

Membre de l'université Paris Lumières

Xiaoxue PU

Étude thermomécanique en fatigue gigacyclique du fer pur et des aciers C-Mn: Influence de la composition chimique et de la microstructure sur l'endommagement et l'initiation de la fissure

Thèse présentée et soutenue publiquement le 30/01/2019

en vue de l'obtention du doctorat de Génie informatique, mécanique, génie civil de
l'Université Paris Nanterre

sous la direction de Mme Danièle WAGNER (Université Paris Nanterre)

de M. Johann PETIT (Université Paris Nanterre)

et de Mme Isabelle RANC (Université Paris Nanterre)

Jury:

Rapporteur	M. Zhiyong HUANG	Prof. Sichuan University, Chine
Rapporteur	M. Nicolas RANC	Prof. Arts et Métiers Paris Tech, France
Examineur	M. Pierre JOLY	Framatome, France
Examineur	M. Bastien WEBER	Arcelor Mittal, France
Examineur	M. Bruno SERIO	Prof., Université Paris Nanterre, France
Directeur	Mme. Danièle WAGNER	Prof., Université Paris Nanterre, France
Co-encadrant	M. Johann PETIT	Ass. Prof., Université Paris Nanterre, France
Co-encadrant	Mme. Isabelle RANC	Ass. Prof., Université Paris Nanterre, France

Table contents

1. Introduction	1
2. Dispositifs et méthodes expérimentaux.....	2
2.1 Composants et calibration de la machine à ultrasons	2
2.2 Conception des échantillons et simulation numérique	3
3. Effet de la fraction de phase perlitique sur la réponse thermique, les dommages par fatigue et le mécanisme de formation de fissures dans le fer armco et les aciers au C-Mn.....	7
3.1 Variation de température dans les tests d'auto-échauffement.....	8
3.2 Observations de dommages et d'initiation de fissures lors d'essais de fatigue .	13
Fer armco.....	13
Acier au carbone C12	17
Synthèse	19
3.3 Conclusions	21
4. Effet de la teneur en atomes interstitiels sur la réponse thermique des aciers au C-Mn lors d'essais d'auto-échauffement	22
4.1 Réponse thermique de A42 et A48.....	23
4.2 Réponse thermique des A48 traités thermiquement	23
4.3 Discussion.....	24
4.4 Conclusions	26
References.....	27

1. Introduction

Il y a plusieurs décennies, les accidents causés par la défaillance imprévue de composants métalliques (chemins de fer, véhicules, ponts, avions, etc.) se produisaient souvent. La plupart de ces accidents étaient dus à la fatigue, c'est-à-dire à la répétabilité de la charge entre une contrainte maximale et une contrainte minimale autour d'une contrainte moyenne. Les accidents dus à des ruptures sous des charges répétées ont poussé l'Allemand August Wöhler à entreprendre une étude systématique de ce type de dommage à partir de 1852. La fameuse courbe de Wöhler ou courbe Amplitude du Contrainte-Nombre de cycles (S-N) a été établie (Wöhler, 1870; Mughrabi, 2006), comprenant trois domaines: domaine de fatigue oligocyclique à faible nombre de cycles (LCF) (inférieur à 10^4 cycles), domaine de fatigue à grand nombre de cycles (HCF) (10^4 - 10^7 cycles) et domaine de fatigue à très grand nombre de cycles (VHCF) (supérieur à 10^7 cycles). Historiquement, le domaine VHCF correspond au domaine d'endurance infinie et l'amplitude de contrainte pour 10^6 à 10^7 cycles est liée à la limite de fatigue.

Les exigences relatives à la résistance à la fatigue des matériaux ne sont plus limitées à moins de 10^7 cycles, mais doivent être caractérisées jusqu'à 10^{10} - 10^{11} cycles. Evaluer la durée de vie en fatigue jusqu'à 10^8 - 10^9 cycles de manière efficace est une tâche difficile à résoudre par les chercheurs du monde entier. Sous la pression du temps et de l'économie, des essais de fatigue à haute fréquence deviennent nécessaires, ce qui permet d'obtenir les propriétés des matériaux dans un délai raisonnable. Pour explorer le domaine au-delà de 10^7 cycles, une nouvelle génération de machines permettant une fréquence de chargement de 20 ou 30 kHz a été construite. La rupture par fatigue observées au-dessus de 10^{10} - 10^{11} cycles sont en contradiction avec la limite de fatigue définie de manière traditionnelle en HCF, indiquant que le domaine VHCF a été négligé sur une longue période et doit faire l'objet d'une plus grande attention.

Il est bien connu que lors du chargement mécanique dans le domaine plastique des matériaux métalliques, une grande partie de l'énergie mécanique est transformée en chaleur. Même en dessous de la limite d'élasticité macroscopique, la température augmente avec la microplasticité. L'enregistrement du champ de température à la surface de l'échantillon est donc une technique intéressante pour améliorer la compréhension des mécanismes de fissure de fatigue.

Ainsi, ces dernières années, la méthode de thermographie infra-rouge (IR) est devenue très populaire pour évaluer rapidement et économiquement les propriétés de fatigue, en particulier en HCF. En tant que technique non destructive et sans contact, la thermographie IR peut offrir les cartes de température utiles concernant les sites d'initiation de fissure et le processus de propagation de fissure. Les gens se consacrent à améliorer la méthode d'analyse des données, l'objectif étant que la thermographie puisse prédire avec précision les propriétés de fatigue, telles que la limite de fatigue après un nombre donné de cycles dans les tests de fatigue traditionnels. En fatigue HCF, la variation de température des tests d'auto-échauffement présente des comportements linéaires entre la contrainte appliquée et la température stabilisée. Est-il toujours présent de manière linéaire dans VHCF?

2. Dispositifs et méthodes expérimentaux

2.1 Composants et calibration de la machine à ultrasons

Les tests de fatigue sont effectués sur une machine de fatigue piézoélectrique conçue par C. Bathias et al. (2005). Les composants du système de fatigue sont illustrés à la figure 2.1.



Figure 2.1 Composants du système de fatigue: ① convertisseur, ② amplificateur, ③ sonotrode, ④ générateur, ⑤ capteur laser.

Dans le logiciel de contrôle de la machine à fatigue à ultrasons, nous devons donner l'amplitude du déplacement de l'échantillon. Ensuite, le logiciel convertit ce déplacement imposé en une tension de commande appliquée au générateur. Par conséquent, le logiciel doit connaître la relation entre la tension de commande et l'amplitude de déplacement de l'échantillon. La détermination de cette relation est l'étalonnage de la machine à ultrasons. La figure 2.2 montre un exemple de courbe d'étalonnage. Celui-ci présente une bonne dépendance linéaire entre la tension de commande et le déplacement du sonotrode.

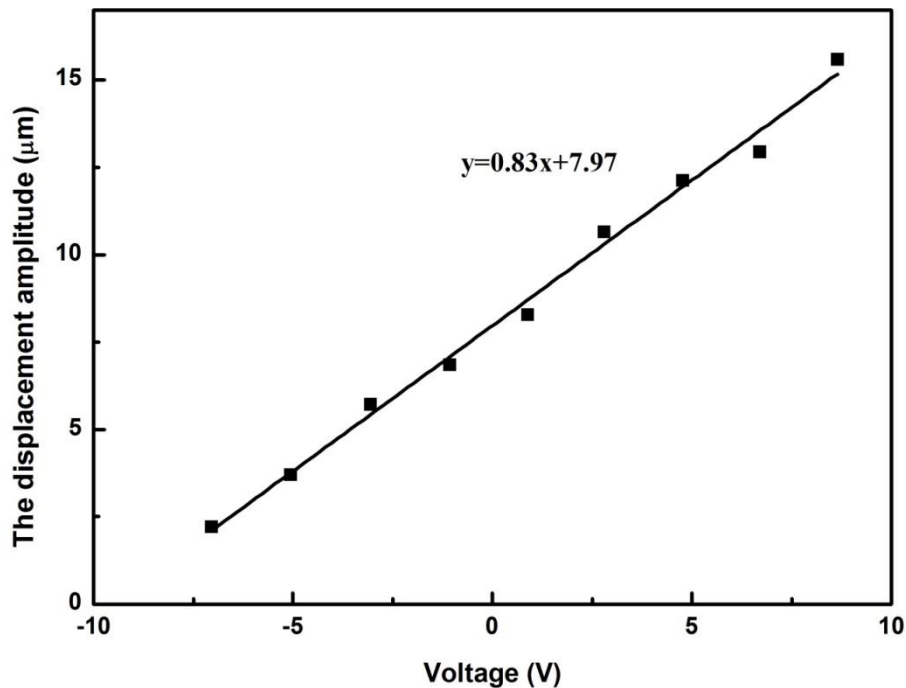


Figure 2.2 Variation du déplacement du sonotrode par rapport à la tension d'entrée du générateur pendant l'étalonnage de la machine de fatigue.

2.2 Conception des échantillons et simulation numérique

Les dimensions de l'échantillon ultrasonore sont présentées à la figure 2.3. Comme un échantillon de fatigue possède des sections variables, les amplitudes de contrainte et de contrainte correspondantes varient à chaque section. Afin d'obtenir la fréquence inhérente des échantillons, il est nécessaire d'appliquer une approche numérique, telle que la méthode des éléments finis (FEM). Le tableau 2.1 présente les paramètres pertinents utilisés dans nos calculs FEM. La figure 2.4 est la capture d'écran du champ de déplacement du groupe spécimen-sonotrode le long de l'axe des x (direction de la longueur du système) obtenu sous le premier mode de vibration en traction-compression et calculé avec le logiciel FEM ANSYS (par analyse modale).

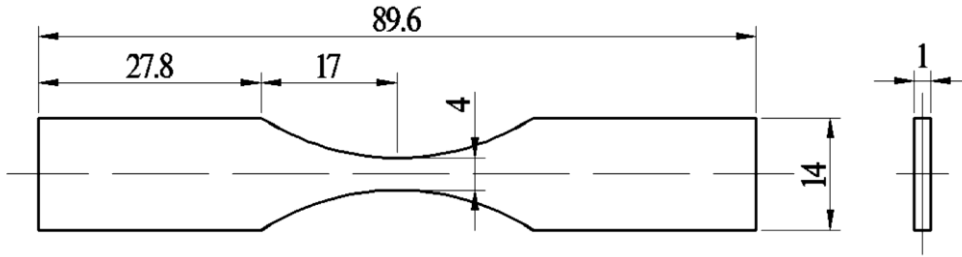


Figure 2.3 G éométrie des épreuves lors d'essais de fatigue par ultrasons.

Tableau 2.2 Param ètres utilis és dans la simulation FEM.

Mod èle		Composants 3D (épreuve-sonotrode)		
Él ément	Type	SOLID 185		
	forme	Tetrahedron		
	Nombre	54191		
Mat ériel			épreuve (fer armco)	sonotrode (Alliage de titane)
	Young's modulus (GPa)		200	110
	Density (kg/m ³)		7800	4500
	Poisson's ratio			0.3

NODAL SOLUTION
 STEP=1
 SUB =6
 FREQ=19829.7
 UY (AVG)
 RSYS=0
 DMX =2.82734
 SMN =-2.64719
 SMX =2.82734

ANSYS
 R14.5
 Academic

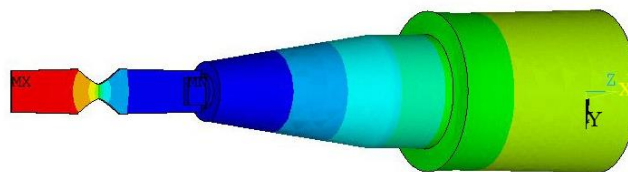


Figure 2.4 Champ de d éplacement du groupe échantillon-sonotrode sous sa premi ère fr équence modale en traction-compression calcul é à partir de ANSYS.

La fr équence de r ésonance calcul ée du syst ème dans ANSYS s'établit à 19830 Hz. Par cons équent, nous effectuons un calcul harmonique dans ANSYS à sa fr équence propre (19830 Hz). Le facteur des contraintes est d éfini comme le rapport de la contrainte maximale

dans la section réduite de l'éprouvette et du déplacement correspondant à l'extrémité de l'éprouvette. La figure 2.5 montre les profils de déplacement et de contrainte le long du groupe échantillon-sonotrode, à la condition que l'extrémité de l'échantillon soit appliquée à un déplacement de 3 μm . Par la méthode FEM, le facteur des contraintes est de 14,5 MPa / μm .

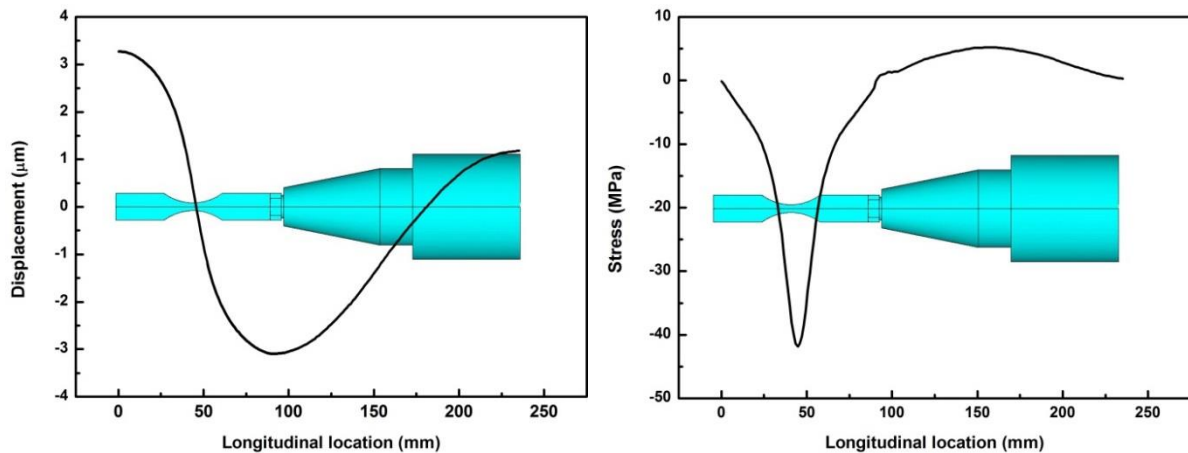


Figure 2.5 Variation du déplacement (à gauche) et de la contrainte (à droite) du groupe échantillon-sonotrode sous la fréquence modale.

2.3 Préparation expérimentale

Outre le système de fatigue par ultrasons, nos montages expérimentaux fréquemment utilisés dans la figure 2.6 sont une caméra infrarouge sur un côté de l'échantillon et un microscope optique de l'autre.

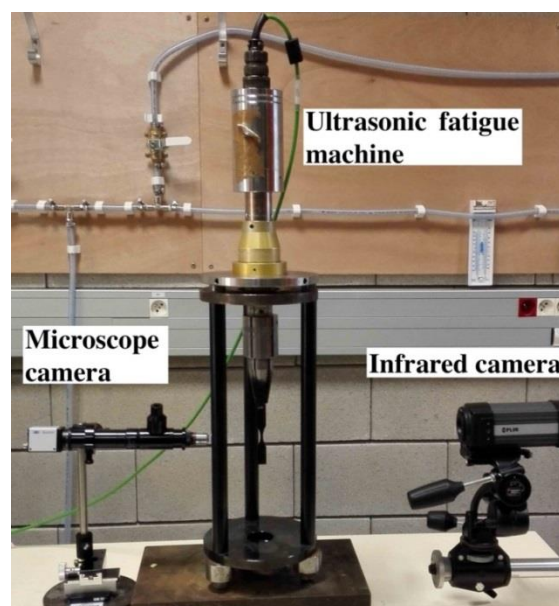


Figure 2.6 Dispositifs expérimentaux dans ce travail.

Une caméra infrarouge (IR) Flir A325 est utilisée pour enregistrer le champ de température sur la surface de l'échantillon. Il s'agit d'une caméra basée sur un microbolomètre avec un détecteur de 320×240 pixels et une résolution thermique de $0,1 \text{ } ^\circ\text{C}$. La fréquence d'acquisition de la caméra infrarouge est toujours fixée à $3,75 \text{ Hz}$ et peut être utilisée pour enregistrer des températures comprises entre $0 \text{ } ^\circ\text{C}$ et $350 \text{ } ^\circ\text{C}$. Un côté des échantillons est pulvérisé avec une peinture noire fortement émissive afin d'obtenir un facteur d'émissivité de surface proche de un.

La caméra de microscope est composée d'une caméra couleur CCD surmontée d'un objectif de microscope et sera utilisée pour suivre l'évolution de la microstructure des spécimens lors des essais de fatigue par ultrasons. Sa fréquence de travail est de 1 Hz .

3. Effet de la fraction de phase perlitique sur la réponse thermique, les dommages par fatigue et le mécanisme de formation de fissures dans le fer armco et les aciers au C-Mn

Les matériaux étudiés sont un fer armco polycristallin et deux aciers ferrite-perlite à deux phases (aciers C12 et C65). Le contenu en éléments chimiques est répertorié dans le tableau 3.1. La figure 3.1 montre les microstructures observées au microscope optique à la surface de l'échantillon.

Tableau 3.1 Pourcentage en masse (en% en poids) d'éléments chimiques

Matériel	C	N	Al	Si	Mn	S	P	Cu	Ni	Cr
Fer armco	0.008	0.002	0.0016	0.005	0.048	0.0035	0.007	0.001	0.014	0.015
C12	0.028	0.0175	0.0002	<0.03	0.4	0.028	0.12	<0.095	0.039	0.024
C65	0.61	0.0085	0.0091	0.24	0.71	0.012	0.02	0.17	0.089	0.1

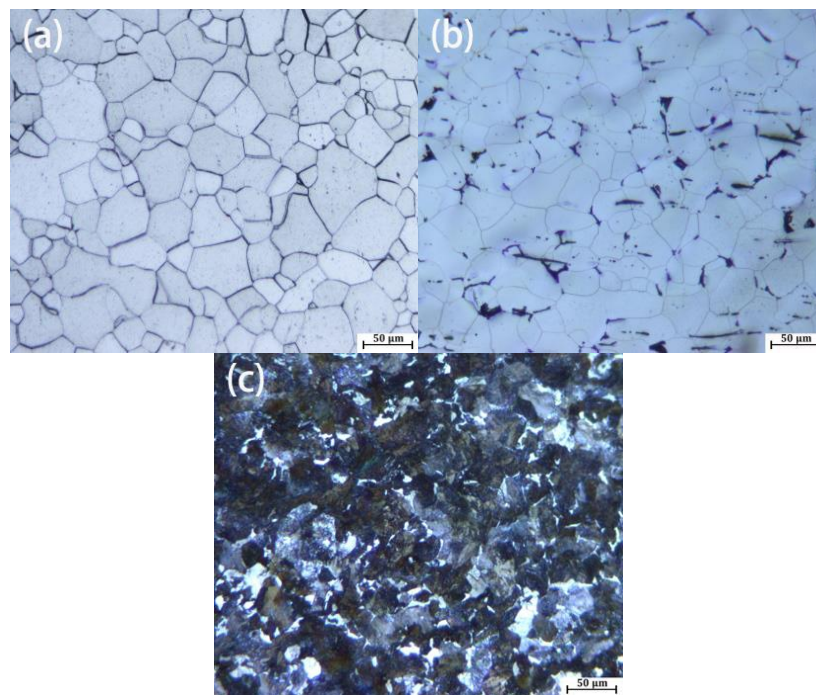


Figure 3.1 Microstructure de (a) fer armco, (b) d'acier C12 et (c) d'acier C65.

Les tests d'auto-échauffement sont effectués sur chaque acier, lesquels consiste en une série de chargements cycliques avec une augmentation de l'amplitude de contrainte. À chaque amplitude de contrainte, un essai de fatigue est effectué jusqu'à $2,5 \times 10^7$ cycles puis interrompu. Une fois que l'échantillon a refroidi à la température ambiante, une autre étape de chargement redémarre pour une étape de chargement suivante. Le champ de température sur la surface de l'échantillon est enregistré à chaque étape par une caméra infrarouge.

Par exemple, la figure 3.2 (à gauche) montre le champ de température sur la surface de l'échantillon à $2,5 \times 10^7$ cycles et la figure 3.2 (à droite) représente l'évolution de la température moyenne T extraite de la zone rectangulaire au cours d'une étape de chargement. Selon le profil d'évolution de la température, deux périodes peuvent être distingués: période I, 1×10^7 cycles; Période II, 1×10^7 cycles $\sim 2,5 \times 10^7$ cycles.

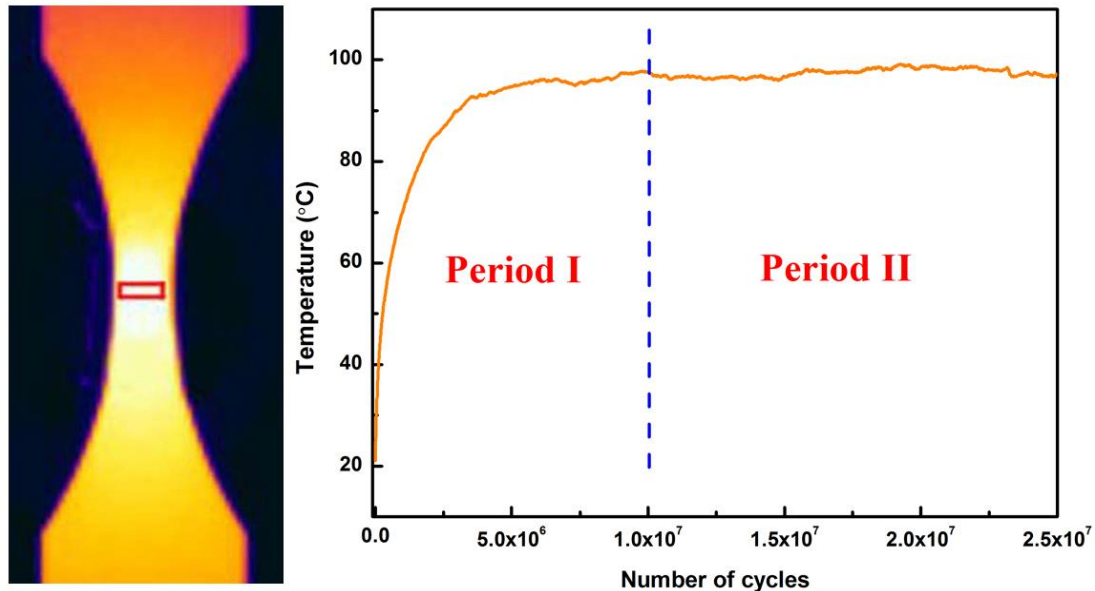


Figure 3.2 Illustrations schématiques pour fer Armco en une étape de chargement. (à gauche) Champ de température sur la surface de l'échantillon à $2,5 \times 10^7$ cycles, (à droite) Partition pour la période I et la période II dans la courbe d'évolution de la température.

L'élévation de la température ΔT est la variation moyenne de la température ($\Delta T = T - T_{ini}$) et T_{ini} est la température initiale moyenne de l'échantillon qui est enregistré à chaque fois avant le début des tests.

Puis, d'autres essais de fatigue ont été effectués dans lesquels les nouveaux échantillons sont soumis à une certaine amplitude de contrainte jusqu'à rupture ou à l'arrêt de l'appareil de fatigue après un très grand nombre de cycles (2×10^9 ou 3×10^9). Notez qu'aucun air de refroidissement n'est appliqué autour des échantillons pendant les tests.

3.1 Variation de température dans les tests d'auto-échauffement

Les évolutions de température T pour certaines des étapes de chargement avec différentes amplitudes de contrainte sont présentées à la figure 3.3. Cette figure montre qu'en augmentant l'amplitude de contrainte, quel que soit le type d'acier, la température de l'éprouvette augmente puis se stabilise.

Il convient de noter que dans le cas du fer armco chargé à 122 MPa, la température augmente soudainement (Figure 3.3a) mais aucune fracture n'est observée. De même, pour les aciers C12 (Figure 3.3b) et C65 (Figure 3.3c), la température de l'échantillon atteint également plusieurs centaines de degrés à 228 MPa et 230 MPa respectivement, sans rupture de l'échantillon. Le test d'auto-échauffement est arrêté car la température dépasse la limite supérieure de mesure (350 °C) de la caméra infrarouge.

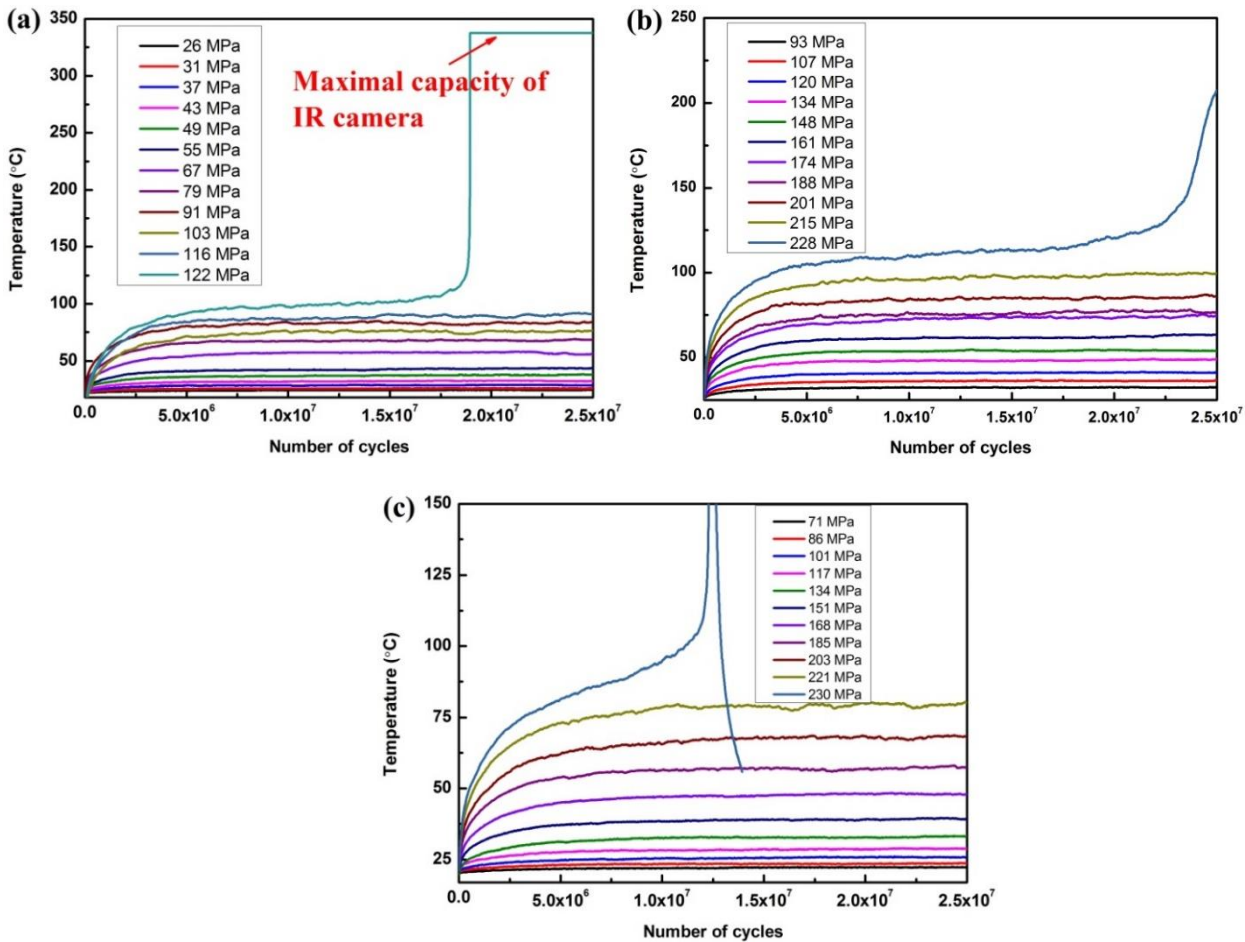


Figure 3.3 Évolution de la température en fonction du nombre de cycles sous différentes amplitudes de contrainte pour (a) fer armco, (b) l'acier C12, (c) l'acier C65.

Selon les caractéristiques de l'évolution de la température de la figure 3.3, les amplitudes de contrainte appliquées peuvent être classées en deux étapes:

Pour fer armco, Stade I: < 122 MPa, Stade II: ≥ 122 MPa

Pour C12, Stade I: < 228 MPa, Stade II: ≥ 228 MPa

Pour C65, Stade I: < 230 MPa, Stade II: ≥ 230 MPa

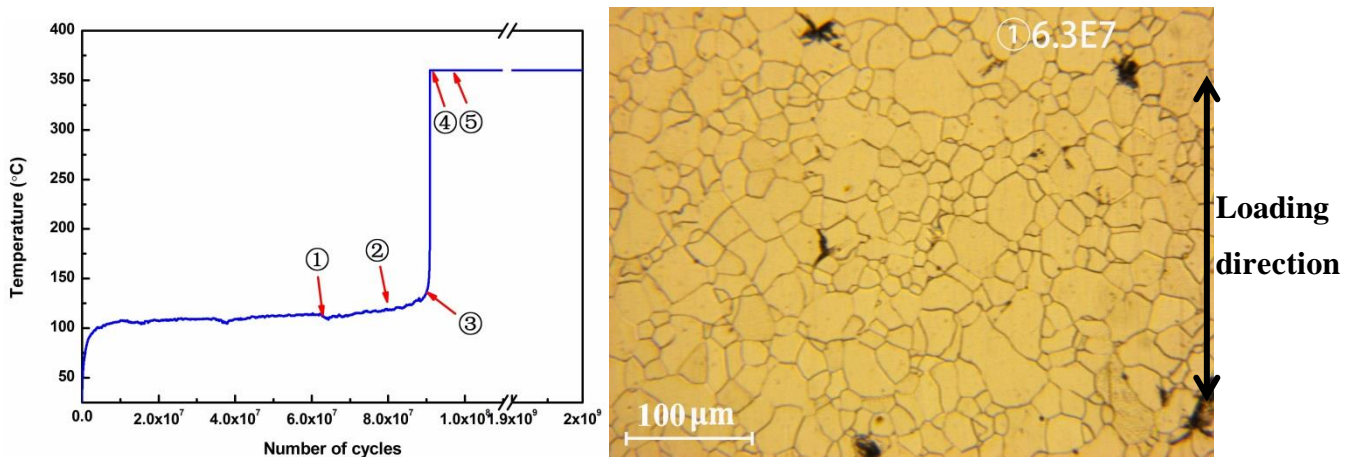
1) Stade II: Les plages de contrainte avec l'augmentation soudaine de la température

La contrainte d'écoulement $\sigma = \sigma(T, \dot{\epsilon})$ est définie comme la valeur instantanée de la contrainte requise pour poursuivre la déformation plastique du matériau. Pour les métaux BCC, cela peut être écrit comme la somme d'une contrainte athermale σ_G et d'une contrainte thermique $\sigma^*(T, \dot{\epsilon})$: (Mughrabi, 2009)

$$\sigma(T, \dot{\epsilon}) = \sigma_G + \sigma^*(T, \dot{\epsilon}) \quad (3.1)$$

La température critique de la contrainte thermique à la contrainte atmosphérique est la température de transition T_0 . En dessous de la température de transition T_0 , il est nommé « régime activé thermiquement » ou « régime thermique », et au-dessus de T_0 , il est appelé « régime athermique ». En dessous de T_0 , les dislocations vis sont presque immobiles et le mouvement de dislocation est dominé par le glissement aller-retour des dislocations coins. Au-dessus de T_0 , les mobilités des dislocations coins et de vis deviennent comparables et les dislocations de vis peuvent glisser facilement.

Ainsi, afin d'observer les changements microstructuraux lors de l'augmentation soudaine de la température à des centaines de degrés, un nouveau spécimen de fer armco a été soumis à l'amplitude de contrainte de 106 MPa pendant 2×10^9 cycles tout en enregistrant le champ de température et l'évolution de la microstructure. La figure 3.4 présente l'évolution de la température au centre de l'échantillon et les évolutions correspondantes des bandes de glissement persistantes (PSBs). Les premiers PSB se produisent dans quelques grains (image ①). A partir de l'image ③, il se produit une élévation soudaine de la température à des centaines de degrés, avec l'augmentation rapide de la densité des PSB de surface.



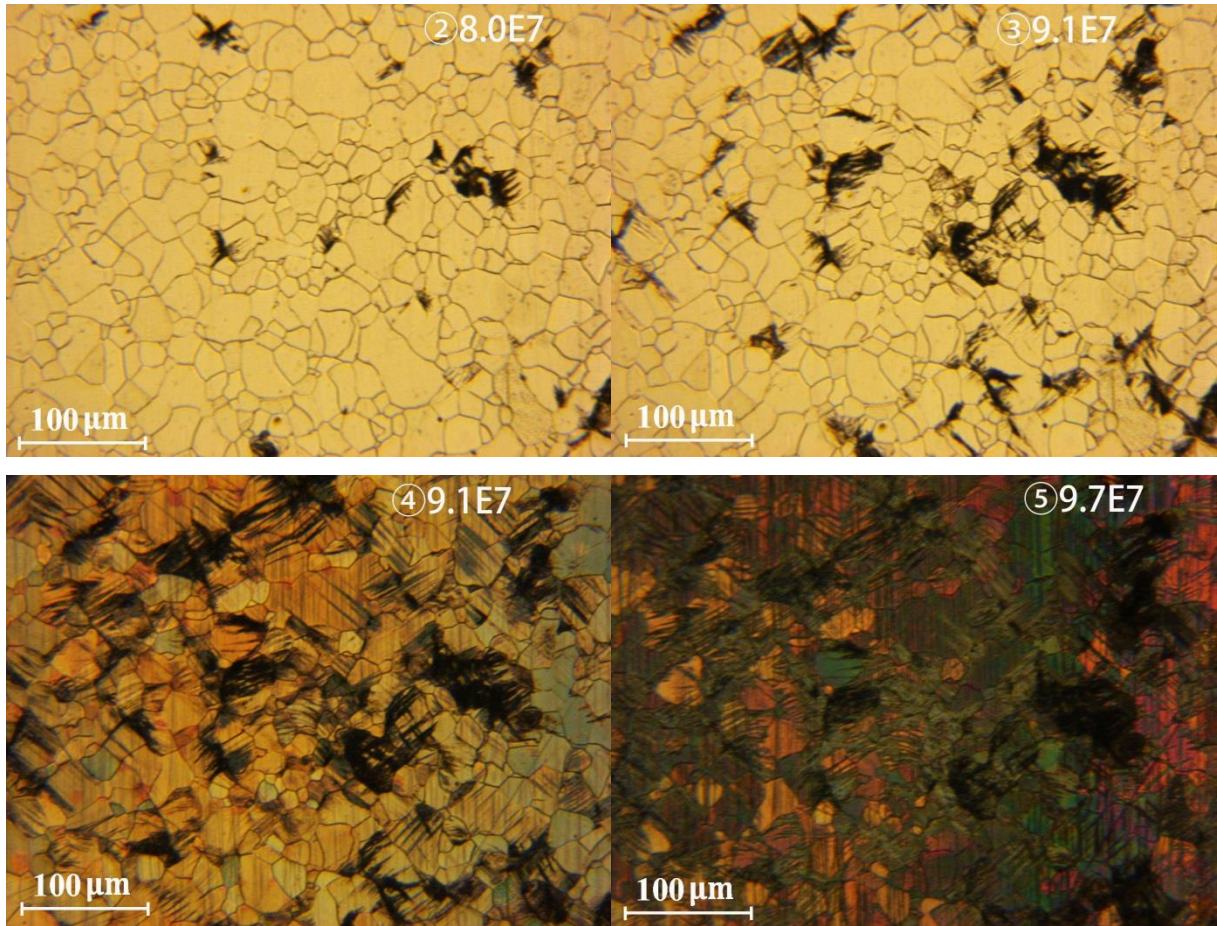


Figure 3.4 Evolution de la température et de la microstructure correspondante montrant la multiplication des PSB le long du test du fer à 106 MPa.

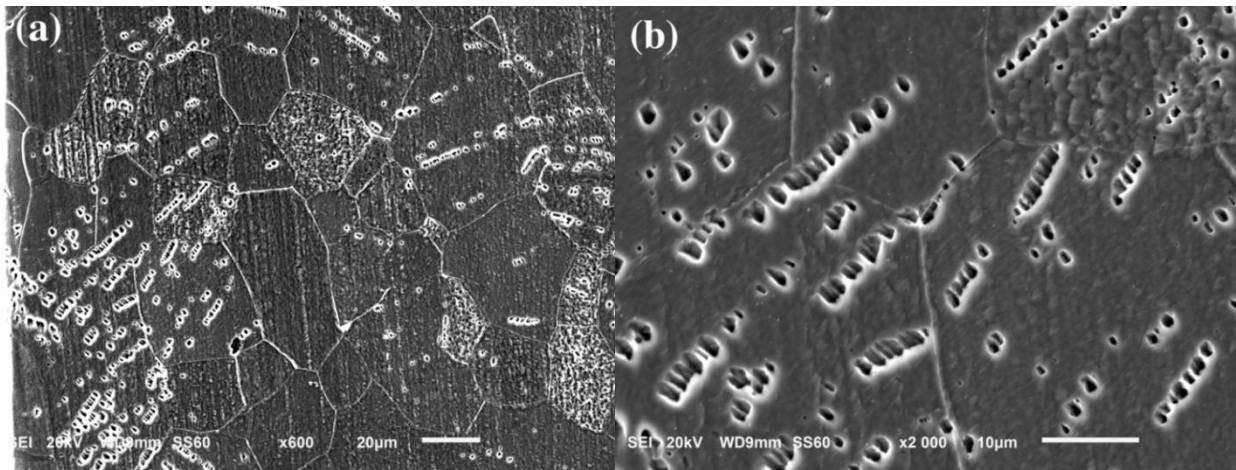


Figure 3.5 Grossissement des micro-vides.

Après l'augmentation soudaine de la température, la surface de l'échantillon apparaît saturée de dislocations. Une coupe transverse de l'échantillon a été polie et observée au MEB. La figure 3.5 montre l'endommagement constitué de micro-vides alignés à l'intérieur du spécimen.

Sur la base d'observations optiques, il est rationnel de considérer que l'élévation soudaine de la température à des centaines de degrés sur la figure 3.4 est provoquée par la multiplication des dislocations vis, correspondant à la transition entre les régimes thermique et athermique. De plus, la limite d'élasticité à des centaines de degrés diminue considérablement par rapport à celle à la température ambiante avec le raccourcissement puis la disparition du plateau de Lüders.

À l'image ⑤, tout le champ de la caméra est plein de PSB. Il n'y a donc pas de localisation des PSB et le spécimen survit toujours à haute température. Cela indique que la forte augmentation de température n'est pas liée à l'initiation de la fissure.

Pour tous les aciers ferreux à deux phases, par exemple Les aciers ferrite-perlite (Huang et al., 2016; Ranc et al., 2015), et les aciers ferrite-martensitiques (Ouarabi, 2018; Torabian et al., 2016), la hausse soudaine de la température lors des tests d'auto-échauffement est due à la déformation plastique en phase ferrite qui est lié au passage du régime thermique au régime athermique. Dans les aciers martensitiques purs soumis à une charge de fatigue de 20 kHz ($R = -1$), le même changement de température n'est pas observé dans cet acier (Huang et al., 2013). Le spécimen se fracture directement à environ 55 °C. On peut donc supposer que le phénomène «d'augmentation soudaine de la température» n'est lié qu'à la phase ferrite et est dû à

- la phase ferrite dans laquelle se produit le passage du régime thermique au régime athermique. Dans les aciers martensitiques purs, l'augmentation soudaine de la température ne se produit pas.
- le taux de diffusion des atomes de carbone et d'azote dans la solution solide qui commence et augmente à une température supérieure à 100 °C.
- et la limite d'élasticité qui diminue avec la température.

2) Stade I (plage de contrainte sans augmentation soudaine de la température)

Les températures stabilisées pendant la période II sont représentées pour les trois aciers à la figure 3.6. La figure 3.6 montre que l'élévation de la température ΔT augmente progressivement en augmentant l'amplitude de contrainte. La relation entre l'amplitude de contrainte et l'élévation de la température est évidemment non linéaire.

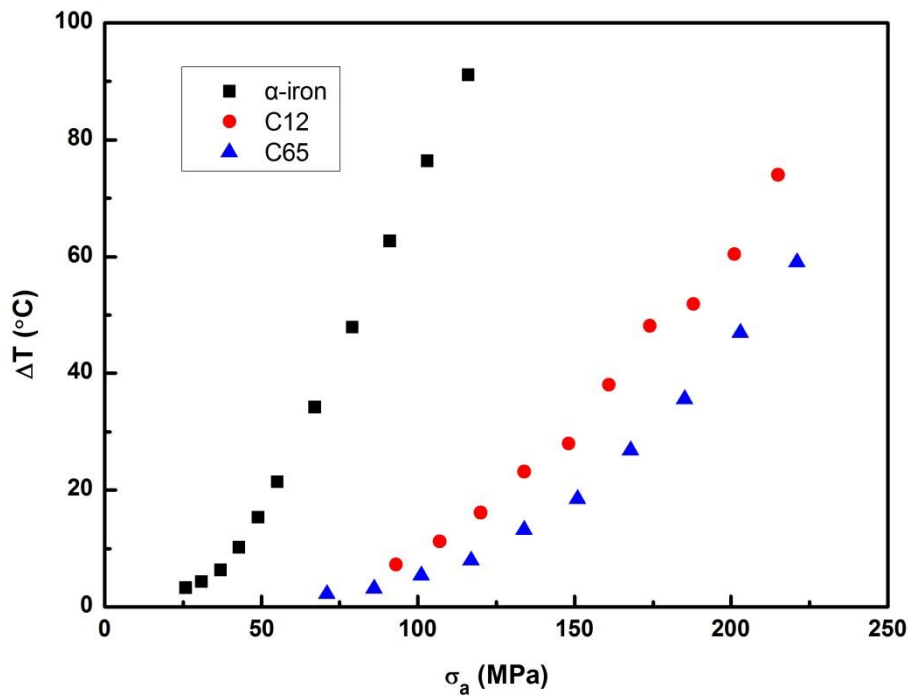


Figure 3.6 Augmentation de la température ΔT à l'état de stabilisation de trois aciers lors d'essais d'auto-échauffement.

3.2 Observations de dommages et d'initiation de fissures lors d'essais de fatigue

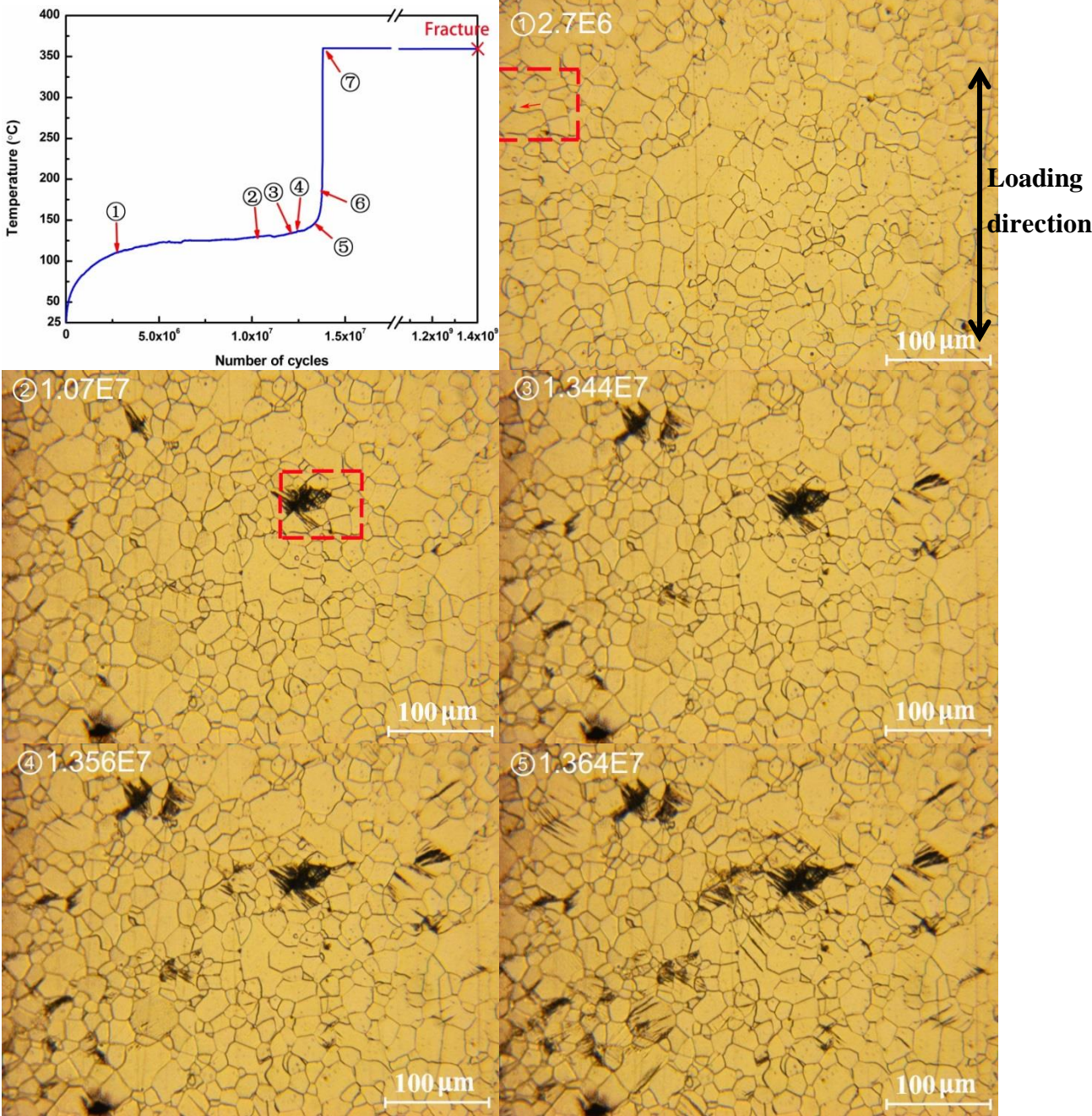
En fonction des caractéristiques des courbes de température et des phénomènes expérimentaux, nous classons les amplitudes de contrainte appliquées en trois groupes:

- ✧ L'augmentation soudaine de température se produira. ⇒ **Aux fortes amplitudes de contrainte**
- ✧ L'augmentation soudaine de température ne se produira pas, y compris deux situations:
 - Les PSB vont apparaître. ⇒ **Aux faibles amplitudes de contrainte**
 - Les PSB n'apparaîtront pas. ⇒ **Aux très faibles amplitudes de contrainte**

Fer armco

- Aux fortes amplitudes de contrainte

La figure 3.7 représente les évolutions de la température et des PSB du fer armco enregistrés par une caméra de microscope optique et une caméra infrarouge, à 113 MPa. Il est certain que la multiplication des PSB se produit très rapidement et qu'elle évolue massivement en surface, tout en augmentant la température de l'échantillon.



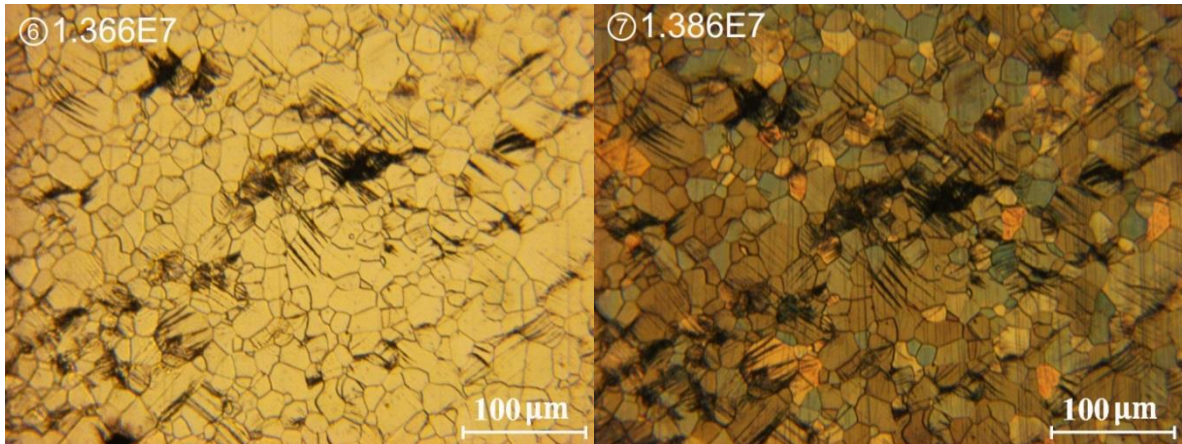
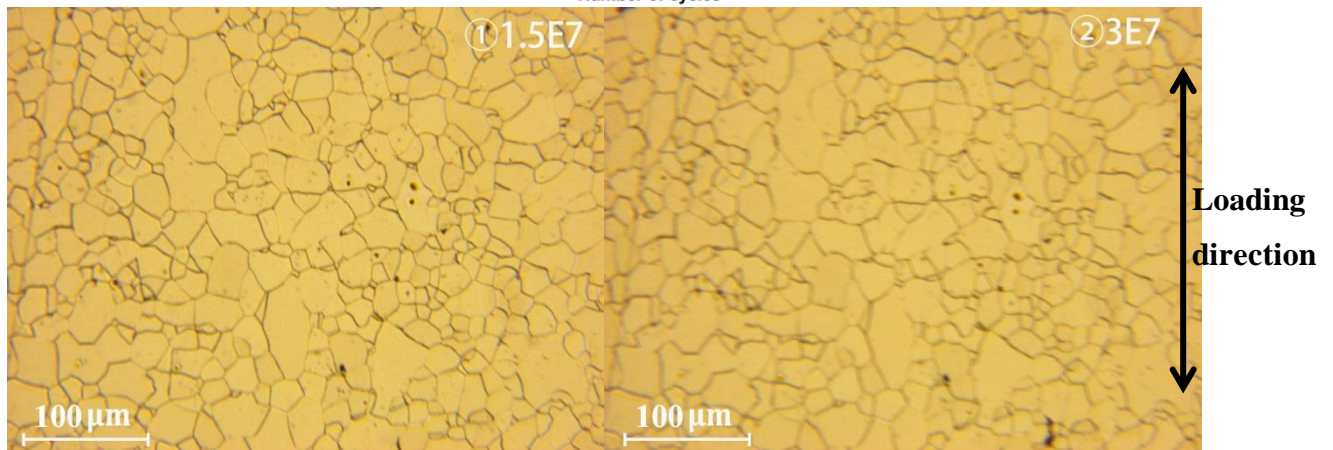
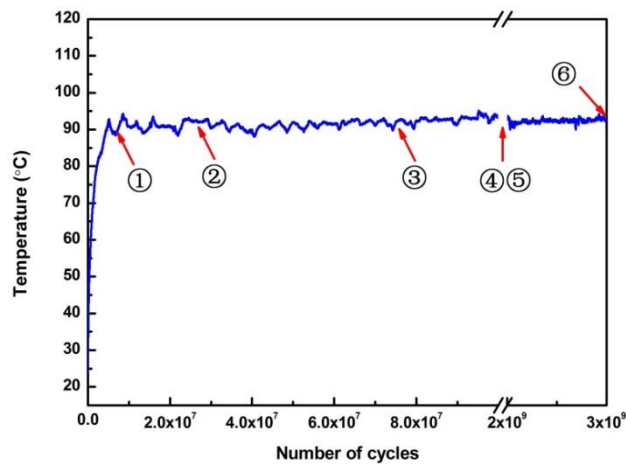


Figure 3.7 Evolution de la température et évolution des PSB correspondants du fer armco à 113 MPa. De ① à ②, la vue du microscope est décalée vers la gauche pour enregistrer le site des PSB initiaux.

➤ Aux faibles amplitudes de contrainte

À faible amplitude de contrainte, la hausse soudaine de température n'apparaît plus. La température se stabilisera en dessous de 100 °C. La figure 3.24 représente l'évolution de la température et de la microstructure du-fer à 105 MPa. Les PSB ne se trouvent que dans quelques grains adjacents.



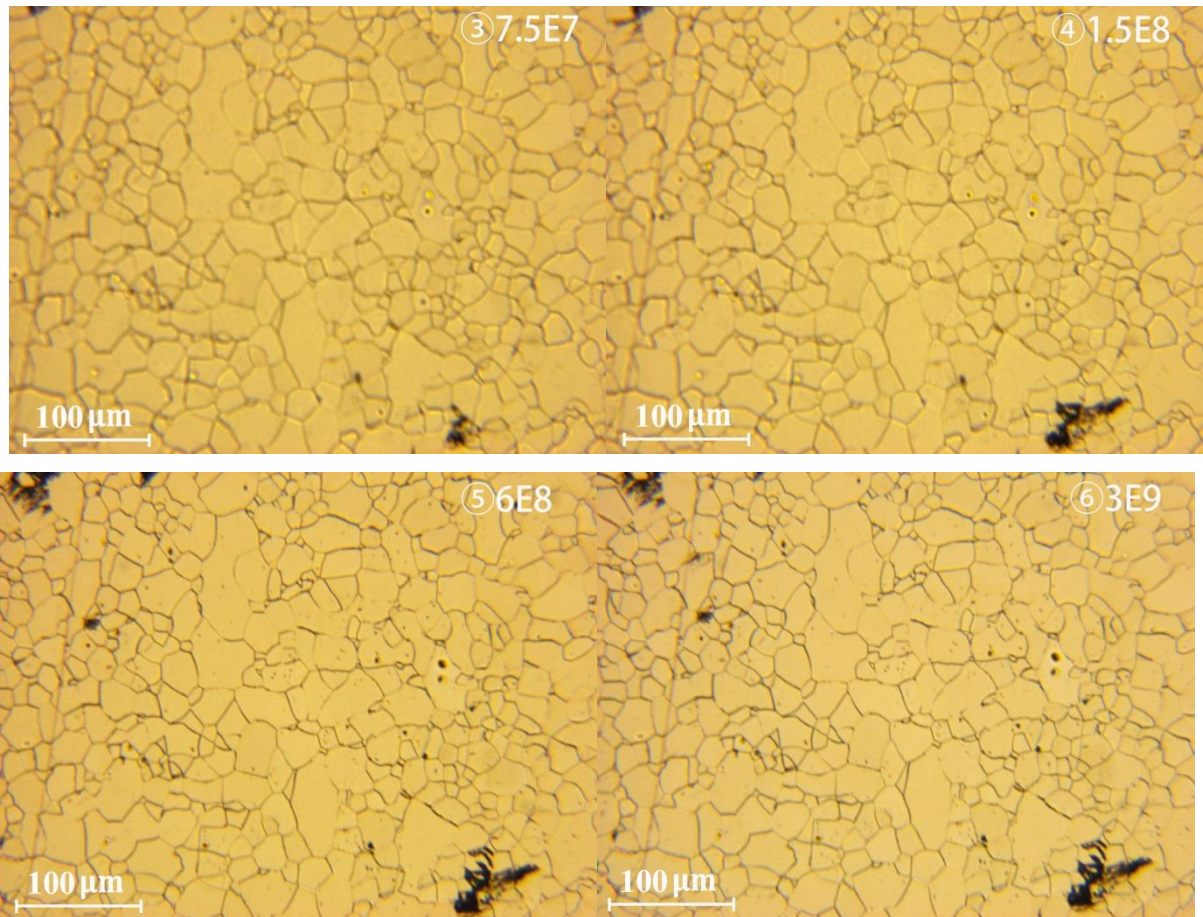


Figure 3.8 Evolution de la température et évolution des PSB correspondants du fer armco à 105 MPa.

Dans la Figure 3.8, il est certain que les PSB peuvent apparaître sans augmentation soudaine de la température. Le seuil de PSB dans les métaux BCC polycristallins ne peut pas être identifié par la limite de fatigue. Le seuil de PSB est inférieur à la limite de fatigue.

La figure 3.9 compare le nombre de cycle d'apparition des PSB et le nombre de cycles à rupture des échantillons. Plus l'amplitude de contrainte est élevée, plus les PSB ont tendance à apparaître prématurément. Dans toutes les situations, le marquage initial PSB peut être trouvé avant 1×10^7 cycles.

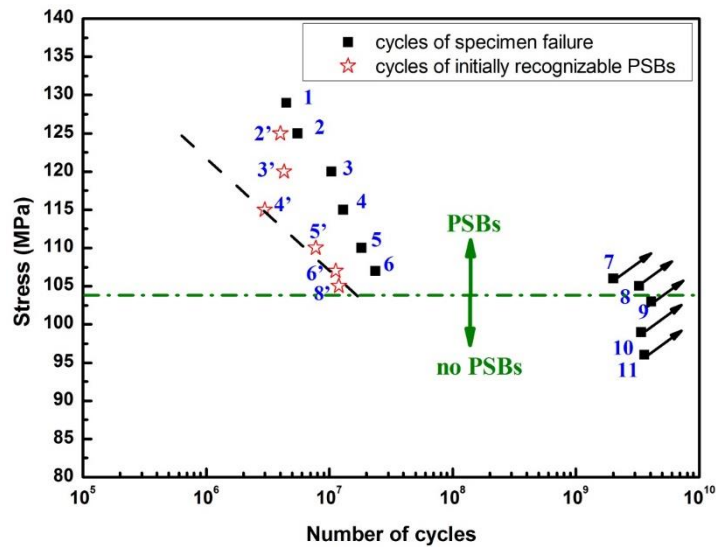


Figure 3.9 Le nombre de cycle d'apparition reconnaissable des PSB et le nombre de cycles à rupture pour fer armco.

➤ À très faible amplitude de contrainte

Avec une amplitude de contrainte plus faible, aucune PSB n'apparaîtra à la surface. Et aucun micro-void n'est observé sur la section transversale. Cependant, une rugosité de surface émerge à la surface du-fer.

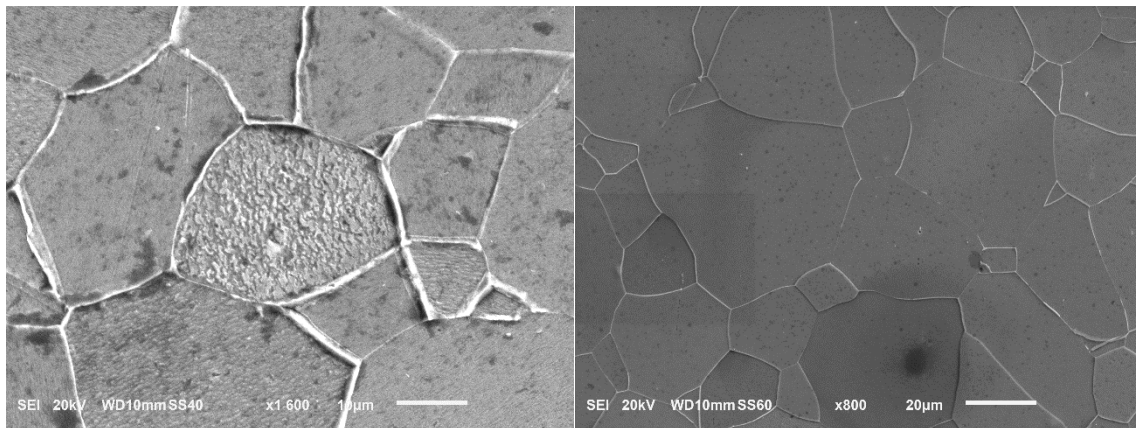


Figure 3.10 Photo au MEB du fer armco (à gauche) à 103 MPa après 4×10^9 cycles, (à droite) jamais soumis à aucun cycle.

Acier au carbone C12

➤ À forte amplitude de contrainte

La figure 3.11 présente l'évolution de la température des aciers C12 à 216 MPa et ce spécimen ne se fracture pas, même jusqu'à 3×10^9 cycles. Les deux autres photos sont prises

dans la région de la contrainte maximale sur la surface du C12 après 3×10^9 cycles prises au MEB et au microscope optique. La figure 3.12 montre les micro-vides trouvés sur la coupe transversale du C12 après 2×10^9 cycles à 190 MPa.

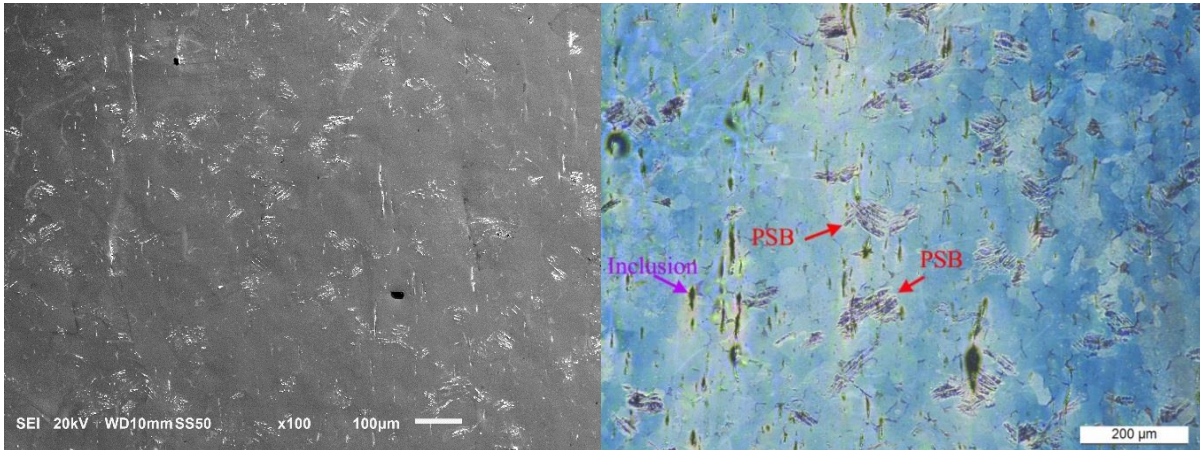
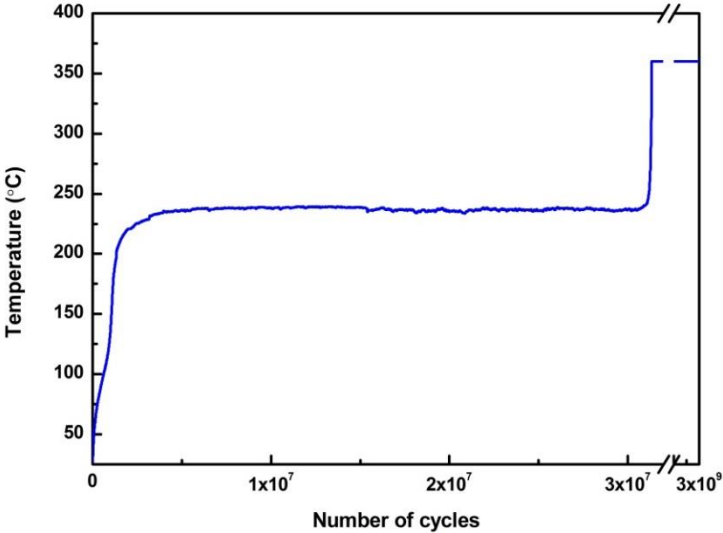


Figure 3.11 (haute) Evolution de la température de l'acier C12 à 216 MPa. (bas) Surface de l'échantillon après 3×10^9 cycles pr évés par MEB et par microscope optique.

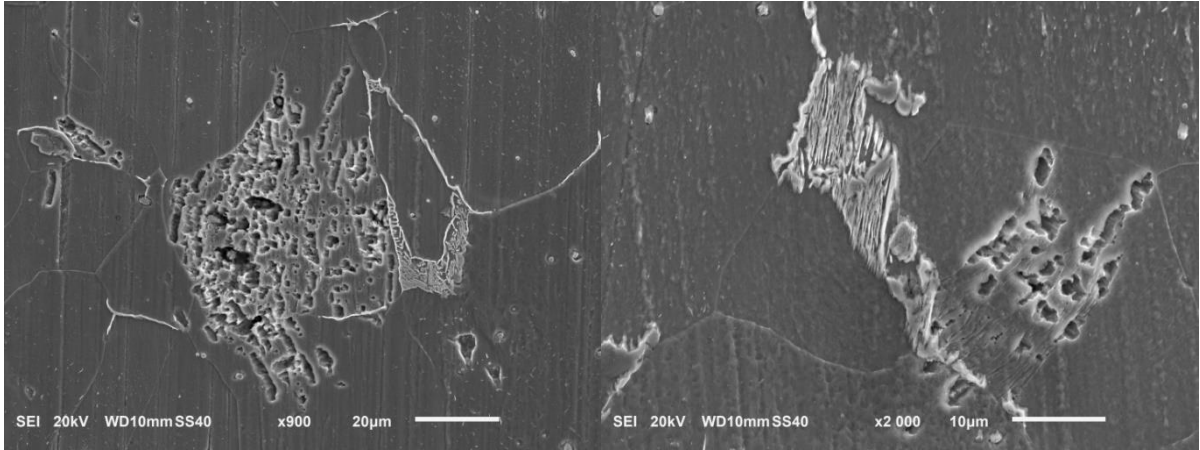


Figure 3.12 Photos au MEB d'acier C12 à 190 MPa après 2×10^9 cycles.

➤ À faible amplitude de contrainte

Dans la fractographie de C12 à 175 MPa et 130 MPa, nous n'observons pas PSB ni de micro-vides analogues.

Synthèse

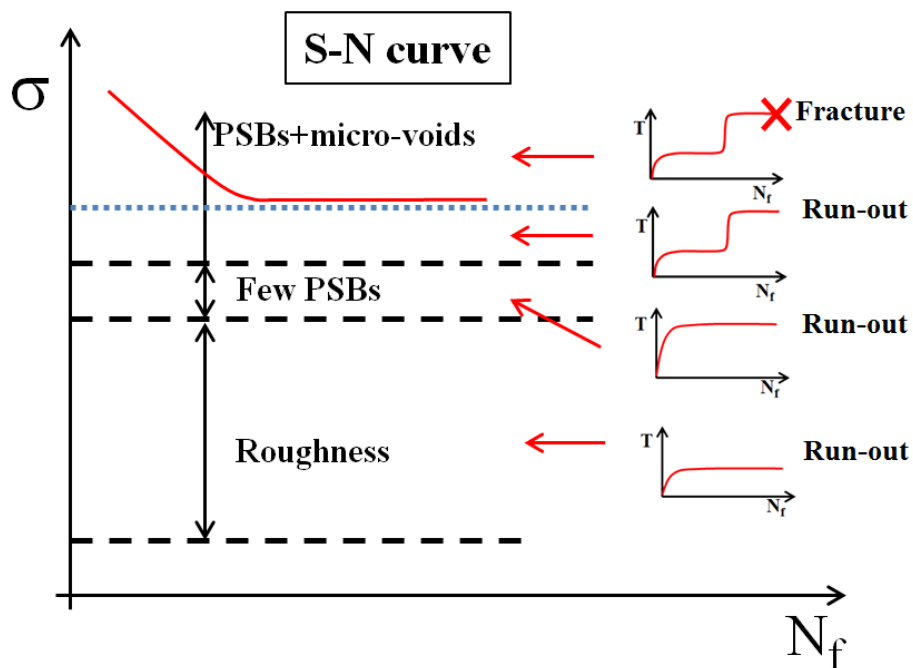


Figure 3.13 Résumé de l'évolution de la température et des changements microstructuraux.

La figure 3.13 résume la relation entre la réponse thermique et les microstructures correspondantes pour les aciers ferrite/perlite BCC testés à une haute fréquence jusqu'à 10^9 cycles sans refroidissement. Les points suivants peuvent être résumés:

Point 1: augmentation soudaine et anormale de la température lorsque la température de l'éprouvette approche ~ 100 °C pour le de fer (avec 0,008% de carbone) et l'acier C12 et 75 °C pour le C65.

Point 2: un seuil de PSB d'environ 103~105 MPa pour le-fer polycristallin étudié correspondant à une contrainte de cisaillement résolue d'environ 63 MPa.

Point 3: pour une amplitude de contrainte inférieure à 103 MPa (fer armco), on n'observe pas de PSB mais une rugosité à la surface dans certains grains.

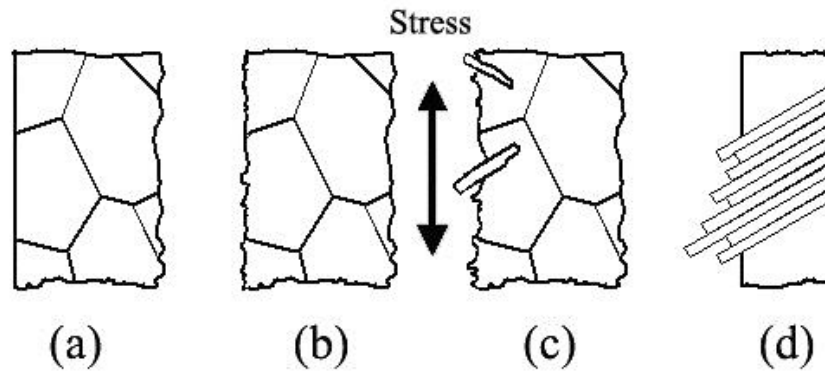


Figure 3.14 Illustration schématique des différents stades de développement des dommages dus à la fatigue, résultant de la rugosité de la surface provoquée par un glissement irréversible accumulé (Mughrabi, 2006; Weidner et al., 2010)

Comme l'illustre la figure 3.14, la formation de PSB nécessite de connaître trois étapes: la rugosité de surface, le premier aspect de glissement et les marques de persistance.

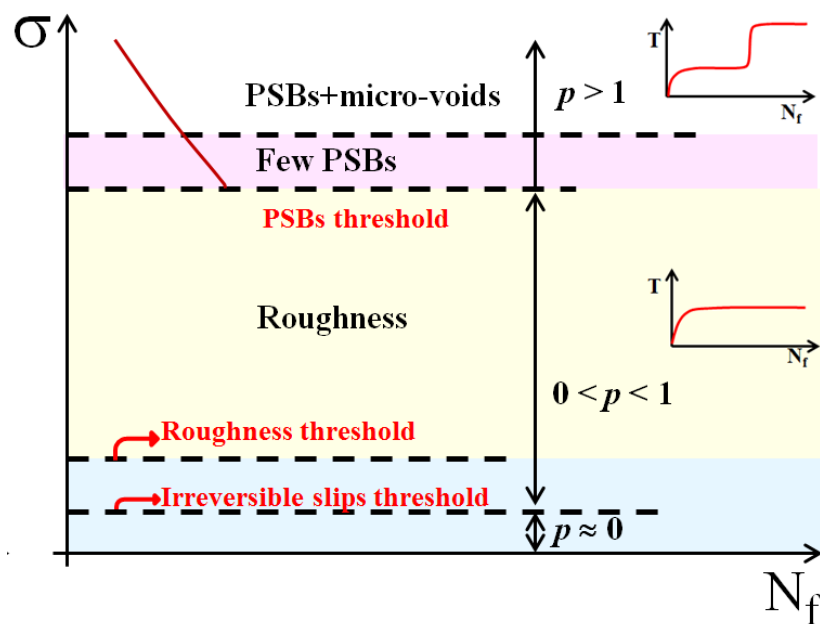


Figure 3.15 Illustration schématique de la relation entre comportement thermique et microstructure.

Afin de mieux comprendre la relation entre le comportement thermique et les microstructures à différentes amplitudes de contrainte, une image schématique est résumée avec le facteur d'irréversibilité p à la figure 3.15. En dessous de l'amplitude de déformation correspondante au seuil de la rugosité en surface, des glissements irréversibles apparaissent: des dislocations vis primaires glissantes, des boucles de débris et quelques dislocations secondaires ont été montées par microscopie à transmission (Shih et al., 2009). Par conséquent, on considère que le seuil de glissement irréversible reste inférieur au seuil de rugosité. Avec l'augmentation de

l'amplitude de déformation, le nombre de grains formant ce type de structure irréversible devient de plus en plus important, l'irréversibilité correspondante augmente entre 0 et 1. Jusqu'à ce que des contraintes locales sur certains grains dépassent le seuil de PSB, alors des PSB commencent à se former en surface. Ce phénomène similaire est analogue à celui de la figure 3.8: peu de PSB se produisent sans une augmentation soudaine de la température. Une fois que l'augmentation soudaine de la température se produit, la saturation des PSB à la surface et des micro-vides dans la matrice se forment en conséquence.

3.3 Conclusions

Les trois aciers avec différentes fractions de perlite sont étudiés pour comparer leur réponse thermique et leur comportement à la fatigue lors d'essais d'auto-échauffement et d'essais de fatigue à la fréquence de 20 kHz.

1. Lorsque l'amplitude de contrainte appliquée est suffisamment élevée, la température des échantillons peut atteindre des centaines de degrés, ce qui correspond au passage du régime thermique ($<T_0$) au régime athermique ($>T_0$).

- En régime athermique, la multiplication des PSB et les micro-vides seront produits à la surface des échantillons et dans la matrice.

- En régime thermique, la tendance des courbes $\Delta T - \sigma_a$ n'est pas linéaire pour ces trois matériaux. À très faible amplitude de contrainte, la formation de PSB ne produit pas et les surfaces de certains grains deviendront rugueuses.

2. Les cycles d'apparition des premières PSB reconnaissables consomment une fraction inférieure de la durée de vie en fatigue à une amplitude de charge plus élevée. Le seuil de PSB est inférieur à la limite conventionnelle de fatigue.

3. L'élévation de la température et l'énergie dissipée diminuent avec l'augmentation de la teneur en carbone.

4. Effet de la teneur en atomes interstitiels sur la réponse thermique des aciers au C-Mn lors d'essais d'auto-échauffement

Les matériaux étudiés dans cette section sont deux aciers au carbone-manganèse de type AFNOR NFA 36205 grades A42 et A48. Leurs compositions chimiques sont énumérées dans le tableau 4.1. Les structures microscopiques optiques de l'A42 et l'A48 normalisées sont données à la figure 4.1.

Tableau 4.1: Pourcentage en masse (en% en poids) d'éléments chimiques

	A42	A48
C	0.140	0.198
S	0.0057	0.012
P	0.016	0.0104
Si	0.225	0.207
Mn	0.989	0.769
Ni	0.024	0.135
Cr	0.021	0.095
Mo	0.002	0.025
Al	0.045	0.004
N	0.0082	0.0083
O	0.0006	0.0049

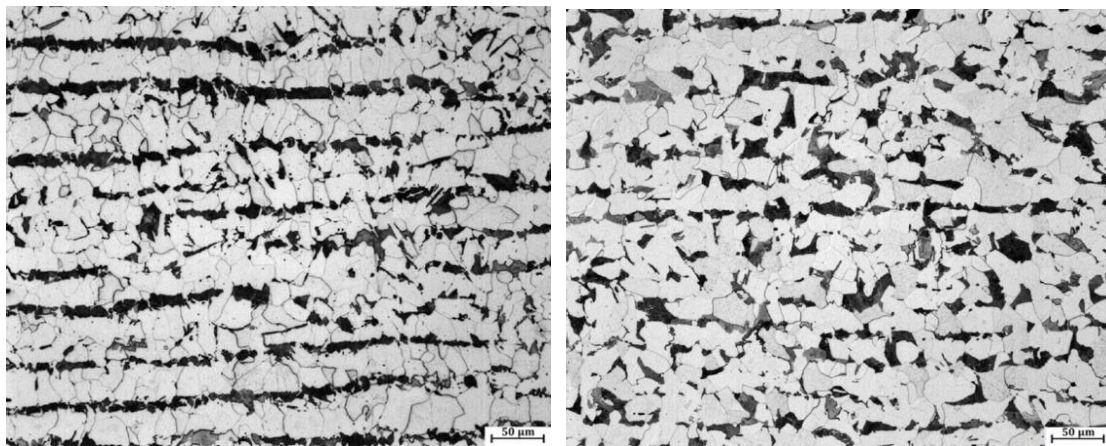


Figure 4.1 Microstructure de (gauche) A42, (droite) A48. (Huang et al., 2015)

D'après l'analyse précédente (Huang et al., 2015; Moreno, 1998; Wagner et al., 2006), nous savons que l'A48 est un acier très sensible au Dynamic Strain Aging (DSA), contenant plus d'atomes d'azote interstitiels libres que l'A42. D'après les résultats de la courbe du coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation, la température d'activation du DSA dans A48 est d'environ 110 °C à 220 °C.

4.1 Réponse thermique de A42 et A48

Comme dans la section précédente, l'évolution de la température peut être classée en différentes étapes: Pour A48, Stade I: $\sigma_a < 185$ MPa; Stade II: $\sigma_a \geq 185$ MPa. Ici, Stade I est composé de deux parties: Stade I_A: $\sigma_a < 151$ MPa, Stade I_B: 151 MPa $< \sigma_a < 185$ MPa. Dans cette partie, une fois que la température de l'échantillon a atteint environ 110 °C, elle continue de monter à une température plus élevée, puis se stabilise. D'après la figure 4.2b, l'augmentation de la température secondaire correspond à la plage de température d'activation du DSA.

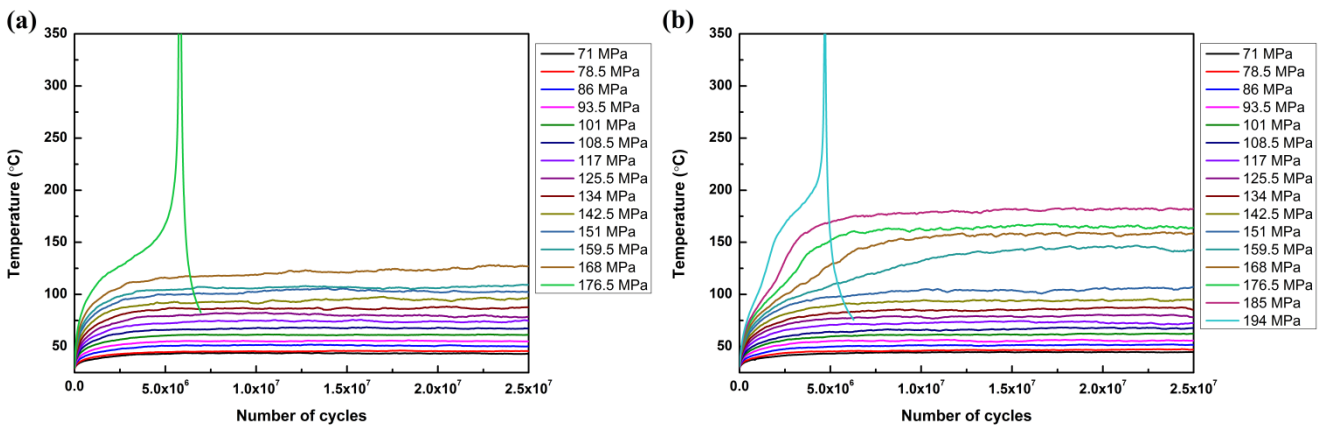
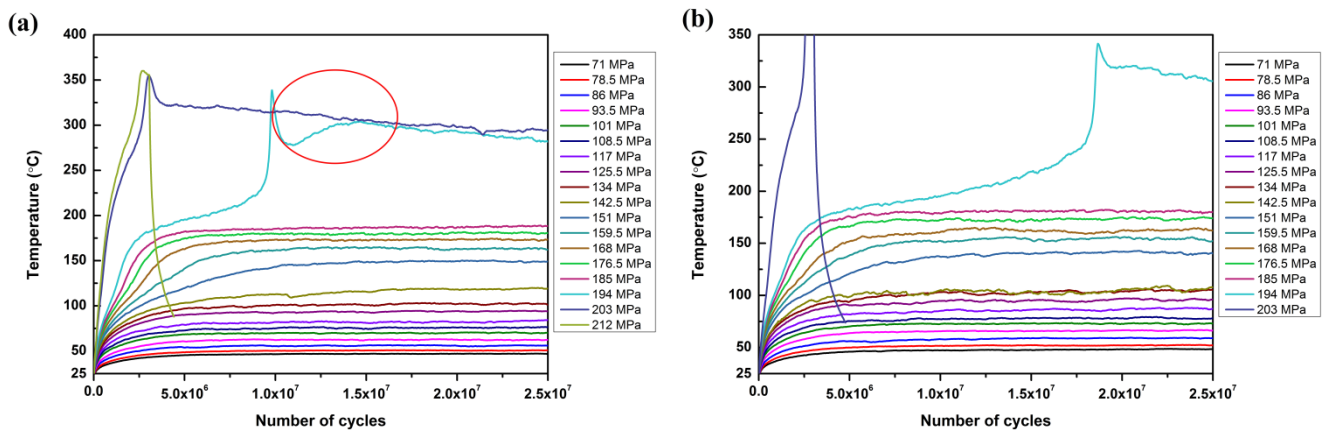


Figure 4.2 Évolution de la température dans les essais d'auto-échauffement pour (a) A42, (b) A48.

4.2 Réponse thermique des A48 traités thermiquement



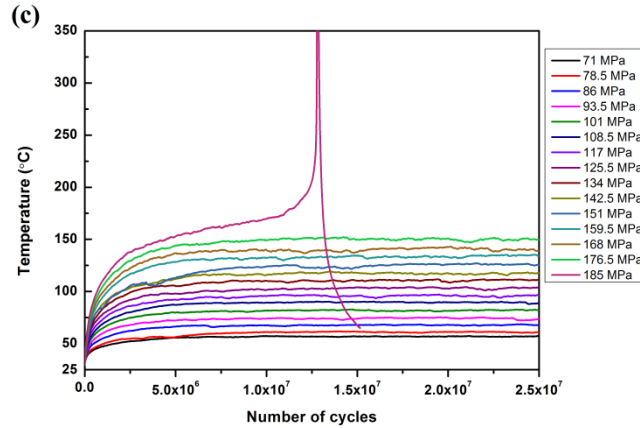


Figure 4.3 Évolution de la température en fonction du nombre de cycles soumis à différentes amplitudes de contrainte après un revenu à 600 °C pour (a) A48+1,5h, (b) A48+6,5h, (c) A48+26,5h.

D'après les résultats précédents sur les courbes de frottement interne, nous savons que le revenu à 600 °C peut diminuer la teneur en atomes interstitiels libres en raison de la précipitation de nitrures. De plus, le contenu d'atomes interstitiels libres restant diminuera avec l'extension des durées de revenu. Selon les durées de revenu correspondantes, les spécimens A48 ayant subi un retraitement thermique après un revenu à 600 °C sont étiquetés avec «A48 + 1,5h», «A48 + 6,5h», «A48 + 26,5h», respectivement.

Dans la figure 4.3, les profils de température peuvent également être divisés en deux étapes:

Pour A48+1.5h, Stage I: $\sigma_a < 194$ MPa; Stage II: $\sigma_a \geq 194$ MPa.

Pour A48+6.5h, Stage I: $\sigma_a < 194$ MPa; Stage II: $\sigma_a \geq 194$ MPa.

4.3 Discussion

Dans la section précédente, nous avons expliqué que l'augmentation soudaine de la température est liée à la multiplication des dislocations vis. De la même manière le stades II des figures 4.2 et 4.3 est dû à la même cause.

Par contre, au stade I pour A48+1,5h, l'augmentation de la température secondaire (à partir de 110 °C) peut être associée à l'interaction de dislocations coins et d'atomes interstitiels libres. L'augmentation soudaine de température (194 MPa, 1×10^7 cycles) peut être considérée comme le signal de dislocations vis ayant été massivement multiplié.

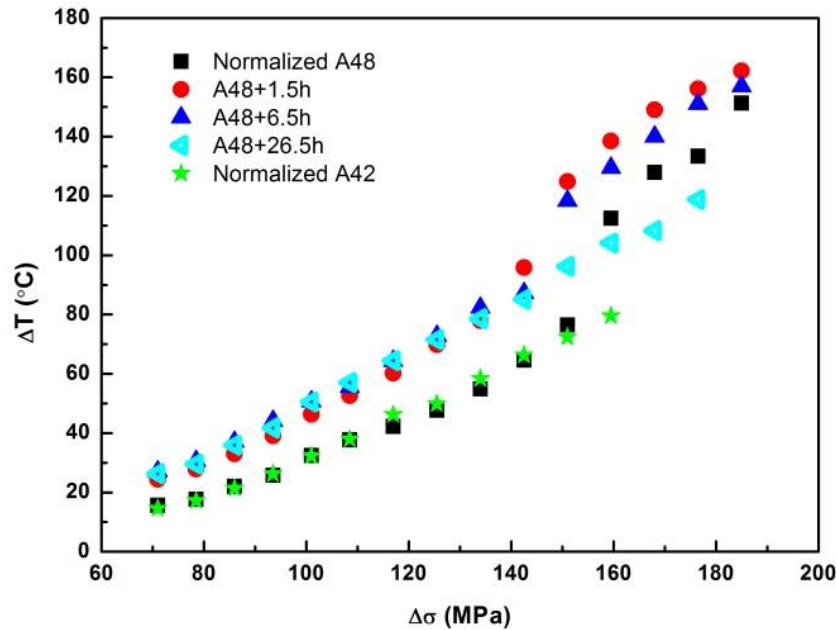


Figure 4.4 Incrément de température maximum au stade de stabilisation en fonction de l'amplitude de contrainte appliquée.

La figure 4.4 résume l'évolution de la température maximale de stabilisation (période II, expliquée à la figure 3.2) au stade I en fonction de l'amplitude de contrainte appliquée pour l'A42, l'A48 et les trois durées de revenus pour l'A48. Cette figure propose plusieurs phénomènes intéressants:

- ① Tous les aciers revenus à 600 °C A48 dissipent plus de chaleur que les aciers A42 et A48 pour toutes les amplitudes de contrainte, au moins 10 °C. L'A42 et l'A48 présentent fondamentalement la même élévation de température en phase initiale.
- ② Les aciers A48, A48+1,5h et A48+6,5h ont un saut de température élevé à 140 ~ 160 MPa, mais les aciers A48+26,5h et A42 n'ont pas ce phénomène.
- ③ Les aciers A48+1,5h et A48+6,5h ont une apparition plus précoce du saut de température que A48.

Le phénomène ① est provoqué par le traitement thermique. Le revenu à 600 °C est suffisant pour éliminer la distorsion du réseau, pour obtenir la disposition bien ordonnée des atomes dans les grains de ferrite, ce qui réduit les obstacles au mouvement des dislocations et augmente le libre parcours moyen des dislocations. Les phénomènes ② et ③ de la figure 4.4 doivent être liés à la teneur en atomes interstitiels libres en solution solide. Avec la précipitation des nitrures lors du revenu, il est possible que moins d'atomes d'azote interstitiels interagissent avec les dislocations. Le phénomène expérimental ③ est conforme à la

conclusion de Kim et al. (2003), la survenue antérieure de DSA est liée à la réduction d'atomes d'azote.

Dans la phase II, le profil «diminution-augmentation-diminution» de la température (indiqué par un cercle rouge) signifie que l'échantillon subit un processus de «durcissement-adoucissement-durcissement» lié aux dislocations vis. La première «diminution» devrait être causée par l'effet de durcissement selon lequel les dislocations vis multipliées sont épinglées rapidement par des atomes et le mouvement des dislocations est entravé. L'augmentation subséquente peut être liée au ralentissement résultant de la réorganisation des structures de dislocation (Huang et al., 2014; Mayama et al., 2007). Enfin, la «diminution» lente et continue est causée par le durcissement du vieillissement dynamique. Après avoir connu une série de durcissements cycliques, le mouvement des dislocations nécessite une amplitude de contrainte supérieure pour surmonter les obstacles, mais l'amplitude de contrainte appliquée ne peut pas permettre aux dislocations de surmonter de nouveaux obstacles.

En comparant les aciers A48+1,5h et A48+6,5h, l'acier A48+6,5h a un pic plus lent et tardif à 194 MPa et le processus de «diminution-augmentation-diminution» s'affaiblit. Il est susceptible d'être attribué au contenu d'atomes interstitiels. Le vieillissement dynamique des contraintes est l'interaction des dislocations et des atomes de solutés; il est donc bon que le vieillissement dynamique des contraintes s'affaiblisse avec la diminution de la teneur en azote. Puisque l'A48+26,5h n'a pas de pics dans les courbes de frottement interne (Moreno, 1998), il est possible que les atomes d'impureté dans A48+26,5h soient insuffisants pour activer le vieillissement dynamique en contrainte. Ainsi, A48+26,5h se comporte de manière plus similaire avec A42.

4.4 Conclusions

Cette section compare le comportement thermique des aciers au C-Mn (A42, A48, A48+1,5h, A48+6,5h et A48+26,5h) lors d'essais d'auto-échauffement. A42 et A48 sont des aciers à deux phases ferrite-perlite avec une teneur différente en atomes d'azote interstitiels. A48 a le potentiel de vieillissement dynamique entre 110 et 220 °C, en raison d'une teneur plus élevée en atomes d'azote interstitiels. Une série de durées de revenu (1,5h, 6,5h, 26,5h) est appliquée pour réduire progressivement la teneur en atomes d'azote interstitiels dans le réseau, du fait de

la précipitation d'atomes d'azote sous forme de nitrures lors d'un revenu à haute température (600 °C).

1. Au stade I, avant d'atteindre une température stabilisée, les tests d'auto-échauffement des A42 et A48 + 26,5h ne présentent qu'une seule augmentation de la température, tandis que les aciers A48, A48+1,5h, A48+6,5h présentent en incrément de température secondaire qui apparaît au-dessus de 110 °C, correspondant à la température d'activation du vieillissement dynamique. L'augmentation de la température secondaire peut être provoquée par l'interaction des atomes interstitiels et les dislocations coins.

2. Au stade II, après une augmentation soudaine de la température de l'échantillon à des centaines de degrés, A48, A48+1,5h et A48+6,5h indiquent le processus de «diminution-adoucissement-diminution» de la température, correspondant au processus de «durcissement-adoucissement-durcissement» causé par interaction des atomes d'azote interstitiels et des dislocations vis.

3. La réduction des atomes d'azote interstitiels libres affaiblit l'apparition de DSA. Très peu d'atomes interstitiels conduisent à la disparition complète de l'augmentation de la température secondaire et de l'effet DSA.

References

Bathias, C., and Paris, P.C. (2005). *Gigacycle fatigue in mechanical practice* (New York: CRC press).

Huang, Z.Y., Wagner, D., Yuan Wang, Q., and Bathias, C. (2013). Effect of carburizing treatment on the “fish eye” crack growth for a low alloyed chromium steel in very high cycle fatigue. *Materials Science and Engineering: A* 559, 790–797.

Huang, Z.Y., Chaboche, J.L., Wang, Q.Y., Wagner, D., and Bathias, C. (2014). Effect of dynamic strain aging on isotropic hardening in low cycle fatigue for carbon manganese steel. *Materials Science and Engineering: A* 589, 34–40.

Huang, Z.Y., Wagner, D., and Bathias, C. (2015). Some metallurgical aspects of Dynamic Strain Aging effect on the Low Cycle Fatigue behavior of C-Mn steels. *International Journal of Fatigue* 80, 113–120.

Huang, Z.Y., Ranc, N., and Wagner, D. (2016). Dislocations gliding study by IR thermography in C-Mn steels with different solute atoms content in the gigacycle fatigue domain.

Kim, D.W., Kim, W.G., and Ryu, W.S. (2003). Role of dynamic strain aging on low cycle fatigue and crack propagation of type 316L(N) stainless steel. *International Journal of Fatigue*

25, 1203–1207.

Mayama, T., Sasaki, K., and Ishikawa, H. (2007). A constitutive model of cyclic viscoplasticity considering changes in subsequent viscoplastic deformation due to the evolution of dislocation structures. *International Journal of Plasticity* 23, 915–930.

Moreno, J.C. (1998). Vieillessement dynamique dans les joints soudés d'acier au carbone manganèse : relation entre les paramètres métallurgiques et le comportement mécanique. PhD dissertation. Châtenay-Malabry, Ecole Centrale de Paris.

Mughrabi, H. (2006). Specific features and mechanisms of fatigue in the ultrahigh-cycle regime. *International Journal of Fatigue* 28, 1501–1508.

Mughrabi, H. (2009). Cyclic slip irreversibilities and the evolution of fatigue damage. *Metallurgical and Materials Transactions B* 40, 431–453.

Ouarabi, M. (2018). Influence de la fréquence de chargement sur la résistance à l'amorçage et la croissance de fissure de fatigue dans des aciers utilisés pour des applications mécaniques exigeantes. PhD dissertation. Université Paris Nanterre.

Ranc, N., Favier, V., Munier, B., Vales, F., Thoquenne, G., and Lefebvre, F. (2015). Thermal Response of C45 Steel in High and Very High Cycle Fatigue. *Procedia Engineering* 133, 265–271.

Shih, C.C., Ho, N.J., and Huang, H.L. (2009). The relationship between cyclic stress-strain curve and dislocation structures in cyclically deformed IF steel. *Materials Science and Engineering: A* 517, 235–238.

Torabian, N., Favier, V., Ziaei-Rad, S., Dirrenberger, J., Adamski, F., and Ranc, N. (2016). Thermal response of DP600 dual-phase steel under ultrasonic fatigue loading. *Materials Science and Engineering: A* 677, 97–105.

Wagner, D., Roubier, N., and Prioul, C. (2006). Measurement of sensitivity to dynamic strain aging in C-Mn steels by internal friction experiments. *Materials Science and Technology* 22, 301–307.

Weidner, A., Amberger, D., Pyczak, F., Schönbauer, B., Stanzl-Tschegg, S., and Mughrabi, H. (2010). Fatigue damage in copper polycrystals subjected to ultrahigh-cycle fatigue below the PSB threshold. *International Journal of Fatigue* 32, 872–878.

Wöhler, A. (1870). Über die Festigkeitsversuche mit Eisen und Stahl. *Zeitschrift für Bauwesen* 20, 73–106.