
Observation d'éprouvettes de fatigue thermique

L'essai de fatigue thermique développé par Ugine & ALZ est conçu pour représenter les sollicitations thermomécaniques subies, en zones critiques, par les collecteurs d'échappement testés sur banc moteur. L'amplitude de déformation plastique de l'éprouvette est directement liée à l'intervalle de température ΔT du cycle thermique, le bridage de l'éprouvette contrariant les dilatation et retrait thermiques lors des transitoires successifs de chauffage et de refroidissement. Plus l'intervalle de température est grand, plus l'expansion thermique est importante et, ainsi, plus la sollicitation thermomécanique est sévère.

Cet essai permet de classer les différentes nuances d'aciers en fonction de leur nombre de cycles thermiques à rupture pour un intervalle de température donné. Cependant, il apparaît des modes de ruine différents suivant la nature du matériau testé. L'endommagement des nuances ferritiques se situe en intrados de l'éprouvette, en bas du « V » de l'éprouvette, alors que les nuances austénitiques s'endommagent principalement en extrados, soit au sommet du « V » de l'éprouvette.

L'endommagement des matériaux étudiés, l'acier inoxydable ferritique F17TNb et l'acier austénitique R20-12, est représentatif des endommagements typiques obtenus pour les nuances α et γ . Les ruptures en fatigue thermique de ces deux matériaux sont tout d'abord caractérisées pour différentes conditions expérimentales. Ensuite, la réalisation d'essais interrompus de fatigue thermique dans l'intervalle 250-950°C permet d'observer l'évolution de l'endommagement de chaque nuance. Il est alors possible d'identifier les mécanismes d'endommagement se produisant en fatigue thermique et de préciser les paramètres prépondérants.

1. Essais de fatigue thermique conduits jusqu'à rupture

Des essais de fatigue thermique sont effectués sur des éprouvettes de métal F17TNb et R20-12 suivant différents cycles thermiques. Le principe de cet essai est présenté en *Partie 1* du présent document. Tous les essais sont conduits avec la même géométrie du montage expérimental, 82mm de distance entre les mors de bridage, épaisseur de l'éprouvette de 2mm et mise en forme à froid identique (fig 4.1).

Les essais débutent par le chauffage de l'éprouvette depuis la température ambiante jusqu'à une température maximale de 900 ou 950°C et se poursuivent par une succession de cycles de refroidissement libre à l'air jusqu'à la température basse du cycle, ici 250°C, et de chauffage jusqu'à la température haute (fig 4.2). Pour certains essais, un maintien de 60 ou 180 secondes à la température maximale du cycle thermique est appliqué.

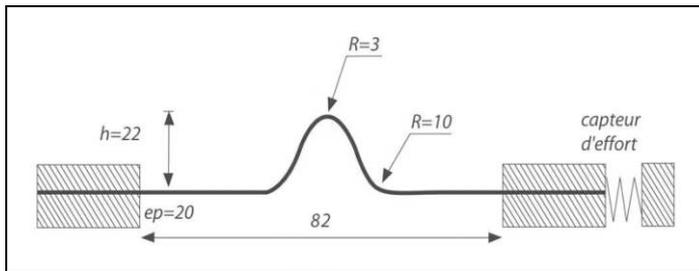


figure 4.1 : Géométrie du montage expérimental de fatigue thermique

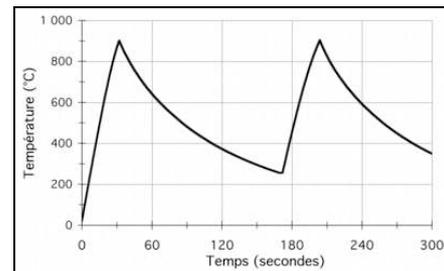


figure 4.2 : Température au sommet de l'éprouvette testée suivant 250-950°C

1.1. Durées de vie

La durée de vie en fatigue thermique est déterminée lorsque l'effort maximal mesuré par le capteur a chuté de 50% de sa valeur la plus haute. L'effort maximal est atteint à la température basse du cycle thermique (250°C). Les durées de vie ainsi déterminées pour différents cycles thermiques sont présentées au tableau 4.1 et sous forme d'un histogramme à la figure 4.3.

cycle thermique maintien à T_{max}	250-900°C			250-950°C	
	0s	60s	180s	0s	180s
F17TNb	5294	3429	2896	3299	2686
R20-12	4975	2801	2171	3006	1385

tableau 4.1 : Durées de vie en fatigue thermique des matériaux F17TNb et R20-12

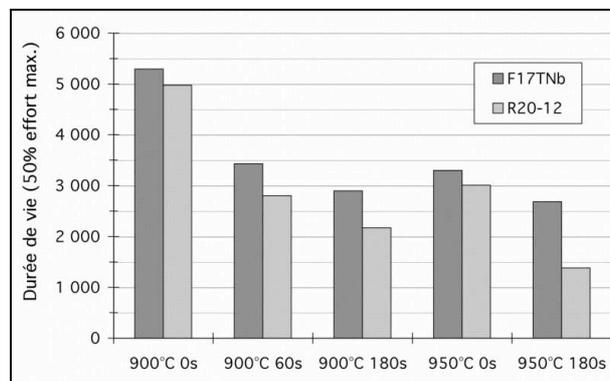


figure 4.3 : Durées de vie en fatigue thermique des matériaux F17TNb et R20-12

Bien que l'acier inoxydable R20-12 possède des propriétés mécaniques plus élevées que celles du matériau F17TNb, les durées de vie mesurées en fatigue thermique sont légèrement plus élevées pour l'acier ferritique, quel que soit l'intervalle de température d'essai.

Entre les deux nuances, les différences de nombres de cycles à rupture sont faibles lorsque aucun temps de maintien n'est appliqué. Cependant, les différences de durées de vie sont d'autant plus importantes que les temps de maintien à la température maximale du cycle thermique sont longs. L'influence du temps de maintien sur la ruine des nuances F17TNb et R20-12 est particulièrement sensible à 950°C.

1.2. Faciès de rupture

1.2.1. Protocole expérimental

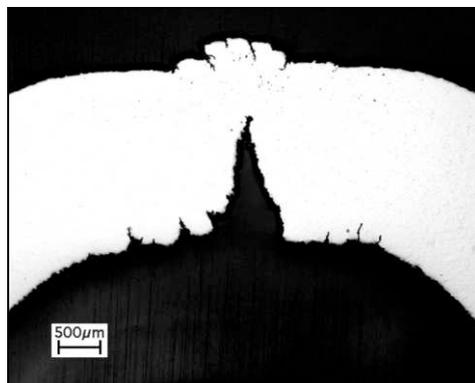
L'endommagement des deux matériaux se situe au niveau du « V » de l'éprouvette. Il s'agit de la zone de l'éprouvette la plus chaude et, ainsi, de la plus sollicitée mécaniquement. Pour chaque condition d'essai (cf tab 4.1), les faciès de rupture en fatigue thermique sont observés.

Les surfaces sont tout d'abord observées macroscopiquement puis au microscope électronique à balayage en mode électrons secondaires. Les éprouvettes sont ensuite tronçonnées en leur plan médian suivant leur longueur puis enrobées et polies mécaniquement. Pour la majorité des éprouvettes, un dépôt de nickel préalable permet de protéger les surfaces des échantillons lors de leur préparation. Les coupes obtenues sont observées aux microscopes optique et électronique à balayage. Des analyses à la microsonde et des attaques chimiques révélant les microstructures complètent ces observations.

1.2.2. Cas du matériau F17TNb

Pour tous les essais ($250 - T_{\max} \geq 900^\circ\text{C}$), les faciès de rupture du matériau F17TNb présentent les mêmes caractéristiques (fig 4.4).

L'endommagement le plus important de la nuance ferritique est situé en intrados, soit la zone inférieure du coude de l'éprouvette. Une fissure principale se propage jusqu'aux deux tiers de l'épaisseur environ. La pointe de fissure est plus émoussée pour les essais dont la température maximale du cycle thermique est de 950°C. De part et d'autre de la fissure principale, des fissures secondaires sont observées. Leur longueur est d'autant plus faible que ces fissures secondaires sont éloignées de la principale.



*figure 4.4 : Eprouvette F17TNb rompue en fatigue thermique
250-900°C-60s, Optique*

La zone extradoss de l'éprouvette, soit la zone supérieure du coude de l'éprouvette, n'est que faiblement endommagée en comparaison à l'intrados. Des refoulements de matière, vraisemblablement liés à une accumulation de déformation plastique, conduisent à la formation de bourrelets en surface et lui donnent un aspect en *peau d'éléphant* (fig 4.5). Le sens long de ces bourrelets est perpendiculaire à la direction de sollicitation thermomécanique de l'éprouvette. Entre ces bourrelets, de petites fissures se sont propagées dans le métal (fig 4.6) mais leur taille est négligeable face aux fissures de la région intrados.

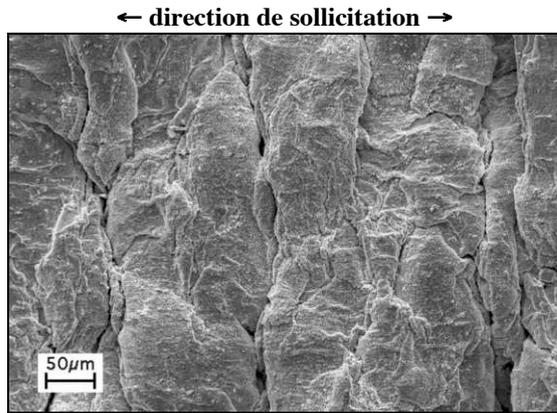


figure 4.5 : Observation de la surface extradoss de l'éprouvette F17TNb rompue en fatigue thermique, 250-950°C, MEB

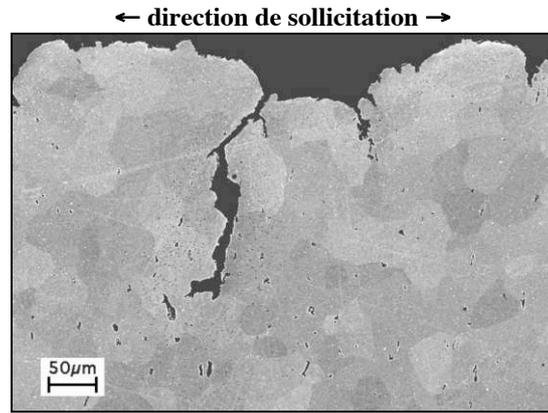


figure 4.6 : Coupe en extradoss de l'éprouvette F17TNb rompue en fatigue thermique, 250-950°C, MEB

Pour tous les essais de fatigue thermique effectués, la géométrie de l'éprouvette semble macroscopiquement stable (fig 4.7). Cependant, les éprouvettes correspondant au cycle thermique 250-950°C avec ou sans temps de maintien à la température maximale présentent un petit affaissement de leur sommet, le « V » de l'éprouvette étant légèrement aplati.

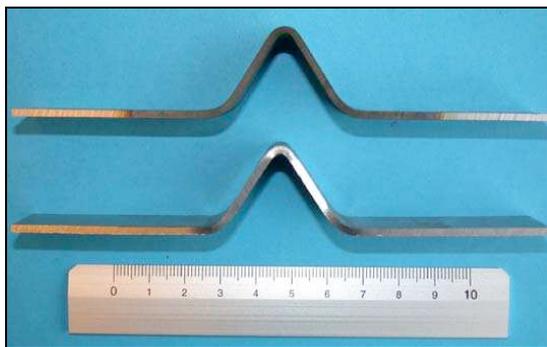


figure 4.7 : Photographie de l'éprouvette F17TNb avant et après essai de fatigue thermique 250-950°C

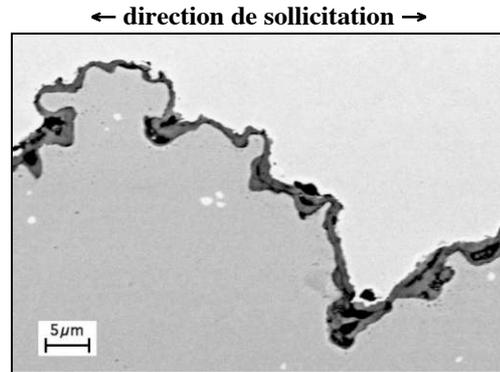


figure 4.8 : Observation de la couche d'oxyde en extradoss - F17TNb, 250-950°C-180s à rupture, MEB -

Des observations au microscope électronique à balayage complétées par des cartographies chimiques à la microsonde sont effectuées sur la coupe longitudinale des éprouvettes rompues aux régions intrados et extradoss. L'oxydation du matériau F17TNb est toujours faible, l'épaisseur de la couche d'oxyde étant de quelques micromètres (fig 4.8). La couche d'oxyde est continue et aucune évidence d'écaillage (zones mises à nues) ou d'*oxydation catastrophique* (présence d'oxyde de fer) n'est généralement observée.

1.2.3. Cas du matériau R20-12

Les faciès de rupture en fatigue thermique du matériau R20-12 présentent également des caractéristiques identiques pour tous les essais 250 - $T_{\max} \geq 900^{\circ}\text{C}$ (fig 4.9).

Contrairement au matériau ferritique, l'endommagement de cette nuance se situe principalement en extradados. Plusieurs fissures s'y sont propagées, certaines allant jusqu'aux trois quarts de l'épaisseur environ. De part et d'autre de celles-ci, des fissures secondaires sont également présentes ainsi qu'un endommagement interne ressemblant à des cavités de fluage (fig 4.10).

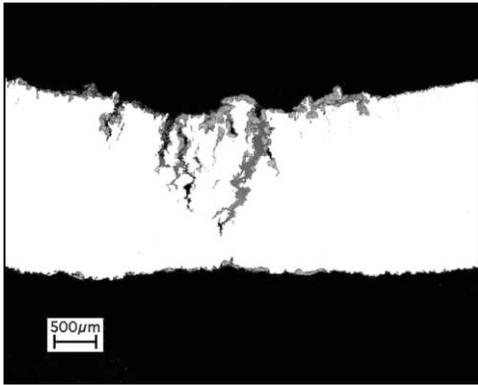


figure 4.9 : Eprouvette R20-12 rompue en fatigue thermique 250-950°C, Optique

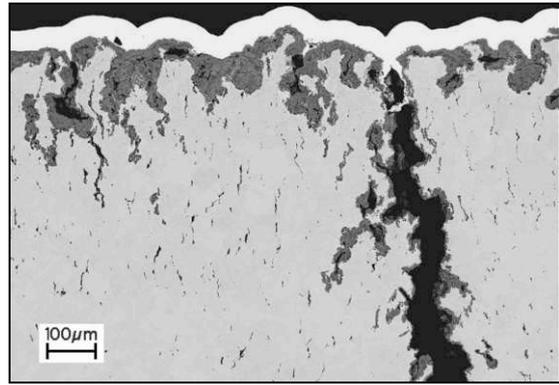


figure 4.10 : Eprouvette R20-12 rompue en fatigue thermique 250-950°C, MEB (nickelage en blanc)

Contrairement aux observations faites sur le matériau F17TNb, l'endommagement en zone en intrados de l'acier austénitique est très faible en comparaison de l'ampleur de l'endommagement en extradados. Cependant, malgré un endommagement très important, la surface extradados ne présente pas des fissures dont l'ouverture est visible macroscopiquement (fig 4.11).

Pour certains essais, une importante précipitation est observée mais uniquement dans les zones extradados proches de la surface (fig 4.12). Cette précipitation est d'autant plus importante et étendue dans le volume de l'éprouvette que la température est élevée ou la durée de l'essai est longue.

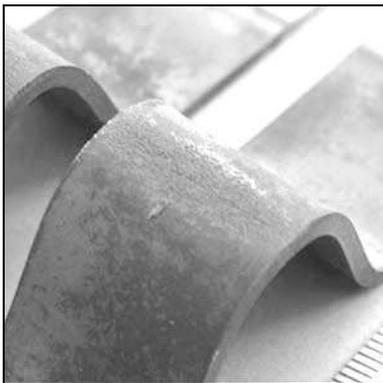


figure 4.11 : Endommagement en extradados après essai de fatigue thermique - R20-12, 250-950°C -

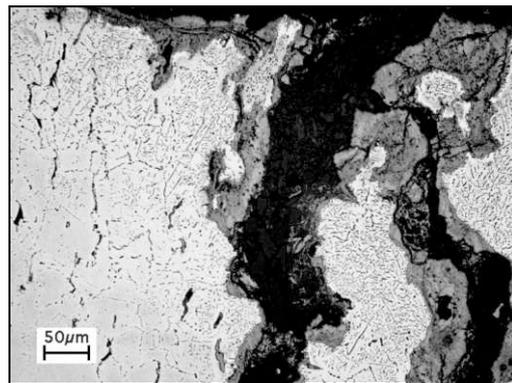


figure 4.12 : Précipitation dans l'éprouvette R20-12 rompue en fatigue thermique (250-900°C, 180s)

L'oxydation des éprouvettes austénitiques est particulièrement importante lors de l'essai de fatigue thermique et apparaît de manière hétérogène. Pour tous les essais, l'épaisseur des couches oxydées en extradados est plus importante qu'en intrados. L'observation en coupe des éprouvettes rompues montre, aux régions situées en extradados, un oxyde superficiel épais et peu adhérent, la

présence de nombreux golfes poreux (oxydation interne) particulièrement profonds et de quelques oxydes de fer signes de la perte de protection locale de la couche d'oxyde. Les fissures et la plupart des cavités sont également oxydées.

La géométrie des éprouvettes n'est pas stable, particulièrement pour 950°C de température maximale (fig 4.13). La conformation en « V » de l'éprouvette en début d'essai de fatigue thermique fait place à un effondrement du sommet de l'éprouvette (fig 4.14). Cet affaissement est d'autant plus prononcé que la température est importante ou le temps de maintien est élevé.

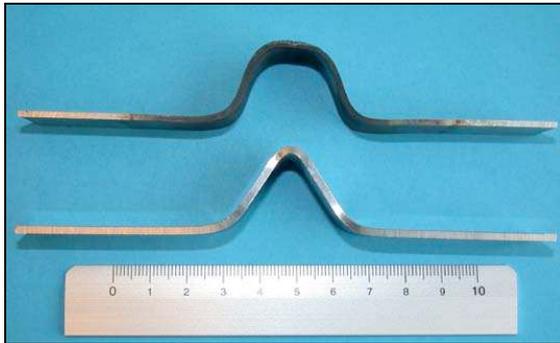


figure 4.13 : Eprouvettes R20-12 avant et après essai de fatigue thermique, 250-950°C

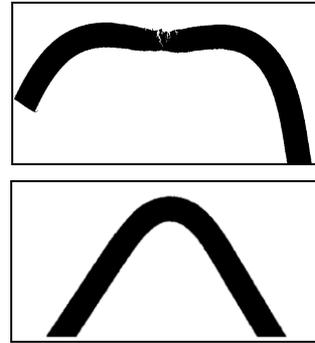


figure 4.14 : Profils des éprouvette R20-12 avant et après essai de fatigue thermique, 250-950°C-180s

1.3. Nature de la sollicitation thermomécanique

1.3.1 Enregistrements effort de bridage - température

Les enregistrements *effort de bridage - température* pour les matériaux F17TNb et R20-12 sollicités suivant le cycle thermique 250-950°C sans maintien sont présentés à la figure 4.15. La température est mesurée par un thermocouple placé au sommet du coude de l'éprouvette.

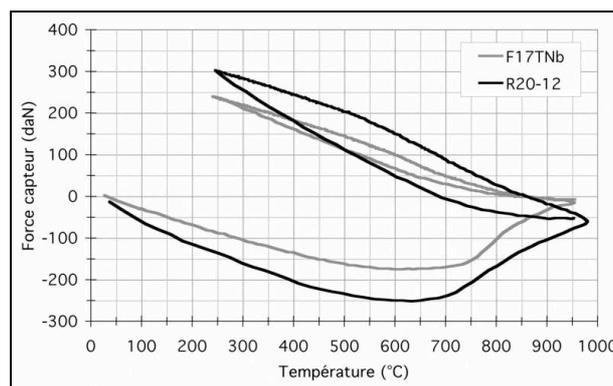


figure 4.15 : Enregistrements effort capteur - température au début de l'essai de fatigue thermique, matériaux F17TNb et R20-12

L'allure générale de cet enregistrement est similaire pour les deux nuances. Suite à la première chauffe de l'ambiante à la température maximale du cycle, l'éprouvette est totalement relaxée (F17TNb) ou seulement partiellement (R20-12). Au cours des cycles thermiques successifs, l'éprouvette évolue d'un état de tension maximal à 250°C à un état relaxé voire en légère compression à la température maximale. Les cycles de *chauffage-refroidissement* successifs présentent une hystérésis formée par la superposition rapide des courbes *effort-température* dès les premiers cycles.

Les niveaux de contrainte plus élevés du matériau austénitique R20-12 comparés à ceux du matériau ferritique F17TNb sont directement liés à la valeur des coefficients de dilatation thermique respectifs de ces matériaux (cf tab 3.10) et aux propriétés mécaniques généralement plus faibles de l'acier ferritique. Pour un même intervalle de température, la dilatation de l'acier R20-12 est presque de moitié plus élevée que celle du matériau F17TNb.

Le faible état de compression de la nuance austénitique à la température maximale comparé à l'état totalement relaxé de l'acier F17TNb pourrait être attribué à la limite d'élasticité plus élevée du matériau R20-12 à cette température.

1.3.2. Sollicitations thermomécaniques

Au cours de la première montée en température, de l'ambiante à 950°C, la dilatation de l'éprouvette est contrariée. L'éprouvette est dans un état de compression. Il s'agit d'une phase d'accommodation de l'éprouvette. Jusqu'à 650°C environ, l'effort de bridage est croissant avec l'augmentation de la température. Cet état se relaxe ensuite consécutivement aux déformations viscoplastiques se produisant à partir de cette température comme l'illustrent également les essais de traction (cf *Partie 3*).

Lors du refroidissement depuis la température maximale jusqu'à 250°C, l'éprouvette évolue d'un état totalement ou partiellement relaxé à un état de tension maximale à la température basse du cycle thermique. Après la phase de chauffe pour rejoindre la température haute, l'éprouvette est à nouveau dans son état relaxé. Les sollicitations thermomécaniques engendrées lors de l'essai de fatigue thermique sont schématisées à la figure 4.16.

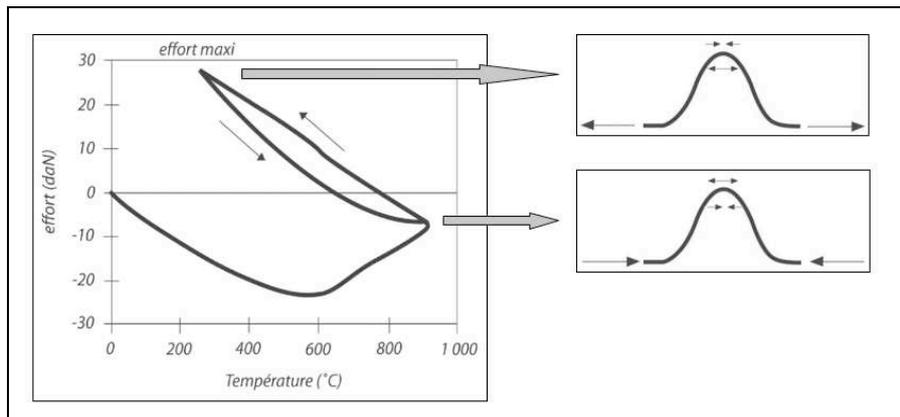


figure 4.16 : Représentation schématique de la sollicitation thermomécanique en intrados et en extrados de l'éprouvette de fatigue thermique

La zone intrados de l'éprouvette (zone inférieure du coude de l'éprouvette) est sollicitée suivant un régime dit *hors phase*, c'est-à-dire état de tension à la température basse et état de compression partiellement relaxé à la température haute. Inversement, la sollicitation thermomécanique en extrados est dite *en phase*, c'est-à-dire état de compression à la température basse et état de tension également partiellement relaxé à la température haute.

Compte tenu de la géométrie de l'éprouvette et des grandeurs mesurées par l'instrumentation, il n'est pas possible de remonter simplement aux valeurs des déformations et des contraintes au sein du matériau et plus particulièrement aux points intrados et extrados de l'éprouvette. Une simulation numérique est pour cela nécessaire (cf *Partie 5*).

2. Essais interrompus de fatigue thermique

Des essais de fatigue thermique interrompus sont réalisés afin d'observer l'évolution de l'endommagement des matériaux F17TNb et R20-12 lors de cet essai. Le cycle thermique choisi correspond à l'intervalle de température 250-950°C sans temps de maintien appliqué à la température maximale.

2.1. Protocole expérimental

Le protocole expérimental adopté consiste à conduire les essais jusqu'à des nombres de cycles déterminés correspondant, pour chaque nuance, à un découpage régulier du nombre de cycles thermiques à rupture (tab 4.2).

<i>cycles thermiques</i>	200	500	1000	1500	2000	2300	2500	3000	<i>durée de vie</i>
F17TNb	✓	✓	✓	✓	✓		✓	✓	≈ 3300
R20-12	✓		✓	✓		✓			≈ 3000

tableau 4.2 : Nombre de cycles thermique 250-950°C pour chaque essai interrompu

Suite aux observations des surfaces intrados et extrados au microscope électronique à balayage, la méthode de préparation des éprouvettes testées de manière interrompue est identique au protocole présenté au *paragraphe 1.2.1* de cette partie.

L'état métallurgique des éprouvettes est analysé. La microstructure des échantillons est révélée après attaque chimique et des cartographies de microdureté Vickers sont effectuées afin d'apprécier l'écroutissage de la structure.

D'autre part, l'évolution de la géométrie est caractérisée par les mesures de l'angle d'ouverture et du rayon de courbure de la fibre neutre ainsi que par l'épaisseur de l'éprouvette en son milieu. La propagation des fissures est également mesurée.

2.2. Endommagement en fatigue thermique du matériau F17TNb

2.2.1. Observation des surfaces et des coupes

Les surfaces et les coupes aux régions intrados et extrados des éprouvettes de fatigue thermique sont observées au microscope électronique à balayage (fig 4.17 et 4.18).

L'intrados des éprouvettes de métal F17TNb est la région la plus endommagée. Dès 200 cycles thermiques 250-950°C, de nombreuses amorces de fissures sont observées en surface sur toute la largeur de l'éprouvette mais celles-ci restent confinées au plan médian du rayon de courbure. A ce stade, les fissures ne pénètrent pas encore dans l'épaisseur de l'éprouvette.

Avec l'augmentation du nombre de cycles thermiques, le nombre de fissures se multiplie. La taille de ces fissures devient plus grande aussi bien en largeur qu'en ouverture. Certaines d'entre elles se ramifient pour former dans un stade ultérieur une voire deux fissures principales. Ces fissures principales se propagent ensuite dans le matériau jusqu'à la ruine de la structure.

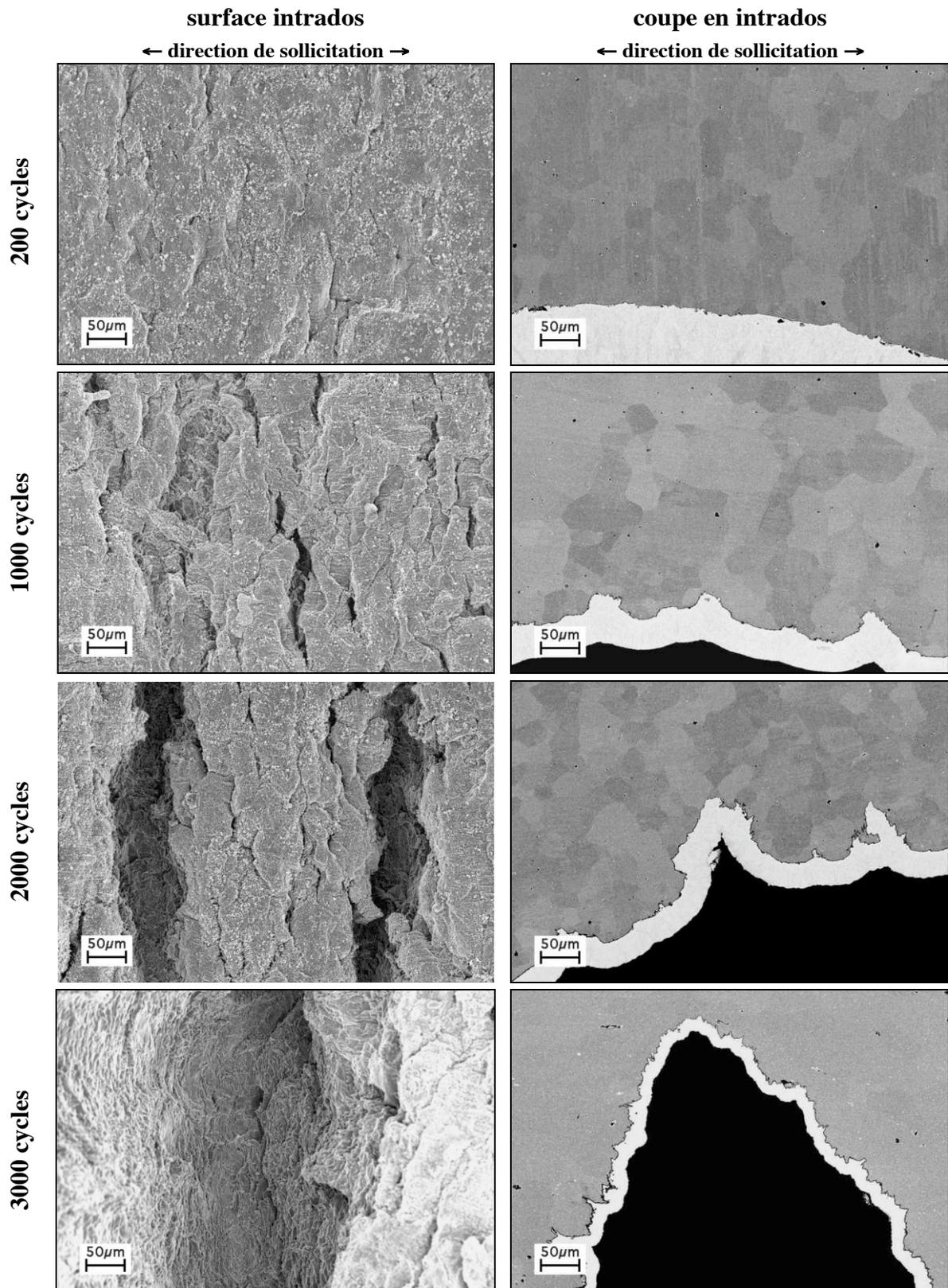


figure 4.17 : Observation de la région intrados de l'éprouvette de fatigue thermique F17TNb, MEB - 250-950°C sans maintien, surface et coupe (nickelage en blanc) -

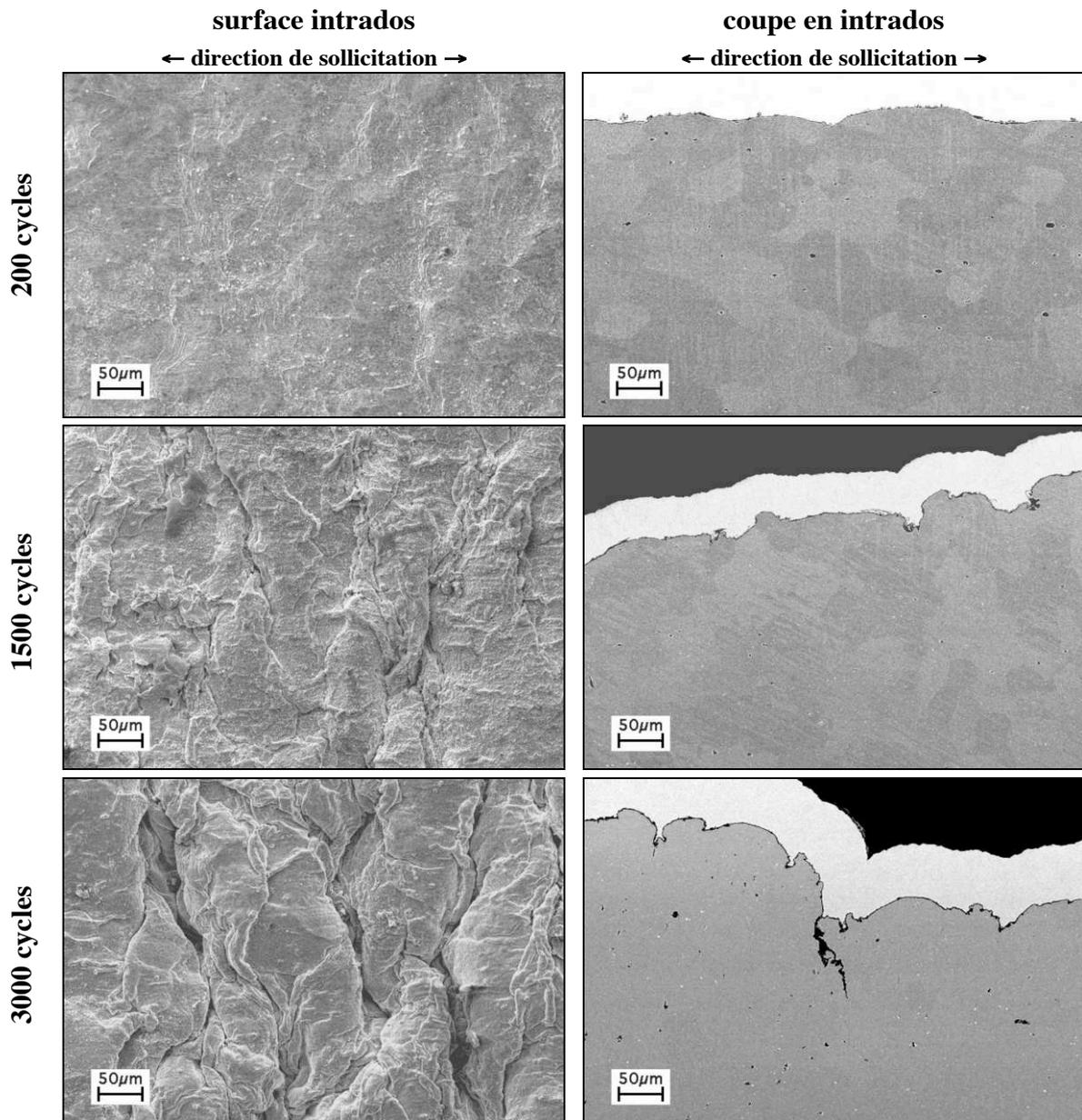


figure 4.18 : Observation de la région extrados de l'éprouvette de fatigue thermique F17TNb, MEB - 250-950°C sans maintien, surface et coupe (nickelage en blanc) -

En extrados, l'endommagement de l'acier F17TNb est moindre. Des refoulements de matière apparaissent progressivement à la surface des éprouvettes, perpendiculairement au sens de sollicitation. Ces refoulements de matière sont situés tout d'abord localement (jusqu'à 1500 cycles environ) puis se généralisent à toute la surface extrados jusqu'à la fin de l'essai.

A grand nombre de cycles, il peut être observé entre les bourrelets prédominants, de petits bourrelets secondaires plus fins. Quelques fissures peuvent localement se propager entre deux bourrelets mais leur longueur est négligeable devant la taille de la fissure principale observée en intrados.

2.2.2. Oxydation

La résistance aux oxydations continue et cyclique du matériau F17TNb est très élevée, bien supérieure à celle d'un acier inoxydable classique de type AISI 304 (cf *Partie 3*).

Les surfaces des éprouvettes de fatigue thermique présentent une couche oxydée toujours continue, son épaisseur étant en tout point toujours inférieure à $10\mu\text{m}$. Aucun écaillage ni de présence de nodules de fer, signes de pertes locales de protection du métal, n'est observé lors de ces essais. Très rarement, des oxydations légèrement plus prononcées peuvent être observées.

Les concentrations chimiques des éléments O, Cr, Fe, Mn, Si, Ti et Nb sont mesurées par succession de 50 pointés WDS de microsonde en cinq segments par coupe de chaque essai interrompu. Chaque segment a une longueur de $50\mu\text{m}$ et pénètre dans le métal depuis le nickelage. Ces cinq segments débutent respectivement en pointe de la fissure principale et de l'une des fissures secondaires, entre celles-ci et en deux points extrados, aux sommets des bourrelets.

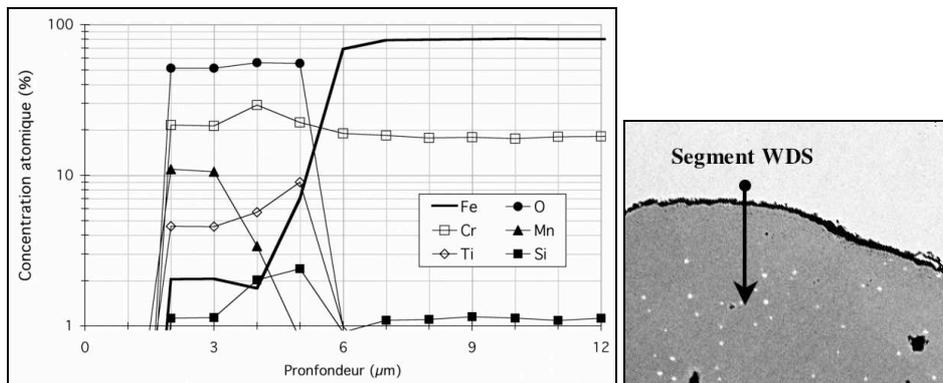


Figure 4.19 : Concentration atomique de quelques éléments en surface extrados
- F17TNb, 250-950°C, 3000 cycles -

L'exemple présenté à la figure 4.19 est caractéristique de tous les enregistrements obtenus. Quel que soit le nombre de cycles thermiques ou la localisation du segment *microsonde* considéré, l'oxyde superficiel est peu épais et constitué majoritairement de chrome. Celui-ci semble correspondre à la chromite Cr_2O_3 . En extrême surface, le manganèse, le fer et un peu de titane enrichissent l'oxyde de chrome pour former le spinelle $\text{Mn}(\text{Fe},\text{Cr},\text{Ti})_2\text{O}_4$. Sous ces oxydes superficiels, du titane et dans une moindre mesure du silicium sont observés en oxydation interne.

La profondeur de la zone déchromée de chaque segment *microsonde* ne s'étend qu'à quelques micromètres au plus et la concentration en chrome est toujours supérieure à 16%. Cette concentration est suffisante pour assurer une *bonne* résistance à la corrosion.

L'examen des couches oxydées reflète globalement un comportement pouvant être qualifié comme résistant à l'oxydation.

2.2.3. Etat métallurgique

L'état microstructural évolue également lors de l'essai de fatigue thermique. Suite à la mise en forme à froid de l'éprouvette d'essai, la taille des grains est globalement homogène dans le matériau. Cependant, au cours de la sollicitation thermomécanique, les grains grossissent de part et d'autre de la fibre neutre (fig 4.20). Ce grossissement concerne un nombre croissant de grains dans une zone se limitant à la *zone chaude* de l'éprouvette, là où la température est la plus élevée. Les grains présents au voisinage de la fibre neutre ne grossissent pas, même en fin d'essai.

La taille des plus gros grains peut s'élever à $300 \times 200 \mu\text{m}$. Si la dimension maximale des grains les plus gros est atteinte dès 200 cycles 250-950°C et n'augmente plus au cours de l'essai, le nombre de grains concernés est proportionnel au nombre de cycles thermiques.

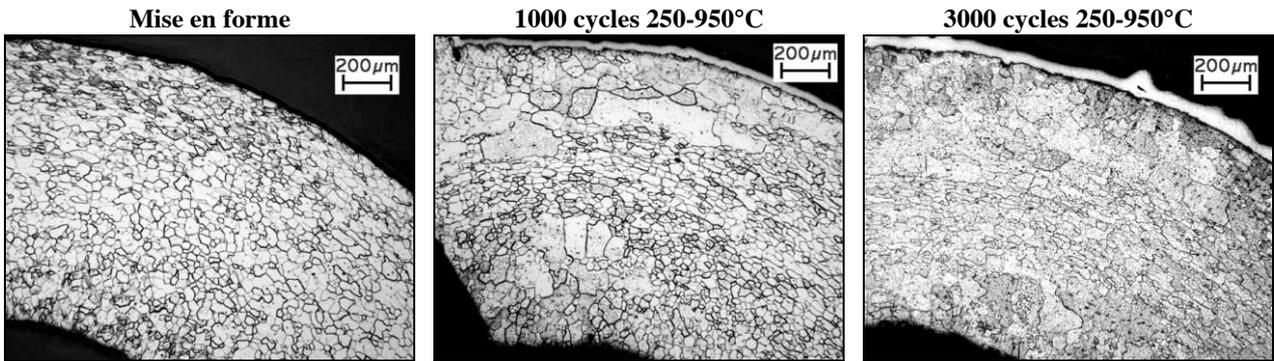


figure 4.20 : Evolution de la taille des grains en fonction du nombre de cycles thermiques
- F17TNb (nickelage aux surfaces), Optique -

L'état de précipitation dans le matériau F17TNb au cours de l'essai de fatigue thermique est caractérisé par des observations au microscope électronique à balayage (fig 4.21). Suite à l'élaboration (cf *Partie 3*), les principaux précipités présents dans le matériau F17TNb sont les nitrures de titane TiN grossiers (environ $3\mu\text{m}$) et anguleux, et les carbures de niobium apparaissant aux angles vifs ainsi que sur les arêtes des nitrures TiN mais également dans les grains. Un excès de niobium d'environ 0,4% demeure après la stabilisation totale de l'azote et du carbone.

La précipitation, quasi-absente initialement aux joints de grains de l'alliage, est très importante dès les premiers cycles thermiques. Les grains sont parfaitement dessinés et de manière homogène dans toute la zone observée. Avec l'augmentation du nombre de cycles thermiques, ces précipités tendent à coalescer. Lorsque les grains grossissent, les joints n'entraînent pas avec eux les précipités qui forment alors dans les grains un réseau rappelant les anciens joints du matériau.

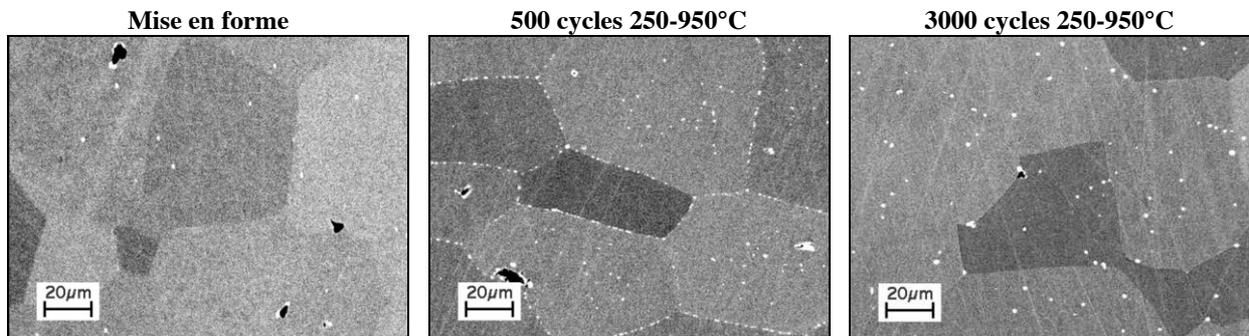


figure 4.21 : Précipitation en fonction du nombre de cycles thermiques, F17TNb, MEB

Les cycles thermiques appliqués s'étendent à des températures suffisamment élevées pour permettre la précipitation du niobium excédentaire en phase de Laves Fe_2Nb . Cette précipitation a lieu dans un intervalle de température 600-900°C environ alors que la température maximale du cycle thermique de 950°C n'est pas suffisante pour dissoudre les phases précipitées.

Les fractions volumiques des phases titane et niobium sont déterminées par analyse d'images avec le logiciel *Image J*. Pour chaque condition d'essai, dix images MEB de haute résolution (2026x1420 pixels) correspondant à des zones de $250 \times 150\mu\text{m}$ environ sont capturées au centre de l'éprouvette. Les fractions volumiques obtenues sont présentées à la figure 4.22.

Les nitrures de titane sont très stables et ont totalement précipité après l'élaboration du matériau. Leur fraction volumique ne varie pas lors de l'essai de fatigue thermique. Cependant, plus le nombre de cycles thermiques est important, plus la quantité de phase de Laves précipitée est importante. Cette précipitation semble avoir consommé tout le niobium disponible après environ 1000 cycles 250-950°C. La présence de phase de Laves aux joints de grains des aciers ferritiques est réputée améliorer les propriétés mécaniques du matériau, particulièrement en fluage.

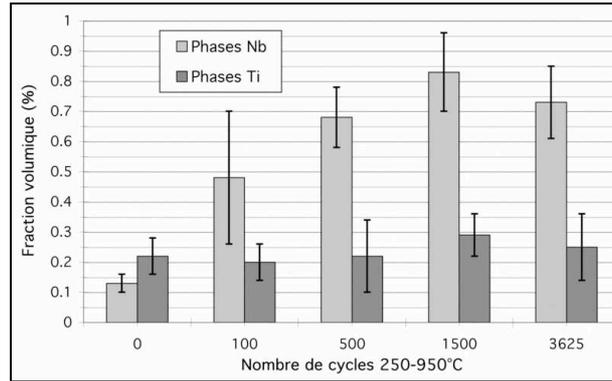


figure 4.22 : Fractions volumiques (moyennes et écarts type) des phases Ti et Nb précipitées en fonction du nombre de cycles thermiques, F17TNb, Analyse d'images)

D'autre part, la mise en forme de l'éprouvette s'effectue par pliage à froid. Cette conformation sollicite la bande de tôle en flexion. N'étant pas suivie d'un recuit, la conformation engendre un écrouissage hétérogène dans le matériau.

L'écrouissage de l'éprouvette est caractérisé par des mesures de microdureté Vickers. Des cartographies sont établies à partir d'environ 100 mesures d'empreintes de dureté Vickers par coupe (0,2kg - 20 secondes d'application de la charge). Les courbes d'isodureté sont présentées à la figure 4.23 pour l'état initial (brut de mise en forme) ainsi qu'après 100, 500 et 1500 cycles thermiques 250-950°C.

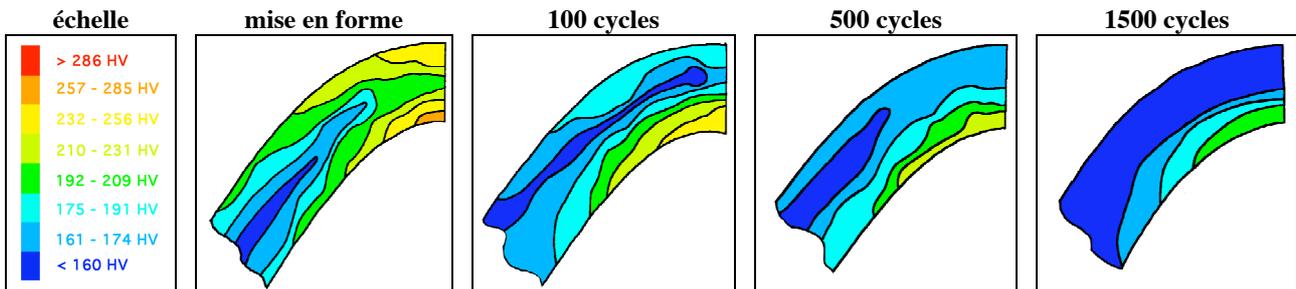


figure 4.23 : Cartographies de dureté Vickers (0,2kg) en fonction du nombre de cycles thermiques, F17TNb (en coupe)

Le pliage à froid écrouit davantage les zones périphériques à la fibre neutre. La densité de dislocations est plus élevée lorsque l'on s'éloigne de cette fibre neutre, entraînant un durcissement par écrouissage hétérogène. Loin de la zone de pliage, la dureté n'a pas varié et correspond à celle du métal de base, environ 150HV. Les zones intrados et extrados sont les plus dures car présentent les déformations plastiques les plus fortes. Les valeurs de dureté y sont 1,5 fois plus élevées, l'intrados étant légèrement plus dur que l'extrados.

Lors de cycles thermiques successifs, la dureté tend à s'homogénéiser dans toute l'éprouvette. La microstructure se restaure. Cependant, la région intrados demeure toujours la région de dureté la plus élevée.

2.2.4. Stabilité géométrique de la structure et fissuration

Des mesures de l'ouverture de l'angle de pliage du « V » de l'éprouvette et du rayon de courbure de la fibre neutre sont effectuées avec le logiciel d'analyse d'images *ImageJ* à partir de photographies optiques des coupes des éprouvettes en leur plan médian. Les résultats obtenus sont présentés à la figure 4.24.

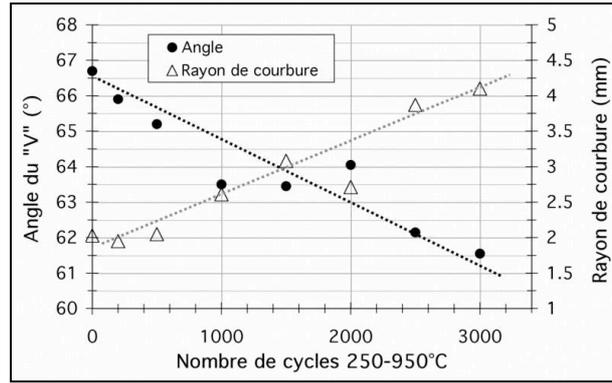


figure 4.24 : Angle d'ouverture et rayon de courbure du coude de l'éprouvette à la fibre neutre - F17TNb, 250-950°C -

Si l'éprouvette semble macroscopiquement stable, en réalité, la géométrie de celle-ci évolue de manière linéaire en fonction du nombre de cycles thermiques. L'angle d'ouverture diminue avec le nombre croissant de cycles thermiques alors que le rayon de courbure augmente. Ce n'est qu'en toute fin d'essai (3300 cycles), lorsqu'une fissure principale est fortement propagée dans l'éprouvette, que la géométrie de celle-ci quitte l'évolution linéaire pour brutalement s'effondrer au sommet.

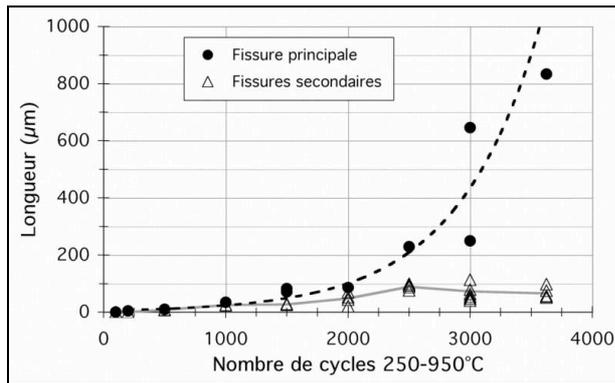


figure 4.25 : Longueur des fissures principales et secondaires en intrados (graph. linéaire) - F17TNb, 250-950°C -

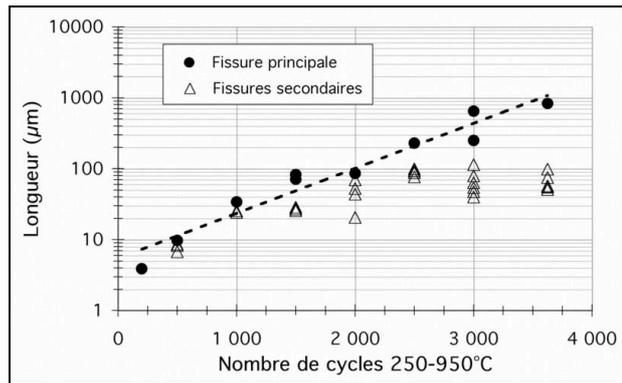


figure 4.26 : Longueur des fissures principales et secondaires en intrados (graph. semi-logarithmique) - F17TNb, 250-950°C -

Les longueurs des fissures principale(s) et secondaires présentes en intrados sont mesurées sur les coupes des éprouvettes. Ces longueurs sont reportées en fonction du nombre de cycles thermiques aux figures 4.25 et 4.26 respectivement suivant une représentation linéaire et semi-logarithmique. La progression de ces fissures s'effectue en deux stades.

Un premier stade constitue l'amorçage et la multiplication de fissures. Après amorçage, toutes les fissures se propagent lentement jusqu'à 2000 cycles environ. Aux cycles plus élevés, la(les) fissure(s) principale(s) se propage(nt) brutalement au détriment des fissures secondaires (effet d'écrantage).

La longueur des fissures principales est très bien décrite par une régression exponentielle. Ces résultats pourraient permettre de valider un modèle d'endommagement de type *propagation de fissures* appliqué à la structure de fatigue thermique.

2.3. Endommagement en fatigue thermique du matériau R20-12

L'endommagement de la nuance austénitique R20-12 est caractérisé en suivant le protocole précédent. Seuls quatre essais interrompus sont réalisés (200, 1000, 1500 et 2300 cycles thermiques), la durée de vie de la structure étant de 3000 cycles environ pour l'intervalle 250-950°C.

2.3.1. Observation des surfaces et des coupes

Les observations au microscope électronique à balayage des surfaces et des coupes longitudinales de chaque essai interrompu sont présentées à la figure 4.27 pour la zone intrados et à la figure 4.28 pour la zone extrados.

Contrairement à ce que laisse envisager le faciès de rupture de la nuance R20-12 (fig 4.9), l'observation des surfaces à 200 cycles thermiques montre que le premier endommagement de l'éprouvette apparaît en surface intrados de l'éprouvette. Comme dans le cas du matériau F17TNb, cet endommagement se traduit une amorce de fissure ne pénétrant pas dans l'épaisseur du matériau. Il s'agit du seul endommagement observé sur toute la surface intrados.

Avec l'augmentation du nombre de cycles thermiques 250-950°C, les fissures se multiplient en intrados puis se ramifient entre 1000 et 1500 cycles. Leur propagation dans l'épaisseur de l'éprouvette apparaît entre 1000 et 1500 cycles thermiques. Cependant, même après 2300 cycles thermiques, soit au deux tiers de la durée de l'essai, aucune fissure de semble se propager de manière catastrophique dans le matériau en zone intrados. Au contraire, la propagation des fissures en cette zone semble stoppée entre 1500 et 2300 cycles thermiques.

En surface extrados, la formation de petits *trous* de quelques micromètres de diamètre est le seul endommagement qui peut être observé jusqu'à 1500 cycles thermiques. Le nombre et la taille de ces *trous* augmentent avec le nombre de cycles appliqué. Des refoulements de matière sont également observés à grand nombre de cycles. La taille de ces refoulements est moins importante que dans le cas du matériau ferritique F17TNb à même nombre de cycles thermiques.

Après 200 cycles, aucun endommagement n'est visible en coupe. La couche d'oxyde est plus épaisse que celle du matériau F17TNb, mais aucun signe d'*oxydation catastrophique* ou de mise à nu du métal n'est observé.

Aux cycles thermiques suivants, une oxydation locale conduit à la formation de quelques golfes d'oxydation interne de taille importante (20 μ m de largeur et 20 μ m de profondeur à 1000 cycles 250-950°C). Sous ces golfes, l'oxydation semble se propager dans le matériau vraisemblablement dans les joints de grains. L'épaisseur de la couche d'oxyde superficielle augmente constamment mais de manière hétérogène. D'autre part, un endommagement interne est également noté et apparaît sous forme de petites cavités.

L'oxydation est d'autant plus importante en termes de nombre et de volume des golfes ou d'épaisseur de la couche d'oxyde superficiel que le nombre de cycles thermiques est grand. L'évolution du nombre de cavités est plus dispersée, la coupe observée à 1500 cycles présentant moins de cavités que celles correspondant à 1000 cycles 250-950°C. Aux nombres de cycles élevés, les cavités s'allongent jusqu'à former un réseau de fissures parallèles aux fissures principales.

La propagation brutale de fissures apparaît entre 1500 et 2300 cycles thermiques. Après 2300 cycles de fatigue thermique 250-950°C, l'endommagement en extrados de l'éprouvette de nuance R20-12 est plus important qu'en zone intrados.

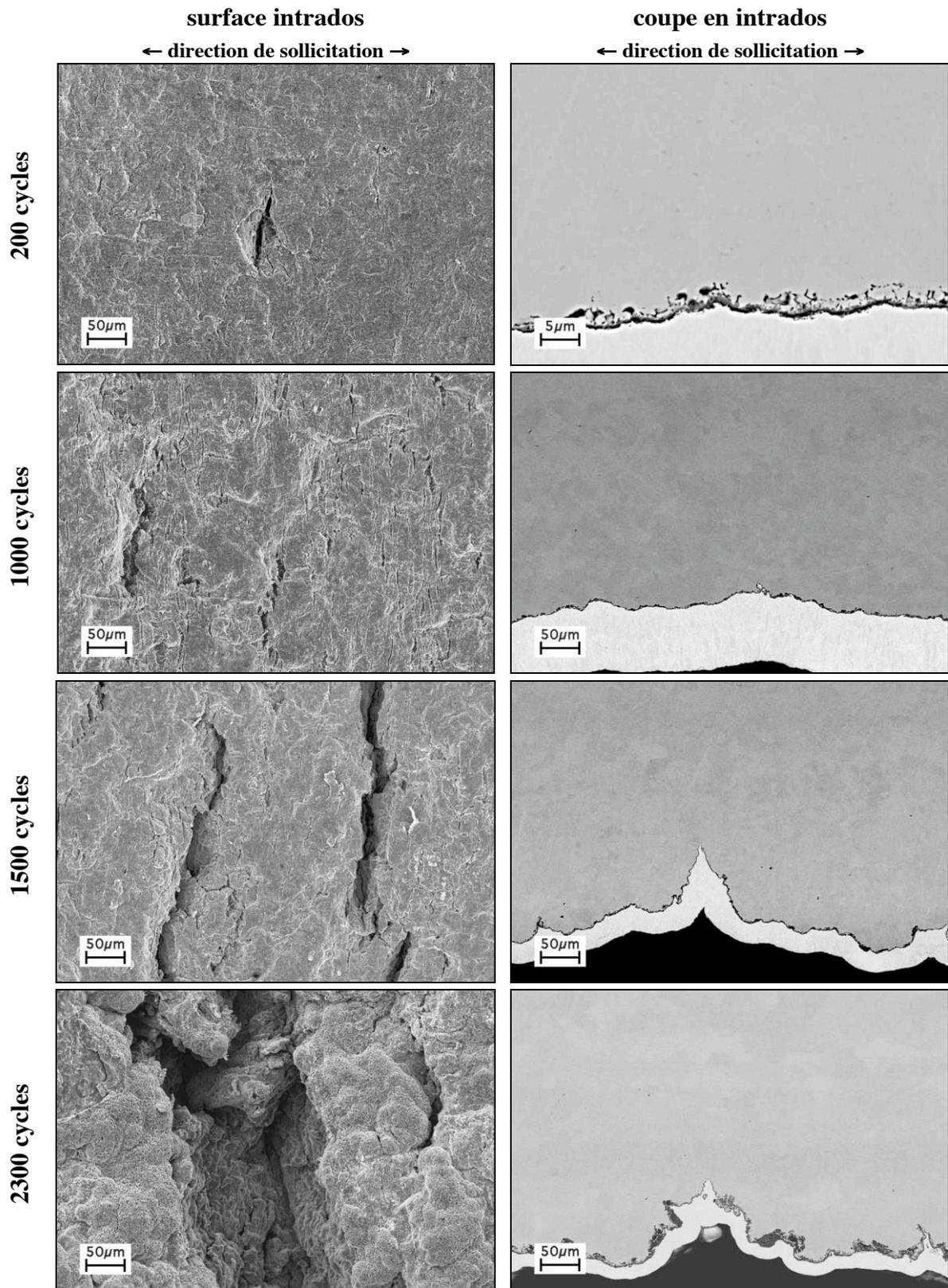


figure 4.27 : Observation de la région intrados de l'éprouvette de fatigue thermique R20-12, MEB - 250-950°C sans maintien, surface et coupe (nickelage à blanc) -

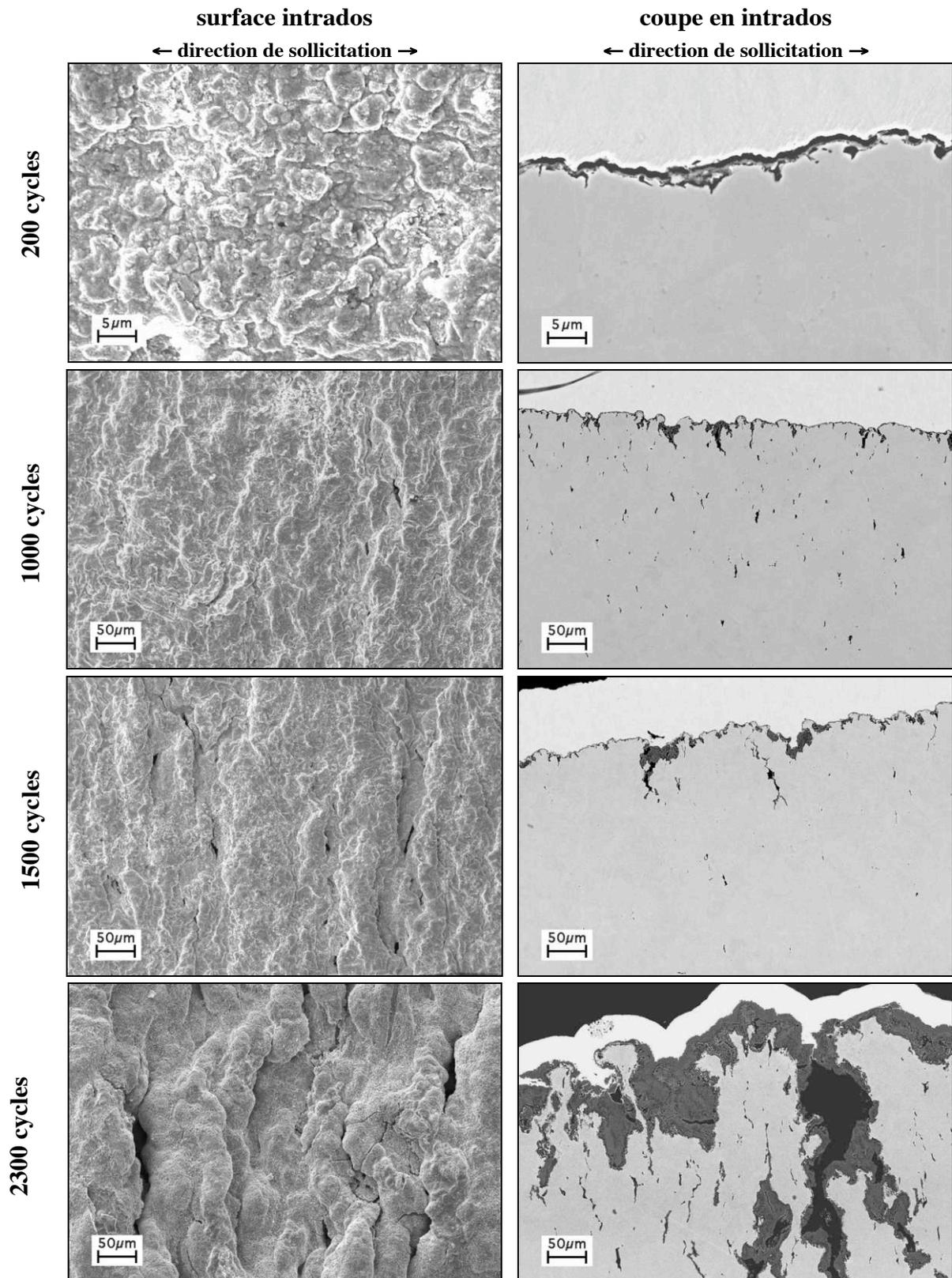


figure 4.28 : Observation de la région extrados de l'éprouvette de fatigue thermique R20-12, MEB
- 250-950°C sans maintien, surfaces et coupes (nickelage en blanc) -

2.3.2. Oxydation

L'oxydation des éprouvettes R20-12 est plus importante que celle du matériau ferritique et apparaît de manière hétérogène suivant les surfaces. L'épaisseur des oxydes en extrados est beaucoup plus grande qu'en intrados (fig 4.29).

En extrados, l'oxydation se caractérise par la présence d'oxydes superficiels très épais, peu adhérents, poreux et fissurés. D'autre part, quelques nodules de fer sont observés en surface ainsi qu'une oxydation interne localement très importante, formant des golfes très profonds.

L'épaisseur de l'oxyde superficiel est variable mais peut mesurer jusqu'à $50\mu\text{m}$. Dans certaines régions, le métal est mis à nu, signe d'un écaillage important. L'oxydation interne semble se propager dans un premier temps de manière intergranulaire. Les fissures et cavités internes du matériau sont également fortement oxydées.

L'oxydation est plus limitée en intrados. La couche d'oxyde est beaucoup moins épaisse et ce n'est que très rarement, qu'une *oxydation catastrophique* peut être observée en cette région. Contrairement à la zone extrados, le faciès d'oxydation de la région intrados fait apparaître une surface globalement résistante à l'oxydation.

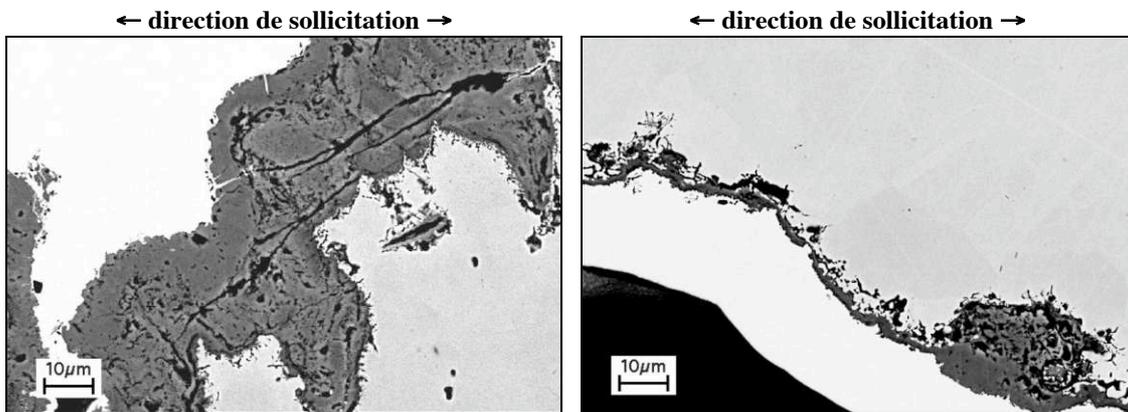


figure 4.29 : Observation en coupe de la couche d'oxyde après 2300 cycles de fatigue thermique 250-950°C - R20-12 en extrados (à gauche) et en intrados (à droite), MEB (nickelage en blanc) -

Des analyses chimiques à la microsonde, complémentaires aux observations MEB, permettent de caractériser les différents oxydes apparaissant lors de l'essai de fatigue thermique (fig 4.30). Quel que soit le nombre de cycles thermiques, un oxyde superficiel riche en chrome, peu épais et toujours continu semblant être la chromite Cr_2O_3 est surmonté d'une seconde couche. Celle-ci est discontinue, d'épaisseur très variable et riche en chrome, en manganèse et en silicium. Elle contient également du fer et correspond vraisemblablement au spinelle $\text{Mn}(\text{Fe},\text{Cr})_2\text{O}_4$.

En extrême surface et aux joints de grains sous-jacents aux oxydes superficiels, un liseré discontinu de silice SiO_2 est observé. Localement, des nodules de fer enrichis en manganèse en leur périphérie apparaissent en nombre d'autant plus grand que le nombre de cycles thermiques est important.

Les golfes d'oxydation interne sont majoritairement composés de manganèse et de fer. Leur composition semble correspondre au spinelle MnFe_2O_4 . D'autre part, une fine couche de chromite, toujours continue, est également présente entre les golfes et de la matrice.

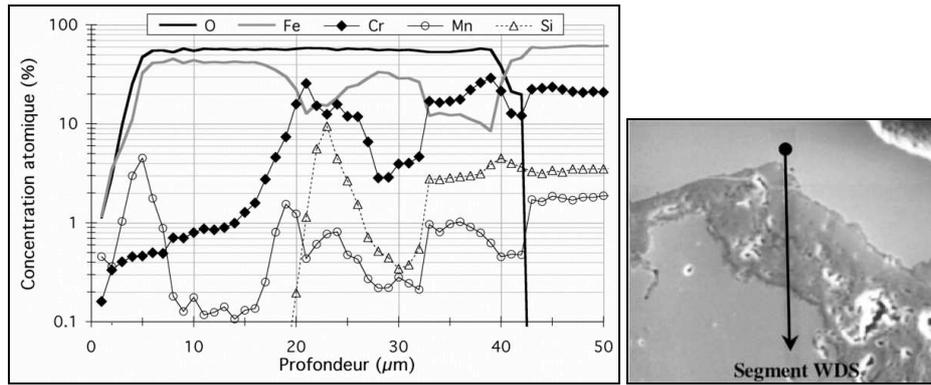


Figure 4.30 : Concentration atomique de quelques éléments en surface extradros
- R20-12, 250-950°C, 2300 cycles -

L'épaisseur de la couche d'oxydes en surface additionnée à la profondeur de l'oxydation interne est d'autant plus élevée que le nombre de cycles thermiques est grand. A 2300 cycles 250-950°C, cette épaisseur est de l'ordre de 100 μ m en extradros alors qu'elle est au plus de 40 μ m en intrados.

Sous la couche d'oxydes, les zones déchromées peuvent s'étendre de 10 à 20 μ m selon le nombre de cycles thermiques. Dans les zones déchromées, des écarts de 6% à 200 cycles et même de 12% à 2300 cycles (perte de l'inoxidabilité) de la teneur en chrome par rapport à la teneur du métal de base (environ 20%) sont observés.

L'épaisseur de l'éprouvette est constante jusqu'à 1500 cycles mais diminue ensuite (tab 4.3). L'écaillage des oxydes superficiels semble être responsable de la diminution de l'épaisseur de l'éprouvette.

Nombre de cycles	1500	2300	3006 (fin de vie)
Epaisseur de l'éprouvette	1,99	1,95	1,83

tableau 4.3 : Epaisseur de l'éprouvette de fatigue thermique
- R20-12, 250-950°C -

La formation de *trous* à la surface extradros est d'autant plus prononcée (en nombre et en taille) que le nombre de cycles est important (fig 4.31). Ces *trous* semblent être situés au-dessus des golfes d'oxydes. Il s'agit de chemins de pénétration préférentielle de d'oxygène entraînant une oxydation particulièrement vigoureuse.

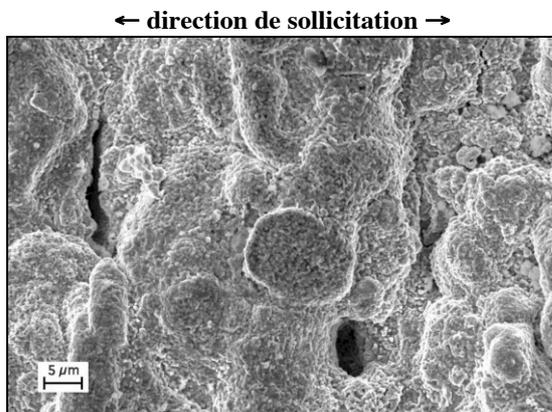


figure 4.31 : Détail en extradros, 1500 cycles, MEB
- éprouvette de fatigue thermique R20-12, 250-950°C -

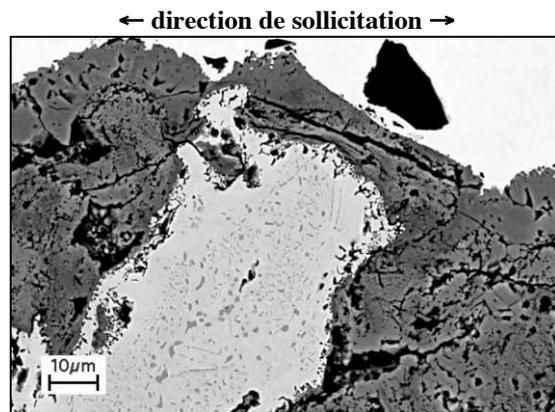


figure 4.32 : Détail en extradros, 2300 cycles, MEB
- éprouvette de fatigue thermique R20-12, 250-950°C -

2.3.3. Etat métallurgique

Pour la nuance R20-12, le grandissement des grains ne semble pas se produire au cours des cycles thermiques. Cependant, des petits grains sont observés de part et d'autre de la fibre neutre et pourraient indiquer une recristallisation locale.

D'autre part, une précipitation apparaît aux temps longs (fig 4.32). Les précipités sont localisés uniquement au voisinage de la zone extradros. Des cartographies de microsonde révèlent une précipitation majoritairement de chrome. Ces précipités sont les inévitables carbures $Cr_{23}C_6$ principalement aux joints de grains ainsi que des nitrures Cr_2N . La teneur en azote du matériau étant limitée, les atomes d'azote entraînant la formation des nitrures Cr_2N pourraient provenir de l'atmosphère.

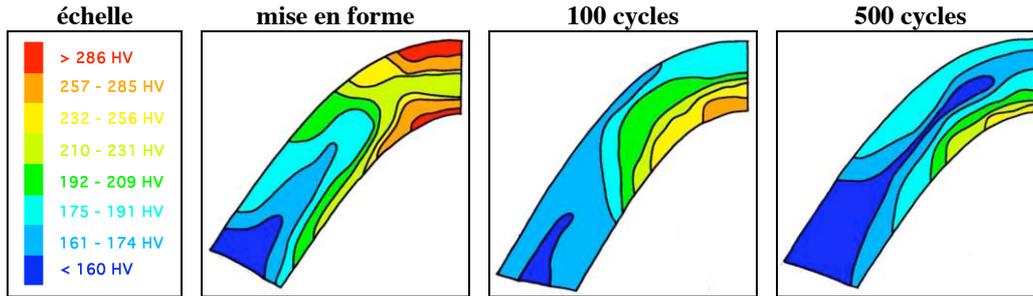


figure 4.33 : Cartographies de dureté Vickers (0,2kg) en fonction du nombre de cycles thermiques 250-950°C, R20-12 (en coupe)

Comme dans le cas de la nuance F17TNb, la mise en forme à froid entraîne un écrouissage du matériau R20-12 (fig 4.33). Suite à la conformation, la distribution de la dureté Vickers du matériau R20-12 est globalement similaire à celle du matériau F17TNb mais les niveaux de dureté sont plus élevés compte tenu de la plus forte consolidation des aciers austénitiques comparée à celle des aciers ferritiques (cf *Partie 3*).

Lors des cycles thermiques successifs, la dureté tend comme précédemment à s'homogénéiser mais la zone intrados demeure toujours la zone la plus dure. La microstructure du matériau R20-12 se restaure mais à une vitesse moindre que celle de la nuance ferritique.

2.3.4. Stabilité géométrique de la structure et fissuration

En fin d'essai, la géométrie de l'éprouvette est fortement modifiée. Cette évolution est à nouveau caractérisée par les mesures de l'angle d'ouverture et du rayon de courbure à la fibre neutre (fig 4.34). Jusqu'à plus de 1500 cycles, la géométrie évolue de manière linéaire avec le nombre de cycles thermiques appliqués. Le « V » de l'éprouvette tend à se refermer.

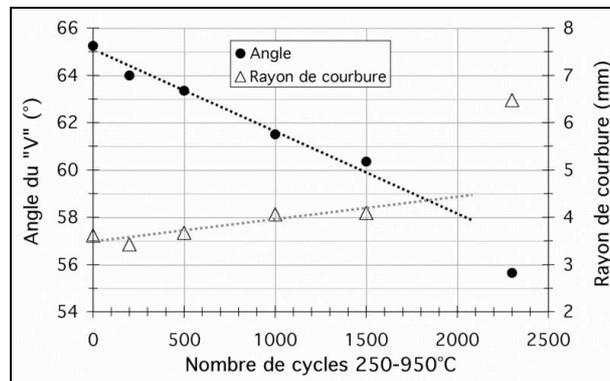


figure 4.34 : Evolution de l'angle d'ouverture et du rayon de courbure de la fibre neutre lors de l'essai de fatigue thermique, R20-12, 250-950°C

Entre 1500 et 2300 cycles thermiques, la géométrie s'est considérablement affaissée jusqu'à former un creux. La plage de cycles thermiques correspondant à cet effondrement correspond à la plage durant laquelle l'oxydation interne et superficielle de la région extrados est fortement accrue et, surtout, durant laquelle les fissures se sont fortement propagées dans l'épaisseur du matériau.

En effet, la longueur des trois plus grandes fissures situées d'une part en intrados et d'autre part en extrados sont présentées en fonction du nombre de cycles thermiques aux figures 4.35 et 4.36 respectivement suivant une représentation linéaire et semi-logarithmique.

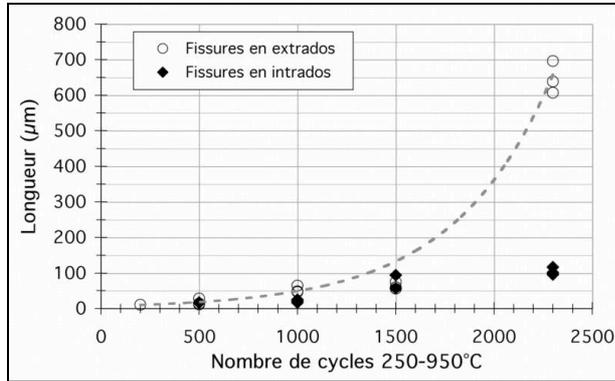


figure 4.35 : Longueur des fissures en intrados et en extrados (graphique linéaire) - R20-12, 250-950°C -

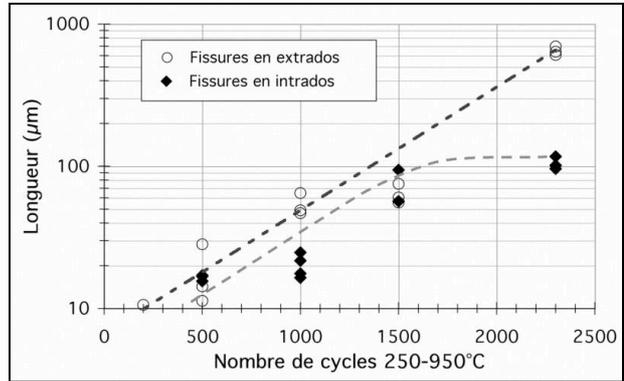


figure 4.36 : Longueur des fissures en intrados et en extrados (graphique semi-logarithmique) - R20-12, 250-950°C -

Les fissures situées en extrados et en intrados ont des longueurs du même ordre jusqu'à 1500 cycles. Après, les fissures en extrados se propagent de manière catastrophique jusqu'à rupture de l'éprouvette alors que les fissures en intrados ne se propagent plus.

La propagation des fissures présentes en extrados de la nuance R20-12 est bien décrite par une régression exponentielle. De même, la progression des fissures situées en intrados est également correctement décrite par une régression exponentielle jusqu'à un seuil situé à 1500 cycles thermiques. Un effet d'écrantage semble se produire au-delà. Après 1500 cycles, les fissures situées en extrados se propagent dans le matériau R20-12 au détriment des fissures présentes en intrados.

D'une manière générale, les vitesses de propagation des fissures sont du même ordre pour les matériaux F17TNb et R20-12 sollicités en fatigue thermique suivant l'intervalle 250-950°C.

2.4. Influence de la température maximale sur l'endommagement en fatigue thermique

2.4.1. Rôle de la température en fatigue thermique

Les différentes observations et mesures précédentes font apparaître le rôle prépondérant de la température sur les phénomènes mis en jeu. En effet, les cinétiques d'oxydation ou de précipitation sont thermiquement activées. Ainsi, plus la température maximale du cycle thermique est élevée, plus les effets des phénomènes thermiquement activés sont importants.

D'autre part, l'amplitude de température du cycle thermique impose, en chaque point, l'amplitude de la déformation de l'éprouvette. Les déformations sont ainsi d'autant plus grandes que l'amplitude de température est élevée. De plus, les mécanismes de déformation sont également fonction de la température. Avec des températures maximales s'élevant à 900 voire 950°C, la composante visqueuse de la déformation est prépondérante aux cours des essais précédents, ce qui engendre des refoulements de matière en extrados de l'éprouvette, un émoussement des fissures (F17TNb, 250-950°C) et des vitesses de relaxation des contraintes très rapides.

Enfin, la diffusivité des éléments métalliques est très supérieure dans la structure α de l'acier F17TNb par rapport à celle du matériau austénitique R20-12. L'enrichissement en chrome de la surface est ainsi particulièrement rapide pour le matériau F17TNb et la zone déchromée facilement renchérie en chrome. De plus, la viscosité plus importante de cette nuance permet de facilement accommoder les contraintes de la couche d'oxyde. Ainsi, la résistance à l'oxydation du matériau ferritique est normalement plus importante en fatigue thermique que celle de l'acier R20-12.

2.4.2. Couplage oxydation-déformation en fatigue thermique

Outre la température, les cinétiques des phénomènes métallurgiques thermiquement activés (précipitation, oxydation, recristallisation...) peuvent être influencées par la déformation plastique.

Les faciès de rupture de la nuance austénitique R20-12 mettent en évidence un fort couplage entre l'oxydation et la déformation en zone extrados, quelle que soit la température maximale (900 ou 950°C). La nuance F17TNb ne semble pas sensible à ce couplage, certainement grâce à sa bonne tenue à l'oxydation.

L'endommagement de la couche d'oxyde de l'acier R20-12, par fissuration ou écaillage, permet à l'oxygène de facilement pénétrer dans le matériau. De plus, la sollicitation thermomécanique est telle qu'à haute température, la zone extrados est en tension, ce qui augmente alors la cinétique d'oxydation.

2.4.3. Essais de fatigue thermique 250-850°C

Afin de qualifier l'influence de la température maximale sur l'endommagement, un essai de fatigue thermique est pratiqué suivant un cycle thermique 250-850°C pour chaque matériau. Contrairement aux essais précédents (tab 4.1), la température maximale du cycle est de 50 ou 100°C plus basse. La durée de vie obtenue suivant ces conditions pour le matériau F17TNb est de 15% supérieure à celle de l'acier R20-12 (tab 4.4).

	<i>F17TNb</i>	<i>R20-12</i>
durée de vie (250-850°C)	7883 cycles	6643 cycles

tableau 4.4 : Durées de vie en fatigue thermique suivant 250-850°C, F17TNb et R20-12

L'endommagement du matériau F17TNb sollicité suivant le cycle thermique 250-850°C est caractérisé selon les procédures précédentes. Le faciès de rupture est globalement similaire aux faciès des essais ayant une température maximale de 900 ou 950°C (fig 4.37).

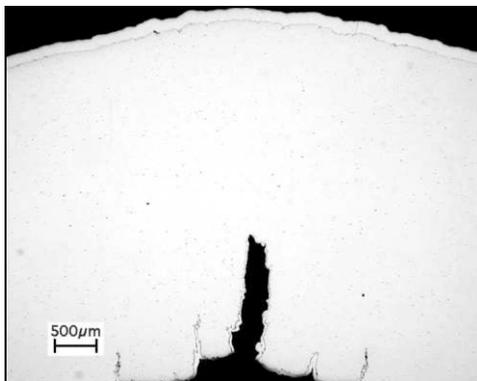


figure 4.37 : Coupe de l'éprouvette de fatigue thermique, Optique (nickelage aux surfaces) - F17TNb, 250-850°C (7883cycles) -

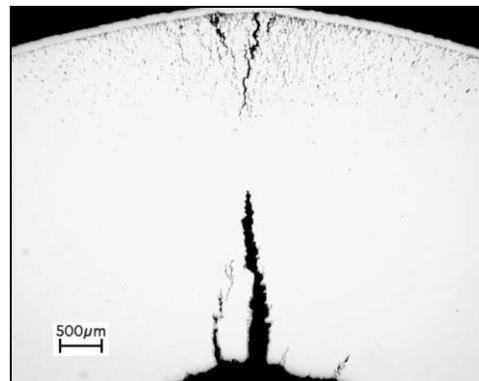


figure 4.38 : Coupe de l'éprouvette de fatigue thermique, Optique (nickelage aux surfaces) - R20-12, 250-850°C (6643cycles) -

En intrados, la fissure principale est plus acérée consécutivement à une moindre composante visqueuse de la déformation à 850°C. Pour cette même raison, la formation de bourrelets en extrados est plus faible. De même, l'oxydation est très limitée, les grains ne grossissent pas et la géométrie de l'éprouvette est moins affaissée que pour les essais ayant des températures maximales plus élevées.

Le faciès de rupture présenté pour le matériau austénitique R20-12 sollicité suivant un cycle 250-850°C est très éloquent (fig 4.38). Comparé aux faciès des essais aux températures plus élevées, l'endommagement de la zone extrados est moins prononcé alors qu'en intrados, la propagation d'une fissure principale conduit à la ruine de la structure, comme pour le matériau F17TNb.

La nature de l'endommagement de la nuance austénitique demeure identique quelles que soient les conditions d'essais. En zone extrados, l'oxydation plus forte qu'en intrados, la multi-fissuration depuis la surface et la présence de cavités internes sont toujours observées (fig 4.39). Cependant, suivant un cycle thermique 250-850°C, la fissure principale est située en intrados, comme pour la nuance ferritique, et l'ampleur de l'endommagement de la zone extrados est beaucoup plus limitée.

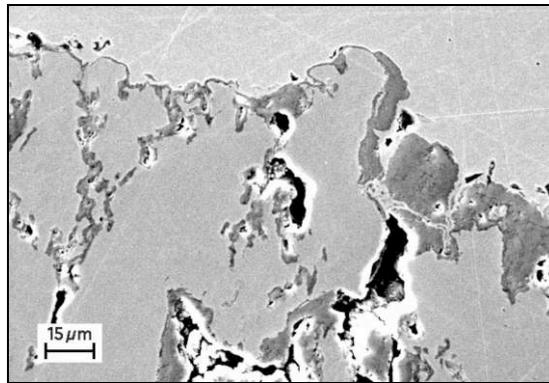


figure 4.39 : Coupe en extrados de l'éprouvette de fatigue thermique, MEB
- R20-12, 250-850°C en fin de vie (6643cycles) -

D'autre part, le nombre de cycles à rupture de l'essai 250-850°C ainsi que sa durée étant plus élevé que ceux des essais 250-900°C et 250-950°C, la précipitation dans le matériau y est plus importante (cf *Partie 2*) et se traduit par la présence de nombreux précipités dans tout le volume de l'éprouvette, majoritairement aux joints de grains du matériaux. Il s'agit principalement de carbures $Cr_{23}C_6$.

3. Mécanismes d'endommagement en fatigue thermique

L'ensemble des observations présentées permet de comprendre l'endommagement en fatigue thermique des matériaux F17TNb et R20-12 et de préciser les mécanismes opérants.

3.1. Premier endommagement

Suite à la conformation à froid, avant essai de fatigue thermique, l'érouissage de l'éprouvette est hétérogène. Les zones extrados et intrados sont les zones les plus dures.

Lors de l'essai de fatigue thermique, la zone intrados de l'éprouvette est sollicitée en déformation suivant un régime *hors phase* (traction à froid, compression à chaud) et, inversement, la région extrados est sollicitée suivant un régime *en phase*. Le coefficient de dilatation thermique plus important des nuances austénitiques vis-à-vis des nuances ferritiques entraîne des déformations plus importantes pour l'acier R20-12.

Quel que soit l'intervalle de température de fatigue thermique, le premier endommagement observé pour les matériaux F17TNb et R20-12 est situé en intrados. Une amorce de fissure y apparaît dès les premiers cycles thermiques. Le nombre de fissures augmente avec le nombre de cycles thermiques et ces fissures se propagent ensuite dans l'épaisseur du matériau.

La sollicitation thermomécanique *hors phase* apparaît donc plus sévère que la sollicitation *en phase* indépendamment de la nuance de l'acier.

3.2. Cas de la nuance ferritique F17TNb

Pour la nuance ferritique, la propagation en intrados d'une ou deux fissures principales dans le matériau constitue l'endommagement prépondérant en fatigue thermique. La sensibilité de ce matériau à la température maximale du cycle de fatigue thermique se traduit par une sollicitation mécanique accrue et conduit à une durée de vie d'autant plus faible que la sollicitation thermomécanique est forte. Les mécanismes d'endommagement sont les mêmes.

La propagation de ces fissures s'effectue lors des phases de tension en pointe de fissure. Ainsi, les fissures progressent aux basses températures des cycles thermiques (sollicitation *hors phase* en cette région) jusqu'à la ruine de la structure.

Les hautes températures entraînent des déformations importantes et une forte composante visqueuse de la déformation. La viscoplasticité conduit à des fissures émoussées en intrados et à des refoulements de matière en extrados (instabilités en surface). Ces manifestations sont d'autant plus importantes que la température maximale du cycle thermique est élevée.

La diffusivité des éléments métalliques est très élevée dans la structure ferritique et permet de rapidement alimenter la surface en chrome et de rééquilibrer sa teneur dans le métal sous-jacent aux couches superficielles. L'oxydation de ce matériau est particulièrement faible, la perte locale de protection de la surface étant rarement observée.

En première approximation, l'endommagement de la nuance F17TNb peut se limiter à l'amorçage de fissures en intrados de l'éprouvette, sollicitée thermomécaniquement *hors phase*, puis à leur propagation jusqu'à la ruine de la structure.

3.3. Cas de la nuance austénitique R20-12

La ruine de la structure austénitique R20-12 est plus complexe et est fonction de l'ampleur du couplage entre l'oxydation et la déformation.

En début d'essai, l'endommagement le plus important se situe également en intrados. Comme dans le cas de la nuance F17TNb, il se traduit par l'amorçage, la multiplication puis la propagation de fissures en cette zone.

La zone extrados est particulièrement sensible à l'oxydation (apparition d'oxydes épais à la surface et formation de golfes en oxydation interne). Plus la température maximale du cycle thermique est élevée, plus les cinétiques d'oxydation sont rapides et, de plus, plus la déformation thermomécanique est importante et entraîne la fissuration, le décollement ou l'écaillage des oxydes superficiels. Des *trous* se forment rapidement en surface permettant d'alimenter en oxygène les régions internes de l'éprouvette en extrados. Il s'en suit une *oxydation catastrophique* de la zone extrados.

Cependant, le mécanisme de ruine prépondérant en fatigue thermique de la structure austénitique est déterminé par la température maximale du cycle thermique appliqué. Avec une température maximale de 850°C, le mécanisme de ruine est identique à celui de la nuance ferritique F17TNb. Pour les températures maximales plus élevées (900 et 950°C), si l'amorçage et la propagation de fissures en intrados représentent le premier stade d'endommagement, la ruine de la structure est liée à la propagation des fissures en région extrados, le couplage *oxydation-déformation* y étant prépondérant.

4. Conclusions

L'essai de fatigue thermique développé par Ugine & ALZ présente des avantages en termes de simplicité de mise en œuvre et de faible coût de réalisation. Cependant, les essais de fatigue thermique s'étendent sur un large intervalle de température dans lequel la température maximale du cycle thermique est très élevée par rapport aux propriétés mécaniques des aciers inoxydables. De plus, les phénomènes métallurgiques intervenant à chaud sont nombreux et complexes.

Bien que les faciès de rupture des éprouvettes rompues en fatigue thermique puissent être très différents suivant les nuances ferritique ou austénitique, les mécanismes de ruine sont dans un premier temps similaires pour les deux matériaux. La sollicitation *hors phase* de la zone intrados est la sollicitation thermomécanique la plus sévère. Elle entraîne l'amorçage, la multiplication puis la propagation de fissures dans cette zone.

L'extrados des éprouvettes est sollicité *en phase* et s'endommage peu pour la nuance F17TNb. Cet acier a un coefficient de dilatation plus faible que l'acier R20-12 et, de plus, présente une résistance à l'oxydation cyclique supérieure. Ainsi, les déformations imposées par le cycle thermique sont plus faibles que celles de l'alliage R20-12 et, en dépit de propriétés mécaniques moindres, l'acier F17TNb est plus résistant en fatigue thermique.

La nuance austénitique est d'autant plus sensible à l'oxydation que la température est élevée et donc que la sollicitation thermomécanique est sévère. Le couplage entre l'oxydation et la déformation endommage fortement la zone extrados du matériau R20-12. Toutefois, si la température maximale du cycle thermique est de l'ordre de 850°C, le mécanisme de ruine est le même que pour la nuance ferritique. Lorsque la température maximale du cycle thermique est supérieure à 900°C, l'amorçage puis la propagation brutale de fissures depuis la surface extrados, dramatiquement oxydée, est le mode de ruine prépondérant.

A géométrie du montage expérimental fixe, les paramètres conditionnant la durée de vie en fatigue thermique sont nombreux. Tout d'abord, le cycle thermique appliqué et le coefficient de dilatation du matériau étudié déterminent, à chaque température, l'état de déformation dans l'éprouvette. Les propriétés mécaniques du matériau conditionnent alors l'état de contrainte. D'autre part, la résistance à l'oxydation est également un paramètre prépondérant. Un matériau résistant à l'essai de fatigue thermique d'Ugine & ALZ doit présenter un faible coefficient de dilatation thermique, une bonne résistance à l'oxydation (cyclique en particulier) et une grande résistance à la fissuration.

Compte tenu de l'instrumentation de l'essai de fatigue thermique, un calcul par éléments finis est indispensable à la détermination des états de contrainte et de déformation dans l'éprouvette, notamment aux points intrados et extrados de celle-ci. D'autre part, la formulation d'un critère de ruine de la structure doit tenir compte de l'effet de la température maximale sur l'endommagement et prévoir la localisation de la ruine comme observé expérimentalement (zone intrados ou extrados).