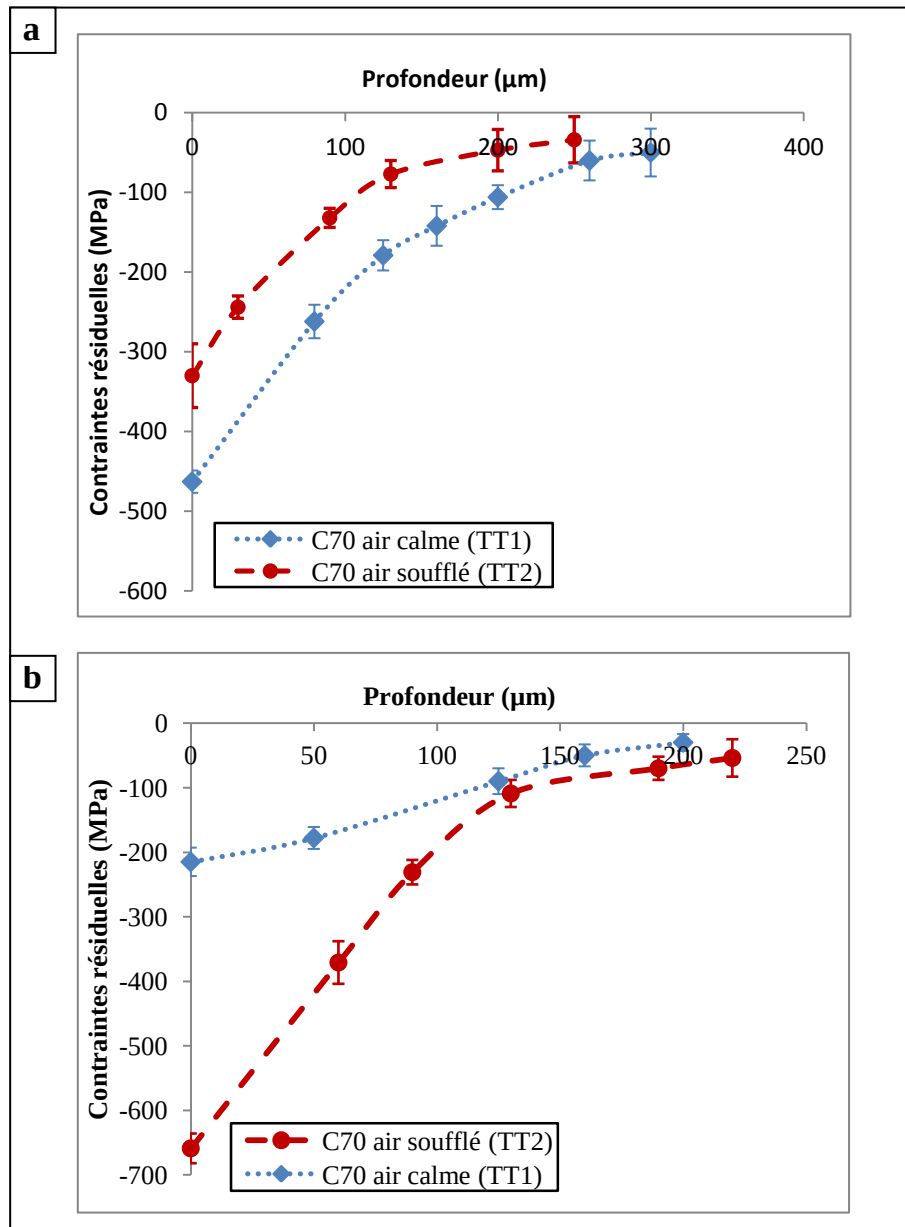


Figure IV.8 Effet de la microstructure sur les distributions des contraintes résiduelles d'usinage dans la ferrite de la structure perlitique de l'acier C70 :
(a) Contraintes axiales; (b) Contraintes circonférentielles.

IV.5.2 Résistance à la fatigue

Les résultats d'essais de fatigue reportés dans le diagramme S-N contrainte-durée de vie révèlent des dispersions significatives et notamment dans le domaine de fatigue giga-cyclique (Figure IV.9). La superposition des résultats relatifs aux deux microstructures perlitiques met en évidence une meilleure résistance apparente à la fatigue de la perlite à faible espacement interlamellaire ($Sp=170$ nm) aussi bien dans le domaine de fatigue conventionnel (10^6 - 10^7 cycles) que giga-cyclique (10^9 à 10^{10} cycles) (Figure IV.9).

Les limites de fatigue conventionnelles (10^6 cycles) et giga-cycliques (10^9 cycles) obtenues par la méthode de l'escalier, pour les deux microstructures, sont comparées dans le Tableau IV.3. Il en ressort une différence de 30 à 50 MPa entre les limites conventionnelles méga-cycliques et giga-cycliques pour chaque microstructure et une différence de 25 MPa pour les limites de fatigue giga-cyclique et de 50 MPa pour les limites de fatigue méga-cyclique entre les deux microstructures. A ce stade, il est difficile d'établir un effet net de l'espacement interlamellaire (S_p) de la structure perlitique sur les limites de fatigue méga-cyclique et giga-cyclique de l'acier C70 avant d'évaluer l'effet des caractéristiques stabilisées de surface sur les limites d'amorçage et de propagation des fissures de fatigue.

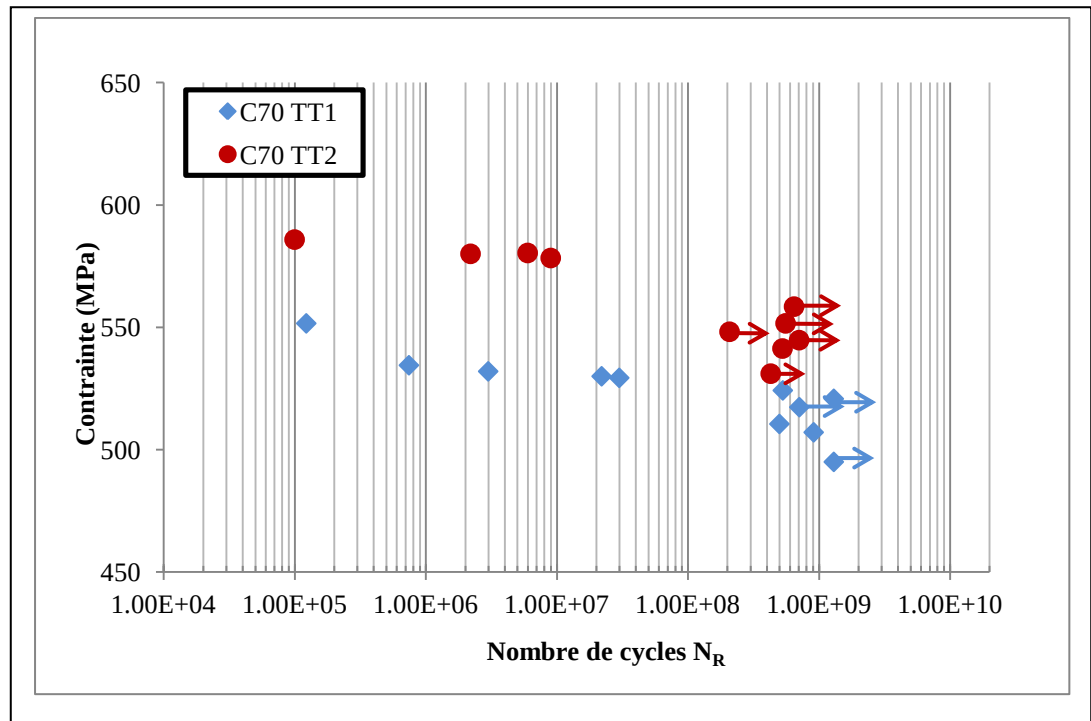


Figure IV.9 Courbes S-N relatives aux deux microstructures perlitiques de l'acier C70.

Tableau IV.3 Limites de fatigue relatives aux deux microstructures obtenues sur machine de fatigue ultrasonique.

Traitement	S_p (nm)	Dureté Hv	Re (MPa)	Rm (MPa)	Limite de fatigue σ_a (MPa) pour $R\sigma = -1$	
					σ_D (10^6 cycles)	σ_D (10^9 cycles)
TT1	230	220	396	870	530	500
TT2	170	270	498	997	580	530

IV.5.3 Effet des chargements cycliques sur les caractéristiques des surfaces

Les distributions des contraintes résiduelles et du durcissement par écrouissage à l'état initial présentées au paragraphe IV.5.1 subissent des modifications sous chargement cyclique et notamment lorsque les niveaux de contraintes appliquées σ^{app} est supérieur à la limite d'élasticité. Il convient d'établir l'état stabilisé de ces distributions pour les deux microstructures afin d'évaluer leurs effets propres sur les limites de fatigue et d'en déduire l'effet propre à l'espacement interlamellaire sur la limite de fatigue de l'acier C70.

IV.5.3.1 Ecrouissage cyclique

Les couches durcies superficiellement, par écrouissage induit par les opérations d'usinage, subissent un durcissement supplémentaire résultant vraisemblablement d'un écrouissage cyclique puisque le niveau l'amplitude de la contrainte appliquée est supérieur à la limite d'élasticité du matériau ($Re(TT1) = 396 \text{ MPa}$, $Re(TT2) = 498 \text{ MPa}$) et encore plus à celui de la ferrite ($\sigma_{y(Fe\alpha)}(TT1) = 210 \text{ MPa}$, $\sigma_{y(Fe\alpha)}(TT2) = 280 \text{ MPa}$). Cet écrouissage, mis en évidence par la superposition des profils de microdureté (avant et après chargement), apparaît plus important en sous-couches qu'en surface pour les deux microstructures et notamment lorsque le niveau de chargement, exprimé par le rapport σ_{app}/Re , est plus élevé (Figure IV.10). Les profils des largeurs de corde (du pic 211 de la ferrite) attribuent ce durcissement à l'écrouissage cyclique de cette phase (Figure IV.11). Cet écrouissage est plus intense en sous-couches (à $150 \mu\text{m}$ de la surface) par suite d'un niveau de chargement global (contrainte appliquée + contrainte résiduelle stabilisée) plus élevé en sous-couches qu'en surface.

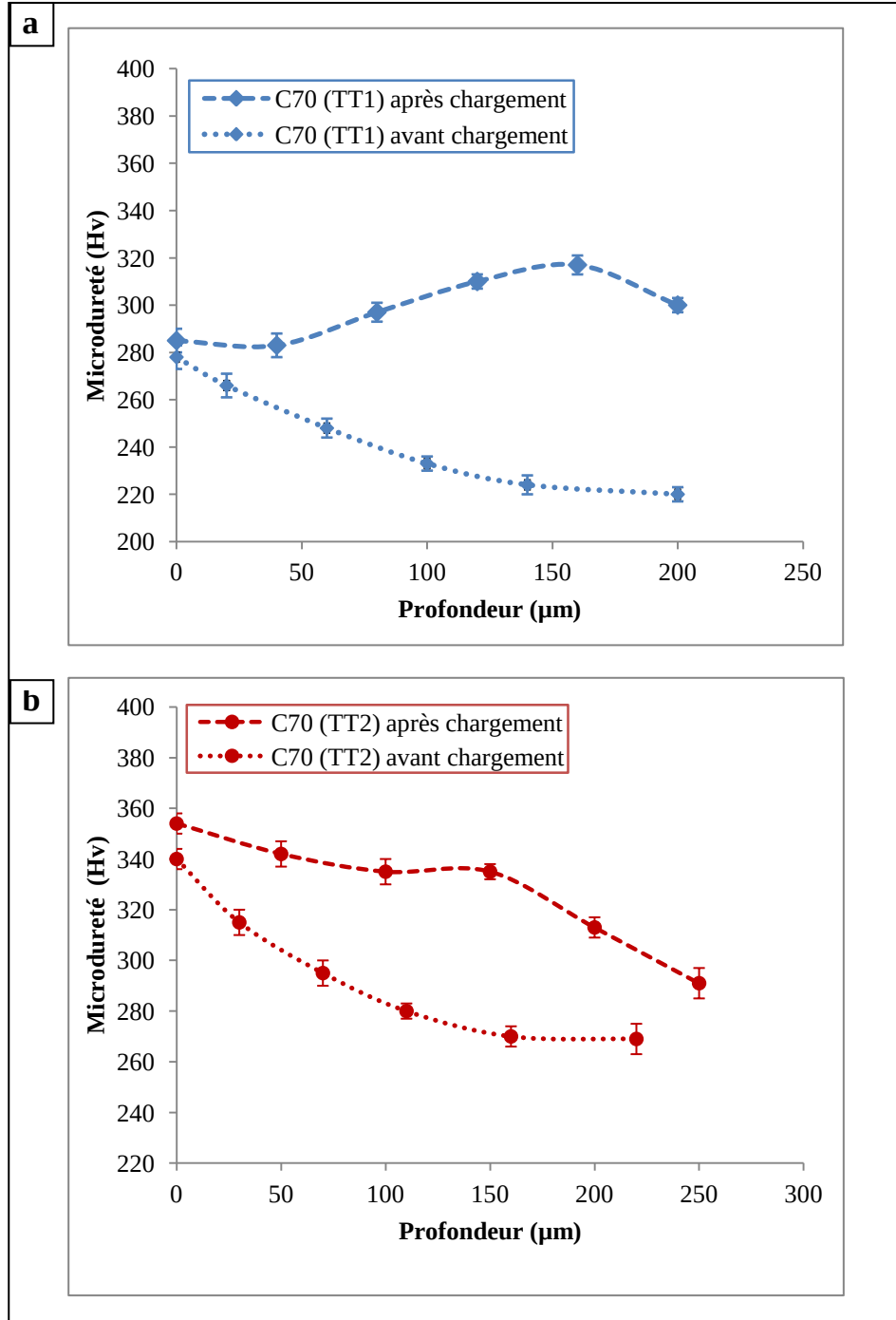


Figure IV.10 Ecrouissage cyclique relatif aux deux microstructures (filiation de microdureté): a) C70 TT1 : $N_{cycles} = 7,1 \cdot 10^8$ cycles, $\sigma^{app}/Re = 1,3$; b) C70 TT2 : $N_{cycles} = 4,29 \cdot 10^8$ cycles, $\sigma^{app}/Re = 1,06$.

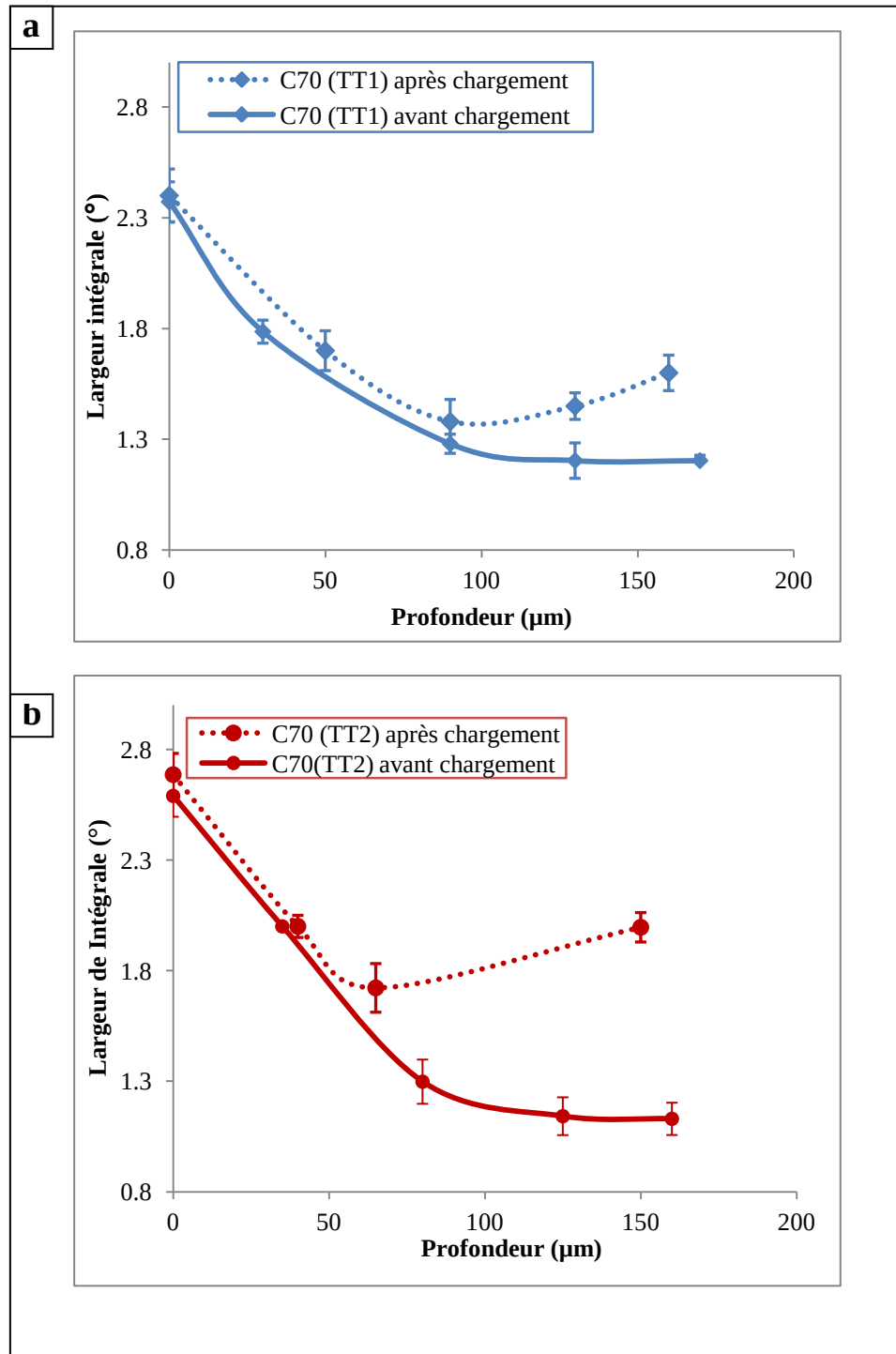


Figure IV.11 Ecrouissage cyclique relatif aux deux microstructures (a) C70TT1 : $N_{cycles} = 1,3 \cdot 10^9$ cycles, $\sigma^{app}/Re = 1,2$; (b) C70TT2 : $N_{cycles} = 6,47 \cdot 10^8$ cycles, $\sigma^{app}/Re = 1,1$ (Filiation de largeurs de corde).

IV.5.3.2 Stabilisation cyclique des distributions des contraintes résiduelles

Les mesures de contraintes résiduelles dans la ferrite, sur les éprouvettes non rompues après chargement dans le domaine giga-cyclique, révèlent des relaxations dans la direction principale de chargement (axiale) très significatives pour la structure perlitique TT1 ($S_p = 230$ nm) la moins résistante ($R_e = 396$ MPa, $R_m = 870$ MPa) comparativement à la structure TT2 ($S_p = 170$ nm) la plus résistante ($R_e = 498$ MPa, $R_m = 997$ MPa). Ce phénomène de relaxation s'étend sur toute la couche mise au préalable en compression par l'usinage en opposition (Figure IV.12 et Figure IV.13). Dans tous les cas, les relaxations dans la direction axiale (direction de chargement principale en fatigue) sont plus importantes comparativement à la direction circonférentielle du moins pour la structure TT1 (Figure IV.13).

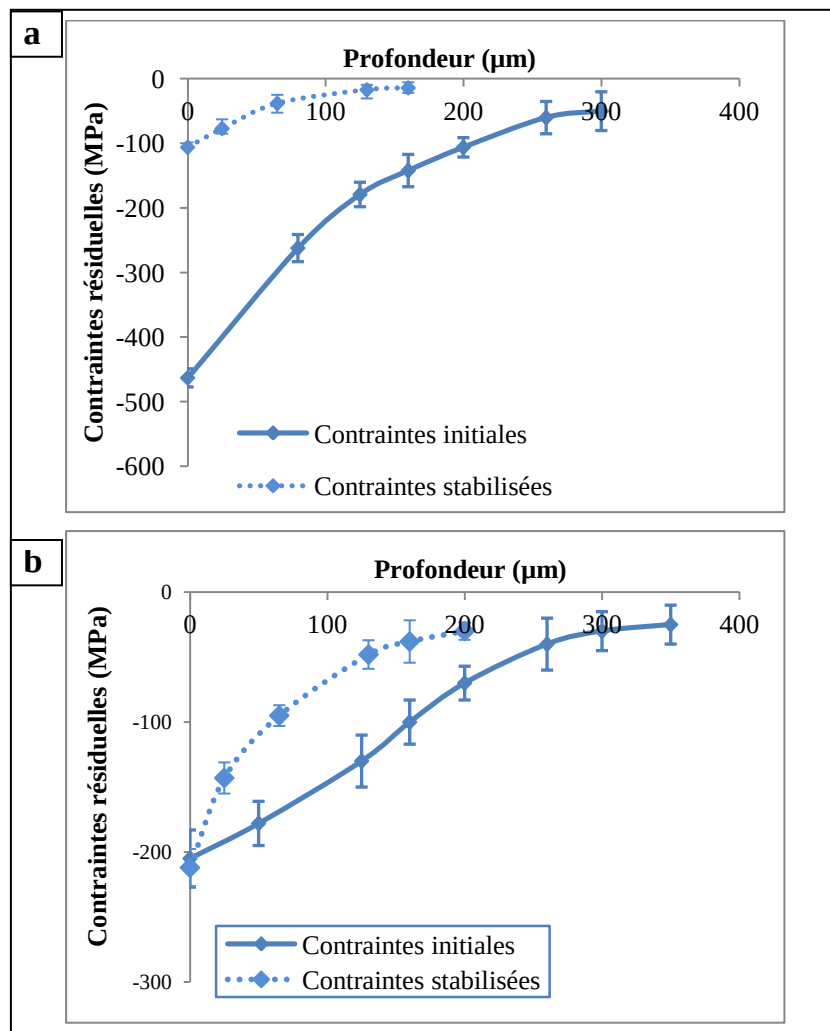


Figure IV.12 Superposition des profils des contraintes résiduelles avant et après chargement ($N_{cycles} = 1,3 \cdot 10^9$ cycles non rompue, $\sigma^{app}/R_e = 1,2$) C70 TT1
(a) Contraintes axiales; (b) Contraintes circonférentielles.

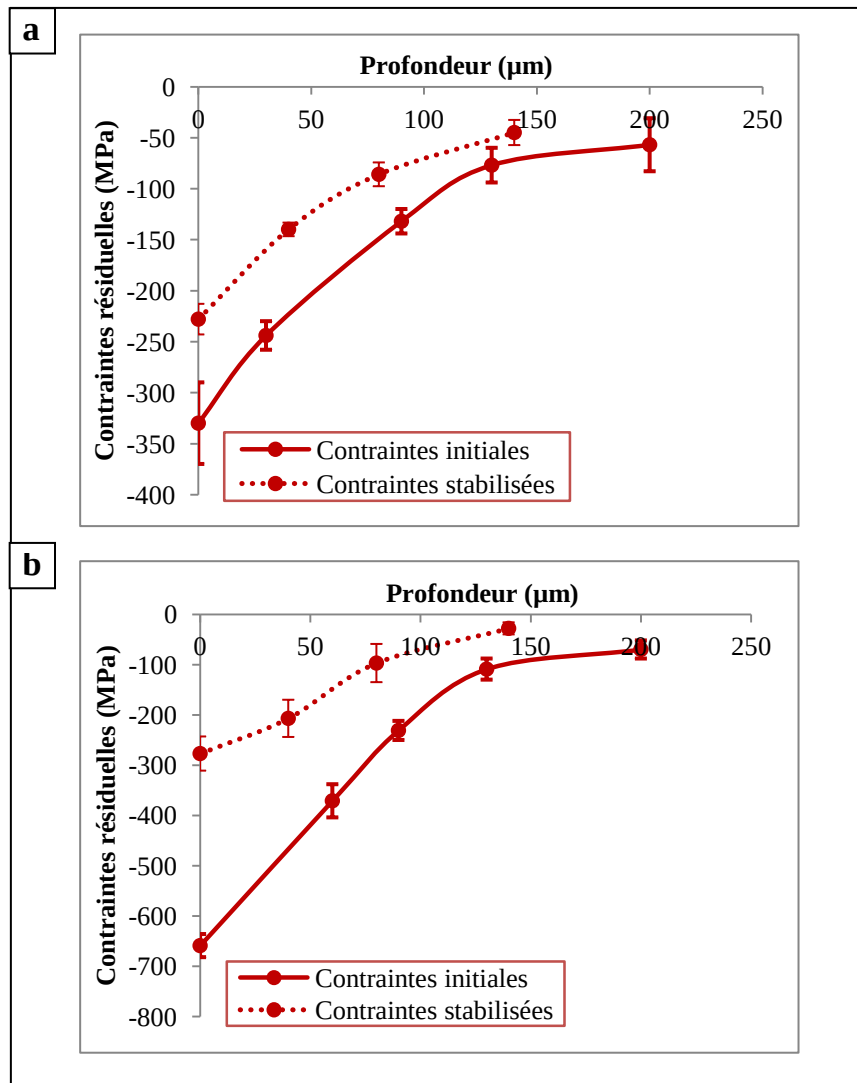


Figure IV.13 Superposition des profils des contraintes résiduelles avant et après chargement ($N_{cycles} = 6,47 \cdot 10^8$ cycles, non rompue, $\sigma^{app}/Re=1,1$) C70 TT2:(a) Contraintes axiales; (b) Contraintes circonférentielles.

IV.5.3.3 Cinétique de relaxation

L'évolution des contraintes résiduelles en surface en fonction du nombre de cycles, déterminée par des essais interrompus de fatigue pour deux niveaux de chargement révèlent une relaxation plus rapide pour le niveau de chargement le plus élevé $\sigma^{app}/Re=1,2$ (Figure IV.14). Cette relaxation est très rapide dans les deux directions ; elle intervient, vraisemblablement, dans les 10 voire les 100 premiers cycles même si les mesures n'ont pu être faites qu'à partir de 10^6 cycles ce qui représente 50 secondes de la durée de chargement à une fréquence de 20 kHz.

Les résultats cadrés par les incertitudes de mesures sont reportés dans le Tableau IV.4. Il convient de remarquer que le phénomène de relaxation, comme attendu, est plus significatif dans la direction principale de chargement en fatigue et que le niveau stabilisé semble être atteint pour des durées de chargement correspondant au domaine giga-cyclique ($> 10^7$ cycles) (Figure IV.14).

Tableau IV.4 Cinétique de relaxation des contraintes résiduelles au cours du chargement en fatigue de l'acier C70 : TT2.

N cycles	Amplitude de chargement σ^{app}/Re			
	$\sigma^{app}/Re= 1,1$		$\sigma^{app}/Re=1,2$	
	$\sigma_{Surf,Fe\alpha}^R$ (axiales)	$\sigma_{Surf,Fe\alpha}^R$ (circonférentielles)	$\sigma_{Surf,Fe\alpha}^R$ (axiales)	$\sigma_{Surf,Fe\alpha}^R$ (circonférentielles)
Avant chargement	-346±24	-600±12	-325±12	-620±15
10^5 cycles (5 secondes)	-268±29	-345±14	-200±14	-245±13
10^6 cycles (50 secondes)	-250±24	-312±23	-180±23	-212±21
10^8 cycles (1heure 40min)	-215±15	-302±18	-140±12	-206±12

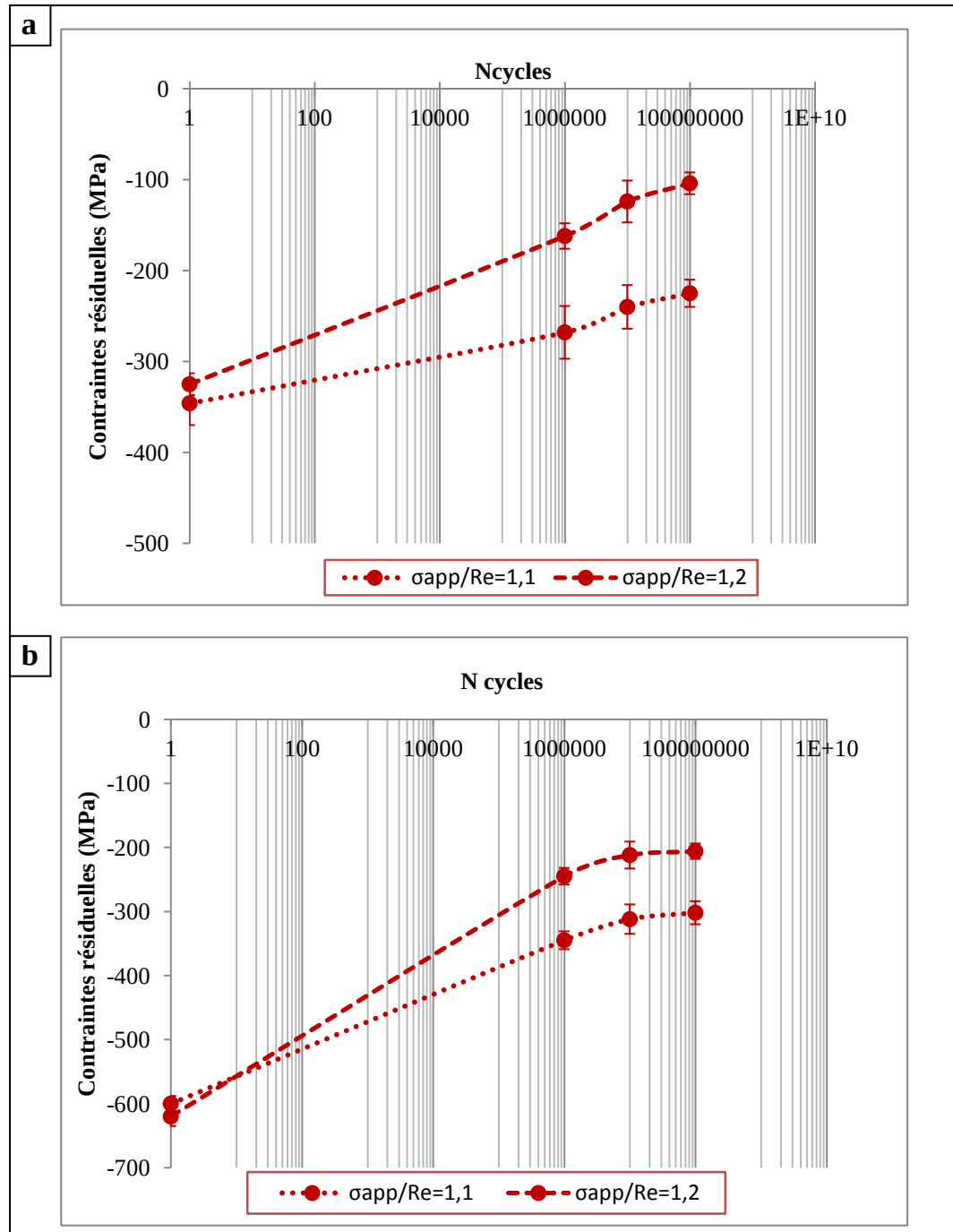


Figure IV.14 Cinétique de relaxation cyclique des contraintes résiduelles de l'acier C70 TT2 : (a) Contraintes axiales ; (b) Contraintes circonférentielles. (Les contraintes initiales ont été attribuées arbitrairement à $N=1$ car $N=0$ n'est pas représentable en échelle logarithmique)

IV.5.4 Mécanismes d'amorçage et de propagation des fissures de fatigue

IV.5.4.1 Domaine de fatigue conventionnelle ($N_R < 10^7$ cycles)

IV.5.4.1.1 Examens des surfaces d'éprouvettes de fatigue

Les observations micrographiques des fûts des éprouvettes rompues par fatigue à des durées de vie égales ou légèrement supérieures à 10^6 cycles révèlent une longue fissure principale sur tout le contour du fût de l'éprouvette perpendiculaire à la direction principale de chargement (Figure IV.15). L'examen à plus fort grossissement montre que la fissure principale est la résultante de la coalescence de microfissures (Figure IV.16). Ce phénomène de coalescence est nettement mis en évidence par le développement et l'évolution des microfissures à proximité de la fissure principale (Figure IV.17).

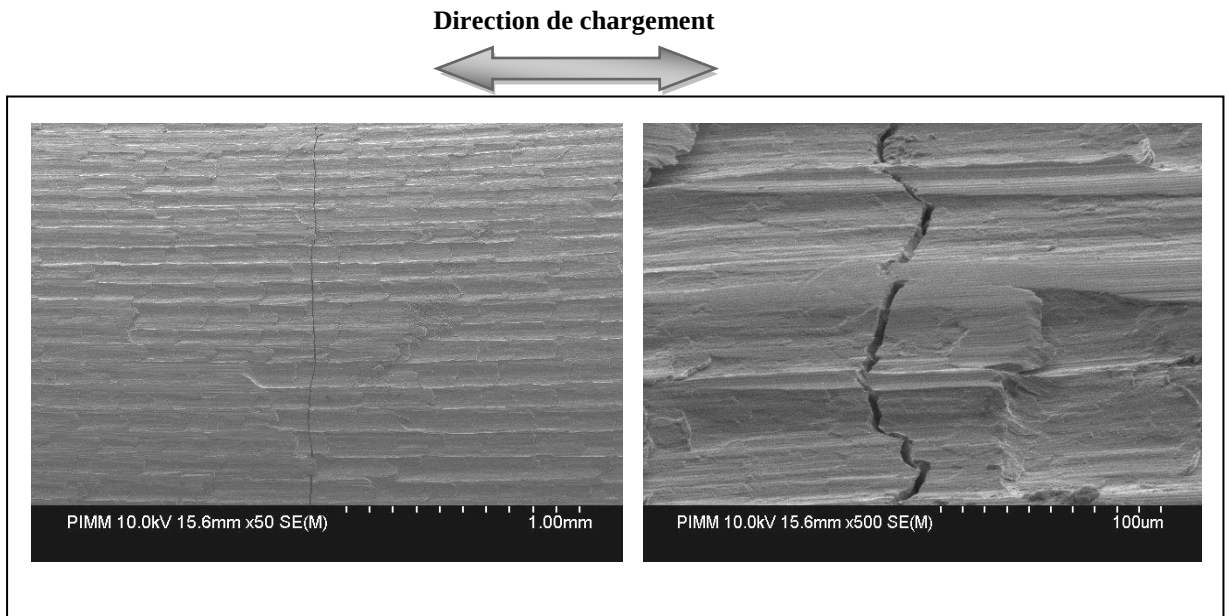


Figure IV.15 Aspect de la fissure principale de fatigue sur le fût de l'éprouvette en acier C70 TT2 chargée à $\sigma^{app}/Re=1,16$ pour une durée de vie à la rupture $N_R = 2,2 \cdot 10^6$ cycles.

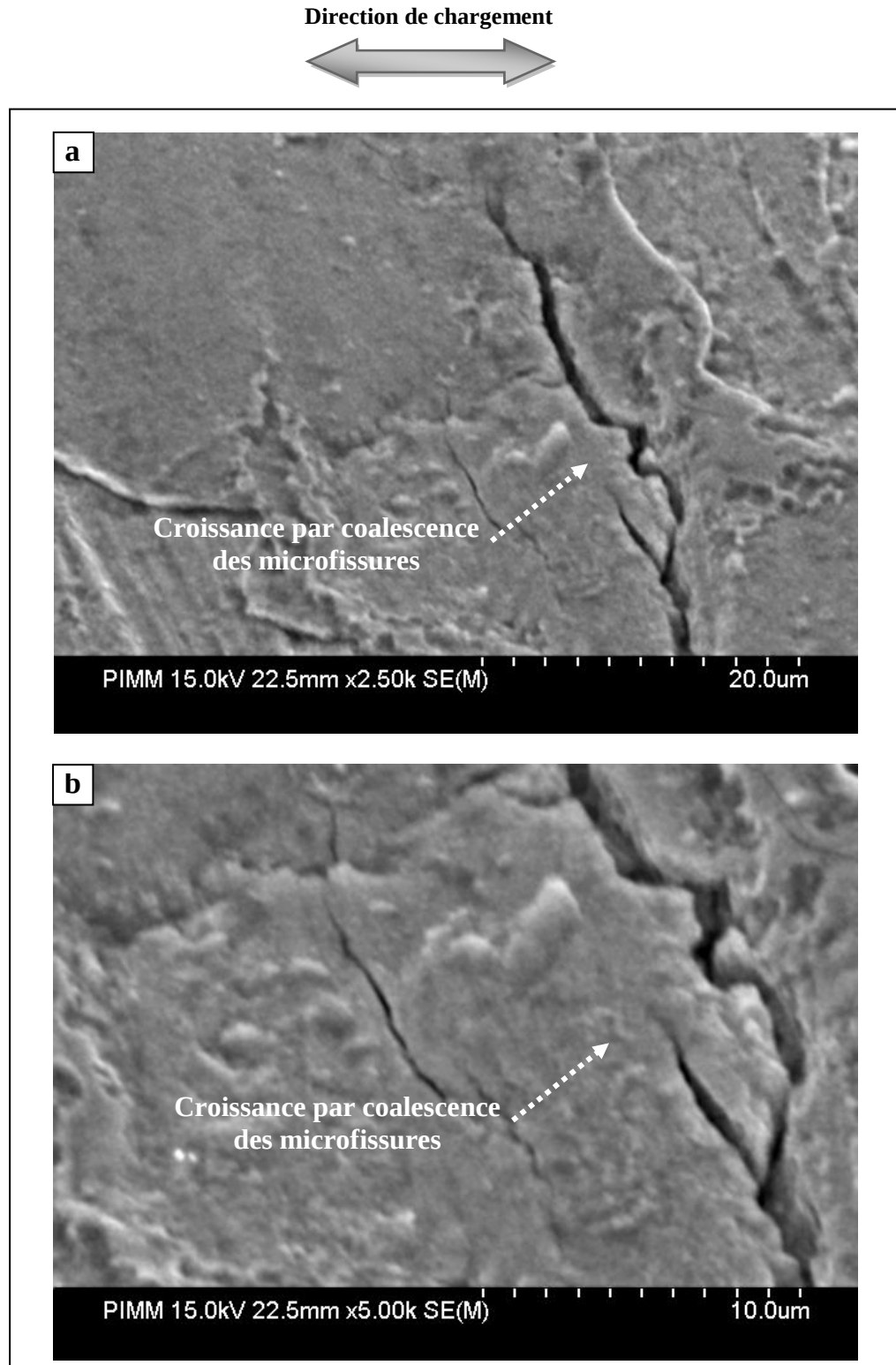


Figure IV.16 Mécanismes de croissance par coalescence des fissures de fatigue observées à la surface de l'éprouvette en acier C70 TT1 chargée à $\sigma^{app} = 532\text{MPa}$, $N_R = 3,10^6$ cycles : (a) faible grandissement ; (b) fort grandissement.

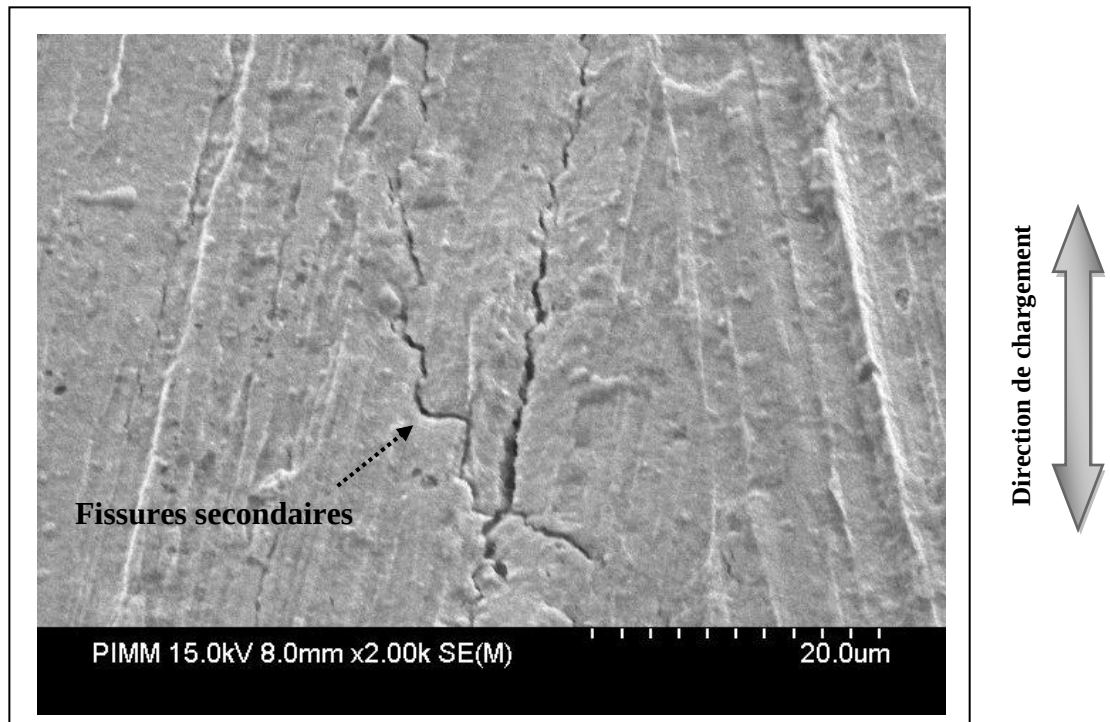


Figure IV.17 Fissures secondaires à proximité de la fissure principale observées à la surface de l'éprouvette en acier C70 TT1 chargée à $\sigma^{app} = 532 \text{ MPa}$ pour une durée de vie à la rupture $N_R = 3.10^6$ cycles.

IV.5.4.1.2 Examens des faciès des éprouvettes de fatigue

Les éprouvettes fissurées dans le domaine de fatigue conventionnelle ont été rompues par choc mécanique après immersion dans l'azote liquide en vue de provoquer une rupture fragile conservant les phases d'amorçage et de propagation (du moins les premiers stades) de fissures. Les faciès de rupture, pour des durées de vie de 10^6 cycles correspondant aux niveaux de contraintes appliquées égales à $\sigma^{app} = 580 \text{ MPa}$ pour la structure TT2 et $\sigma^{app} = 532 \text{ MPa}$ pour la structure TT1, révèlent des aspects de propagation couvrant la moitié du volume de l'éprouvette (Figure IV.18 et Figure IV.19). Les examens à plus fort grossissement mettent en évidence (sur la base de la convergence des lignes radiales) un amorçage net en surface pour les deux niveaux de chargement et les deux microstructures (Figure IV.18 et Figure IV.19).

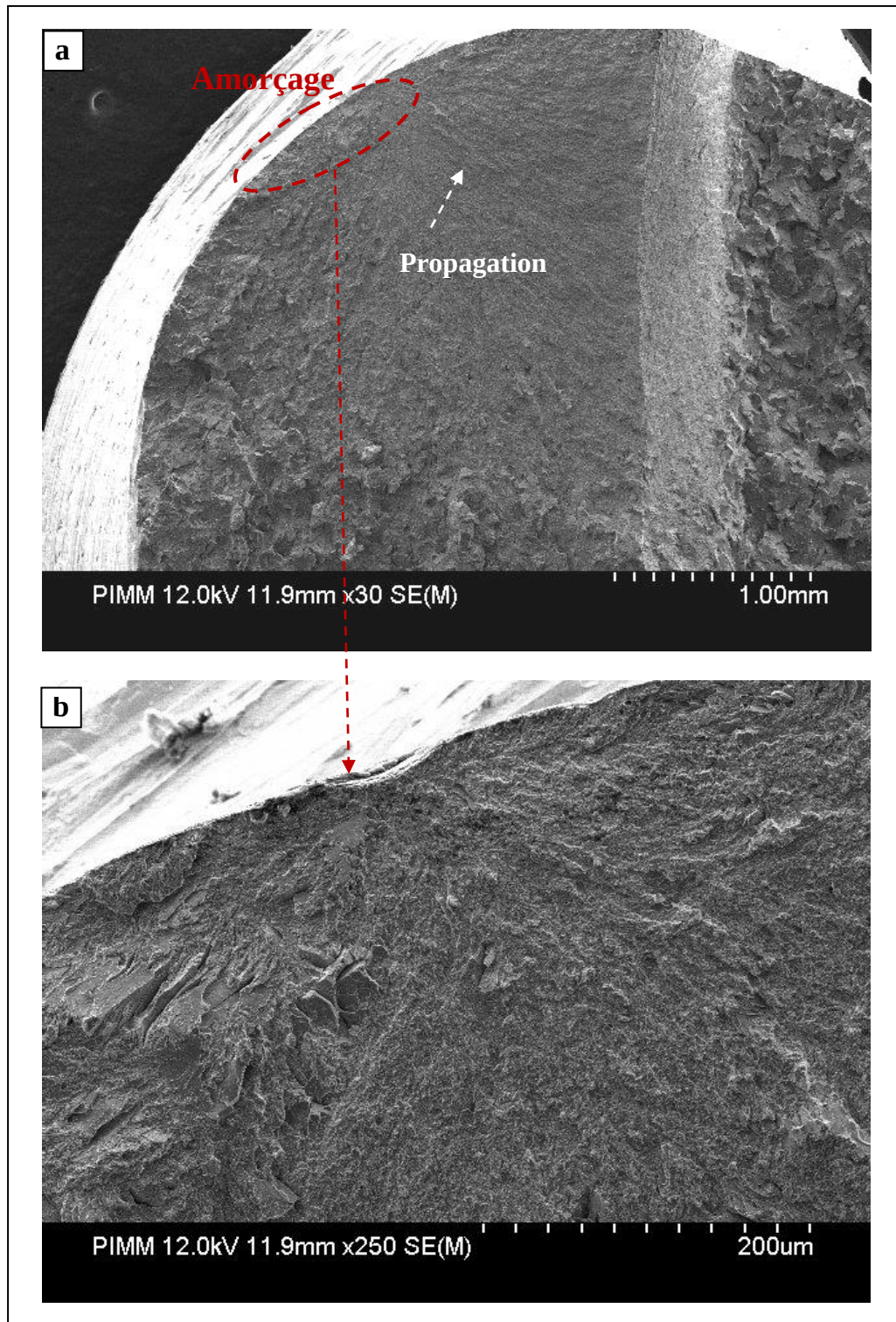


Figure IV.18 Faciès de rupture observé sur une éprouvette en acier C70 TT2 chargée à $\sigma^{app} = 580$ MPa pour une durée de vie à la rupture $N_R = 2,2 \cdot 10^6$ cycles :
(a) Faciès de rupture; (b) Zone d'amorçage.

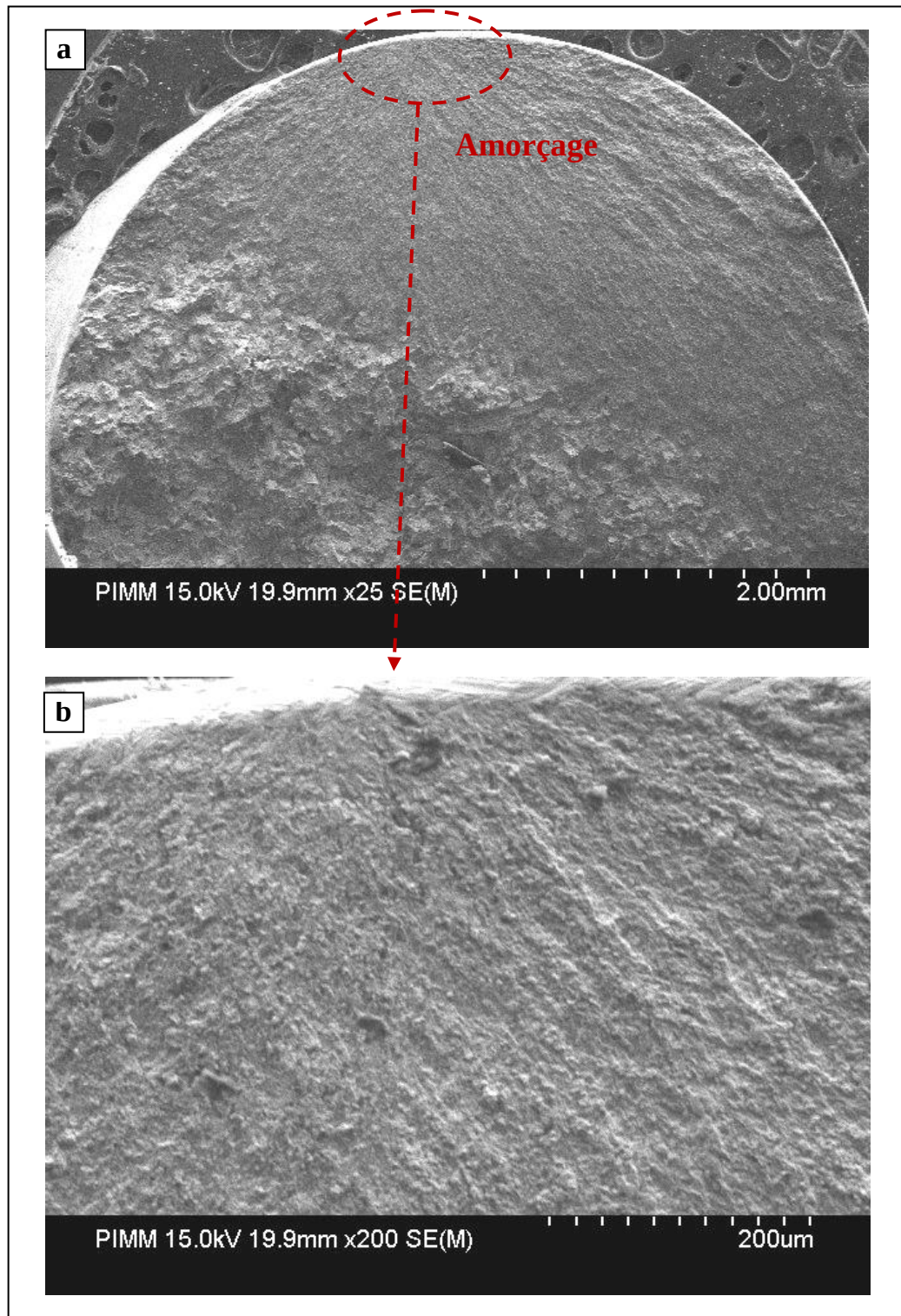


Figure IV.19 Faciès de rupture observé sur une éprouvette en acier C70 TT1 chargée à $\sigma_{app} = 532$ MPa pour une durée de vie à la rupture $NR = 3,10^6$ cycles : (a) Faciès de rupture; (b) Zone d'amorçage.

IV.5.4.2 Domaine de fatigue giga-cyclique ($N_R > 10^7$ cycles)

IV.5.4.2.1 Examens des surfaces d'éprouvettes de fatigue

L'examen à plus fort grossissement des fûts des éprouvettes chargées en fatigue giga-cyclique révèle à la surface une myriade de microfissures micrométriques (Figure IV.20) dont la croissance et la coalescence expliquent la formation de la fissure principale (Figure IV.21). Ce mécanisme semble être le même que celui qui opère dans le domaine de fatigue conventionnelle. A ce stade, on ne dégage pas d'une manière évidente l'effet de la microstructure puisque les mêmes mécanismes ont été mis en évidence pour les deux états de traitement thermique.

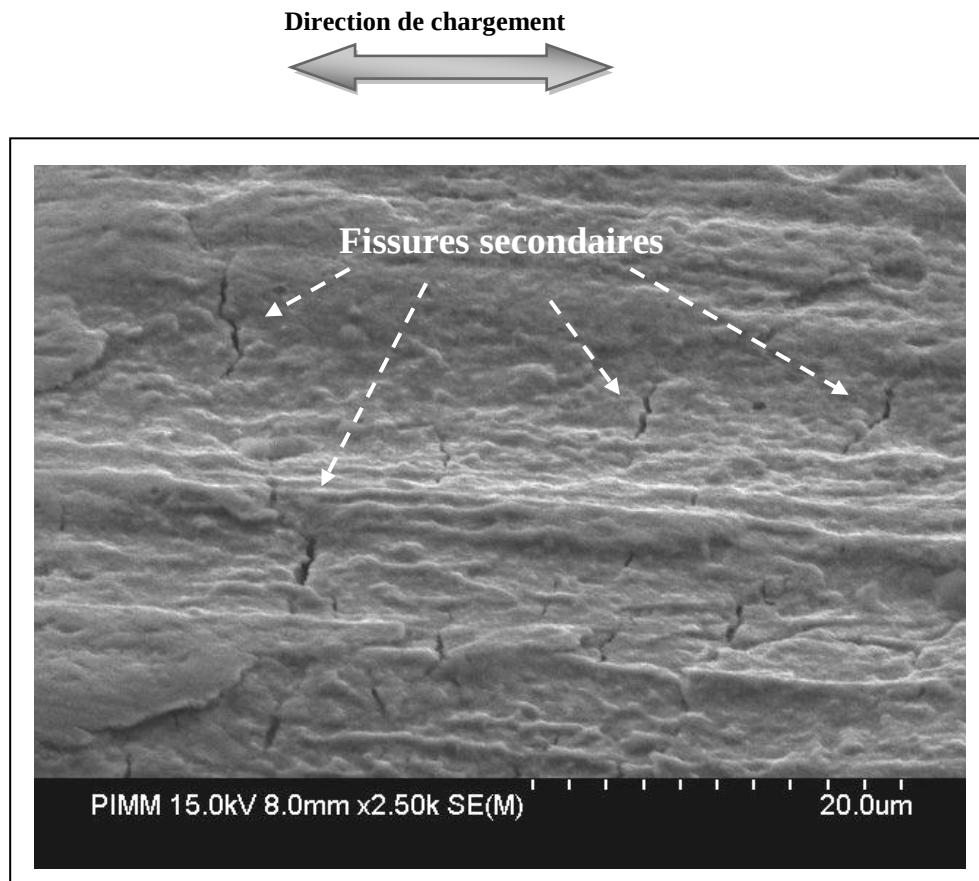


Figure IV.20 Fissures secondaires à proximité de la fissure principale observées à la surface de l'éprouvette en acier C70 TT1 chargée à $\sigma^{app} = 507\text{MPa}$ pour une durée de vie à la rupture $N_R = 9,13 \cdot 10^8$ cycles.

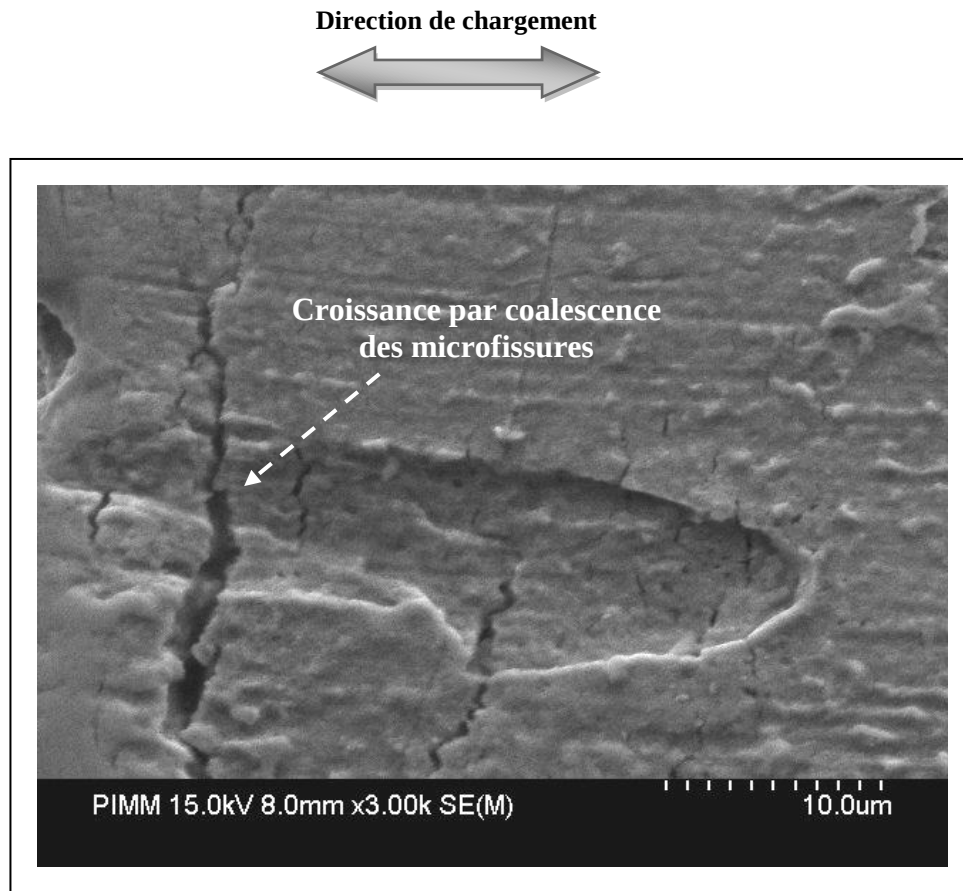


Figure IV.21 Mécanismes de croissance par coalescence des fissures de fatigue observés à la surface de l'éprouvette en acier C70 TT1 chargée à $\sigma^{app} = 507 \text{ MPa}$ pour une durée de vie à la rupture $N_R = 9,13 \cdot 10^8$ cycles.

IV.5.4.2.2 Examens des faciès des éprouvettes de fatigue

Les faciès de rupture, pour des durées de vie de 10^8 cycles correspondant aux niveaux de contraintes appliquées égales à $\sigma^{app} = 540 \text{ MPa}$, révèle un amorçage légèrement en sous couche (à $50 \mu\text{m}$ de la surface) caractérisé par un foyer en œil de poisson (Figure IV.22). Les zones de propagation pour tous les faciès semblent couvrir les $\frac{3}{4}$ de la section de l'éprouvette rompue. Les aspects du faciès correspondant à la zone de propagation révèlent des stries de fatigue (Figure IV.23) marquant un caractère semi-ductile de propagation. D'autres faciès ($N_R = 9,13 \cdot 10^8$ cycles) révèlent un amorçage en surface ou très légèrement en sous couche ($20 \mu\text{m}$ de la surface) (Figure IV.24).

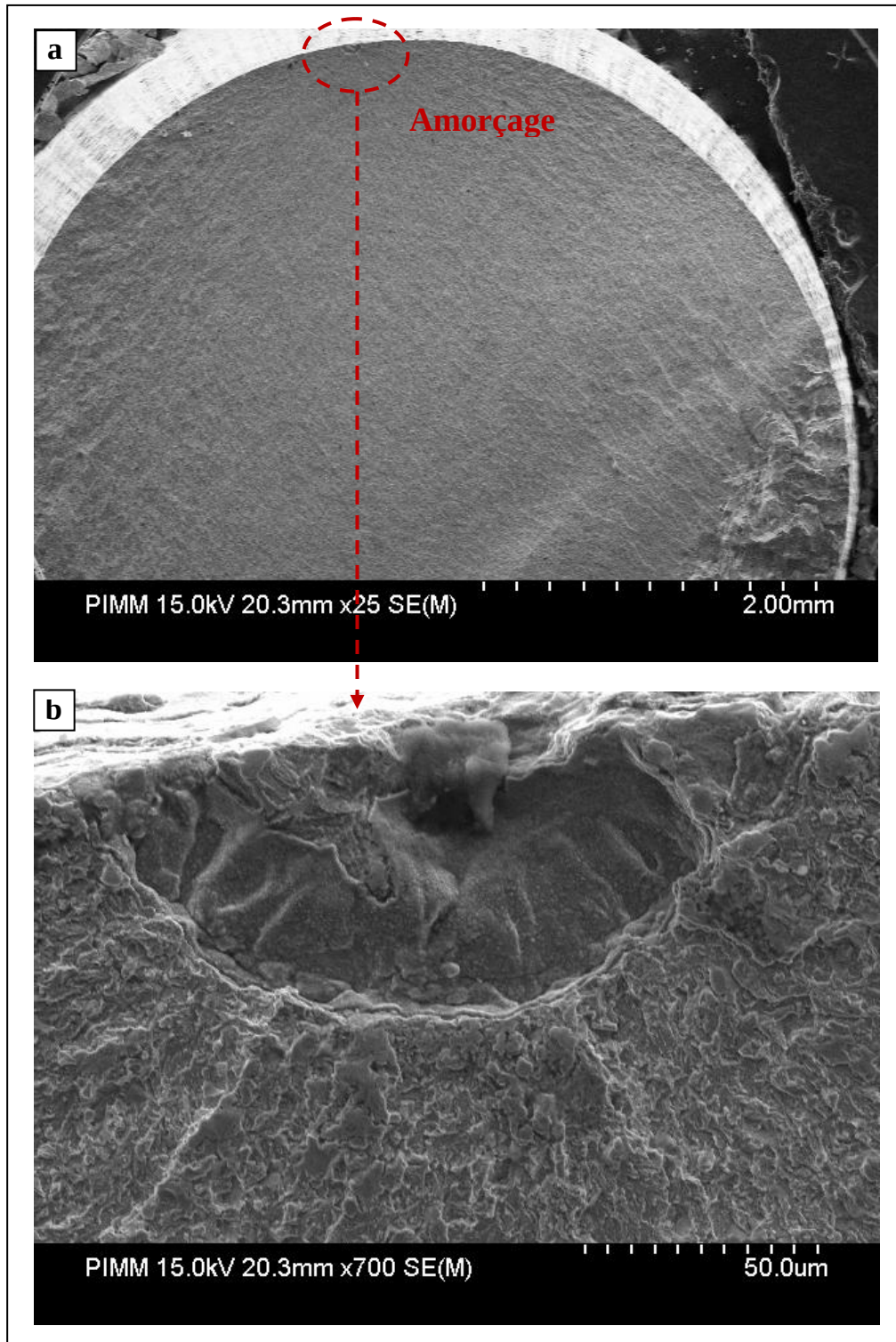


Figure IV.22 Faciès de rupture observé sur une éprouvette en acier C70 TT2 chargée à $\sigma^{app} = 540$ MPa pour une durée de vie à la rupture $N_R = 5,28 \cdot 10^8$ cycles :
(a) Faciès de rupture; (b) Zone d'amorçage.

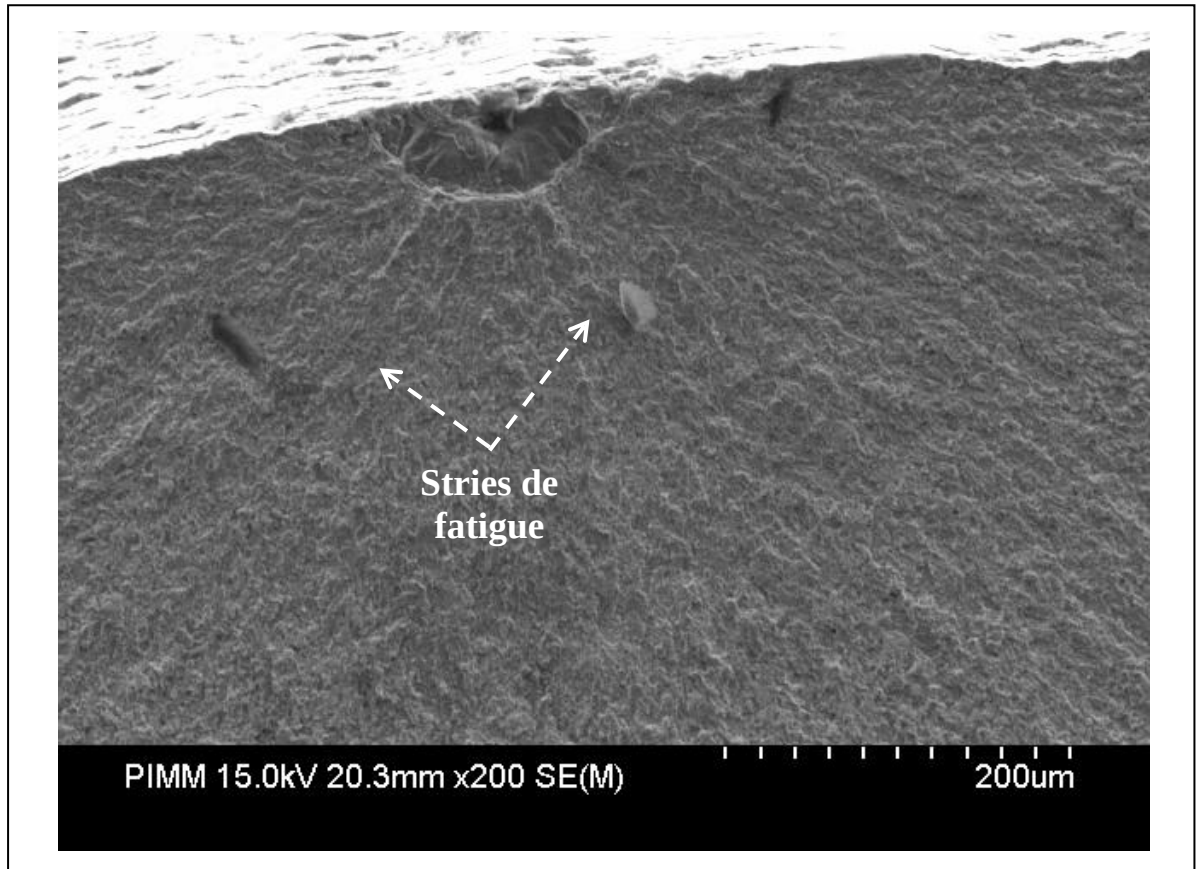


Figure IV.23 Stries de fatigue observés sur une éprouvette en acier C70 TT2 chargée à $\sigma^{app} = 540$ MPa pour une durée de vie à la rupture $N_R = 5,28 \cdot 10^8$ cycles.

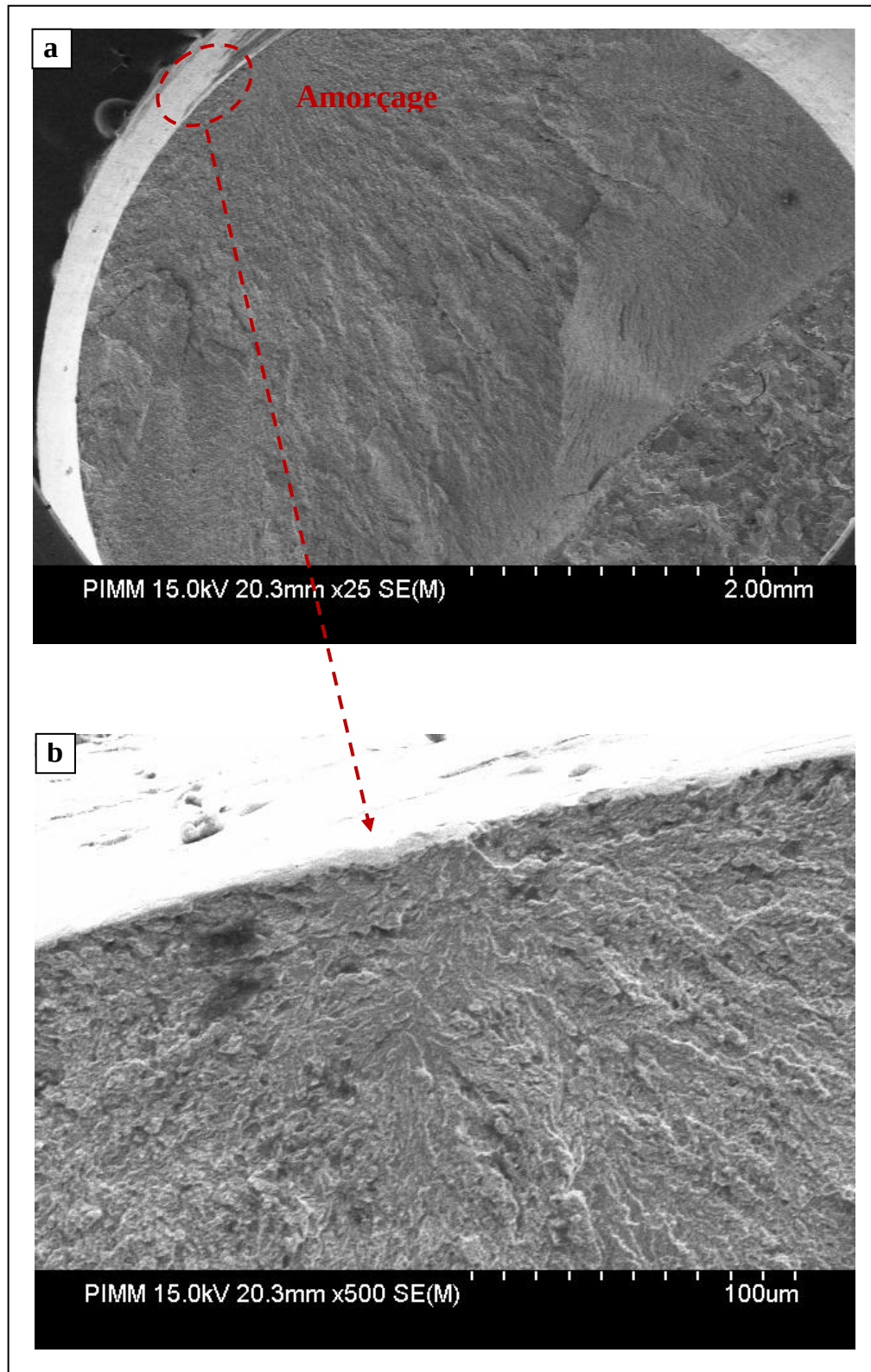


Figure IV.24 Faciès de rupture observé sur une éprouvette en acier C70 TT1 chargée à $\sigma_{app}=507$ MPa pour une durée de vie à la rupture $NR = 9,13 \cdot 10^8$ cycles :
(a) Faciès de rupture; (b) Zone d'amorçage.

IV.6 Synthèse et discussion

Dans ce chapitre, il a été établi par des essais de fatigue, conduits sur une machine ultrasonique offrant des fréquences de chargement de 20 kHz, une différence de 30 MPa pour la microstructure TT1 ($S_p = 230$ nm) et 50 MPa pour la microstructure TT2 ($S_p = 170$ nm) entre les limites de fatigue conventionnelle (σ_D 10^6 cycles) et giga-cyclique (σ_D 10^9 cycles). En conséquence, les dimensionnements sur la base des limites de fatigue méga-cyclique des pièces fabriquées en acier perlitique, appelées à travailler pour des durées de vie $\geq 10^9$ cycles, sont à moins de 10 % non conservatifs soit 6% pour la structure TT1 et 9% pour la structure TT2.

L'effet de l'espacement interlamellaire (S_p de 170 à 230 nm) sur le comportement en fatigue méga-cyclique (10^6 cycles) et giga-cyclique (10^9 cycles) de l'acier perlitique C70 apparaît peu significatif ($\Delta\sigma_D$ de 25 à 50 MPa) comparativement aux caractéristiques mécaniques de traction ($\Delta R_e = 100$ MPa, $\Delta R_m = 127$ MPa).

Les limites de fatigue giga-cycliques obtenues, σ_D (TT1) = 500 MPa (10^9 cycles) et σ_D (TT2) = 530 MPa (10^9 cycles), intègrent l'effet bénéfique des contraintes résiduelles de compression dans la ferrite, $\sigma_{Surf,Fe\alpha}^R$ (TT1) = -470 MPa et $\sigma_{Surf,Fe\alpha}^R$ (TT2) = -330 MPa, partiellement relaxées sous chargement giga-cyclique ($\sigma_{Surf,Fe\alpha}^R$ (TT1) = -100 MPa et $\sigma_{Surf,Fe\alpha}^R$ (TT2) = -228 MPa). Ces limites de fatigue intègrent également les effets d'écrouissage (durcissement superficiel de la ferrite) induit par l'usinage des éprouvettes et par écrouissage cyclique.

L'examen des sites d'amorçage des fissures de fatigue révèle essentiellement un amorçage en surface dans le domaine méga-cyclique et mixte en surface et/ou en sous-couches dans le domaine de fatigue giga-cyclique. En conséquence, les résultats expérimentaux peuvent être interprétés sur la base des effets des propriétés de surface stabilisées et de la microstructure (espacement interlamellaire). Le recours à un critère de fatigue uni-axial de type Goodman permettrait d'identifier d'une manière qualitative la contribution des différents facteurs d'influence, ci-dessus cités, dans la résistance à l'amorçage des fissures de fatigue.

IV.6.1 Effet de l'espacement interlamellaire sur la limite de fatigue de l'acier perlitique C70

Les limites d'endurance méga-cycliques et giga-cycliques ainsi que les résistances spécifiques à la fatigue exprimées par le rapport $\frac{\sigma_D}{R_m}$ sont comparées, dans le Tableau IV.5, à celles obtenues dans la littérature pour des structures ferrito-perlitiques [Gar '07; Zet '06] et perlitiques [Bat '01; Dol '89] des aciers au carbone.

Pour les structures ferrito-perlitiques, la différence entre les limites méga-cycliques et giga-cycliques varie de 4 [Zet '06] à 100 MPa [Bat '01; Gar '07], des valeurs qui cadrent bien les résultats de cette étude donnant 30 MPa pour la structure TT1 et 50 MPa pour la structure TT2 de l'acier C70.

Tableau IV.5 Comparaison des limites de fatigue des aciers perlitiques et ferrito-perlitiques.

Acier	Sp (nm)	Rm (MPa)	σ_D (MPa)		$\Delta\sigma_D$ (MPa)	σ_D/R_m (10 ⁶)	σ_D/R_m (10 ⁹)	Référence
			10 ⁶ cycles	10 ⁹ cycles				
AISI 1080	320	709	200	-	-	0,28	-	[Dol '89]
	130	1052	225	-	-	0,21	-	
0,61% C	-	727	352	348	4	0,47	0,47	[Zet '06]
D38MSV5S	-	878	417	315	100	0,47	0,35	[Gar '07]
Acier perlitique	-	-	-	-	100	-	-	[Bat '01]
SAE 1050	-	815	-	295	-	-	0,36	[Wag '11]
SAE1060	-	908	-	305	-	-	0,33	
C70	-	-	-	300	-	-	-	[Bay '06]
C70	230	870	530	500	30	0,6	0,57	Cette étude
	170	997	580	530	50	0,58	0,53	

Par ailleurs, les données du Tableau IV.5 semblent confirmer la tendance d'augmentation des limites de fatigue méga-cyclique et giga-cyclique avec la résistance à la traction (R_m), même si les rapports $\frac{\sigma_D}{R_m}$ sont assez disparates (0,28 à 0,47) et demeurent plus faibles que ceux obtenus dans cette étude pour les deux microstructures TT2 ($\frac{\sigma_D}{R_m} = 0,53$ à $0,57$) et TT1 ($\frac{\sigma_D}{R_m} = 0,58$ à $0,6$). Les limites de fatigue obtenues par Dollar et al. [Dol '89] ($\sigma_D = 200$ à 225 MPa) sont trop faibles par rapport aux valeurs trouvées dans cette étude. Ceci accuse un effet probable des caractéristiques de surface et notamment des contraintes résiduelles qui sont de compression pour les deux microstructures de l'acier C70 et supposées nulles pour l'état électropoli de l'acier AISI 1080 de Dollar et al. [Dol '89]. L'effet de l'espacement interlamellaire sur les limites de fatigue méga-cyclique ($\Delta\sigma_D = 30$ MPa pour $\Delta Sp = 60$ nm) et giga-cyclique ($\Delta\sigma_D = 50$ MPa pour $\Delta Sp = 60$ nm) de l'acier C70 est jugé trop faible par rapport à son effet sur les caractéristiques mécaniques de traction ($\Delta Re = 100$ MPa, $\Delta R_m = 120$ MPa). Ce constat est partagé par Dollar et al. [Dol '89] qui trouvent, sur l'acier perlitique AISI 1080, un effet d'espacement interlamellaire sur la limite de fatigue méga-cyclique ($\Delta\sigma_D = 25$ MPa pour $\Delta Sp = 190$ nm) comparable aux résultats de cette étude mais beaucoup plus faible que l'effet sur les caractéristiques de traction ($\Delta R_m = 343$ MPa, $\Delta Re = 294$ MPa). Cette différence a été interprétée par les configurations des sous-structures de déformation observées au MET par Dollar dans le cas de chargement monotone [Dol '88] et cyclique [Dol '89]. Les auteurs mettent en évidence des sous-structures de dislocations, résultant du chargement cyclique, similaires pour deux microstructures à espacements interlamellaires différents. Cette configuration est caractérisée par de faibles densités de dislocations aux interfaces ferrite-cémentite, pour des chargements cycliques à une amplitude de contrainte inférieure à la limite de fatigue, et leur accumulation pour la formation de parois plus épaisses pour les niveaux de contraintes plus élevées. Cette configuration est très différente de celle observée par traction, même pour les faibles déformations, caractérisée par les déplacements des dislocations avec des libres parcours moyens dépendant de l'espacement interlamellaire. Ceci explique le faible effet de l'espacement interlamellaire sur les limites de fatigue et notamment giga-cyclique comparativement aux propriétés de traction.

L'auteur n'observe pas des bandes de cisaillement dans les sollicitations de fatigue contrairement aux sollicitations en traction monotone où les fréquences et les intensités des bandes de cisaillement sont dépendantes des espacements interlamellaires.

IV.6.2 Effet des caractéristiques stabilisées de surface sur les limites de fatigue

Les résultats du Tableau IV.5 relatifs aux données de la littérature mettent en évidence des valeurs de limites de fatigue méga-cyclique et giga-cyclique de l'acier C70 (σ_D de 500 à 580 MPa) beaucoup plus élevées que celles relatives à l'acier AISI 1080 ($\sigma_D = 200$ MPa) [Dol '89]. Ceci suggère un effet bénéfique des contraintes résiduelles stabilisées de compression ($\sigma_{Surf,Fe\alpha}^R(TT1) = -100$ MPa, $\sigma_{Surf,Fe\alpha}^R(TT2) = -228$ MPa) et du durcissement superficiel par écrouissage induit par le mode d'élaboration des éprouvettes (fraisage en opposition). Ces caractéristiques sont réputées par leur contribution à l'amélioration de la résistance à l'amorçage des fissures de fatigue et à leur stabilité vis-à-vis de la propagation [Alm '98; Cha '06-a; Soh '08]. La prise en compte des contraintes résiduelles en tant que contraintes moyennes par les critères uni-axiaux de fatigue de type Goodman permettrait de séparer l'effet des contraintes résiduelles de celui de l'espacement interlamellaire sur les limites de fatigue méga-cyclique et giga-cyclique ainsi que la différence entre ces limites. L'effet du durcissement (20 et 27%) par écrouissage sur les limites de fatigue est supposé similaire pour les deux microstructures TT1 et TT2 de l'acier C70. Les valeurs des contraintes résiduelles en surface pour les états usinés non chargés et les états chargés à 10^6 cycles et 10^9 cycles sont rappelées dans le Tableau IV.6. Ces valeurs permettraient le traçage du diagramme de Goodman en termes de contraintes moyennes (hydrostatiques).

Tableau IV.6 Effet des contraintes résiduelles en surface sur les limites de fatigue.

Traitement thermique	Sp (nm)	Rm (MPa)	$\sigma_D 10^6$ (MPa)	$\sigma_D 10^9$ (MPa)	$\Delta\sigma_D$ (MPa)	$\sigma_{Surf,Fe\alpha}^R$ (usinage)	$\sigma_{Surf,Fe\alpha}^R$ stabilisée	
							10^6 cycles $\sigma^{app}/Re=1,1$	10^9 cycles $\sigma^{app}/Re=1,1$
TT1	230	870	530	500	30	-460	-150	-136
TT2	170	997	580	530	50	-330	-250	-228

❖ Effet des contraintes résiduelles sur les différences de limites de fatigue méga-cyclique et giga-cyclique

L'écart entre les limites de fatigue méga-cyclique et giga-cyclique est, en partie, dû à une différence des niveaux de contraintes résiduelles stabilisées par suite d'une relaxation plus importante pour les durées de chargement les plus élevées. Plus cette différence est faible, plus l'écart entre les deux limites de fatigue est faible. C'est ainsi, que l'écart entre les deux limites de fatigue ($\Delta\sigma_D = 30\text{MPa}$) pour la structure TT1 est essentiellement attribué à un effet de contraintes résiduelles stabilisées (Figure IV.25). Pour la structure TT2, la différence de relaxation est relativement plus importante et en conséquence l'écart entre les limites de fatigue ($\Delta\sigma_D = 50\text{MPa}$) est relativement plus important (Figure IV.26).

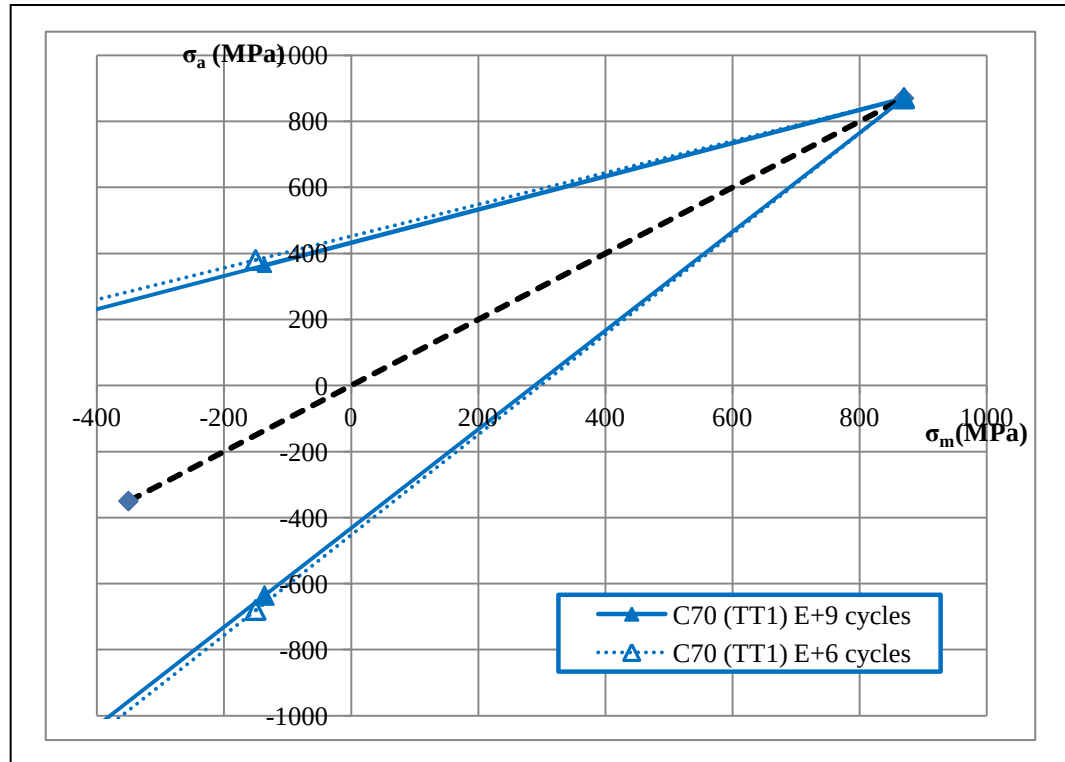


Figure IV.25 Diagramme de Goodman, effet des contraintes résiduelles superficielles stabilisées sur les limites de fatigue C70 TT1.

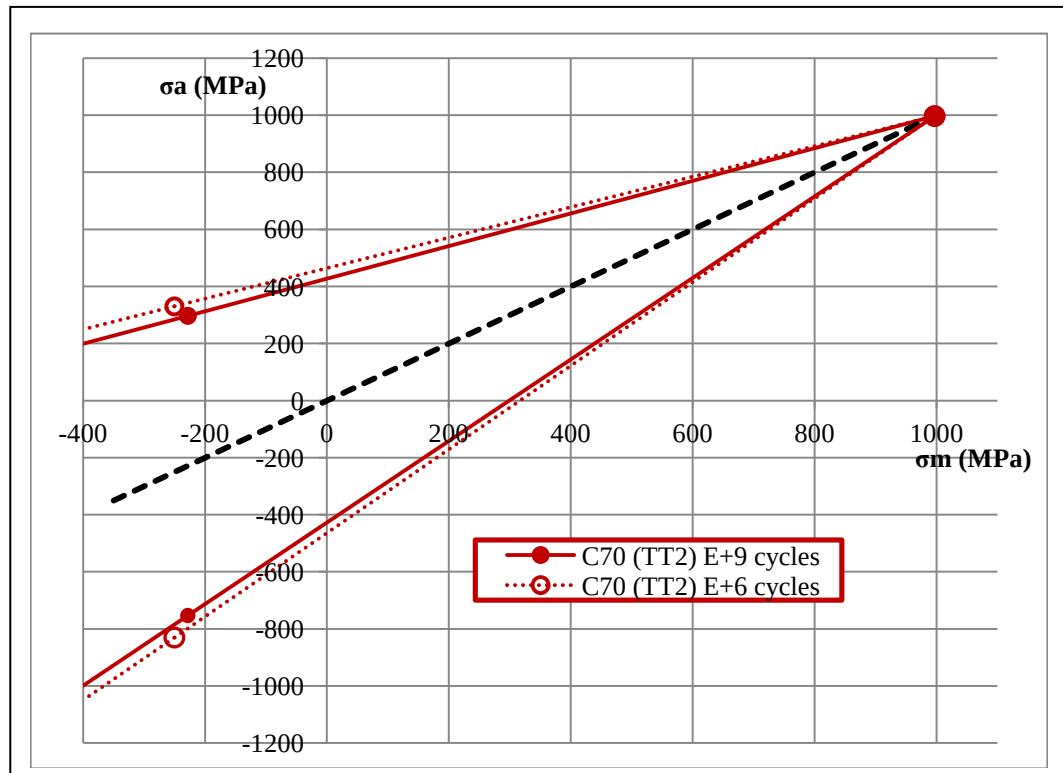


Figure IV.26 Diagramme de Goodman, effet des contraintes résiduelles superficielles stabilisées sur les limites de fatigue C70 TT2.

- ❖ Séparation des effets des contraintes résiduelles de celui de l'espacement interlamellaire

En superposant les diagrammes de Goodman des deux structures TT1 et TT2, on met en évidence l'absence d'effet significatif de l'espacement interlamellaire sur les limites de fatigue méga-cycliques (Figure IV.27) et giga-cycliques (Figure IV.28).

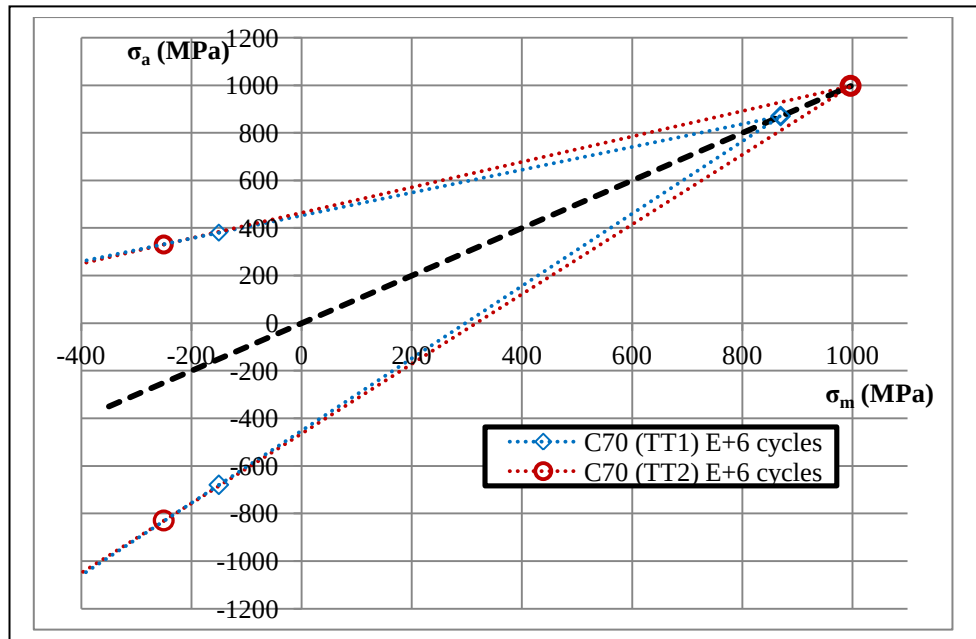


Figure IV.27 Diagramme de Goodman, effet de l'espacement interlamellaire sur les limites de fatigue méga-cycliques de l'acier perlitique C70.

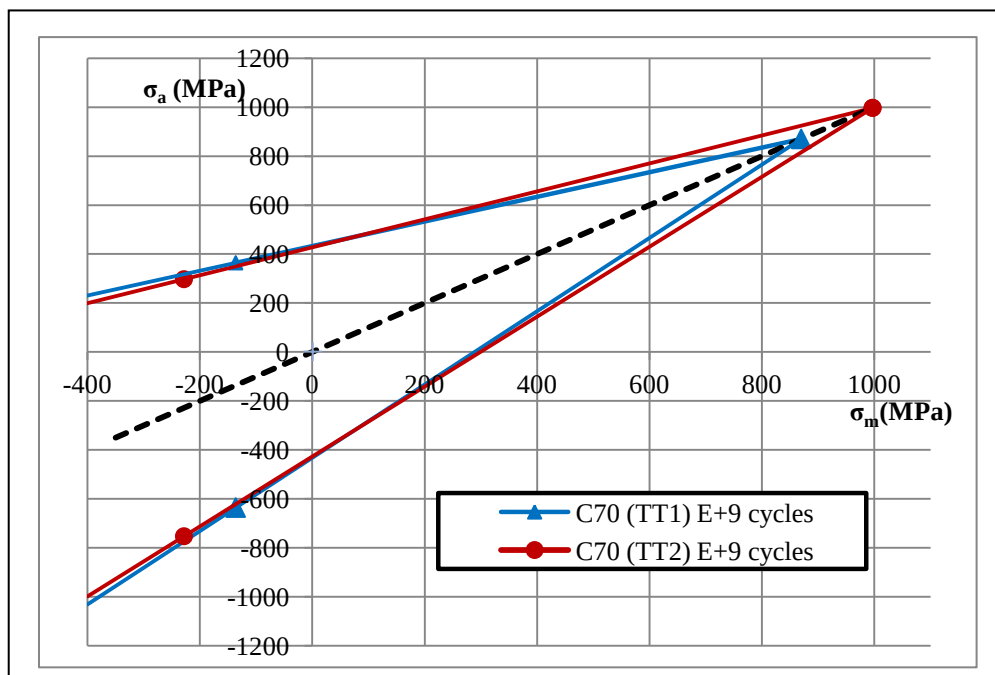


Figure IV.28 Effet de l'espacement interlamellaire sur les limites de fatigue giga-cycliques de l'acier perlitique C70.

- ❖ Effet des caractéristiques de surfaces et de l'espacement interlamellaire sur les limites de fatigue

La superposition des différents diagrammes de Goodman (Figure IV.29) révèle l'équivalence des limites de fatigue pour les deux microstructures (TT1, TT2) et les deux durées de vie (10^6 et 10^9 cycles). En conséquence, les faibles différences observées peuvent être expliquées par les différences des niveaux de contraintes résiduelles stabilisées.

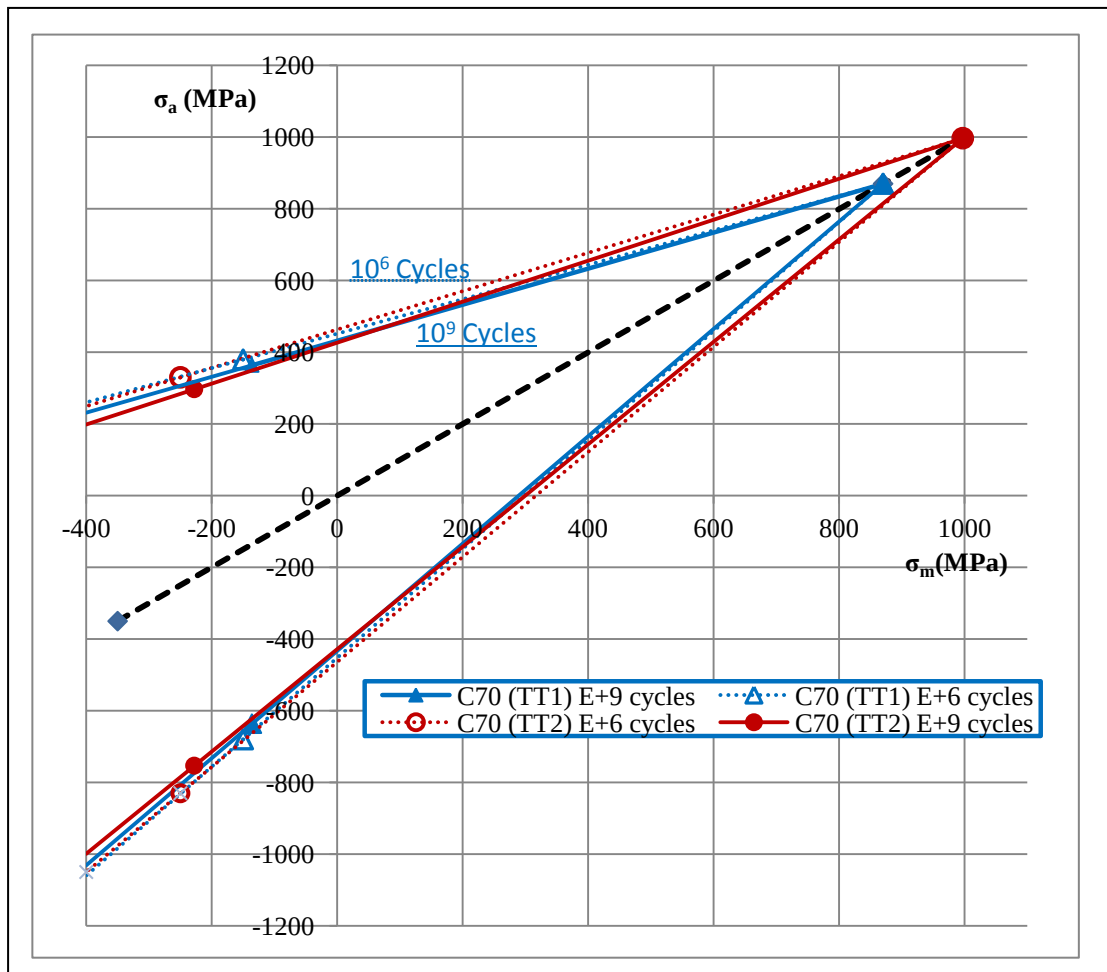


Figure IV.29 Effet des caractéristiques de surfaces et de l'espacement interlamellaire sur les limites de fatigue méga-cyclique et giga-cyclique de l'acier perlitique C70.

IV.6.3 Effet des contraintes résiduelles sur les sites d'amorçage

Les résultats de cette étude ont montré un amorçage systématique en surface pour les deux microstructures dans le domaine de fatigue méga-cyclique en accord avec les observations de Bathias et al. et Bayraktar et al. [Bat '01; Bay '06]. Cet amorçage en surface intervient à des rapports de chargement $\sigma^{\text{app}}/\text{Re} > 1,16$ pour la structure (TT2) et $\sigma^{\text{app}}/\text{Re} > 1,34$ pour la structure (TT1) conduisant à des niveaux de contraintes globales en surface plus élevés et en conséquence à des déformations plastiques plus importantes dans ces sites. Les niveaux de chargement (contraintes résiduelles+contraintes appliquées) sont suffisamment élevés pour provoquer une déformation plastique localisée dans les bandes de cisaillement en surface, siège d'amorçage des fissures de fatigue. La propagation rapide de ces fissures conduit à la rupture finale.

L'amorçage en surface et en sous-couches dans le domaine de fatigue giga-cyclique est vraisemblablement le résultat de la distribution effective des contraintes appliquées et résiduelles stabilisées qui dépendent du rapport $\sigma^{\text{app}}/\sigma_D$ et de la cinétique de relaxation des contraintes résiduelles. Il est probable que l'amorçage en surface est associé à des distributions de contraintes locales maximales en surface et que l'amorçage en sous-couches est associé à des maxima légèrement déplacés vers le cœur. Les transitions d'un mode à l'autre est plus tributaire d'une distribution de contraintes (appliquées et résiduelles) et de déformations consécutives, plutôt que du régime de fatigue méga-cyclique/giga-cyclique défendu par certains auteurs [Bat '01] et contredit par d'autres [Wag '11; Zet '06].

IV.7 Conclusion

Les limites de fatigue méga-cycliques et giga-cycliques des structures perlitiques, de différents espacements interlamellaires, de l'acier C70 se situent au voisinage de 400 MPa pour des états de surface supposés exempts des contraintes résiduelles et d'écrouissage superficiel. Des niveaux de contraintes résiduelles stabilisées de compression de l'ordre de - 136 à -228 MPa conduisent à une limite de fatigue giga-cyclique allant de 500 à 530 MPa. L'effet de l'espacement interlamellaire est peu significatif comparativement à celui des contraintes résiduelles.

La rupture par fatigue est essentiellement due à l'amorçage des fissures au niveau des zones les plus sollicitées en tenant compte des distributions des contraintes résiduelles soit en surface ou légèrement en sous-couches.

CONCLUSION GÉNÉRALE

CONCLUSION GÉNÉRALE

Il a été montré que l'austénitisation à 1050°C pendant 7 min, suivi d'un refroidissement à l'air soufflé, confère à l'acier C70 une perlite plus fine (C70 TT2, $S_p=170$ nm) contre une perlite grossière (C70 TT1, $S_p=230$ nm) pour une température d'austénitisation plus faible (800°C pendant 30 min) mais à une vitesse de refroidissement plus lente à l'air calme. Les deux traitements conduisent à de faibles niveaux de contraintes résiduelles de compression dans la ferrite (-55 ± 13 MPa). Les caractéristiques mécaniques de traction de l'acier C70 dépendent de l'espacement interlamellaire. Le rapport des limites d'élasticité est comparable à celui de l'espacement interlamellaire soit $\frac{R_e(TT2)}{R_e(TT1)} \approx \frac{S_p(TT1)}{S_p(TT2)} \approx 1,3$. Des lois empiriques de type Hall-Petch modifiées permettent d'exprimer la limite d'élasticité ($R_e = 103,6 + 0,068 S_p^{-1}$) et la résistance mécanique ($R_m = 505,9 + 0,08 S_p^{-1}$) en fonction de l'espacement interlamellaire. Le modèle de comportement en traction simple de l'acier C70 peut être décrit par une forme de loi de type Ludwik ($\sigma_f = \sigma_y + k \cdot \varepsilon_p^{0,8}$) avec un même coefficient d'écrouissage pour les deux microstructures.

Il a été établi que l'écoulement plastique de la perlite est contrôlé par celui de la ferrite, lequel dépend de l'espacement interlamellaire. En effet, la cission critique ($\tau_c^0(\alpha)$) de la ferrite, obtenue par une démarche hybride traction « in-situ » DRX-modèle auto-cohérent, est égale à 105 MPa pour la structure de perlite fine ($S_p = 170$ nm) et de 75 MPa pour la structure de perlite à plus grand espacement interlamellaire ($S_p = 230$ nm). Les rapports des cissions critiques de la ferrite, et de l'espacement interlamellaire sont dans le même ordre de grandeur soit : $\frac{\tau_c^0(\alpha)(TT2)}{\tau_c^0(\alpha)(TT1)} \approx \frac{S_p(TT1)}{S_p(TT2)} \approx 1,4$. De même, les rapports des contraintes d'écoulement de la ferrite et des limites d'élasticité macroscopiques de l'acier perlitique sont du même ordre de grandeur soit : $\frac{\sigma_{y\alpha}(TT2)}{\sigma_{y\alpha}(TT1)} \approx \frac{\sigma_{yC70}(TT2)}{\sigma_{yC70}(TT1)} \approx 1,3$. Il en découle une dépendance des distributions de contraintes résiduelles, induites par déformation plastique de la perlite, vis-à-vis de l'espacement interlamellaire.

Les contraintes résiduelles obtenues après une décharge consécutive à une déformation macroscopique de $E_{11} = 1,2\%$ sont de -70 MPa dans la ferrite à faible espacement interlamellaire ($S_p = 170$ nm) et de -160 MPa dans la ferrite à plus grand espacement interlamellaire ($S_p = 230$ nm). Les niveaux de traction dans la cémentite, obtenus par le calcul à l'aide du modèle auto-cohérent, sont respectivement 760 MPa et 900 MPa.

La déformation plastique de la perlite est localisée dans des bandes de cisaillement d'intensité et d'étendue dépendant de l'orientation des colonies de perlite par rapport à la direction de chargement et du taux de déformation. Pour des niveaux de déformation élevés, des fissures s'amorcent, préférentiellement dans les bandes de déformation, cisillant les lamelles de cémentite et se propagent d'une colonie perlitique à l'autre. En dehors des bandes de cisaillement, les lamelles de cémentite fléchissent dans les colonies perpendiculaires à l'axe de traction.

Le modèle auto-cohérent a permis de caractériser une anisotropie élastique de la perlite indépendante de l'espacement interlamellaire. Les valeurs des modules d'Young de la ferrite varient de 167 GPa pour la direction $[200]_\alpha$ à 250 GPa pour la direction $[110]_\alpha$. Ce même modèle a mis en évidence une anisotropie plastique, exprimée par la variation des limites d'écoulement avec les directions cristallographiques, fortement dépendante de l'espacement interlamellaire. La limite d'écoulement de la ferrite de la structure TT1 ($S_p = 230$ nm) varie de 181 MPa pour la direction $[110]_\alpha$ à 200 MPa pour la direction $[200]_\alpha$ alors qu'elle varie pour la structure TT2 ($S_p = 170$ nm) de 252 MPa pour la direction $[110]_\alpha$ à 278 MPa pour la direction $[200]_\alpha$. Cette anisotropie aura des conséquences sur le transfert de charge de la ferrite vers la cémentite et porte à croire que la direction $[200]_\alpha$ de la ferrite transfère moins de charge à la cémentite que les autres directions et par voie de conséquence la direction $[020]$ de la cémentite reçoit plus de charge que les directions $[220]$ et $[112]$.

Les limites de fatigue méga-cycliques et giga-cycliques, obtenues par des essais sur une machine ultrasonique, des structures perlitiques à différents espacements interlamellaires, de l'acier C70 sont comparables : de 530 à 580 MPa (limites méga-cycliques) et de 500 à 530 MPa (giga-cycliques). La prise en compte de l'effet des contraintes résiduelles stabilisées dans la ferrite, à l'aide du critère de fatigue uni-axial de type Goodman, minimise l'effet net de l'espacement interlamellaire sur les limites de fatigue et explique les distributions des sites d'amorçage des fissures de fatigue. Ces derniers semblent respecter les « Hot Spot Stress » ou les plus forts niveaux de contraintes vraies (appliquées et résiduelles).

RÉFÉRENCES

- [Alm 1998] Almer J.D., Cohen J.B., Winholtz R. A. (1998), The Effects of Residual Macrostress and Microstress on Fatigue Crack Propagation. *Metallurgical Transaction A*, 29 A pp. 2127-2136.
- [Bat 2001] Bathias C., Drouillac L., Le François P. (2001), How and why the fatigue S–N curve does not approach a horizontal asymptote. *International Journal of Fatigue*, 23, pp. 143-151.
- [Bat 2005] Bathias C., Paris P. C. (2005). Gigacycle Fatigue in Mechanical Practice. Marcel Dekker, 270 Madison Avenue, New York, NY 10016, USA.
- [Bay 2006] Bayraktar E., García I.M., C. B. (2006), Failure mechanisms of automotive metallic alloys in very high cycle fatigue range. *International Journal of Fatigue*, 28, pp. 1590-1602.
- [Bel 1994] Belassel M. (1994). Etude de la distribution de contraintes d'ordre I et II par diffraction X dans un acier perlitique. *Thèse de doctorat*, ENSAM Paris,
- [Ber 1979] Berveiller M., Zaoui A. (1979), An extension of the self-consistent scheme to plastically-flowing polycrystals *J. Mech. Phys. Solids*, 26, pp. 325-344.
- [Cab 2001] Caballero F.G., Capdevila C., Garcia de Andre C. (2001), Influence of scale parameters of pearlite on the kinetics of anisothermal pearlite-to austenite transformation in a eutectoid steel. *Scripta mater*, 42 pp. 1159-1165.
- [Cha 2006-a] Chai G (2006-a), Fatigue behaviour of duplex stainless steels in the very high cycle regime. *International Journal of Fatigue*, 28, pp. 1611-1617.
- [Cha 2006-b] Chakraborti P.C., Mitra M.K. (2006-b), Microstructural response on the room temperature low cycle fatigue behaviour of two high strength duplex ferrite–martensite steels and a normalised ferrite–pearlite steel. *International Journal of Fatigue*, 28, pp. 194-202.
- [Dak 2006] Dakhlaoui R. (2006). Analyse du comportement mécanique des constituants d'un alliage polycristallin multiphasé par diffraction des rayons x et neutronique, ENSAM-Paris,
- [Day 2002] Daymond M.R., Priesmeyer H.G. (2002), Elastoplastic deformation of ferritic steel and cementite studied by neutron diffraction and self-consistent modelling. *Acta Materialia*, 50, pp. 1613-1626.
- [Dol 1989] Dollar M., Bernsten I.M., Daeubler M., THOMPSON A.W. (1989), The Effect of Cyclic Loading on the Dislocation Structure of Fully Pearlitic Steel. *Metallurgical Transactions*, 20, pp. 447-451.
- [Dol 1988] Dollar M., Berveiller M., Thompson A.W. (1988), Influence of deformation substructure on flow and fracture of fully pearlitic steel. *Acta Materialia*, 36, pp. 311-320.
- [Elw 2005] Elwazri A.M., Wanjara P., Yuea S. (2005), The effect of microstructural characteristics of pearlite on the mechanical properties of hypereutectoid steel. *Materials Science and Engineering*, 404, pp. 91-98.
- [Esh 1957] Eshelby J. D. (1957), The Determination of the Elastic Field of an Ellipsoidal Inclusion, and Related Problems. *Proc. R. Soc.*, A241, pp. 376-396.
- [Fra 1980] Franciosi P., Berveiller M., Zaoui A. (1980), Latent hardening in copper and aluminium single crystals. *Acta Materialia*, 28, pp. 273-283.
- [Gar 2007] García I., Montiel D., Bathias B. (2007), Fatigue life assessment of high-strength, low alloy steel at high frequency. *The Arabian Journal for Science and Engineering*, 33, pp. 237-247.
- [Gra 1985] Gray G.T., Thompson A.W., Williams J.C. (1985), Influence of Microstructure on Fatigue Crack Initiation in Fully Pearlitic Steels. *Metallurgical Transactions*, 16, pp. 753-760.
- [Ham 2011] Hamada S., Sasakib D., Uedac M., Noguchia U. (2011), Fatigue limit evaluation considering crack initiation for lamellar pearlitic steel. *Procedia Engineering*, 10, pp. 1467-1472.
- [Hea 1972] Heald P. T., Lindley T. C., Richards C. E. (1972), The Influence of Stress Intensity and Microstructure on Fatigue Crack Propagation in a 1% Carbon Steel. *Materials Science and Engineering*, 10, pp. 235-240.

- [Hil 1965] Hill R. (1965), Continuum micro-mechanics of elastoplastic polycrystal. *J Mech. Phys. Solids*, 13, pp. 89-101.
- [Hou 1981] Houin P., Simon A., Beck G. (1981), Relationship between Structure and Mechanical Properties of Pearlite between 0.2% and 0.8%C. *Transactions ISIJ*, 21, pp. 726-731.
- [How 1998] Howell P.R. (1998), The Pearlite Reaction in Steels : Mechanisms and Crystallography. *Elsevier Science Inc*, 40, pp. 227-260.
- [Hut 1964] Hutchinson J.W. (1964), Plastic stress-strain relations of FCC polycrystalline metals hardening according to Taylor rule. *J. Mech. Phys. Solids*, 12, pp. 11-24.
- [Hyz 1976] Hyzak J. M., Bernstein I. M. (1976), The Role of Microstructure on the Strength and Toughness of Fully Pearlitic Steels. *Metallurgical Transactions*, 7A, pp. 1217-1224.
- [Ina 2004] Inal K., Lebrun J.L., Belassel M. (2004), Second-Order Stresses and Strains in Heterogeneous Steels: Self-Consistent Modeling and X-Ray Diffraction Analysis. *Metallurgical and materials transactions*, 35, pp. 2361-2369.
- [Iwa 1984] Iwakuma T., Nemat -Nassr S. (1984), Finite elastic-plastic deformation of polycrystalline metal. *Proc. R. Soc. Lond*, A394, pp. 87-119.
- [Kan 2004] Kanie A., Tomota Y., Torii S., Kamiyama T. (2004), Elastic Strains of Cementite in a Pearlite Steel during Tensile Deformation Measured by Neutron Diffraction. *ISIJ International*, 44, pp. 1952-1956.
- [Kaz 2003] Kazeminezhad M., Karimi Taheri A. (2003), The effect of controlled cooling after hot rolling on the mechanical properties of a commercial high carbon steel wire rod. *Materials and Design*, 24, pp. 415-421.
- [Kha 1988] Khalifa T. A. (1988), Effect of Inclusions on the Fatigue Limit of a Heat-Treated Carbon Steel. *Materials Science and Engineering A*, 102, pp. 175-180.
- [Kos 2010] Koster M., Wagner G., Eifler D. (2010), Cyclic deformation behavior of a medium carbon steel in the VHCF regime. *Procedia Engineering*, 2, pp. 2189-2197.
- [Krö 1958] Kröner E. (1958), Kontinuums theorie der Versetzungen and Eigenspannungen. pp.
- [Kum 2011] Kumar P., Gurao N.P., Haldar A., Suwas S. (2011), Progressive Changes in the Microstructure and Texture in Pearlitic Steel during Wire Drawing. *ISIJ International*, 51 pp. 679-684.
- [Lan 1977] Langford G. (1977), Deformation of Pearlite. *Metallurgical Transactions*, A 8, pp. 861-875.
- [Lef 1968] Leffers T. (1968), Computer simulation of the plastic deformation in face-centred cubic polycrystals and the rolling texture derived. *Phys. Stat. Sol*, 25, pp. 337-344.
- [Lef 1975] Leffers T. (1975), A. Kinematic Model for the Plastic Deformation of Face-Centred Cubic Polycrystal. *Danish Atomic Energy Commission, Riso, Denmark*, 302, pp.
- [Lei 2007] Lei C., Gotoh M., Horimoto Y., Hirose Y. (2007), Effect of Microstructure of Cementite on Interphase Stress State in Carbon Steel. *Journal of iron and steel research international*, 14, pp. 31-38.
- [Lei 2008] Lei C., Masahide G., Yoshiaki H., Yukio H., Lin Y. (2008), Characterization of Deformability of Spheroidal Cementite by Residual Stress Measurement. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 17, pp. 445-453.
- [Li 2006] Li F., Huang H. (2006), Analysis of the deformation and fracture behavior of carbon steel by in situ tensile test. *Journal on university of science and technologie Beijing*, 13 N6, pp. 504-507.
- [Li 2003] Li S., Yip T.H., Ramanujan R.V., Liang M. H. (2003), In situ TEM studies of the mechanisms of crack nucleation and propagation in fully lamellar microstructures. *Materials Science and Technology*, 19, pp. 902-906.
- [Lip 1989] Lipinski P., Berveiller B. (1989), Elascoplasticity of micro-inhomogeneous metals as large strains. *Int Journal Of plasticity*, 5, pp. 149-172.
- [Lip 1995] Lipinski P., Berveiller M., Reuberz E., Morreale J. (1995), Transition Theries of elastic-plastic deformation of metallic polycrystals. *Archive of Applied Mechanics*, 65, pp. 291-311.

- [Mar 1976] Marder A. R., Bramfitt B. L. (1976), The Effect of Morphology on the Strength of Pearlite. *Metallurgical Transactions A*, 7A, pp. 365-372.
- [Mar 1975] Marder A.R., Bramfitt B.L. (1975), Effect of Continuous Cooling on the Morphology and Kinetics of Pearlite. *Mettalurgical Transactions A*, 6, pp. 2009-2014.
- [Med 1990] Mediratta S.R., Ramaswamy V., Singh V., Rama Rao P. (1990), Low cycle fatigue of dual phase steels produced by different cooling rates and a ferrite-pearlite steel. *Scripta metallurgica et materialia*, 24, pp. 793-797.
- [Mod 2001] Modia O.P., Deshmukhb N., Mondala D.P., Jha A.K., Yegneswarana A.H., Khairac H.K. (2001), Effect of interlamellar spacing on the mechanical properties of 0.65% C steel. *Materials characterization*, 46, pp. 347-352.
- [Mol 1987] Molinari A., Canova G.R., Ahzi S. (1987), A self consistent approach of the large deformation polycrystal viscoplasticity *Acta Metallurgica*, 35, pp. 2983-2994.
- [Paq 1998] Paquin A. (1998). Modélisation micromécanique du comportement élastoviscoplastique de matériaux hétérogènes, Thèse de l'Université de Metz,
- [Per 1993] Perez-Unzueta A. J., Beynon H. (1993), Microstructure and wear resistance of pearlitic rail steels. *Wear*, 162-164 A, pp. 173-182.
- [Pes 2004] Pesci R. (2004). Etude micromécanique et caractérisation expérimentale du comportement et de l'endommagement de l'acier de cuve 16MND5 à basses températures. *Thèse de doctorat*, Arts et Métiers ParisTech,
- [Phu 2012] Phung N. I. (2012). Fatigue sous très faibles amplitudes de contrainte : Analyse multiéchelle des premiers mécanismes irréversibles *Thèse de doctorat*, ENSAM-Paris,
- [Sac 1928] Sachs G. (1928), Zurabteilung einer fleissbedingun. *Zeit. Der V.D.I.*, 72, pp. 739.
- [San 2003] Sankaran S., Subramanya S. V., Padmanabhan K.A. (2003), Low cycle fatigue behavior of a multiphase microalloyed medium carbon steel: comparison between ferrite /pearlite and quenched and tempered microstructures. *Materials Science and Engineering*, A 345, pp. 328-335.
- [Sar 1997] Sarma V. S., Padmanabhan K.A. (1997), Low cycle fatigue behaviour of a medium carbon microalloyed steel. *International Journal of Fatigue*, 19 N 2, pp. 135-140.
- [Sch 1997] Schmitt C., Lipinski P., Berveiller M. (1997), Micromechanical modelling of the elastoplastic behavior of polycrystals containing precipitates application to hypo- and hyper-eutectoid steels. *International Journal of Plasticity*, 13, pp. 183-199.
- [Shi 2006] Shinozaki T., Morooka S., Suzuki T., Tomota Y., Kamiyama T. (2006). Influence of Lamellar Spacing on Deformation Behavior of Pearlite Steels Studied by In Situ Neutron Diffraction. In The 3rd International Conference on Advanced Structural Steels, Gyeongju, Korea.,
- [Soh 2008] Sohar C.R., Betzwar-Kotas A., Gierl C., Weiss B., Danninger H. (2008), Gigacycle fatigue behavior of a high chromium alloyed cold work tool steel. *International Journal of Fatigue*, 30, pp. 1137-1149.
- [Tar 1993] Tarasiuk J., Wierbanowski K., Kuznierz (1993), Some Model Predictions for Plastically Deformed Polycrystalline Copper, *Archives of Metallurgy*. *Arch. Metall*, 38, pp. 33-47.
- [Tom 2003] Tomota Y., Lukas P., Neov D., Harjo S., Abe Y.R. (2003), In situ neutron diffraction during tensile deformation of a ferrite-cementite steel. *Acta Materialia*, 51, pp. 805-817.
- [Tom 2005] Tomota Y., Suzuki T., Kanie A., Shiota Y., Uno M., Moriai A., Minakawa N., Morii Y. (2005), In situ neutron diffraction of heavily drawn steel wires with ultra-high strength under tensile loading. *Acta Materialia*, 53, pp. 463-467.
- [Van 1982] Van H. P. (1982), On the equivalence of the relaxed Taylor theory and the Bishop Hill theory for partially constrained plastic deformation of crystals. *Mat. Sci. Eng.*, 55, pp. 69.
- [Voi 1928] Voigt W. (1928), Lehrbuch der Krittallphysik, Leipzig, BG Teubner Verlag. 1928, pp. 6.
- [Wag 2011] Wagner V., Starke P., Kerscher E., Eifler D. (2011), Cyclic deformation behaviour of railway wheel steels in the very high cycle fatigue (VHCF) regime. *International Journal of Fatigue*, 33, pp. 69-74.
- [Wie 1992] Wierzbowski K., Jura J., Haije W.G., Helmholtz R.B. (1992), FCC Rolling Texture Transitions in Relation to Constraint Relaxation. *Cryst. Res. Technol*, 27, pp. 513.

- [Win 1992]** Winholtz R. A., B C. J. (1992), Load Sharing of the Phases in 1080 Steel during Low-Cycle Fatigue. *Mettallurgical Transactions A*, 23 A, pp. 341-354.
- [Yon 1989]** Yongbo X. (1989), Some observations of flow localization and shear cracking in pearlite during deformation. *Chin.J.Met.Sci.Technol*, 5, pp. 135-137.
- [You 2007]** Young M. L., Almer J. (2007), Load partitioning between ferrite and cementite during elasto-plastic deformation of an ultrahigh-carbon steel. *Acta Materialia*, 55, pp. 1999-2011.
- [Zat 2000]** Zattarin P., Baczanski A., Lipinski P., Wierzbanski K. (2000), Modified self-consistent model for time independent plasticity of polycrystalline material. *Archives of metallurgy*, 45, pp. 163-184.
- [Zet 2006]** Zettl B., Mayer H., Ede C., Stanzl-Tschegg S. (2006), Very high cycle fatigue of normalized carbon steels. *International Journal of Fatigue*, 28, pp. 1583-1589.

ANNEXE I : MODELE AUTO-COHERENT

Une description du modèle auto-cohérent, utilisé dans le chapitre III en vu d'établir l'effet de la microstructure sur les paramètres de plasticité de la ferrite, les distributions de contraintes résiduelles et les microdéformations élastiques à l'échelle des réseaux ainsi que leurs variations avec les directions cristallographiques est présenté dans ce qui suit. Cette description est réalisée à partir des travaux de Zattarin et al. [Zat '00] et Daklaoui [Dak '06] basée sur les approches de Lipinski [Lip '89] et et Berveiller [Ber '79].

A.1 Déformation élastoplastique-description macroscopique

L'objectif de la modélisation élastoplastique est de décrire les processus physiques qui se déroulent dans le matériau polycristallin durant une déformation. Dans de tels modèles, le comportement du grain, à l'intérieur du matériau polycristallin et sous un chargement mécanique Σ_{ij} , est étudié. Les calculs sont effectués à deux échelles différentes:

- L'échelle macroscopique, où les macro-déformations moyennes élastiques $\mathbf{E}_{ij}^{(el)}$ et plastiques $\mathbf{E}_{ij}^{(pl)}$ sont définies ;
- L'échelle du grain, dans laquelle le comportement de chaque cristal ayant une contrainte σ_{ij}^g est analysé (Figure A.I.1).

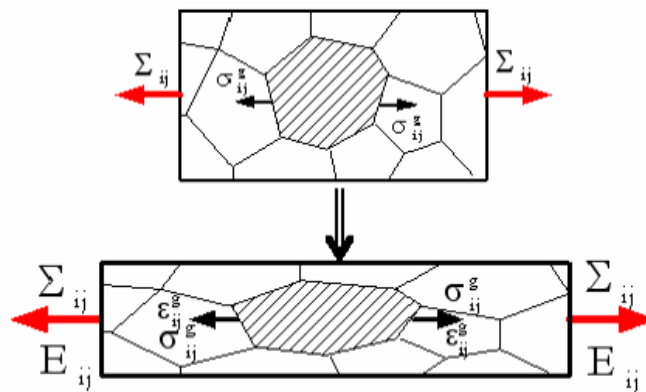


Figure A.I.1 Déformation élastoplastique du matériau sous un chargement appliqué Σ_{ij} .

Le comportement élastoplastique d'un matériau polycristallin durant un essai de traction uni-axiale permet de distinguer deux parties caractéristiques de la déformation. Une 1^{ère} partie linéaire qui représente l'élasticité pure décrite par le tenseur des constantes d'élasticité et qui relie les contraintes appliquées (Σ_{ij}) aux déformations élastiques ($E_{ij}^{(el)}$) du matériau :

$$\Sigma_{ij} = C_{ijkl} E_{kl}^{(el)} \quad \text{ou} \quad E_{ij}^{(el)} = S_{ijkl} \Sigma_{kl} \quad (\text{A.I.1})$$

Où $\mathbf{C}$ et $\mathbf{S}$ sont les tenseurs macroscopiques des constantes d'élasticité et de souplesse tel que $\mathbf{C} = \mathbf{S}^{-1}$.

La seconde partie de la courbe de traction représente le caractère non linéaire dû à la déformation élastoplastique. Par conséquent, pour décrire le comportement macroscopique du matériau, la relation entre les taux d'accroissement de déformations macroscopiques totales et les taux de contraintes macroscopiques doit être connue, c-à-d. :

$$\dot{\Sigma}_{ij} = L_{ijkl}(E, \dot{E}) \dot{E}_{kl} \quad \text{où} \quad \dot{E}_{ij} = L_{ijkl}^{-1}(E, \dot{E}) \dot{\Sigma}_{kl} \quad (\text{A.I.2})$$

Où $\mathbf{L}$ est le tenseur macroscopique des modules tangents qui dépend de l'historique du matériau, $\dot{\Sigma}_{ij}$ et $\dot{E}_{ij}$ sont les valeurs des taux de déformations et de contraintes appliquées. Le point définit la dérivation par rapport au temps $\frac{\partial}{\partial t}$.

Dans ce travail, on s'intéressera aux modèles décrivant la plasticité due à un taux infinitésimal de macro-déformation ($\dot{E}_{ij} \rightarrow 0$) et qui correspondent à la formulation indépendante du temps. Avec cette formulation, le tenseur $\mathbf{L}$ ne dépend pas du taux de macro-déformation $\dot{E}_{ij}$ et l'équation A.I.2 peut être simplifiée :

$$\dot{\Sigma}_{ij} = L_{ijkl}(E)\dot{E}_{kl} \quad \text{ou} \quad \dot{E}_{ij} = L_{ijkl}^{-1}(E)\dot{\Sigma}_{kl} \quad (\text{A.I.3})$$

Cette formulation nous mène au modèle incrémental de la déformation élastoplastique:

$$E_{ij}^{(el)} = S_{ijkl}\Sigma_{kl} \quad \text{pour l'élasticité pure} \quad (\text{A.I.4})$$

$$E_{ij} = \sum_{m=1}^M \{L_{ijkl}^{-1} \Delta \Sigma_{kl}\}_m \quad \text{pour la plasticité pure} \quad (\text{A.I.5})$$

Où M est le nombre des incréments.

Afin d'utiliser les équations A.I.4 et A.I.5, pour la modélisation du comportement macroscopique d'un matériau polycristallin, les tenseurs $\mathbf{C}$ et $\mathbf{S}$ ainsi que le tenseur des modules tangents doivent être calculés. Pour cela, les phénomènes physiques qui interviennent à l'échelle du grain doivent être étudiés.

A.1.1 Comportement local du grain

Afin de prédire la déformation plastique à l'échelle du grain, il est nécessaire d'étudier les modifications qui se produisent durant le glissement et les autres phénomènes qui les accompagnent comme le maclage. Dans le modèle retenu et utilisé dans ce travail, et que l'on détaillera dans les paragraphes qui suivent, seul le glissement est pris en compte. Considérons un grain polycristallin $\mathbf{g}$, soumis à des contraintes locales σ_{ij}^g , ayant comme vecteur de gradient de déplacement ($\mathbf{e}^g$) défini par rapport au système des coordonnées de l'échantillon :

$$e_{ij}^g = u_{i,j}^g \quad (\text{A.I.6})$$

Où : $u_{i,j}^g = \frac{\partial u_i^g}{\partial x_j}$ et u_i^g est le vecteur déplacement défini pour un grain $\mathbf{g}$ selon l'axe $\mathbf{x}_i$ du système de coordonnées de la pièce $\mathbf{X}$.

Le mouvement du grain peut être décrit par la dérivation temporelle du tenseur $\mathbf{e}^g$ qui peut être également considéré comme le vecteur vitesse $\mathbf{v} = \dot{\mathbf{u}} = \frac{\partial u_i^g}{\partial x_j}$:

$$\dot{e}_{ij}^g = \dot{u}_{i,j}^g = \dot{v}_{i,j}^g \quad (\text{A.I.7})$$

Le gradient de vitesse ($\dot{e}^g$) peut être décomposé en un tenseur symétrique (le taux de déformation $\dot{\varepsilon}^g$) et en un tenseur antisymétrique (le taux de rotation $\dot{w}_{ij}^g$), c-à-d :

$$\dot{e}_{ij}^g = \dot{u}_{i,j}^g = \varepsilon_{i,j}^g + w_{i,j}^g \quad (\text{A.I.8})$$

$$\text{Où : } \dot{\varepsilon}_{ij}^g = \frac{1}{2} (\dot{e}_{ij}^g + \dot{e}_{ji}^g) \text{ et } \dot{w}_{ij}^g = \frac{1}{2} (\dot{e}_{ij}^g - \dot{e}_{ji}^g)$$

Dans le cas de la déformation élastoplastique du cristal, chaque terme de l'Eq A.I.8 peut être décomposé en deux parties (élastique et plastique) :

$$\dot{e}_{ij}^g = \dot{u}_{i,j}^g = \left(\dot{\varepsilon}_{ij}^{g(el)} + \dot{\varepsilon}_{ij}^{g(pl)} \right) + \left(\dot{w}_{ij}^{g(el)} + \dot{w}_{ij}^{g(pl)} \right) \quad (\text{A.I.9})$$

Où : **g(el)** et **g(pl)** désignent les termes élastique et plastique respectivement.

Afin de prédire la modification totale et le mouvement du grain, il est nécessaire de relier tout les termes du gradient de la vitesse à la contrainte dans le grain et à son taux de contrainte (σ_{ij}^g et $\dot{\sigma}_{ij}^g$). Dans le cas du comportement élastique pur, la déformation d'un grain, due à la contrainte σ_{ij}^g , peut être trouvée par la théorie de l'élasticité :

$$\sigma_{ij}^g = C_{ijkl}^g \varepsilon_{kl}^{g(el)} \quad \text{ou} \quad \varepsilon_{kl}^{g(el)} = S_{ijkl}^g \sigma_{ij}^g \quad (\text{A.I.10})$$

Où : S_{ijkl}^g et C_{ijkl}^g sont les tenseurs de rigidité et de souplesse définis pour le grain **g** pour lequel la relation $\mathbf{c} = \mathbf{s}^{-1}$ est vérifiée.

Des équations analogues peuvent être écrites pour les taux de déformation et de contrainte :

$$\dot{\sigma}_{ij}^g = C_{ijkl}^g \dot{\varepsilon}_{kl}^{g(el)} \quad \text{ou} \quad \dot{\varepsilon}_{kl}^{g(el)} = S_{ijkl}^g \dot{\sigma}_{ij}^g \quad (\text{A.I.11})$$

Afin de suivre l'évolution du grain durant la déformation plastique, le glissement dans les plans cristallographiques doit être étudié. D'après la loi de Schmid, le glissement peut être activé uniquement dans les systèmes de glissement $[uvw](hkl)$ pour lesquels la contrainte résolue de cisaillement $\sigma_{[uvw](hkl)}$ dépasse une valeur critique τ_c , appelée cission critique, c-à-d :

$$\sigma_{[uvw](hkl)} \geq \tau_c \quad (\text{A.I.12})$$

où : $\sigma_{[uvw](hkl)} = \frac{1}{2} (m_i n_j + m_j n_i) \sigma_{ij}^g$ est la contrainte résolue de cisaillement, $n = [n_1, n_2, n_3]$ est le vecteur unitaire normal au plan (hkl) et $m = [m_1, m_2, m_3]$ est le vecteur unitaire parallèle à la direction [uvw], $\mathbf{n}$ et $\mathbf{m}$ sont exprimés dans le système des coordonnées de l'éprouvette.

Lors de la déformation plastique, la multiplication des dislocations et l'évolution de leur distribution spatiale à l'intérieur d'un grain sont à l'origine de l'écrouissage (τ_c augmente avec la déformation). Dans la description cinématique des systèmes de glissement, leur écrouissage peut être décrit approximativement par la matrice d'écrouissage $\mathbf{H}$.

Par conséquent, le taux de la cission critique $\dot{\tau}_c^t$, dans le système de glissement, est donné selon Franciosi [Fra '80], par :

$$\dot{\tau}_c^t = \sum_s H^{ts} \dot{\gamma}^s \quad (\text{A.I.13})$$

où $\dot{\gamma}^s$ est la vitesse de glissement plastique dans le système s et H^{ts} (composants de la matrice $\mathbf{H}$) représentent l'interaction entre deux systèmes de glissement actifs s et t . L'interaction entre deux systèmes de glissement actifs (s et t) dépend de leur orientation géométrique relative et par conséquent ils peuvent être divisés en deux groupes. Les termes correspondant au faible écrouissage sont donnés par les $\mathbf{H}_w$ dans la matrice d'écrouissage, tandis que les termes correspondant au fort écrouissage sont représentés par $\mathbf{H}_s$ [Fra '80]. Par conséquent, la matrice d'écrouissage est basée sur deux paramètres indépendants, $\mathbf{H} = \mathbf{H}_w$ et $\mathbf{A}_H = \mathbf{H}_s / \mathbf{H}_w$. Dans les modèles les plus simples, l'hypothèse d'un paramètre $\mathbf{H}$ constant pour le début de la déformation plastique mène à une loi d'écrouissage linéaire.

Dans ce travail un écrouissage isotrope est considéré (tous les termes de la matrice $\mathbf{H}^{st}$ ont la même valeur $\mathbf{H}$).

Les glissements sont à l'origine d'une rotation et d'une déformation significatives du grain qui peuvent être décrites à travers des tenseurs des vitesses de déformation plastique $\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_{ij}^{g(pl)}$ et du taux de rotation plastique $\dot{\boldsymbol{\omega}}_{ij}^{g(pl)}$:

$$\begin{aligned}\dot{\varepsilon}_{ij}^{g(pl)} &= \frac{1}{2} \sum_s (m_i^s n_j^s + m_j^s n_i^s) \dot{\gamma}^s = \sum_s R_{ij}^s \dot{\gamma}^s \\ \dot{\omega}_{ij}^{g(pl)} &= \frac{1}{2} \sum_s (m_i^s n_j^s - m_j^s n_i^s) \dot{\gamma}^s = \sum_g Q_{ij}^s \dot{\gamma}^s\end{aligned}\quad (\text{A.I.14})$$

Où : $R_{ij}^s = \frac{1}{2} (m_i^s n_j^s + m_j^s n_i^s)$ et $Q_{ij}^s = \frac{1}{2} (m_i^s n_j^s - m_j^s n_i^s)$

Durant la déformation plastique, si l'échantillon n'effectue pas de rotation, le milieu qui entoure le grain considéré, interdit sa rotation totale, c-à-d $\dot{\boldsymbol{\omega}}_{ij}^g = \mathbf{0}$, et va créer une vitesse de rotation élastique non nulle dans le grain qui compense le taux de rotation plastique $\dot{\boldsymbol{\omega}}_{ij}^{g(pl)}$:

$$\dot{\omega}_{ij}^{g(el)} + \dot{\omega}_{ij}^{g(pl)} = \dot{\omega}_{ij}^g = 0 \quad \Longrightarrow \quad \dot{\omega}_{ij}^{g(el)} = -\dot{\omega}_{ij}^{g(pl)} \quad (\text{A.I.15})$$

Une rotation élastique du grain, va entraîner une rotation du réseau et par conséquent la texture cristallographique sera modifiée (Figure A.I.2) :

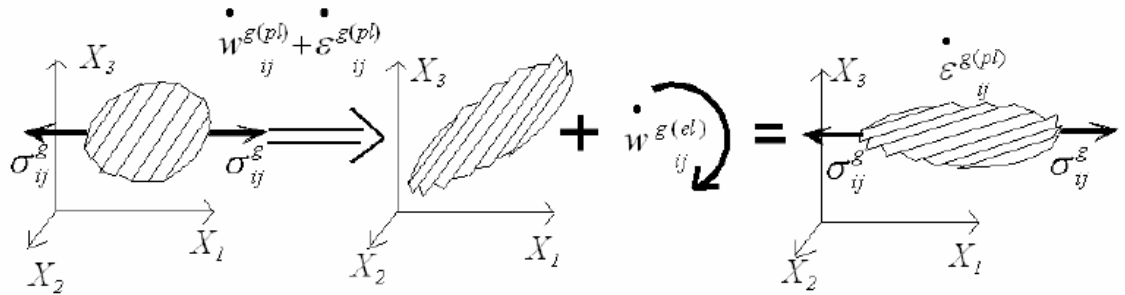


Figure A.I.2 Comportement plastique du grain.

En utilisant les équations A.I.9 et A.I.11, le taux de la contrainte de cisaillement critique et le mouvement du grain peuvent être exprimés par le glissement plastique $\dot{\gamma}^s$, dans les systèmes de glissement actifs qui doit être donné explicitement [Lef '68; Lef '75; Tar '93; Wie '92], ou calculé par un modèle. Par exemple, dans le modèle auto-cohérent les valeurs du glissement plastique sont exprimées par le tenseur de déformation totale [Lip '95]:

$$\dot{\gamma}^s = \sum_t M^{st} R_{ij}^t C_{ijkl}^g \dot{\epsilon}_{kl}^g \quad (\text{A.I.16})$$

où : le tenseur $\dot{\epsilon}^g$ est connu d'après le modèle et $M = (H + R : c_g : R)^{-1}$ (R est définie dans l'équation A.I.14 et le produit « : » définit la double contraction de deux tenseurs). La sommation est calculée pour tous les systèmes actifs. Plus de détails peuvent être trouvés dans le travail de Lipinski [Lip '95]. L'évolution des contraintes σ_{ij}^g doit être décrite. Le taux $\dot{\sigma}_{ij}^g$ peut être calculé d'après le taux de déformation totale $\dot{\epsilon}_{kl}^g$ par l'approche auto-cohérente :

$$\dot{\sigma}_{ij}^g = l_{ijkl}^g \dot{\epsilon}_{kl}^g \quad (\text{A.I.17})$$

Où : $l_{ijkl}^g = (c_{ijkl}^g - \sum_{st} c_{ijkl}^g R_{kl}^s M^{st} R_{ij}^t c_{ijkl}^g)$ est le module tangent local et s et t dénombrent les systèmes actifs [Lip '89; Lip '95]. Cette dernière équation, appelée la relation constitutive, définit le tenseur des modules tangents locaux (l^g) et permettra le calcul du module tangent (L) en utilisant le schéma auto-cohérent.

Les différentes quantités, définies ci-dessus, décrivent les phénomènes physiques qui apparaissent dans un matériau polycristallin durant la déformation élastoplastique :

- Multiplication des dislocations et évolution de leur distribution spatiale dans un grain qui conduisent à l'écrouissage (l'augmentation de la cission critique τ_c avec la déformation) (Eq. A.I.13) ;
- Changements des orientations du réseau cristallin qui mènent à la formation de la texture ($\dot{w}_{ij}^{g(el)}$ donnée par l'équation A.I.14 et A.I.15) ;
- Modification de la forme du grain ($\dot{\epsilon}_{ij}^{g(pl)}$ et $\dot{\epsilon}_{ij}^{g(el)}$ donnée par l'équation A.I.14) ;
- Modification des contraintes dans le grain ($\dot{\sigma}_{ij}^g$ donnée par l'équation A.I.17).

Comme mentionné précédemment, pour décrire la déformation élastoplastique macroscopique, les processus ci-dessus doivent être considérés à l'échelle du grain. Par conséquent, l'idée de la théorie de transition d'échelle reliant les paramètres micros et macros doit être utilisée pour les matériaux polycristallins. Les différentes relations entre ces deux grandeurs doivent donc être établies :

$$\{\dot{\Sigma}_{ij}, \dot{E}_{ij}\} \leftrightarrow \{\dot{\sigma}_{ij}^g, \dot{\epsilon}_{ij}^g\} \quad (\text{A.I.18})$$

A.1.2 Modèle élastoplastique auto-cohérent

Dans le modèle auto-cohérent, la théorie de transition d'échelle est basée sur l'hypothèse de l'existence d'un tenseur de localisation $\mathbf{A}^g$ reliant le taux de macrodéformation $\dot{\mathbf{E}}_{kl}$ au taux de déformation du grain $\dot{\epsilon}_{ij}^g$:

$$\dot{\epsilon}_{ij}^g = A_{ijkl}^g \dot{E}_{kl} \quad (\text{A.I.19})$$

A l'échelle macroscopique, le matériau polycristallin est approximé par un milieu homogène continu caractérisé par le tenseur effectif des modules tangents $\mathbf{L}^{eff}$ qui relie les taux de déformation et de contrainte :

$$\dot{\Sigma}_{ij} = L_{ijkl}^{eff} \dot{E}_{kl} \quad (\text{A.I.20})$$

où $\dot{\Sigma}_{ij}$ et $\dot{E}_{kl}$ sont les tenseurs des taux de contrainte et de déformation macroscopiques, respectivement.

Sachant que le comportement du grain peut être décrit par :

$$\dot{\sigma}_{ij}^g = l_{ijkl}^g \dot{\epsilon}_{kl}^g \quad (\text{A.I.21})$$

Le tenseur effectif peut être exprimé par :

$$L_{ijkl}^{eff} = \sum_{g=1}^{N_g} f^g l_{ijmn}^g A_{mnkl}^g \quad (\text{A.I.22})$$

où : f_g est la fraction volumique du grain g et N_g est le nombre de grains.

La méthode auto-cohérente permet de trouver le tenseur de localisation $\mathbf{A}^g$ (voir Eq A.I.19) pour lequel les équations locales et globales données par les Eqs A.I.20 et A.I.21 sont vérifiées. Dans ce travail, le formalisme proposé par Lipinski [Lip '89] et Berveiller [Ber '79] est utilisé dans le calcul du tenseur de localisation $\mathbf{A}^g$.

D'après cette approche, le comportement élastoplastique local (dans la position $\mathbf{r}$) du corps étudié est exprimé par la relation :

$$\dot{\sigma}_{ij}(\mathbf{r}) = l_{ijkl}(\mathbf{r}) \dot{\epsilon}_{kl}(\mathbf{r}) \quad (\text{A.I.23})$$

où $\dot{\sigma}_{ij}(\mathbf{r})$ et $\dot{\epsilon}_{kl}(\mathbf{r})$ sont les tenseurs des taux de contrainte et de déformation locaux respectivement et $l_{ijkl}(\mathbf{r})$ correspond aux propriétés tangentes locales du matériau dans la position $\mathbf{r}$.

En partant des équations d'équilibre et en imposant les conditions cinématiques aux limites sur le volume élémentaire représentatif du corps étudié, le taux de déformation au point $\mathbf{r}$ peut être exprimé par l'équation suivante :

$$\dot{\epsilon}_{ij}(\mathbf{r}) = \dot{\epsilon}_{ij}^0 + \int_V \Gamma_{ijkl}(\mathbf{r} - \mathbf{r}') \delta l_{klmn}(\mathbf{r}') \dot{\epsilon}_{mn}(\mathbf{r}') dV' \quad (\text{A.I.24})$$

où $\Gamma(\mathbf{r} - \mathbf{r}')$ est le tenseur de Green modifié, $\dot{\epsilon}^0$ est le tenseur de taux de déformation du milieu homogène caractérisé par le module élastoplastique $\mathbf{L}^0$, $\mathbf{L}^0$ est le tenseur macroscopique des modules tangents du milieu homogène représentant les propriétés du matériau considéré et $\delta l(\mathbf{r}') = \mathbf{l}(\mathbf{r}') - \mathbf{L}^0$. Pour obtenir l'approximation auto-cohérente d'un matériau polycristallin, deux simplifications ont été introduites :

- La structure du matériau est considérée granulaire et la forme des grains est approximée par un ellipsoïde.
- Les propriétés tangentes ainsi que les variations des taux de déformation locaux sont considérées homogènes à l'intérieur des grains. Les valeurs moyennes l_{ijkl}^g et $\dot{\epsilon}_{ij}^g$ correspondent donc à une approximation du comportement réel.

D'après les hypothèses qui précèdent, ces équations peuvent être simplifiées comme suit :

$$l_{ijkl}(\mathbf{r}) = \sum_{g=1}^{N_g} l_{ijkl}^g \theta^g(\mathbf{r}) \quad , \quad \dot{\epsilon}_{ij}(\mathbf{r}) = \sum_{g=1}^{N_g} \dot{\epsilon}_{ij}^g \theta^g(\mathbf{r}) \quad \text{et}$$

$$\delta l_{ijkl}(\mathbf{r}) = \sum_{g=1}^{N_g} \Delta l_{ijkl}^g \theta^g(\mathbf{r}) \quad (1.25)$$

où $\Delta \mathbf{l}_g = \mathbf{l}_g - \mathbf{L}^0$, N_g est le nombre des inclusions qui représentent les grains et

$$\theta^g(\mathbf{r}) = \begin{cases} 1 & \text{pour } \mathbf{r} \in V_g \\ 0 & \text{pour } \mathbf{r} \notin V_g \end{cases}$$

où : V_g est le volume de l'inclusion g . Finalement l'intégrale de l'Eq 3.24 prendra la forme suivante:

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^g = \dot{\varepsilon}_{ij}^0 + \sum_{h=1}^{Ng} T_{ijkl}^{gh} \Delta l_{klmn}^h \dot{\varepsilon}_{mn}^h \quad (\text{A.I.26})$$

Cette solution correspond à l'extension, dite « *multi-site* », du modèle auto-cohérent classique, permettant de décrire les interactions entre les inclusions h et g , par l'intermédiaire du tenseur d'interaction T^{gh} défini par l'expression suivante :

$$T_{ijkl}^{gh} = \frac{1}{V} \int_{V_g} \int_{V_h} \Gamma_{ijkl} (r - r') dV' dV \quad (\text{A.I.27})$$

Si le matériau homogène de référence est remplacé par celui ayant les propriétés effectives c-à-d si :

$$L_{ijkl}^0 = L_{ijkl}^{eff} \quad (\text{A.I.28})$$

Alors les interactions à grande distance données par le tenseur T^{gh} (avec $g \neq h$) peuvent être négligées comparées aux interactions à courtes distances décrites par le tenseur T^{gg} . Dans ce cas, l'approximation auto-cohérente « uni-site » de l'Eq A.26 est obtenue :

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^g = \dot{E}_{ij} + T_{ijkl}^{gg} \Delta l_{klmn}^g \dot{\varepsilon}_{mn}^g \quad (\text{A.I.29})$$

Dans cette équation, $\dot{\varepsilon}_{ij}^0$ a été remplacée par $\dot{E}_{ij}$. Le taux de déformation est appliqué sur la frontière du volume considéré. Le tenseur T^{gg} peut être calculé pour un tenseur $L^0 = L^{eff}$ connu en supposant une forme ellipsoïdale de l'inclusion incorporée dans un milieu homogène [Lip '95].

Finalement, l'Eq A.29 peut être transformée pour aboutir à la relation de concentration suivante :

$$\dot{\varepsilon}^g = (I - T^{gg} : \Delta l^g)^{-1} \dot{E} = A^g : \dot{E} \quad \text{et} \quad \dot{\sigma}^g = B^g \dot{\Sigma} = l^g : A^g : (L)^{-1} \dot{\Sigma} \quad (\text{A.I.30})$$

$$\text{où :} \quad A^g = (I - T^{gg} : \Delta l^g)^{-1} \quad (\text{A.I.31})$$

I est le tenseur identité.

Connaissant le tenseur $\mathbf{A}^g$ pour chaque grain, le tenseur effectif des modules tangents peut être calculé en utilisant l'équation A.I.22. Cependant, la solution de l'équation A.I.31 n'est pas directement obtenue, puisque le calcul du tenseur $\mathbf{A}^g$ nécessite le calcul des tenseurs $\mathbf{T}^{gg}$ et par conséquent du tenseur $\mathbf{L}^{eff}$.

ANNEXE II ESSAI DE FATIGUE ULTRASONIQUE

Dans cette annexe, nous présentons une description générale du principe de la fatigue giga-cyclique ainsi que l'équipement utilisé pour la réalisation des essais. Cette description est réalisée à partir des travaux de Phung [Phu '12] et de la documentation de la machine.

- **Principe de la fatigue giga-cyclique**

Le principe de base de la machine de fatigue vibratoire est de produire dans l'éprouvette une résonance vibratoire stationnaire. Pour cela, il faut, tout d'abord, un convertisseur capable de convertir le signal sinusoïdal fourni par le générateur électrique en vibration mécanique.

Le générateur fournit un signal électrique sinusoïdal qui est transformé (grâce au convertisseur) en vibration mécanique, cette vibration est trop faible pour endommager l'éprouvette. Une sonotrode est nécessaire pour amplifier l'amplitude de déplacement vibratoire. Lorsque le convertisseur, la sonotrode et l'éprouvette vibrent avec la même fréquence que celle du signal délivré par le générateur, on obtient un phénomène de résonance (caractérisé par une vibration maximale). Deux types d'ondes stationnaires coexistent alors dans l'éprouvette : une onde de déplacement et une onde de contrainte. Les deux ondes sont en opposition de phase. Aux endroits où l'amplitude de déplacement est maximale, la contrainte est minimale et réciproquement.

- **Présentation de la machine de fatigue ultrasonique**

Afin de réaliser des essais de fatigue accélérés, nous avons utilisé une machine de fatigue ultrasonique (Figure A.II.1). L'essai de fatigue ultrasonique est exécuté à une fréquence de 20kHz. Cette fréquence élevée permet d'atteindre le domaine de la fatigue à très grand nombre de cycles avec une durée raisonnable. Par exemple, pour atteindre 10^9 cycles, il faut environ 14 heures avec une fréquence de 20 kHz alors qu'il faut plus de 4 mois à 100 Hz avec une machine hydraulique conventionnelle.

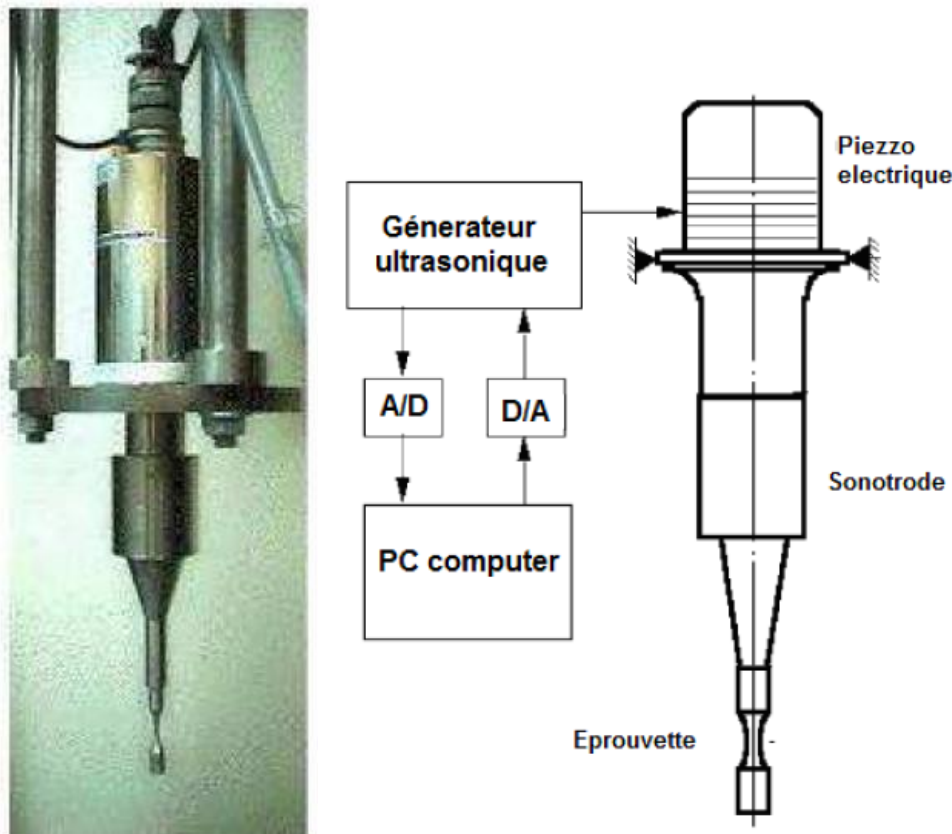


Fig A.II.1 Machine de fatigue ultrasonique [Bat '05].

La machine de fatigue ultrasonique se décompose en 4 éléments :

1. Un générateur de tension, piloté par un ordinateur qui délivre une tension sinusoïdale à une fréquence d'environ 20 kHz.
2. Un convertisseur constitué d'un matériau piézoélectrique permet de transformer la tension délivrée par le générateur en une vibration mécanique longitudinale à la même fréquence. En fonction de la tension imposée par le générateur, l'amplitude de vibration de l'extrémité du convertisseur peut varier entre 1 μm et 15 μm .
3. Une sonotrode ultrasonique qui permet d'amplifier l'amplitude de vibration est placée à l'extrémité du convertisseur. Le coefficient d'amplification, qui est le taux entre le déplacement à l'extrémité libre de la sonotrode et le déplacement imposé par le piézoélectrique, et la gamme de l'amplitude de vibration à l'extrémité de la sonotrode dépend de sa géométrie (Fig A.II.2). On trouve pour les sonotrodes cylindrique et conique respectivement des coefficients d'amplification 0,7 et 2.6. Dans cette étude seulement la sonotrode conique a été utilisée.

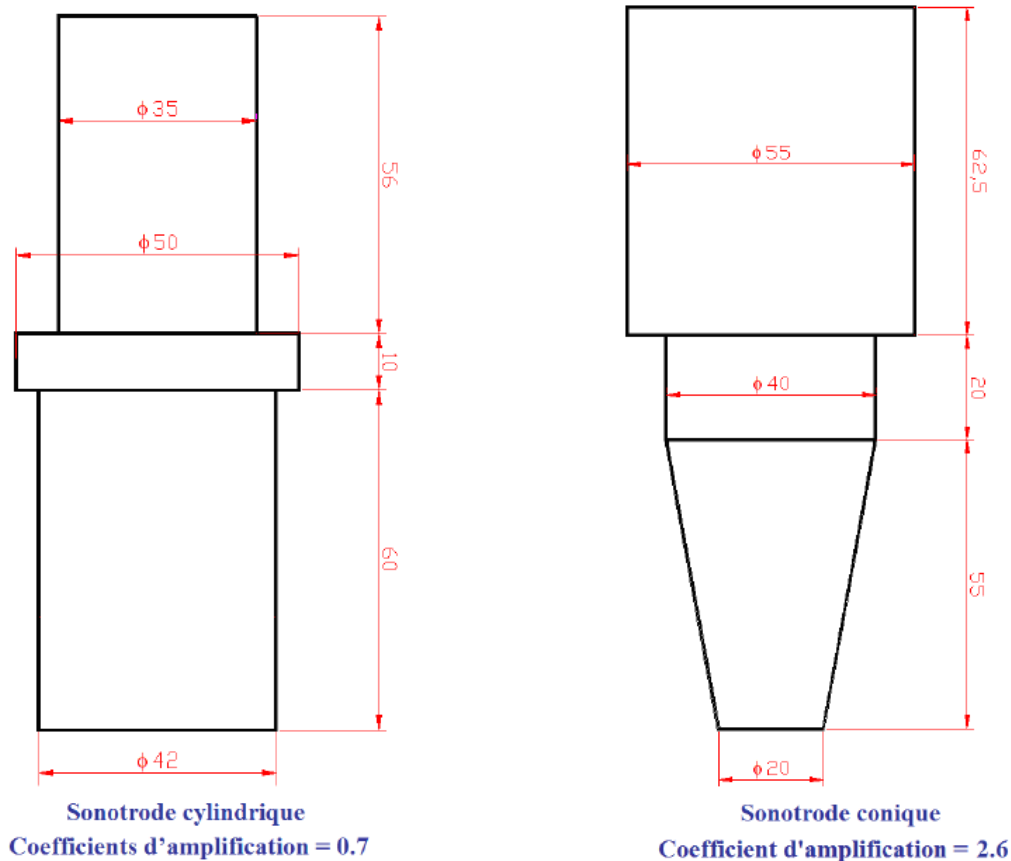


Fig A.II.2 Types de sonotrodes pour les essais de fatigue giga-cyclique.

4. L'éprouvette est attachée sur l'autre extrémité de la sonotrode. Ce dispositif permet d'obtenir une contrainte moyenne nulle et donc un coefficient $R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} = -1$.

Chaque élément dans la machine ainsi que l'éprouvette doivent être dimensionnés pour vibrer dans un mode longitudinal de traction compression à une fréquence de 20 kHz. La distribution des contraintes est calculée en fonction de la géométrie de l'éprouvette de fatigue ultrasonique et de la fréquence de vibration de la machine. L'amplitude de contrainte est maximale au milieu de l'éprouvette et diminue rapidement vers les deux extrémités alors que le centre de l'éprouvette est un nœud de vibration (amplitude du déplacement nulle).

La machine est contrôlée pour travailler dans une plage de fréquence comprise entre 19,5 à 20,5 kHz. Dans le cas de l'apparition d'une fissure d'une longueur importante ou d'un échauffement important, la rigidité de l'éprouvette diminue, sa fréquence de vibration propre et la fréquence de vibration du système chutent. Quand celle-ci sort de la gamme [19,5 kHz–20,5 kHz], la contrainte n'est alors plus contrôlée et le système s'arrête automatiquement.

La température dans l'éprouvette est augmentée pendant l'essai de fatigue. Surtout, pendant un essai de fatigue ultrasonique où la fréquence de sollicitation très élevée est de 20 kHz. La température dans l'éprouvette augmente donc très rapidement à forte amplitude de contrainte et entraîne une diminution de la durée de vie de fatigue. Pour éviter l'effet de la température en essai de fatigue ultrasonique, un système de refroidissement à air comprimé est utilisé (Fig A.II.3). L'éprouvette est sollicitée en continu jusqu'à la rupture. Pendant les essais, l'éprouvette est refroidie par un jet d'air comprimé froid et sec de -3°C. La température de l'éprouvette est maintenue proche de la température ambiante pendant l'essai, sauf lors de la dernière phase avant la rupture qui correspond à la phase de propagation de fissure pendant laquelle la température de l'éprouvette augmente beaucoup. En régime de VHCF, la durée de cette phase est négligeable devant la durée de vie de fatigue de l'éprouvette. Dans ce cas là, nous considérons que la température n'influence pas la durée de vie en fatigue de l'éprouvette



Fig A.II.3 Pistolet de l'air refroidi Vortex - 25 SCFM/ 1/4"NPT.

Effet de l'espacement interlamellaire sur le comportement sous chargements monotone et cyclique de l'acier perlitique C70

RESUME : L'effet de l'espacement interlamellaire sur le comportement sous chargements monotone et cyclique de l'acier perlitique C70 a été étudié dans ce travail. Une démarche expérimentale conjuguant les techniques de traction « in-situ » sous DRX et traction « in-situ » sous MEB couplées à une modélisation auto-cohérente a été adoptée pour identifier l'effet de l'espacement interlamellaire sur les mécanismes de déformation, les paramètres de plasticité de la ferrite, les déformations élastiques et les distributions des contraintes résiduelles. Les essais ont été effectués sur deux microstructures, à deux espacements interlamellaires différents, résultant de deux traitements thermiques de l'acier C70. Il a été montré que l'écoulement plastique de la structure perlitique est contrôlé par celui de la ferrite lequel est gouverné par l'espacement interlamellaire. Il en est de même pour les distributions des contraintes résiduelles, résultant de la déformation plastique de la structure perlitique. L'identification par le modèle auto-cohérent des cisssions critiques $\tau_c^0(\alpha)$ a confirmé l'effet de l'espacement interlamellaire sur le début de l'écoulement plastique de la ferrite. Elle attribue la plus faible valeur de $\tau_c^0(\alpha)$ pour la structure de plus grand espacement interlamellaire $S_p = 230$ nm, $\tau_c^0(\alpha) = 75$ MPa. Les calculs à l'aide du modèle auto-cohérent ont permis de mettre en évidence l'anisotropie élastique à l'échelle des phases et l'effet de l'espacement interlamellaire sur les rigidités et les limites d'écoulement directionnelles. L'analyse microstructurale des sous-structures de déformation par traction uni-axiale de la perlite a mis en évidence l'hétérogénéité de déformation et d'endommagement à l'échelle des phases (ferrite et cémentite). Il a été établi que la déformation plastique de la perlite est caractérisée par le développement de bandes de cisaillement d'intensité et d'étendue dépendant de l'orientation des colonies de perlite par rapport à la direction de chargement. Ces bandes sont le siège de l'amorçage des fissures par cisaillement des lamelles de cémentite lorsque le taux de déformation macroscopique excède 15%. Ce mécanisme opère qualitativement de la même manière pour les deux microstructures étudiées. L'effet de l'espacement interlamellaire sur le comportement en fatigue giga-cyclique a été étudié par des essais de fatigue, conduits sur une machine ultrasonique offrant des fréquences de chargement de 20 KHz. Des différences de 30 MPa, pour la microstructure à $S_p = 230$ nm, et de 50 MPa pour la microstructure à $S_p = 170$ nm entre les limites de fatigue conventionnelle (10^6 cycles) et giga-cyclique (10^9 cycles) ont été obtenues sur la base de l'analyse des résultats d'essais de fatigue. L'effet de l'espacement interlamellaire sur le comportement en fatigue méga-cyclique et giga-cyclique de l'acier perlitique C70 apparaît peu significatif ($\Delta\sigma_D$ de 25 à 50 MPa) comparativement aux caractéristiques mécaniques de traction ($\Delta Re = 100$ MPa, $\Delta Rm = 127$ MPa). Les limites de fatigue giga-cycliques obtenues, intègrent l'effet bénéfique des contraintes résiduelles de compression dans la ferrite, partiellement relaxées sous chargement giga-cyclique. Ces limites de fatigue intègrent également les effets d'écrouissage (durcissement superficiel de la ferrite) induit par l'usinage des éprouvettes et par écrouissage cyclique. L'examen des sites d'amorçage des fissures de fatigue révèle essentiellement un amorçage en surface dans le domaine méga-cyclique et mixte en surface et/ou en sous-couches dans le domaine de fatigue giga-cyclique. En conséquence, les résultats expérimentaux peuvent être interprétés sur la base des effets des propriétés de surface stabilisées et de la microstructure (espacement interlamellaire). Le recours à un critère de fatigue uni-axial de type Goodman permet d'identifier d'une manière qualitative la contribution des différents facteurs d'influence, ci-dessus cités, dans la résistance à l'amorçage des fissures de fatigue.

Mots clés : Acier perlitique, Diffraction X, Modèle auto-cohérent, Fatigue giga-cyclique.

Effect of interlamellar spacing on the monotonic and cyclic behavior of C70 pearlitic steel

ABSTRACT: The effect of pearlite interlamellar spacing on the monotonic and cyclic behavior of C70 pearlitic steel was investigated. Tensile tests under scanning electron microscope and under X-ray diffraction coupled with self-consistent model have been used to clarify the role of interlamellar spacing on the deformation mechanisms, ferrite critical shear stress, lattice strain and plastic induced residual stress. Tests have been carried out on two microstructures with different interlamellar spacing, resulting from various heat treatments of C70 pearlitic steel. It has been established that the pearlite deformation is controlled by mechanisms occurring in ferrite. Then yielding of pearlite is controlled by ferrite critical shear stresses ($\tau_c^0(\alpha)$) which are equal to 75 MPa for interlamellar spacing $S_p = 230$ nm and 105 MPa for interlamellar spacing $S_p = 170$ nm. The pearlite deforms inhomogeneously under tensile loading by localized shearing in intense shear bands. These bands propagate across pearlite colonies with cementite lamellae preferentially oriented parallel or slightly inclined to the tensile axis. In the large shear bands, parallel cementite plate offsets before fracture and contributes to the occurrence of localized damage. Outside the shear bands, cementite kinks and bends in randomly distributed pearlite colonies with lamellae perpendicular to the tensile axis. The plastic incompatibility between ferrite and cementite create a residual stress partitioning as compressive in ferrite and tensile in cementite. The level of measured residual stress in ferrite is higher for the largest interlamellar spacing under the same imposed total strain. Giga-cycle fatigue tests were performed to identify the effect of interlamellar spacing on the fatigue limit and cracks nucleation. Tests were performed on an ultrasonic machine at a frequency of 20 KHz. The difference of the fatigue strength between 10^6 and 10^9 cycles is about 30 MPa for a pearlite with interlamellar spacing $S_p = 230$ nm and 50 MPa for a pearlite with $S_p = 170$ nm. The effect of interlamellar spacing on the mega-cyclic (10^6 cycles) and giga-cyclic (10^9 cycles) fatigue limit of pearlitic steel C70 appears not significant ($\Delta\sigma_D$ 25 to 50 MPa) compared to the mechanical characteristics ($\Delta Re = 100$ MPa, $\Delta Rm = 127$ MPa). Giga-cyclic fatigue limit obtained, includes the beneficial effect of stabilized compressive residual stresses in the ferrite. It also includes the effects of hardening induced by the machining test and cyclic hardening. However, any significant effect of interlamellar spacing on the C70 fatigue limits has been shown. The analysis of fracture surface under SEM shows that failures initiated on surface for the mega-cyclic regime and on different sites (surface or internal) for the giga-cyclic regime. Consequently, the experimental results can be interpreted on the basis of the effects of stabilized surface properties and microstructure (interlamellar spacing). The use of a standard uni-axial fatigue Goodman criterion would identify qualitatively the contribution of different factors, cited above, in the fatigue crack initiation resistance.

Keywords : Pearlitic steel, X-ray diffraction, Self-consistent model, Giga-cycle fatigue.