



HAL
open science

Étude de l'effet “ dwell ” dans le Ti-6Al-4V : mécanismes de déformation et d'amorçage de fissures en relation avec l'orientation cristallographique locale de la phase α

Cyril Lavogiez

► To cite this version:

Cyril Lavogiez. Étude de l'effet “ dwell ” dans le Ti-6Al-4V : mécanismes de déformation et d'amorçage de fissures en relation avec l'orientation cristallographique locale de la phase α . Autre. ISAE-ENSMA Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique - Poitiers, 2020. Français. NNT : 2020ESMA0004 . tel-02930407

HAL Id: tel-02930407

<https://theses.hal.science/tel-02930407>

Submitted on 4 Sep 2020

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

THESE

Pour l'obtention du Grade de
DOCTEUR DE L'ECOLE NATIONALE SUPERIEURE DE MECANIQUE ET
D'AEROTECHNIQUE

(Diplôme National – Arrêté du 25 mai 2016)

Ecole Doctorale :

Sciences et Ingénierie en Matériaux, Mécanique, Énergétique

Secteur de Recherche : Mécanique des solides, des matériaux, des structures et des surfaces

Présentée par

Cyril LAVOGIEZ

Etude de l'effet « dwell » dans le Ti-6Al-4V : mécanismes de déformation
et d'amorçage de fissures en relation avec l'orientation cristallographique
locale de la phase α_p

Directeur de thèse : **Patrick VILLECHAISE**

Co-encadrant : **Samuel HEMERY**

Soutenue le 11 mars 2020

Devant la Commission d'Examen

JURY

V. FAVIER
F. PRIMA
B. VIGUIER
F. PETTINARI-STURMEL
S. HEMERY
P. VILLECHAISE

Professeure, ENSAM Paris-Tech, Paris
Professeur, Chimie Paris-Tech, Paris
Professeur, INP-ENSIACET, Toulouse
Professeure, Université Paul Sabatier, Toulouse
Maître de conférences, ISAE-ENSMA, Poitiers
Directeur de recherches CNRS, ISAE-ENSMA, Poitiers

Présidente
Rapporteur
Rapporteur
Membre du jury
Membre du jury
Membre du jury

« Plus difficile est la victoire, plus grande est la joie de gagner »
Pelé

Remerciements

Ce manuscrit conclut 3 années de travail financées par la région Poitou-Charentes, devenue Nouvelle-Aquitaine depuis 2015, que je remercie donc tout d'abord.

Ensuite, je tiens à remercier l'ensemble des membres du jury d'avoir accepté d'évaluer ces travaux de thèse, et de les avoir examinés avec attention. J'adresse un premier remerciement général pour la patience et la compréhension de chacun face aux différents aléas techniques qui auront marqué la soutenance. Je tiens ensuite à remercier Bernard Viguier et Frédéric Prima pour avoir accepté le rôle de rapporteur. D'abord, un grand merci d'avoir tenu à assister à la soutenance malgré des raisons personnelles, ce qui a permis de tenir celle-ci avant le confinement du pays. Ensuite, je tiens à vous remercier pour vos rapports et la pertinence des questions. Ce fut un réel plaisir de répondre à ces dernières. Je tiens à remercier Véronique Favier d'avoir accepté de présider le jury et Florence Pettinari-Sturmel d'avoir accepté d'examiner ce travail. J'ai également pris plaisir à répondre à vos questions. Cette thèse a été marquée d'une collaboration avec toi, Florence, ainsi qu'avec Muriel Hantcherli. Je suis ainsi heureux que tu aies pu participer à ce jury afin de conclure pour moi cette collaboration, et j'espère, qu'elle continuera. J'ai été extrêmement bien accueilli lors de mon séjour au CEMES à Toulouse, et j'en garderai toujours un très bon souvenir de par votre intérêt, votre gentillesse et votre amicalité. Encore un grand merci pour tout cela, et cette collaboration qui a permis de mettre en valeur l'un des résultats importants de ce manuscrit ouvrant par là même une perspective de la thèse.

Je remercie maintenant les personnes qui m'ont fait grandir scientifiquement et professionnellement : Patrick Villechaise et Samuel Hemery. Vous terminez ici mes remerciements au jury par votre qualité respective de directeur et d'encadrant de thèse. D'abord, je vous dois d'innombrables remerciements car avant même d'avoir commencé la thèse, vous avez fait le nécessaire pour me faire rentrer dans le processus de recrutement alors que ma candidature est arrivée un jour après la clôture des inscriptions. Vous m'avez, ensuite, donné cette double chance d'être recruté sous votre encadrement à savoir : travailler sur un sujet qui s'inscrit dans la continuité de mon parcours et sur un matériau qui m'intéresse particulièrement ; avoir pu profiter, à mon sens, d'un des meilleurs encadrements possibles, si ce n'est du meilleur ! J'ai bénéficié d'un encadrement au jour le jour avec toi Samuel en profitant lors des points de thèse, de l'expérience et du recul scientifique de Patrick. Cela a toujours permis de garder le cap sans dérive. Patrick, j'ai toujours été impressionné par ta capacité à t'approprier immédiatement les résultats que je présentais, pour en sortir des remarques pertinentes sur les différentes perspectives à en donner et sur la manière de les exploiter toujours plus avant. J'ai été impressionné aussi par toutes les idées que tu peux avoir, et ton savoir-faire expérimental. Enfin, sur un ton un peu plus léger, j'ai été saisi par toutes les histoires que tu as à raconter. J'ai ainsi fini par te surnommer amicalement « Tonton Pat » avec la fabuleuse histoire du titane... Car ce surnom dénote tes qualités humaines. Tu es parfois difficile à trouver dûs à tes nombreuses contraintes, mais lorsque que l'on y parvient, tu prends toujours le temps pour chacun (science, anecdote, et football pour ma part). Samuel, j'ai été impressionné par ton niveau et ton recul scientifique pour ton « jeune » âge. A chaque point que nous avons eu, à chaque idée que j'ai émise, toutes les remarques que tu me signifiais témoignaient d'une maîtrise incroyable de ton domaine de recherche. Je sortais alors de ton bureau en me disant que, si après 3 ans d'expériences j'obtenais cette même maîtrise, je serais en route pour être un futur grand de la recherche scientifique sur le titane. Au cours de ma thèse, j'ai eu le privilège de voir ta progression fulgurante dans le monde scientifique avec notamment la co-organisation d'une conférence

internationale, des projets de recherches internationaux qui se sont multipliés, me dire d'une conférence TMS à une autre que tes midis se sont remplis de rendez-vous avec différents chercheurs... Cela ne m'a pas étonné, je suis heureux pour toi et je sais que cela n'est que le début, que tu deviendras un grand chercheur. Ainsi, je suis et je serai fier de pouvoir dire que j'ai été ton premier thésard (de la première à la dernière minute). Je voudrais donc te remercier pour cette qualité scientifique dont j'ai pu profiter et qui a permis sans cesse d'améliorer et de valoriser cette thèse. Je tiens également à te remercier pour tes qualités humaines en tant qu'encadrant d'une part, qui ont toujours permis de tirer le meilleur de moi-même et de ressentir une confiance précieuse, et en tant qu'ami d'autre part, car oui au-delà d'un encadrant, j'ai trouvé un ami. Nous avons eu de nombreux rires, bières et voyages ensemble. On a toujours su faire la part des choses entre les relations au labo et en dehors, de sorte que ce n'était pas une charge d'être à côté de toi dans l'avion, mais un réel plaisir. Je garderai toujours un super souvenir des conférences qu'on a passées ensemble. Tout ceci m'a permis de voir en toi un capitaine de la Team Titane, et ce fut un plaisir de disputer des matchs (contre les anglais notamment) à tes côtés pour cette équipe !! J'espère donc que nous resterons en contact étroit dans le futur. Encore merci pour tout car cette thèse n'aurait certainement pas été la même sans toi.

Pour terminer les remerciements « scientifiques », je tiens ici à remercier les personnes qui ont contribué de près ou de loin au travail présenté. D'abord, merci à l'ensemble de l'équipe technique et administrative du laboratoire qui est toujours à l'écoute et disponible. Ainsi, merci à Brigitte, Karine et Francine. C'est toujours agréable de monter vous voir et d'être reçu avec un sourire. Merci également à Laurent qui représente l'atelier usinage, Jacques qui représente le bureau d'étude ainsi que Gérald et Cédric pour la partie informatique. Enfin merci à l'ensemble des ingénieurs d'études et de recherches. Je souhaite en particulier remercier Florence pour la formation et l'utilisation des microscopes électroniques à balayage, et des machines d'essais mécanique. J'ai apprécié chacune de tes interventions de par ton amicalité et parce que tu fais toujours le nécessaire pour que nous soyons impactés un minimum lors de la panne d'un équipement. En ce sens, tu es toujours soucieuse des doctorants, et tu sais également être un soutien moral, c'est pourquoi tu es particulièrement appréciée. Merci ! Parmi les ingénieurs d'études je souhaite également remercier David et Marc. J'inclus également Federico qui était post-doctorant en ce temps-là. Je vous remercie tous pour m'avoir ouvert les portes du tomographe. Certes, cette partie du travail n'est pas présentée dans le manuscrit, mais je voudrais ici vous signifier que cela m'a permis de décider de la méthode à adopter pour étudier les fissures à cœur du matériau. Grâce à vous, le Chapitre V a du sens et contient l'un des résultats important de ma thèse. Enfin, je souhaite remercier Immanuel Freiherr von Thüngen, ancien doctorant du laboratoire qui a également travaillé sur la thématique « dwell ». Je n'ai pas eu la chance de te connaître pendant la thèse, mais ton manuscrit m'a été d'une aide précieuse. J'espère que dans la série « dwell » d'autres thèses suivront et que nos manuscrits seront, alors, d'une aide égale aux futurs thésards.

Après les remerciements « scientifiques », il est temps pour moi de remercier les personnes qui m'ont apporté joie, rires et soutiens. En effet, on dit souvent au football que lorsque le groupe vit bien, il va loin. Ainsi, si j'ai pu aller au bout de ce match scientifique, c'est parce que le groupe ENDO vit très bien. Profiter des pauses, pour échanger, discuter, rire et trouver des compagnons de routes, ce n'est pas être inefficace. Au contraire, c'est ce qui participe à nous donner envie demain et après-demain, d'arriver tôt et de repartir tard. Le labo n'est alors plus synonyme de dur labeur, mais devient ainsi, une deuxième maison. Notre travail devient également particulier car on y met et on y laisse une partie de soi.

Avant de remercier les personnes qui ont marqué mon cercle proche, je tiens à remercier l'ensemble des personnes qui ont également participé à l'atmosphère chaleureuse au sein du laboratoire, et dont je garde un très bon souvenir. Merci donc aux anciens qui ont participé à l'intégration de ma génération de doctorant par des Moes (Amélie M, Louis, Elodie, Bibé, Emeline, Amélie P, Julien G), ou par l'ATEM (François, Vincent, Aurélien). Un remerciement spécial à toi Françouz car tu as été un compagnon de galère de polissage/nettoyage d'éprouvettes et de MEB-EBSD (changement de filament), mais aussi de soirées jeux de société ou séries tv à ta coloc. Je ne peux m'empêcher de rire à chaque fois que je repense à ta tête lorsque tu t'empêchais de rigoler pour un piccolo ! Ancien président de l'ATEM, tu nous as aussi passé le flambeau, et je tiens par-là à remercier la TEAM ATEM 2017. Ils se reconnaîtront ! Ce fut un plaisir d'organiser les événements du labo avec vous car il y avait toujours une bonne dose de fun ! Je passe ensuite au cercle des italiens qui m'ont accepté un bon nombre de samedis soirs pour un verre au bar (attention 22h c'est trop tôt, à partir de 23h) : Marina, Flavio, Vincenzo et Antonio (pour nos débriefings ligue des champions à 08h le matin aussi). Il y a aussi, Carolina guide de Rome (et j'espère m'y rendre bientôt juste avant ou après la Calabre !), et puis Marco et Giuseppe toujours prêt pour un volley-ball. Giuseppe, merci également pour tes talents d'artistes qui ont permis de personnaliser mon dos avec une magnifique cazzo ailées... On s'en souviendra longtemps ! Viens maintenant le temps de remercier les personnes qui ont animé une bonne partie de mes pauses de midi : les coincheurs et joueurs de bad : Caroline à qui j'ai lamentablement fait perdre un tournoi de bad mais promis je me suis amélioré depuis, Nicolas qui est un peu mon double puisque certaines personnes ont réussi à nous confondre pendant longtemps. Animateur de piccolo, initiateur d'Eurovision et auteur de discussion parfois lunaire, il y a toujours une bonne dose de rire à la fin. Lucille, on se retrouve dans la partie co-bureaux, mais je suis obligé de rendre hommage ici au seul PCKT qu'on a réussi à passer ! Coline et Samuel L font également parti de ce cercle : Coline ce fut un plaisir de trouver une supportrice de l'OL et une amatrice de sport en tout genre ; Samuel L je crois que ton sourire permanent est un des bons souvenirs du laboratoire, tu apportes une vraie présence joviale au labo, et on sent la différence des semaines avec ou sans toi. Enfin, pour terminer le cercle, merci aux nouveaux du labo qui semblent déjà constituer une bonne relève : Maxime, Florent, Guillaume (je compte sur toi pour maintenir la flamme footballistique au labo), et j'inclus Tiphaine aussi qui me remplace dans la Team Titane. Parmi les personnes qui ont animé mes journées au laboratoire je pense aussi à Maxime P le pilier de bar et amateur de poulet rôti ; Azdine avec qui ce fut un plaisir de partager les pause cafés, les discussions foot (enfin un supporter marseillais lucide) et également les points avec mon chef Samuel ; Sami impressionnant de travail et devenu également supporter marseillais. Je n'oublie pas Arantxa avec sa touche espagnole et catalane (nos vemos en Barcelona) entremêlée d'EBSD et puis Clément qui est le modèle de l'expérimentateur jusqu'à la mise en œuvre de son café. Tes memes et ta culture insolite me resteront en mémoire ! Enfin, pour finir mes journées et mes semaines, je ne peux pas ne pas mentionner mon club de football le Chasseneuil Saint-Georges football club (et le SCC avant). Merci à tous les joueurs et en particulier Boul (celui qui me dépose les ballons sur la tête), Keke, Nico N, Victor, Mickaël, Franky, Nico J et Guigui. Ce fut un plaisir de disputer les matchs et de vivre une montée avec vous. Un grand merci à David, mon coach durant ces 3 saisons et demie. Ce fut un plaisir de sentir ta confiance dans mon travail et mon jeu et de te servir sur le terrain, pour te la rendre ensuite. J'espère pouvoir trouver à nouveau un coach comme tu l'es au-delà de la Vienne.

Il est maintenant temps de remercier les personnes qui ont accompagné et égayé chacune de mes journées au laboratoire : mes co-bureaux et quasi co-bureaux. Pourquoi ? Car au-delà du B010, j'ai passé énormément de temps au B008. Merci à Alice, Layla, Nathan, Blanche et

aujourd'hui Prasad. Nathan, quand je repense à toi il y a tout de suite un KB9 qui résonne dans ma tête. Alice, tu as été pour moi l'un des exemples à suivre en thèse de par ton professionnalisme, ta réussite et tes rires. Je vais toujours me souvenir de tes Alice Cervellon, de tes cartons jaunes et de tes ouaieeens. Tu as aussi été témoin de mes premières galères de polissage ! Layla, on a un parcours similaire INSA Lyon – SGM – Thèse titane et surtout... avoir habité au 42 rue des Carmélites ! (#colocdu42). Ce fut un plaisir de passer des soirées tajines tv le dimanche soir et d'avoir profité de leçons de boxes et de vies... inspirées de Rocky ou de Jacques Chirac. Ton départ a laissé un vide au labo mais c'était pour mieux se retrouver dans des week end chill (Lacanau, surf, Puy de Dôme, Roya tonic). J'espère qu'ils seront encore nombreux ! En parlant de West Coast Chillin merci à Blanche aussi, modèle de solidité dans l'urgence. Ta culture sport est impressionnante et ta manière de conduire les paris sportifs quelque peu surprenante... mais il n'y a pas de petits profits ! Et merci d'être venue assister à des matches clefs du CSG-FC ! Avant d'attaquer les co-bureaux, il me reste à remercier Prasad (ça roule ma poule). Ce fut un plaisir de te connaître avec ton envie de découvrir la culture et la langue française qui est très agréable. Continue d'aller à la salle pour ne pas faire pousser la cantine ! Je passe maintenant à mes co-bureaux. Il y a d'abord ceux qui m'ont accueilli au B010 et pour qui je demeure petit Cyril : Gaëlle et Federico. Ce fut un plaisir d'être arrivé au sein de votre bureau, et vous avez été deux exemples parfaits à suivre. Vous m'avez accueilli de la meilleure des façons, et nos moments de complicité furent nombreux (bataille d'élastiques, où est l'araignée ?, nerf, pigeon, Je s'appelle Groot etc...). Vous avez laissé un vide au bureau à votre départ mais heureusement, sont arrivés ensuite à différents stades de leur thèse, les zouzettes : Sarah et Lucille, ainsi que Romain. Romain, tu as été un bon successeur pour l'ATEM et ce fut un plaisir de partager mes derniers instants au bureau avec toi. J'aurai quand même toujours en tête le souvenir de ton attaque suicidaire lors d'une certaine sortie kayak ! Sarah, tu as mis du temps avant de voir mon côté « fun », je sais, mais je suis heureux qu'on soit arrivé à notre niveau de complicité. Tu as été pour moi une constante agréable de mes journées. Je savais qu'on allait forcément partager un rire ou une chiquette au bureau. Sarah, fais-moi une promesse pour la suite de ta thèse, interdiction d'être dans le Souss hormis si tu te rends en Tunisie... Sinon tu m'appelles et on sera obligé de faire un point ensemble !! Lucille, c'est probablement toi qui as fait ressortir mon côté fun auprès de Sarah. Bien que tu sois parmi les co-bureaux, je n'oublie pas chaque moment que l'on a partagé depuis le début de la thèse (bad, call of, broforce, Alien, St Cyr etc.). Ce fut un plaisir de faire partie de la team déménagement, surtout au retour ! Merci de m'avoir fait découvrir Belfort et Europa Park, ça reste et restera l'un de mes meilleurs week-end. Tu as également été un bon binôme pour le bad ou la coinche (tempère quand même ton envie de ne pas perdre ;)). Merci pour tous les moments qu'on a passé ensemble et occupe-toi bien de Tortank. Lucille, Sarah, Romain mais aussi Gaëlle et Federico je garderai un souvenir affectueux de vous et j'espère bien que nous resterons en contact !

Je vais maintenant terminer mes remerciements au laboratoire avec deux personnes qui sont très spéciales pour moi et dont j'aime à croire que les liens que nous avons tissés resteront fort au-delà de la thèse, Luciana et Paul. Luciana, cela fait moins d'un an qu'on se connaît bien (qui sait peut-être parce que mon père m'a toujours dit 1) les études 2) les filles et on se trompe pas dans l'ordre...). Alors de ce fait, je sais que tu me diras que tu ne mérites pas d'être dans cette partie des remerciements. Mais si, tu le mérites amplement car tu es formidable, tu es mon plus beau cadeau de la thèse, et parce que grâce à toi (ce pendant la rédaction), je suis devenu plus confiant, plus solide et moins seul. Tu me donnes d'autres perspectives aujourd'hui qui rendent le futur beaucoup moins effrayant et plus palpitant. J'espère pouvoir te rendre tout ce que tu m'as donné, et tout ce que tu me donnes because you are a keeper. Paul, ou plutôt gros, car notre amitié est si spéciale que si l'on s'appelle par nos prénoms c'est que quelque chose ne va pas. Tu es devenu un frère de

thèse (Bro's in PhD). Combien de rires, de délires (Dockariat, Clayton, Faut que j'aïlle ****, Goriilleeee, cantine, boxe, T'as pas voulu faire 100km, The dictator, mirador, back up, run, ya d'la belle cote, Non !, zen...) de dérapages (brouette, mobylette, stéréo, faut qu'on se parle dans la cuisine, brrrr !, slrrp !), et de craquages (Macdo, BK, pizza) ; nous avons eu au bureau, chez moi, chez toi, à Poitiers, à Lacanau ou à Clermont-Ferrand. Au-delà des rires tu as été d'un soutien infailible, de tout instant, lorsque la thèse a commencé à frapper presque aussi dur que la vie (petite ref a Rocky promis je les regarderai). Gros on est allé jusqu'à prendre un smoothie en terrasse, je me pose des questions... On a commencé la thèse ensemble, le même jour (même si notre histoire a commencé avant, on le sait) et j'ai tout de suite su que j'avais trouvé un bon allié pour la thèse et Gros, au final on aura fait du Grand Mendes tous les deux. J'ai toujours admiré ton humilité, ta solidité, ton calme et ton parcours de docker à docteur. Merci pour tous gros, Force et Honneur tu le sais et je vais m'arrêter là sinon je vais verser ma larme.

Enfin au-delà du laboratoire, il y a mes plus fidèles supporters, ma famille. Je voudrais remercier mes parents, mon frère, ma sœur qui ont toujours été là pour moi. Vous m'avez soutenu dans les moments les plus difficiles et au moment où j'en avais le plus besoin. Cette victoire elle est grâce à vous ! Paps et Mams on a encore fait du grand mendes, le dernier des études. Marie et Vincent, le laboratoire aura aussi un lien spécial pour nous, car il vous y aura également vu en stage pendant ma thèse. C'était une joie d'avoir pu repartager des journées entières ensemble. Vous rendre fier, ainsi que toute la famille est ce qui m'a toujours poussé à aller jusqu'au bout, toujours plus loin et ne rien lâcher depuis le début des études... et cela continuera. Merci également à mes grands-parents qui ont toujours eu une pensée et une prière pour moi. Merci aussi à mon parrain, ma marraine, mes oncles, mes tantes, mes cousins et mes cousines qui également ont toujours eu une pensée pour moi. C'était une joie et une fierté d'avoir présenté mes travaux devant vous, et de voir votre intérêt dans mon parcours malgré la distance. Papi Istres, tu m'as supporté longtemps au bord des terrains de foot. Lorsque j'étais enfant, je rêvais (et je rêve toujours) de pouvoir mettre notre nom au dos d'un maillot de foot français au plus haut niveau. Grâce à la thèse j'ai en partie réalisé ce rêve car, et même si cela n'est pas grand-chose, j'ai pu l'inscrire dans la communauté scientifique internationale. Papi Saint-Naz pendant la thèse tu m'as donné des vis en titane qui ont représenté ton passé de technicien avion et ton intérêt pour mes travaux de thèse. Ironie du sort, demain j'irai travailler dans une entreprise qui réalise notamment des vis et des éléments de fixation en titane pour les avions. La boucle est donc bouclée, et s'ouvre un nouveau chapitre dont je sais que vous m'accompagnerez tous encore. Merci pour tout !

Ces remerciements sont un peu longs, je m'en excuse mais c'était ici aussi l'opportunité de laisser pour de longues années la trace de chacun de mes souvenirs de thèse.

Merci encore à toutes et à tous pour ces souvenirs !

Sommaire

Table des notations	21
Introduction	25
Chapitre I : Etude Bibliographique	31
Sommaire	32
Introduction	35
1. Généralités sur les alliages de titane	35
1.1. Cristallographie	35
1.2. Métallurgie du titane et de ses alliages	38
1.2.1. Les éléments d'alliage	38
1.2.2. Les classes d'alliages de titane	39
1.3. Microstructure et propriétés mécaniques des alliages $\alpha + \beta$	41
1.3.1. Microstructure des alliages de titane $\alpha + \beta$	41
1.3.1.1. Microstructure lamellaire	42
1.3.1.2. Microstructure équiaxe	43
1.3.1.3. Microstructure bimodale	44
1.3.2. Relations entre caractéristiques microstructurales et propriétés mécaniques.....	45
1.3.2.1. Microstructure lamellaire	45
1.3.2.2. Microstructures équiaxe.....	46
1.3.2.3. Microstructures bimodale.....	46
2. Mécanismes de déformation des microstructures bimodales	47
2.1. Mécanismes de déformation de la phase α	48
2.1.1. Systèmes de glissement	48
2.1.2. Systèmes de maclage.....	49
2.2. Activation des mécanismes de déformation	50
2.2.1. Loi de Schmid et cission critique.....	50
2.2.1.1. Loi de Schmid.....	50
2.2.1.2. Cission résolue critique (τ_{CRSS}).....	51
2.2.2. Influence de l'orientation cristallographique	52
2.2.3. Influence de la température.....	54
2.2.4. Influence de l'addition d'aluminium	55
2.2.5. Influence de la vitesse de déformation.....	57
2.3. Localisation de la déformation plastique dans les alliages de titane $\alpha + \beta$	58
2.3.1. Morphologie du glissement et influence de l'ordre à courte distance	58
2.3.2. Premiers stades de plasticité.....	60
2.3.2.1. Activation du glissement dans les nodules α_p	60
2.3.2.2. Activation du glissement dans les colonies lamellaires	60
2.3.2.3. Transmission du glissement.....	61
2.3.2.4. Localisation du glissement à grande échelle : macrozones.....	62

3.	Effet « dwell » dans les alliages de titane	63
3.1.	Mise en évidence et attributs de l'effet dwell.....	63
3.2.	Conditions favorisant l'effet dwell.....	64
3.2.1.	Influence des conditions d'essais.....	64
3.2.1.1.	Effet de la température	65
3.2.1.2.	Paramètres de la méthode d'essai	65
3.2.2.	Influence de la microstructure.....	67
3.2.2.1.	Caractéristique de la phase α_p	67
3.2.2.2.	Texture et orientation cristallographique.....	69
3.2.2.3.	Hydrogène interne	70
3.3.	Mécanismes de déformation actifs sous sollicitations cyclique et quasi-statique.....	72
3.3.1.	Mécanismes de déformation actifs en fatigue	72
3.3.2.	Mécanismes de déformation actifs en fluage à froid.....	74
3.3.3.	Mécanismes de déformation actifs en dwell-fatigue.....	77
3.4.	Mécanismes d'amorçage de fissure sous sollicitations cycliques.....	79
3.4.1.	Amorçage de fissures en fatigue	80
3.4.2.	Amorçage de fissures en dwell-fatigue	82
3.4.2.1.	Orientations spatiale et cristallographique des facettes internes	82
3.4.2.2.	Mécanisme d'amorçage des fissures en dwell fatigue	84
3.5.	Propagation de fissures en fatigue et en dwell-fatigue	87
3.6.	Synthèse autour de l'effet « dwell »	89
	Chapitre II : Matériau et techniques expérimentales.....	91
	Sommaire	92
	Introduction	93
1.	Matériau d'étude	93
1.1.	Alliage et microstructure.....	93
1.2.	Lot de matière I : Etude sur micro-éprouvettes	95
1.2.1.	Bloc et géométrie d'éprouvettes	95
1.2.2.	Caractéristiques microstructurales.....	95
1.2.3.	Propriétés mécaniques	96
1.3.	Lot de matière II : Etude sur éprouvettes cylindriques.....	97
1.3.1.	Bloc et géométries d'éprouvettes	97
1.3.2.	Caractéristiques microstructurales.....	98
1.3.3.	Propriétés mécaniques	100
1.4.	Préparation des éprouvettes	101
2.	Essais mécaniques	101
2.1.	Essai de traction <i>in situ</i> sous MEB	101
2.1.1.	Micromachine d'essais.....	101
2.1.2.	Mesure de la déformation.....	102

2.1.3. Choix des zones de suivi et déroulement de l'essai.....	103
2.2. Essais cycliques : fatigue et dwell fatigue	103
2.2.1. Machine d'essai.....	104
2.2.2. Méthode d'essais	105
3. Caractérisation des éprouvettes	106
3.1. Microscopie électronique à balayage	106
3.1.1. Microscopes.....	106
3.1.2. Imagerie.....	107
3.1.3. Analyses EBSD	107
3.2. Analyses des mécanismes de déformation et d'amorçage de fissure.....	108
3.2.1. Représentation des orientations cristallographiques	108
3.2.2. Analyse et identification des traces de glissement	109
3.2.2.1. Détection des traces expérimentales	109
3.2.2.2. Calculs des traces théoriques	109
3.2.2.3. Comparaison et identification	110
3.2.3. Quantification de l'alignement de deux systèmes de déformation	111
Chapitre III : Relations niveaux de contrainte, mécanismes de déformation actifs en traction monotone et durée de vie sous sollicitations cycliques	113
Sommaire	114
Introduction	117
1. Etude des mécanismes de déformation actifs en traction monotone <i>in situ</i> sous MEB 117	
1.1. Déroulement de l'essai et phénoménologie des mécanismes de déformation actifs	117
1.1.1. Choix et caractéristiques des zones d'études.....	117
1.1.2. Déroulement de l'essai et phénoménologie des mécanismes de déformation.....	118
1.2. Mécanismes de déformation actifs en fin d'essai ($\sigma = 840$ MPa ; $\epsilon_p \approx 2\%$)	122
1.3. Mécanismes de déformation actifs au cours du chargement en fonction du niveau de contrainte appliqué	125
1.3.1. Evolution du nombre de systèmes actifs en fonction de la contrainte appliquée	125
1.3.2. Estimation des τ_{CRSS} du glissement basal et prismatique.....	127
1.3.3. Analyse des systèmes de glissement actifs aux niveaux de contrainte retenus pour les essais cycliques	128
1.3.3.1. Analyses du glissement à $\sigma = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$	128
1.3.3.2. Analyse du glissement à $\sigma = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$	129
1.3.3.3. Analyse du glissement à $\sigma = R_p^{0,2\%}$	129
1.4. Discussion des résultats	133
1.4.1. Analyse des glissements basal et prismatique.....	133
1.4.1.1. Activation et détermination des τ_{CRSS}	133
1.4.1.2. Influence de l'anisotropie élastique.....	133
1.4.2. Mécanismes de déformation actifs en fonction du niveau de contrainte appliquée	134

2. Comportement en fatigue et dwell-fatigue de l'alliage Ti-6Al-4V à $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$ et $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$	135
2.1. Comportement mécanique	135
2.1.1. Evolution de la déformation plastique au cours du chargement.....	135
2.1.1.1. $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$	135
2.1.1.2. $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$	137
2.1.2. Durée de vie.....	138
2.1.3. Déformation plastique à rupture.....	139
2.1.4. Déformation plastique au premier cycle et durée de vie en nombre de cycles.....	140
2.2. Analyse des faciès de rupture	141
2.2.1. Fatigue	141
2.2.2. Dwell-fatigue	143
2.3. Discussion des résultats	145
2.3.1. Endommagement sous sollicitations cycliques	145
2.3.1.1. Amorçage de fissures en fatigue.....	145
2.3.1.2. Amorçage de fissures en dwell-fatigue.....	145
2.3.2. Sensibilité du Ti-6Al-4V à l'effet « dwell ».....	146
2.3.2.1. Caractéristiques de l'effet « dwell »	146
2.3.2.2. Intensité de l'abatement de durée de vie	147
2.3.2.3. Durée de vie et déformation plastique au premier cycle	149
Conclusion	150

Chapitre IV : Etude des mécanismes de déformation sous sollicitations cycliques avec temps de maintien en relation avec l'orientation cristallographique locale.....

Sommaire

Introduction

1. Essais mécaniques et procédure d'analyse	155
1.1. Essais cycliques interrompus à $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$	155
1.2. Essais cycliques interrompus à $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$ avec différents temps de maintien	157
2. Etude de l'activation des modes de glissement basal et prismatique	158
2.1. Evolution des systèmes de glissement actifs durant les premiers cycles.....	158
2.1.1. Système de glissement actifs après 1 cycle de dwell-fatigue.....	158
2.1.1.1. Après 1 cycle de fatigue	158
2.1.1.2. A déformation plastique équivalente ($\approx 0,1\%$) en fatigue et dwell-fatigue	160
2.1.2. Evolution des systèmes de glissement actifs avec le nombre de cycles	161
2.1.2.1. Pour un chargement en fatigue	161
2.1.2.2. Pour un chargement en dwell-fatigue	165
2.1.2.3. Comparaison entre fatigue et dwell-fatigue à différents niveaux de déformation plastique	166
2.2. Influence du temps de maintien	167
2.2.1. Sur les systèmes de glissement actifs	167

2.2.2. Sur les traces de glissement	170
3. Autres modes de déformation	171
3.1. Glissement pyramidal de 1^{ère} espèce	171
3.1.1. Domaine d'orientation cristallographique	171
3.1.2. Analyse de systèmes actifs	172
3.1.2.1. En fonction du facteur de Schmid.....	172
3.1.2.2. En fonction de l'angle de déclinaison	173
3.2. Glissement le long d'une interface	174
3.3. Système de maillage 1012[1011].....	176
3.3.1. Etude de cas et description du maillage 1012	176
3.3.1.1. Détection et identification du mode de maillage.....	176
3.3.1.2. Analyse du maillage {1012}.....	179
3.3.2. Analyse statistique du phénomène.....	180
3.3.2.1. Domaines d'orientations cristallographiques	180
3.3.2.2. Influence de l'alignement des systèmes de déformation.....	181
3.3.2.3. Facteur de Schmid du glissement incident	182
3.3.2.4. Facteur de Schmid du maillage sortant	183
3.3.2.5. Bilan	184
4. Discussion	185
4.1. Mécanismes de déformation du Ti-6Al-4V sous sollicitations cycliques.....	185
4.2. Influence du temps de maintien sur les mécanismes de déformation actifs	188
4.3. Les relations avec les performances sous sollicitations cycliques	189
4.3.1. Mécanismes de déformation et d'endommagement.....	189
4.3.2. Rôle du maillage 1012	191
4.3.3. Moyen d'amélioration des durées de vie sous sollicitations cycliques.....	195
Conclusion	196

Chapitre V : Etude de l'amorçage de fissures sous sollicitations cycliques avec temps de maintien en relation avec la microstructure 197

Sommaire 198

Introduction 201

1. Etude de l'amorçage de fissures en surface sous sollicitations cycliques 201

1.1. Essais et nombre de fissures..... 201

1.2. Configurations microstructurales à l'amorçage des fissures surfaciques 202

1.3. Analyse des orientations cristallographiques de la phase α_p aux sites d'amorçage des fissures surfaciques 204

 3.1.1. Domaine d'orientations cristallographiques
 204 |

3.1.2. Rôle du glissement basal.....
 205 |

3.1.3. Désorientation cristallographique de part et d'autre des fissures.....
 207 |

3.1.4. Caractéristiques du site d'amorçage des fissures surfaciques sous sollicitation cycliques ...
 209 |

17

2.	Etude de l'amorçage des fissures subsurfaciques	209
2.1.	Démarche et essais mécaniques.....	209
2.1.1.	Essais mécaniques et nombre de fissures détectées	209
2.2.	Observations des sites d'amorçage des fissures subsurfaciques	210
2.3.	Caractérisation des sites d'amorçage de fissures subsurfaciques.....	212
2.3.1.	Orientations cristallographiques.....	212
2.3.2.	Trace du plan basal et facteur de Schmid du glissement basal	213
2.3.3.	Relations d'orientations cristallographiques	215
2.3.4.	Caractéristiques du site d'amorçage des fissures subsurfaciques.....	217
3.	Etude du mécanisme d'amorçage de fissures	217
3.1.	Observations complémentaires	217
3.1.1.	Suivi <i>ex situ</i> de l'amorçage des fissures	217
3.1.2.	Observation dans un plan de coupe	218
3.1.2.1.	Configuration favorable à l'amorçage d'une fissure	219
3.1.2.2.	Configuration microstructurale défavorable à l'amorçage d'une fissure.....	221
3.2.	Influence de la texture cristallographique locale	222
3.2.1.	Répartition des fissures en fonction de l'orientation cristallographique	222
3.2.2.	Analyse du nombre de sites microstructuraux favorables à l'amorçage de fissure en fonction de la texture cristallographique.....	224
3.3.	Influence des premiers voisins	225
3.3.1.	Nature microstructurale des voisins	225
3.3.2.	Orientation cristallographique des 1ers voisins	226
4.	Discussion des résultats	227
4.1.	Sites d'amorçage de fissures sous sollicitations cycliques	227
4.1.1.	En fatigue.....	227
4.1.2.	En dwell-fatigue	229
4.2.	Les relations avec les performances sous sollicitations cycliques	230
4.2.1.	Mécanisme d'amorçage de fissure.....	230
4.2.1.1.	Mécanisme proposé d'après les résultats obtenus.....	230
4.2.1.2.	D'après les éléments de la littérature.....	231
4.2.2.	Prédiction de l'amorçage de fissures sous sollicitations cycliques.....	232
Conclusion	234	
Conclusion générale & perspectives.....	235	
Annexes	241	
Annexe A :	Domaines d'orientation cristallographique associés aux glissements basal et prismatique sous sollicitations cycliques.....	243
Annexe B :	Domaine d'orientations cristallographiques associés au glissement pyramidal de 1^{ère} espèce sous sollicitations cycliques	244

Annexe C : Publications dans le cadre des travaux de thèse présentés	245
Références Bibliographiques	247

Table des notations

θ	Angle de déclinaison
τ_{RSS}	Cission résolue
τ_{CRSS}	Scission résolue critique
$\dot{\epsilon}$	Vitesse de déformation
m	Sensibilité à la vitesse de déformation
QTF	Quantitative Tilt Fractography
MEB	Microscope Electronique à Balayage
MEB-FEG	MEB à canon à effet de champ (Field Emission Gun)
SE	Electrons secondaires (Secondary Electrons)
BSE	Electrons rétrodiffusés (Backscattered electrons)
EBS	Diffraction des électrons rétrodiffusés (Electron Backscatter Diffraction)
EBS-HR	Diffraction des électrons rétrodiffusés Haute Résolution
GROD	Désorientation locale par rapport à l'orientation cristallographique moyenne du grain (Grain Reference Orientation Deviation)
MET	Microscope Electronique à Transmission
FIB	Sonde ionique focalisée (Focused Ion Beam)
FS	Facteur de Schmid
m'	Paramètre caractérisant l'alignement entre deux systèmes de déformation
E	Module d'Young
$R_p^{0,2\%}$	Limite d'élasticité conventionnelle
R_m	Résistance à la traction
LCF	Fatigue oligocyclique (Low Cycle Fatigue)
N_R	Nombre de cycles à rupture
σ_{max}	Contrainte maximale atteinte en cours de cycle
ϵ_p	Déformation plastique cumulée
FIP	Fatigue Indicator Parameter

Introduction

Le titane de symbole Ti dans le tableau périodique des éléments appartient à la famille des métaux de transition. Son numéro atomique 22 en fait l'un des éléments les plus légers de cette famille, dans laquelle on trouve notamment le fer ($Z=26$) ou le nickel ($Z=28$). Cette propriété garantie aux alliages de titane une densité relativement faible, environ 60% de celle d'un acier. Les alliages de titane possèdent de plus de très bonnes propriétés mécaniques, leur permettant d'avoir une résistance spécifique élevée. Ils sont donc très attrayants pour l'industrie aéronautique où l'allègement des structures est un objectif constant. Les alliages de titane présentent également une très bonne résistance à la corrosion et ils peuvent être biocompatibles. C'est pourquoi on les retrouve dans le secteur de l'industrie chimique et dans le domaine biomédical pour la fabrication de prothèse notamment. Bien que le titane soit le 9^{ème} élément le plus abondant de la planète, son procédé d'extraction est coûteux. Par conséquent, ce matériau est relativement cher ce qui explique que son utilisation est principalement restreinte aux secteurs décrits précédemment. Sur le marché des alliages de titane, le Ti-6Al-4V, mis au point par Franck Crossley et Harold Kessler en 1959 (Crossley and Kessler, 1959), est le plus utilisé toutes catégories confondues. Il constitue l'alliage d'étude de cette thèse.

Dans le secteur aéronautique, les alliages de titane comme le Ti-6Al-4V sont principalement utilisés dans la fabrication de composants structuraux pour le fuselage ou les moteurs d'avion. Pour les moteurs d'avion, ils sont notamment utilisés dans les composants tournants (aube ou disque de compresseur) des parties dites « froides ». Les sollicitations mécaniques qu'ils subissent y sont complexes. Le chargement est principalement cyclique, avec des niveaux de contrainte mis en jeu qui relèvent souvent du domaine de la fatigue à faible nombre de cycles ou oligocyclique. Toutefois, en associant un cycle de chargement à un vol d'avion, le schéma de la Figure 1 montre que la contrainte n'est pas constante en cours de cycle. Les étapes de décollage, de croisière et d'atterrissage conduisent à un maintien de la contrainte à haute charge moyenne pendant une durée qui se compte en heures. La sollicitation vue par ces pièces ne peut alors être modélisée par un simple cycle de fatigue comprenant une charge et une décharge. La sollicitation réelle est de type fatigue – temps de maintien avec un rapport de charge positif.

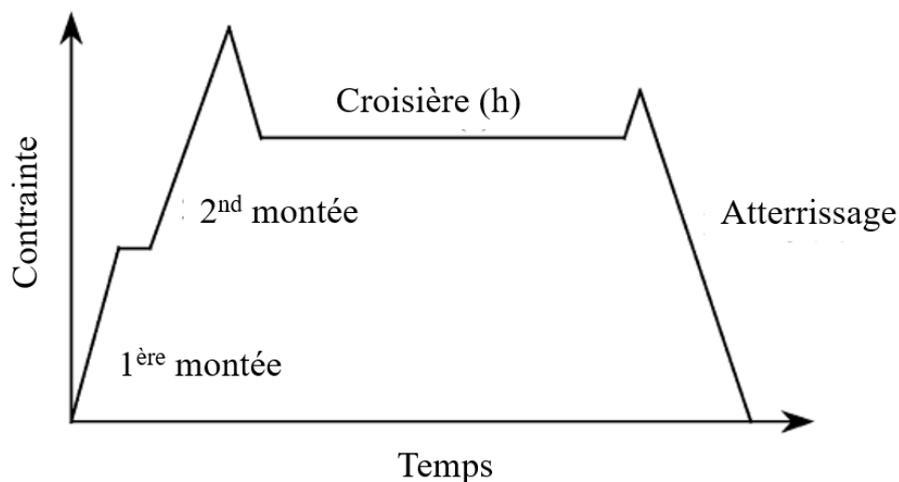


Figure 1 : Représentation schématique du chargement des disques de moteurs d'avion durant un vol (Bache, 2003).

Du fait de la particularité des alliages de titane à fluer à basse température (inférieur à $\approx 15\%$ de la température de fusion), le temps de maintien à haute charge moyenne conduit à une accumulation de déformation plastique cycle après cycle. Il en résulte une réduction d'un ou de

plusieurs ordres de grandeur du nombre de cycles à rupture du matériau. Le terme « dwell » en anglais faisant référence à la notion de temps de maintien, cet abatement de durée de vie est appelé effet « dwell ». Ce dernier est à l'origine de plusieurs accidents d'avion en service par le passé. Le premier incident apparenté à l'effet « dwell » remonte à l'année 1972. Durant le vol d'un avion Lockheed 1011 Tristar, un disque en alliage de titane IMI 685 du moteur Rolls Royce RB211, a subi une rupture catastrophique et prématurée (Bache, 2003). Comme le montre la photo de la Figure 2, suite à cette rupture, le moteur fut presque totalement détruit, illustrant la gravité de ce type d'accident et l'urgence de s'en prémunir.



Figure 2 : Moteur d'avion suite à la rupture prématurée du disque fan en alliage de titane due à l'effet "dwell" (Freiherr von Thügen, 2016).

Suite à cet accident, les premières analyses sur l'effet « dwell » ont montré que l'abatement de durée de vie avec une sollicitation en fatigue à faible nombre de cycles comme référence, s'accompagne d'une augmentation de la déformation plastique à rupture et d'une transition de l'amorçage de la fissure fatale de la surface vers le volume (Evans and Gostelow, 1979; Eylon and Hall, 1977). Ces deux caractéristiques montrent la complexité de l'effet « dwell » qui semble conduire à des mécanismes différents de déformation et d'amorçage de fissure. Malgré plus de 40 ans d'études, l'origine de ce dernier n'est toujours pas totalement comprise. A l'image de la session « Microstructure properties relationships Fatigue / Dwell-Fatigue » (10 présentations de 6 pays) lors de la conférence Titanium 2019, cela constitue toujours une thématique de recherche active.

L'une des clefs pour l'amélioration de la prédiction des durées de vie des alliages de titane en fatigue – temps de maintien, ou dwell-fatigue, est la compréhension du mécanisme d'amorçage de fissures. Néanmoins le caractère subsurfacique de ce dernier complexifie ce travail. Contrairement à l'amorçage de fissure en fatigue à faible nombre de cycles, l'étude des sites d'amorçage de fissures se limite dans la littérature le plus souvent à l'analyse de faciès de rupture. Aucune étude ne rapporte ainsi une analyse basée sur un nombre statistique de sites d'amorçage à cœur. De plus, l'analyse des faciès de rupture, ne permet pas d'étudier les sites d'amorçage de fissure en regard des mécanismes de déformation actifs. Or, l'amorçage de fissure sous sollicitations cycliques dans les alliages de titane est gouverné, comme pour de nombreuses autres classes de matériaux métalliques, par les mécanismes de déformation plastique qui précèdent la phase d'endommagement (Lütjering and Williams, 2007). Cela signifie que la compréhension de l'influence du temps de maintien sur les premiers stades d'endommagement passe également par une meilleure compréhension de son action sur les mécanismes de déformation plastique. Le

premier objectif des travaux de thèse présentés sera ainsi d'étudier l'influence du temps de maintien sur les modes de déformation plastique de la phase α du titane. Le deuxième objectif sera d'identifier les configurations microstructurales favorisant l'amorçage de fissures en dwell-fatigue. En répondant à ces deux objectifs, des premiers éléments de compréhension du processus d'endommagement en dwell-fatigue pourront être suggérés et un mécanisme pourra être proposé. Afin de parvenir à ces objectifs, ce manuscrit s'articule selon les 5 chapitres suivants :

- Le Chapitre I propose un état de l'art sur la métallurgie et les modes de déformation du titane, ainsi que sur l'effet « dwell » pour les alliages de titane. Les deux premières parties regroupent l'ensemble des connaissances scientifiques nécessaires pour la compréhension des résultats présentés dans ce manuscrit. La dernière partie sur la problématique « dwell » établit le contexte scientifique de cette étude. Les résultats importants et manquants seront notamment soulignés. Ils permettront de comprendre le point de départ des travaux présentés et la démarche adoptée.
- Le Chapitre II a pour but de présenter le matériau et les techniques expérimentales pour l'étude de l'effet « dwell ». La microstructure du matériau, les moyens de caractérisation mécanique et microstructurale, ainsi que les analyses EBSD employées, seront notamment présentés. L'ensemble de ces moyens expérimentaux permettront d'étudier de façon statistique l'influence du temps de maintien sur les mécanismes de déformation et d'amorçage de fissures. En particulier, l'analyse des traces de glissement permettant l'identification des systèmes de déformation sera détaillée.
- L'accumulation de la déformation plastique étant à l'origine de l'effet « dwell », le Chapitre III a pour but de caractériser les modes de déformations actifs dans le Ti-6Al-4V à microstructure bimodale. Les durées de vie de l'alliage en fatigue et en dwell-fatigue seront également étudiées en fonction de la contrainte appliquée pour évaluer l'amplitude des abattements introduits par l'effet « dwell ». Les résultats de ce chapitre permettront également de contextualiser l'étude des Chapitres IV et V à l'échelle micrométrique, par rapport au comportement mécanique de l'alliage.
- L'objet du Chapitre IV est de comparer les modes de déformation associés à des sollicitations cycliques de fatigue et de dwell-fatigue avec différentes durées de temps de maintien. Afin de révéler au mieux l'influence du trajet de chargement, sans être perturbé par l'accumulation de déformation plastique, les comparaisons des résultats seront effectuées pour des taux de déformation plastique cumulée équivalents.
- L'objet du Chapitre V est finalement de faire le lien entre plasticité et endommagement en étudiant l'influence du temps de maintien sur l'amorçage des fissures. La transition de l'amorçage des fissures fatales de la surface vers le cœur du matériau associée à l'effet « dwell », pourrait effectivement être le résultat d'un mécanisme d'amorçage de fissures différent. Ainsi, les configurations microstructurales présentes à l'amorçage des fissures sous sollicitations cycliques avec temps de maintien seront caractérisés en surface et à cœur du matériau de manière statistique. L'association des résultats obtenus aux Chapitres IV et V, avec les études de la littérature, permettront de proposer un mécanisme associé à l'amorçage de fissure en fatigue et en dwell-fatigue.

Chapitre I :

Etude Bibliographique

Sommaire

Sommaire	32
Introduction	35
1. Généralités sur les alliages de titane	35
1.1. Cristallographie.....	35
1.2. Métallurgie du titane et de ses alliages.....	38
1.2.1. Les éléments d'alliage	38
1.2.2. Les classes d'alliages de titane	39
1.3. Microstructure et propriétés mécaniques des alliages $\alpha + \beta$.....	41
1.3.1. Microstructure des alliages de titane $\alpha + \beta$	41
1.3.1.1. Microstructure lamellaire	42
1.3.1.2. Microstructure équiaxe	43
1.3.1.3. Microstructure bimodale	44
1.3.2. Relations entre caractéristiques microstructurales et propriétés mécaniques.....	45
1.3.2.1. Microstructure lamellaire	45
1.3.2.2. Microstructures équiaxe.....	46
1.3.2.3. Microstructures bimodale.....	46
2. Mécanismes de déformation des microstructures bimodales	47
2.1. Mécanismes de déformation de la phase α.....	48
2.1.1. Systèmes de glissement	48
2.1.2. Systèmes de maclage.....	49
2.2. Activation des mécanismes de déformation.....	50
2.2.1. Loi de Schmid et cission critique.....	50
2.2.1.1. Loi de Schmid.....	50
2.2.1.2. Cission résolue critique (τ_{CRSS}).....	51
2.2.2. Influence de l'orientation cristallographique	52
2.2.3. Influence de la température.....	54
2.2.4. Influence de l'addition d'aluminium	55
2.2.5. Influence de la vitesse de déformation.....	57
2.3. Localisation de la déformation plastique dans les alliages de titane $\alpha + \beta$.....	58
2.3.1. Morphologie du glissement et influence de l'ordre à courte distance	58
2.3.2. Premiers stades de plasticité.....	60
2.3.2.1. Activation du glissement dans les nodules α_p	60
2.3.2.2. Activation du glissement dans les colonies lamellaires	60
2.3.2.3. Transmission du glissement.....	61
2.3.2.4. Localisation du glissement à grande échelle : macrozones.....	62
3. Effet « dwell » dans les alliages de titane	63
3.1. Mise en évidence et attributs de l'effet dwell.....	63
3.2. Conditions favorisant l'effet dwell.....	64

3.2.1. Influence des conditions d'essais.....	64
3.2.1.1. Effet de la température.....	65
3.2.1.2. Paramètres de la méthode d'essai.....	65
3.2.2. Influence de la microstructure.....	67
3.2.2.1. Caractéristique de la phase α_p	67
3.2.2.2. Texture et orientation cristallographique.....	69
3.2.2.3. Hydrogène interne.....	70
3.3. Mécanismes de déformation actifs sous sollicitations cyclique et quasi-statique.....	72
3.3.1. Mécanismes de déformation actifs en fatigue.....	72
3.3.2. Mécanismes de déformation actifs en fluage à froid.....	74
3.3.3. Mécanismes de déformation actifs en dwell-fatigue.....	77
3.4. Mécanismes d'amorçage de fissure sous sollicitations cycliques.....	79
3.4.1. Amorçage de fissures en fatigue.....	80
3.4.2. Amorçage de fissures en dwell-fatigue.....	82
3.4.2.1. Orientations spatiale et cristallographique des facettes internes.....	82
3.4.2.2. Mécanisme d'amorçage des fissures en dwell fatigue.....	84
3.5. Propagation de fissures en fatigue et en dwell-fatigue.....	87
3.6. Synthèse autour de l'effet « dwell ».....	89

Introduction

L'objet de ce chapitre est de présenter les notions et connaissances scientifiques sur les alliages de titane essentielles à la compréhension des travaux de cette thèse très centrée sur la problématique « dwell ». Pour rappel, l'effet « dwell » résulte de la capacité du titane et de ses alliages à fluer à température ambiante, avec pour conséquence une réduction de durée de vie dès lors qu'un maintien en charge est appliqué dans un cadre de sollicitations cycliques. Les études de la littérature portant sur l'effet « dwell » concernent différents alliages de titane avec différentes microstructures. La première partie de ce chapitre a ainsi pour but de rappeler les principes élémentaires de la métallurgie du titane et de ses alliages, afin de se familiariser avec les différentes microstructures et propriétés mécaniques des alliages concernés par la problématique « dwell ». Ensuite, puisque l'accumulation de déformation plastique durant le temps de maintien est pilotée par les mécanismes de déformation, l'objet de la deuxième partie sera de présenter les modes de déformation du titane. Leur activation et leur localisation en lien avec la microstructure métallurgique seront notamment détaillées. L'ensemble de ces deux parties permettra alors d'aborder au mieux la troisième partie de ce chapitre qui a pour but de résumer les études de la littérature autour de l'effet « dwell » dans les alliages de titane. Pour cela les conditions de chargement cyclique favorisant l'occurrence de ce dernier seront d'abord détaillées. Ensuite, les mécanismes de déformation, d'amorçage et de propagation de fissure en fatigue et en dwell-fatigue seront détaillés. Cette dernière partie permettra de contextualiser les travaux présentés en mettant en évidence les points nécessitant des travaux supplémentaires pour la compréhension de l'effet « dwell ».

1. Généralités sur les alliages de titane

1.1. Cristallographie

Le titane pur existe sous deux structures cristallines : hexagonale compacte associée à la phase α (Figure I-1a), et cubique centrée associée à la phase β (Figure I-1b). La température de transformation allotropique entre ces deux structures ou transus β est de 882°C (Lütjering and Williams, 2007). Elle est toutefois modifiée par l'ajout d'éléments d'alliage. La phase α est stable pour des températures inférieures à 882°C et donc à température ambiante. Pour des températures supérieures à 882°C c'est la phase β qui est stable. La transformation de phase s'effectue par un faible déplacement de quelques atomes et sans diffusion (Burgers, 1934). Elle respecte ainsi des relations d'orientations cristallographiques spécifiques. Ces relations permettent notamment de retrouver l'orientation de la phase β parente ayant donné lieu à la phase α observée à température ambiante connaissant son orientation cristallographique et en tenant compte de la sélection de variants (Cayron, 2007).

Comme décrits sur la Figure I-1a, les paramètres de maille à température ambiante de la phase α sont les suivants : $a = 0,295$ nm et $c = 0,468$ nm (Lütjering and Williams, 2007). Ces paramètres de maille sont également modifiés par l'ajout d'éléments d'alliage. Ainsi, pour le Ti-6Al-4V à température ambiante, ces paramètres sont $a = 0,292$ nm et $c = 0,467$ nm (Castro and Séraphin, 1966). Le rapport c/a dans le cas du titane pur est de 1,587. En conséquence, les plans cristallographiques les plus denses sont les trois plans $(10\bar{1}0)$ dénommés plans prismatiques

(Leyens and Peters, 2003). En termes de densité, on trouve ensuite le plan (0001) dit plan basal dont la normale est confondue avec l'axe $\langle c \rangle$ de la maille hexagonale. Enfin, en troisième position, on trouve les six plans $(10\bar{1}1)$ dits plans pyramidaux de 1^{ère} espèce. Les directions denses sont au nombre de 3 : \vec{a}_1 , \vec{a}_2 et \vec{a}_3 qui correspondent à la famille $\langle 11\bar{2}0 \rangle$. Comme le montre la Figure I-1a, ces directions sont contenues dans le plan de base. La définition des plans et directions denses est très importante pour comprendre les mécanismes de déformation plastique. En effet, plus un plan et une direction sont denses et plus le système (plan + direction) associé est favorable au glissement des dislocations.

Le paramètre de maille de la phase β dans le cas du titane pur à 900°C est de 0,332 nm (Figure I-1b) (Lütjering and Williams, 2007). Les plans (110) mentionnés sur la Figure I-1b correspondent aux plans denses. Ils sont au nombre de six. Les directions denses de la phase β sont les quatre directions $\langle 111 \rangle$.

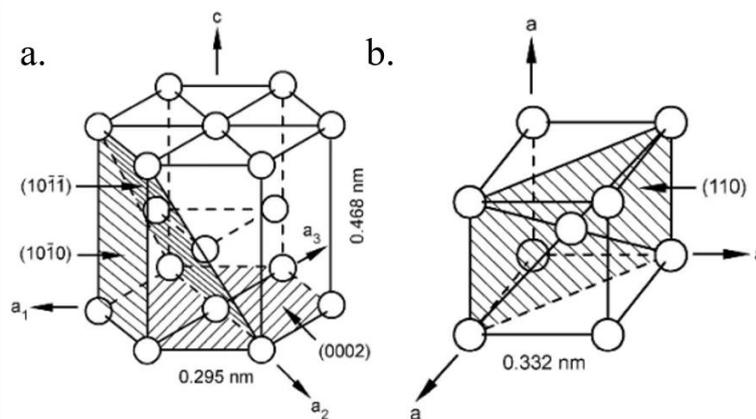


Figure I-1 : Structure cristallographique : a. hexagonale compacte de la phase α et b. cubique centrée de la phase β (Lunt, 2014).

Les propriétés élastiques de la phase α du titane ont été étudiées sur des monocristaux de titane pur (Fisher and Renken, 1964). Du fait de sa structure cristalline hexagonale compacte, le comportement élastique de la phase α est isotrope transverse. En conséquence, le module d'Young d'un monocristal de titane pur est dépendant de l'angle entre l'axe $\langle c \rangle$ de la maille hexagonale et la direction de sollicitation. Par la suite cet angle sera dénommé « angle de déclinaison ». Cette évolution est représentée sur le graphique de la Figure I-2a. On peut voir que le module est maximal et vaut 145 GPa lorsque la direction de sollicitation est confondue avec l'axe $\langle c \rangle$ (angle de déclinaison nul). Plus l'angle de déclinaison augmente et plus le module d'Young diminue. Lorsque ce dernier vaut 90°, le module d'Young est minimal et vaut 100 GPa (Lütjering and Williams, 2007). Cette évolution du module d'Young en fonction de l'orientation cristalline de la maille hexagonale par rapport à la direction de sollicitation peut également être représentée sur une figure de pôles inverse codée selon la direction de sollicitation (Figure I-2b). On retrouve le module d'Young maximal au niveau du pôle (0001) , signifiant une sollicitation normale au plan basal. On constate également que l'iso-contour du module d'Young minimal (100 GPa) est confondu avec l'iso-contour décrivant les angles de déclinaison d'une valeur de 90° (isotropie transverse). Ces derniers joignent le pôle prismatique $(10\bar{1}0)$ au pôle $(2\bar{1}\bar{1}0)$.

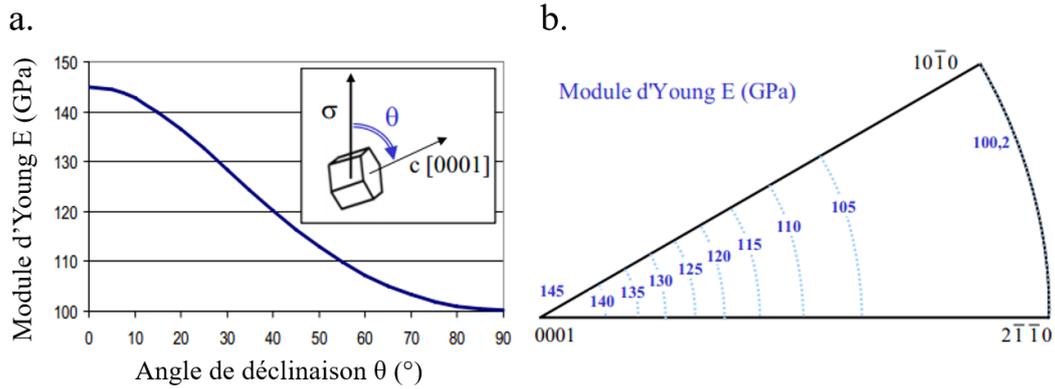


Figure I-2 : a. Evolution du module d'Young de la phase α en fonction de l'angle de déclinaison θ . b. figure de pôles inverse codée selon la direction de sollicitation avec les iso-contours du module d'Young de la phase α (Bridier, 2006)

La phase β possède également des propriétés élastiques anisotropes. En revanche, la détermination des constantes d'élasticité est plus complexe que dans le cas de la phase α et les données de la littérature ont un caractère très dispersif. Cela s'explique par la stabilité de la phase β à haute température sous forme pur, ou à température ambiante par l'ajout d'éléments d'alliage et la réalisation de traitements thermiques. Selon l'étude de Ledbetter et al., le module d'Young de cette dernière varie entre 20 et 100 GPa pour un monocristal de titane pur à 1000°C (Ledbetter et al., 2004). La Figure I-3 présente les iso-valeurs du module d'Young de la phase β en fonction de l'orientation cristallographique de la maille cubique centrée par rapport à l'axe de sollicitation d'après les travaux de T. Duval (Duval, 2014).

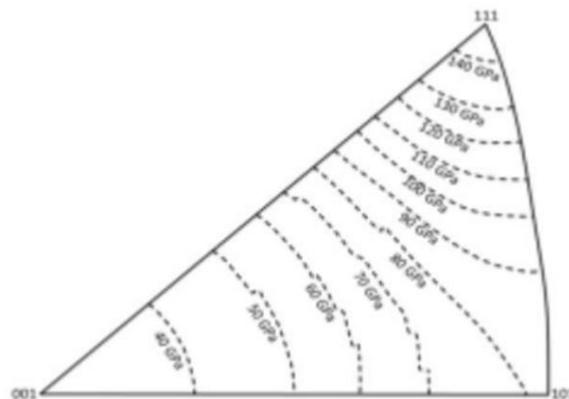


Figure I-3 : Figure de pôles inverse codée selon la direction de sollicitation avec les iso-contours du module d'Young de la phase β (Duval, 2014).

1.2. Métallurgie du titane et de ses alliages

1.2.1. Les éléments d'alliage

Les éléments d'alliage du titane sont classés selon trois catégories : α -gène, β -gène et neutre. Cette classification résulte de l'influence des éléments d'alliage sur la température du transus β (Leyens and Peters, 2003; Lütjering and Williams, 2007).

Les éléments α -gènes augmentent la température de transus β à l'image de ce qui est observé sur le diagramme de phase Ti-Al en Figure I-4 pour un pourcentage en masse d'aluminium inférieur à 36%. L'aluminium est le principal élément α -gène de substitution utilisé pour les alliages de titane. Il permet un durcissement structural de la phase α . Cependant, il doit être utilisé dans la limite de 6% en poids pour des températures inférieures à 500°C. Au-delà de ce pourcentage, le composé intermétallique fragilisant Ti_3Al (phase α_2) précipite, comme on peut le voir sur la Figure I-4a. Les éléments α -gènes en insertion sont l'oxygène (O), l'azote (N) et le carbone (C). Dans le but de se reporter au diagramme Ti-Al en tenant compte de la présence de ces derniers éléments, une équivalence en pourcentage de poids d'aluminium est établie selon l'équation suivante :

$$[Al]_{eq} = [Al] + 0.17 [Zr] + 0.33 [Sn] + 10 [O] \quad (\% \text{ en poids}) \quad (1)$$

Le zirconium (Zr) et l'étain (Sn), présents dans cette équation font partie des éléments neutres. Ces derniers affectent peu la température de transus β (Lütjering and Williams, 2007).

Les éléments β -gènes diminuent la température de transus β comme observé sur le diagramme Ti-Mo en Figure I-5. On distingue deux catégories d'éléments β -gènes (Lütjering and Williams, 2007). D'une part on trouve les éléments de substitution comme le molybdène (Mo), le vanadium (V) et le niobium (Nb) principalement, d'autre part les éléments formant des composés eutectoïdes avec le titane comme le chrome (Cr) ou le fer (Fe). De même que pour les éléments α -gènes, une équivalence des éléments β -gènes en pourcentage de poids de molybdène équivalent est proposée selon l'équation suivante (Nyakana et al., 2005) :

$$[Mo]_{eq} = [Mo] + 0,67 [V] + 0,33 [Nb] + 2,9 [Fe] + 1,6 [Cr] \quad (\% \text{ en poids}) \quad (2)$$

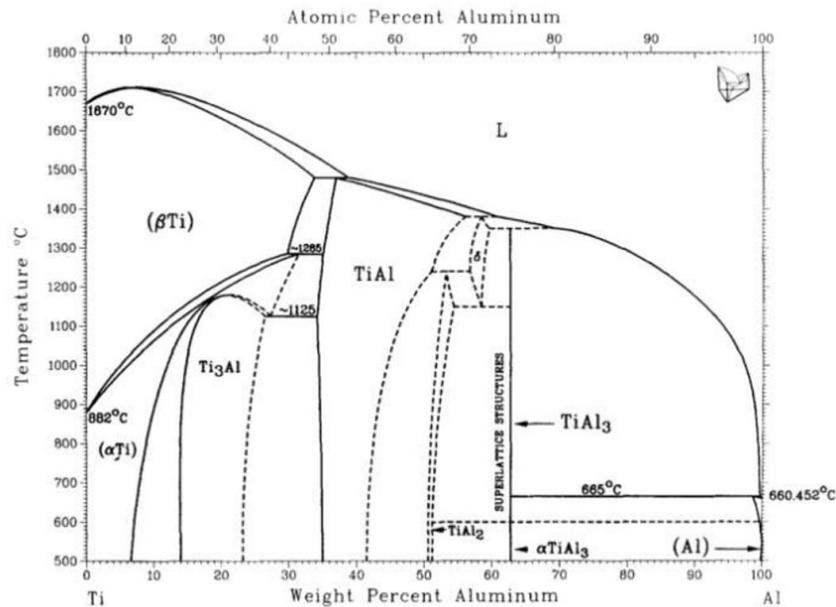


Figure I-4: Diagramme binaire Ti-Al (Lütjering and Williams, 2007)

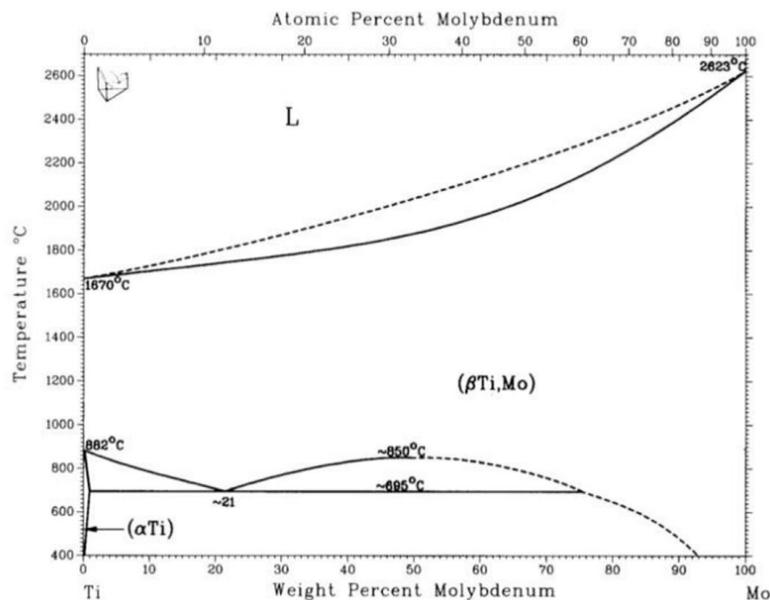


Figure I-5: Diagramme binaire Ti-Mo (Lütjering and Williams, 2007)

1.2.2. Les classes d'alliages de titane

Les alliages de titane sont classés en trois grandes catégories selon leur taux relatifs de phase α et β . Ces trois grandes classes sont : les alliages α et quasi- α , les alliages $\alpha + \beta$ et les alliages quasi- β et β (Lütjering and Williams, 2007). Le taux relatif de chacune des phases est défini par la nature des éléments d'alliage vus dans la section précédente et par le type de traitement de thermique effectué. Grâce aux équations menant au pourcentage en poids d'aluminium et de molybdène

équivalent, les alliages de titane peuvent être classés de façon schématique selon leur chimie comme proposé en Figure I-6 (Jousset, 2008). Toutefois les frontières entre les différentes classes restent imprécises et peuvent fluctuer d'une communauté à une autre.

Les alliages α et quasi- α comportent une très faible teneur en éléments β -gènes. De ce fait la phase α est très largement majoritaire. Ces alliages présentent l'avantage d'avoir de très bonnes propriétés en fluage jusqu'à des températures de l'ordre de 550°C en fonction de la microstructure employée (Lütjering and Williams, 2007). Ils offrent une excellente résistance à l'oxydation et ont également de bonnes aptitudes pour des applications cryogéniques (Leyens and Peters, 2003). Cependant, le faible taux de phase β les rend difficiles à mettre en forme (Jousset, 2008). L'un des alliages les plus utilisés de cette catégorie, notamment dans le milieu aéronautique, est le Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo ou Ti-6242. On le retrouve dans les disques de compresseur haute-pression des turbomachines aéronautique, et il est concerné par les problématiques « dwell » (Freiherr von Thügen, 2016).

Les alliages ($\alpha+\beta$) possèdent un pourcentage équivalent d'éléments β -gènes variant de 3 à 10% environ. La proportion de phase β y est donc plus importante que pour les alliages α et quasi- α . Cela garantit à cette classe d'alliage une meilleure réponse aux traitements thermomécaniques, une plus grande facilité de mise en forme, et donc des possibilités accrues d'optimisation des propriétés mécaniques au travers du contrôle de la microstructure. Cependant, la température maximale d'utilisation de ces alliages pour leurs propriétés mécaniques est moins élevée que pour les alliages α ou quasi- α . Par exemple pour le Ti-6Al-4V, la température maximale d'utilisation est de l'ordre de 300°C (Lütjering and Williams, 2007). Cet alliage est le plus utilisé de cette catégorie pour le marché aéronautique (Lütjering and Williams, 2007).

Les alliages β et quasi- β constituent la dernière catégorie. Les éléments d'alliages correspondant à ces deux catégories sont principalement β -gènes. Certains de ces alliages peuvent être durcis pour obtenir des limites d'élasticité supérieures aux alliages $\alpha + \beta$ mais ils possèdent une résistance au fluage et à l'oxydation moins élevée (Lütjering and Williams, 2007). Ils offrent également l'avantage d'être mise en forme à des températures moins élevées que les alliages ($\alpha+\beta$), étant même déformables à froid (Lütjering and Williams, 2007).

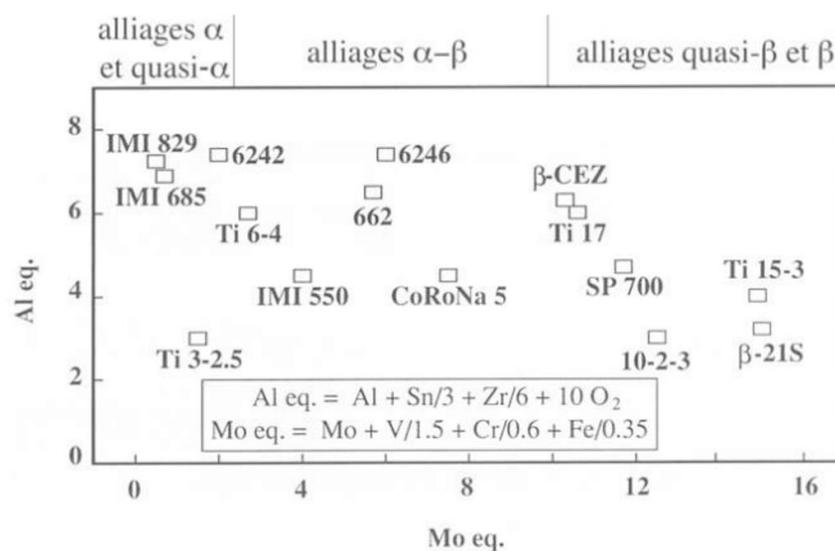


Figure I-6 : Classification d'alliages de titane usuels en fonction du pourcentage équivalent en poids d'aluminium et de molybdène (Jousset, 2008)

1.3. Microstructure et propriétés mécaniques des alliages $\alpha + \beta$

Les alliages de titane exposés à la problématique « dwell » font partie des classes quasi- α et ($\alpha + \beta$). Ces deux classes d'alliages de titane peuvent adopter trois types de microstructures qui ont une influence importante sur les propriétés mécaniques. Afin de mieux appréhender les mécanismes de déformation actifs et les études sur l'effet « dwell » dans les prochaines parties, il est important de connaître les relations entre microstructures et propriétés mécaniques de ces classes d'alliages. Ces relations seront plus particulièrement développées pour la classe ($\alpha + \beta$) dont fait partie l'alliage Ti-6Al-4V de l'étude. Néanmoins elles sont également transposables pour les alliages quasi- α .

1.3.1. Microstructure des alliages de titane $\alpha + \beta$

Grâce à la présence d'éléments β -gènes permettant de retenir en partie la phase β à température ambiante, les alliages de titane ($\alpha + \beta$) et quasi- α peuvent adopter différents types de microstructure. On distingue les microstructures lamellaires, équiaxes et bimodales. Chacune de ces microstructures est obtenue en suivant le schéma des traitements thermomécaniques présenté en Figure I-7 (Lütjering and Williams, 2007). Schématiquement, les étapes sont au nombre de 4. Celles d'homogénéisation et de revenu sont identiques pour toutes les microstructures. L'homogénéisation s'effectue à une température dans le domaine β tandis que le revenu s'effectue à une température inférieure au transus β . Toutefois, une attention spéciale doit être apportée à la température de revenu. Si cette dernière est inférieure au solvus de la phase Ti_3Al alors cette dernière précipitera. Dans le cas du Ti-6Al-4V par exemple, cette température est de 550°C. Ainsi, pour que l'étape de revenu permette la relaxation des contraintes uniquement, la température de revenu devra être supérieure à 550°C (Lütjering, 1998).

Les étapes qui vont principalement permettre la différenciation du type de microstructure sont celles de déformation et de recristallisation. Plus particulièrement, la microstructure finale est fonction de la température de mise en forme pendant l'étape de déformation ainsi que de la température et vitesse de refroidissement pour l'étape de recristallisation. L'influence de ces paramètres sera discutée dans les prochaines sections.

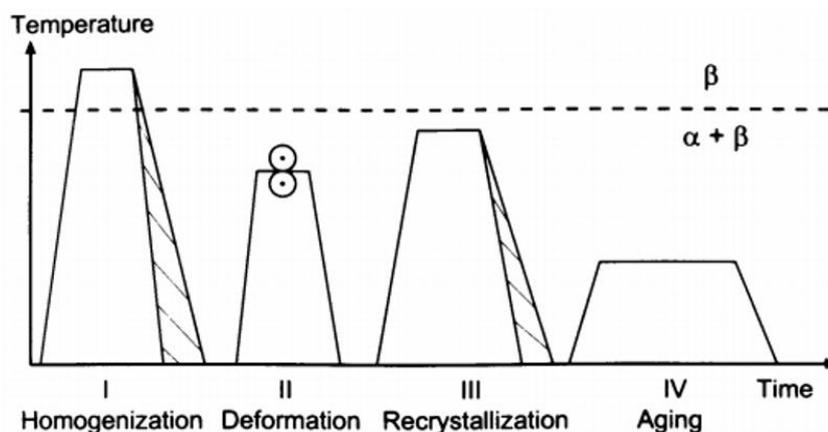


Figure I-7: Schéma de la procédure de traitement thermomécanique pour les alliages de titane $\alpha + \beta$. Les étapes II et III correspondent à l'obtention d'une microstructure bimodale (Lütjering and Williams, 2007)

1.3.1.1. Microstructure lamellaire

Pour la microstructure lamellaire, le forgeage ou le laminage durant l'étape de déformation peuvent se faire dans le domaine β ou $\alpha + \beta$. Effectuer la déformation dans le domaine β présente l'avantage d'une contrainte d'écoulement plus faible, tandis que l'effectuer dans le domaine $(\alpha + \beta)$ permet de limiter la taille de grain β . L'étape de recristallisation s'effectue pour une température de 30 à 50°C supérieure au transus β afin de garder le contrôle sur la taille de grain β (Lütjering, 1998). Durant la phase de refroidissement, et en fonction de la vitesse associée, la phase α se formera soit par transformation martensitique soit par un mécanisme contrôlé par la diffusion dit de Widmanstätten (Ahmed and Rack, 1998; Lütjering and Williams, 2007). Dans ce dernier cas, la phase α se développe sous forme de liserés aux joints de grain β (dit α_{gb}) et sous forme de lamelles à l'intérieur des grains β . On distingue alors deux types de lamelles suivant leur lieu de germination (Angelier et al., 1997). D'une part des lamelles α_{wgb} qui germinent aux joints de grain β qui se développent vers l'intérieur des grains β , et d'autre part des lamelles α_{wi} enchevêtrées ou en vannerie (« basketweave » en anglais) qui germinent à l'intérieur des grains β . Les lamelles α_{wgb} forment des paquets ou colonies de lamelles de même orientation morphologique et cristallographique. Cela ajoute, en plus de la taille des lamelles de phase α et des anciens grains β , un paramètre microstructural qui est la taille des colonies lamellaires. Il faut de plus noter le caractère très entrelacées en trois dimensions de ces microstructures lamellaires. A l'exception de la taille des anciens grains β , la taille et la forme de chacun de ces éléments est déterminée par la vitesse de refroidissement.

Ainsi, pour des vitesses de refroidissement élevées, au-delà de 410°C.s⁻¹ pour le Ti-6Al-4V selon Ahmed et al. (Ahmed and Rack, 1998), c'est la transformation martensitique qui opère. Il en résulte la formation de lamelles enchevêtrées de phase martensitique α' avec une structure hexagonale. Lorsque la vitesse de refroidissement est plus faible (entre 410°C.s⁻¹ et 20°C.s⁻¹), la formation de phase α s'effectue d'abord par diffusion avec la formation de lamelles en vannerie. La microstructure résultante est présentée en la Figure I-8a dans le cas d'un alliage Ti-6242 et d'après les travaux de Lütjering (Lütjering, 1998). La réduction de la vitesse de refroidissement conduit progressivement à la formation de colonies lamellaires et de phase α_{gb} (Figure I-8b et c). D'une manière générale, on pourra retenir que la diminution de la vitesse de refroidissement augmente la taille des colonies lamellaires, la taille des lamelles et la taille du liseré de phase α_{gb} aux joints de grain.

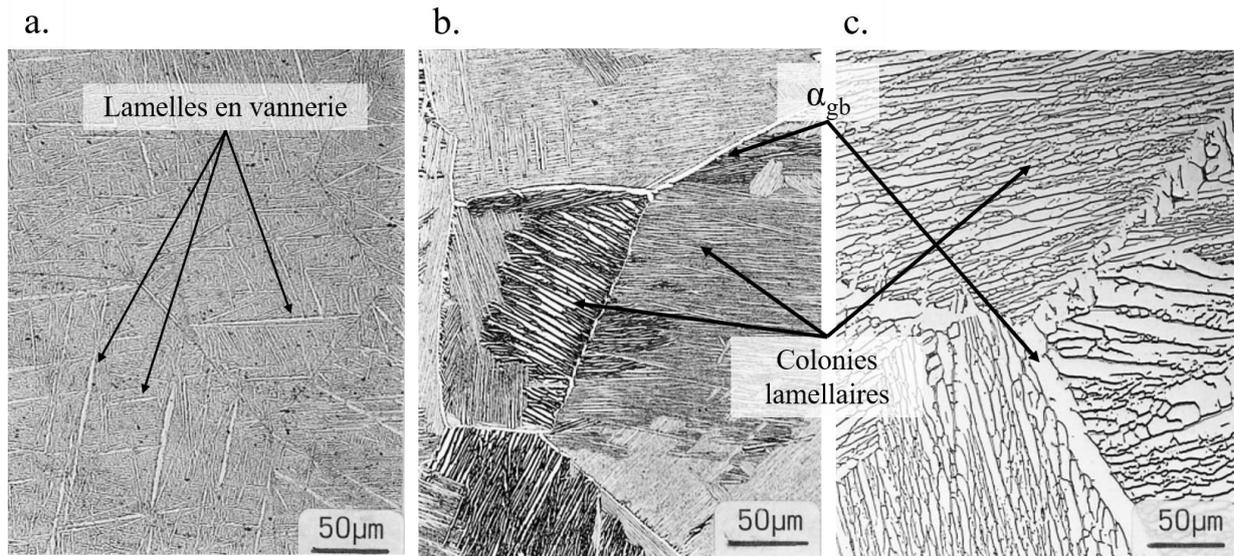


Figure I-8: Microstructures lamellaires pour un alliage de Ti-6242. La vitesse de refroidissement diminue de a. vers c. (Lütjering, 1998)

1.3.1.2. Microstructure équiaxe

La microstructure équiaxe se compose de nodules de phase α primaire (α_p) pouvant être séparés par des liserés de phase β comme observé sur la micrographie présentée en Figure I-9. Les nodules de phase α_p ont une forme le plus souvent globulaire ou équiaxe d'où le nom donné à ce type de microstructure. Pour obtenir une microstructure équiaxe, l'étape de déformation s'effectue dans le domaine ($\alpha+\beta$) (Lütjering, 1998). Durant cette dernière, il est important d'introduire une déformation plastique suffisamment importante pour que le nombre de dislocations permette une recristallisation complète des phases α et β durant l'étape 3 de la Figure I-7. La recristallisation s'effectue également à une température du domaine ($\alpha+\beta$). De cette façon, à température de recristallisation, la microstructure se compose de grains β recristallisés et à leurs joints triples, de nodules α_p recristallisés. La température de recristallisation détermine le taux relatif de ces deux phases. Durant cette étape, le phénomène de partitionnement des éléments d'alliages a lieu. Les éléments α -gène sont majoritairement présents dans les nodules α_p et les éléments β -gènes sont principalement présents dans les grains β recristallisés. Deux chemins thermiques sont alors possibles pour obtenir une microstructure équiaxe à température ambiante à partir de cette étape de recristallisation. Le premier est d'avoir une vitesse de refroidissement suffisamment faible de sorte que seuls les nodules α_p vont croître et qu'aucune lamelle de phase α secondaire ne précipite dans les grains β recristallisés. Le deuxième chemin est d'effectuer l'étape de recristallisation pour une température du domaine ($\alpha+\beta$) conduisant à une fraction de nodules α_p recristallisés suffisamment importante pour garantir qu'après refroidissement, la microstructure ne soit composée que de nodules α_p avec seulement des liserés de phase β .

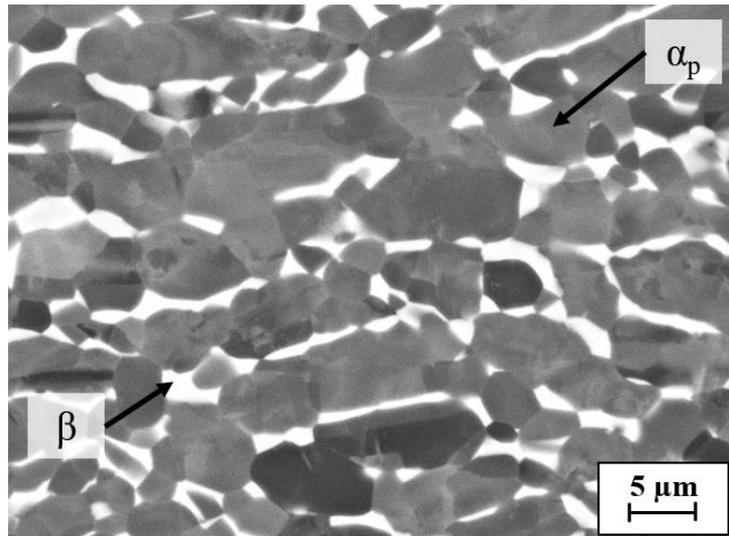


Figure I-9: Microstructure équiaxe d'un alliage Ti-6Al-4V

1.3.1.3. Microstructure bimodale

La microstructure bimodale regroupe les caractéristiques des microstructures lamellaires et équiaxes. En effet, comme on peut le voir sur la Figure I-10, celle-ci se compose de nodules de phase α_p et de colonies lamellaires de phase α secondaire (α_s) précipitée dans une matrice de phase β . L'obtention de ce type de microstructure s'effectue en suivant le même schéma de traitement thermomécanique que pour la microstructure équiaxe. C'est-à-dire que les étapes de déformation et de recristallisation s'effectuent à des températures du domaine ($\alpha+\beta$). Il est cependant nécessaire que la température de recristallisation ou la vitesse de refroidissement soient plus élevées que dans le cas du chemin d'obtention d'une microstructure équiaxe, afin de garantir durant le refroidissement la formation de lamelles de phase α_s dans les grains β recristallisés (Lütjering, 1998). La température de recristallisation détermine le taux relatif de nodules de phase α_p et de colonies lamellaires. La vitesse de refroidissement quant à elle, détermine la taille des lamelles α_s et des colonies lamellaires de la même façon que ce qui a été décrit pour les microstructures lamellaires (Lütjering and Williams, 2007). Il est à noter que les lamelles α_s sont appauvries en éléments α -gènes en comparaison aux nodules α_p suite au partitionnement des éléments d'alliage qui a lieu durant l'étape de recristallisation (Lütjering, 1998).

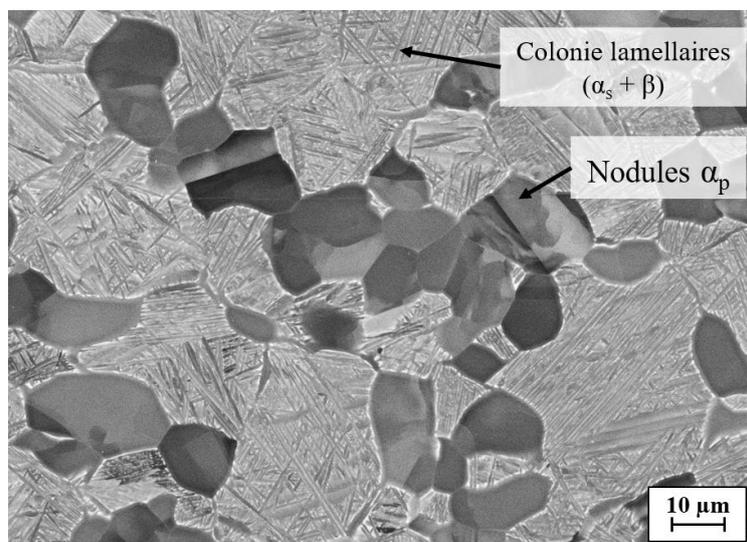


Figure I-10 : Microstructure bimodale d'un alliage Ti-6Al-4V

1.3.2. Relations entre caractéristiques microstructurales et propriétés mécaniques

Comme nous l'avons vu précédemment, la microstructure bimodale qui est celle étudiée dans ce travail, combine les éléments caractéristiques des microstructures lamellaires et équiaxes. Afin de mieux comprendre le comportement mécanique de cette microstructure, la section qui suit présente d'abord les principales relations entre les caractéristiques microstructurales et les propriétés mécaniques pour les microstructures lamellaires. Ensuite ces relations seront détaillées pour les microstructures équiaxes. Cela permettra enfin d'aborder le cas de la microstructure bimodale.

1.3.2.1. Microstructure lamellaire

Pour ce type de microstructure, l'élément ayant le plus d'influence sur les propriétés mécaniques est, non pas la taille d'une lamelle α_s , mais la taille d'une colonie lamellaire (Lütjering, 1998). En effet, les lamelles d'une colonie présentent la même orientation cristallographique qui est généralement dictée par les relations d'orientations de Burgers avec la phase β . Ainsi lorsque les systèmes de glissement de la phase α et de la phase β sont bien alignés, l'interface α/β des colonies lamellaires oppose une résistance faible à la transmission des dislocations (Suri et al., 1999). La longueur effective de glissement est alors de l'ordre de la taille des colonies lamellaires. Il est intéressant de noter que cette dernière, suivant la vitesse de refroidissement, peut varier de la taille d'une lamelle à la taille d'un ancien grain β . Les évolutions des principales propriétés mécaniques de la microstructure lamellaire en fonction de la longueur de glissement sont schématisées en Figure I-11.

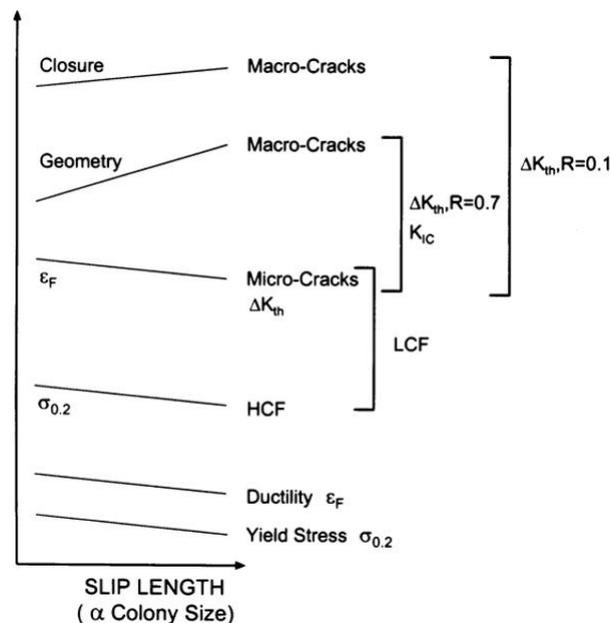


Figure I-11 : Influence de la longueur de glissement (ou de la taille des colonies lamellaires) sur les propriétés mécaniques de la microstructure lamellaire (Lütjering, 1998).

De manière similaire à une taille de grain, la diminution de la taille des colonies permet généralement une augmentation de la limite d'élasticité et de l'allongement à rupture (Lütjering and Williams, 2007). L'augmentation de la limite d'élasticité est très marquée pour les fortes vitesses de refroidissement conduisant à la formation de phase martensitique.

L'amorçage de fissure sous sollicitations cycliques est souvent lié aux bandes de glissement pour les alliages de titane. Limiter la longueur de glissement et donc la taille de colonie permet alors d'augmenter la résistance de l'alliage à l'amorçage de fissure (Lütjering and Williams, 2007). De même, cela augmente la résistance à la propagation des fissures courtes (Lütjering, 1998). Cependant, pour augmenter la résistance à la propagation des fissures longues, une grande taille de colonies lamellaires est nécessaire. En effet, les colonies lamellaires permettent dans ce cas une déviation importante du front de fissuration ce qui a pour effet d'augmenter les phénomènes de fermeture de fissure et donc de réduire la vitesse de propagation des fissures longues (Lütjering, 1998; Nalla et al., 2002).

Selon les procédés d'obtention des différentes microstructures des alliages de titane ($\alpha+\beta$), la taille de grain β recristallisé est plus élevée pour les microstructures lamellaires en comparaison aux microstructures bimodales et équiaxes. Comme la taille des colonies lamellaires peut atteindre celle des anciens grains β aux faibles vitesses de refroidissement, la microstructure lamellaire permet d'obtenir une longueur effective de glissement supérieure à celles des microstructures équiaxe et bimodale. Ainsi une microstructure lamellaire permet d'obtenir des résistances à la propagation de fissures longues et au fluage plus élevées (Lütjering, 1998). Lütjering précise que la microstructure lamellaire conduit à une résistance au fluage plus élevée que la microstructure bimodale, sur l'ensemble des gammes de vitesses de refroidissement. Cela peut s'expliquer par le phénomène de partitionnement des éléments d'alliages au sein de la microstructure bimodale.

1.3.2.2. Microstructures équiaxe

La principale grandeur caractéristique de la microstructure équiaxe est la taille des nodules α_p . Elle détermine souvent, de façon similaire à la taille des colonies lamellaires, la longueur effective de glissement et les propriétés mécaniques de ce type de microstructure selon la Figure I-11. Ainsi une réduction de la taille de nodules α_p permet une augmentation de la limite d'élasticité, de la résistance à l'amorçage de fissure et à la propagation des fissures courtes. Au contraire, les résistances au fluage et à la propagation des fissures longues sont diminuées (Lütjering and Williams, 2007).

La température de recristallisation pour l'obtention d'une microstructure équiaxe est plus faible par rapport à l'obtention d'une microstructure lamellaire selon la procédure de la Figure I-7. Ainsi la microstructure équiaxe permet l'obtention d'une faible taille de nodule α_p et donc d'une bonne ductilité et d'une résistance élevée à la fatigue à grand nombre de cycles (Lütjering and Williams, 2007). Cependant, dans les régions présentant une texture cristallographique marquée où les nodules ont une orientation cristallographique similaire, la longueur effective de glissement devient plus élevée que la taille de nodule α_p (Echlin et al., 2016). Ces régions qui résultent du traitement thermomécanique d'obtention de la microstructure équiaxe (Lütjering and Williams, 2007), dégradent la durabilité en fatigue, comme nous le verrons dans les sections suivantes.

1.3.2.3. Microstructures bimodale

Les principaux paramètres gouvernant les propriétés mécaniques de la microstructure bimodale sont la taille des colonies, la taille des nodules α_p et les fractions volumiques associées. Les effets des tailles de colonies lamellaires et de nodule α_p sont similaires à ce qui a été décrit pour les microstructures lamellaires et équiaxes respectivement (Lütjering, 1998). Toutefois, l'augmentation de la fraction volumique de phase α_p conduit à une diminution de la taille des colonies lamellaires de la microstructure bimodale. A cela s'ajoute le phénomène de partitionnement des éléments d'alliages qui diminuent les propriétés mécaniques des lamelles α_s en comparaison aux nodules α_p . En effet, la phase est α_s est appauvrie en élément α -gène qui favorise

le durcissement structurelle de la phase α par la formation de précipité Ti_3Al (Lütjering, 1998). Ainsi, les relations entre les grandeurs microstructurales et les propriétés mécaniques de la microstructure bimodale sont plus complexes que pour les microstructures lamellaires et équiaxes.

L'augmentation de la fraction volumique de phase α_p de 0 à 10% environ pour l'alliage Ti-6Al-4V conduit à une augmentation de la limite d'élasticité (Lütjering and Williams, 2007). Au-delà de 10%, l'augmentation du taux de phase α_p conduit à une diminution de la limite d'élasticité. D'après Lütjering et Williams (Lütjering and Williams, 2007), la résistance à l'amorçage de fissure à grand nombre de cycles décroît de manière continue avec l'augmentation du taux de phase α_p tout comme la résistance à la propagation de fissures. Cependant, Wu et al. (Wu et al., 2013) ont noté une évolution similaire de la résistance à la fatigue à grande nombre de cycles au cas de la limite d'élasticité avec l'augmentation du taux de phase α_p . En effet, ils constatent que cette résistance croît avec l'augmentation du taux de phase α_p jusqu'à un maximum pour un taux de nodule entre 30 et 50%, et décroît ensuite.

Selon les travaux de Lütjering et Williams, la ductilité et la résistance à la propagation des fissures longues de la microstructure bimodale sont plus faibles que celles des microstructures équiaxe et lamellaire respectivement (Lütjering and Williams, 2007). Toutefois, elle bénéficie d'une meilleure résistance à l'amorçage et à la propagation de microfissure, qui peuvent être dégradées avec la présence de régions fortement texturées (Bridier, 2006; Lütjering and Williams, 2007). La microstructure bimodale offre donc le meilleur compromis en termes de ductilité, limite d'élasticité et résistance à l'amorçage et à la propagation des microfissures de fatigue en comparaison aux microstructures lamellaires et équiaxes (Lütjering and Williams, 2007). Par conséquent, l'utilisation d'une microstructure bimodale est justifiée pour les applications nécessitant une bonne résistance à la fatigue oligocyclique à température ambiante, ce qui est typiquement le cas de certains composants des turbomachines aéronautiques exposés à la problématique « dwell ».

2. Mécanismes de déformation des microstructures bimodales

La problématique « dwell » concerne principalement les alliages des classes quasi- α et $\alpha+\beta$. La première partie de ce chapitre a permis de rappeler que pour ces deux classes d'alliages, la phase α est largement majoritaire. C'est dans cette dernière que la déformation plastique va principalement se développer. Afin de pouvoir étudier l'effet « dwell » en relation avec les mécanismes de déformation actifs, il apparaît nécessaire de comprendre quels sont les paramètres à considérer. L'objet des deux premières sous-sections de cette partie sera donc de présenter les différents modes de déformation et les conditions métallurgiques ou d'essais influençant leur activation. Puisque l'alliage de l'étude présente une microstructure bimodale, la phase α se trouve sous deux formes : nodules α_p et lamelles α_s précipitées dans une matrice de phase β . L'objet de la dernière sous-section sera donc de décrire la déformation de la phase α pour ces deux entités microstructurales et comment les hétérogénéités de déformation sont accommodées entre les différentes phases et éléments microstructurales. La localisation de la déformation à différentes échelles et les incompatibilités de déformation plastique entre entités microstructurales voisines sont effectivement admises comme étant au centre de l'abattement de durée de vie constatée avec l'introduction d'un temps de maintien à charge maximale.

2.1. Mécanismes de déformation de la phase α

2.1.1. Systèmes de glissement

La phase α dans les alliages de titane présente cinq modes de glissement représentés sur la Figure I-12. On distingue d'une part les modes de glissement selon la direction dense $\langle a \rangle$ dans les plans basal, prismatiques et pyramidaux de 1^{ère} espèce. D'autre part, on trouve les modes de glissement selon les directions $\langle c+a \rangle$ dans les plans pyramidaux de 1^{ère} et 2nde espèce (Partridge, 1967; Conrad, 1967; Britton et al., 2015). L'association d'un plan et d'une direction de glissement est dénommée système de glissement. La liste de ces systèmes est donnée dans le Tableau I-1. On distingue ainsi 3 systèmes de type basal, 3 systèmes prismatiques, 6 systèmes pyramidaux $\langle a \rangle$, 12 systèmes pyramidaux $\langle c+a \rangle$ de 1^{ère} espèce (π_1) et 6 systèmes pyramidaux $\langle c+a \rangle$ de 2nde espèce (π_2). La direction $\langle a \rangle$ étant la direction dense de la maille hexagonale, les systèmes de glissement associés sont préférentiellement activés. En considérant de plus la compacité des plans de glissement, les systèmes de déformation préférentiels sont de type prismatique ou basal en fonction du rapport c/a . Dans le cas du titane pur, la valeur de c/a conduit à une compacité maximale dans les plans prismatiques. Ainsi, le glissement prismatique est préférentiel (Britton et al., 2015; Churchman and Edward, 1954; Conrad, 1967). Cependant, les modes de glissement selon la direction $\langle a \rangle$ seuls ne permettent pas une accommodation de la déformation selon la direction $\langle c \rangle$ de la maille hexagonale. Ceci est assuré par les systèmes de glissement selon la direction $\langle c+a \rangle$ d'une part et les systèmes de maillage d'autre part (Britton et al., 2015; Churchman and Edward, 1954; Conrad, 1967; Partridge, 1967).

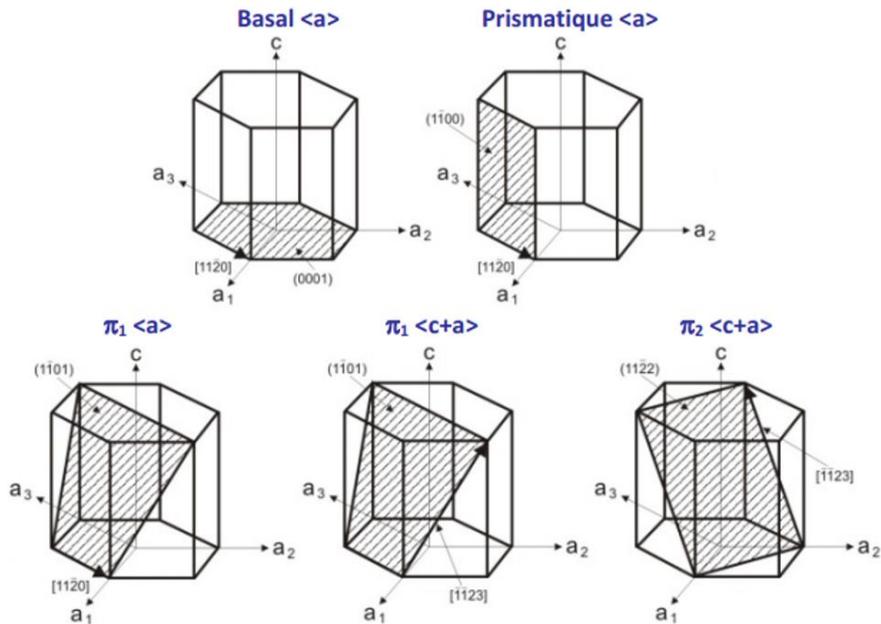


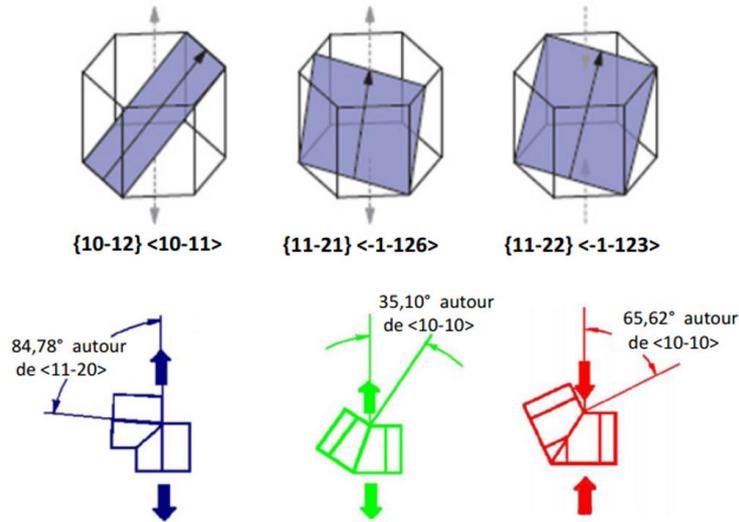
Figure I-12 : Modes de glissement de la phase α du titane (Barkia, 2014)

Systèmes de glissement de la maille hexagonale	Plan (hkil)	Direction [uvtw]
Basal	(0001)	$[11\bar{2}0]$
	(0001)	$[1\bar{2}10]$
	(0001)	$[\bar{2}110]$
Prismatique	$(10\bar{1}0)$	$[1\bar{2}10]$
	$(01\bar{1}0)$	$[2\bar{1}\bar{1}0]$
	$(\bar{1}100)$	$[11\bar{2}0]$
Pyramidal <a>	$(10\bar{1}1)$	$[1\bar{2}10]$
	$(\bar{1}011)$	$[1\bar{2}10]$
	$(01\bar{1}1)$	$[2\bar{1}\bar{1}0]$
	$(0\bar{1}11)$	$[2\bar{1}\bar{1}0]$
	$(1\bar{1}01)$	$[11\bar{2}0]$
	$(\bar{1}101)$	$[11\bar{2}0]$
Pyramidal <c+a> 1 ^{ère} espèce	$(10\bar{1}1)$	$[2\bar{1}\bar{1}\bar{3}]$
	$(10\bar{1}1)$	$[11\bar{2}\bar{3}]$
	$(01\bar{1}1)$	$[11\bar{2}\bar{3}]$
	$(0\bar{1}11)$	$[\bar{1}2\bar{1}\bar{3}]$
	$(\bar{1}101)$	$[\bar{1}2\bar{1}\bar{3}]$
	$(\bar{1}101)$	$[2\bar{1}1\bar{3}]$
	$(\bar{1}011)$	$[2\bar{1}1\bar{3}]$
	$(\bar{1}011)$	$[\bar{1}\bar{1}2\bar{3}]$
	$(0\bar{1}11)$	$[\bar{1}\bar{1}2\bar{3}]$
	$(0\bar{1}11)$	$[1\bar{2}1\bar{3}]$
	$(1\bar{1}01)$	$[1\bar{2}1\bar{3}]$
	$(\bar{1}101)$	$[2\bar{1}\bar{1}\bar{3}]$
Pyramidal <c+a> 2 nd espèce	$(1\bar{2}12)$	$[\bar{1}2\bar{1}\bar{3}]$
	$(2\bar{1}\bar{1}2)$	$[2\bar{1}1\bar{3}]$
	$(11\bar{2}2)$	$[\bar{1}\bar{1}2\bar{3}]$
	$(\bar{1}212)$	$[1\bar{2}1\bar{3}]$
	$(\bar{1}\bar{1}22)$	$[11\bar{2}\bar{3}]$
	$(\bar{2}112)$	$[2\bar{1}\bar{1}\bar{3}]$

Tableau I-1 : Systèmes de glissement de la phase α du titane (Bridier, 2006)

2.1.2. Systèmes de maclage

Les trois modes de maclage susceptibles de s'activer pour la phase α du titane sont présentés en Figure I-13 (Partridge, 1967; Yoo and Lee, 1991). Les macles de types $\{10\bar{1}2\}$ et $\{11\bar{2}1\}$ sont dites de tensions car elles permettent l'accommodation d'une extension le long de l'axe <c> de la maille hexagonale. Au contraire les macles de type $\{11\bar{2}2\}$ sont dites de compression car elles permettent d'accommoder une contraction le long de cet axe (Britton et al., 2015; Lütjering and Williams, 2007). Le maclage conduit à la mise en symétrie d'une partie du réseau cristallin par une rotation uniforme de ce dernier selon un axe précis. Ainsi chaque mode de maclage est identifiable par cette rotation. Dans le cas des macles de tension $\{10\bar{1}2\}$ < $10\bar{1}1$ >, cette rotation d'un angle de 85° s'effectue autour de l'axe < $11\bar{2}0$ >. Ce sont les macles les plus fréquemment observées dans le cas du titane pur (Churchman and Edward, 1954; Lütjering and Williams, 2007). La liste des systèmes pour ce mode de maclage est donnée dans le tableau de la Tableau I-2 (Wang et al., 2009).

Figure I-13: Modes de maillage de la phase α du titane (Barkia, 2014)

Plan (hkil)	Direction [uvtw]
$(0\bar{1}12)$	$[01\bar{1}1]$
$(10\bar{1}2)$	$[\bar{1}011]$
$(01\bar{1}2)$	$[0\bar{1}11]$
$(1\bar{1}02)$	$[\bar{1}101]$
$(\bar{1}012)$	$[10\bar{1}1]$
$(\bar{1}102)$	$[1\bar{1}01]$

Tableau I-2 : Systèmes de maillage pour le mode $\{10\bar{1}2\}$ (Wang et al., 2009)

2.2. Activation des mécanismes de déformation

2.2.1. Loi de Schmid et cission critique

2.2.1.1. Loi de Schmid

Selon la loi de Schmid (équation 3), l'activation d'un système de déformation intervient lorsque la contrainte de cission résolue (τ_{RSS}) dans le plan et la direction de glissement de ce dernier est supérieure à une valeur critique dite cission critique résolue (τ_{CRSS}) (Schmid and Boas, 1935). Nous désignerons cette contrainte par le terme « τ_{CRSS} » par la suite en référence à la terminologie anglaise « *critical resolved shear stress* ».

$$\tau_{RSS} > \tau_{CRSS} \quad (3)$$

Pour un monocristal soumis à un chargement uniaxial, la contrainte de cission résolue peut être obtenue en projetant la contrainte macroscopique sur le système de déformation au moyen de deux angles géométriques. Le premier, dénommé ν_1 , est l'angle entre l'axe de sollicitation et la normale au plan de déformation du système considéré (Figure I-14). Le second angle, dénommé ν_2 , est

associé à la désorientation entre l'axe de sollicitation et la direction de glissement. Ainsi, pour un monocristal soumis à un chargement uniaxial, la loi de Schmid peut être réécrite (équation 4) en considérant la contrainte macroscopique appliquée (σ) au monocristal, et l'orientation du système de déformation ($\cos \nu_1 \times \cos \nu_2$) par rapport à la direction de sollicitation.

$$\sigma \times \cos \nu_1 \times \cos \nu_2 > \tau_{\text{CRSS}} \quad (4)$$

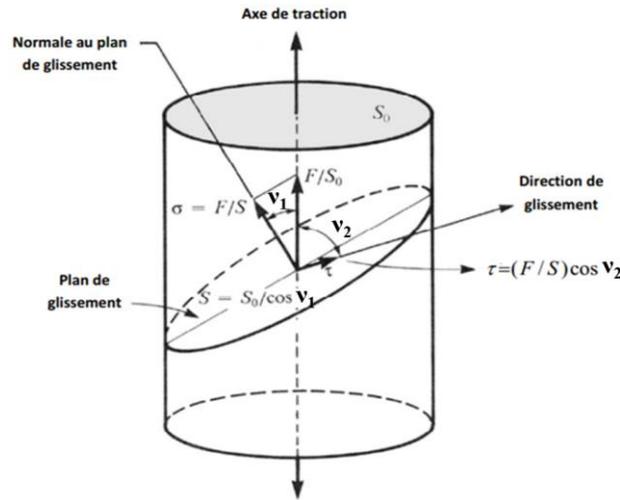


Figure I-14: Schématisation de la loi de Schmid (Barkia, 2014)

Selon les premières études sur la plasticité des monocristaux de titane pur ou d'alliage Ti-Al, cette loi de Schmid ne s'applique pas pour décrire l'activation du glissement prismatique (Akhtar and Teghtsoonian, 1975; Naka et al., 1988; Sakai and Fine, 1974) et des modes de maclage $\{10\bar{1}2\}$ et $\{11\bar{2}1\}$ (Akhtar, 1975). En effet, ces auteurs ont montré que la cission critique déterminée en utilisant la loi de Schmid, varie avec l'orientation cristallographique. En conséquence, la loi de Schmid semble inadaptée pour décrire l'activation des modes de déformation cités précédemment. Toutefois, dans le cas d'alliages de titane ($\alpha+\beta$) polycristallin, Bridier et al. montrent que l'utilisation du facteur de Schmid permet de prédire correctement la nature du mode de glissement actif en fonction de l'orientation cristallographique du grain (Bridier et al., 2005). Bao et al. ajoutent également, pour du titane commercialement pur et polycristallin, que l'utilisation du facteur de Schmid permet de prédire les variants actifs des modes de maclage $\{10\bar{1}2\}$ et $\{11\bar{2}2\}$ (Bao et al., 2011).

2.2.1.2. Cission résolue critique (τ_{CRSS})

La valeur de τ_{CRSS} est un paramètre intrinsèque pour un mode de déformation d'un matériau avec une microstructure donnée. Elle ne dépend pas de la contrainte macroscopique appliquée ou de l'orientation du cristal par rapport à l'axe de sollicitation (Hertzberg et al., 2012). Cependant cette valeur est sensible à tout paramètre ayant une influence sur le réseau cristallin ou sur le mouvement des dislocations. Ainsi, les éléments d'alliage, la température mais aussi la vitesse de sollicitation modifient les valeurs de τ_{CRSS} des différents modes de déformation de la maille hexagonale (Britton et al., 2015; Conrad, 1967). L'influence de ces paramètres sera abordée par la suite.

Dans le cas des alliages de titane ($\alpha+\beta$) polycristallins, des essais de traction *in situ* sous MEB couplés à des analyses EBSD ont été développés pour estimer les τ_{CRSS} des glissements basal et prismatique à partir de la loi de Schmid (Bridier et al., 2005; Hémerly and Villechaise, 2017a). Du fait de l'anisotropie élastique de la maille hexagonale et des incompatibilités de déformation entre grain voisins, le champ de contrainte dans chaque grain doit être connu pour pouvoir utiliser rigoureusement la loi de Schmid. Cela nécessite cependant de connaître la microstructure en trois dimensions ce qui est expérimentalement difficile. Afin de simplifier l'utilisation de la loi de Schmid, les études citées précédemment font l'hypothèse d'une répartition homogène de la contrainte dans le matériau. En considérant une quantité statistique de grains, le biais introduit par l'effet des voisins peut être réduit pour l'estimation des τ_{CRSS} . Hémerly et Villechaise estiment ainsi les valeurs de τ_{CRSS} des glissements basal et prismatique dans les nodules α_p d'un alliage Ti-6Al-4V avec une microstructure bimodale, à 325 MPa et 355 MPa respectivement (Hémerly and Villechaise, 2017a). Néanmoins l'anisotropie élastique de la maille n'est pas prise en compte. Dans ce but, Hémerly et al. (Hémerly et al., 2017) ont employé une autre méthode basée sur ce type d'essais et sur le même matériau. Cette dernière est également basée sur la loi de Schmid, mais la contrainte agissant sur chaque nodules α_p en fonction de son orientation cristallographique est calculée grâce à la transformée rapide de Fourier. Les τ_{CRSS} pour le glissement basal et prismatique estimées de cette façon sont de 338 et 352 MPa respectivement. L'écart aux valeurs estimées en faisant l'hypothèse d'une contrainte homogène est donc faible. Cela renforce l'idée que cette hypothèse constitue une bonne première approximation pour l'estimation des τ_{CRSS} à condition de considérer une base de données conséquente pour l'analyse des modes de déformation.

2.2.2. Influence de l'orientation cristallographique

Le facteur géométrique $\cos \nu_1 \times \cos \nu_2$ de l'équation (4) est appelé facteur de Schmid. Il caractérise l'alignement d'un système de déformation par rapport à la direction de sollicitation sur une échelle de 0 à 0,5. Plus le facteur de Schmid d'un système de déformation est élevé, et plus la valeur des contraintes projetées dans ce système sera élevée. L'orientation des systèmes de déformation par rapport à l'axe de sollicitation est naturellement dépendante de l'orientation cristallographique du grain par rapport à ce même axe. Il est ainsi possible de reporter les iso-contours du facteur de Schmid maximal pour les différents systèmes de glissement sur des figures de pôle inverses codées selon la direction de sollicitation comme représenté sur la Figure I-15 (Bridier, 2006). Dans le cas de l'alliage de magnésium Mg-1Gd, Lee et al. (Lee et al., 2019) ont reporté l'évolution du facteur de Schmid maximal pour le mode de maillage $\{10\bar{1}2\}$ en fonction de l'angle de déclinaison de la maille hexagonale (Figure I-16). Si les valeurs des facteurs de Schmid ne sont pas identiques à celles du titane pur en raison d'un rapport c/a différent, les tendances restent similaires. On remarque que le facteur de Schmid est maximal lorsque l'axe $\langle c \rangle$ de la maille hexagonale est confondu avec l'axe de traction (angle de déclinaison nul). Cela correspond au pôle (0001) d'une figure de pôles inverse codée selon la direction de sollicitation. Le facteur de Schmid pour ce système de maillage décroît ensuite avec l'augmentation de l'angle de déclinaison.

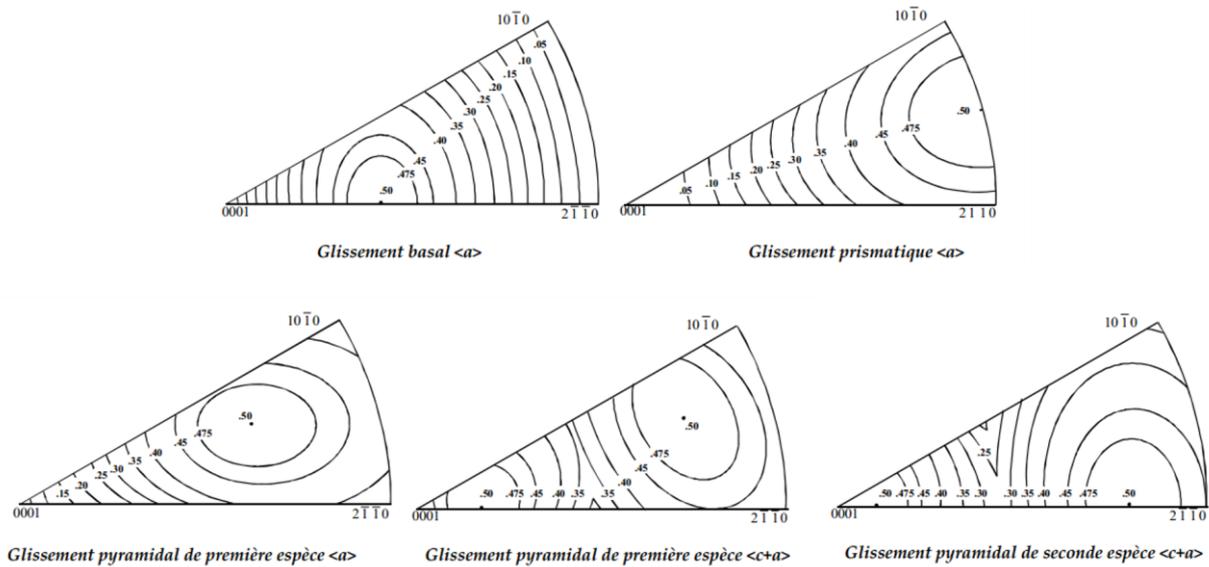


Figure I-15: Figures de pôles inverses codées selon la direction de sollicitation avec les iso-contours des facteurs de Schmid pour les différents modes de glissement du titane α (Bridier, 2006)

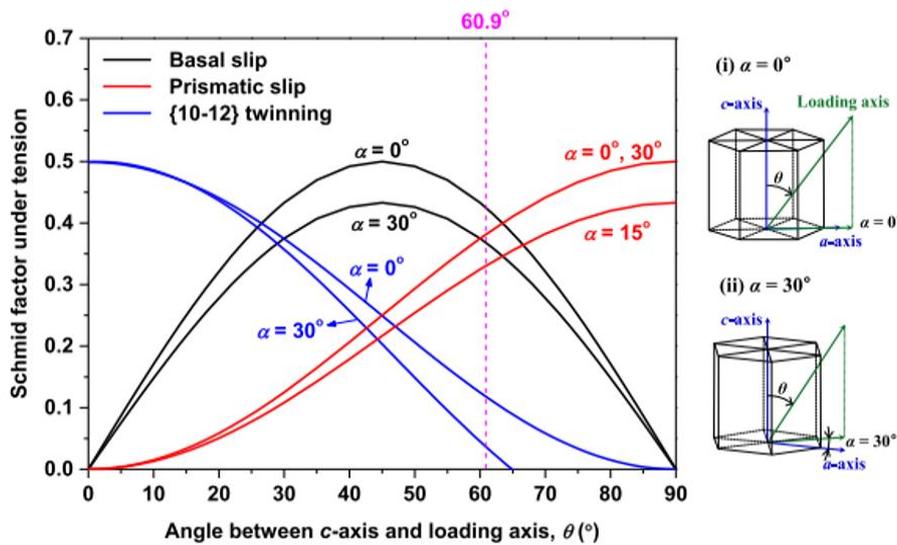


Figure I-16 : Evolution du facteur de Schmid pour le mode de maillage $\{10\bar{1}2\}$ en fonction de l'angle de déclinaison pour l'alliage Mg-1Gd (Lee et al., 2019).

L'association des Figure I-15 et Figure I-16 montre que des domaines d'orientation cristallographique différents correspondent à des modes de déformation différents. Bridier et al. (Bridier et al., 2005) ont montré pour un essai réalisé en traction *in situ* sous MEB d'un alliage Ti-6Al-4V avec une microstructure bimodale, que les domaines cristallographiques d'activation du glissement correspondent majoritairement aux hauts facteurs de Schmid pour le glissement basal et prismatique. Bien que la loi de Schmid ne s'applique pas rigoureusement au mode de maillage $\{10\bar{1}2\}$ pour le titane pur (Akhtar, 1975), Bao et al. montrent que les systèmes avec un facteur de Schmid supérieur à 0,40 possèdent une plus grande probabilité d'activation (Bao et al., 2011). En conséquence, l'activation de ce mode de maillage est attendue pour des angles de déclinaison faibles, environ inférieur à 30° selon la Figure I-16, ce qui est effectivement cohérent avec l'étude de Akhtar (Akhtar, 1975).

2.2.3. Influence de la température

Les premiers auteurs ayant travaillé sur les mécanismes de déformation du titane α ont également caractérisé l'influence de la température sur leur activation. Afin d'étudier le glissement prismatique, Tanaka et Conrad (Tanaka and Conrad, 1972) ainsi que Levine (Levine, 1966) ont sollicité en traction des monocristaux de titane favorablement orientés pour l'activation de ce dernier. Paton et Backofen (Paton and Backofen, 1970) ont également sollicité des monocristaux mais en compression selon une direction normale à l'axe $\langle c \rangle$ de la maille hexagonale. Pour analyser l'activation du glissement basal, Akhtar (Akhtar, 1975) a sollicité en traction des monocristaux orientés pour obtenir de faibles facteurs de Schmid sur le glissement prismatique. Il note l'activation du glissement basal seul et sans interférence du maillage pour des températures au-delà de 226°C. Les différentes valeurs de τ_{CRSS} obtenues par ces auteurs en fonction de la température sont résumées sur le graphique de la Figure I-17.

On remarque alors sur le graphique de la Figure I-17 que l'augmentation de la température conduit sans surprise à une diminution des τ_{CRSS} pour l'activation du glissement basal et prismatique. Ce même effet a été observé par Williams et al. (Williams et al., 2002) pour des alliages binaires Ti-Al avec différentes concentrations d'aluminium. L'activation des systèmes de glissement basal et prismatique est donc facilitée lorsque la température augmente en accord avec l'augmentation de la mobilité des dislocations. Il est particulièrement intéressant de noter que, dans le cas du titane pur à température ambiante, le glissement prismatique possède une τ_{CRSS} plus faible que pour le glissement basal. Cette différence tend cependant à diminuer avec l'augmentation de la température et disparaît même au-delà de 500°C environ.

L'augmentation de la température conduit également à une diminution de la τ_{CRSS} pour le glissement pyramidal $\langle c+a \rangle$ de 1^{ère} espèce (Lütjering and Williams, 2007). Néanmoins, le ratio τ_{CRSS} pyramidal $\langle c+a \rangle$ sur τ_{CRSS} prismatique ne diminue pas avec l'augmentation de la température (Lütjering and Williams, 2007). Au contraire il passe d'environ 4,3 à 25°C à environ 4,75 à 725°C. Ainsi, le glissement pyramidal $\langle c+a \rangle$ est nettement moins favorable que le glissement basal ou prismatique.

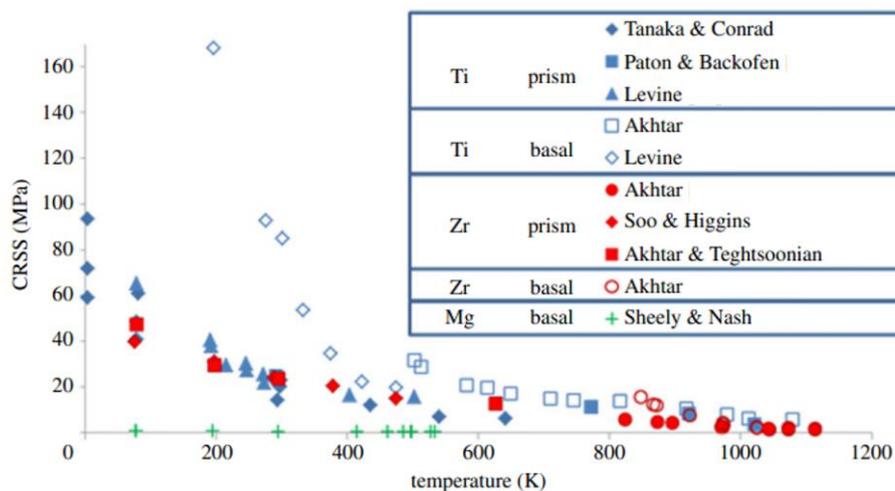


Figure I-17 : Evolution des τ_{CRSS} du glissement basal et prismatique en fonction de la température pour des monocristaux de titane, de magnésium et de zirconium α (Britton et al., 2015).

Concernant le maclage, il semble que l'augmentation de la température inhibe l'activité des modes de déformation associés. Nemat-Nasser et al. (Nemat-Nasser et al., 1999) ont noté une décroissance de la densité de macles avec l'augmentation de la température suite à l'étude des mécanismes de déformation en compression de polycristaux de titane pur. Cette observation est en accord avec Battaini et al. (Battaini et al., 2007) qui montrent que les macles accommodent majoritairement la déformation du titane commercialement pur à température ambiante alors que ce n'est pas du tout le cas pour les essais mécanique conduit jusqu'à 700°C. Ces auteurs notent également une disparition de l'activité du mode de maclage $\{10\bar{1}2\}$ en tension au-delà de 350°C. Dans le cas d'une sollicitation en tension de monocristaux, Akhtar a noté une disparition de l'activité du maclage au-delà de 226°C environ (Akhtar, 1975).

2.2.4. Influence de l'addition d'aluminium

Sakai et Fine (Sakai and Fine, 1974) ont étudié l'influence de l'aluminium sur l'activation du glissement prismatique qui est le mode de déformation principal du titane pur. Dans ce but, ils ont sollicité en compression des monocristaux de titane avec des concentrations d'aluminium variant de 0,44% à 5,2% en poids. Les monocristaux étaient orientés de façon à avoir un facteur de Schmid proche de 0,50 pour le glissement prismatique. Les auteurs ont alors remarqué deux régimes d'évolution de la τ_{CRSS} du glissement prismatique avec l'augmentation de la concentration en aluminium (Figure I-18a). Pour une concentration atomique en aluminium inférieure à 1%, l'augmentation de cette dernière conduit à une diminution de la τ_{CRSS} du glissement prismatique. Au-delà de 1%, l'augmentation de la teneur en aluminium conduit à une augmentation de la τ_{CRSS} du glissement prismatique selon une relation linéaire. Cette dernière tendance a été confirmée par les travaux de Williams et al. selon la Figure I-18b (Williams et al., 2002). Ces auteurs ont aussi étudié l'influence de l'addition d'aluminium sur l'activation du glissement basal en compression. Pour ce mode de glissement, les auteurs remarquent également une augmentation de la τ_{CRSS} avec l'augmentation de la concentration en aluminium. Néanmoins, cette augmentation est plus modérée que dans le cas du glissement prismatique. Il en résulte que pour un taux de 6,6% en poids, Williams et al. (Williams et al., 2002) obtiennent des valeurs de τ_{CRSS} similaires pour l'activation du glissement basal et prismatique à température ambiante. Selon Levine (Levine, 1966), à température ambiante pour le titane pur, le rapport de la τ_{CRSS} du glissement basal sur celle du glissement prismatique est supérieure à 1. Au contraire, ce rapport est inférieur à 1 dans le cas du Ti-6Al-4V selon plusieurs auteurs (Bridier, 2006; Hémerly et al., 2017; Li et al., 2015; Zaefferer, 2003).

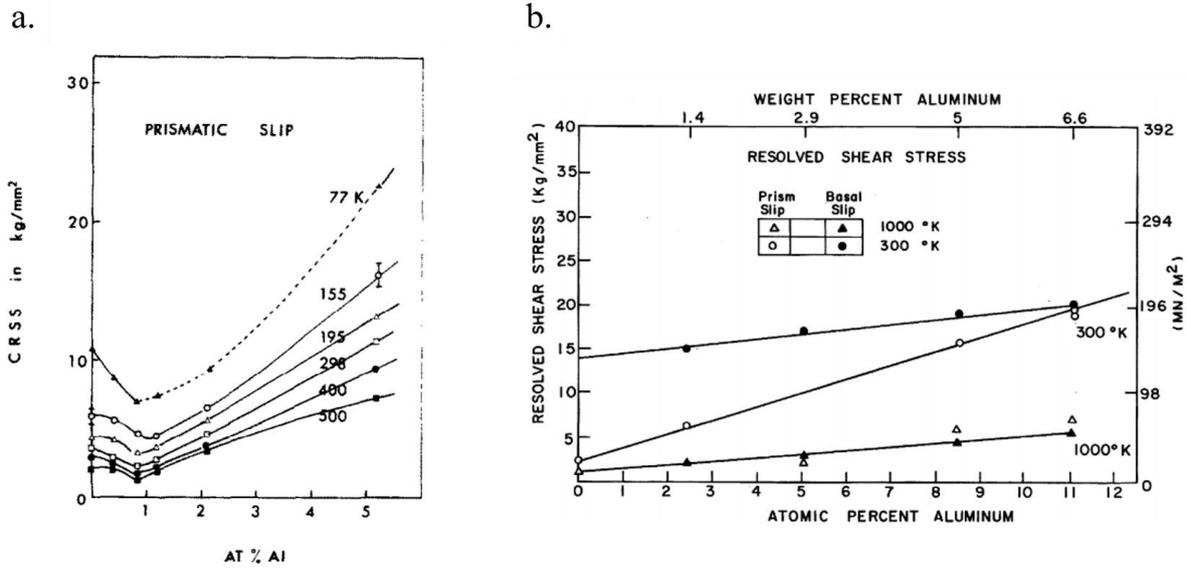


Figure I-18 : Influence de l'aluminium sur la cission critique du glissement prismatique et basal selon les études de a. Sakai et Fine et b. Williams et al. (Sakai and Fine, 1974; Williams et al., 2002)

Williams et al. (Williams et al., 2002) ont également étudié l'influence de l'aluminium sur les mécanismes de déformation actifs pour une sollicitation parallèle à l'axe $\langle c \rangle$ de la maille hexagonale de monocristaux de Ti-Al. Ces derniers trouvent pour une sollicitation en compression que l'aluminium favorise progressivement l'activation du glissement $\langle c+a \rangle$ en défaveur du maclage. Pour autant, la τ_{CRSS} de l'activation du glissement $\langle c+a \rangle$ en compression augmente avec l'ajout d'aluminium et reste supérieure à celles du glissement basal et prismatique. Dans le cas d'un alliage Ti-5Al, les auteurs rapportent des valeurs de τ_{CRSS} pour le glissement pyramidal $\langle c+a \rangle$ inférieures en traction à celles estimées en compression (Williams et al., 2002). Ils attribuent ce résultat à une asymétrie en traction-compression des modes de déformation actifs. En effet, ils relèvent une activité importante du mode de maclage $\{10\bar{1}2\}$ en traction, tandis qu'en compression, seul le glissement $\langle c+a \rangle$ est actif. Les travaux de Neeraj et al. (Neeraj et al., 2005) sur le comportement en fluage des alliages Ti-6242 et Ti-6Al, confirment l'asymétrie en traction-compression du glissement pyramidal $\langle c+a \rangle$ dont l'activité est plus importante en compression qu'en traction. Ils montrent également une asymétrie de la valeur de τ_{CRSS} pour le glissement basal : en compression cette dernière est environ 1,3 fois plus élevée qu'en traction (Figure I-19).

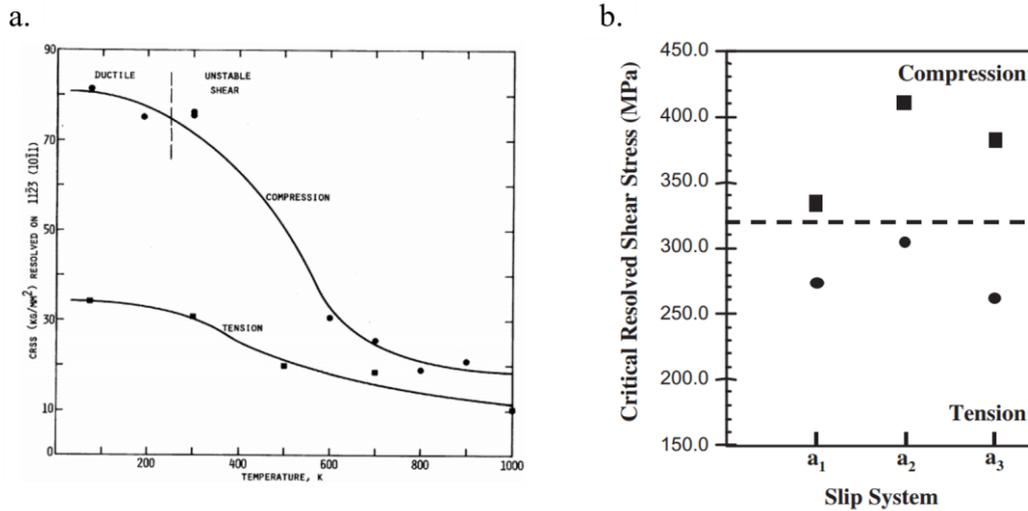


Figure I-19 : a. Cission critique résolue pour le glissement pyramidal $\langle c+a \rangle$ en fonction de la température pour une sollicitation en traction et en compression de monocristaux d'alliage Ti-5Al (Williams et al., 2002), et b., cissions critiques résolues pour le glissement basal en traction et en compression pour une sollicitation uniaxiale de monocolonies lamellaires dans un alliage Ti-6242 (Neeraj et al., 2005).

Pour une sollicitation en compression, Fitzner et al. (Fitzner et al., 2016) ont étudié l'influence de la teneur en aluminium sur l'activation des macles $\{10\bar{1}2\}$ avec un facteur de Schmid élevé. Ces derniers trouvent que l'aluminium, jusqu'à un taux de 7% atomique, favorise l'activation de ce mode de déformation. Au-delà, l'aluminium conduit à une réduction conséquente de l'activité de maillage suite à la création d'ordre à courte distance. Le maillage est ainsi généralement admis être inhibé pour les alliages de titane ($\alpha+\beta$) contenant 6% en masse d'aluminium, soit 10% atomique environ, pour une sollicitation quasi-statique en traction à faible taux de déformation. La faible taille des nodules α_p empêche également le maillage pour cette classe d'alliage (Ghaderi and Barnett, 2011; Li et al., 2015; Zaefferer, 2003).

2.2.5. Influence de la vitesse de déformation

Les premiers travaux d'Akhtar (Akhtar and Teghtsoonian, 1975) et de Levine (Levine, 1966) ont montré une dépendance de la valeur de τ_{CRSS} à la vitesse de déformation appliquée aux monocristaux de titane. Plusieurs auteurs se sont ainsi attachés à caractériser cette sensibilité à la vitesse de déformation de façon macroscopique pour les alliages de titane, au travers du paramètre m dans l'équation suivante :

$$\sigma = K \dot{\epsilon}^m \quad (5)$$

Dans cette équation, σ est la contrainte vraie d'écoulement, K est un paramètre matériau, $\dot{\epsilon}$ la vitesse de déformation et m l'exposant représentant la sensibilité à la vitesse de déformation. On trouve alors dans la littérature un paramètre m variant de 0,007 à 0,04 pour le titane pur polycristallin (Chichili et al., 1998; Meyers et al., 1994; Peykov et al., 2012; Reed-Hill et al., 1995; Wang et al., 2013), 0,0185 pour un alliage Ti-6Al et 0,01 pour l'alliage Ti6242 (Neeraj et al., 2000). Le paramètre m étant positif, une augmentation de la vitesse de déformation conduit classiquement à une augmentation de la contrainte d'écoulement. Cet effet est d'autant plus important que le paramètre m est élevé. Zhang et al. (Zhang et al., 2016) au travers d'essais de compression sur micro-piliers

couplés avec des calculs en plasticité cristalline, ont déterminé les sensibilités à la vitesse de déformation pour le glissement basal et prismatique dans l'alliage Ti-6242. Ces derniers trouvent que le paramètre m du glissement basal est plus important que celui du glissement prismatique.

Plusieurs chercheurs ont caractérisé le comportement du titane pur ou des alliages ($\alpha+\beta$) pour des sollicitations à hautes vitesses de déformation ($\dot{\epsilon} > 1000 \text{ s}^{-1}$) (Chichili et al., 1998; Coghe et al., 2012; Follansbee and Gray, 1989). Il en ressort que les vitesses de sollicitation élevées favorisent l'activation du maclage. Néanmoins, Wyatt et al. (Wyatt et al., 2012) ont observé pour un alliage Ti-1,6V que l'augmentation de la vitesse de déformation favorise le nombre de macles par grain, mais inhibe leur croissance. En conséquence, ces auteurs voient une diminution de la contribution des macles à la déformation globale du matériau lorsque la vitesse de sollicitation augmente. Ils expliquent ce phénomène par un mécanisme de croissance des macles limité par la diffusion d'oxygène.

Prakash et Fitzner (Fitzner et al., 2016; Prakash et al., 2010) ont étudié les mécanismes de déformation actifs dans les alliages Ti-6Al-4V et Ti-Al à faibles vitesses de déformation ($\dot{\epsilon} < 10^{-3} \text{ s}^{-1}$). Ils constatent une activité importante du maclage pour un taux de déformation plastique cumulée de 6%.

2.3. Localisation de la déformation plastique dans les alliages de titane $\alpha + \beta$

2.3.1. Morphologie du glissement et influence de l'ordre à courte distance

Dans les alliages de titane, le glissement des dislocations est qualifié de planaire. Ce caractère se manifeste par des lignes droites et nettement marquées qui sont observées en surface d'un échantillon poli miroir et déformé plastiquement. Sur la micrographie en Figure I-20 issue des travaux de Bridier et al. (Bridier et al., 2005), on peut observer la distribution de ces lignes de glissement en fonction du mode basal ou prismatique. Généralement, le glissement prismatique conduit à des lignes plus marquées avec un espacement plus grand que le glissement basal. Cette observation a également été faite par Savage et al. (Savage et al., 2001) sur des mono-colonies lamellaires de Ti-6242Si. Ils notent de plus un cisaillement important de la phase β dû aux bandes de glissement prismatique. Pour le glissement pyramidal, Welsch et Bunk (Welsch and Bunk, 1982) ainsi que P. Lefranc (Lefranc, 2008) observent de fines lignes de glissement avec un espacement faible.

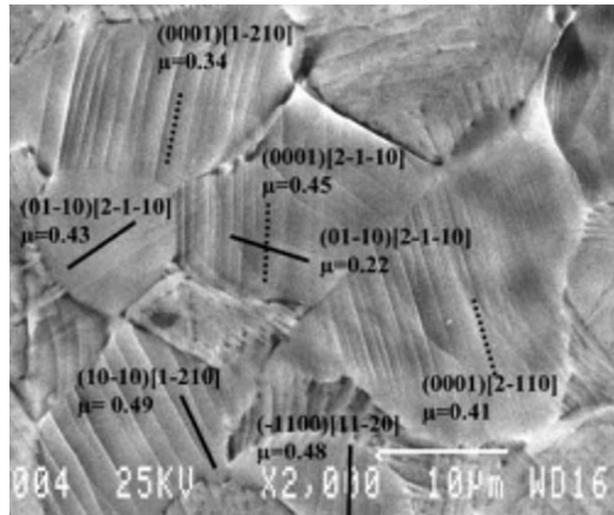


Figure I-20 : Observation de lignes de glissement basal et prismatique dans les nodules α_p (Bridier et al., 2005)

La planéité du glissement est fortement promue par l'aluminium en solution solide qui conduit soit à l'apparition d'un ordre courte distance soit à la précipitation de la phase α_2 au cours du vieillissement, lorsque la concentration en oxygène est supérieure ou égale à 6% (Lütjering and Williams, 2007). Ces deux effets métallurgiques constituent des obstacles à la mobilité des dislocations. Le glissement d'une paire de dislocations permet de détruire l'ordre à courte distance ou de cisailer les précipités α_2 (Castany et al., 2017; Lütjering and Williams, 2007; Neeraj and Mills, 2001). Ainsi, un adoucissement local du matériau intervient et un chemin préférentiel de glissement des dislocations est créé. Cela inhibe le glissement dévié et favorise l'empilement de dislocations sur le plan de glissement comme le montre la Figure I-21. La micrographie MET de cette Figure I-21 est issue des travaux de Neeraj et Mills (Neeraj and Mills, 2001) sur du Ti-6Al. Elle montre notamment la présence de doubles paires de dislocations, nommées LP, qui permettent de détruire l'ordre à courte distance. Les observations de ces empilements caractéristiques ont permis à Castany et al. (Castany et al., 2017) de mettre en évidence la présence d'ordre à courte distance dans les nodules α_p d'un alliage Ti-6Al-4V avec une microstructure bimodale. Dans les colonies lamellaires, cette manifestation de l'ordre à courte distance n'a cependant pas été observée.

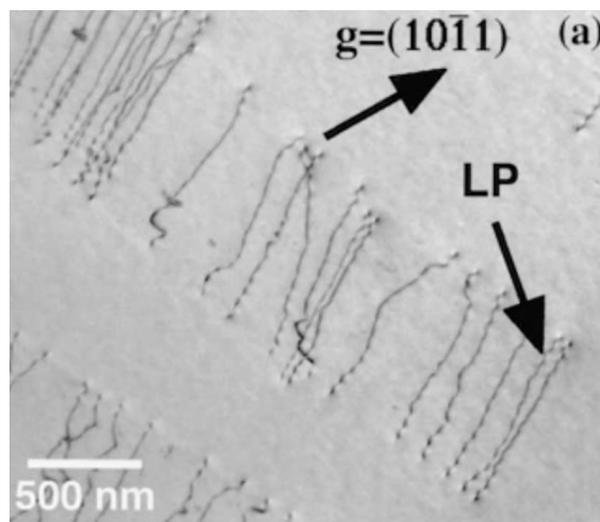


Figure I-21 : Micrographie TEM d'un empilement de dislocations dû à la présence d'ordre à courte distance (Neeraj and Mills, 2001)

Pour le même alliage ayant subi un vieillissement, Welsch et Bunk ont observé que la formation des précipités α_2 favorise la localisation intense du glissement dans les plans prismatiques (Welsch and Bunk, 1982). Lunt et al (Lunt et al., 2017a) ont confirmé les résultats de Welsch en quantifiant la déformation locale par corrélation d'images haute résolution. Ils montrent que la précipitation α_2 conduit à une augmentation importante du cisaillement associé aux bandes de glissement prismatiques. Hémerly et Villechaise (Hémerly and Villechaise, 2017a) montrent de plus que la précipitation α_2 conduit à une augmentation des valeurs de τ_{CRSS} pour les glissements prismatique et basal. Cette augmentation est cependant plus importante pour le glissement basal de sorte que l'activation du glissement prismatique se retrouve favorisée par le vieillissement du matériau.

2.3.2. Premiers stades de plasticité

2.3.2.1. **Activation du glissement dans les nodules α_p**

La phase α des alliages de titane est généralement considérée comme étant plus ductile que la phase β (Chan, 2004). Bien que les dislocations soient essentiellement émises des interfaces α/β , c'est donc dans la phase α que les premiers stades de plasticité vont se développer comme le révèle des essais de déformation *in situ* sous MET pour un alliage Ti-6Al-4V avec une microstructure bimodale (Castany et al., 2008, 2007). Dans cette microstructure, la phase α se trouve sous différentes formes : nodules équiaxes ou lamelles ayant précipité dans la phase β . Les essais de traction *in situ* sous MEB réalisés par Bridier et al. (Bridier et al., 2005) ont permis de mettre en évidence que les premiers stades de plasticité ont d'abord lieu dans les nodules de phase α_p . Des expériences similaires ont révélé le même type d'observation pour des alliages β -métastable (Duval, 2014; Escale, 2015).

Les travaux de Bridier et al. (Bridier et al., 2005) détaillent l'activation des systèmes de glissement jusqu'à 3% de déformation plastique dans les nodules α_p en fonction de leur orientation cristallographique. Ils constatent que le glissement prismatique et basal sont les principaux systèmes de glissement actifs dans un domaine de facteur de Schmid entre [0,32 - 0,50]. Ils observent également en faible proportion des traces de glissement associées au mode de glissement pyramidal $\langle a \rangle$ pour des facteurs de Schmid supérieurs à 0,47. Ainsi, les nodules développant des traces de glissement pour ces essais sont compris dans un domaine particulier d'orientation cristallographique qui peut être défini au moyen de l'angle de déclinaison. Ce domaine correspond à des valeurs d'angle de déclinaison compris entre 25° et 90°. Selon les travaux de Hémerly et Villechaise, cela est également le cas pour les alliages Ti-6242 et Ti-6246 (Hémerly and Villechaise, 2017b).

2.3.2.2. **Activation du glissement dans les colonies lamellaires**

L'activation du glissement dans les colonies lamellaires est également possible mais il est influencé par les contraintes élastiques de compatibilité entre phase α et β . Ainsi, Hémerly et al (Hémerly et al., 2016) notent que le glissement actif dans des mono-colonies lamellaires de Ti-6Al-4V ne correspond pas toujours à celui possédant un facteur de Schmid le plus élevé. Ces contraintes élastiques de compatibilité sont dépendantes de l'orientation de l'axe de sollicitation par rapport à l'orientation morphologique des lamelles mais aussi de leur orientation cristallographique. En effectuant des calculs pour plusieurs types d'orientation Ankem et Margolin (Ankem and Margolin, 1983) ont ainsi montré que les contraintes élastiques de compatibilité favorisent l'activation du

glissement basal et ont peu d'effet sur le glissement prismatique ou pyramidal. En étudiant la mobilité des dislocations dans un Ti-6Al-4V bimodal, Castany et al. (Castany et al., 2007) observent effectivement que le glissement basal est légèrement favorisé dans les colonies lamellaires. Dans des conditions cryogéniques, la prédominance du glissement basal dans les colonies lamellaires a également été observée pour un alliage Ti-6Al-4V (Ambard et al., 2001) .

Les relations d'orientations de Burgers qui sont généralement respectées entre les phases α et β au sein d'une colonie lamellaire sont également responsables de l'anisotropie de l'activation du glissement (Savage et al., 2004, 2001; Suri et al., 1999) . En effet, si le plan basal est parallèle au plan $(101)_\beta$ de la phase β , les trois directions de glissement de type $\langle a \rangle$ ont des degrés de désorientation différents avec le vecteur de burgers $[111]_\beta$ contenu dans le plan $(101)_\beta$ de la phase β (Figure I-22). Ces angles de désorientation sont de 0.7° pour la direction a_1 et 11.1° pour la direction a_2 . La direction a_3 n'est, quant à elle, pas alignée avec une direction $[111]_\beta$ de la phase β . Ainsi, en sollicitant des mono-colonies lamellaires de Ti-6242, Savage et al. (Savage et al., 2001) relèvent une augmentation de la valeur de τ_{CRSS} pour le glissement prismatique avec une augmentation de la désorientation entre les vecteur $\langle a \rangle$ et $[111]_\beta$ qui est due à une difficulté croissante de la transmission du glissement. Dans le cas du glissement basal, cette relation n'est pas vérifiée car c'est le glissement selon la direction a_3 qui présente la plus faible valeur de τ_{CRSS} . Ces auteurs expliquent cette observation par le glissement dévié vers une direction de glissement facilitant la transmission de ce dernier. Cela serait rendu possible par le plus faible espacement entre les bandes de glissement pour le système basal.

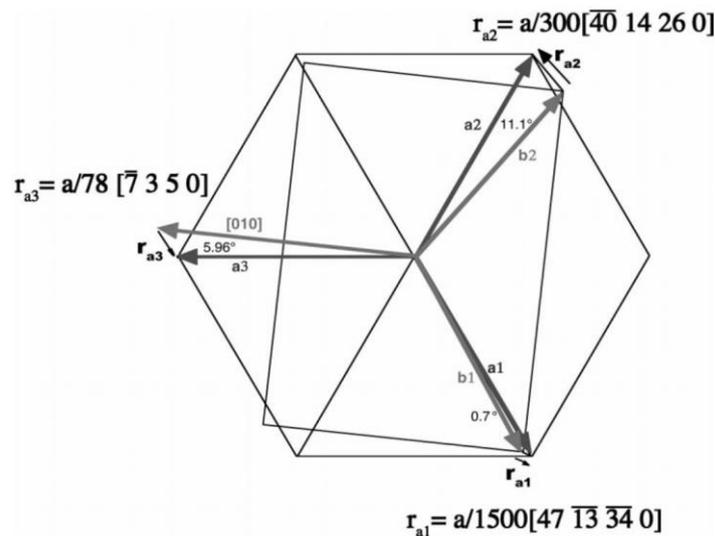


Figure I-22: Relations d'orientations proches de Burgers entre la phase α et β dans des colonies lamellaires de Ti-6242 (Savage et al., 2004)

2.3.2.3. Transmission du glissement

Pour des mono-colonies lamellaires, Suri et al. (Suri et al., 1999) ont mis en évidence la présence d'empilements de dislocations caractérisant une résistance à la transmission du glissement prismatique selon a_2 . Au contraire, selon la direction a_1 aucun empilement de la sorte n'a été observé. Cela confirme que la transmission du glissement est facilitée par la vérification des relations d'orientations et l'alignement des systèmes de glissement entre les deux phases. Dans ce cas, l'interface α_s/β est considérée comme une barrière faible pour le glissement des dislocations.

Seal et al. (Seal et al., 2012) ont étudié pour un alliage Ti-5-Al-2,5Sn, la transmission du glissement au travers des interfaces α/β pour une microstructure équiaxe. Ils trouvent ainsi que la grande majorité des interfaces ne respecte pas les relations d'orientations de Burgers en accord avec les travaux de Castany et al. et de He et al. (Castany et al., 2008; He et al., 2014). Cependant, ces relations d'orientations ne sont pas nécessaires à la transmission du glissement et ne la garantissent pas non plus. L'alignement des systèmes de glissement dans les phases α et β avec des hauts facteurs de Schmid est alors plus apte à la description de la propension d'une interface α/β à transmettre le glissement (Seal et al., 2012). De la même façon, cela fonctionne pour une transmission du glissement d'un nodule α_p à un autre (Hémery et al., 2018). Enfin, Bridier et al. (Bridier et al., 2005) a noté la continuité du glissement depuis un nodule α_p vers une colonie lamellaire lorsque les orientations cristallographiques de la phase α de part et d'autre de l'interface étaient similaires.

2.3.2.4. Localisation du glissement à grande échelle : macrozones

Au cours des sections précédentes, la localisation de la déformation plastique à l'échelle du nodule a été détaillée. Cependant, la localisation de la déformation plastique peut intervenir à une échelle supérieure, celle des macrozones. En effet, comme il a été évoqué précédemment, des macrozones peuvent se former dans les microstructures bimodales et équiaxes du fait de leur sensibilité à l'histoire thermomécanique de l'alliage (Lütjering and Williams, 2007). Ces macrozones représentent des « clusters » pour lesquels les nodules et les colonies lamellaires ont des orientations cristallographiques semblables. Ainsi selon l'orientation de la direction de sollicitation par rapport aux macrozones, certains clusters seront favorablement orientés pour le glissement basal ou prismatique, tandis que d'autres seront défavorablement orientés (Echlin et al., 2016; Lunt et al., 2017b). Il s'en suit une répartition hétérogène de la déformation à l'échelle des macrozones. Selon Lunt et al. (Lunt et al., 2017b), la répartition de la déformation en lien avec ces clusters s'établit tôt dans la sollicitation de l'alliage. Les clusters qui ont commencé à se déformer en premier continuent à se déformer d'autant plus, tandis que ceux où aucune plasticité ne s'est développée conservent pour un temps cet état. Au sein des macrozones qui se déforment plastiquement, de longues bandes de glissement peuvent ainsi se développer par transmission des dislocations de nodules en nodules et/ ou de nodules en colonies lamellaires grâce aux orientations cristallographiques similaires (Echlin et al., 2016; Hémery et al., 2018; Lunt et al., 2017b). Par conséquent, la longueur effective de glissement est localement augmentée ce qui dégrade la résistance à l'amorçage et à la propagation de fissure de l'alliage.

En résumé les principaux modes de déformation du Ti-6Al-4V avec une microstructure bimodale, pour une sollicitation en traction à température ambiante, sont le glissement basal et prismatique. Les premiers mécanismes de déformation ont lieu dans la phase α_p mais peuvent se transmettre vers les colonies lamellaires si les orientations cristallographiques sont similaires. Ainsi, les macrozones favorablement orientées pour le glissement basal ou prismatique facilitent la transmission des dislocations entre entités microstructurales voisines. Cela permet d'augmenter la longueur effective de glissement ce qui exacerbe la localisation de déformation plastique. Comme il a été détaillé précédemment cette longueur de glissement détermine notamment les propriétés du matériau sous sollicitations cycliques.

3. Effet « dwell » dans les alliages de titane

Les parties précédentes ont permis de rappeler que les hétérogénéités microstructurales et les mécanismes de déformation de la phase α pilotent la localisation de la déformation et les propriétés mécaniques des alliages de titane. Comme l'effet « dwell » est associé à une accumulation de déformation plastique et une transition de l'amorçage de fissure de la surface vers le cœur en comparaison à un chargement en fatigue, un point clef pour comprendre son origine réside dans l'influence du temps de maintien sur la transition plasticité/endommagement. Généralement, les mécanismes de déformation et d'endommagement sont traités différemment tout comme les sollicitations cycliques de fatigue et de dwell-fatigue. L'objet de cette partie est donc de résumer les points clefs de la littérature sur les mécanismes de déformation et d'endommagement en fatigue et en dwell-fatigue. Toutefois, il apparaît auparavant nécessaire de détailler les conditions de détection de l'effet « dwell » puisque l'accumulation de déformation plastique dépend des conditions de chargement mais également des hétérogénéités microstructurales. Ainsi, cette revue de l'effet « dwell » dans les alliages de titane s'articule en trois parties. La première rappelle les attributs de ce phénomène et les paramètres d'essais mécaniques ou microstructuraux influençant son existence. La deuxième partie s'attache à analyser les mécanismes de déformation sous sollicitations cycliques. Enfin, les troisième et quatrième parties effectuent finalement un état de l'art concernant les mécanismes d'amorçage et de propagation de fissures sous sollicitations cycliques avec temps de maintien.

3.1. Mise en évidence et attributs de l'effet dwell

Suite à l'incident de 1972 mentionné en introduction de ce manuscrit, Eylon et Hall (Eylon and Hall, 1977) ainsi que Evans et Goteslow (Evans and Gostelow, 1979) ont effectué différents types d'essais de fatigue sur l'alliage IMI 685 avec une microstructure lamellaire. Afin d'être plus représentatif des conditions de vols, certains de ces essais de fatigue comportaient un temps de maintien à charge maximale de 5 min. Ces études de référence ont montré que l'introduction du temps de maintien à charge maximale conduit à une réduction du nombre de cycles à rupture d'au moins un ordre de grandeur en comparaison aux essais de fatigue « pure ». La réduction de la durée de vie en nombre de cycles, selon son intensité, définit l'effet « dwell ». Selon la revue de Song et Hoepfner en 1988 (Song and Hoepfner, 1988), les premières études sur cette problématique ont également permis de mettre en évidence un effet « dwell » pour les essais de fissuration. Pour ce type d'essai, l'introduction d'un temps de maintien à charge maximale sur la vitesse de propagation de fissure conduit en effet à une augmentation de la vitesse de propagation de fissure par cycle. Cependant, cette augmentation de la vitesse de propagation de fissure ne fut pas toujours observée selon les méthodes d'essais utilisées ou l'état métallurgique du matériau d'étude (Bania and Eylon, 1978; Postans and Jeal, 1978; Stubbington and Pearson, 1978). La revue de Song et Hoepfner souligne ainsi la complexité de l'effet « dwell » dans les alliages de titane dont l'intensité dépend de la microstructure, de la texture, des conditions d'essais et de la température entre autres (Song and Hoepfner, 1988). L'influence de chacun de ces paramètres sera abordée dans la section suivante.

Bien que l'abaissement de durée de vie et l'augmentation de la vitesse de propagation de fissure associés à l'effet « dwell » soient variables en fonction des conditions d'essais, quasiment tous les auteurs ayant travaillé sur cette problématique notent une caractéristique commune : la

présence de facettes de quasi-clivage subsurfaciques associées aux stade d'amorçage et de propagation de fissures (Bache, 2003; Song and Hoepfner, 1988). L'identification des mécanismes menant à la formation de ces facettes a donc été considérée comme étant un point clef de la compréhension de l'effet « dwell ». Les travaux de Stubbington et Pearson (Stubbington and Pearson, 1978) sur le Ti-6Al-4V semblent souligner l'importance du caractère subsurfacique de ces facettes associé à l'introduction d'un temps de maintien. En effet, ils observent une réduction du nombre de facettes de quasi-clivage proche des bords des éprouvettes pour des sollicitations en dwell-fatigue en comparaison à un chargement en fatigue. Dans le cas d'une microstructure bimodale, la présence de facettes subsurfaciques a été également mise en évidence par Bache et al. pour un alliage IMI 834 (Bache et al., 1997a). Grâce aux analyses EBSD, cet auteur a également pu déterminer que le plan cristallographique des facettes de quasi-clivage est proche du plan basal (Bache et al., 1997b). Ces analyses confirment les résultats d'Eylon et Davidson (Davidson and Eylon, 1980). Cette caractéristique semble également clef dans l'explication de l'effet dwell. En effet, Postans and Jeal (Postans and Jeal, 1978) ont noté une augmentation de la vitesse de propagation des fissures le long du plan de base pour une sollicitation en dwell-fatigue, dans le cas d'une microstructure lamellaire.

Une autre caractéristique de l'effet « dwell » mise en avant par les travaux d'Evans et Goteslow (Evans and Goteslow, 1979), est une augmentation du niveau de déformation plastique atteint à rupture. Ceci est lié à l'accumulation de déformation plastique durant le temps de maintien à charge maximale due au « fluage à froid » des alliages de titane. Selon la revue proposée par Bache (Bache, 2003), cette accumulation de déformation qui peut être hétérogène à l'échelle de la microstructure, favorise la formation des facettes subsurfaciques de quasi-clivage. Par conséquent, la compréhension des mécanismes de déformation menant à l'accumulation de déformation plastique est également clef dans l'explication de l'effet « dwell ». A l'échelle du grain, c'est l'activation des systèmes de glissement ou de maclage qui gouverne la déformation plastique des alliages de titane à température ambiante, comme détaillé précédemment. Il s'avère donc nécessaire d'étudier l'influence du temps de maintien à charge maximale sur l'activité des mécanismes de déformation. En particulier, différents modes de déformation pourrait être actifs en fonction du type de sollicitation cyclique appliquée : fatigue « pure » ou dwell-fatigue.

En résumé, l'effet « dwell » dans les alliages de titane se manifeste par une réduction du nombre de cycles à rupture par rapport à la fatigue « pure » et par une augmentation de la vitesse de propagation des fissures. D'après la littérature, ces deux phénomènes semblent liés à la formation des facettes subsurfaciques de quasi-clivage le long d'un plan basal et à une déformation plastique à rupture élevée. Ces deux caractéristiques supposent des mécanismes différents de déformation et d'amorçage de fissures entre fatigue et dwell-fatigue. L'intensité de l'effet « dwell » étant dépendante de plusieurs paramètres expérimentaux ou microstructuraux, nous nous intéresserons d'abord à l'effet de ces paramètres. Ensuite, une revue des travaux sur les mécanismes de déformation et d'amorçage de fissure en fatigue et dwell-fatigue sera proposée.

3.2. Conditions favorisant l'effet dwell

3.2.1. Influence des conditions d'essais

3.2.1.1. Effet de la température

L'accumulation de déformation plastique pendant le temps de maintien, est considérée comme étant à l'origine de l'effet « dwell » dans les alliages de titane (Bache, 2003). A cause du fluage des alliages de titane à froid ($< 0,3 \times T_f$), cette accumulation de déformation plastique intervient à température ambiante. Néanmoins, la température est un paramètre important dans l'activation des mécanismes de déformation plastique et donc dans l'accumulation de déformation plastique sous sollicitation statique. Cela justifie l'étude de l'intensité de l'effet « dwell » en fonction de la température.

Pour des températures cryogéniques, l'abatement de durée de vie avec l'introduction d'un temps de maintien à charge maximale n'est pas observé. Selon l'étude de Hack et Leverant (Hack and Leverant, 1982) sur un alliage IMI 685 à microstructure lamellaire, pour une température de -70°C environ, aucun abatement de la durée de vie n'est observé. Les auteurs remarquent également l'absence d'accumulation de déformation plastique durant le temps de maintien à charge maximale.

Parmi les premiers travaux portant sur l'effet « dwell », certains auteurs ont caractérisé l'influence de la température sur l'augmentation des vitesses de propagation de fissure avec l'introduction d'un temps de maintien à charge maximale. Ces études montrent une disparition progressive de l'augmentation des vitesses de propagation de fissure en dwell-fatigue dans une gamme de température allant de 75°C à 125°C (Evans and Gostelow, 1979; Stubbington and Pearson, 1978). Les travaux plus récents de Sansoz et Ghonem confirment ces résultats. Pour des températures de 520°C et 595°C , ils n'observent pas d'influence du temps de maintien sur la vitesse de propagation de fissure pour un alliage Ti-6242 avec une microstructure lamellaire (Sansoz and Ghonem, 2003). Toutefois, dans le cas des essais de caractérisation de la durée de vie, l'abatement du nombre de cycles à rupture semble être observé pour des températures plus élevées que 125°C . Pour l'alliage IMI 685 avec une microstructure lamellaire, Evans et Goteslow trouvent que l'effet « dwell » est présent jusqu'à 150°C environ (Evans and Gostelow, 1979). Zeng et Zhou (Zeng and Zhou, 2000) rapportent de plus des abattements de durée de vie supérieurs à 10 à une température de sollicitation de 520°C pour un alliage Ti-6,5Al-3,5Mo-1,5Zr-0,3Si.

Les travaux de simulation en plasticité cristalline de Zhang et al. (Zhang et al., 2015) suggèrent finalement que la sensibilité au temps de maintien reste présente jusqu'à des températures environ égales à 230°C . Cette étude porte sur l'influence de la température en dwell-fatigue sur l'intensité du report des contraintes entre grains voisins. Ils trouvent que l'intensité du report des contraintes est maximale pour une température de 120°C . Cependant, au-delà de 230°C , ce phénomène de report des contraintes est écranté par la relaxation rapide des contraintes grâce à l'activation thermique des mécanismes de déformation de fluage à chaud. Ainsi les auteurs suggèrent que l'abatement de durée de vie devient quasiment nul avec l'introduction d'un temps de maintien à charge maximale au-delà de 230°C .

3.2.1.2. Paramètres de la méthode d'essai

Afin d'être plus représentatif des conditions de chargement vu par les pièces de moteurs, les essais en laboratoire sont réalisés en utilisant une forme d'onde trapézoïdale sur un cycle (Bache, 2003; Song and Hoepfner, 1988). Les essais sont généralement pilotés en charge (Bache, 2003). Selon l'étude de Zhang et al., un maintien à charge constante apparaît plus endommageant envers un abatement de durée de vie qu'un maintien à déformation constante (Zhang et al., 2015). En effet ces auteurs ne constatent pas d'accumulation locale de déformation plastique par glissement pour un maintien en déformation ce qui conduirait à un report important de la contrainte entre

grain voisin. Différents paramètres de la forme d'onde peuvent alors influencer l'effet dwell pour ce type de méthode d'essais : le rapport de charge, la contrainte maximale et les durées de temps de maintien à charge maximale et minimale.

L'augmentation progressive du temps de maintien à charge maximale de quelques secondes conduit à une forte diminution du nombre de cycles à rupture. Selon les résultats de Bache et al. (Bache et al., 1997a), cet effet est obtenu pour des durées de maintien comprises entre 1s et 120s pour lesquels le nombre de cycles à rupture est divisé par 15 environ pour un alliage IMI 834 à microstructure bimodale. Au-delà, de 120s à 300s l'abatement du nombre de cycles à rupture est plus modéré comme on peut le voir sur le graphique en Figure I-23.

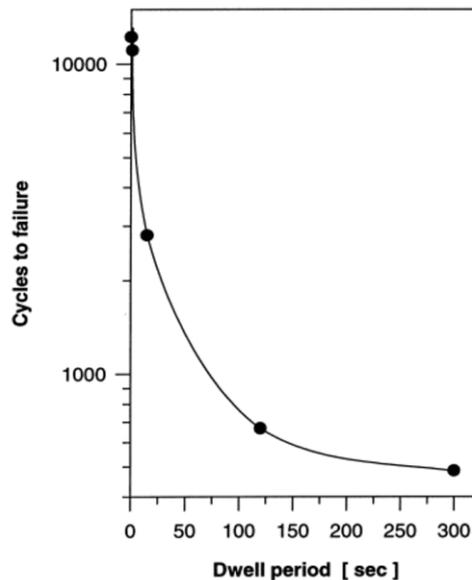


Figure I-23: Influence du temps de maintien sur la durée de vie de l'alliage IMI 834 avec une microstructure bimodale (880 MPa, R=0,1) (Bache et al., 1997a)

L'influence du temps de maintien sur la réduction de la durée de vie semble étroitement liée à l'accumulation de déformation plastique (Bache, 2003). Cette dernière est également conditionnée par la contrainte maximale appliquée (Brandes, 2008). Cela explique pourquoi Bache et al. (Bache et al., 1997b) soulignent l'importance de normaliser la contrainte maximale de cyclage par rapport à la limite d'élasticité du matériau pour comparer les performances des différents alliages de titane. Plusieurs auteurs montrent ainsi que l'augmentation de la contrainte maximale conduit à une diminution du nombre de cycles à rupture en fatigue et en dwell fatigue avec une augmentation de l'abatement de la durée de vie, comme on peut le voir sur la Figure I-24 (Bache et al., 1997a; Evans, 1987; Kassner et al., 1999; Lefranc et al., 2006; Sinha et al., 2004). Sinha et al. constatent que l'abatement de durée de vie en dwell-fatigue en comparaison à un chargement en fatigue pour un alliage Ti-6242 avec une microstructure bimodale, correspond également à un diminution du temps d'essai à rupture en dwell-fatigue en comparaison à un chargement statique (Sinha et al., 2004). Cependant, ils observent également que l'augmentation du rapport $\sigma_{\max}/R_p^{0,2\%}$ conduit à une diminution de l'abatement de durée de vie en temps à rupture en comparaison à un chargement statique. Grâce à l'étude des faciès de rupture, ces auteurs expliquent les durées de vie rapportées en dwell-fatigue par une transition d'un endommagement contrôlé par le nombre de cycles à faible niveau de contrainte, vers un endommagement contrôlé par le caractère statique du chargement à haute contrainte.

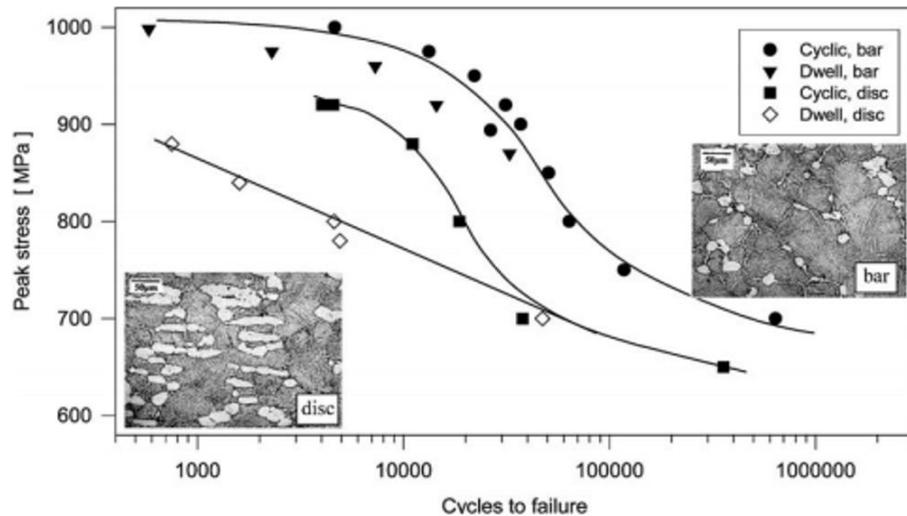


Figure I-24 : Nombre de cycles à rupture en fonction du niveau de contrainte maximale appliquée en fatigue et dwell-fatigue pour deux microstructures bimodales d'un alliage Timetal 834 (Bache et al., 1997a)

Dans leurs travaux de 1997, Bache et al. ont étudié l'influence du rapport de charge sur la durée de vie en dwell-fatigue de l'alliage IMI 834 (Bache et al., 1997a). Ce dernier trouve qu'une augmentation du rapport à contrainte maximale constante, diminue le nombre de cycles à rupture en dwell-fatigue. Cet effet néfaste de la réduction de l'amplitude de chargement est contraire à ce qui est communément admis en fatigue : augmenter l'amplitude de chargement est plus délétère pour la durée de vie. Cela pourrait illustrer l'importance de la contribution du fluage opérant dans le cadre d'une sollicitation en dwell-fatigue ou fatigue-temps de maintien sur la durée de vie des alliages de titane $\alpha+\beta$.

3.2.2. Influence de la microstructure

Dans le cas de la microstructure bimodale, la longueur effective de glissement est définie par la taille et la forme des nodules α_p ainsi que par la texture cristallographique locale. L'influence de chacun de ces paramètres microstructuraux sur les propriétés en dwell-fatigue des alliages ($\alpha+\beta$) avec une microstructure bimodale sera donc revue. De plus, selon la revue de Song et Hoepfner (Song and Hoepfner, 1988), certains des premiers auteurs ayant étudié l'effet « dwell » dans les alliages de titane ont suggéré un rôle prépondérant de l'hydrogène interne pour l'explication de ce dernier. C'est pourquoi l'influence de l'hydrogène interne sur la sensibilité au temps de maintien des alliages de titane sera également revue.

3.2.2.1. **Caractéristique de la phase α_p**

Kassner et al. (Kassner et al., 1999) ont étudié l'influence de l'augmentation du taux de phase α_p sur les propriétés en dwell-fatigue de l'alliage Ti-6242. Les résultats que ces auteurs ont obtenus sont présentés en Figure I-25. Malgré la variation du taux de phase α_p , cette figure montre que la durée de vie en fatigue est similaire. Cependant, la durée de vie de l'alliage en dwell-fatigue décroît avec l'augmentation du taux de phase α_p . De plus, pour une microstructure bimodale contenant 15% de nodules α_p , Bache et al. (Bache et al., 1997a) observent l'effet « dwell » seulement pour des contraintes supérieures à la limite d'élasticité conventionnelle du matériau. Au contraire, Kassner et al. (Kassner et al., 1999) notent cet effet pour un ratio $\sigma_{\max}/R_p^{0,2\%}$ supérieur à 0,94

environ pour une microstructure contenant 60% de nodules α_p . La comparaison de ces deux études suggère ainsi que l'augmentation du taux de nodules α_p diminue le niveau de contrainte de détection de l'effet « dwell ». Par conséquent, l'augmentation du taux de phase α_p accroît la sensibilité au temps de maintien des alliages de titane. Pour des essais de fissuration, les travaux de Stubbington et Pearson conduisent à la même conclusion (Stubbington and Pearson, 1978). Ils notent en effet, qu'une diminution du taux de phase α_p diminue l'augmentation de la vitesse de propagation de fissures due au temps de maintien à charge maximale en comparaison à un chargement en fatigue.

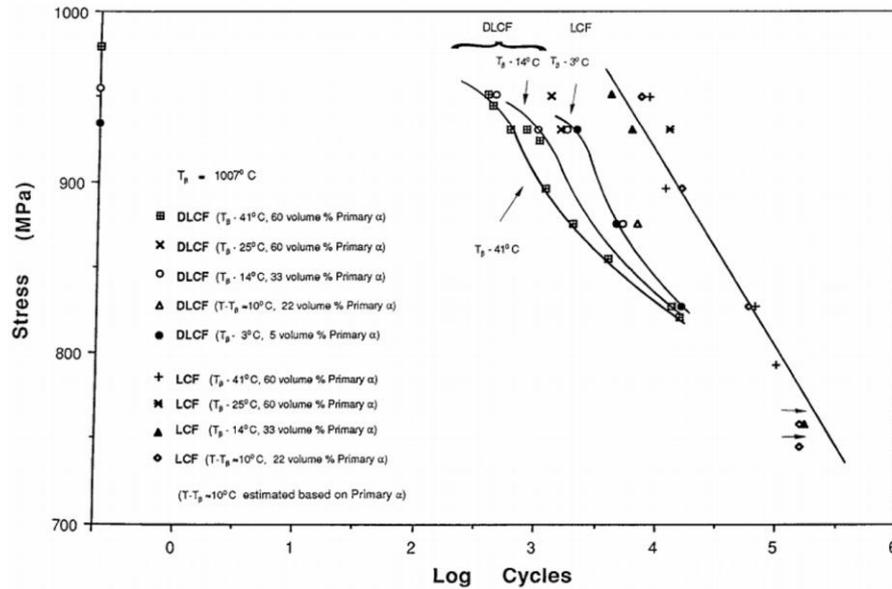


Figure I-25 : Durée de vie en fatigue et dwell fatigue de l'alliage Ti-6242 avec une microstructure bimodale et différents taux de phase α_p (Kassner et al., 1999)

Bache et al. (Bache et al., 1997a) ont caractérisé l'influence de la morphologie des nodules α_p sur les propriétés en fatigue et dwell-fatigue d'un alliage IMI 834. La Figure I-26 présente les deux microstructures de cette étude. On peut ainsi clairement identifier la forme allongée des nodules pour la microstructure « disc » (Figure I-26 b) avec une taille et un taux de nodules similaires à la microstructure « bar » Figure I-26a). Les auteurs trouvent alors une sensibilité à l'effet dwell plus importante pour la microstructure « disc » en comparaison avec la microstructure « bar » (Figure I-24). Cependant au-delà de la forme des nodules, une autre explication aux différences d'abatement de durée de vie observées pourrait être la présence de textures cristallographiques marquées dans la microstructure « disc ».

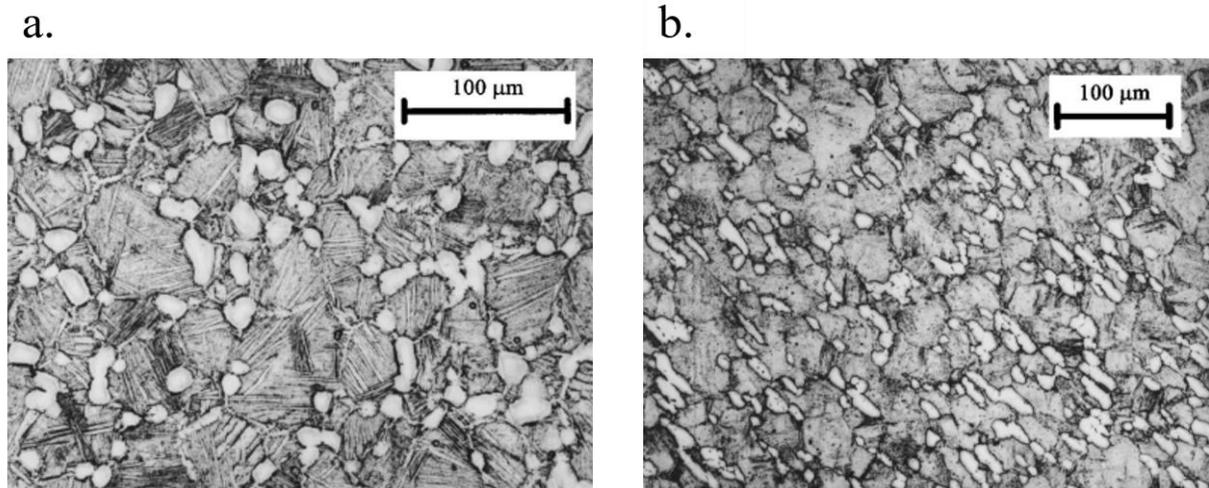


Figure I-26 : Microstructures bimodales d'un alliage IMI 834 a. « bar » et b. « disc » des travaux de Bache et al. (Bache et al., 1997a). La Figure I-24 présente les durées de vie de chacune des microstructures en fatigue et dwell-fatigue.

3.2.2.2. Texture et orientation cristallographique

Stubbington et Pearson (Stubbington and Pearson, 1978) ont noté une influence importante de la texture cristallographique sur l'augmentation de la vitesse de propagation de fissure avec l'introduction d'un temps de maintien à charge maximale d'une barre laminée de Ti-6Al-4V avec une microstructure équiaxe. En effet, ces auteurs constatent une augmentation des vitesses de propagation de fissure en dwell-fatigue pour les directions de prélèvements pour lesquelles le plan de contrainte maximale en traction est le plan basal. Au contraire, les autres directions de prélèvement ne montrent aucune augmentation de la vitesse de propagation de fissure en dwell-fatigue.

La présence de macrozones, régions fortement texturées à l'échelle millimétrique, conduit également à une influence importante sur les durées de vie en dwell-fatigue et fatigue des alliages de titane. En fatigue oligocyclique, la présence de macrozones conduit à un abattement de la durée de vie en nombre de cycles (Bridier, 2006). En dwell-fatigue, ces macrozones conduisent à une augmentation de l'abattement de durée de vie. Ceci est très bien illustré par le Tableau I-3 issu du rapport de la Federal Aviation Administration des Etats-Unis sur l'étude de l'effet « dwell » pour l'alliage Ti-6242 (Federal Aviation Administration, 2007). Ce tableau montre que les abattements de durée de vie les plus élevés correspondent aux alliages possédant des macrozones ou régions microtexturées.

Material	Load Ratio	$\sigma_{\max} / \sigma_{YS}$	Dwell time (minutes)	Plastic Strain-to-Failure (ϵ_f^{pl})	N_f (Cycles)	Dwell Life Debit
Ladish pancake 1 (low microtexture)	0	0.954	2	3.0%	8,803	6
			0	0.6%	51,235	
Ladish pancake 1 (low microtexture)	0	0.954	2	2.8%	11,946	4
			0	1.5%	47,906	
Ladish pancake 2 (high microtexture)	0	0.955	2	3.8%	1,303	18
			0	2%	22,991	
Ladish pancake 2 (high microtexture)	0	0.915	2	2.3%	3,074	15
			0	1.0%	45,843	
Ladish pancake 2 (high microtexture)	0	0.87	2	2.1%	13,763	
Ladish pancake 3 (β -forged)	0	0.957	2	3.2%	10,846	3
			0	0.5%	30,020	
Ladish pancake 3 (β -forged)	0	0.957	2	2.4%	12,927	2
			0	1.4%	30,374	
Retired impeller (α/β forged)	0	0.933	2	4%	2,492	11
			0	2.2%	27,755*	
Retired impeller (α/β forged)	0	0.933	2	3.3%	3,260	9
			0	2%	30,208	

Tableau I-3: Abattements de durée de vie, nombre de cycles et déformation plastique à rupture en fatigue et dwell-fatigue pour différent rapport $\sigma_{\max}/R_p^{0,2\%}$ de l'alliage Ti-6242 avec et sans présence de macrozones (Federal Aviation Administration, 2007).

Finally, a recent study by Waheed et al. confirms that the sensitivity to time of maintenance of a titanium alloy is strongly dependent on the microstructure. These authors have studied the sensitivity to the strain rate of microstructures equiaxed, lamellar and in vannerie, by calculations of plasticity crystalline and dynamic of dislocations by means of relaxation tests. They show that an increase of the grain size or the presence of an important crystallographic texture increase the sensitivity to the strain rate and to the effect « dwell », by an increase of the average free path of dislocations and of the propensity to slip.

3.2.2.3. Hydrogène interne

During the elaboration steps, hydrogen is introduced in titanium alloys. Hydrogen is soluble up to 2% in mass in the β phase and only 20 ppm in the α phase at ambient temperature (Lefranc, 2008). The role of hydrogen has been supposed as central in the damage mechanisms associated with the effect « dwell » during the first investigations (Song and Hoepfner, 1988). Even though they did not study the decrease of life time as a function of the hydrogen content, Postans and Jeal, Eylon and Hall as well as Evans and Gostelow propose damage mechanisms with an important role of hydrogen to explain the effect « dwell » (Evans and Gostelow, 1979; Eylon and Hall, 1977; Postans and Jeal, 1978). Thus, many studies have been carried out to characterize the influence of internal hydrogen on the life time in fatigue and dwell fatigue of different titanium alloys.

Hack and Leverant, Evans as well as Evans and Bache have studied the IMI 685 alloy with a lamellar microstructure (Evans, 1987; Evans and Bache, 1994; Hack and Leverant, 1982). From these studies, the increase of the hydrogen content up to a value of 50ppm increases the

durée de vie en fatigue et dwell-fatigue. Bien qu'Evans et Bache semblent trouver une diminution de la durée de vie de 20 à 60ppm, Brandes argumente que les résultats avancés par ces auteurs sont dans l'intervalle de dispersion (Brandes, 2008). Ainsi, ces différentes études ne permettraient pas de conclure sur une quelconque tendance. Au-delà de 100ppm, l'augmentation de la teneur en hydrogène conduit à une diminution de la durée de vie en fatigue (Evans and Bache, 1994) et en dwell-fatigue, tout en augmentant sa sensibilité à l'effet « dwell » (Evans and Bache, 1994; Hack and Leverant, 1982). En effet, Evans et Bache (Evans and Bache, 1994) observent l'effet « dwell » pour une contrainte maximale appliquée inférieure à la limite d'élasticité au-delà de 100ppm. En deçà de 100ppm, l'effet « dwell » n'est constaté que pour un niveau de contrainte supérieur à la limite d'élasticité. L'augmentation de la teneur en hydrogène semble ainsi avoir diminué le seuil de contrainte de sensibilité au temps de maintien à charge maximale de l'alliage IMI 685.

Pour l'alliage Ti-6242 avec une microstructure lamellaire, Gerland et al. montrent que l'augmentation de la teneur en hydrogène de 30 à 300ppm conduit à une hausse linéaire du nombre de cycles à rupture en fatigue et en dwell fatigue (Gerland et al., 2009). Dans le cas d'une microstructure bimodale, Sinha et al. (Sinha et al., 2018b) ont, quant à eux, noté avec l'augmentation de la teneur en hydrogène, une hausse de la durée de vie en fatigue entre 0 et 50ppm puis une diminution de cette dernière au-delà de 100ppm.

L'effet de l'hydrogène diffère donc en fonction sa concentration, de la microstructure et de l'alliage étudié. Plusieurs scénarios liant l'hydrogène aux mécanismes de déformation et d'endommagement sont décrits dans les différentes études énoncées précédemment afin d'expliquer les tendances obtenues. Quelques points communs semblent ressortir en fonction du rôle bénéfique ou néfaste de l'hydrogène sur la durée de vie. Lorsque l'hydrogène est décrit comme néfaste, l'amorçage de fissures semble être associé à la formation d'hydrures (Evans and Bache, 1994; Hack and Leverant, 1982; Postans and Jeal, 1978). Le glissement planaire des dislocations dans un plan basal favoriserait effectivement la ségrégation de l'hydrogène et la formation d'hydrures fragilisants en tête d'empilements de dislocations. De plus, selon l'étude de Pilchak et al. (Pilchak and Williams, 2011), la contrainte hydrostatique favoriserait également la formation de ces hydrures. Le niveau de celle-ci étant plus élevé à cœur, cela expliquerait la formation de facettes internes de quasi-clivage sur les faciès de rupture en dwell-fatigue. Si Gerland et al. (Gerland et al., 2009) n'associent pas l'augmentation de la vitesse de propagation de fissure en dwell fatigue à la formation d'hydrures, ils avancent que la ségrégation d'hydrogène pourrait diminuer l'énergie de cohésion du réseau.

Dans le cas où l'hydrogène est bénéfique sur la durée de vie, il semble plus complexe de définir son rôle. Sinha et al. observent que l'endommagement est associé à une rupture ductile impliquant une plasticité localisée (Sinha et al., 2018b). Cependant, Gerland et al. (Gerland et al., 2009) montrent que l'augmentation de la teneur en hydrogène restreint l'accumulation de déformation plastique. De même, Evans attribue le rôle bénéfique de l'hydrogène à une meilleure résistance à la déformation plastique (Evans, 1987). Cette dernière augmenterait ainsi la résistance à la propagation de microfissures.

Les études énoncées précédemment montrent que le rôle de l'hydrogène sur le comportement en fatigue et dwell-fatigue des alliages de titane est notable mais complexe. Il est ainsi difficile de définir un lien clair entre l'effet « dwell » et la teneur en hydrogène. Pilchak et al. (Pilchak and Williams, 2011) avancent d'ailleurs que l'influence de la microtexture locale outrepasserait l'influence de l'hydrogène sur le comportement en dwell-fatigue. Ainsi, l'hydrogène interne ne peut être l'unique cause de l'effet « dwell » comme suggéré par les premières études.

3.3. Mécanismes de déformation actifs sous sollicitations cyclique et quasi-statique

Comme il a été vu dans les sections précédentes, l'effet « dwell » dans les alliages de titane s'accompagne d'une augmentation de la déformation plastique à rupture et d'une transition de l'amorçage des fissures de la surface vers le cœur. Ces deux attributs de l'effet « dwell » suggèrent des différences dans les champs mécaniques et donc dans l'activité des modes de déformation plastique. Comme une sollicitation en dwell-fatigue intègre des caractéristiques d'une sollicitation en fatigue et d'une sollicitation en fluage, il est important de comprendre l'effet de ces deux modes de chargement sur l'activité des mécanismes de déformation plastique avant d'étudier les mécanismes actifs dans un cadre couplé. C'est pourquoi les mécanismes de déformation seront d'abord présentés pour une sollicitation en fatigue « pure » puis en fluage.

3.3.1. Mécanismes de déformation actifs en fatigue

Bridier et al. (Bridier, 2006; Bridier et al., 2008) ont étudié les mécanismes de déformation actifs en fatigue pour l'alliage Ti-6Al-4V à microstructure bimodale. Les essais ont été menés jusqu'à rupture sous contrôle de déformation avec une amplitude de 0,4%, un rapport de charge nul et une fréquence de 1Hz. L'analyse de ces auteurs conduit à des résultats similaires à ceux établis dans le cadre d'études des mécanismes de déformation actifs en traction *in situ* sous MEB (Bridier et al., 2005). Les systèmes de glissement importants pour le titane s'activent principalement dans les nodules de phase α_p . Ils sont majoritairement du type basal ou prismatique en fonction de l'orientation cristallographique. Ceci est illustré en Figure I-27 où on peut voir que les facteurs de Schmid associés sont supérieurs à 0,36. Cette dépendance du mode de glissement actif en fonction de l'orientation cristallographique a également été observée par Baxter et al. (Baxter et al., 1996). Ces derniers ont étudié les mécanismes de déformation actifs pour l'alliage IMI 834 avec une microstructure bimodale en fatigue à 95-100% de la limite d'élasticité, avec un rapport de charge positif de 0,1 et une fréquence de 5Hz. L'étude des mécanismes de déformation a été réalisée par des observations en MET post mortem. Bien que le glissement basal soit majoritairement représenté, le glissement prismatique a été observé pour des grains dont l'orientation conduit à un faible facteur de Schmid sur le glissement basal.

Les résultats de Bridier (Bridier et al., 2008) montrent également que tous les nodules ne présentent pas de trace de glissement, y compris parmi ceux favorablement orientés pour l'activation du glissement basal et prismatique. L'analyse de Littlewood et Wilkinson des champs de déformation obtenus en cours d'essai de fatigue (Littlewood and Wilkinson, 2012) montre que cette localisation de la déformation intervient durant les premiers cycles. Ces champs de déformation ont été caractérisés par corrélation d'image en surface pour un alliage Ti-6Al-4V avec une microstructure équiaxe.

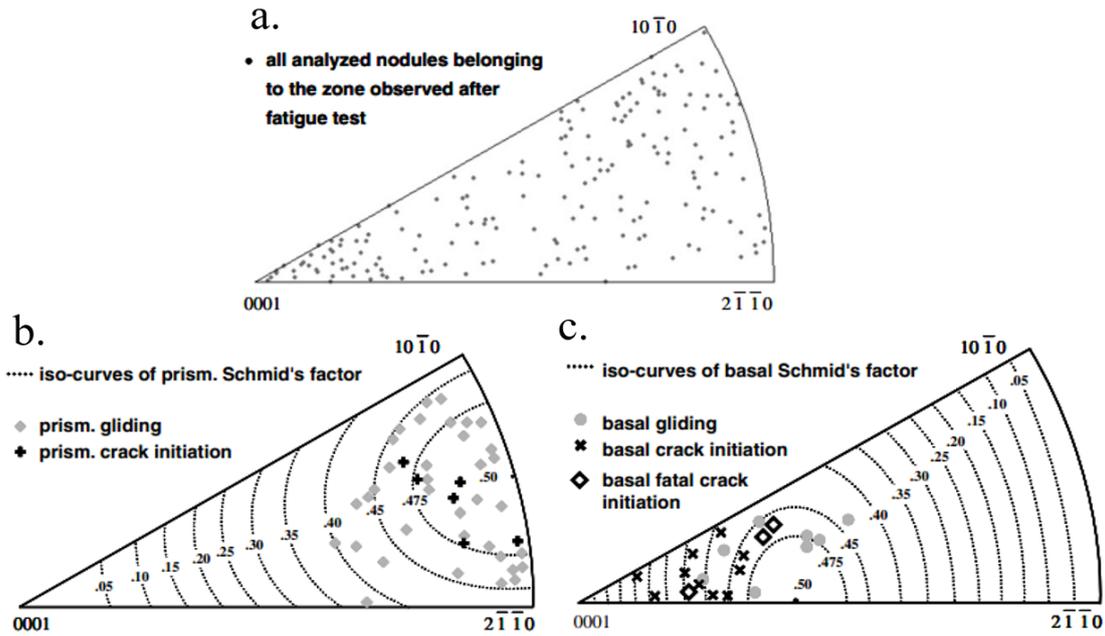


Figure I-27 : Orientations cristallographiques des nodules a. d'études et présentant des traces de glissement ou un amorçage de fissure b. prismatique et c. basal représentés sur des figures de pôles inverses codées selon la direction de sollicitation (Bridier et al., 2008)

Un point commun des études de Bridier et al. (Bridier et al., 2008) et de Littlewood et Wilkinson (Littlewood and Wilkinson, 2012) est l'absence d'activité plastique dans le domaine d'orientations proches du pôle (0001). Ce domaine correspond à une faible désorientation entre l'axe $\langle c \rangle$ de la maille hexagonale et la direction de sollicitation, et conduit à une orientation défavorable pour le glissement basal et prismatique en lien avec les faibles facteurs de Schmid pour ces deux modes de glissement. Pour ce domaine d'orientations cristallographiques, les mécanismes de déformation avec un haut facteur de Schmid et permettant l'accommodation de la déformation le long de l'axe $\langle c \rangle$, sont le glissement pyramidal $\langle c+a \rangle$ et le maclage $\{10\bar{1}2\}$. Feaugas et Clavel, dans leur étude sur le comportement du Ti-6242 à microstructure lamellaire sous sollicitations cycliques, relèvent l'activation du glissement $\langle c+a \rangle$ sur les plans pyramidaux de première et seconde espèce (Feaugas and Clavel, 1997). Ils associent à ces observations l'absence de macles. Baxter et al. ont également observé la présence de dislocations $\langle c+a \rangle$ dans les grains associés à un facteur de Schmid faible pour le glissement basal (Baxter et al., 1996). Enfin Joseph et al. ont étudié par MET la déformation plastique de certaines configurations microstructurales spécifiques suite à une sollicitation en fatigue d'un alliage Ti-6242Si avec une microstructure équiaxe (Joseph et al., 2018). Ces configurations microstructurales contiennent un grain d'orientation proche $\langle 0001 \rangle$ dit « dur » aligné avec l'axe de sollicitation, ayant comme voisin un grain dit « mou » favorablement orienté pour le glissement prismatique ou basal. L'activation du glissement dans le grain mou conduit à un empilement de dislocations à l'interface avec le grain dur. En tête de cet empilement, les auteurs observent l'activation d'une source de dislocations dans le grain dur avec un glissement dévié multiple. Ils attribuent ainsi l'activation de cette source dans le grain dur aux concentrations de contraintes locales dans le grain mou. Toutefois l'activité plastique dans les grains « durs » est beaucoup moins intense que dans les grains « mous ». Cette étude confirme également que la transmission du glissement peut se faire directement entre deux grains appartenant à la même région microtexturée ce qui conduit à accroître le libre parcours moyen des dislocations (Figure I-28).

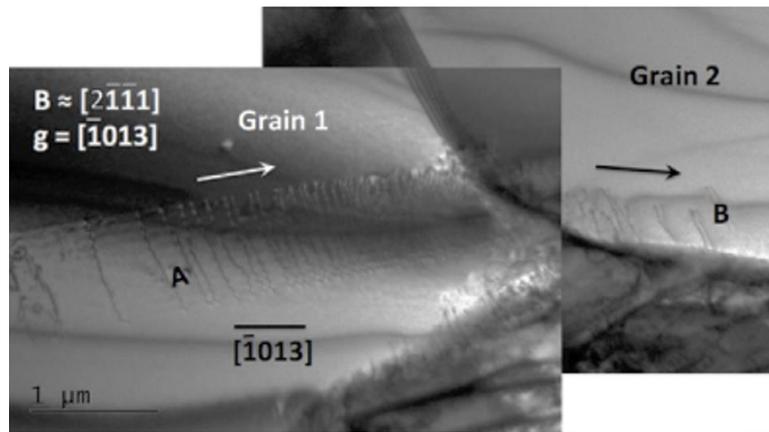


Figure I-28 : Observation MET de dislocations de part et d'autre du joint entre les grains 1 et 2 favorablement orientés pour le glissement prismatique (Joseph et al., 2018)

3.3.2. Mécanismes de déformation actifs en fluage à froid

Lors d'une sollicitation en fluage, l'évolution de la déformation plastique au cours du temps suit trois régimes différents. Ces derniers sont visibles sur la courbe classique présentée en Figure I-29a qui correspond à une sollicitation en fluage (20°C/892MPa) d'un alliage Ti-6Al-4V avec 60% de fraction volumique de phase α_p (Harrison et al., 2013). La vitesse de déformation diminue d'abord avec l'augmentation de la durée du temps de maintien, c'est le stade primaire. Ensuite, elle est constante, c'est le stade secondaire. Enfin le stade tertiaire associée au développement d'endommagement montre une augmentation de la vitesse de déformation avec le temps, jusqu'à rupture du matériau. Brandes (Brandes, 2008) a étudié avec diverses microstructures lamellaires, le comportement en fluage à température ambiante des alliages Ti-6Al-4V et Ti-6242. Les courbes de fluage obtenues sont montrées en Figure I-29b dans leur partie « fluage primaire – début de secondaire ». Ce graphique montre notamment que les microstructures avec une grande taille de lamelles et de colonies lamellaires (« coarse ») conduisent à une accumulation de déformation plastique plus élevée que dans le cas des microstructures finement lamellaires. Ces résultats montrent donc que l'augmentation de la taille de lamelle augmente la sensibilité au fluage à température ambiante contrairement à ce qui est constaté aux hautes températures supérieures à environ 400°C (Lütjering and Williams, 2007).

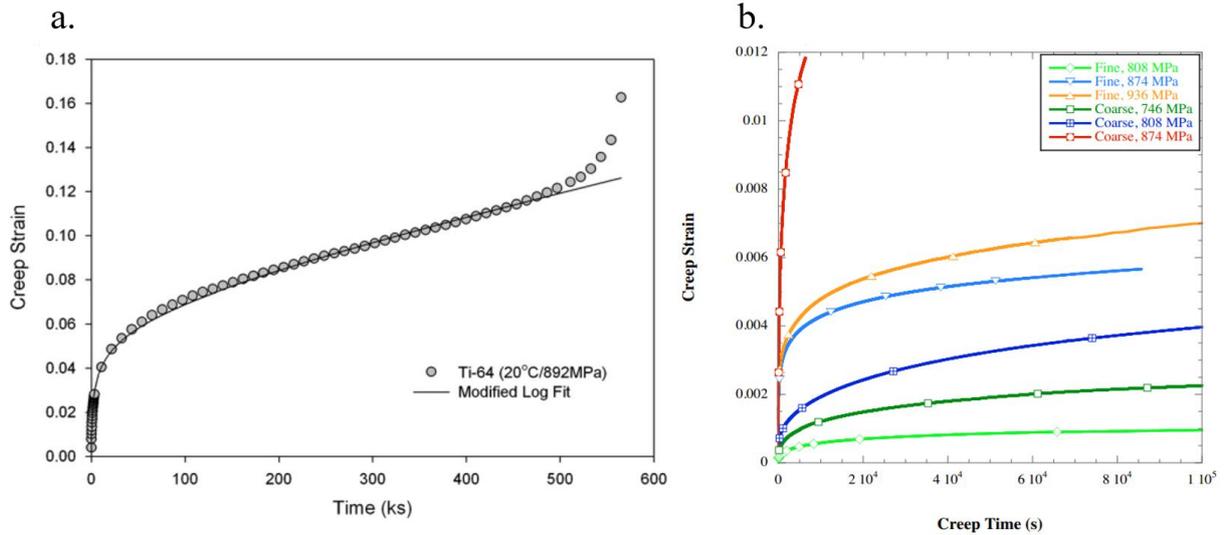


Figure I-29 : Courbes de fluage pour un alliage Ti-6Al-4V avec une microstructure a. bimodale (Harrison et al., 2013) et b. lamellaire à différents niveaux de contrainte (Brandes, 2008)

Suri, Neeraj et Savage ont étudié les mécanismes de déformation actifs lors du fluage à température ambiante de différents alliages de type Ti-6Al, polycristallins (Neeraj et al., 2000) ou sous forme de mono-colonies lamellaires (Savage et al., 2004, 2001; Suri et al., 1999). Ces auteurs révèlent ainsi la présence du glissement de dislocations de type $\langle a \rangle$ dans les plans de type prismatique ou basal. Ils révèlent également le caractère très planaire du glissement des dislocations, ce qui est similaire au comportement observé pour une sollicitation cyclique ou en traction monotone. Ce caractère planaire du glissement est observé entre deux joints de grains de faible désorientation (« LAB ») sur la micrographie MET en Figure I-30a. Le glissement observé dans les lamelles, diffère de l'activité plastique importante localisée aux joints de grains observée sur la micrographie MEB en Figure I-30b. Cette micrographie a été obtenue dans le cas d'un alliage Ti-5Al-2,5Sn sollicité en fluage à 490°C pour une contrainte de 250 MPa jusque 16,5% de déformation totale (Li et al., 2012).

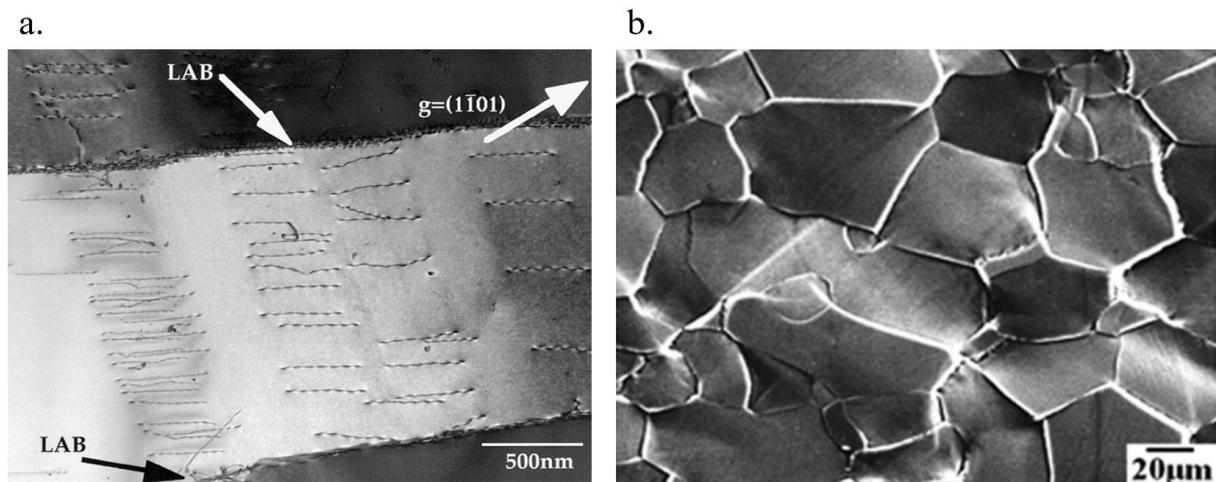


Figure I-30 : Micrographies a. MET du glissement intra-lamellaire planaire en fluage à température ambiante (Neeraj et al., 2000) pour un alliage Ti-6Al et b. MEB du glissement aux joints de grain en fluage à chaud pour un alliage Ti-6Al-4V avec une microstructure équiaxe (Li et al., 2012).

Dans leur étude d'un alliage Ti-6Al polycristallin, Neeraj et al. corrélient l'évolution de la vitesse de déformation, ou vitesse de fluage, durant le stade primaire du graphique de la Figure I-31 avec les mécanismes de déformation microstructuraux à une contrainte de 716 MPa (Neeraj et al., 2000). Après un temps d'essai de 96s, les auteurs observent l'interaction des premières bandes de glissement avec les joints de grains ce qui conduit à une forte diminution de la vitesse de déformation. Après 1 000s, la diminution de la vitesse de fluage est plus faible. La séquence de déformation intervient de la manière suivante : intensification des bandes de glissement, multiplication de ces dernières au sein des grains actifs et apparition des premières bandes de glissement dans les grains jusqu'alors vierges de toute trace d'activité plastique. Finalement durant le dernier stade de fluage primaire, la diminution de la vitesse de fluage s'accroît. Cela est associé à l'observation à 9 000s, de l'interaction entre plusieurs systèmes de glissement qui inhibent le glissement secondaire. L'ensemble de ces micro-mécanismes de déformation montrent ainsi que l'accumulation de déformation en fluage à température ambiante est contrôlée par des mécanismes intra-lamellaire ou intra-nodulaire plutôt que par du glissement localisé aux interfaces.

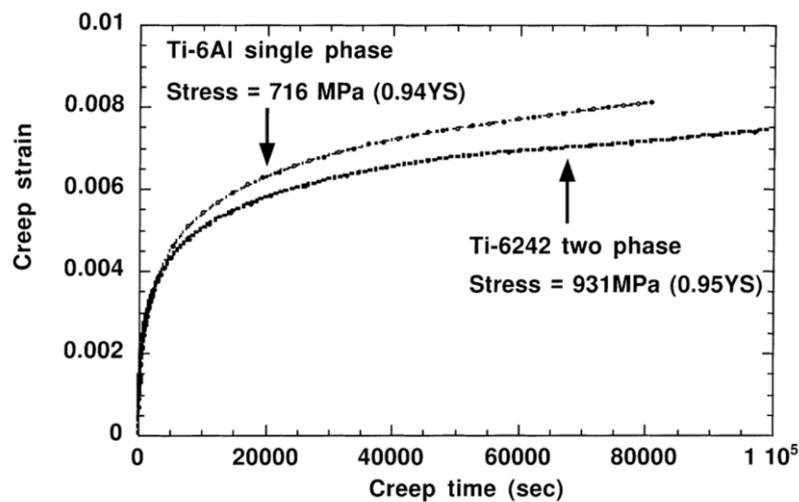


Figure I-31 : Courbes de fluage pour un alliage Ti-6Al polycristallin à un niveau de contrainte de 716 MPa et d'un alliage Ti-6242 à une contrainte de 931 MPa (Neeraj et al., 2000)

Selon les travaux de Neeraj et al. (Neeraj et al., 2000), le temps de maintien à charge maximale favorise l'accumulation de déformation plastique le long des bandes de glissement existantes due à un faible coefficient d'écrouissage. Il en résulte que le temps de maintien pourrait favoriser l'anisotropie de déformation plastique et exacerber localement les contraintes dues aux incompatibilités de déformation plastique entre les grains. Ce phénomène s'appelle le report des contraintes ou « load shedding » en anglais et a été mis en évidence par Hasija et al. (Hasija et al., 2003). Dans leurs travaux, ces auteurs ont étudié par des calculs en plasticité cristalline l'interaction entre un grain « mou » et un grain « dur » comme défini dans la section précédente. En particulier, la contrainte dans la direction de sollicitation pour cette configuration microstructurale est présentée sur le graphique en Figure I-32a. La contrainte macroscopique de fluage en compression appliquée pour les simulations est de 606 MPa ce qui correspond à la contrainte dans le grain mou, de manière indépendante au temps de maintien appliqué. Dans le grain dur, on peut voir que le niveau de contrainte est bien plus élevé que la contrainte macroscopique appliquée. Cette contrainte varie entre 700 et 800 MPa environ en valeur absolue pour un temps de maintien de 5s. L'augmentation du temps de maintien exacerbe ce phénomène puisque le niveau maximal de contrainte atteint est 1150 MPa pour un temps de maintien de 1 000 s. Le même profil de contrainte a été étudié en fonction de la sensibilité à la vitesse de déformation du matériau (Figure I-32b). On

peut alors voir que l'augmentation de ce paramètre favorise le phénomène de report des contraintes. En effet, l'élévation du niveau de contrainte dans le grain dur est d'autant plus importante que la valeur de ce paramètre est grande. Dans le grain mou, au contraire, le niveau de contrainte varie peu.

Le niveau de contrainte élevé atteint dans le grain dur pourrait ainsi conduire à un amorçage de fissure. Ce sont ces concentrations de contrainte locales qui permettraient l'amorçage de fissure subsurfacique selon certains modèles qui seront décrits par la suite. C'est pourquoi ce phénomène est considéré comme clef dans l'explication de l'abatement de durée de vie en dwell-fatigue.

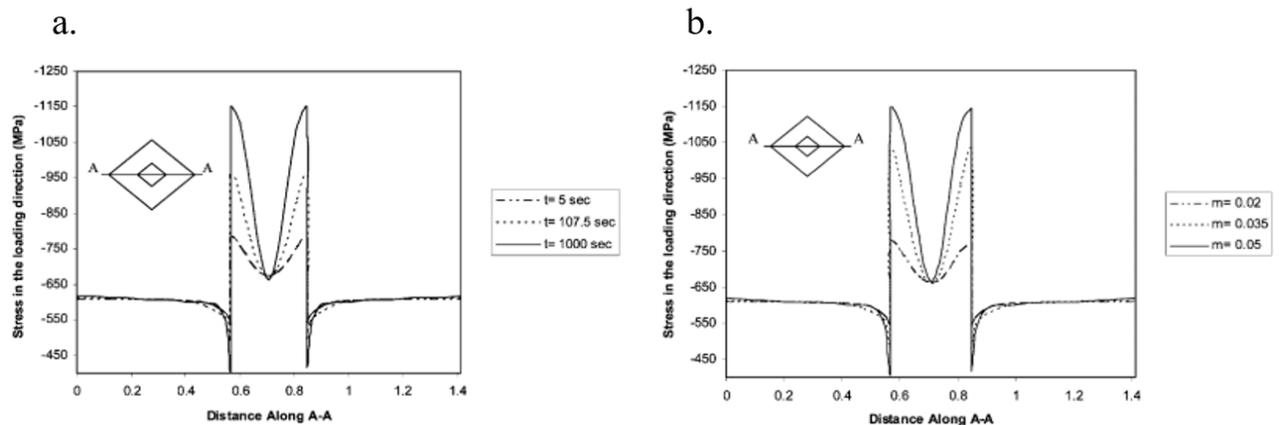


Figure I-32 : Niveau de contrainte selon la direction de sollicitation dans une configuration microstructurale grain dur/ grain mou a. en fonction du temps de maintien à charge maximale et b. en fonction de la sensibilité à la vitesse de déformation pour un chargement de fluage à un niveau de contrainte de -606 MPa d'un alliage Ti-6Al (Hasija et al., 2003)

3.3.3. Mécanismes de déformation actifs en dwell-fatigue

Littlewood et Wilkinson ont comparé l'évolution des champs de déformation pour un alliage Ti-6Al-4V sollicité en traction monotone, fatigue et dwell-fatigue (Littlewood and Wilkinson, 2012). L'alliage étudié présente une microstructure équiaxe avec une fraction de phase α_p égale à 95% et une taille moyenne de nodule de 11 μm . Les champs de déformation ont été obtenus par corrélation d'images suite à différentes interruptions des essais mécaniques. En dwell-fatigue tout comme en fatigue, le champ de déformation se révèle être très hétérogène. Les zones de localisation de la déformation plastique sont définies dès les premiers cycles. En particulier les auteurs remarquent que les zones de faible déformation plastique correspondent aux nodules dont l'orientation cristallographique correspond à un axe $\langle c \rangle$ quasiment parallèle à l'axe de sollicitation. Les calculs de Pourian et al. en utilisant des automates cellulaires pour ce même alliage en dwell-fatigue montrent également l'évolution de la déformation plastique cumulée en fonction de l'orientation cristallographique (Pourian et al., 2016). Sur la Figure I-33a,b,c et d, les domaines d'orientations cristallographiques des cellules présentant une déformation plastique supérieure à 0,1% sont effectivement présentés en fonction du nombre de cycles. Ces figures montrent que la grande majorité des cellules s'activent dans les 11 premiers cycles sur les 3000 simulés, confirmant ainsi les résultats expérimentaux de Littlewood et Wilkinson. Selon les iso-courbes des facteurs de Schmid de la Figure I-33e et f, les cellules présentant une déformation plastique d'au moins 0,1%, correspondent à l'activation du glissement basal et prismatique. De plus on peut remarquer que les domaines d'orientation cristallographique des cellules actives s'étendent avec le nombre de cycles

vers une diminution des facteurs de Schmid pour les glissements prismatique et basal. Ces simulations reproduisent très fidèlement ce que Bridier et al. ont montré en traction monotone et en fatigue dans le cas d'une microstructure bimodale (Bridier et al., 2008, 2005)

Littlewood et Wilkinson ont observé une évolution différente de l'évolution du champ de déformation avec le nombre de cycles en dwell-fatigue en comparaison au chargement en fatigue (Littlewood and Wilkinson, 2012). Ils remarquent notamment une contribution importante du temps de maintien à charge maximale à l'accumulation de déformation plastique en dwell-fatigue. L'ensemble de ces résultats suggère une influence du temps de maintien sur l'activité des différents modes de déformation plastique opérant en fatigue et dwell-fatigue.

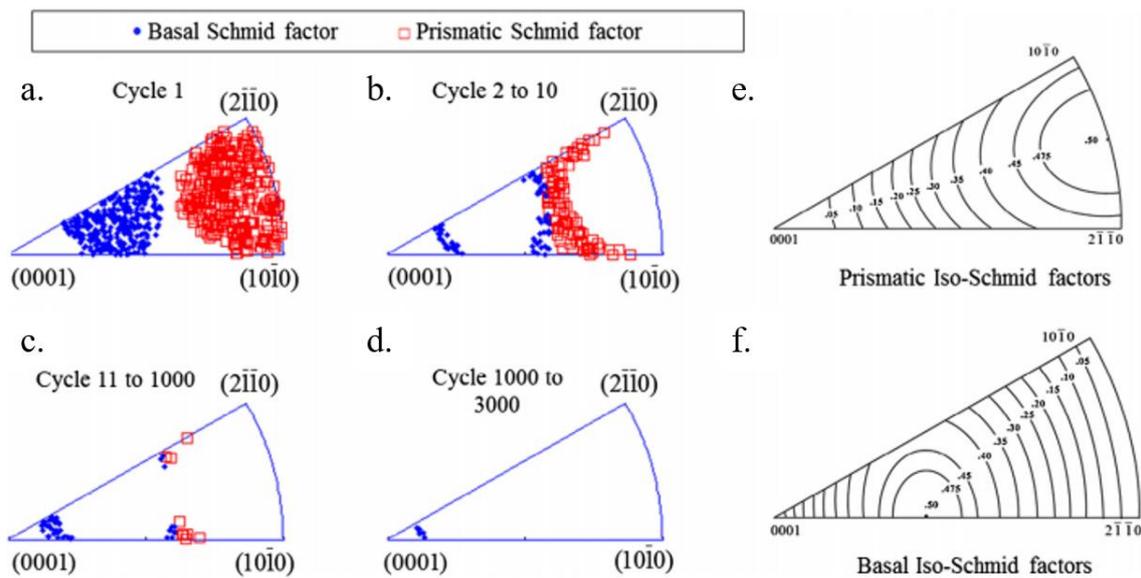


Figure I-33 : Figures de pôles inverses codées selon la direction de sollicitation des cellules avec une déformation plastique cumulée supérieure à 0,001 après a. 1, b. 10, c. 1000 et d. 3000 cycles. e. et f. rappellent les iso-contours du facteur de Schmid pour le glissement prismatique et basal respectivement (Pourian et al., 2016).

Hémery et Villechaise (Hémery and Villechaise, 2017b) ont également étudié les systèmes de glissement actifs pour deux autres alliages de titane à microstructure bimodale : Ti-6242 et Ti-6246. Ces deux alliages ont été sollicités en fatigue et dwell-fatigue pour un niveau de contrainte maximum environ égal à la limite d'élasticité conventionnelle. Les essais ont été interrompus à un niveau de déformation plastique cumulée similaire. Cela permet d'établir une comparaison des mécanismes de déformation actifs non biaisée par différents niveaux d'accumulation de déformation plastique durant le temps de maintien à charge maximale. Ces auteurs notent une diminution importante du nombre de cycles nécessaires pour atteindre le taux de déformation plastique cible, y compris pour l'alliage Ti-6246 pourtant réputé comme peu sensible à l'effet dwell (Lütjering and Williams, 2007; Qiu et al., 2014). Après interruption des tests, Hémery et Villechaise ont identifié les systèmes de glissement actifs dans des zones microstructurales avec un indice faible de texture cristallographique. Ils constatent majoritairement une activation des systèmes de glissement basal et prismatique et aucune différence notable dans les mécanismes opérant n'a été mise en évidence entre un chargement en fatigue et en dwell-fatigue.

Les observations de Hémerly et Villechaise confirment les résultats obtenus par Wang et al. (Wang et al., 2007) sur l'alliage IMI 834 avec une microstructure bimodale également. L'alliage a été sollicité en dwell-fatigue avec une contrainte maximale de 830 MPa environ et un temps de maintien de 30s. Les auteurs ont ensuite analysé par MET la déformation plastique dans les nodules de phase α_p mais également dans les colonies lamellaires de phase β transformée. Ils trouvent une densité importante de dislocations $\langle a \rangle$ dans les nodules α_p suite à l'activation du glissement basal qui pourraient à l'origine de l'abatement de durée de vie associé à l'effet « dwell ».

Concernant la déformation plastique dans les grains durs, peu d'études expérimentales ont été recensées en dwell-fatigue. L'équipe de F.P.E. Dunne a beaucoup étudié le comportement des configurations grains durs / grain mous sous chargement de dwell-fatigue par des calculs de plasticité cristalline. En particulier les paramètres microstructuraux et expérimentaux favorisant le report des contraintes ont été investigués (Dunne et al., 2007; Zhang et al., 2015; Zheng et al., 2016). Dunne et al. montrent que le report des contraintes est maximal lorsque le plan prismatique du système de glissement actif dans le grain mou fait un angle de 70° avec la direction de sollicitation (Dunne et al., 2007). Zheng et al. (Zheng et al., 2016) ajoutent que lorsque le plan d'interface entre le grain dur et le grain mou est parallèle au plan du système de glissement actif dans le grain mou, alors le report de la contrainte au niveau de l'interface permet l'activation du glissement basal ou pyramidal $\langle c+a \rangle$. Enfin, Zhang et al. (Zhang et al., 2015) montrent que le report de contrainte est plus fort pour un maintien en contrainte en comparaison à un maintien en déformation. De plus, ils constatent ce phénomène pour une température comprise entre 20 et 230°C , avec un maximum à 120°C .

L'ensemble de ces études s'intéressent toutefois à des configurations microstructurales spécifiques et n'étudient pas les modes de déformation dans les grains durs de façon statistique. De même, peu d'études ont été focalisées sur les mécanismes de déformation actifs en dwell-fatigue en regard des orientations cristallographiques locales à l'image des travaux de Bridier (Bridier, 2006) et Hémerly et Villechaise (Hémerly and Villechaise, 2017b). Ces caractérisations longues à conduire seraient pourtant essentielles pour la compréhension de l'amorçage des fissures en dwell-fatigue d'une part et pour l'identification d'une potentielle relation entre sensibilité à l'effet « dwell » et mécanismes de déformation actifs d'autre part. De tels résultats pourraient à terme conduire à l'amélioration des modèles permettant de simuler le comportement des alliages de titane soumis à des sollicitations cycliques de type dwell-fatigue.

3.4. Mécanismes d'amorçage de fissure sous sollicitations cycliques

L'étude des conditions de détection de l'effet « dwell » a permis de montrer que ce dernier intervient pour des niveaux de contrainte maximale élevés, proches de la limite d'élasticité. Ces niveaux de contrainte correspondent au régime de la fatigue oligocyclique, pour laquelle l'amorçage de fissure s'effectue en surface. Avec l'introduction d'un temps de maintien à charge maximale, les premières études sur l'effet « dwell » ont mis en évidence un amorçage de fissure subsurfacique (Bache, 2003; Song and Hoepfner, 1988). Pour beaucoup d'auteurs l'explication de l'abatement de durée de vie réside donc dans l'explication de la transition surface/cœur de l'amorçage de fissure. Pour cela la compréhension et différenciation du mécanisme d'amorçage de fissure en dwell-fatigue et en fatigue oligocyclique est nécessaire. L'objet de cette partie est donc, dans un premier temps, de revoir les études sur l'amorçage de fissure en fatigue oligocyclique avant d'aborder celles portant sur l'amorçage de fissure en dwell-fatigue.

3.4.1. Amorçage de fissures en fatigue

Bridier et al. ont étudié les mécanismes d'amorçage de fissures en fatigue oligocyclique de l'alliage Ti-6Al-4V dans le cas d'une microstructure bimodale (Bridier et al., 2008). Les essais ont été pilotés en déformation avec un rapport de charge nul. Après rupture des éprouvettes, les sites d'amorçage des fissures fatales ont été étudiés sur les faciès de rupture. L'amorçage des fissures est surfacique. Le site d'amorçage des fissures fatales est identifiable par la présence d'une facette caractéristique d'une rupture par quasi-clivage proche de la surface libre des éprouvettes (Figure I-34).

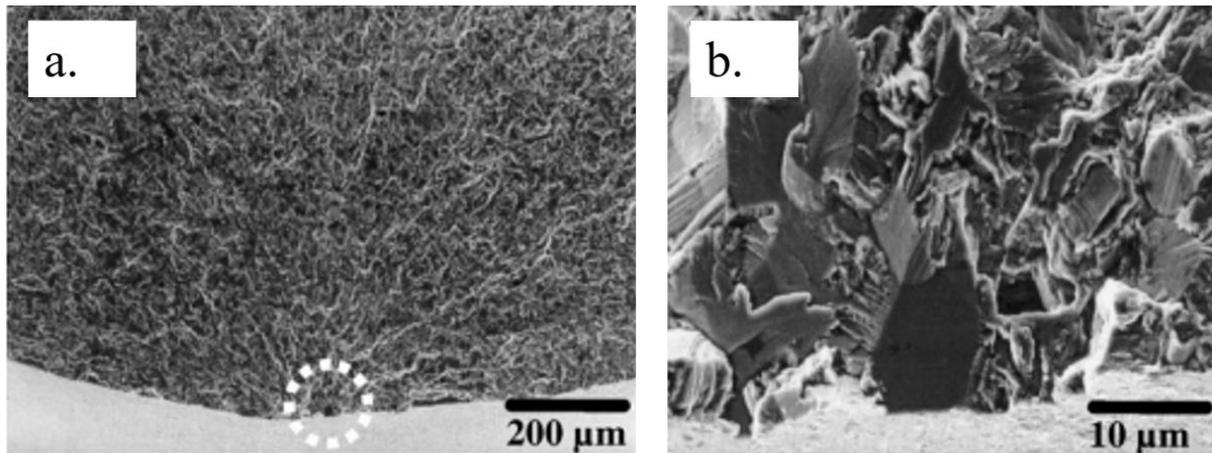


Figure I-34: Micrographies MEB d'un faciès de rupture d'un alliage Ti-6Al-4V avec une microstructure bimodale obtenus en fatigue oligocyclique présentant le site d'amorçage de la fissure fatale (Bridier et al., 2008)

Les analyses EBSD effectuées sur des coupes transverses contenant les facettes d'amorçage ont révélé que le plan de quasi-clivage semble confondu avec le plan basal. De plus, les orientations cristallographiques des nodules à l'amorçage des fissures fatales correspondent au domaine où l'activation du glissement basal a été constatée. Ceci est illustré sur la figure de pôles inverse présentée en Figure I-27c. Plusieurs fissures secondaires ont également été détectées en surface des éprouvettes. L'une d'entre elles est présentée sur la micrographie MEB de la Figure I-35a avec la cartographie des orientations cristallographiques projetées selon la direction de sollicitation en Figure I-35b. Les orientations par rapport à la direction de sollicitation des nodules identifiés à l'amorçage de ces fissures sont également présentées sur les figures de pôles inverses en Figure I-27b et c. Ces orientations cristallographiques correspondent aux domaines favorables aux glissements prismatique ou basal. Le plan cristallographique de quasi-clivage correspond alors au plan de glissement du système associé.

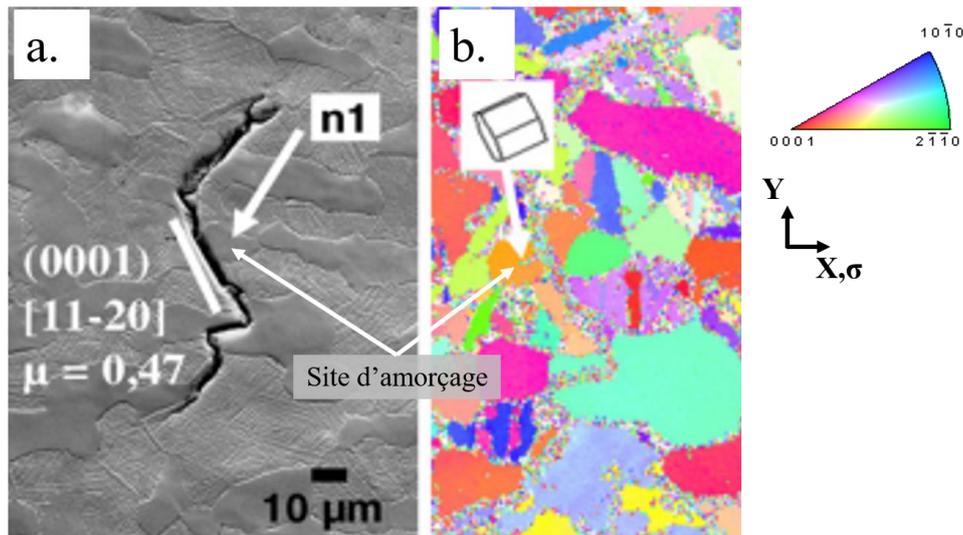


Figure I-35: a. Micrographie MEB d'une fissure de fatigue secondaire et b. cartographie des orientations associées projetées selon la direction de sollicitation (Bridier et al., 2008)

Les résultats de Bridier et al. sont confirmés par l'étude de Jha et al. et Sinha et al. (Jha et al., 2012; Sinha et al., 2018a). En utilisant la technique de « Quantitative Tilt Fractography » (QTF) couplée à des analyses EBSD, ces auteurs ont caractérisé l'orientation et le plan cristallographique des facettes d'amorçage de fissure fatale en fatigue pour les alliages Ti-6Al-4V et Ti-6242Si avec une microstructure bimodale. D'une part, la formation des facettes d'amorçage selon le plan cristallographique basal au point d'amorçage. D'autre part, les nodules α_p concernés présentent des angles de déclinaisons compris entre 25 et 60°, en accord avec les résultats présentés en Figure I-27c. De manière intéressante, Jha et al. notent une corrélation entre la dispersion de la durée de vie et l'orientation cristallographique du grain où apparaît l'amorçage de la fissure fatale (Jha et al., 2012). Pour les faibles durées de vie, la normale au plan de la facette fait un angle de 30° environ avec la direction de sollicitation. Puisque le plan basal et le plan de quasi-clivage sont confondus, cet angle peut être assimilé à l'angle de déclinaison. Pour les durées de vie élevées, cet angle est plus grand : 41 et 56°. Cela suggère pour les faibles durées de vie que l'amorçage des fissures est dû à une combinaison du glissement et d'une contrainte normale élevée au plan de glissement. Pour les durées de vie élevées, il semble que ce soit la contrainte de cisaillement sur le plan de glissement qui domine. Les résultats de Sinha et al. tempèrent toutefois ces conclusions (Sinha et al., 2018a). En effet, ces auteurs constatent des orientations proches des nodules α_p correspondant à des angles de déclinaison de 34° et 29° à l'amorçage de la fissure fatale quelles que soient les durées de vie associées. Les différences de durée de vie qu'ils relèvent sont attribuées au régime de propagation de fissure courte. Ces auteurs suggèrent une vitesse de propagation plus élevée dans ce régime de courte durée de vie, permise par un bon alignement des plans de base des nodules α_p .

Selon ces différentes études, l'amorçage des fissures en fatigue oligocyclique a lieu en surface au sein des nodules favorablement orientés pour le glissement basal ou prismatique. En particulier les sites d'amorçage des fissures fatales correspondent aux nodules favorablement orientés pour le glissement basal. Le Biavant et al. ont étudié l'amorçage de fissures en fatigue oligocyclique pour un alliage Ti-6Al-4V avec une microstructure bimodale contenant des macrozones (Biavant et al., 2002). En accord avec les études précédentes, ils constatent que l'amorçage de fissures se produit dans les macrozones où les glissements basal ou prismatique sont favorisés par l'orientation cristallographique des nodules α_p . Au contraire, dans les macrozones où ces deux systèmes de glissement ne correspondent pas à une cission résolue élevée, c'est-à-dire les

macrozones constituées de grains durs, aucune fissure n'a été détectée. Pour le même alliage avec une microstructure bimodale, Bridier et al. (Bridier et al., 2008) précisent que ce sont les macrozones avec une texture de type [0001] qui facilitent l'amorçage de fissure dans les nodules α_p avec une cisson résolue et une contrainte normale élevée sur le plan basal.

3.4.2. Amorçage de fissures en dwell-fatigue

La Figure I-36 présente deux micrographies MEB issues des travaux d'Uta et al. (Uta et al., 2009) réalisées sur un faciès de rupture après essais en dwell-fatigue. On y repère des facettes associées à l'amorçage de fissures dont le caractère subsurfacique ne facilite pas la détermination du plan de quasi-clivage et l'orientation cristallographique locale. Ce travail est pourtant nécessaire dans le but d'analyser les mécanismes d'amorçage de fissure en dwell-fatigue en comparaison à ceux établis en fatigue. Cette partie présentera d'abord les études portant sur l'identification des orientations spatiales et cristallographiques des facettes d'amorçage de fissure en dwell-fatigue. Ensuite, les modèles d'amorçage de fissures proposés par différents auteurs seront présentés.

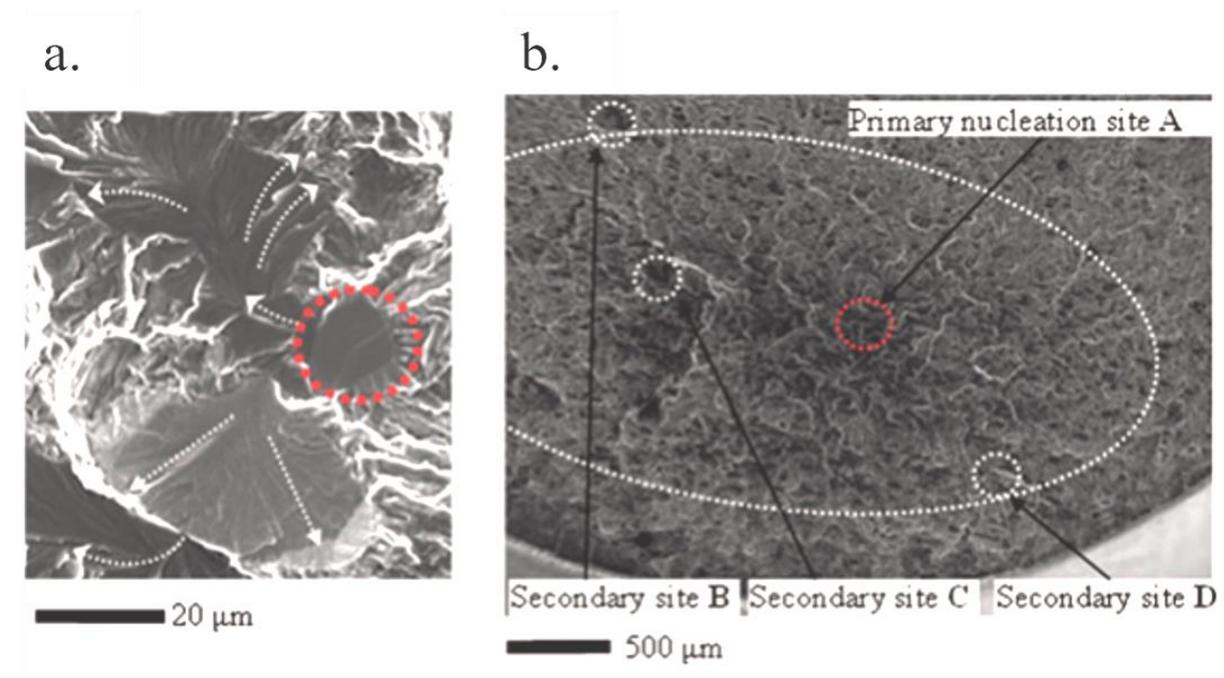


Figure I-36 : Micrographies MEB d'un faciès de rupture obtenu par un chargement en dwell-fatigue : a. site principal d'amorçage avec observation d'une facette de quasi-clivage entourée et b. position des différentes facettes d'amorçage sur le faciès de rupture (Uta et al., 2009).

3.4.2.1. Orientations spatiale et cristallographique des facettes internes

Les premières études où l'orientation cristallographique des grains contenant les facettes de quasi-clivage ont été caractérisées sont celles d'Evans et Bache ainsi que de Davidson et Eylon (Bache et al., 1997b, 1997a; Davidson and Eylon, 1980). Bache et al. ont utilisé la technique EBSD sur les faciès de rupture pour un alliage IMI 834 avec une microstructure bimodale sollicité en dwell-fatigue (Bache et al., 1997b, 1997a). Davidson et Eylon ont, quant à eux, caractérisé les facettes subsurfaciques sur le faciès de rupture obtenus en dwell-fatigue pour l'alliage IMI 685 par la technique « electron channeling contrast imaging » (Davidson and Eylon, 1980).

Bache et al. ont déterminé le plan cristallographique de quasi-clivage comme étant le plan basal (0001). Ils révèlent de plus que l'orientation cristallographique des facettes par rapport à l'axe de sollicitation est proche du pôle (0001) comme cela est illustré sur la figure de pôles inverse de la Figure I-37a. Ainsi, les orientations des nodules contenant les facettes internes correspondent à un domaine d'angles de déclinaison compris entre 0 et 30°. Cependant, aucune distinction n'est faite entre les facettes d'amorçage et de propagation. Davidson et Eylon discutent la nature basale du plan de quasi-clivage des facettes. Selon leurs analyses, ce plan n'est pas confondu avec le plan basal et en est dévié de 4 et 16° (Figure I-37b).

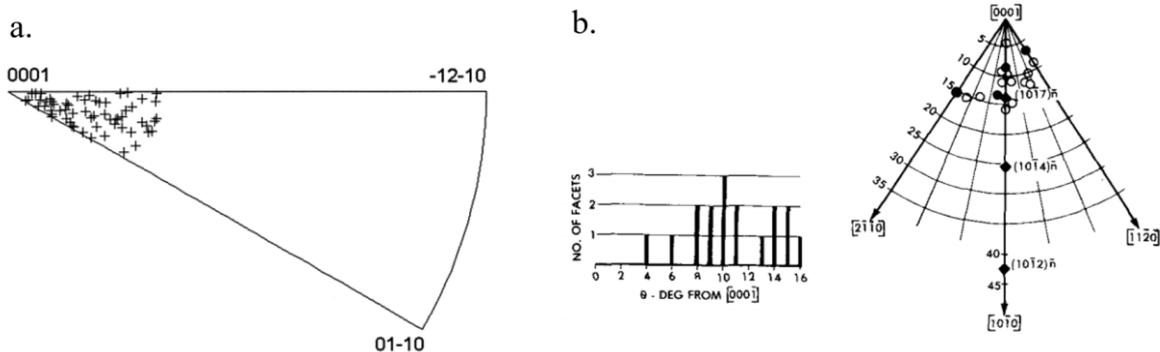


Figure I-37: Orientations cristallographiques des facettes subsurface de dwell-fatigue représentées sur une figure de pôles inverse codée selon a. la direction de sollicitation pour un alliage IMI 834 (Bache et al., 1997a) et b. selon la normale au plan de quasi-clivage pour un alliage IMI 685 (Davidson and Eylon, 1980).

Afin de caractériser plus complètement l'orientation des facettes internes sur les faciès de rupture, Sinha et al. (Sinha et al., 2007) ont étudié l'orientation cristallographique des facettes et leur orientation spatiale, c'est-à-dire leur inclinaison par rapport à l'axe de sollicitation (Figure I-38). Pour cela ils ont utilisé les techniques QTF et EBSD. Les mesures ont été faites sur le faciès de rupture d'un alliage Ti-6242 avec une microstructure bimodale après sollicitation en dwell-fatigue. D'une part, les auteurs rapportent que le plan de quasi-clivage se situe à environ 10° du plan basal. D'autre part, ils constatent que l'inclinaison des facettes est comprise dans un domaine angulaire [15-20°] avec la direction de sollicitation. Cependant, la distinction entre facette de propagation et facette d'amorçage n'a pas été faite.

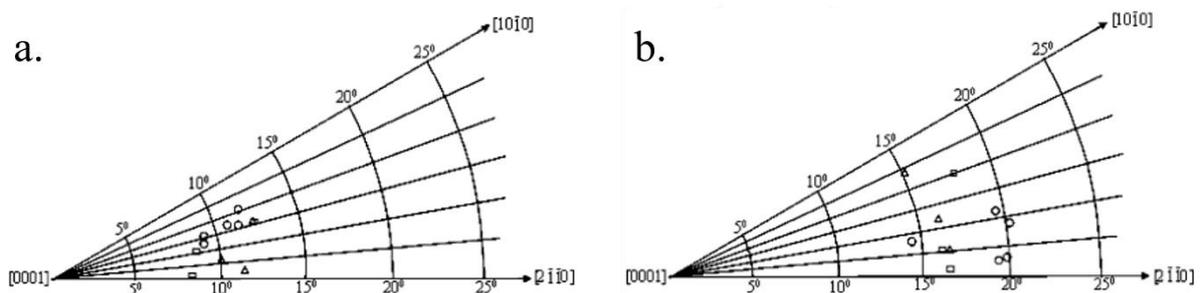


Figure I-38 : Orientations cristallographiques des facettes subsurface de dwell-fatigue pour un alliage Ti-6242 représentées sur une figure de pôles inverse codée selon a. la normale au plan de quasi-clivage et b. selon la direction de sollicitation (Sinha et al., 2007)

Uta et al. (Uta et al., 2009) ainsi que Pilchak et Williams (Pilchak and Williams, 2011) ont fait cette distinction sur les faciès de rupture d'alliages IMI 834 et Ti-8Al-1Mo-1V respectivement, obtenus pour un chargement en dwell-fatigue. La Figure I-39 montre comment à partir de la

morphologie des facettes observées au MEB, les auteurs ont pu déduire les points d'amorçage des fissures internes. Ce cheminement leur a ainsi permis de caractériser les orientations spatiales et cristallographiques des facettes, en distinguant les stades d'amorçage et de propagation des fissures. Ceci a été réalisé grâce aux techniques QTF et EBSD employées par Sinha et al (Sinha et al., 2007).

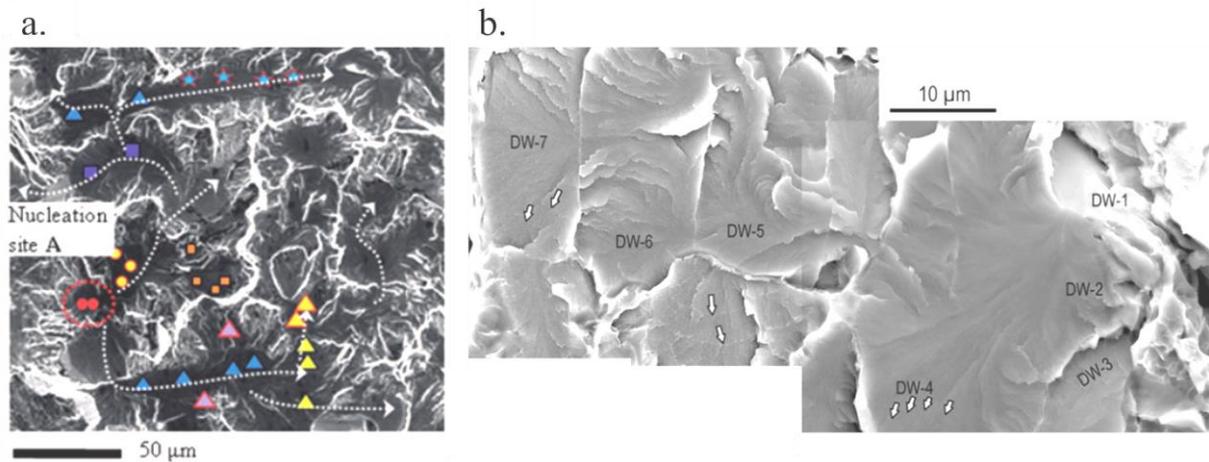


Figure I-39 : Détermination de la nature des facettes internes (amorçage ou propagation) selon les études de a. (Uta et al., 2009) et b. (Pilchak and Williams, 2011). b. DW-1 correspond à la facette d'amorçage

D'après leurs analyses, Uta et al. (Uta et al., 2009) constatent que les nodules α_p correspondant aux sites d'amorçage et de propagation de fissures sont contenus dans un domaine d'orientation cristallographique bien défini. Ce domaine correspond à des angles de déclinaison compris entre 10 et 30°. Ce constat s'explique en partie par les régions fortement microtexturées du matériau étudié. En effet, l'amorçage de fissure est localisé dans les macrozones où ces orientations sont dominantes. Le domaine d'orientation des facettes de dwell-fatigue déterminé par Pilchak et Williams est plus large (Pilchak and Williams, 2011). Il couvre le domaine d'angles de déclinaison allant de 0 à 45°. En particulier, deux facettes d'amorçage sont étudiées. Les nodules où ces facettes se sont formées, présentent des angles de déclinaison de 23 et 45°. Tympel et al. (Tympel et al., 2016) observent pour un alliage Ti-6Al-4V avec une microstructure équiaxe que les angles de déclinaison des nodules où se situent l'amorçage de fissure en dwell-fatigue, sont compris entre 30 et 35° en accord avec les études de Pilchak et al. et Uta et al. (Pilchak and Williams, 2011; Uta et al., 2009). De plus, ils observent tout comme Pilchak et al. que les facettes d'amorçage de fissures en fatigue oligocyclique et en dwell-fatigue, présentent des orientations spatiales et cristallographiques similaires (Pilchak and Williams, 2011; Tympel et al., 2016).

L'ensemble de ces travaux semblent montrer que les nodules associés aux facettes d'amorçage de fissure en dwell-fatigue sont favorablement orientés pour le glissement basal. Néanmoins, le manque de données statistiques ne permet pas de définir dans l'absolu un domaine d'orientations des nodules α_p susceptibles d'être des sites d'amorçage de fissures en dwell-fatigue. Ceci est pourtant important pour l'interprétation des orientations cristallographiques des facettes de quasi-clivage en regard des mécanismes de déformation actifs qui pilotent le développement de l'endommagement cyclique.

3.4.2.2. Mécanisme d'amorçage des fissures en dwell fatigue

Selon les éléments de littérature présentés précédemment, les facettes de dwell-fatigue semblent résulter d'un mécanisme de quasi-clivage le long d'un plan basal. Ce terme fait référence

à un mécanisme de rupture partageant des caractéristiques d'une rupture ductile et d'une rupture fragile. Le caractère ductile implique le glissement des dislocations dans le plan basal, ce qui nécessite une contrainte de cisaillement agissant sur ce dernier. Toutefois, pour pouvoir assurer le clivage du plan basal, une contrainte normale importante agissant sur ce plan est également nécessaire (Evans and Bache, 1994).

Evans et Bache suite à leur étude de l'orientation des facettes de quasi-clivage ont été les premiers à proposer un modèle basé sur des considérations microstructurales pour expliquer la nucléation des facettes internes (Evans and Bache, 1994). La proposition de ce modèle fait suite à l'observation d'une orientation spatiale préférentielle des facettes, qui sont généralement perpendiculaires à l'axe de sollicitation. Cela signifie que l'orientation cristallographique du grain correspond à un faible angle entre l'axe $\langle c \rangle$ de la maille hexagonale et la direction de sollicitation. Cette orientation satisfait donc la condition d'une contrainte normale élevée agissant sur le plan basal. Cependant, la contrainte de cisaillement résolue agissant sur le plan basal est faible voire nulle. Par conséquent, le glissement des dislocations dans le plan basal dû au chargement macroscopique est très peu probable. Pourtant la morphologie des facettes subsurfaciques suggère que le glissement des dislocations a lieu dans le plan basal avant l'amorçage brutal d'une fissure. Seuls les systèmes de glissement impliquant la direction $\langle c+a \rangle$ sont favorablement orientés pour être activés. En raison d'une τ_{CRSS} environ 1,6 fois plus élevée que pour le glissement basal (Jones and Hutchinson, 1981), l'activité plastique dans ce type de grain est faible. Afin de pouvoir expliquer le glissement des dislocations dans le plan basal de quasi-clivage des grains durs, Evans et Bache ont repris le modèle de Stroh selon le schéma de la Figure I-40.

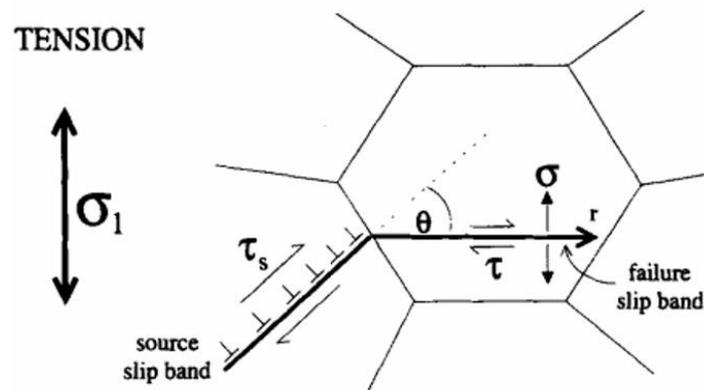


Figure I-40: Représentation schématique du mécanisme modifié de Stroh pour l'amorçage de fissure (Evans and Bache, 1994).

Le modèle de Stroh (Stroh and Mott, 1954) établit les équations décrivant l'état de contraintes en tête d'un empilement de dislocations qui permet l'amorçage d'une fissure. Evans et Bache ont modifié le modèle de Stroh de sorte que la concentration de contrainte d'un empilement de dislocations à l'interface du grain dur, conduise à une cisaillement résolue (τ) élevée dans le plan basal de ce dernier. Pour cela, ils associent au grain dur un grain voisin « mou » favorablement orienté pour le glissement basal ou prismatique comme représenté sur le schéma de la Figure I-40. Joseph et al. (Joseph et al., 2018) ont récemment observé en MET que le transfert direct des dislocations du grain mou vers le grain dur n'est pas favorable. Ainsi, la cisaillement résolue due à l'empilement de dislocations dans le grain mou est suffisamment élevée pour permettre le glissement de dislocations dans le plan basal du grain dur. L'association d'une contrainte normale élevée et du glissement des dislocations pour l'un des plans basal du grain dur permet éventuellement l'amorçage d'une fissure.

Le modèle d'Evans et Bache a largement été repris et complété par les travaux de Dunne et al. afin de tenir compte de la viscoplasticité des alliages de titane (Dunne et al., 2007). En effet, cette propriété est un point clef de la problématique dwell dont le modèle d'Evans et Bache ne tenait pas compte. Cette sensibilité à la vitesse de déformation et au temps de maintien de ce type de configuration microstructurale exacerbe notamment le report des contraintes du grain mou vers le grain dur (Hasija et al., 2003). Ce report des contraintes augmente la sévérité de l'état de contrainte dans le grain dur, ce qui pourrait expliquer l'amorçage prématuré de fissures en dwell-fatigue en comparaison à un chargement cyclique continu. Le mécanisme associé de formation des facettes serait ainsi contrôlé par le clivage du plan de glissement du fait d'une contrainte normale élevée due à l'orientation du plan par rapport à l'axe de sollicitation d'une part et au report des contraintes d'autre part (Brandes et al., 2010).

Le modèle basé sur la configuration grain dur/grain mou a largement été repris pour prédire les sites d'amorçage de fissures en dwell-fatigue par simulation (Anahid et al., 2011; Cuddihy et al., 2017; Dunne and Rugg, 2008; Ozturk et al., 2017). Ces travaux ont pour but d'améliorer les prédictions de durée de vie en dwell-fatigue. Cependant, le modèle d'Evans et Bache postule que la normale à la facette de quasi-clivage est confondue avec l'axe $\langle c \rangle$ de la maille hexagonale et est parallèle à l'axe de sollicitation (Tympel et al., 2016). Cela ne permet pas d'expliquer la formation de facettes de quasi-clivage le long d'un plan basal dans les nodules avec un angle de déclinaison supérieure à 10° (Tympel et al., 2016). De plus, Brandes et al. (Brandes et al., 2010) ont observé les caractéristiques de l'effet « dwell » dans un alliage Ti-7Al dont la texture se caractérise par l'absence de grain dur. Ils proposent ainsi d'étendre la configuration grain dur/grain mou pour expliquer l'amorçage de fissure en dwell-fatigue à une configuration de type grain mou/grain mou. Cette configuration est présentée sur le schéma de la Figure I-41 d'après les travaux d'Everaerts et al. (Everaerts et al., 2017).

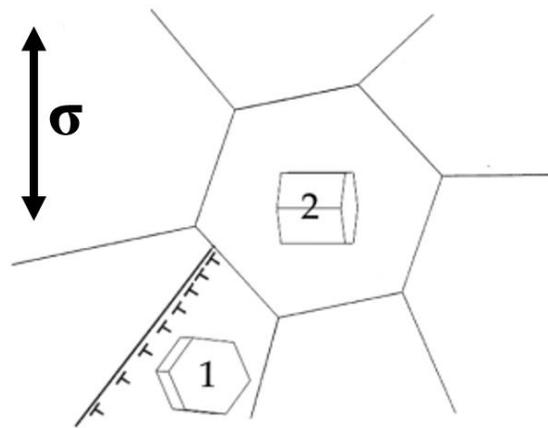


Figure I-41 : Représentation schématique de la configuration grain mou/grain mou d'amorçage de fissure subsurfacique en l'absence de grain dur (Everaerts et al., 2017).

Bien que les deux grains puissent se déformer par le glissement basal ou prismatique, leur désorientation cristallographique conduit à un mauvais alignement des systèmes de glissement. Ce mauvais alignement inhibe la transmission des dislocations à l'interface entre les deux grains, et favorise ainsi l'empilement de dislocations au sein de cette configuration comme représenté sur le schéma de la Figure I-41. La concentration de contrainte locale induite par cet empilement pourrait alors conduire à l'amorçage d'une fissure à l'interface entre les deux grains qui se propagerait le long de la bande de glissement bloquée (Brandes et al., 2010). Ainsi, ce mécanisme de formation

des facettes subsurfaciques est basé sur la contrainte de cisaillement et non sur la contrainte normale au plan de glissement (Brandes et al., 2010). Dans des configurations microstructurales similaires au schéma de la Figure I-41, Everaerts et al. (Everaerts et al., 2017) observent également la formation de facettes subsurfaciques sous sollicitations cycliques, pour un alliage Ti-6Al-4V, avec une microstructure équiaxe et une texture cristallographique prismatique qui se caractérise par l'absence de grain dur. Ces auteurs constatent la présence de deux types de facettes dont ils attribuent la formation à un mécanisme basé sur le glissement dans le plan prismatique ou sur le clivage d'un plan proche basal.

En l'absence de grain dur, Everaerts et al. suggèrent que le mécanisme de formation des facettes, par clivage ou cisaillement, est déterminé par la taille des grains α (Everaerts et al., 2017). En présence d'un grain dur selon le modèle d'Evans et Bache, ces auteurs discutent la possibilité de la formation d'une facette le long du plan de glissement supportant l'empilement de dislocations dans le grain mou à l'interface du grain dur. Dans le cas d'une bande de glissement prismatique dans le grain mou, ils écartent cette possibilité en justifiant que la contrainte normale au plan basal est élevée et que l'amorçage d'une fissure le long d'une bande de glissement basale est plus favorable que le long d'une bande prismatique (Everaerts et al., 2017). Néanmoins, le cas d'une bande de glissement basale dans le grain mou n'est pas discuté. Cette hypothèse n'est également pas discutée par Evans et Bache ou Dunne et al. (Dunne et al., 2007; Evans and Bache, 1994). De plus le manque d'observations expérimentales et statistiques de l'amorçage de fissure en dwell-fatigue ne permet pas de certifier le mécanisme associé aux configurations microstructurales des Figure I-40 et Figure I-41. Une étude statistique de l'amorçage des fissures en fonction de la microstructure en dwell-fatigue apparaît donc nécessaire, ce qui permettrait également de déterminer quel mécanisme est majoritaire.

3.5. Propagation de fissures en fatigue et en dwell-fatigue

Certaines des premières études autour de l'effet « dwell » ont mis en évidence une augmentation de la vitesse de propagation de fissure sous chargement cyclique comportant un temps de maintien à charge maximale (Song and Hoepfner, 1988). Cependant, Bania et Eylon ont effectué des essais sur l'alliages Ti-6Al-4V avec une microstructure bimodale et lamellaire et différentes textures : en aucun cas ils n'ont détecté un effet accélérateur du temps de maintien à charge maximale sur la vitesse de propagation de fissure (Bania and Eylon, 1978). De plus, ils observent dans certains cas, une diminution de cette vitesse pour un chargement de type dwell-fatigue. Dans une étude plus récente, Shen et al. rapportent des observations similaires pour l'alliage Ti-6242 pourtant bien connu pour sa sensibilité à l'effet « dwell » (Shen et al., 2004). Ces auteurs ont étudié la propagation de fissures en fatigue et dwell-fatigue des microstructures lamellaire, bimodale et équiaxe. Ils observent des vitesses de propagation de fissures très similaires pour les deux modes de chargement à des valeurs d'intensité de contraintes (ΔK) moyennes comprises entre 19 et 25 MPa. \sqrt{m} . Pour des valeurs plus grandes de ΔK , ils constatent des vitesses de propagation de fissures plus élevées pour un chargement en fatigue. De plus, ils observent des modes de propagation de fissures similaires pour les deux modes de chargement. McBagonluri et al. ont étudié le même alliage avec les mêmes microstructures et conditions expérimentales, mais en différenciant le régime de propagation des fissures longues de celui des fissures courtes (McBagonluri et al., 2005). Dans le cas des fissures longues ces auteurs confirment les résultats de Shen et al. Cependant dans le cas des fissures courtes, ils constatent une augmentation de la vitesse

de propagation pour un chargement en dwell-fatigue. Pilchak et al. observent cette même tendance pour l'alliage Ti-6Al-4V en présence de macrozones (Pilchak et al., 2016).

Shen et al. (Shen et al., 2004) ont détaillé les types de propagation de fissures pour la microstructure bimodale en fonction du régime de fissuration. Ils associent les premiers stades de propagation de fissures à un type cristallographique conduisant à la formation de facettes. Dans le haut domaine du régime de Paris, la propagation de fissure conduit à l'observation de stries de fatigue. Enfin, dans le régime à forte intensité de contrainte, la propagation de fissure s'effectue par rupture ductile et formation de stries de fatigue. Pilchak (Pilchak, 2013) a étudié la différence de vitesse de propagation de fissure, en fatigue et dwell-fatigue, en fonction du type de propagation pour l'alliage Ti-7Al. Ce dernier montre que la vitesse de propagation de fissure en dwell-fatigue conduisant à la formation de facettes, est plus élevée que dans le cas d'une propagation associée à l'observation de stries de fatigue (Figure I-42). De plus, il montre que les vitesses de propagation de fissures où les stries de fatigue sont observées, sont similaires pour les chargements en fatigue et en dwell-fatigue.

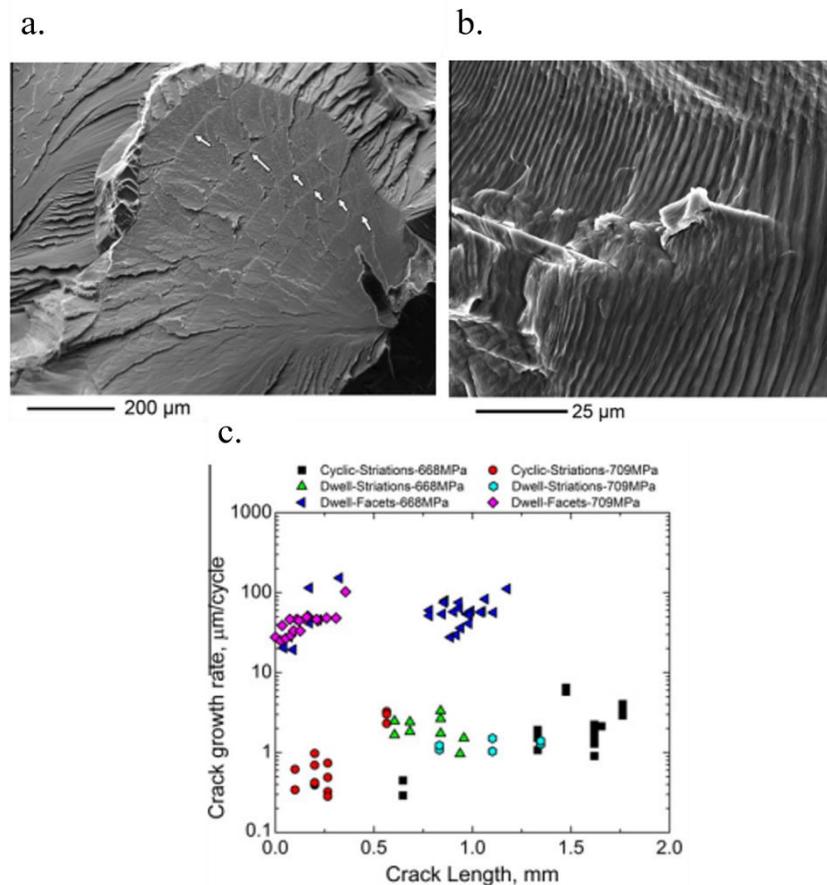


Figure I-42 : Exemples de faciès de rupture associés à une propagation de fissure conduisant à la formation a. de facettes et b. de stries de fatigue avec c. les vitesses de propagation correspondantes (Pilchak, 2013)

Ces différents résultats sont en accord avec ceux obtenus par McBagonluri et al. et énoncés précédemment (McBagonluri et al., 2005). Ils tendent ainsi à montrer que la réduction de durée de vie lors d'une sollicitation en dwell-fatigue est notamment liée, au stade de propagation des microfissures. En effet, Bache et al. (Bache et al., 1997a) ont suggéré que la réduction de la durée de vie en dwell-fatigue pouvait être liée à la taille des zones regroupant des facettes contiguës. Cette

corrélation a de plus été confirmée par les observations de Pilchak et al. (Pilchak and Williams, 2011) sur les faciès de rupture en dwell-fatigue, après une nouvelle analyse des échantillons d'une campagne d'essais effectuées dans leur laboratoire : plus la taille des zones de facettes contiguës est grande, et plus la durée de vie est faible. Les travaux récents de Sinha et al. conduisent à des conclusions similaires pour un chargement en fatigue (Sinha et al., 2018a). Ils remarquent effectivement que les éprouvettes correspondant aux durées de vie les plus faibles présentent les zones avec le plus grand nombre de facettes contiguës sur les faciès de rupture. Ils associent ces zones à la présence de macrozones qui favorisent un bon alignement des plans de base sur une grande distance. Ainsi les courtes durées de vie sont attribuées à une croissance plus rapide des fissures durant les premiers stades de propagation de type cristallographique selon les plans de base, grâce à un bon alignement de ces derniers.

Les résultats de Pilchak et al. (Pilchak and Williams, 2011) et Uta et al. (Uta et al., 2009) en dwell-fatigue confirment que le plan cristallographique des facettes de propagation en dwell-fatigue et en fatigue oligocyclique est proche du plan basal. De plus, Pilchak et al. montrent que les facettes sont inclinées de 0 à 45° par rapport à l'axe de sollicitation (Pilchak and Williams, 2011). Cela semble confirmer que les mécanismes de propagation de microfissures sont similaires en fatigue oligocyclique et en dwell-fatigue, en accord avec les résultats de Shen et al. et McBagonluri et al. (McBagonluri et al., 2005; Shen et al., 2004). Toutefois, McBagonluri et al. (McBagonluri et al., 2005) suggèrent que les effets de fluage, associés à l'accumulation de déformation plastique durant le temps de maintien, augmente localement la contrainte moyenne dans les grains ce qui accélère la vitesse de propagation des microfissures de type cristallographique. Ainsi, les études citées montrent que l'influence du temps de maintien sur la propagation de fissures intervient dans le régime des fissures courtes associé à une propagation de type cristallographique. Comme ce type de propagation est contrôlé par les mécanismes de déformation, cela souligne l'intérêt d'étudier l'influence du temps de maintien sur le lien entre plasticité et endommagement dans le but d'élucider l'effet « dwell » dans les alliages de titane.

3.6. Synthèse autour de l'effet « dwell »

L'effet « dwell » dans les alliages de titane se traduit par un abattement de la durée de vie. Il intervient à des températures comprises entre 20 et 250°C environ et pour des niveaux de contrainte maximale élevés qui correspondent au régime oligocyclique. L'augmentation du niveau de contrainte maximale et de la durée du temps de maintien conduisent entre autres à une augmentation de l'abattement de durée de vie. De même, l'augmentation du taux de nodules α_p , augmente la sensibilité de l'alliage à l'effet « dwell », tout comme la présence de macrozones. L'abattement de durée de vie s'accompagne également d'une augmentation de la déformation plastique à rupture, d'une transition de l'amorçage des fissures fatales de la surface vers le cœur et d'une augmentation de la vitesse de propagation des microfissures. Comme les mécanismes d'amorçage de fissure et de propagation de microfissures sont dépendant des mécanismes de déformation actifs, l'effet « dwell » est donc très liés aux relations plasticité/endommagement.

Dans la gamme de température associée à l'effet « dwell », la déformation en fluage se caractérise par un glissement planaire des dislocations. Elle partage ainsi les mêmes caractéristiques que la déformation en traction monotone ou sous chargement cyclique. En fatigue et en dwell-fatigue, les principaux mécanismes de déformation actifs sont le glissement basal et prismatique. Seuls les grains avec un angle de déclinaison inférieur à environ 10°, sont défavorablement orientés

pour l'activation de ces deux systèmes de glissements. Ces derniers sont favorablement orientés pour le glissement pyramidal $\langle c+a \rangle$. Néanmoins en raison d'une τ_{CRSS} élevée de ce mode de glissement, l'activité plastique dans ces grains est faible. Comme ils possèdent de plus une rigidité élevée ces derniers sont appelés grains « durs » en opposition aux grains mous favorablement orientés pour les glissements basal et prismatique. Les mécanismes de déformation actifs en fatigue et en dwell-fatigue sont donc similaires. Cependant la répartition des champs de contrainte et de déformation est différente entre ces deux modes de déformation. L'une des raisons est le report des contraintes des grains mous vers les grains durs dû aux incompatibilités de déformation plastique, processus favorisé par le temps de maintien à charge maximale. Néanmoins peu d'études ont recensé les mécanismes de déformation actifs en fonction de l'orientation cristallographique de la phase α avec une étude statistique de l'influence du temps de maintien sur ces derniers. Cela permettrait pourtant de mieux comprendre les différences de répartitions des champs de contrainte et de déformation dans le but d'établir le lien avec les mécanismes d'endommagement.

Sur les faciès de rupture de fatigue oligocyclique et de dwell-fatigue, l'amorçage et les premiers stades de propagation de fissures se caractérisent par la présence de facettes planes de quasi-clivage. Ces facettes présentent des caractéristiques très similaires pour les deux modes de chargement : elles sont généralement inclinées de 0 à 45° par rapport à l'axe de sollicitation et le plan de quasi-clivage est proche du plan basal. Toutefois, dans le cas d'un chargement en fatigue oligocyclique les facettes d'amorçage sont surfaciques tandis qu'elles sont subsurfaciques en dwell-fatigue. L'étude des fissures secondaires a permis de mettre en évidence que l'amorçage des fissures en fatigue oligocyclique est transgranulaire dans les nodules α_p favorablement orientés pour le glissement basal. En dwell-fatigue deux configurations microstructurales ont été proposées sur la base des orientations cristallographiques des facettes d'amorçage de fissures subsurfaciques. La première associe un grain dur à un grain mou tandis que la deuxième associe deux grains mous avec une désorientation cristallographique élevée. Le manque d'observations expérimentales directes de l'amorçage de fissures en dwell-fatigue ne permet toutefois pas de certifier le mécanisme d'amorçage associé à ces configurations. De plus, le manque de statistique ne permet pas de confirmer quelle configuration conduit majoritairement à l'amorçage de la fissure fatale subsurfacique en dwell-fatigue.

Chapitre II : Matériau et techniques expérimentales

Sommaire

Sommaire	92
Introduction	93
1. Matériau d'étude	93
1.1. Alliage et microstructure.....	93
1.2. Lot de matière I : Etude sur micro-éprouvettes	95
1.2.1. Bloc et géométrie d'éprouvettes	95
1.2.2. Caractéristiques microstructurales.....	95
1.2.3. Propriétés mécaniques	96
1.3. Lot de matière II : Etude sur éprouvettes cylindriques.....	97
1.3.1. Bloc et géométries d'éprouvettes	97
1.3.2. Caractéristiques microstructurales.....	98
1.3.3. Propriétés mécaniques	100
1.4. Préparation des éprouvettes	101
2. Essais mécaniques	101
2.1. Essai de traction <i>in situ</i> sous MEB	101
2.1.1. Micromachine d'essais.....	101
2.1.2. Mesure de la déformation.....	102
2.1.3. Choix des zones de suivi et déroulement de l'essai.....	103
2.2. Essais cycliques : fatigue et dwell fatigue	103
2.2.1. Machine d'essai.....	104
2.2.2. Méthode d'essais	105
3. Caractérisation des éprouvettes	106
3.1. Microscopie électronique à balayage	106
3.1.1. Microscopes	106
3.1.2. Imagerie.....	107
3.1.3. Analyses EBSD	107
3.2. Analyses des mécanismes de déformation et d'amorçage de fissure.....	108
3.2.1. Représentation des orientations cristallographiques	108
3.2.2. Analyse et identification des traces de glissement	109
3.2.2.1. Détection des traces expérimentales	109
3.2.2.2. Calculs des traces théoriques	109
3.2.2.3. Comparaison et identification	110
3.2.3. Quantification de l'alignement de deux systèmes de déformation	111

Introduction

L'étude bibliographique a permis de mettre en évidence la nécessité d'affiner la compréhension des liens entre mécanismes de plasticité et d'endommagement pour mieux comprendre l'origine de l'effet « dwell » dans les alliages de titane. L'objet de ce chapitre est de présenter le matériau étudié et les techniques expérimentales permettant d'analyser de façon statistique les mécanismes de déformation et d'amorçage de fissure. Dans un premier temps, la microstructure du matériau d'étude ainsi que les géométries d'éprouvettes testées seront présentées. Dans un deuxième temps, les machines d'essais mécaniques utilisées seront présentées avec les méthodes d'essais associées. Dans un troisième temps, les techniques de caractérisation permettant l'analyse des modes de déformation et des sites d'amorçage de fissure en relation avec les orientations cristallographiques locales seront détaillées.

1. Matériau d'étude

1.1. Alliage et microstructure

L'alliage étudié durant cette thèse est le Ti-6Al-4V également appelé TA6V. La composition chimique de cet alliage selon les spécifications commerciales est présentée dans le Tableau II-1. Les pourcentages en masse de chaque élément d'alliage y sont détaillés. Les deux principaux éléments d'addition sont l'aluminium (Al) et le vanadium (V) avec une teneur en masse de 6% et 4% respectivement. Ils sont respectivement α -gène et β -gène. La proportion relativement importante de vanadium permet de classer le Ti-6Al-4V dans les alliages de titane ($\alpha+\beta$). Les autres éléments mentionnés sont des impuretés présentes en mode interstitiel (O,N,C) ou en substitution (Fe). Leurs proportions sont faibles.

Elément	Ti	Al	V	Fe	O	C	N
Catégorie	/	α -gène	β -gène	β -gène	α -gène	α -gène	α -gène
% masse (min)	Base	5,50	3,50	/	/	/	/
% masse (max)	Base	6,75	4,50	0,30	0,20	0,08	0,07

Tableau II-1 : Composition chimique du Ti-6Al-4V selon les spécifications commerciales

Parmi les différentes microstructures que peuvent adopter les alliages de titane, celle qui fait l'objet de cette étude est la microstructure bimodale. Elle est représentative du type de microstructure utilisée pour différentes pièces de moteurs en service soumises à la problématique « dwell ».

La Figure II-1 présente la microstructure d'étude au moyen de micrographies MEB à différents grossissements et de cartographies d'orientations cristallographiques. Ces cartographies d'orientations sont données par rapport à la direction X et ont été obtenues au moyen de la technique d'analyse EBSD. Cette technique sera présentée dans la dernière partie de ce chapitre. Sur chacune des figures, on retrouve le caractère bimodal de la microstructure par la présence de nodules équiaxes de phase α primaire (α_p) d'une part, et par la présence de colonies lamellaires de

phase α secondaire (α_s) précipitée dans une matrice de phase β d'autre part. Le taux et la taille moyenne équivalente des nodules α_p sont les caractéristiques importantes pour cette étude. Dans ces travaux de thèses, deux lots de matière ont été utilisés. Bien que la microstructure reste bimodale, ces caractéristiques diffèrent légèrement. C'est pourquoi le taux de phase α_p et la taille moyenne des nodules seront présentés dans les sections suivantes en fonction du lot de matière utilisé.

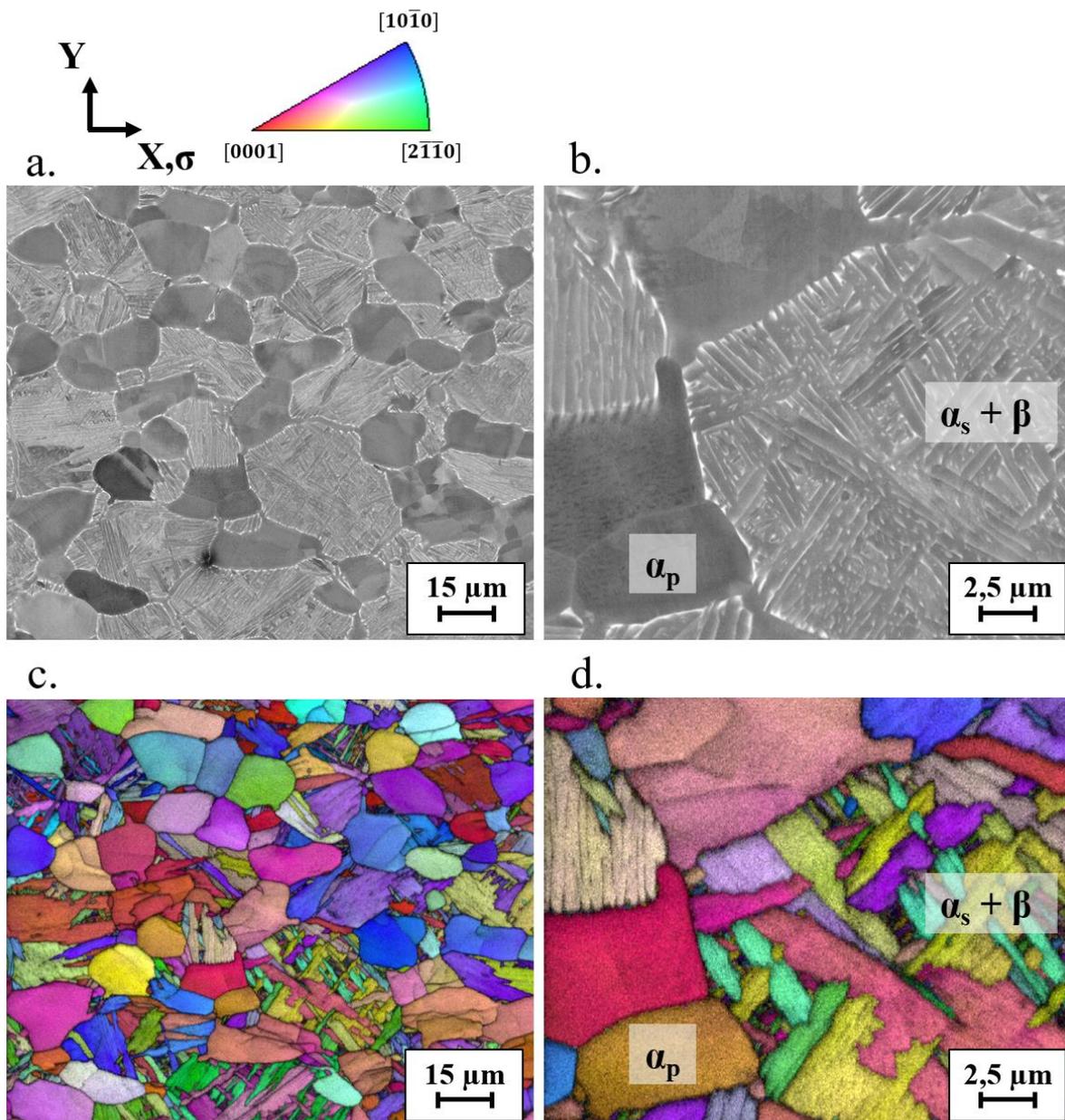


Figure II-1 : Micrographies MEB à différents grossissements et cartographies d'orientations cristallographiques (c, d) selon la direction de sollicitation (X) de la microstructure bimodale du lot de matière I.

de traces de macrozones très faiblement marquées (flèche Figure II-3a) et allongées dans la direction X. Cette microstructure peut être cependant considérée « sans macrozone » compte tenu de l'expérience localement acquise sur cet aspect.

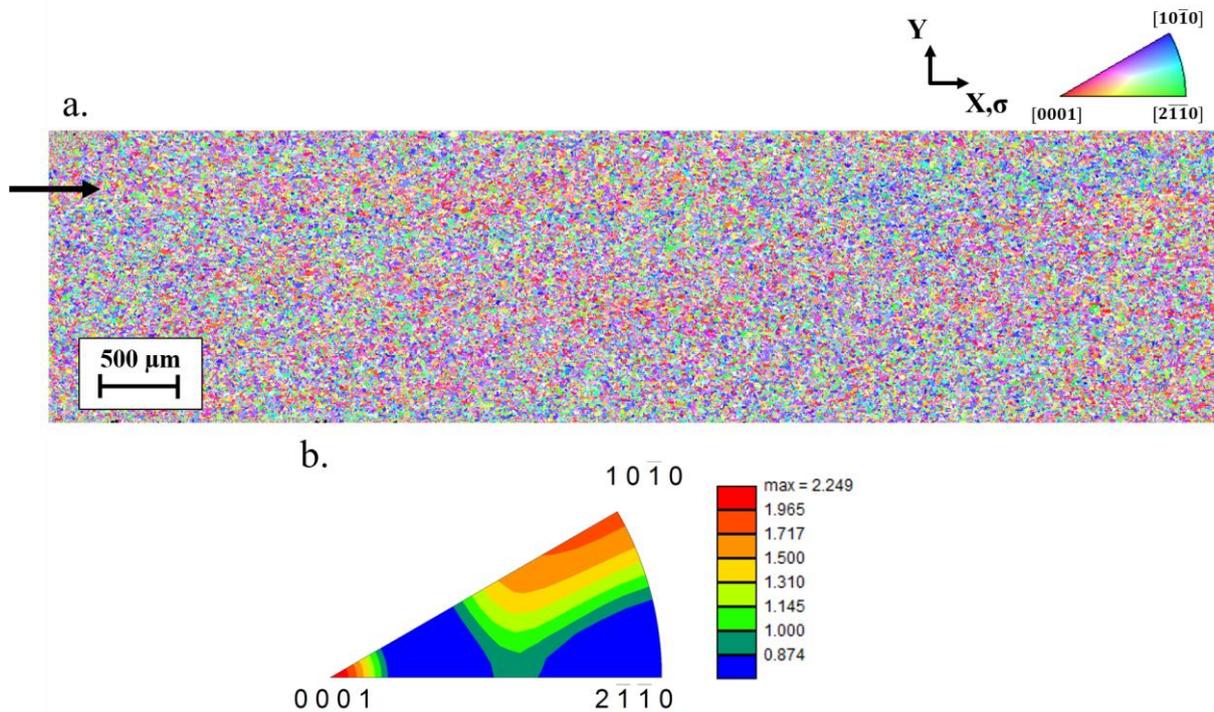


Figure II-3 : a. Cartographie des orientations cristallographiques en surface de la zone utile d'une micro-éprouvette représentative des directions US5.2 et US5.4 et b. Distribution des orientations cristallographiques représentée sur une figure de pôles inverse codée selon la direction de sollicitation (X)

1.2.3. Propriétés mécaniques

Afin d'estimer les propriétés mécaniques macroscopiques du matériau, des essais de traction ont été menés pour deux vitesses de déformation différentes. Les courbes conventionnelles de contrainte-déformation sont présentées sur la Figure II-4, et les propriétés mécaniques sont résumées dans le Tableau II-2. Nous retiendrons pour la suite, un module d'Young de 117 GPa et des limites d'élasticité de 912 et 966 MPa pour les vitesses de déformation 10^{-4} et 10^{-2} s $^{-1}$ respectivement. La vitesse de déformation de 10^{-2} s $^{-1}$ est équivalente à celle imposée lors des rampes de chargement des essais cycliques, comme nous le verrons par la suite.

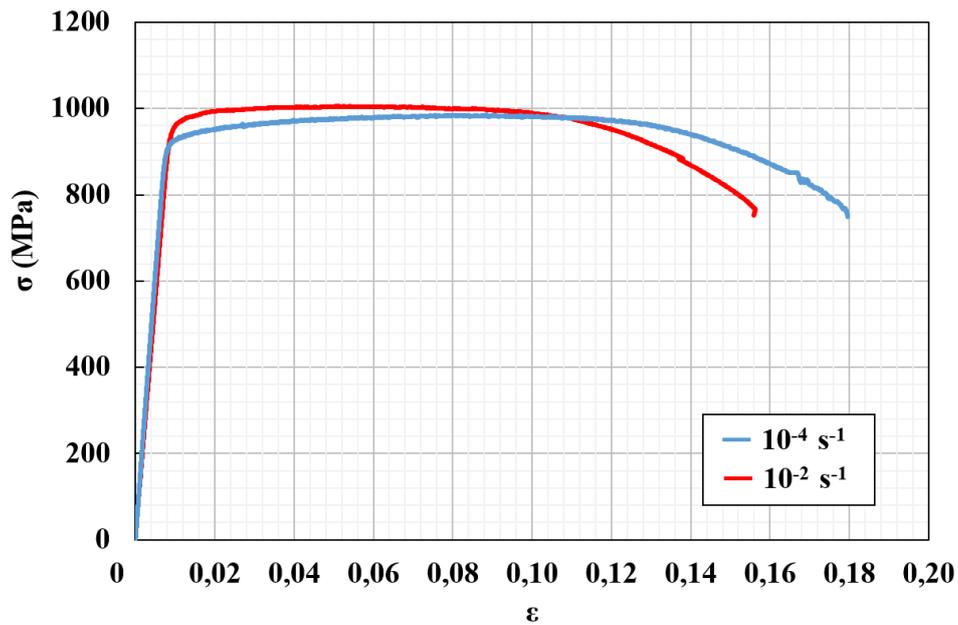


Figure II-4 : Courbes de traction réalisées sur micro-éprouvette à vitesse de déplacement imposée.

$\dot{\epsilon}$ (s ⁻¹)	E (GPa)	R _p ^{0,2%} (MPa)	R _m (MPa)	Allongement (%)
10 ⁻⁴	119	912	985	17,9
10 ⁻²	112	966	1005	15,6

Tableau II-2 : Propriétés mécaniques du bloc de matière I

1.3. Lot de matière II : Etude sur éprouvettes cylindriques

1.3.1. Bloc et géométries d'éprouvettes

La matière du lot II provient d'un tambour basse pression de moteur d'avion fourni par SAE (Safran Aircraft Engine). Ce tambour, montré en Figure II-5, a largement été étudié et caractérisé durant la thèse de F. Bridier (Bridier, 2006). La pièce a été découpée en plusieurs secteurs afin de mener des expertises métallurgiques puis des caractérisations des propriétés en fatigue pour rendre compte notamment d'effets de macrozones sur la durabilité en fatigue oligocyclique. La photo en Figure II-5b illustre la manière dont les éprouvettes ont été prélevées dans le haut du tambour. Dans les travaux présentés ici seules les éprouvettes cylindriques ont été étudiées relativement à ce lot matière. Les zones de prélèvement choisies l'ont été pour s'affranchir le plus possible des effets éventuels de macrozones.

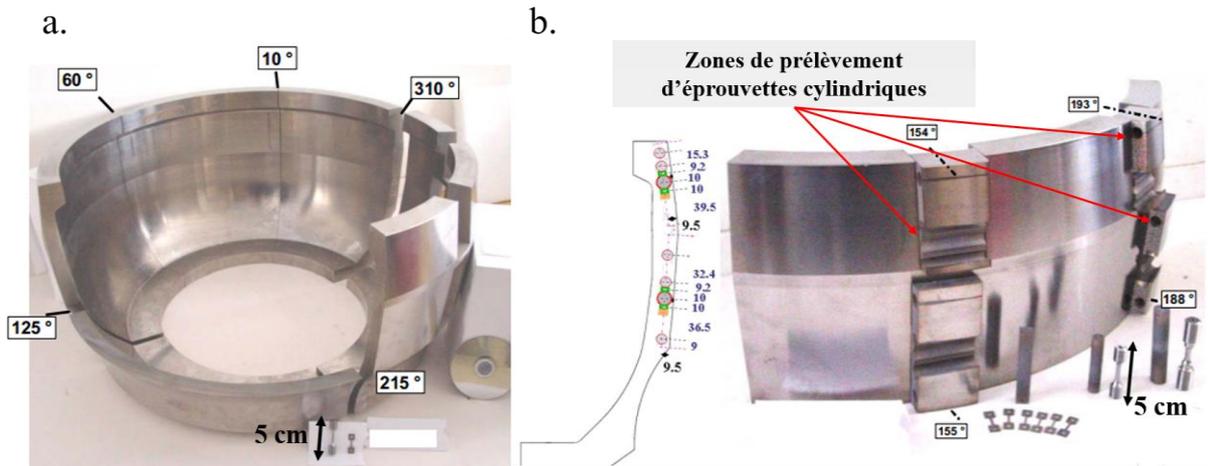


Figure II-5 : a. Vue d'ensemble du bloc de matière II et b. Prélèvement des éprouvettes cylindriques dans le haut de tambour.

Deux types d'éprouvettes cylindriques ont été prélevés. Le premier, qui correspond à la géométrie présentée en Figure II-6a, a été utilisé pour effectuer des essais cycliques jusqu'à rupture. Le diamètre de la partie utile est de 4,3 mm et sa longueur est de 13 mm. Le deuxième type qui correspond à la géométrie présentée en Figure II-6b, a servi pour l'analyse de l'amorçage des fissures en surface du matériau. La partie utile est basée sur un diamètre de 6 mm et une longueur de 10 mm, et elle présente 3 méplats. Grâce à ces surfaces planes, la caractérisation MEB et EBSD des mécanismes de déformation et d'amorçage de fissure est rendue possible. Les trois méplats sont répartis à 120° autour de l'axe principal de l'éprouvette comme le montre le schéma en coupe de la Figure II-6b. Cette répartition garantit l'équilibre des contraintes macroscopique sur la section transverse. Les dimensions des méplats sont de 8 x 2,5 mm². Cette surface importante offre une zone d'inspection de la microstructure permettant les approches statistiques des processus de déformation et d'endommagement qui se développent à l'échelle des nodules α_p .

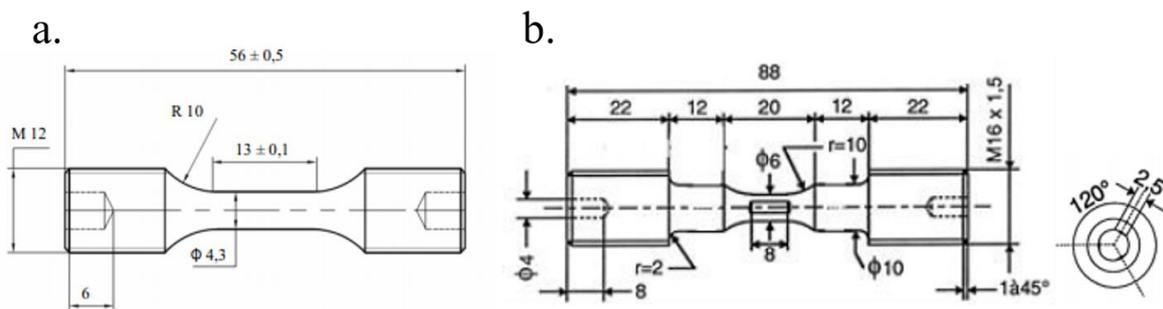


Figure II-6 : Géométrie des éprouvettes cylindriques a. pour les essais de durée de vie et b. pour l'étude des mécanismes de déformation et d'endommagement en surface

1.3.2. Caractéristiques microstructurales

Du fait de la mise en forme du tambour et de la complexité de sa forme, des hétérogénéités microstructurales sont cependant présentes dans cette pièce. Ces hétérogénéités correspondent notamment à une variation du taux de nodule α_p et du degré de la microtexture. La fraction

surfactive de nodules α_p a été déterminée pour différentes tranches de la partie supérieure du tambour par microscopie optique (Bridier, 2006). Elle varie ainsi de 30 à 40% dans les zones d'études et le diamètre moyen des nodules α_p est de 15 μm .

Afin de détecter la présence ou non de macrozones, l'ensemble du tambour avait été soumis à un contrôle ultrasonore complet (Bridier, 2006). Les régions présentant des forts bruits de fond ont été associées à l'existence de macrozones de forte intensité. Au contraire, les zones avec un faible bruit de fond présentent une répartition plus homogène des orientations cristallographiques. Afin de considérer un état faiblement microtexturé similaire à celui du lot de matière I, les éprouvettes cylindriques ont été prélevées dans les régions avec un faible bruit de fond. Deux cartographies d'orientation cristallographique correspondant à deux méplats de deux éprouvettes différentes sont représentées sur la Figure II-7 ci-dessous. Ces cartographies révèlent cependant la présence de régions texturées d'intensité modérée avec une taille et une forme variable.

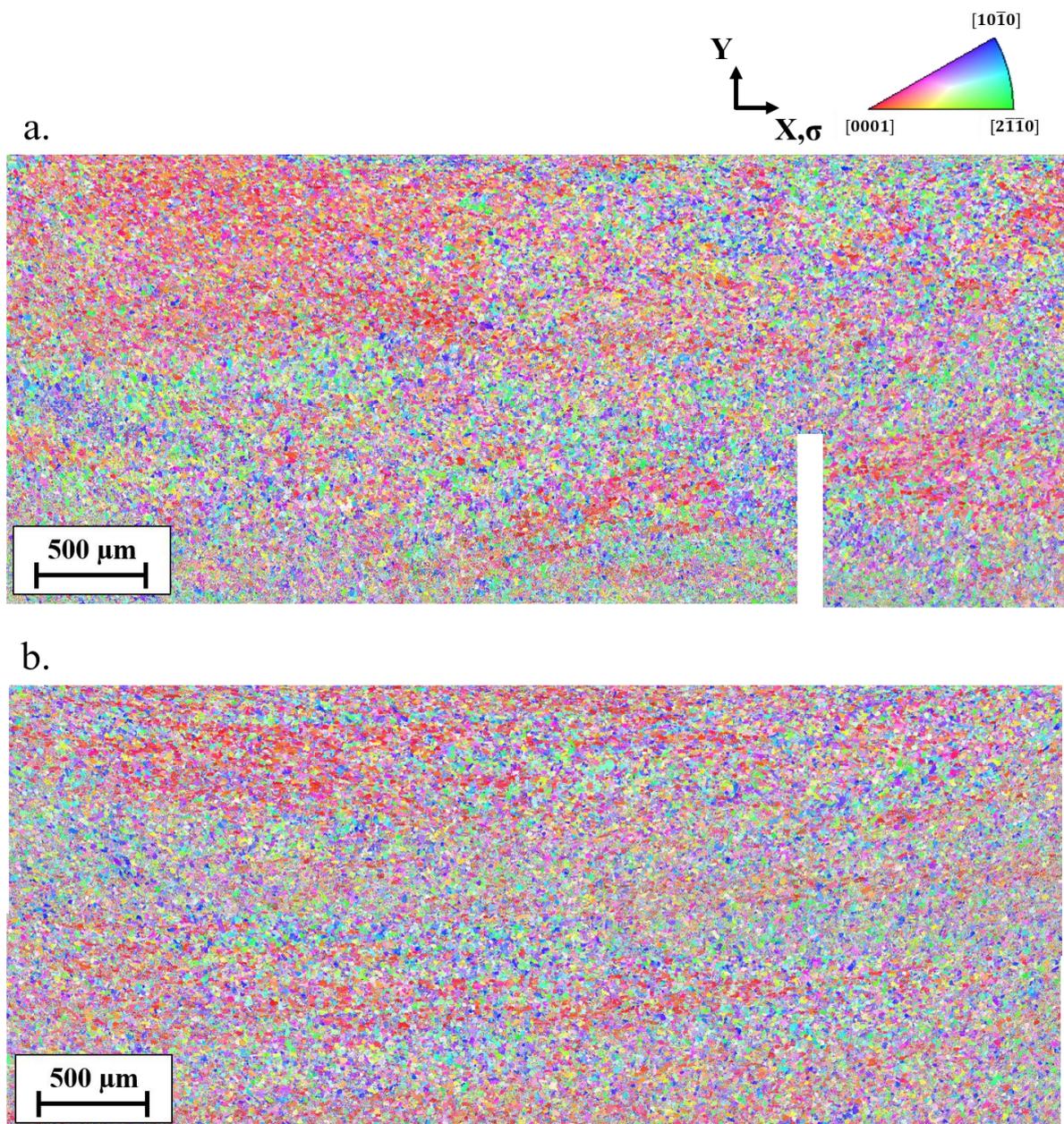


Figure II-7 : Cartographies d'orientations cristallographiques codées selon la direction de sollicitation (X) de deux méplats d'une éprouvette cylindrique

1.3.3. Propriétés mécaniques

Les propriétés mécaniques correspondant au lot de matière II sont résumées dans le Tableau II-3. Ces données sont issues des essais de traction macroscopique et de traction *in situ* sous MEB effectués dans les travaux de Bridier et Hémerly et al. (Bridier, 2006; Hémerly and Villechaise, 2017a). On trouve ainsi un module d'Young de 119 GPa et une limite d'élasticité variant de 924 MPa à 940 MPa pour des vitesses de déformations inférieures à 10^{-3} s^{-1} .

$\dot{\epsilon}$ (s^{-1})	E (GPa)	$R_p^{0,2\%}$ (MPa)	R_m (MPa)	Allongement (%)
$\approx 10^{-4}$	122	920	994	16
10^{-2}	122	1022	1047	23

Tableau II-3 : Propriétés mécaniques du bloc de matière II

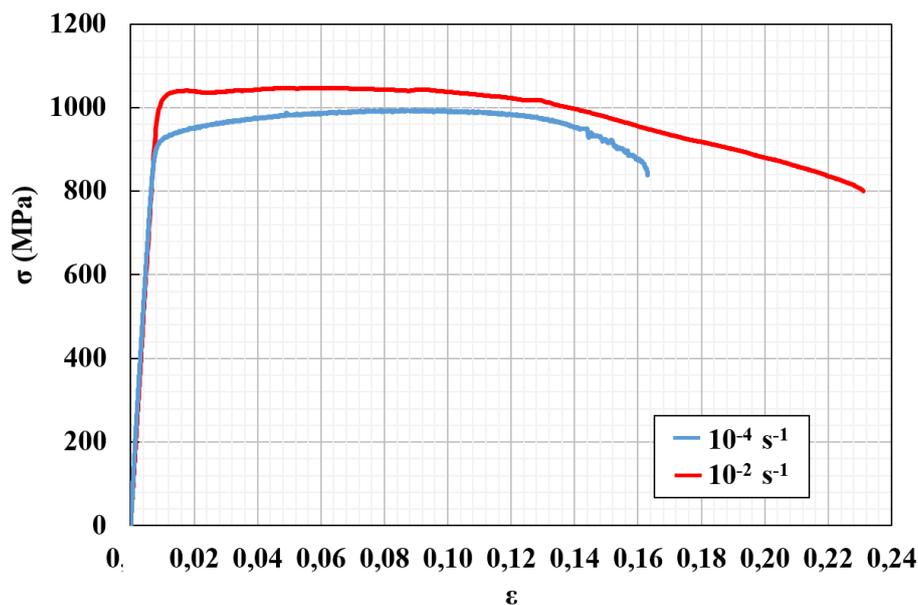


Figure II-8 : Courbes de traction réalisées sur le lot de matière II à vitesse de déplacement imposée.

Pour les besoins des travaux de thèse présentés ici, un essai complémentaire de traction avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1} a été réalisé sur une éprouvette cylindrique. Les propriétés mécaniques déterminées à partir de cet essai sont également résumées dans le Tableau II-3. On note un module d'Young de 122 GPa et une limite d'élasticité de 1022 MPa. Cette valeur servira de référence pour les essais mécaniques cycliques sur le lot de matière II. La courbe de traction obtenue est représentée sur le graphique de la Figure II-8 en regard de la courbe de traction issue des travaux de Hémerly et al. (Hémerly and Villechaise, 2017a) pour une vitesse de déformation de 10^{-4} s^{-1} .

1.4. Préparation des éprouvettes

Avant la conduite d'essais mécaniques ou de caractérisation microstructurale au microscope électronique à balayage, la surface des éprouvettes a été soigneusement préparée. Tout d'abord un polissage mécanique est effectué au moyen de papiers SiC du grade 320 jusqu'au grade 4000. Ensuite un polissage de finition est réalisé en deux étapes. La première s'effectue au moyen d'une solution diamantée avec une taille de particules de 9 μm . La deuxième et dernière étape, s'effectue en utilisant un mélange de 1 volume de solution H_2O_2 à 30% pour 9 volumes d'une solution contenant des particules nanométriques de silice-colloïdale en suspension. Suite à ce polissage mécano-chimique, un état de surface dit « miroir » est obtenu.

Cette préparation de surface est nécessaire pour la conduite des analyses EBSD. D'autre part, elle permet d'éliminer les défauts de surface pouvant mener à un amorçage de fissures prématuré durant les essais cycliques. Toutes les éprouvettes testées ou caractérisées ont donc été préparées selon cette procédure.

2. Essais mécaniques

Deux types d'essais mécaniques ont été réalisés pour cette étude : des essais de traction *in situ* sous MEB d'une part, et des essais cycliques pouvant inclure un temps de maintien à charge maximale d'autre part. L'objet de cette partie est de présenter les spécificités de ces deux types d'essais et leur but dans la démarche expérimentale des travaux présentés.

2.1. Essai de traction *in situ* sous MEB

En amont de l'étude du comportement sous sollicitations cycliques, un essai de traction a d'abord été réalisé *in situ* sous MEB. L'objectif de cet essai est d'identifier les mécanismes de déformation actifs en fonction du niveau de contrainte appliqué en traction. Cela permettra de définir les niveaux de contrainte maximale à atteindre durant les essais cycliques afin de cibler les modes de déformation actifs lors de la première rampe de chargement. Les résultats obtenus permettront de sonder un effet des modes de déformation initialement actifs sur l'amplitude de l'abattement de durée de vie induit par l'effet « dwell ».

2.1.1. Micromachine d'essais

L'essai de traction *in situ* sous MEB a été réalisé au moyen de la micromachine DEBEN qui est présentée en Figure II-9. Les dimensions de la machine sont 17 cm x 11 cm x 5 cm pour un poids de 4 kg. Ces faibles dimensions sont adaptées à la chambre du MEB au sein duquel l'essai a été réalisé. Le MEB utilisé est décrit dans la prochaine section qui porte sur les moyens de caractérisation de la microstructure. Du fait notamment de ses faibles dimensions, la capacité (5 kN) et la rigidité de la micromachine sont faibles. Le schéma de micro-éprouvette sélectionné correspond à une section de l'ordre de 2 mm² ce qui laisse de la marge par rapport aux capacités

maximales de la machine. Afin de permettre le meilleur contrôle des incréments de contrainte imposés dans le cadre de ces essais *in situ* « pas à pas », le déplacement symétrique des traverses mobiles est réalisé à faible vitesse (0,05 mm/min). L'écartement des mors est mesuré au moyen d'un capteur LVDT avec une précision de 10 μm . L'acquisition d'images MEB s'effectue en arrêtant le moteur une fois le niveau de charge cible atteint pour chaque étape. Toutefois, la rigidité de la machine ne pouvant pas être considérée comme infinie devant celle de l'éprouvette, une relaxation des contraintes peut intervenir durant la prise d'images. C'est la raison pour laquelle un temps d'attente à chaque incrément de charge est imposé avant toute acquisition.

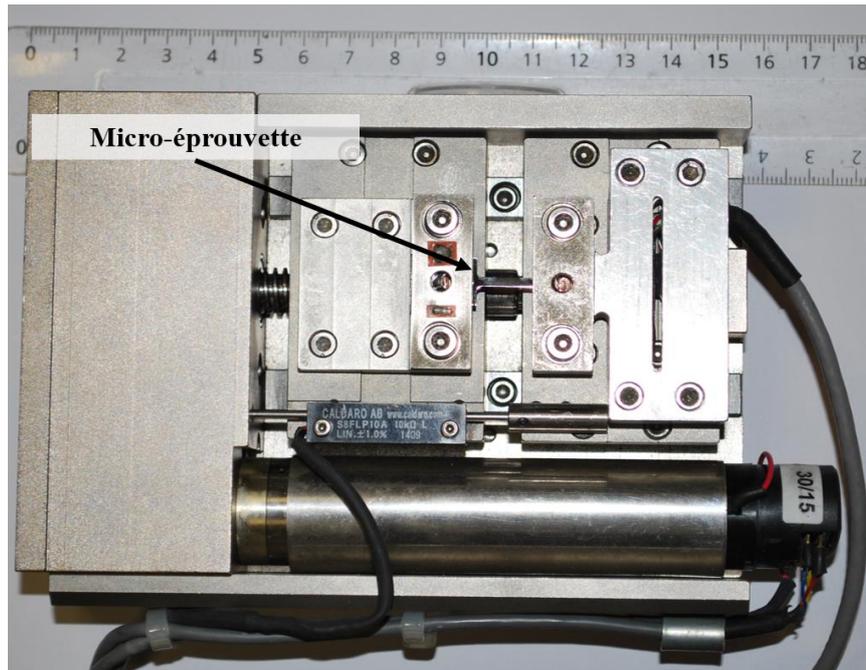


Figure II-9 : Micromachine pour essai de traction *in situ* sous MEB

2.1.2. Mesure de la déformation

Si la précision de la mesure de l'écartement des traverses est satisfaisante, la raideur de l'ensemble « ligne de charge – mors – éprouvette » est faible. Par conséquent la mesure de l'écartement des traverses ne permet pas de déterminer directement le taux de déformation appliqué à l'éprouvette. D'autres moyens de mesure de la déformation sont mis en place pour ce faire.

Le premier est le suivi de la position d'éléments microstructuraux précis, choisis aux extrémités de la zone utile. La mesure de la distance entre ces deux éléments microstructuraux, au moyen des coordonnées de la position de la platine du MEB, permet une estimation de la déformation de l'éprouvette en s'affranchissant de la raideur de la micromachine. La mesure de la position de la platine du MEB offre une précision de l'ordre du micromètre. Cependant cette mesure ne s'effectue pas en temps réel ; elle est donc discontinue. De plus, ce moyen de mesure ne permet pas de prendre en compte la relaxation qui peut avoir lieu lors de l'essai, y compris à des niveaux de contrainte inférieurs à la limite d'élasticité.

Le deuxième moyen de mesure, qui est celui effectivement retenu pour la conduite de l'essai *in situ* sous MEB, est l'utilisation d'une jauge de déformation. Cette dernière est collée en face arrière de la partie utile de l'éprouvette comme montré sur la Figure II-10. Les dimensions de la grille de mesure sont de 3 x 1,4 mm. Bien que la grille ne couvre pas toute la longueur utile de la micro-éprouvette, la fiabilité et la précision de la mesure de déformation ont été validées dans la thèse de I. Freiherr von Thungen (Freiherr von Thügen, 2016). L'utilisation d'une jauge offre l'avantage d'une mesure directe, continue et en temps réel de la déformation du matériau. Cela permet de prendre en compte les phénomènes de relaxation qui peuvent avoir lieu lors des différentes étapes de l'essai.

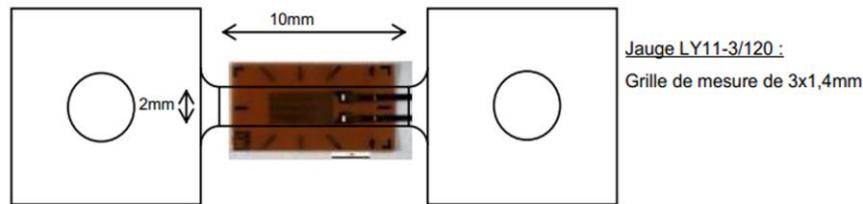


Figure II-10 : Schéma d'une micro-éprouvette avec le positionnement d'une jauge de déformation (Freiherr von Thügen, 2016).

2.1.3. Choix des zones de suivi et déroulement de l'essai

En amont de l'essai *in situ* sous MEB, 3 zones microstructurales ont été choisies afin d'y suivre l'activation des mécanismes de déformation plastique. La taille de chacune de ces régions est de 230 x 180 μm^2 . Ces dimensions sont grandes devant la taille moyenne d'un nodule α_p et en garantissent donc un nombre suffisant (environ 270) pour assurer le caractère statistique de cette étude. De plus, grâce aux analyses EBSD, ces régions ont été choisies dans le but d'obtenir une faible texture et une présence équilibrée de toutes les orientations cristallographiques.

Une fois les images des zones de suivi prises à l'état initial, le chargement a commencé. Il a ensuite été interrompu tous les 50 MPa, entre 500 et 650 MPa, jusqu'à la détection de la première trace de glissement en surface au sein d'une des zones choisies. Ensuite, à partir de cette étape, un arrêt a été effectué tous les 10 MPa jusqu'à un niveau de contrainte de 840 MPa et une déformation totale de 2,2% environ. La courbe contrainte-déformation et les mécanismes de déformation actifs sont étudiés dans le Chapitre III de ce manuscrit (Figure III-4 et Figure III-5).

2.2. Essais cycliques : fatigue et dwell fatigue

Une fois les niveaux de contrainte maximale pour les essais cycliques définis à partir de l'essai *in situ* sous MEB, les essais de fatigue et dwell fatigue ont été effectués sur les différentes géométries d'éprouvettes présentées précédemment. Ils ont été conduits jusqu'à rupture ou jusqu'à un taux de déformation plastique cible. Ces essais ont pour but d'étudier les mécanismes de déformation et d'amorçage de fissure en regard de la durée de vie du matériau et en fonction de la nature de la sollicitation.

2.2.1. Machine d'essai

La machine utilisée pour les essais mécaniques cycliques est une INSTRON de type 1362 (Figure II-11). C'est une machine électromécanique conçue pour des essais de fatigue oligocyclique. La cellule de charge possède une capacité maximale de 100 kN en statique et +/- 50 kN en dynamique. La course du vérin est de +/- 50 mm. Des montages adaptés sont disponibles pour cette machine afin de tester les éprouvettes cylindriques d'une part et les micro-éprouvettes d'autre part.

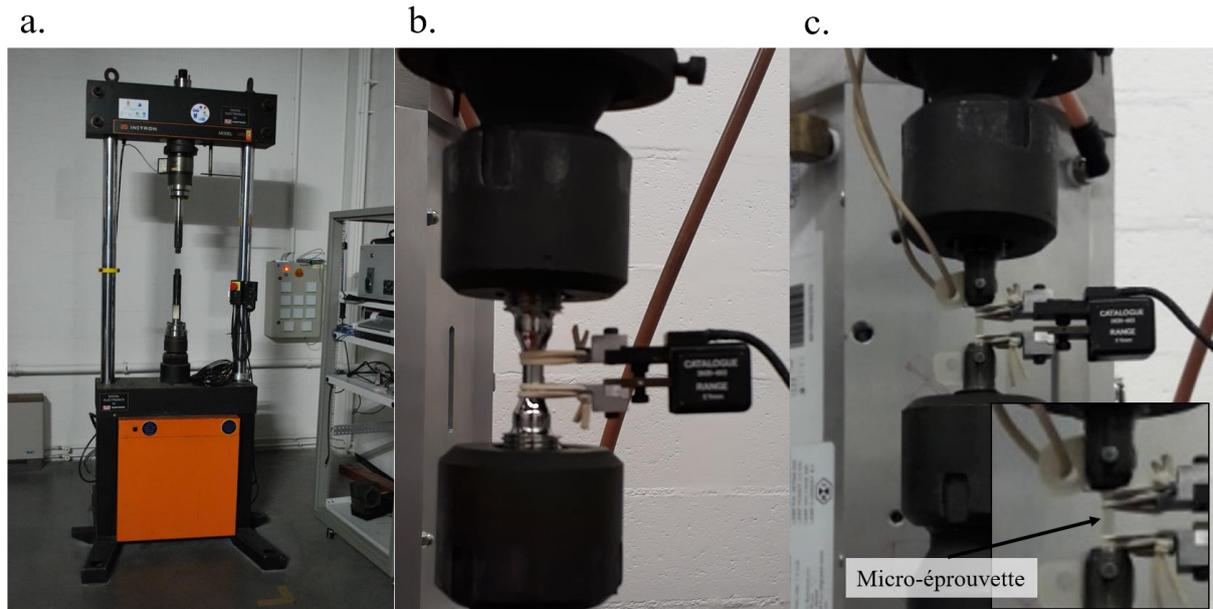


Figure II-11 : a. Photo de la machine INSTRON de type 1362 pour les essais mécaniques cycliques, b. montage pour essai sur éprouvette cylindrique et c. montage pour essai sur micro-éprouvette

Comme on peut voir sur la Figure II-11b, la mesure de déformation en cours d'essai s'effectue grâce à un extensomètre Instron à couteaux avec une base de 10 mm. La portée de mesure est de +/- 1 mm avec une précision de 1 μm . Dans le cas des micro-éprouvettes (Figure II-11c) et des éprouvettes cylindriques avec des méplats, la base de l'extensomètre est modifiée pour obtenir une valeur de 8,78 mm afin de correspondre au mieux à ces géométries.

Comme on peut le voir sur la photo en Figure II-11c, dans le cas des essais sur micro-éprouvettes, l'extensomètre est placé sur la tranche de l'éprouvette. La rugosité due au prélèvement par électroérosion permet d'éviter le glissement des couteaux de l'extensomètre. Dans le cas des éprouvettes cylindriques, cette rugosité a été effacée suite au polissage de finition sur toute la surface des éprouvettes. Cela conduit d'une part à un risque du glissement de l'extensomètre et d'autre part à l'amorçage de la fissure fatale sous les couteaux dans le cas des essais de durée de vie. Afin d'éviter ces risques, des points de colle céramique sont appliqués sur la surface de l'éprouvette. Les couteaux de l'extensomètre sont alors positionnés sur ces derniers (Figure II-11b).

2.2.2. Méthode d'essais

Afin de simuler les conditions de chargement en service et d'être cohérents avec les précédentes études sur l'effet « dwell » (Bache, 2003), les essais cycliques ont été pilotés en charge selon la forme d'onde décrite en Figure II-12.

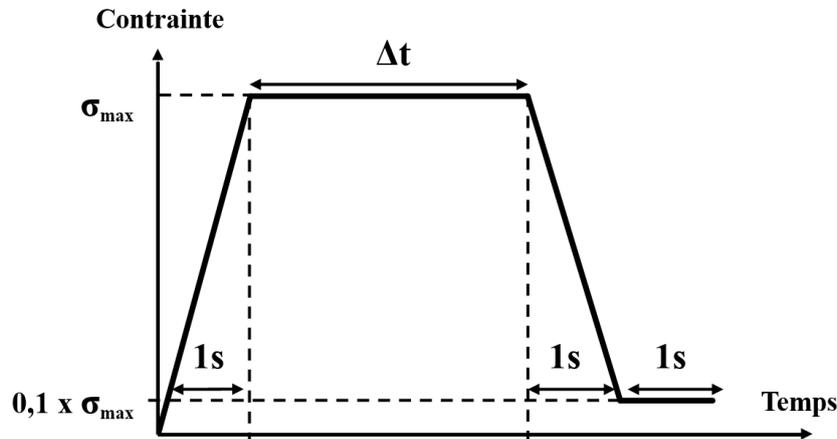


Figure II-12 : Cycle de chargement imposé pendant 1 cycle pour les essais de fatigue et dwell-fatigue

Le cycle choisi est trapézoïdal. Le rapport de charge est positif et fixé à 0,1. Les rampes de charge et de décharge ainsi que le temps de maintien à charge minimale sont effectués en 1s. Ce sont les contraintes maximale et minimale, ainsi que la durée du temps de maintien Δt à charge maximale, qui varient en fonction des essais.

Deux niveaux de contrainte ont été principalement étudiés. Ils sont définis relativement à la limite d'élasticité : $0,90 \times R_p^{0,2\%}$ et $0,94 \times R_p^{0,2\%}$. Cette limite d'élasticité a été déterminée par des essais de traction effectués au préalable avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1} . Cette vitesse de déformation est similaire à celle imposée lors de la rampe de chargement du cycle trapézoïdal. Le choix particulier de ces niveaux de contrainte, qui fait suite aux résultats de l'essai *in situ* sous MEB, est décrit dans le chapitre suivant.

Afin de modifier les conditions de chargement cyclique de la fatigue vers la dwell-fatigue et le fluage, différents temps de maintien ont été appliqués. Pour les essais dits de fatigue décrits dans ces travaux, le temps de maintien à charge maximale a été fixé à 1s. Pour les essais de dwell-fatigue ce temps de maintien a été fixé à 30s, 60s ou 120s. Enfin dans le cas du fluage, le temps de maintien correspond au temps nécessaire pour que le critère d'arrêt d'essai en déformation soit atteint.

Trois principaux types d'essais cycliques ont été effectués dans le but d'étudier le comportement en fatigue et dwell fatigue de l'alliage d'étude. Le premier correspond à des essais visant à quantifier la durée de vie. Dans ce cas, l'arrêt de l'essai correspond à la rupture de l'éprouvette. Les deuxième et troisième types d'essais ont pour but d'étudier les mécanismes de déformation plastique et d'amorçage de fissures sous sollicitations cycliques avec temps de maintien. Dans ce cas, l'interruption des essais s'est fait avant rupture de l'éprouvette à des niveaux de déformation plastique cibles prédéfinis. La méthode d'arrêt des essais est basée sur un critère d'arrêt en ouverture d'extensomètre. Toutefois, pour garantir que le niveau de déformation ciblé est bien plastique, il est nécessaire de prendre en compte la part de déformation élastique à charge maximale dans le calcul du critère d'arrêt. Pour cela, avant chaque essai cyclique, la rigidité a été

évaluée par un pré-essai de traction. Ces derniers ont été menés en contrôle de charge avec une rampe de chargement similaire aux essais cycliques jusqu'à une contrainte maximale de 550 MPa. En accord avec l'essai de traction *in situ* sous MEB, aucun mécanisme de déformation plastique n'est supposé actif pour ce niveau de chargement. Le module d'Young a ensuite été déterminé au cours de la décharge entre 500 MPa et 300 MPa. Après interruption des essais, les éprouvettes ont ensuite été caractérisées au MEB pour l'étude des mécanismes de déformation et d'amorçage de fissures.

3. Caractérisation des éprouvettes

3.1. Microscopie électronique à balayage

3.1.1. Microscopes

La surface des éprouvettes testées a été caractérisée par microscopie électronique à balayage. Les deux microscopes utilisés de la marque JEOL sont présentés en Figure II-13. Le microscope de la Figure II-13a fait partie de la série JSM 6100. C'est un microscope électronique à balayage (MEB) conventionnel équipé de détecteurs d'électrons secondaires (SE) et d'électrons rétrodiffusés (BSE). Il est également équipé d'un système EDAX permettant de réaliser des analyses EBSD. C'est le microscope qui a principalement été utilisé au cours de ces travaux. Le microscope de la Figure II-13b fait partie de la série JSM 7000F. C'est un MEB avec un canon à émission de champs, ou MEB-FEG pour « field emission gun » en anglais. Ce microscope bénéficie également de détecteurs SE, BSE et d'un système EDAX permettant d'effectuer des analyses EBSD. Le type de microscope et le mode d'imagerie utilisé dépend du type d'observation effectuée. De même, suivant les motivations des analyses EBSD, l'un ou l'autre équipement a été choisi de même que les paramètres d'acquisition ont été adaptés pour un meilleur compromis temps/résolution.

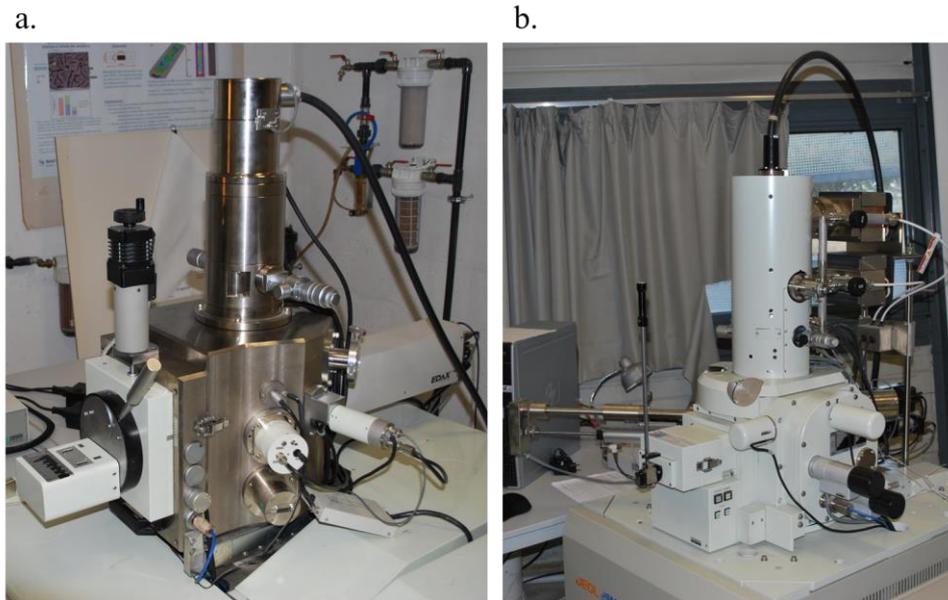


Figure II-13 : Microscopes électroniques à balayage a. conventionnel JEOL 6100 et b. FEG JEOL 7000F

3.1.2. Imagerie

Le mode d'imagerie principalement utilisé est l'imagerie BSE pour « backscattered electrons » en anglais ou « électrons rétrodiffusés » en français. Ce mode d'imagerie offre l'avantage d'un contraste sensible à la chimie locale ainsi qu'aux variations d'orientation cristallographique. Par conséquent, il permet une bonne description de la microstructure biphasée des alliages de titane après un polissage de finition et sans attaque chimique. Ce type d'analyse a été employé pour l'étude statistique des mécanismes de déformation. Il a également été employé à plus fort grossissement pour caractériser les sites d'amorçage de fissures et les configurations microstructurales particulières. Le mode d'imagerie SE présente l'avantage d'une description fine de la topographie de surface. Par conséquent ce mode d'imagerie a été utilisé pour observer les faciès de rupture des éprouvettes obtenues en fatigue et en dwell-fatigue.

3.1.3. Analyses EBSD

L'analyse EBSD pour « Electron Backscattered Diffraction » en anglais est une méthode d'analyse des orientations cristallographiques locales basée sur la diffraction des électrons rétrodiffusés. La diffraction de ces électrons conduit à l'obtention d'un diagramme de Kikuchi sur l'écran de phosphore du détecteur du système EBSD. Le logiciel d'acquisition réalise ensuite l'indexation de ce diagramme au moyen de la transformée de Hough. Suite à cette étape, l'orientation cristallographique et la phase du point d'analyse sont obtenus. Par suite, le balayage d'une zone d'étude permet d'établir une cartographie d'orientations cristallographiques.

Les analyses EBSD ont été principalement effectuées avec le MEB JSM 6100. La caméra de ce système est une caméra rapide permettant d'indexer jusqu'à 460 diagrammes par seconde. Le pas des analyses EBSD réalisées avec ce microscope varie de 0,1 et 0,7 μm . Le système d'analyse EBSD qui équipe le JSM 7000F permet, avec les performances du microscope, d'atteindre une résolution spatiale d'environ 20 nm. La caméra d'analyse du système possède de plus une résolution

élevée de $1380 \times 1035 \text{ pix}^2$. Ce microscope a ainsi été utilisé pour effectuer des analyses EBSD et EBSD à haute résolution (HR) angulaire avec un pas de 70 nm. Dans ce dernier cas, chaque diagramme de Kikuchi a été enregistré pour ensuite effectuer une analyse de ces derniers par corrélation d'images. Le logiciel utilisé pour cela est CrossCourt 4. Les résultats de l'analyse EBSD-HR permettent d'obtenir, dans chaque grain, la distribution du champ de déformation élastique locale par rapport à un point de référence.

3.2. Analyses des mécanismes de déformation et d'amorçage de fissure

3.2.1. Représentation des orientations cristallographiques

La représentation des orientations cristallographiques acquises grâce aux analyses EBSD peut se faire au moyen de figures de pôles directes ou inverses. Le mode de représentation choisi pour les résultats présentés dans ces travaux, sauf mention contraire, sera de façon inverse en considérant la direction TD ou X du repère échantillon. Cet axe sera toujours confondu avec la direction de sollicitation de par le positionnement des éprouvettes dans la chambre du microscope.

Un exemple de figure de pôles inverse est représenté en Figure II-14a. Dans ce mode de représentation, c'est la direction X qui est projetée dans le repère cristallin. En considérant les symétries du réseau hexagonal, cette figure de pôles inverse se résume à un triangle standard. La représentation de l'orientation de la direction de sollicitation pour quelques mailles hexagonales est donnée à titre d'exemple sur la Figure II-14a. On confirme ainsi qu'un point situé proche du pôle (0001) correspond à un angle de déclinaison faible. Plus l'orientation de la direction de sollicitation se rapproche des pôles $[10\bar{1}0]$ ou $[2\bar{1}\bar{1}0]$ et plus cet angle augmente.

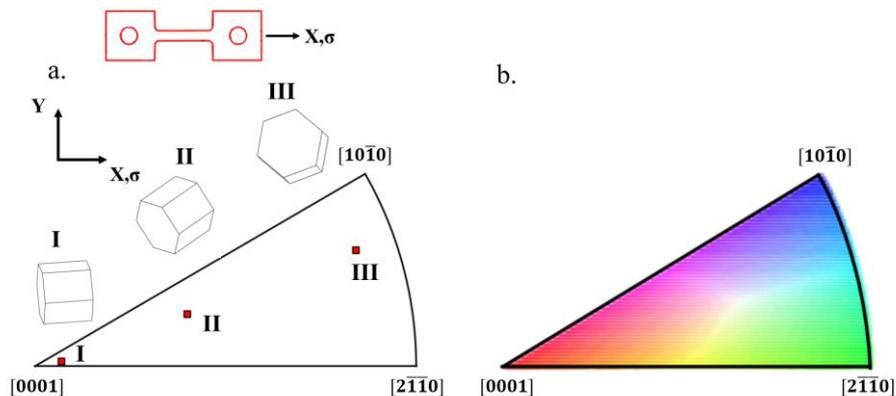


Figure II-14 : Représentation des orientations cristallographique des mailles cristalline I, II et III sur une figure de pôles inverse codée selon la direction X. b. Définition du code de couleur pour la représentation des orientations cristallographiques sur des cartographies.

Un code de couleur peut être établi en attribuant une couleur à chaque orientation cristalline en fonction de sa position dans le triangle standard d'une figure de pôles inverse. Ce code de couleur est représenté sur la Figure II-14b. En se basant sur ce dernier, des cartographies d'orientations peuvent être tracées grâce au balayage effectué durant l'analyse EBSD. De telles cartographies codées selon la direction X ont ainsi été représentées sur les Figure II-1c et d. Elles représentent en tout point d'analyse de la zone microstructurale cartographiée, l'orientation de la

direction de sollicitation dans le repère cristallin. Sauf mention contraire, les cartographies d'orientation seront codées de la même manière pour la suite de manuscrit.

3.2.2. Analyse et identification des traces de glissement

L'analyse des traces de glissement permet l'identification des systèmes de glissement actifs suite à la sollicitation mécanique des éprouvettes. Cette analyse peut être employée pour chaque trace de glissement détectée en surface selon la procédure décrite ci-après. Cette analyse a été principalement menée pour réaliser une étude statistique des systèmes de glissement actifs sous sollicitations monotones ou cycliques. Pour une telle étude, seuls les systèmes actifs dans les nodules de phase α_p de la microstructure ont été considérés. Ce choix est notamment motivé par le fait que c'est dans ces éléments microstructuraux que s'amorcent les fissures sous sollicitations cycliques selon l'étude bibliographique.

L'activation d'un système de glissement conduit souvent à l'observation de plusieurs traces de glissement parallèles entre elles, comme cela est le cas pour le nodule A de la Figure II-15. L'une de ces traces est ainsi analysée pour l'identification du système de glissement détecté. Dans le cas d'un essai interrompu, c'est la première trace de glissement détectée qui est retenue pour l'analyse. Plusieurs systèmes de glissement peuvent également être actifs au sein d'un nodule α_p et plusieurs orientations différentes des traces de glissement sont observées en surface d'un nodule. Dans ce cas une trace correspondant à chaque système de glissement est analysée.

Ainsi, pour l'étude statistique, 399 ± 146 nodules ont été analysés conduisant à la mesure de 492 ± 90 traces et l'identification de 299 ± 50 systèmes de glissement par essai cyclique. La procédure d'analyse et d'identification des traces de glissement est décrite ci-après selon le schéma de la Figure II-15. Cette analyse s'effectue en trois temps : détection expérimentale des traces de glissement, détermination des traces théoriques des systèmes de glissement et enfin comparaison des traces théoriques et expérimentales pour identification. Ces étapes sont illustrées sur la Figure II-15.

3.2.2.1. Détection des traces expérimentales

La première étape de l'analyse est la détection des traces de glissement sur les micrographies MEB, comme celles présentes dans l'étape I de la Figure II-15. On peut effectivement y voir des traces de glissement indiquées par des flèches, qui se matérialisent par des lignes. La détection des traces de glissement est faite manuellement. L'orientation spatiale de chaque ligne de glissement retenue est ensuite mesurée manuellement. La précision de cette évaluation est de l'ordre de 1° .

3.2.2.2. Calculs des traces théoriques

Grâce aux analyses EBSD, le triplet d'angles d'Euler du nodule α_p où une trace de glissement a été détectée, est connu. Ce triplet d'angles permet ensuite, grâce à une feuille de calcul, de déterminer l'orientation dans l'espace des plans de glissement de la phase α suivant le tableau de la Figure I-11. La trace des plans de glissement en surface de l'éprouvette, ainsi que le facteur de Schmid de chaque système de glissement, peuvent alors être calculés. Cette démarche correspond à l'étape II de la Figure II-15. A l'issue de cette étape, chacune des traces théoriques des plans de glissement peut alors être confrontée à la trace expérimentale afin d'identifier le système de glissement actif (étape III de la Figure II-15).

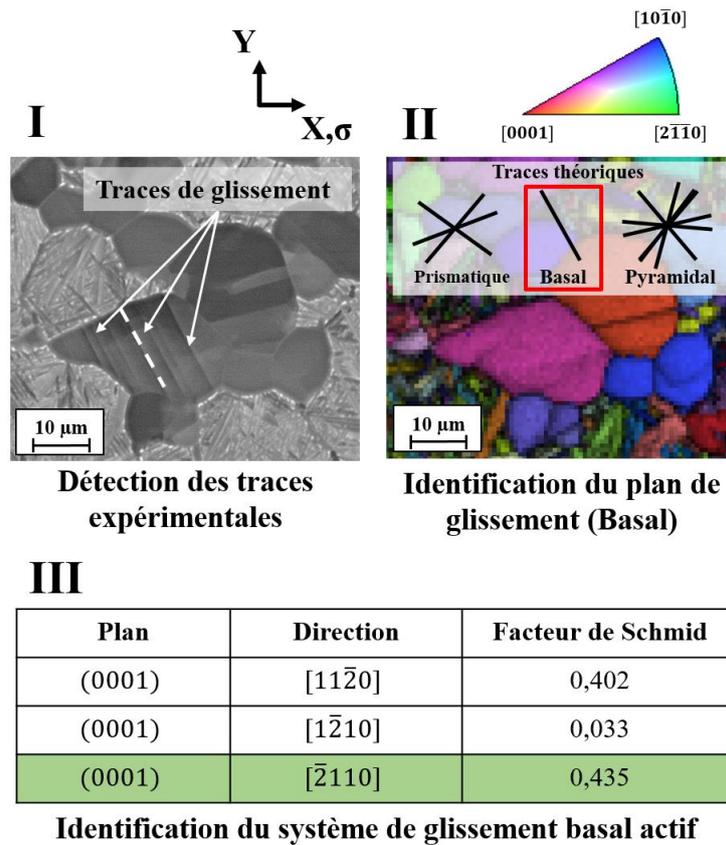


Figure II-15 : Principe de l'analyse des traces de glissement. I. Détection des traces de glissement expérimentales sur les micrographies MEB. II. Calcul des traces théoriques des plans de glissement du titane et identification du plan de glissement actif (basal ici). III. Identification du système de glissement basal actif sur la base du Facteur de Schmid maximum.

3.2.2.3. Comparaison et identification

La concordance entre une trace de glissement expérimentale et une trace théorique est définie pour un écart angulaire entre les deux traces inférieur à 5° . Si aucune trace théorique ne concorde avec la trace expérimentale alors le cas expérimental d'étude n'est pas retenu. De même, si une concordance est obtenue pour plusieurs traces théoriques, le cas expérimental est ignoré car il conduit à une indétermination. Un système de glissement est retenu si une seule trace théorique concorde avec la trace expérimentale correspondante. Cette analyse permet ainsi d'identifier le plan de glissement mais elle ne donne pas d'information sur la direction de glissement. Afin d'identifier le système de glissement, cette dernière doit être déduite.

Dans le cas du glissement prismatique, chaque direction de glissement est associée à un plan particulier et donc à une trace particulière. Par conséquent, l'identification de la direction et du système de glissement est directe. Dans le cas du glissement basal qui est l'exemple de la Figure II-15, les trois directions de glissement sont contenues dans le même plan. La direction de glissement est ainsi supposée être celle maximisant le facteur de Schmid du glissement basal. Le système de glissement basal identifié est ainsi celui possédant le facteur de Schmid maximum comme cela est illustré par l'étape III de la Figure II-15. Ce raisonnement sur le facteur de Schmid est justifié par les travaux de Bridier et al. (Bridier et al., 2005). Ces auteurs montrent en effet, que ce paramètre est pertinent pour prédire la nature d'un système de glissement actif.

Dans le cas d'une trace expérimentale correspondant à un plan pyramidal de 1^{ère} espèce, l'identification de la direction de glissement est plus complexe. En effet pour cette famille de plan, la direction de glissement peut être de type $\langle a \rangle$ ou $\langle c+a \rangle$, ce qui correspond à deux modes de glissement différents. L'identification du système de glissement est également faite sur le principe de la loi de Schmid. Cependant, les τ_{CRSS} des deux modes de glissements doivent être prises en compte. Pour cela un facteur de Schmid normalisé tel que défini dans les travaux de Lunt et al. par exemple (Lunt et al., 2017a) a été utilisé. Il correspond au facteur de Schmid divisé par le ratio des τ_{CRSS} du mode de glissement considéré sur celle du mode de glissement basal. Ce ratio a été pris égal à 1,3 dans le cas du glissement pyramidal $\langle a \rangle$ et 1,6 dans le cas du glissement pyramidal $\langle c+a \rangle$ d'après les travaux de Bridier et al. (Bridier et al., 2009). Le système de glissement pyramidal identifié est ainsi celui possédant le facteur de Schmid normalisé maximal.

3.2.3. Quantification de l'alignement de deux systèmes de déformation

A partir des données issues des analyses EBSD, l'orientation de chaque système de déformation est connue pour chaque grain analysé. Cela permet de quantifier l'alignement des systèmes de déformation entre deux grains de part et d'autre d'une interface. Cette quantification est importante, car l'étude bibliographique du Chapitre I a montré que l'alignement des systèmes de déformation avec un haut facteur de Schmid permet la transmission du glissement au travers d'une interface entre deux nodules α_p .

La quantification de l'alignement entre deux systèmes de déformation est déterminée grâce au paramètre m' , introduit par Luster et Morris (Luster and Morris, 1995). Ce paramètre géométrique offre l'avantage de ne pas tenir compte de l'orientation du plan d'interface que les analyses EBSD ne permettent pas d'obtenir. De plus, les travaux de Guo et al. pour du titane commercialement pur, et de Hémerly et al. pour un alliage Ti-6Al-4V, montrent que ce paramètre est un indicateur de première ordre dans l'étude de la transmission du glissement (Guo et al., 2014; Hémerly et al., 2018). D'autre part, ce paramètre géométrique est utilisé par Wang et al. (Wang et al., 2009) dans l'étude du maillage induit par un système de glissement incident dans le titane commercialement pur. Le paramètre m' tient compte des angles entre les directions et les plans de déformation de part et d'autre d'une interface comme représentés sur la Figure II-16 :

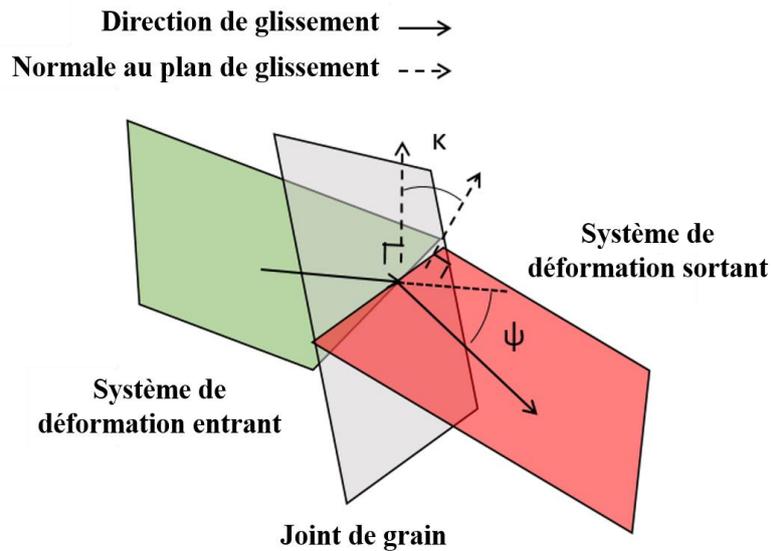


Figure II-16 : Représentation schématique de l'orientation de deux systèmes de glissement de part et d'autre d'une interface.

L'équation de ce paramètre est donnée ci-dessous :

$$m' = \cos K \times \cos \psi \quad (6)$$

Dans cette équation, K est l'angle entre les normales aux plans de déformation des deux systèmes considérés et l'angle ψ est défini entre les directions de déformation. Le paramètre m' varie donc entre 0 et 1. La valeur maximale de 1 correspond à un alignement parfait des systèmes de déformation.

En conclusion, ce chapitre a permis de présenter le matériau et les techniques expérimentales utilisés pour étudier l'effet « dwell » au travers des liens entre plasticité et amorçage de fissure. Un essai de traction *in situ* sous MEB et plusieurs essais cycliques interrompus à différents taux de déformation plastique ont été réalisés. Les analyses EBSD et l'analyse des traces de glissement ont ensuite été employées pour caractériser les différents modes de déformation actifs et les orientations cristallographiques locales des sites d'amorçage de fissure. L'ensemble des résultats obtenus qui permettent de sonder l'effet « dwell » en fonction des mécanismes de déformation initialement actif et d'étudier l'influence du temps de maintien sur les liens entre plasticité et endommagement, sont présentés dans les chapitres qui suivent.

Chapitre III :
Relations niveaux de contrainte,
mécanismes de déformation actifs
en traction monotone et durée de vie
sous sollicitations cycliques

Sommaire

Sommaire	114
Introduction	117
1. Etude des mécanismes de déformation actifs en traction monotone <i>in situ</i> sous MEB 117	
1.1. Déroulement de l'essai et phénoménologie des mécanismes de déformation actifs	117
1.1.1. Choix et caractéristiques des zones d'études	117
1.1.2. Déroulement de l'essai et phénoménologie des mécanismes de déformation.....	118
1.2. Mécanismes de déformation actifs en fin d'essai ($\sigma = 840 \text{ MPa}$; $\epsilon_p \approx 2\%$)	122
1.3. Mécanismes de déformation actifs au cours du chargement en fonction du niveau de contrainte appliqué	125
1.3.1. Evolution du nombre de systèmes actifs en fonction de la contrainte appliquée	125
1.3.2. Estimation des τ_{CRSS} du glissement basal et prismatique.....	127
1.3.3. Analyse des systèmes de glissement actifs aux niveaux de contrainte retenus pour les essais cycliques	128
1.3.3.1. Analyses du glissement à $\sigma = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$	128
1.3.3.2. Analyse du glissement à $\sigma = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$	129
1.3.3.3. Analyse du glissement à $\sigma = R_p^{0,2\%}$	129
1.4. Discussion des résultats	133
1.4.1. Analyse des glissements basal et prismatique.....	133
1.4.1.1. Activation et détermination des τ_{CRSS}	133
1.4.1.2. Influence de l'anisotropie élastique.....	133
1.4.2. Mécanismes de déformation actifs en fonction du niveau de contrainte appliquée	134
2. Comportement en fatigue et dwell-fatigue de l'alliage Ti-6Al-4V à $\sigma_{\text{max}} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$ et $\sigma_{\text{max}} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$	135
2.1. Comportement mécanique	135
2.1.1. Evolution de la déformation plastique au cours du chargement.....	135
2.1.1.1. $\sigma_{\text{max}} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$	135
2.1.1.2. $\sigma_{\text{max}} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$	137
2.1.2. Durée de vie.....	138
2.1.3. Déformation plastique à rupture	139
2.1.4. Déformation plastique au premier cycle et durée de vie en nombre de cycles.....	140
2.2. Analyse des faciès de rupture	141
2.2.1. Fatigue	141
2.2.2. Dwell-fatigue	143
2.3. Discussion des résultats	145
2.3.1. Endommagement sous sollicitations cycliques	145
2.3.1.1. Amorçage de fissures en fatigue.....	145
2.3.1.2. Amorçage de fissures en dwell-fatigue.....	145
2.3.2. Sensibilité du Ti-6Al-4V à l'effet « dwell ».....	146

2.3.2.1. Caractéristiques de l'effet « dwell »	146
2.3.2.2. Intensité de l'abattement de durée de vie	147
2.3.2.3. Durée de vie et déformation plastique au premier cycle	149
Conclusion	150

Introduction

La littérature tend à montrer que l'effet « dwell » dans les alliages de titane est notamment lié à une problématique d'accumulation de déformation plastique lors du temps de maintien à charge maximale (Bache 2003). Cet effet est associé aux modes de déformation plastique de la phase α dont l'activation dépend notamment du niveau de contrainte maximal appliqué. Or, l'abattement de durée de vie en dwell-fatigue par rapport à la fatigue « pure » dépend également du niveau de contrainte maximal appliqué en cours de cycle, comme cela a été vu précédemment. Afin d'investiguer cette hypothèse, il est tout d'abord nécessaire de cibler les domaines de contraintes à appliquer. Cette étape s'est appuyée notamment sur la réalisation d'un essai de traction *in situ* sous MEB. Grâce à ce type d'essai, les modes de déformation actifs en fonction du niveau de contrainte appliqué seront caractérisés pour un chargement monotone quasi-statique. Le niveau de contrainte maximal des essais cycliques sera défini en conséquence. Il est en parallèle nécessaire de caractériser l'effet « dwell » en fonction des niveaux de contraintes imposés. En effet, cet effet est sensible à la microstructure et un nombre relativement limité de données est disponible dans la littérature. Pour cela, des essais de caractérisation de durée de vie ont été réalisés en fatigue « pure » et en dwell-fatigue aux niveaux de contrainte définis. L'évolution de la déformation plastique avec le nombre de cycles, les faciès de rupture, mais également les abattements de durée de vie, pourront ainsi être étudiés.

Ce chapitre se divise donc en trois parties. Tout d'abord, les résultats de l'essai de traction *in situ* sous MEB seront présentés et vont permettre de définir les niveaux de contraintes pour les essais cycliques. Ensuite, les résultats issus des essais de caractérisation de la durée de vie sous sollicitations cycliques seront présentés. Enfin, une discussion des résultats sera proposée dans le but d'effectuer une première analyse de la sensibilité à l'effet « dwell » du matériau et de la microstructure d'étude.

1. Etude des mécanismes de déformation actifs en traction monotone *in situ* sous MEB

1.1. Déroulement de l'essai et phénoménologie des mécanismes de déformation actifs

1.1.1. Choix et caractéristiques des zones d'études

L'essai de traction *in situ* sous MEB s'est déroulé sur une micro-éprouvette issue de la direction de prélèvement US5.2. Les zones microstructurales à suivre en cours d'essai pour l'étude des mécanismes de déformation actifs ont été définies en amont de l'essai. Au total, 3 zones de dimensions 230 μm x 180 μm ont été suivies. Ces zones contiennent environ 240 nodules au total. Le choix de ces zones a notamment été basé sur les résultats des analyses EBSD afin de garantir une faible texture et une bonne représentativité de l'ensemble des orientations cristallographiques. La Figure III-1 représente la fonction de distribution des orientations cristallographiques sur une figure de pôles inverse codée en fonction de la direction de sollicitation. L'intensité maximale

obtenue pour cette fonction est de 1,7. Cela représente une texture de faible intensité. La Figure III-2 résume quant à elle les orientations cristallographiques de tous les nodules présents dans les zones d'étude. Cette dernière confirme effectivement que l'ensemble des orientations cristallographiques sont contenues dans les zones d'études.

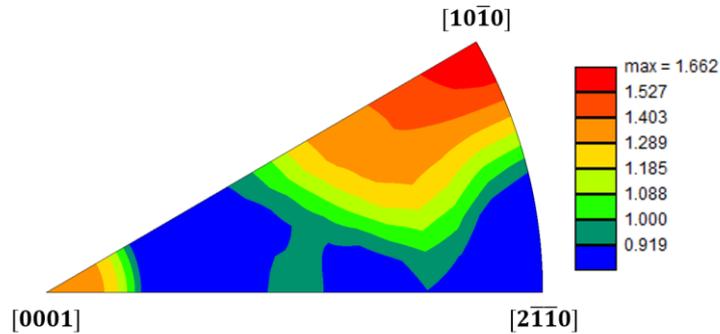


Figure III-1 : Distribution des orientations cristallographiques contenues dans les zones d'études sur une figure de pôle inverses codée selon la direction de sollicitation.

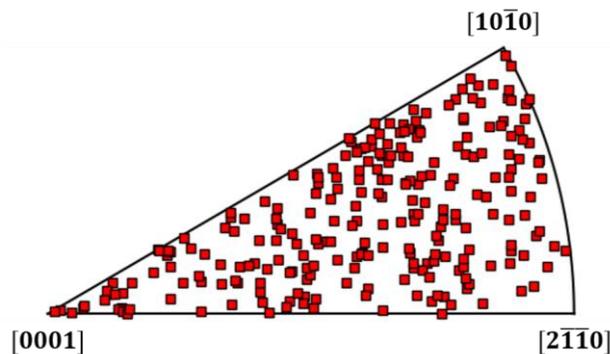


Figure III-2 : Orientations cristallographiques des nodules de phase alpha primaire contenus dans les zones d'étude sur une figure de pôle inverse codée selon la direction de sollicitation

1.1.2. Déroulement de l'essai et phénoménologie des mécanismes de déformation

La Figure III-3 montre l'évolution de la contrainte en fonction du temps, durant l'essai de traction *in situ* sous MEB. Cette courbe illustre le déroulement de cet essai en fonction des niveaux de contraintes visés sur une durée totale de 14h environ.

En amont de la sollicitation mécanique de l'éprouvette, les zones d'étude des mécanismes de déformation plastique ont été imagées à l'état initial ce qui facilite la détection des premières traces de glissement en surface de l'éprouvette. Un premier arrêt a été effectué à 600 MPa. A ce niveau de contrainte, aucune trace de déformation plastique n'a été détectée. L'arrêt suivant a été défini à 650 MPa. C'est pour ce niveau de contrainte que la première trace de glissement a été détectée. Par la suite, on peut voir sur la Figure III-3 que les interruptions de l'essai ont été effectuées plus régulièrement avec des incréments de 10 MPa jusqu'à une valeur de 840 MPa. Cela

permet de décrire finement l'évolution des mécanismes de déformation actifs en fonction du niveau de contrainte appliqué.

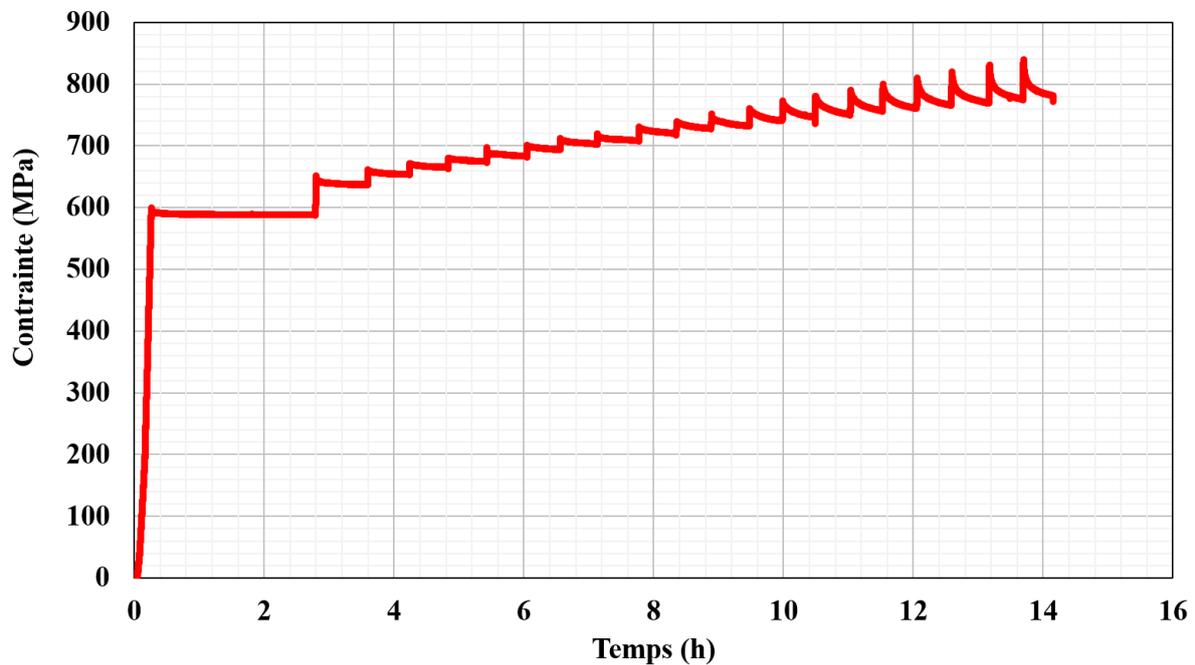


Figure III-3 : Evolution de la contrainte en fonction du temps d'essai en heures durant l'essai de traction *in situ* sous MEB

Comme la rigidité de la micromachine de traction n'est pas infinie devant celle de l'éprouvette, l'arrêt du moteur contrôlant le déplacement de la traverse pour interrompre l'essai conduit à la fois à une relaxation de l'ensemble éprouvette – système mécanique et à une contribution de la relaxation du matériau. Ces phénomènes sont progressifs en cours d'essai et se traduisent par une diminution de la valeur de contrainte lors de chaque arrêt du moteur sur la Figure III-3.

A partir de la déformation obtenue grâce à la jauge de déformation mise en place sur la face arrière de l'éprouvette, la courbe contrainte-déformation a pu être reconstruite. Elle est représentée en Figure III-4. Le module d'Young calculé à partir des données établies dans le régime élastique entre 100 et 550 MPa, est de 113 GPa. La courbe, montre que les discontinuités marquant chaque interruption du chargement, sont caractérisées par une diminution de la contrainte et une augmentation de la déformation. Ces phénomènes s'intensifient avec l'augmentation de la déformation totale et de la contrainte appliquée. Dans le but d'établir une comparaison avec des essais de traction monotone conventionnels pour lesquels un chargement continu est appliqué, la courbe de traction est reconstruite en prenant l'enveloppe définie par les maxima atteints juste avant interruption de l'essai. C'est à partir de cette enveloppe et de l'équation du domaine élastique entre 100 et 550 MPa, que la limite d'élasticité de 772 MPa, a été déterminée.

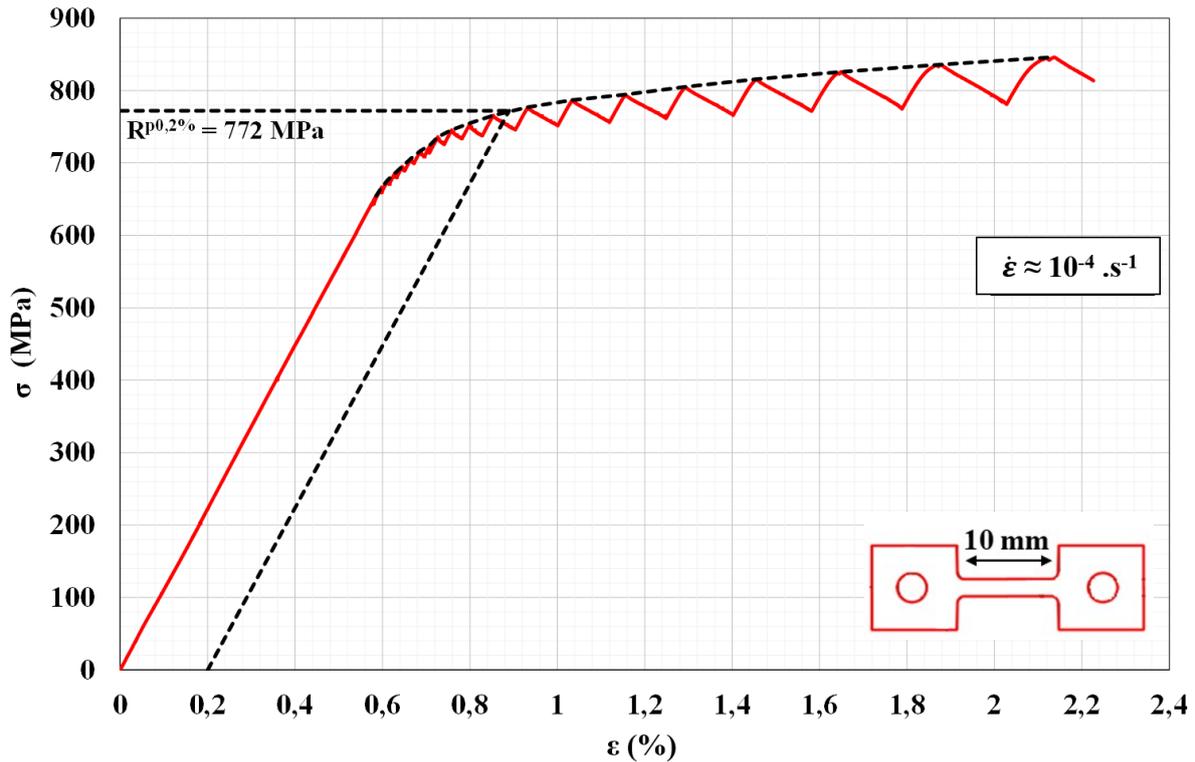


Figure III-4 : Courbe contrainte-déformation conventionnelle correspondant à l'essai *in situ* sous MEB

L'étape correspondant à la 1^{ère} détection des différents mécanismes de déformation plastique est indiquée sur la courbe de traction sur la Figure III-5 a. Comme cela a été détaillé précédemment, la première trace de glissement a été détectée pour une contrainte de 650 MPa. Cette trace de glissement est localisée dans un nodule α_p , comme cela est visible en Figure III-5 b. Selon la procédure d'analyse des traces de glissement décrite dans le chapitre précédent, cette trace correspond à un système de glissement basal. La transmission du glissement basal d'un nodule α_p à un autre est ensuite détectée à 690 MPa (Figure III-5 c). A 700 MPa, la transmission du glissement d'un nodule α_p vers une colonie lamellaire (Figure III-5 d) a été détectée tandis que l'activation du glissement dans les colonies lamellaires n'a pas été détectée. La première trace de glissement prismatique dans un nodule de phase α_p a été identifiée à 710 MPa (Figure III-5 e). Ce deuxième mode de glissement de la phase α du titane possédant une τ_{CRSS} relativement faible, est actif pour un niveau de contrainte appliqué plus élevé que le glissement basal. Ce niveau de contrainte correspond également à l'apparition d'une première trace de glissement pyramidal $\langle a \rangle$ (Figure III-5 f). Ensuite à 720 MPa, intervient la première observation de deux systèmes de glissement actifs (basal et pyramidal $\langle a \rangle$) dans un même nodule de phase α_p (Figure III-5 g). C'est à ce niveau de contrainte qu'une bande de glissement localisée dans une colonie lamellaire et sans connexion apparente avec la phase α_p , est détectée pour la première fois (Figure III-5 h). Enfin à 730 MPa, la première trace de glissement conduisant à l'identification du glissement pyramidal selon la direction $\langle c+a \rangle$ a été identifiée (Figure III-5 i).

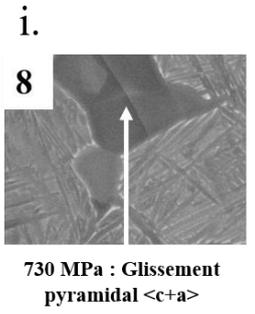
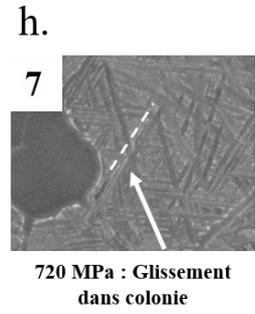
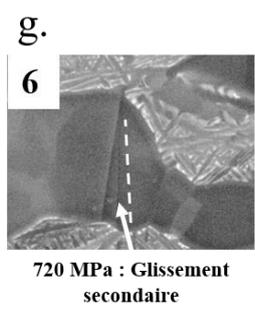
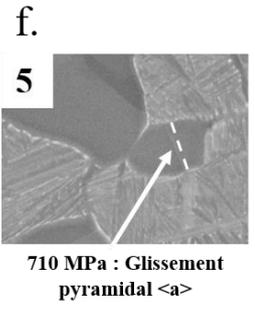
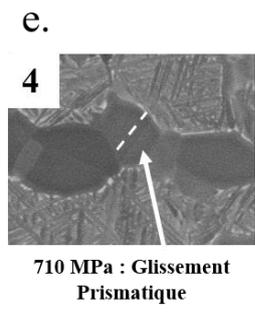
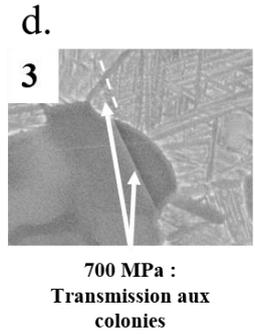
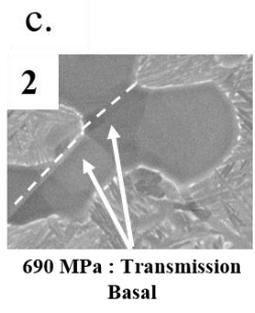
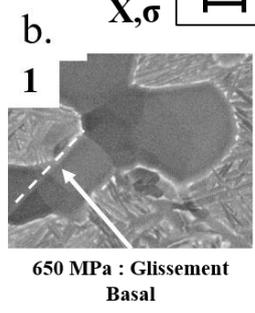
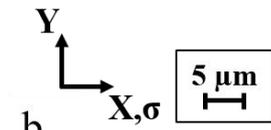
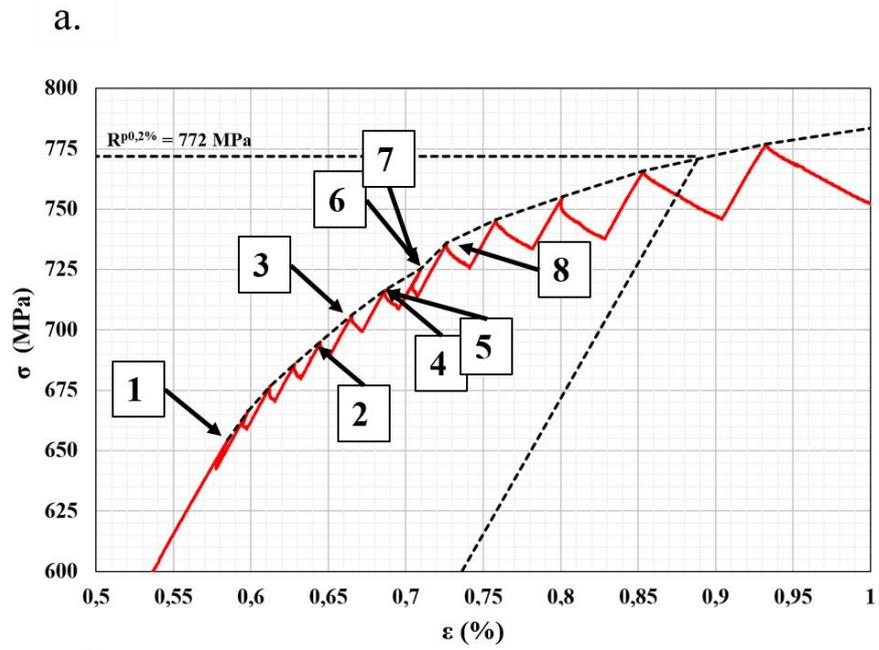


Figure III-5 : a. Positionnement de la 1^{ère} détection des différents évènements de déformation plastique sur la courbe de traction de l'essai *in situ* sous MEB. b-i. Micrographies MEB montrant les différents évènements de déformation plastique représentés sur la courbe.

Les premières observations montrent donc une grande diversité de mécanismes de déformation opèrent avant d'atteindre la limite d'élasticité macroscopique du matériau. De plus, il a été observé que ces mécanismes de déformation sont activés en premier lieu dans les nodules de phase α_p de la microstructure bimodale. L'activation des deux principaux modes de glissement, basal et prismatique, semblent s'effectuer à des niveaux de contrainte différents. Le glissement basal est activé en premier pour une contrainte équivalente à $0,88 \times R_p^{0,2\%}$ tandis que le glissement prismatique est activé pour une contrainte plus élevée et environ égale à $0,92 \times R_p^{0,2\%}$. Ainsi, dans l'optique d'étudier la relation entre effet « dwell » et nature des modes de déformation actifs, il sera intéressant d'étudier deux régimes différents : l'un favorisant le glissement basal par rapport au glissement prismatique ($0,88 \times R_p^{0,2\%} < \sigma < 0,92 \times R_p^{0,2\%}$) et l'autre permettant l'activation conjointe du glissement basal et du glissement prismatique ($\sigma > 0,92 \times R_p^{0,2\%}$).

1.2. Mécanismes de déformation actifs en fin d'essai ($\sigma = 840 \text{ MPa}$; $\varepsilon_p \approx 2\%$)

L'analyse des traces de glissement présentes en fin d'essai a révélé une activité des modes de glissement basal, prismatique et pyramidal selon les directions $\langle a \rangle$ et $\langle c+a \rangle$. Les orientations cristallographiques des nodules α_p concernés sont représentées sur la figure de pôles inverse présentée en Figure III-6.

Sur cette figure, on peut voir que les nodules α_p présentant des traces de glissement basal ou prismatique sont majoritaires. Ce sont effectivement les modes de glissement préférentiels de la phase α . De plus, on peut remarquer que les domaines d'orientation cristallographique des nodules présentant du glissement basal et prismatique sont distincts avec un faible recouvrement. Le domaine d'orientation associé au glissement basal correspond à des angles de déclinaison inférieurs à ceux du glissement prismatique. Le glissement pyramidal $\langle a \rangle$ intervient dans le domaine d'orientation cristallographique marquant la transition entre le glissement basal et prismatique. Enfin, le glissement pyramidal $\langle c+a \rangle$ est identifié pour des orientations cristallographiques contenues dans le domaine favorable au glissement prismatique. Il est également intéressant de noter qu'aucun système de glissement n'a été identifié dans le domaine d'angle de déclinaison $[0-18^\circ]$, localisé aux environs du pôle $[0001]$.

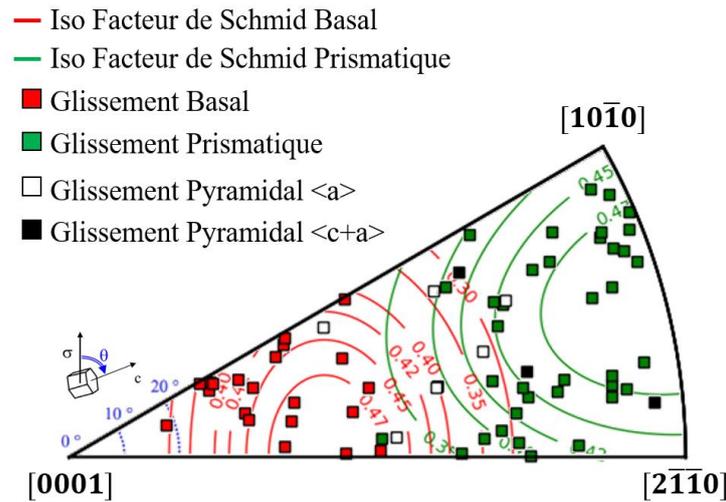


Figure III-6 : Représentation de l'orientation cristallographique des nodules présentant des traces de glissement prismatique, basal, pyramidal <a> et <c+a> sur une figure de pôles inverse codée selon la direction de sollicitation. Les iso-contours des facteurs de Schmid pour les modes de glissement basal et prismatique sont également représentés.

Selon les iso-contours des facteurs de Schmid pour le glissement basal et prismatique en superposition (Figure III-6), les domaines d'orientation cristallographique de ces derniers sont cohérents avec un facteur de Schmid élevé. Afin de mieux mettre cette observation en évidence, la distribution en nombre des systèmes de glissement identifiés, est représentée en fonction du facteur de Schmid sur l'histogramme de la Figure III-7.

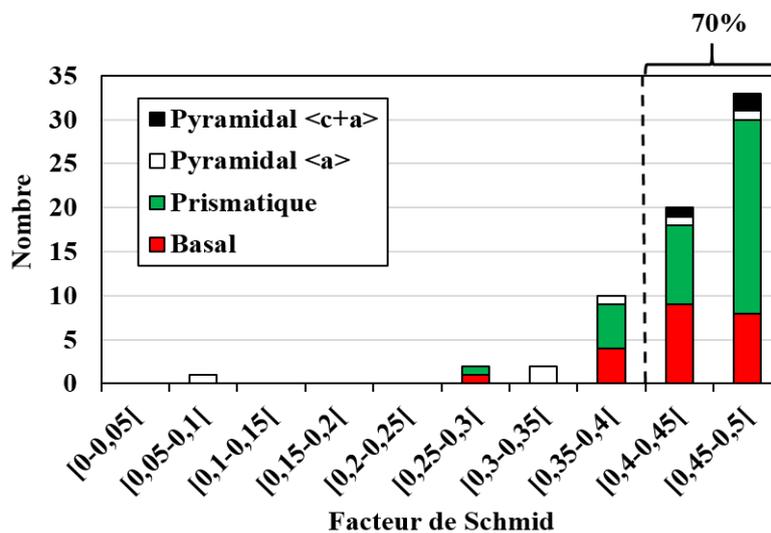


Figure III-7 : Histogramme de répartition en nombre des systèmes de glissement prismatique, basal, pyramidal <a> et <c+a> en fonction du facteur de Schmid

Cette figure montre que, tous modes de glissement confondus, plus de 70% des systèmes de glissement identifiés en fin d'essai correspondent à un facteur de Schmid supérieur à 0,40. Les autres systèmes activés le sont essentiellement pour un facteur de Schmid dans l'intervalle [0,25-0,30]. Dans le cas du glissement prismatique, le maximum de systèmes activés correspond à l'intervalle maximal de facteur de Schmid [0,45-0,50]. Il faut noter la distribution plus homogène

entre les facteurs de Schmid $[0,35-0,50[$ pour le glissement basal avec un maximum dans le domaine $[0,40-0,45[$. Enfin, on peut voir que le glissement pyramidal $\langle c+a \rangle$ n'est détecté que pour des facteurs de Schmid très élevés dont la valeur est comprise 0,40 et 0,50.

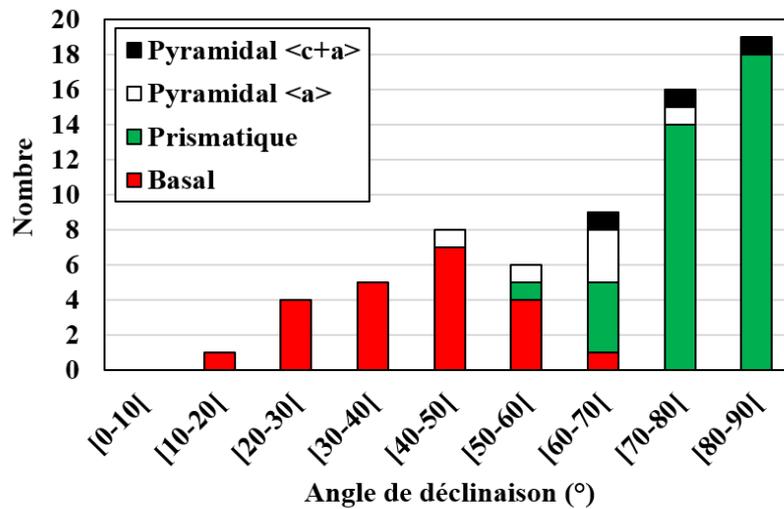


Figure III-8 : Histogramme de répartition en nombre des systèmes de glissement prismatic, basal, pyramidal $\langle a \rangle$ et $\langle c+a \rangle$ en fonction de l'angle de déclinaison du nodule au sein duquel ils ont été identifiés

Pour compléter cette analyse des systèmes de glissement actifs, l'angle de déclinaison des nodules a été considéré. Il faut en particulier prêter attention au fait que dans le cas du glissement basal et du glissement pyramidal $\langle c+a \rangle$, un même intervalle de facteur de Schmid peut correspondre à divers intervalles d'angles de déclinaison d'après la Figure I-15. De plus, la prise en compte de l'angle de déclinaison permet de discuter l'effet d'anisotropie élastique de la maille hexagonale dans la description des systèmes de glissement actifs. La Figure III-8 présente ainsi l'historgramme de répartition en nombre, des systèmes de glissement en fonction de l'angle de déclinaison du nodule au sein duquel ils ont été activés.

Le glissement basal concerne le domaine d'orientation avec les plus faibles angles de déclinaison entre 18° et 63° . La distribution associée correspond à une gaussienne avec un maximum pour la classe $[40-50^\circ]$. On notera également que 15 cas, soit 68% des systèmes de glissement basal, correspondent à un angle de déclinaison inférieur à 45° . Pour des angles de déclinaison entre 50° et 70° , on peut voir un domaine commun d'activation des glissements de type basal et prismatic. Le graphique confirme que c'est dans ce domaine de transition qu'intervient majoritairement (5 systèmes sur 7) l'activation du glissement pyramidal $\langle a \rangle$. Avec l'augmentation de l'angle de déclinaison, qui correspond à une augmentation progressive du facteur de Schmid pour le mode de glissement prismatic, le nombre de systèmes actifs de ce dernier augmente. Le maximum de 18 systèmes est atteint pour des angles de déclinaison, compris entre 80° et 90° . Enfin, on remarque que l'activation du glissement pyramidal $\langle c+a \rangle$ intervient pour un domaine d'orientation cristallographique correspondant à des angles de déclinaison importants, entre 70° et 90° , ce qui ne correspond pas au domaine d'orientation des grains durs où il est attendu selon l'étude bibliographique du Chapitre I.

L'analyse qui vient d'être présentée est globale et rend compte de tous les systèmes de glissement activés à l'étape finale de l'essai correspondant à $\epsilon_p = 2\%$ et 840 MPa. La prochaine

partie détaille les cinétiques d'évolution en prenant en compte les événements de plasticité apparaissant à chaque étape.

1.3. Mécanismes de déformation actifs au cours du chargement en fonction du niveau de contrainte appliqué

1.3.1. Evolution du nombre de systèmes actifs en fonction de la contrainte appliquée

L'évolution du nombre de systèmes de glissement nouvellement identifiés est représentée sur l'histogramme de la Figure III-9 en fonction du mode associé et du niveau de contrainte appliqué. Cette figure montre que l'activation du glissement basal intervient de manière hétérogène et discontinue entre 650 et 770 MPa. Au contraire, le glissement prismatique est activé de façon continue et plus homogène entre 710 et 770 MPa, avec une distribution gaussienne qui semble être décrite autour du pic d'activation de 8 systèmes couvrant les niveaux de contraintes 740 et 750 MPa. Ce graphique met ainsi en évidence l'activation concomitante du glissement basal et prismatique entre 710 et 770 MPa. Pour les modes de glissement pyramidal $\langle a \rangle$ et $\langle c+a \rangle$, les systèmes associés sont principalement activés entre 710 et 770 MPa de manière erratique. Il est intéressant de noter que cette activation des glissements pyramidaux $\langle a \rangle$ et $\langle c+a \rangle$ interviennent de façon concomitante de celle des glissements de type prismatique et basal. Enfin, au-delà de la limite d'élasticité, seulement 2 systèmes nouvellement actifs ont été détectés. Cela montre que l'activation des systèmes de glissement s'effectue principalement avant d'atteindre la limite d'élasticité du matériau définie à 0,2% de déformation plastique macroscopique.

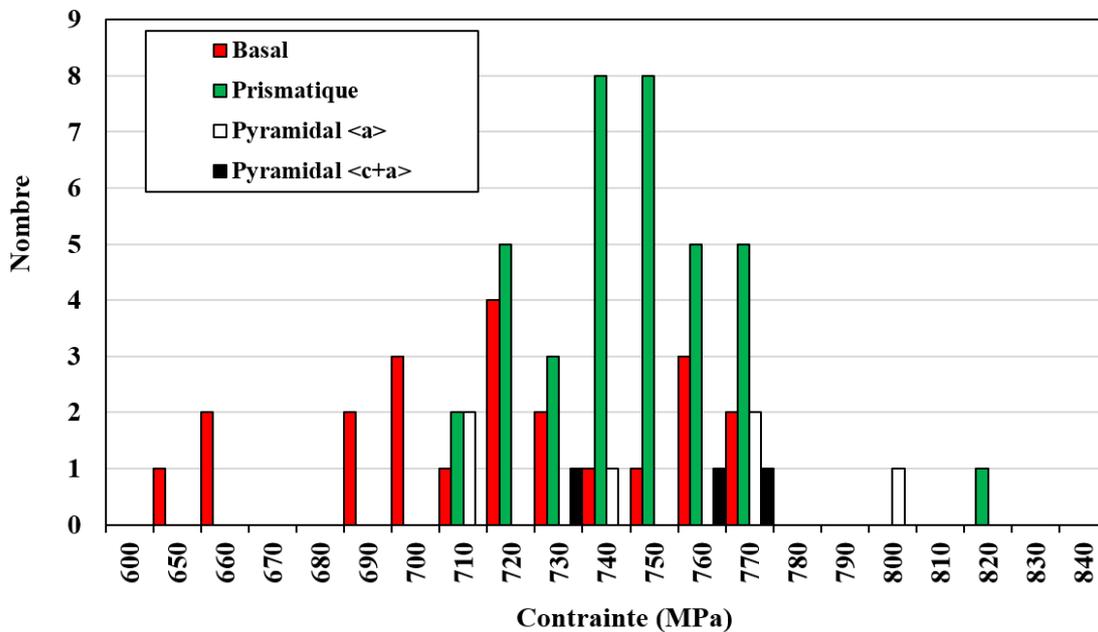


Figure III-9 : Répartition en nombre des systèmes de glissement actifs en fonction du niveau de contrainte appliqué

Ce dernier résultat est clairement mis en évidence par la représentation, en Figure III-10, de l'évolution de la fraction du nombre de systèmes de glissement actifs à chaque étape sur le nombre de systèmes actifs en fin d'essai en fonction de la contrainte appliquée et de la nature du mode de glissement. On peut ainsi remarquer que cette fraction est de 97% pour le niveau de contrainte 770 MPa, proche de la limite d'élasticité. Sur ce graphique, les évolutions de la chute de contrainte et de l'augmentation de la déformation plastique lors du maintien en déplacement effectué à chaque interruption de l'essai *in situ* sous MEB sont également représentées.

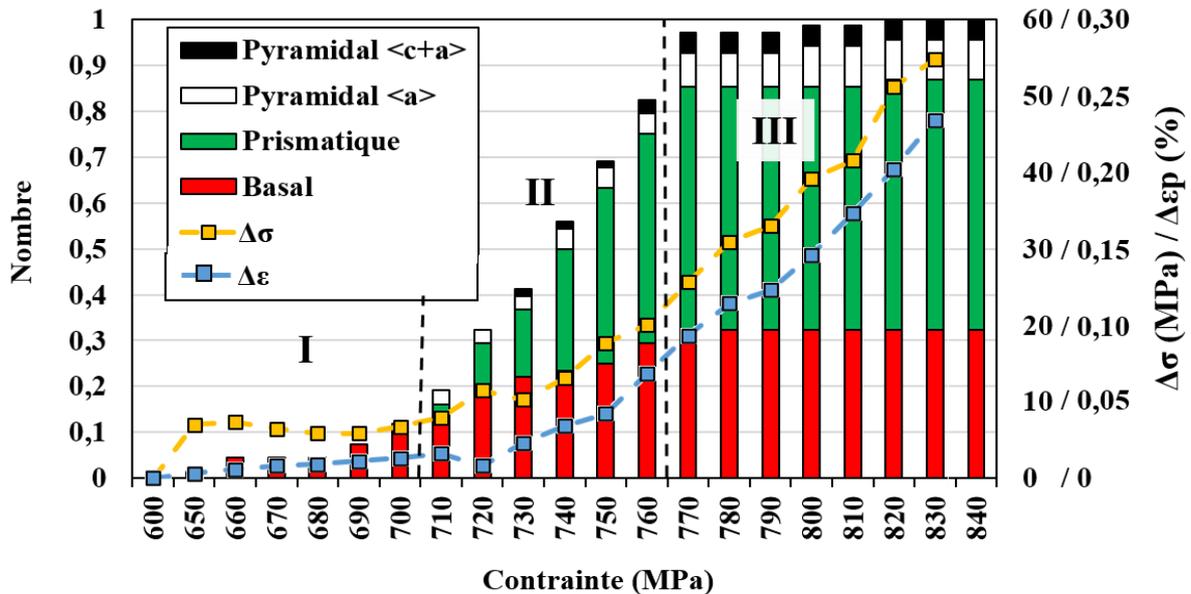


Figure III-10 : Evolution de la fraction de systèmes de glissement actif et des variations de contrainte et de déformation de la contrainte relaxée en fonction du niveau de contrainte appliqué

Sur le graphique de la Figure III-10, trois régimes différents en fonction de la contrainte appliquée peuvent être définis. Le régime I entre 650 et 700 MPa, correspond au glissement basal seul. La diminution de la contrainte et l'augmentation de la déformation plastique pendant le maintien en déplacement y sont faibles ($\Delta\sigma < 8$ MPa ; $\Delta\epsilon_p < 0,014\%$) et leur augmentation avec le niveau de contrainte appliqué sont modérées. Le régime II, entre 720 MPa et 770 MPa, correspond à une augmentation rapide du nombre de systèmes de glissement actifs avec l'augmentation du niveau de contrainte. En effet, la fraction augmente de 0,2 à 0,95 entre les niveaux de contrainte 710 et 770 MPa. Cette forte augmentation coïncide avec l'activation du glissement prismatique. Dans ce régime, le niveau de contrainte de 720 MPa, marque une transition pour les évolutions de la chute de contrainte et de l'accumulation de la déformation plastique durant les interruptions d'essai. Au-delà de cette valeur, les augmentations de chute de contrainte et de l'accumulation de déformation plastique avec le niveau de contrainte évoluent. Entre 730 et 760 MPa, la chute de contrainte augmente de 10 à 26 MPa et l'accumulation de déformation plastique augmente de 0,023% à 0,093%. Les évolutions linéaires de la chute de contrainte et de l'accumulation de déformation plastique durant les interruptions d'essai sont également observées dans le régime III avec une pente similaire au régime II. Ce régime correspond à des contraintes de 770 à 840 MPa qui atteignent donc des valeurs supérieures à la limite d'élasticité. Pourtant, la fraction d'activation de 95% reste quasiment constante dans ce domaine. Cela semble souligner l'importance de l'intensification ou la multiplication des bandes de glissement des systèmes déjà actifs dans le processus d'accommodation de la déformation plastique et de la relaxation de la contrainte. Il est

également intéressant de noter que la transition entre les stades II et III coïncident avec la valeur maximale de limite d'élasticité conventionnelle de 772 MPa.

Dans le but d'étudier le lien entre le comportement sous chargements cycliques avec temps de maintien et les mécanismes de déformation actifs lors du premier cycle ou de la première mise en charge, il convient donc de choisir deux niveaux de contraintes correspondant aux régimes I et II. Dans le régime I l'activité du glissement basal sera favorisée, voire unique, tandis que dans le régime II une activité soutenue des glissements de type basal et prismatique sera favorisée. C'est pourquoi les deux niveaux de contrainte qui sont retenus pour la suite sont 700 MPa et 730 MPa correspondant aux régimes I et II respectivement. Afin de pouvoir être transposés aux essais cycliques pour lesquels la vitesse de chargement est plus élevée, ces niveaux de contraintes ont été exprimés en fonction de la limite d'élasticité. Ils deviennent ainsi $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$ et $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$. Ce sont les deux niveaux de contrainte retenus pour étudier le comportement de l'alliage sous sollicitations cycliques intégrant un temps de maintien à charge maximale.

1.3.2. Estimation des τ_{CRSS} du glissement basal et prismatique

Connaissant le facteur de Schmid et le niveau de contrainte appliqué, les τ_{CRSS} des systèmes de glissement basal et prismatique ont été estimées en se basant sur la loi de Schmid. Pour cela l'hypothèse d'une répartition homogène de la contrainte a été faite, et un nombre statistique de systèmes de glissement a été considéré. L'utilisation de la loi de Schmid dans ces conditions conduit à une première estimation relativement bonne des τ_{CRSS} , comme cela a été discutée au Chapitre I.

Les résultats τ_{CRSS} pour les systèmes de glissement basal et prismatique, sont représentés sur les histogrammes des Figure III-11 et Figure III-12 respectivement. Ces histogrammes en nombre présentent la répartition des valeurs par classe de 10 MPa. Dans le cas du glissement basal (Figure III-11), on peut voir que les τ_{CRSS} estimées varient de 260 à 370 MPa. La distribution obtenue est relativement hétérogène. En prenant la moyenne des valeurs obtenues, la τ_{CRSS} estimée pour le glissement **basal** est de **309 ± 35 MPa**.

Dans le cas du glissement prismatique, on peut voir que la distribution obtenue est plus homogène. Une distribution gaussienne centrée sur l'intervalle [340-350 MPa] qui représente environ 25% des systèmes considérés, semble être décrite. Globalement, les CRSS estimées pour le glissement prismatique sont comprises entre 270 et 370 MPa. Si cet intervalle est similaire à celui obtenu pour les τ_{CRSS} estimées du glissement basal, la moyenne obtenue est différente. La τ_{CRSS} moyenne pour le glissement prismatique est de **333 ± 29 MPa**. Cette valeur est plus élevée que pour le glissement basal ce qui conduit à un rapport :

$$\tau_{\text{CRSS}}^{\text{basal}} / \tau_{\text{CRSS}}^{\text{prismatique}} = 0,93$$

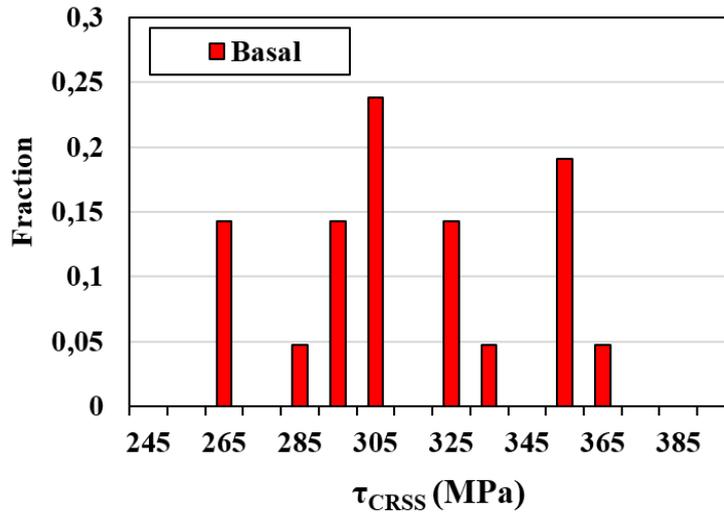


Figure III-11 : Répartition en nombre et par classe de 10 MPa des τ_{CRSS} pour les systèmes de glissement basal.

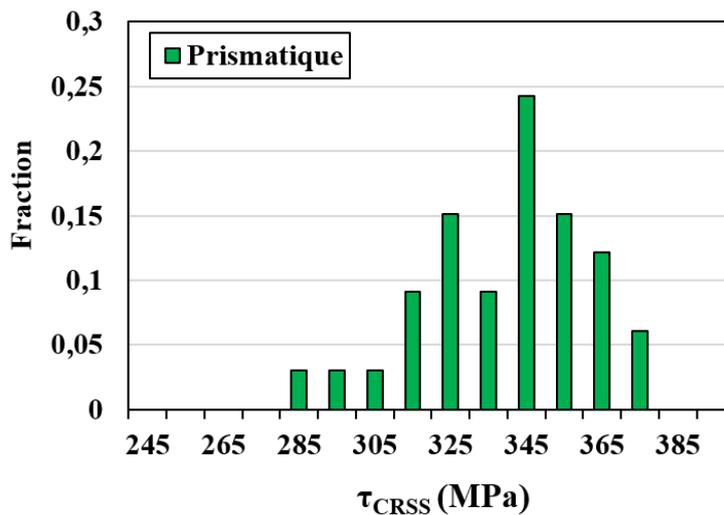


Figure III-12 : Répartition en nombre et par classe de 10 MPa des τ_{CRSS} pour les systèmes de glissement prismatique.

1.3.3. Analyse des systèmes de glissement actifs aux niveaux de contrainte retenus pour les essais cycliques

1.3.3.1. Analyses du glissement à $\sigma = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$

La Figure III-13a représente l'orientation cristallographique des nodules présentant des lignes de glissement à 700 MPa soit $0,90 \times R_p^{0,2\%}$. Les iso-contours de facteur de Schmid maximal pour le glissement basal et prismatique, y sont également représentés. Comme attendu, on peut y voir que seul le système de glissement basal est actif. Au total, ce sont 8 systèmes qui ont été identifiés dans les nodules dont l'orientation conduit à un facteur de Schmid maximal supérieur à 0,40.

Les distributions du glissement actif en fonction de l'angle de déclinaison et du facteur de Schmid sont présentées en Figure III-14a et d respectivement. La Figure III-14a révèle que le glissement basal est identifié dans un domaine d'angles de déclinaison allant de 30 à 60° avec une majorité des systèmes (6 sur 8) avec un angle de déclinaison inférieur à 45°.

La Figure III-14d confirme que les systèmes de glissement actifs à cette étape présentent un facteur de Schmid élevé compris entre 0,40 et 0,50. En accord avec la Figure III-13a, cela montre que les premiers systèmes de glissement basal actifs ont une orientation favorable à une cisssion résolue élevée en accord avec la loi de Schmid.

1.3.3.2. Analyse du glissement à $\sigma = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$

En accord avec l'analyse des modes de glissement actifs en fonction du niveau de contrainte appliqué, qui est de 730 MPa équivalent à $0,94 \times R_p^{0,2\%}$, les modes de glissement prismatique, pyramidal $\langle a \rangle$ et pyramidal $\langle c+a \rangle$ sont actifs en plus du glissement basal. La figure de pôles inverse (Figure III-13b) montre les domaines d'orientation cristallographique associés à l'activation des différents modes de glissement pour ce niveau de contrainte. Les glissements basal et prismatique, occupent deux domaines distincts correspondant aux zones de haut facteur de Schmid respectif. Il peut être noté que ces domaines, comme à 700 MPa, ne se recouvrent pas. En effet, d'après la Figure III-14b, le glissement basal est identifié pour des valeurs d'angles de déclinaison entre 20° et 60° tandis que le glissement prismatique est identifié entre 60° à 90°. Ainsi, le domaine d'orientation cristallographique associé au glissement basal à 730 MPa s'est effectivement étendu en comparaison de la distribution obtenue au niveau de contrainte $\sigma = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$ (Figure III-13a). De plus, on peut voir que l'activation glissement prismatique permet d'accroître de manière significative le domaine d'angles de déclinaison des nodules α_p présentant des lignes de glissement. Cette observation s'accompagne également d'une augmentation importante en nombre de systèmes de glissement actifs. En effet, 7 nouveaux systèmes de glissement basal ont été identifiés à $\sigma = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$ en comparaison au niveau de contrainte $\sigma = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$. Pour le glissement prismatique, ce sont 10 systèmes de glissement qui ont été identifiés. Finalement, sur la figure de pôles inverses présentée en Figure III-13b, il est possible de voir quelques occurrences du glissement pyramidal $\langle a \rangle$ et $\langle c+a \rangle$ dans les domaines d'orientation associés à l'activation des glissements basal et prismatique

La distribution des systèmes de glissement actifs du glissement, tous modes confondus, en fonction du facteur de Schmid à $\sigma = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$ est présentée en Figure III-14e. Ce graphique révèle que le glissement intervient toujours pour des valeurs élevées du facteur de Schmid. En effet, 80% des systèmes identifiés ont un facteur de Schmid supérieur à 0,40. En particulier, le mode de glissement prismatique est exclusivement contenu dans ce domaine. Il est de plus principalement présent dans l'intervalle maximal de [0,45-0,50]. Cette observation montre que le facteur de Schmid est un bon descripteur de l'activation du glissement prismatique, de même que pour le glissement basal. Seuls 3 systèmes de glissement de type basal ont un facteur de Schmid dans la classe [0,35-0,40[et 1 système de glissement pyramidal $\langle a \rangle$ dans la classe [0,30-0,35[. La comparaison avec l'état obtenu à $\sigma = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$ (Figure III-14d), confirme l'extension du domaine cristallographique associé au glissement basal vers des valeurs du facteur de Schmid plus faibles avec l'augmentation du niveau de contrainte.

1.3.3.3. Analyse du glissement à $\sigma = R_p^{0,2\%}$

L'analyse de l'évolution du nombre de systèmes de glissement actifs en fonction du niveau de contrainte appliqué ainsi que de la première identification de chaque mode de glissement ont montré que d'une part, 95% des systèmes actifs à la fin de l'essais le sont déjà à $\sigma = R_p^{0,2\%}$. D'autre

part, tous les modes de glissement semblent actifs. Par conséquent l'état décrit par les Figure III-13c, Figure III-14c et f est très similaire à celui obtenu et analysé en fin d'essai de traction *in situ* sous MEB et décrit précédemment (Figure III-6,7 et 8). Néanmoins, l'analyse des systèmes de glissement actifs à ce niveau de contrainte montre des points d'évolution intéressants en comparaison avec les états obtenus à $\sigma = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$ et $\sigma = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$.

Le premier est que les domaines d'orientation associés aux modes de glissement basal et prismatique se recouvrent (Figure III-13c), ce qui n'était pas le cas précédemment. Plus particulièrement le domaine commun à ces deux modes de glissement se situe dans l'intervalle d'angle de déclinaison $[60-70^\circ]$ comme le montre le graphique en Figure III-14c. Cela fait suite à l'extension des domaines d'orientations cristallographiques de ces deux modes de glissement. Le graphique de la Figure III-14e. montre que cette extension est également cohérente avec une diminution du facteur de Schmid pour les glissements de type basal et prismatique.

Le deuxième point d'intérêt concerne les distributions des systèmes de glissement actifs en fonction du facteur de Schmid (Figure III-14f). Pour le glissement prismatique, l'activation de nouveaux systèmes de glissement s'effectue principalement pour des facteurs de Schmid d'une valeur comprise entre 0,40 et 0,50. Pour le glissement basal, au contraire, le nombre de systèmes actifs dans l'intervalle de facteur de Schmid $[0,40 ; 0,50[$ reste constant. Les systèmes de glissement basal nouvellement activés ont des valeurs de facteur de Schmid principalement comprises entre 0,25 et 0,40. D'après le graphique de la Figure III-14c, ces systèmes sont activés majoritairement dans les nodules dont l'angle de déclinaison est compris entre 10 et 40°. Ainsi, avec l'augmentation du niveau de contrainte de $\sigma = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$ à $\sigma = R_p^{0,2\%}$, le glissement prismatique est activé au sein des nodules avec un angle de déclinaison élevé et un facteur de Schmid maximal élevé pour ce mode de glissement. Au contraire, le glissement basal est principalement activé au sein des nodules dont l'angle de déclinaison est faible avec un facteur de Schmid maximal globalement plus faible.

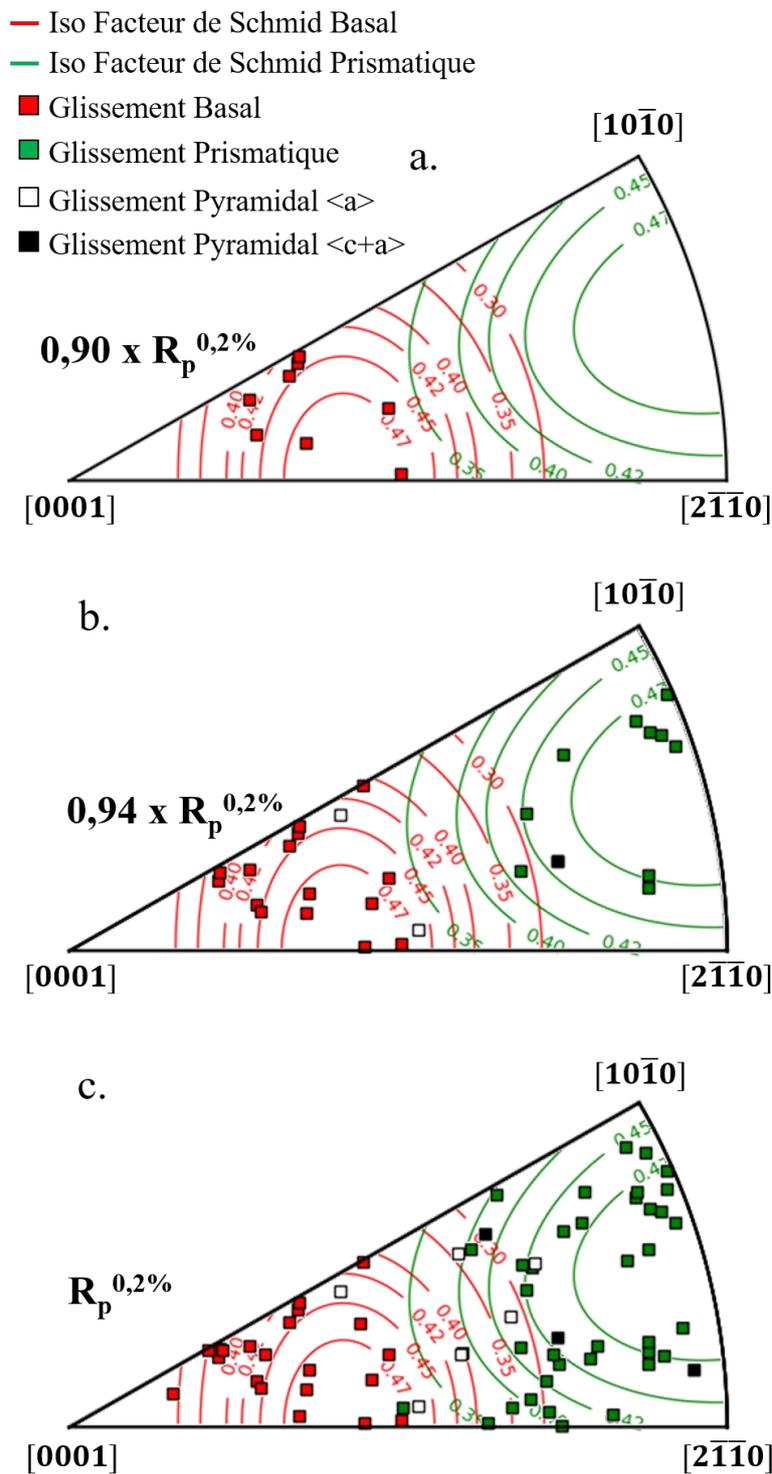


Figure III-13 : Orientations cristallographiques des nodules présentant des lignes de glissement basal, prismatique, pyramidal <a> et <c+a> aux niveaux de contraintes a. $\sigma = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$, b. $\sigma = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$ et c. $\sigma = R_p^{0,2\%}$. Les figures de pôles inverses sont codées selon la direction de sollicitation.

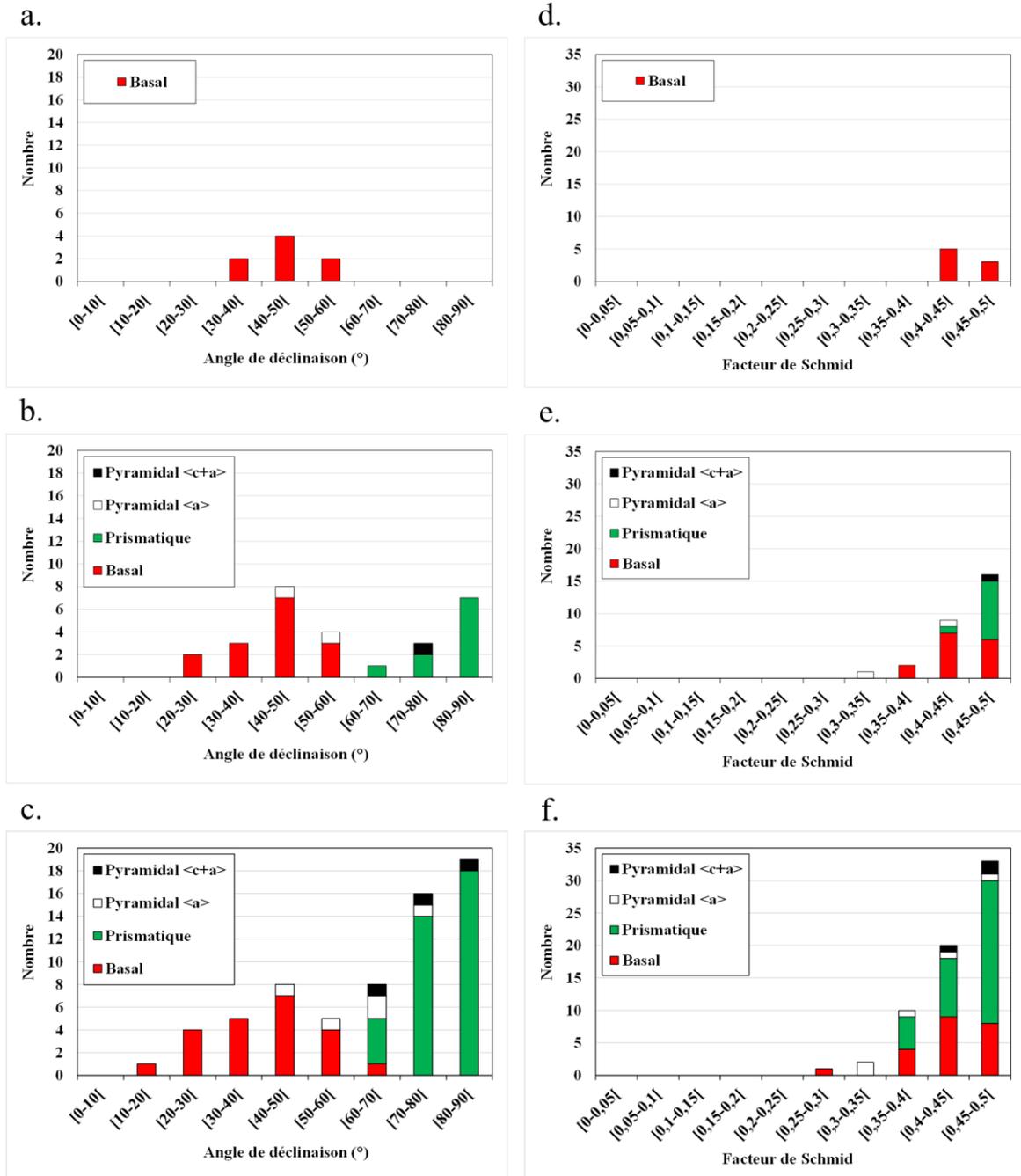


Figure III-14 : Distribution des systèmes de glissement actifs en fonction de l'angle de déclinaison à a. $\sigma = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$, b. $\sigma = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$ et c. $\sigma = R_p^{0,2\%}$. Distribution des systèmes de glissement actifs en fonction du facteur de Schmid à d. $\sigma = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$, e. $\sigma = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$ et f. $\sigma = R_p^{0,2\%}$

1.4. Discussion des résultats

1.4.1. Analyse des glissements basal et prismatique

1.4.1.1. Activation et détermination des τ_{CRSS}

Les résultats de l'essai *in situ* sous MEB ont montré que le glissement basal est activé à un niveau de contrainte inférieur au glissement prismatique. Bridier et al. (Bridier et al., 2005) ont effectué dans leurs travaux le même type d'essai sur le même alliage avec une microstructure bimodale très similaire. Bien qu'ils n'observent pas de domaine de contrainte avec une activation du glissement basal seul, ils relèvent tout de même, à faible niveau de contrainte, la prédominance du glissement basal sur le glissement prismatique. Plus récemment, les travaux de Hémerly et Villechaise ont permis de mettre en évidence l'activation du glissement basal à un niveau de contrainte inférieur à celui de l'activation du glissement prismatique pour les alliages Ti-6242 et Ti-6246 au moyen d'essais de traction *in situ* sous MEB (Hémerly and Villechaise, 2017b). D'une manière générale, les résultats obtenus sur l'activation du glissement basal et prismatique en fonction du niveau de contrainte et présentés précédemment avec les Figure III-9 et Figure III-10 sont en accord avec ces travaux.

De façon cohérente avec la prédominance du glissement basal à faible niveau de contrainte, il a été trouvé que la valeur de τ_{CRSS} de ce mode de glissement est plus faible que celle du glissement prismatique. Le ratio $\tau_{CRSS}^{Basal} / \tau_{CRSS}^{Prismatique}$ a été déterminé à 0,93. Un tel ratio inférieur à 1 est cohérent avec les résultats obtenus dans plusieurs études sur les mécanismes de déformation actifs en traction pour des alliages polycristallins avec environ 6% massiques d'aluminium (Hémerly et al., 2017; Hémerly and Villechaise, 2017b; Zaefferer, 2003). Williams et al. ont étudié pour des alliages Ti-XAl l'influence de la concentration en aluminium sur les valeurs de τ_{CRSS} pour les glissements prismatique et basal (Williams et al., 2002). Ces auteurs montrent que si le glissement prismatique est dominant pour le titane pur, la contrainte nécessaire à l'activation de ces deux modes de glissement s'équilibre avec une augmentation de concentration en aluminium. Elle devient sensiblement égale pour un alliage Ti-6,6Al. Toutefois, May qui a effectué des essais de traction sur des monocristaux de Ti-6,7Al trouve une valeur de τ_{CRSS} du glissement basal supérieure à celle du glissement prismatique (May, 2010). Par conséquent, l'addition d'aluminium ne suffit pas à expliquer une τ_{CRSS} plus faible pour le glissement basal tel qu'observé pour les alliages polycristallins. D'autres facteurs métallurgiques qui résultent des traitements thermomécaniques de mise en forme des alliages de titane sont à prendre en compte. Hémerly et Villechaise ont observé une augmentation du rapport $\tau_{CRSS}^{Basal} / \tau_{CRSS}^{Prismatique}$ après vieillissement d'un alliage Ti-6Al-4V (Hémerly and Villechaise, 2017a). Ces auteurs montrent également que la taille des nodules α_p modifie l'estimation des valeurs de τ_{CRSS} apparentes.

1.4.1.2. Influence de l'anisotropie élastique

Les résultats de l'essai de traction *in situ* sous MEB en accord avec des études précédentes de la littérature (Bridier et al., 2005; Churchman and Edward, 1954), montrent que le domaine d'orientation cristallographique associé au glissement basal correspond à des angles de déclinaison inférieurs au domaine du glissement prismatique. Par conséquent, la rigidité des nodules se déformant par activation du glissement basal est plus élevée que celles du glissement prismatique. Ainsi pour un taux de déformation imposé, la contrainte élastique dans les grains se déformant par activation du glissement basal est plus élevée que dans les grains se déformant par activation du glissement prismatique.

Comme cela a été détaillé au Chapitre I, les travaux de Hémerly et al. ont montré que l'écart des valeurs de τ_{CRSS} estimées entre l'hypothèse d'une répartition homogène de la contrainte et en calculant la contrainte élastique dans la direction de sollicitation de chaque nodule en fonction de son orientation cristallographique, n'est que de quelques pourcents. L'anisotropie élastique de la maille hexagonale ne suffit donc pas à expliquer le ratio $\tau_{CRSS}^{Basal} / \tau_{CRSS}^{Prismatique}$ inférieur à 1 dans le cas des alliages Ti-6Al polycristallins. Toutefois, elle permet d'expliquer pourquoi les résultats de l'essai *in situ* sous MEB ont montré qu'à facteur de Schmid équivalent, le glissement basal s'active préférentiellement pour les orientations cristallographiques correspondant aux plus faibles angles de déclinaison. Cela avait déjà été observé dans les travaux de thèses de F. Bridier (Bridier, 2006).

1.4.2. Mécanismes de déformation actifs en fonction du niveau de contrainte appliquée

Les résultats de l'essai de traction *in situ* sous MEB montrent une activation progressive des différents modes de déformation de la phase α du Ti-6Al-4V en fonction du niveau de contrainte appliqué. Le glissement basal est le premier mode de déformation actif. Puis, les modes de glissement prismatique, pyramidal $\langle a \rangle$ et $\langle c+a \rangle$ sont activés successivement. En accord avec les études précédentes, les glissements basal et prismatique occupent des domaines d'orientation cristallographique distincts. Ils sont également les modes de déformation principaux des nodules de la phase α_p (Bridier et al., 2005; Hémerly and Villechaise, 2017b). Les modes de glissement pyramidal $\langle a \rangle$ et $\langle c+a \rangle$ ont été identifiés dans le domaine de recouvrement entre glissement basal et prismatique en accord avec les iso-contours de facteurs de Schmid. Selon les études de Jones et Hutchinson ainsi que de Williams et al. (Jones and Hutchinson, 1981; Williams et al., 2002), l'activité du glissement pyramidal $\langle c+a \rangle$ est attendue dans le domaine d'orientation cristallographique avoisinant le pôle (0001) correspondant à des angles de déclinaison faibles. Toutefois, aucune activation du glissement n'a été détectée pour les nodules dont l'angle de déclinaison est inférieur à 20° à un niveau de contrainte équivalent à 840 MPa dans le cadre de l'essai *in situ* sous MEB. Ce domaine d'orientation semble donc correspondre aux grains qualifiés de « durs » dans le modèle d'amorçage de fissure subsurfacique d'Evans et Bache (Dunne and Rugg, 2008; Evans and Bache, 1994).

Les grains dont l'angle de déclinaison est compris entre 20° et 90° sont quant à eux concernés par le glissement basal et prismatique. Puisque ces deux modes de glissement présentent les valeurs de τ_{CRSS} les plus faibles parmi les modes de déformation de la phase α , il est attendu que les nodules qui concentrent l'accumulation de la déformation plastique durant le temps de maintien à charge maximale soient contenus dans ce domaine d'orientation cristallographique. Selon l'étude bibliographique du Chapitre I, l'augmentation du niveau de contrainte conduit à une augmentation de la sensibilité de l'alliage au temps de maintien à charge maximale (Bache, 2003). Comme le glissement prismatique est activé pour un niveau de contrainte supérieur au glissement basal, il est possible d'envisager que l'effet « dwell » soit exacerbé par l'activation de ce mode de glissement. Cette hypothèse est également supportée par l'évolution de la contrainte et de la déformation en cours d'interruption de l'essai *in situ* sous MEB, qui traduisent l'activité de processus dépendants au temps. Comme la chute de contrainte et l'accumulation de déformation plastique durant les interruptions augmentent avec le développement du glissement prismatique, cela pourrait signifier que l'activité de ce mode de déformation contribue à la sensibilité de l'alliage au temps de maintien à charge maximale. Néanmoins, l'étude de Zhang et al. pour un alliage Ti-6242 suggère que le

glissement basal présente une sensibilité à la vitesse de déformation plus élevée (Zhang et al., 2016). Il semblerait donc que ce soit la combinaison des modes de glissement basal et prismatique qui conduise à une sensibilité élevée de l'alliage au temps de maintien à charge maximale.

2. Comportement en fatigue et dwell-fatigue de l'alliage Ti-6Al-4V à $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$ et $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$

Grâce aux résultats de l'essai de traction *in situ* sous MEB détaillés précédemment, les niveaux de chargement ont été définis pour l'étude du comportement de l'alliage Ti-6Al-4V sous sollicitations cycliques avec temps de maintien. Ces niveaux de contraintes permettent de sonder deux régimes de modes de déformation initialement actifs sur l'abatement de durée de vie pour un chargement en dwell-fatigue. L'objet de cette partie est de caractériser le comportement du matériau sous chargement en fatigue et en dwell-fatigue avec une durée de maintien de 120s pour ces niveaux de contraintes. L'abatement de durée de vie et l'évolution de la déformation plastique avec le nombre de cycles seront notamment détaillés. A cela s'ajoutera l'étude des faciès de rupture associés aux différents types de sollicitations. Les résultats de cette partie se basent donc sur les essais de durée de vie réalisés sur les éprouvettes cylindriques dont la géométrie est détaillée en Figure II-6 a. Ainsi, la compréhension du comportement macroscopique du matériau sous sollicitations cycliques permettra de mieux aborder son comportement à l'échelle microscopique dans les Chapitres IV et V, au travers de l'étude des mécanismes de déformation cyclique et d'amorçage de fissure.

2.1. Comportement mécanique

2.1.1. Evolution de la déformation plastique au cours du chargement

2.1.1.1. $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$

L'évolution de la déformation plastique avec le nombre de cycles pour les essais de dwell-fatigue et de fatigue à $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$ dont la méthode d'essais a été décrite au Chapitre II, est représentée sur les graphiques des Figure III-15a et b respectivement. Chaque série de données est nommée selon la référence de l'éprouvette testée. Ceci permettra au lecteur, de corréler les faciès de rupture analysés ci-après avec les courbes obtenues. D'une manière générale, celles-ci sont analogues à une courbe de fluage. Elles peuvent ainsi être décrites selon les trois régimes (primaire, secondaire et tertiaire) d'évolution de la vitesse de déformation par cycle. Dans le régime primaire, la vitesse de déformation par cycle diminue rapidement. C'est ce qui est observé pour la courbe UE 241-1 entre 0 et 1 000 cycles de dwell-fatigue (Figure III-15a) ou entre 0 et 5000 cycles de fatigue pour les éprouvettes UE241-3 et UE241-6 (Figure III-15b) par exemple. Dans le régime secondaire, la vitesse de déformation par cycle est quasiment constante et est minimale en comparaison aux régimes primaire et tertiaire. Le régime secondaire représente la majorité de la durée de vie de l'éprouvette. Il est par exemple observé entre 1000 et 4000 cycles de dwell-fatigue environ pour l'éprouvette UE 241-1 (Figure III-15a) et entre environ 5000 et 11500 cycles de fatigue pour l'éprouvette UE241-6 (Figure III-15b). Les vitesses de déformation associées à ce

régime à $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$ sont en moyenne de 1×10^{-5} /cycle en dwell-fatigue et de 2×10^{-6} /cycle en fatigue. Enfin, le régime tertiaire est observé en fin d'essai. Il se caractérise par une augmentation de la vitesse de déformation par cycle. Ce processus est clairement associé au développement rapide de la fissure qui conduira à la rupture.

Une sollicitation en fatigue – temps de maintien est un chargement intermédiaire entre fatigue et fluage. Il apparaît ainsi important de représenter également l'évolution de la déformation plastique en fonction du temps d'essai. Les courbes correspondantes sont représentées sur les graphiques des Figure III-16a et b pour les essais de dwell-fatigue et de fatigue respectivement. Le nombre de cycles étant proportionnel au temps, les tendances obtenues sont similaires à celles des graphiques en Figure III-15. Cependant, la durée maximale d'un essai de fatigue à $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$ est de 15 h, tandis que la durée minimale d'un essai de dwell-fatigue est de 100 h.

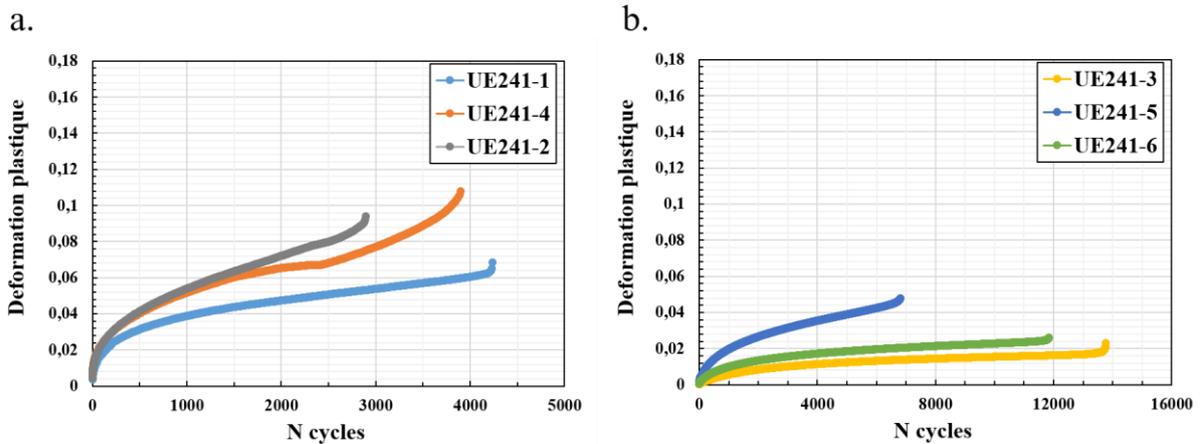


Figure III-15 : Evolution de la déformation plastique en fonction du nombre de cycles pour les essais de a. dwell-fatigue et b. fatigue réalisés à $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$

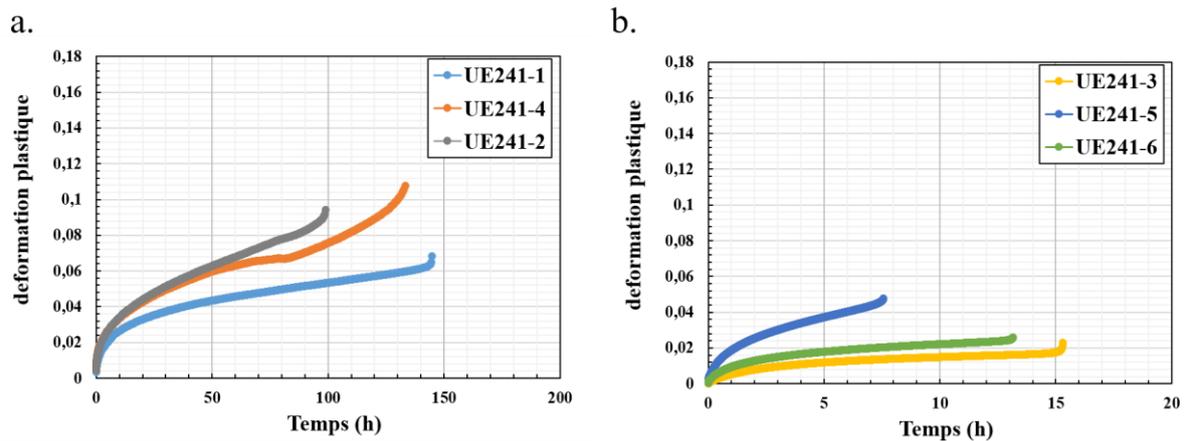


Figure III-16 : Evolution de la déformation plastique en fonction du temps pour les essais de a. dwell-fatigue et b. fatigue réalisés à $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$

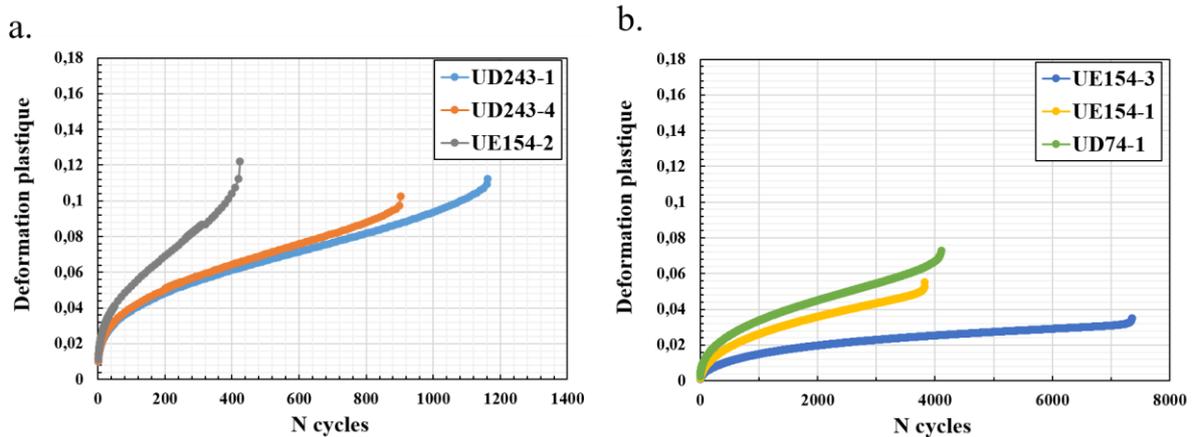


Figure III-17 : Evolution de la déformation plastique en fonction du nombre de cycles pour les essais de a. dwell-fatigue et b. fatigue réalisés à $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$

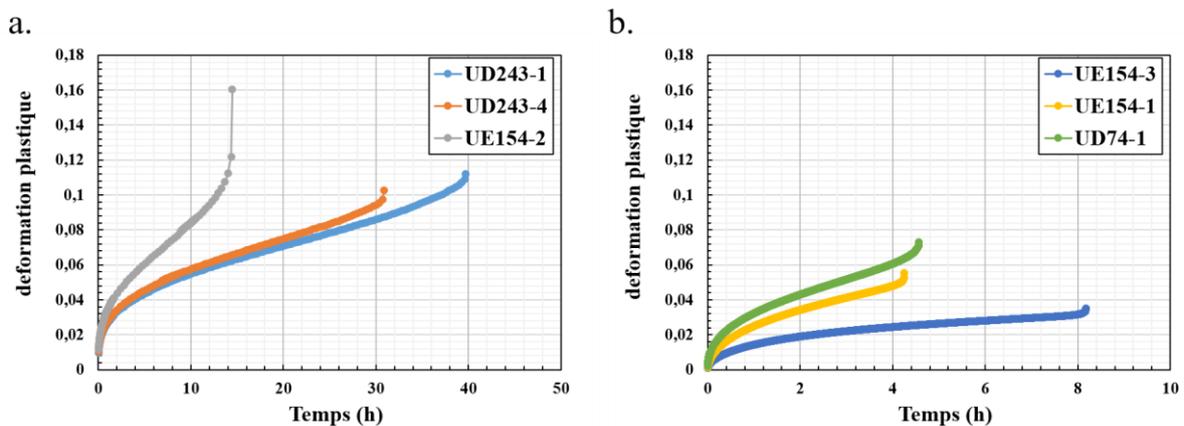


Figure III-18 : Evolution de la déformation plastique en fonction du temps pour les essais de a. dwell-fatigue et b. fatigue réalisés à $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$

2.1.1.2. $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$

L'évolution de la déformation plastique avec le nombre de cycles de dwell-fatigue et de fatigue pour le niveau de contrainte maximal égal à $0,94 \times R_p^{0,2\%}$, est représentée en Figure III-17a et b respectivement. Cette évolution est également représentée en fonction du temps d'essai en Figure III-18a pour les essais de dwell-fatigue et en Figure III-18b pour les essais de fatigue. Les tendances constatées sont analogues à celles décrites pour les courbes obtenues à $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$. De manière inhérente à une augmentation du niveau de contrainte, les taux de déformation atteints en fin d'essai sont globalement plus élevés pour $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$ tandis que le nombre de cycles et les durées d'essais sont réduites par rapport aux résultats établis à $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$. Les vitesses de déformation par cycle durant le régime secondaire des courbes d'évolution de la déformation par cycle sont également plus élevées en comparaison aux sollicitations cyclique à $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$. A $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$, elles sont en moyenne de 1×10^{-4} /cycle en dwell-fatigue et 7×10^{-6} /cycle en fatigue.

2.1.2. Durée de vie

Les durées de vie en nombre de cycles à rupture de chaque essai sont représentées sur le graphique de la Figure III-19 en fonction du niveau de contrainte maximale. Ce-dernier met clairement en évidence un abattement de la durée de vie avec l'introduction d'un temps de maintien à charge maximale. L'intensité de cet abattement de durée de vie est de plus dépendante du niveau de contrainte.

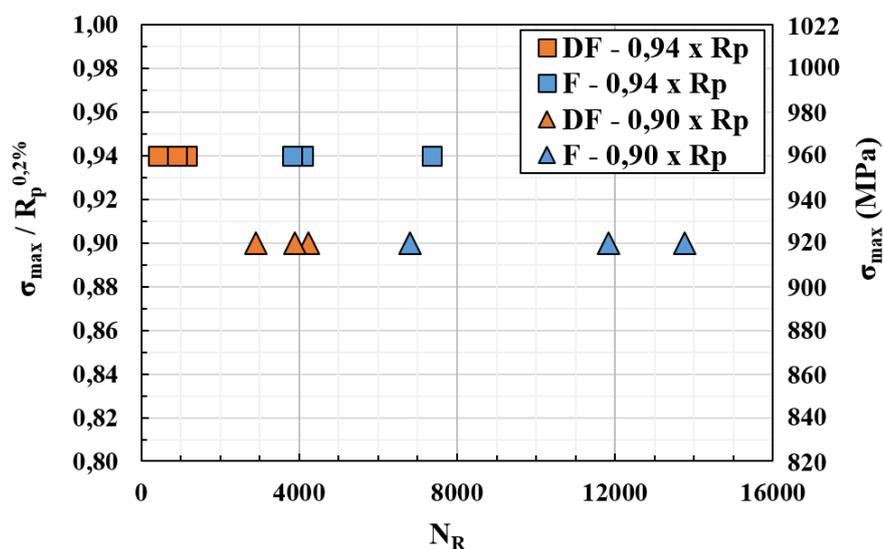


Figure III-19 : Nombre de cycles à rupture N_R en fonction du niveau de contrainte maximal appliqué en cours de cycle normalisé par la limite d'élasticité pour les essais de fatigue (F) et de dwell-fatigue 120s (DF).

A $\sigma_{max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$ la durée de vie moyenne obtenue pour les essais de **dwell-fatigue** est de **830 ± 374 cycles**. En **fatigue**, la durée de vie moyenne est de **5098 ± 1965 cycles**. Cela représente un **abattement** d'un **facteur 6** environ avec l'introduction d'un temps de maintien pour ce niveau de contrainte. A $\sigma_{max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$, les durées de vies obtenues sont de **3680 ± 698 cycles** en **dwell-fatigue** et **10 804 ± 3589 cycles** en **fatigue**. Cela représente un **abattement** de durée de vie d'un **facteur 3** environ. Ainsi, ces résultats confirment que l'augmentation du niveau de contrainte réduit les durées de vie en nombre de cycles mais surtout augmente, d'un facteur 2 ici, l'intensité de l'abattement.

Les mêmes résultats exprimés en termes de temps cumulé à charge maximale sont présentés en Figure III-20. A $\sigma_{max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$, le temps d'essai en **dwell-fatigue** est de **28 ± 13 h** tandis qu'il est de **125 ± 24 h** à $\sigma_{max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$. Sous un chargement de **fatigue**, les temps d'essai obtenus sont de **6 ± 2 h** et **12 ± 4 h** à $\sigma_{max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$ et $\sigma_{max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$ respectivement. Ainsi l'introduction du temps à charge maximale à $\sigma_{max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$ et $\sigma_{max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$, a **augmenté** les temps d'essai **d'un facteur 5 et 10** respectivement.

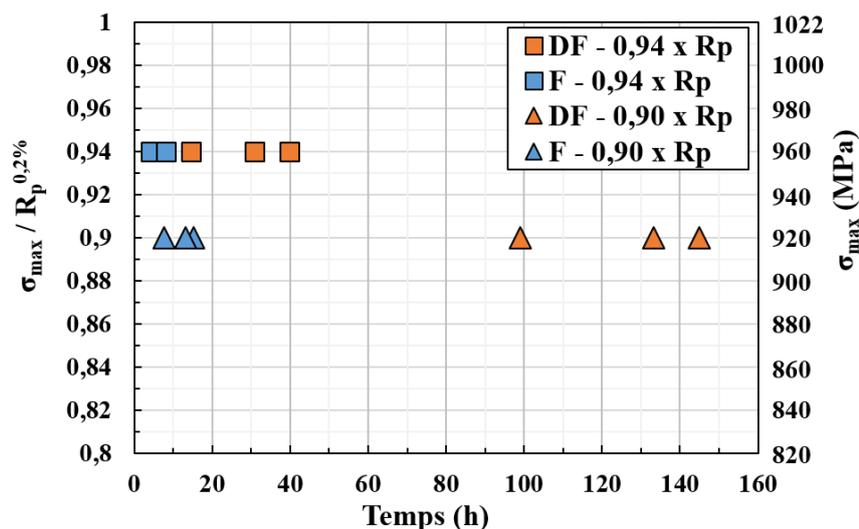


Figure III-20 : Temps à rupture en fonction du niveau de contrainte maximale appliqué pour les essais de fatigue (F) et de dwell-fatigue 120s (DF).

2.1.3. Déformation plastique à rupture

L'effet « dwell », en plus d'être associé à une diminution du nombre de cycles à rupture, est également associé à une augmentation de la déformation plastique à rupture. Cette caractéristique visible sur les graphiques présentés en Figure III-15 à 18 mise en évidence en Figure III-21. Ce graphique reporte la déformation plastique à rupture de chaque éprouvette en fonction du niveau de contrainte appliqué pour les chargements de fatigue et dwell-fatigue. Il révèle ainsi une déformation plastique à rupture en dwell-fatigue de $11,2 \pm 1,0 \%$ à $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$ et de $9,0 \pm 2,0 \%$ à $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$. En fatigue, ces taux de déformation sont plus faibles avec des valeurs de $5,4 \pm 1,9 \%$ et $3,2 \pm 1,4 \%$ à $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$ et $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$ respectivement.

Les valeurs présentées sur les Figure III-19 et Figure III-21 montrent donc deux résultats important vis-à-vis de la sensibilité à l'effet « dwell » de l'alliage Ti-6Al-4V dans les conditions étudiées. D'une part, l'introduction du temps de maintien à charge maximale conduit à un abattement de durée de vie d'un facteur 3 au moins en nombre de cycles pour les conditions de chargement appliquées. D'autre part, la déformation plastique à rupture est plus élevée en dwell-fatigue qu'en fatigue.

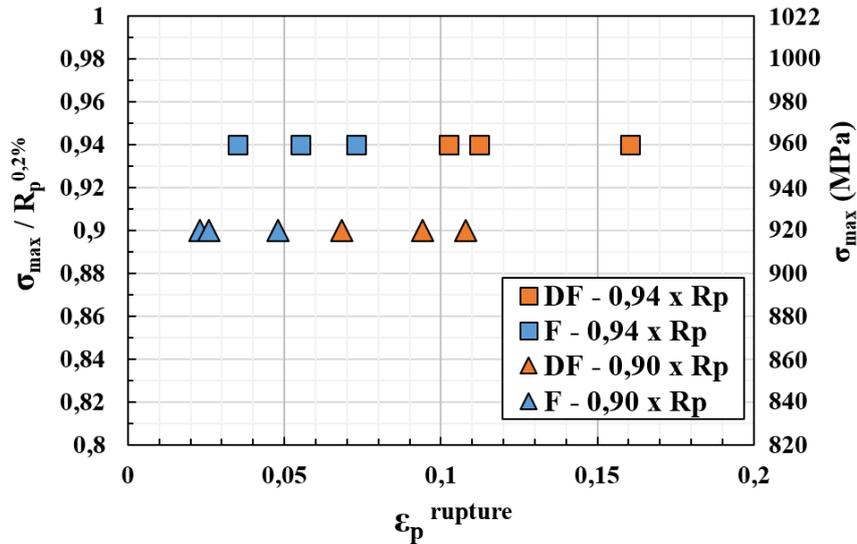


Figure III-21 : Déformation plastique à rupture en fonction du niveau de contrainte maximale appliqué pour les essais de fatigue (F) et de dwell-fatigue 120s (DF).

2.1.4. Déformation plastique au premier cycle et durée de vie en nombre de cycles

Dans le but de mettre en regard les durées de vie sous sollicitations cycliques avec la déformation plastique associée aux premiers mécanismes de déformation, la Figure III-22 présente le nombre de cycles à rupture en fonction de la déformation plastique atteinte après le premier cycle.

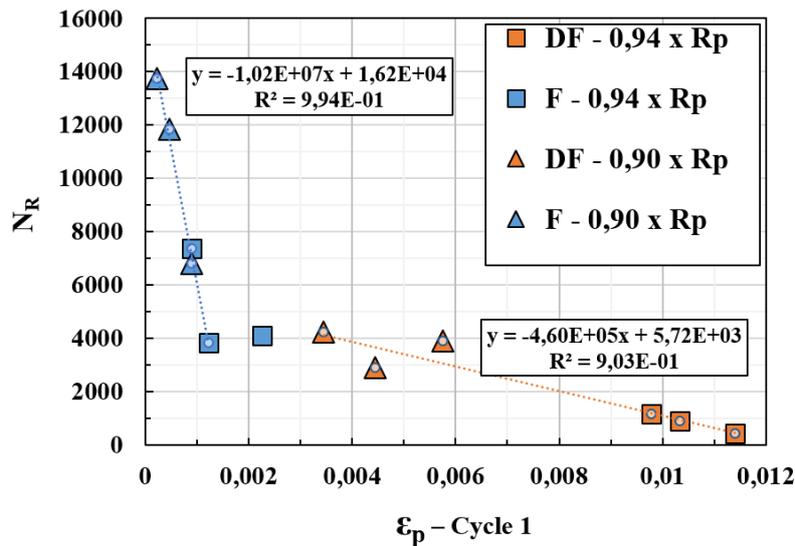


Figure III-22 : Nombre de cycles à rupture N_R en fonction de la déformation plastique après 1 cycle de chargement pour les essais de fatigue (F) et de dwell-fatigue 120s (DF).

Pour un chargement en fatigue, les valeurs de déformation plastique correspondantes sont, à l'exception d'un point, inférieures à 0,2%. Pour $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$ cette déformation est de $0,05 \pm 0,03$ % et pour $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$, elle est de $0,15 \pm 0,07$ %. Cela confirme bien que les niveaux de contrainte investigués sont inférieurs à la limite d'élasticité macroscopique du matériau. En dwell-fatigue, du fait de l'accumulation de déformation plastique durant le temps de maintien à charge maximale, les valeurs de déformation plastique atteintes après le premier cycle sont supérieures à 0,2%. Pour $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$ cette déformation plastique est de $0,45 \pm 0,12$ % et pour $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$, elle est de $1,05 \pm 0,08$ %. Cela illustre donc l'importance de la déformation en fluage sur le comportement mécanique de l'alliage d'étude pour une sollicitation en dwell-fatigue 120s aux niveaux de contraintes maximales étudiés.

Sur le graphique de la Figure III-22 il est également possible de voir que pour des chargements en fatigue et en dwell-fatigue, le nombre de cycles à rupture dépend de façon linéaire au taux de déformation plastique atteint après 1 cycle de chargement. Néanmoins, les coefficients directeurs associés sont différents en fonction du type de chargement cyclique appliqué. Cela semble donc signifier que les différences de durée de vie entre un chargement en fatigue et en dwell-fatigue s'établissent dès le premier cycle de chargement. Ainsi déterminer l'influence du temps de maintien sur les mécanismes de déformation pilotant l'accumulation de déformation plastique au premier cycle pourrait permettre d'améliorer les prédictions de durée de vie sous sollicitations cycliques. En fatigue, la comparaison directe avec les résultats issus de l'essai de traction *in situ* sous MEB est possible pour déterminer la nature des mécanismes de déformation actif après 1 cycle car l'accumulation de déformation plastique est relativement faible ($\approx 0,1\%$) durant le temps de maintien de 1s. En revanche, pour les essais de dwell-fatigue 120s, l'accumulation de déformation plastique à la fin du premier cycle est de l'ordre de 1% ce qui rend cette comparaison plus difficile. Ces résultats soulignent donc l'intérêt de réaliser une étude détaillée des mécanismes de déformation actifs lors des premiers cycles de fatigue et de dwell-fatigue dans le but de déterminer l'influence du temps de maintien sur ces derniers.

2.2. Analyse des faciès de rupture

Dans cette partie, l'étude des faciès de rupture est présentée dans le but de déterminer notamment le caractère surfacique ou subsurfacique de l'amorçage de la fissure fatale selon le type de chargement appliqué. Pour un même type de chargement à niveau de contrainte similaire, les faciès de rupture montrent des caractéristiques très similaires. C'est pourquoi un seul faciès de rupture par condition de chargement sera présenté par la suite. Les faciès de rupture obtenus suite à un chargement en fatigue seront d'abord étudiés. Ensuite, les faciès obtenus en dwell-fatigue seront étudiés.

2.2.1. Fatigue

Les micrographies MEB présentées en Figure III-23 et Figure III-24 sont typiques des faciès de rupture obtenus en fatigue à $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$ et $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$. Le faciès présenté en Figure III-23 correspond à l'éprouvette UE241-3 qui a rompu après 13762 cycles à $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$. Il est typique d'un faciès de rupture obtenu suite à l'amorçage d'une fissure en surface de l'éprouvette. La micrographie en Figure III-23b montre le site d'amorçage de la fissure fatale pour

cette même éprouvette. Il se caractérise par la présence d'une facette connectée à la surface libre de l'éprouvette. Cette micrographie montre également que les premiers stades de propagation de la fissure correspondent à un mécanisme conduisant également à la formation de facettes planes sur l'ensemble de la zone dénommée I. Dans la zone dénommée II, la micrographie de la Figure III-23c montre la présence de facettes planes en association avec des facettes contenant des stries de fatigue.

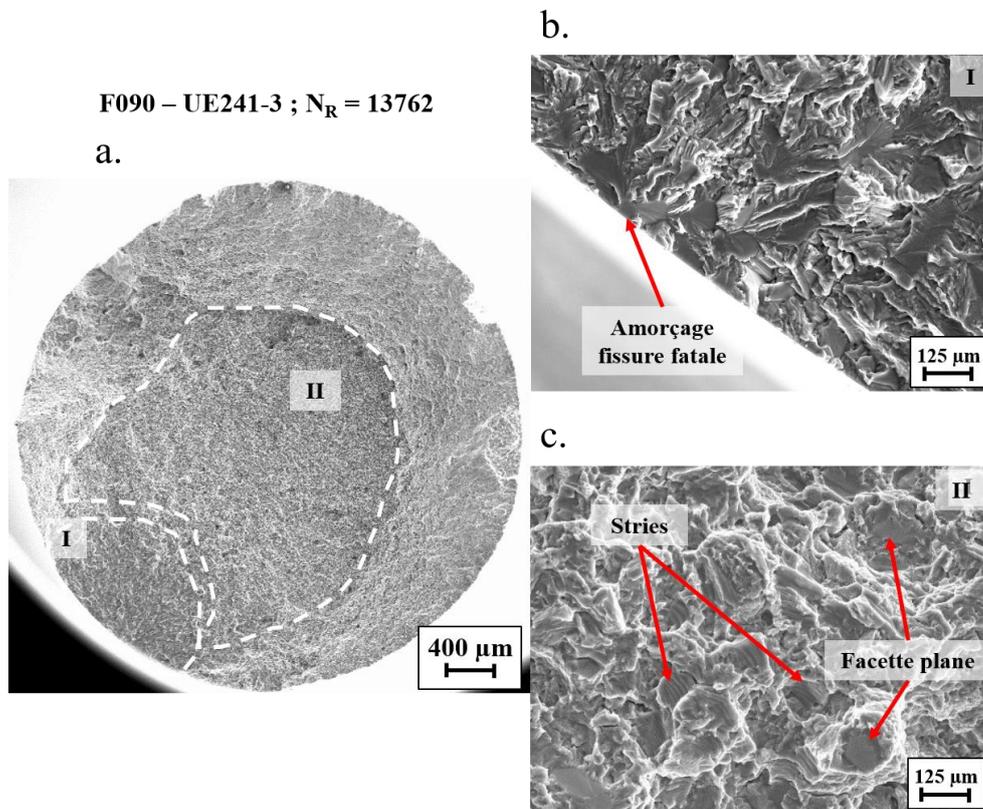


Figure III-23 : Micrographies MEB à différents grossissements du faciès de rupture de l'éprouvette UE241-3 sollicitée en par fatigue à $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$.

Le faciès de rupture présenté en Figure III-24a correspond à l'éprouvette UE154-3 qui a rompu après 7361 cycles de fatigue à $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$. De même que pour le faciès de la Figure III-23a, il présente un amorçage surfacique de la fissure fatale. La micrographie en Figure III-24b permet d'en identifier le site d'amorçage. Il est composé comme précédemment d'une facette connectée à la surface libre de l'éprouvette. De même, les premiers stades de propagation de la fissure conduisent à la formation de facettes planes dans la zone I. La micrographie de la Figure III-24c montre que dans la zone dénommée II, des agglomérats de facettes planes sont observés dans une « matrice » de cupules. Ce dernier point est différent ce qui a été observé dans les zones II des faciès de rupture de fatigue à $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$. Elles pourraient suggérer l'amorçage de fissures secondaires subsurfaciques qui auraient coalescées avec la fissure principale ou auraient participé de sa propagation.

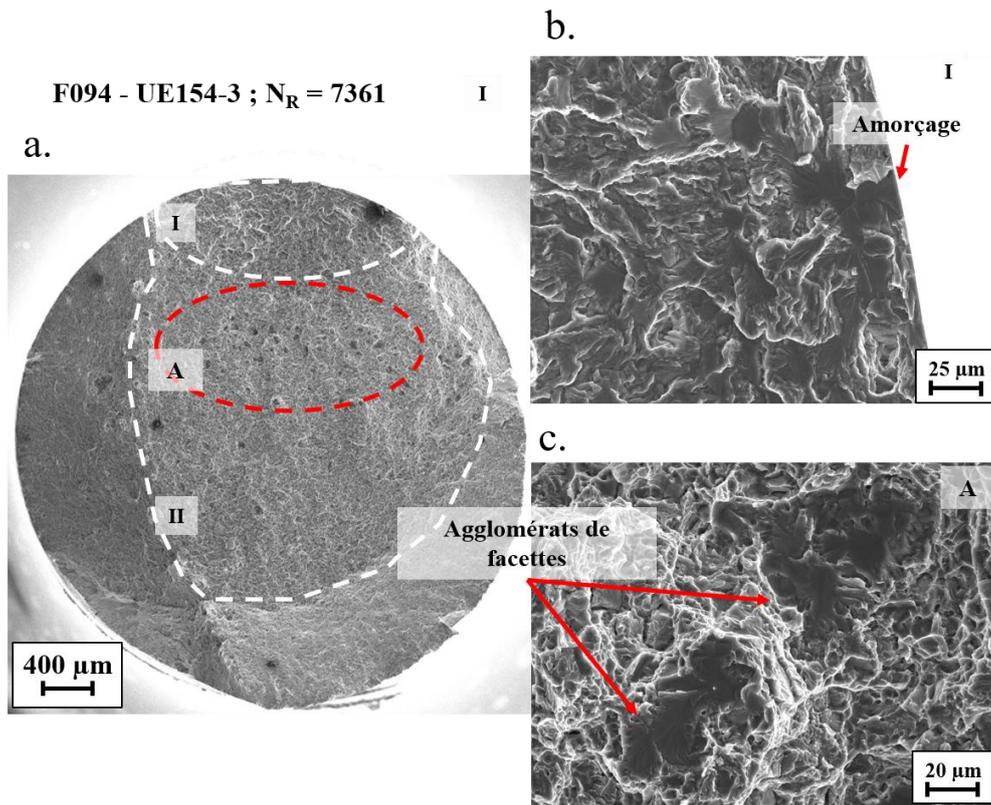


Figure III-24 : Micrographies MEB à différents grossissements du faciès de rupture de l'éprouvette UE154-3 sollicitée en fatigue à $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$.

2.2.2. Dwell-fatigue

Les deux faciès de rupture obtenus pour des chargements en dwell-fatigue 120s à $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$ et $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$ sont respectivement présentés en Figure III-25 et Figure III-26. Ces deux faciès diffèrent de ceux obtenus pour un chargement en fatigue puisque qu'aucun amorçage de fissure fatale en surface n'a été constaté. Les deux faciès de rupture présentent une zone centrale, non reliée à la surface libre de l'éprouvette, au sein de laquelle des facettes planes d'amorçage et de propagation sont observées. Pour chaque faciès, il est ainsi difficile de définir un site d'amorçage principal. Dans le cas de l'éprouvette rompue pour $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$, qui est présentée en Figure III-25, ces agglomérats de facettes sont entourés de cupules. Cette observation est similaire à la zone II du faciès de rupture obtenu en fatigue à $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$ qui a été présenté en Figure III-24. Le grand nombre de ces agglomérats suggère l'amorçage de plusieurs fissures subsurfaciques avant la rupture de l'éprouvette. Dans le cas du chargement à $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$, la zone centrale du faciès de rupture de la Figure III-26a comporte deux grandes zones contenant des facettes planes contiguës. Ces zones sont montrées en détail en Figure III-26b et c. Il est à noter que ces facettes planes peuvent correspondre à l'amorçage ou à la propagation d'une fissure. Ainsi, l'étude des faciès de rupture en dwell-fatigue 120s à $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$ et $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$ montre que l'amorçage des fissures s'effectue bien à cœur du matériau, contrairement au chargement en fatigue. De plus, les faciès suggèrent que la rupture du matériau en dwell-fatigue, s'effectue en lien avec l'amorçage de plusieurs fissures subsurfaciques plutôt qu'avec l'amorçage et la propagation d'une fissure principale.

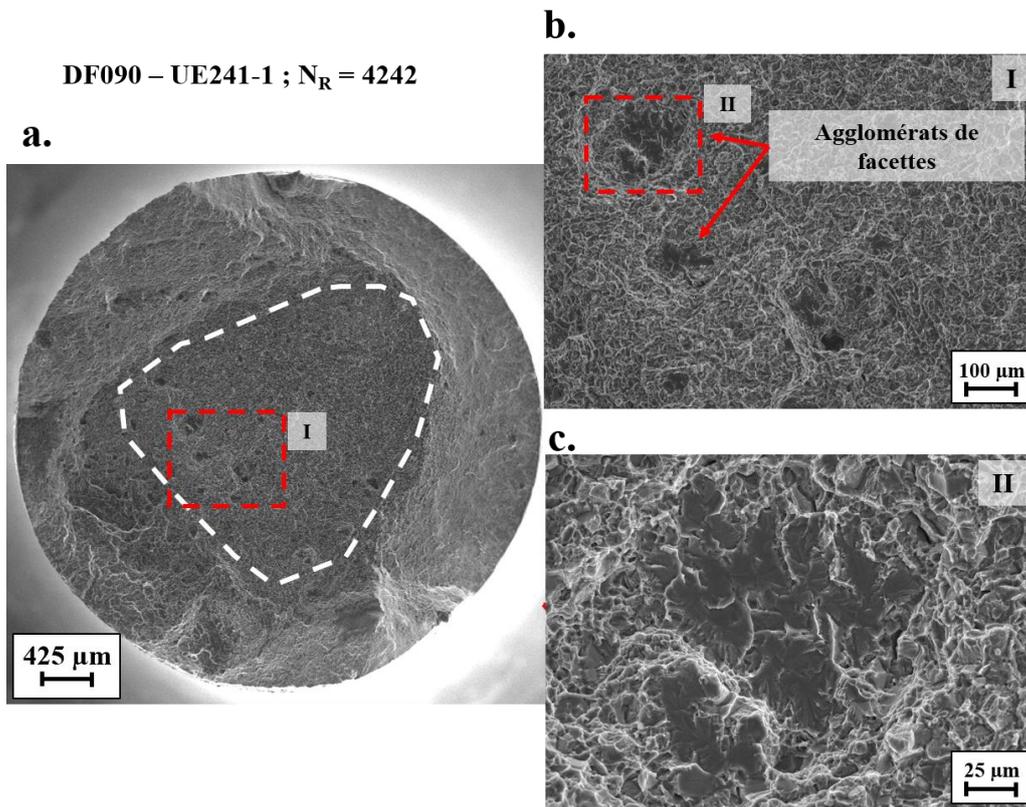


Figure III-25 : Micrographies MEB à différents grossissements du faciès de rupture de l'éprouvette UE241-1 obtenue par dwell-fatigue à $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$.

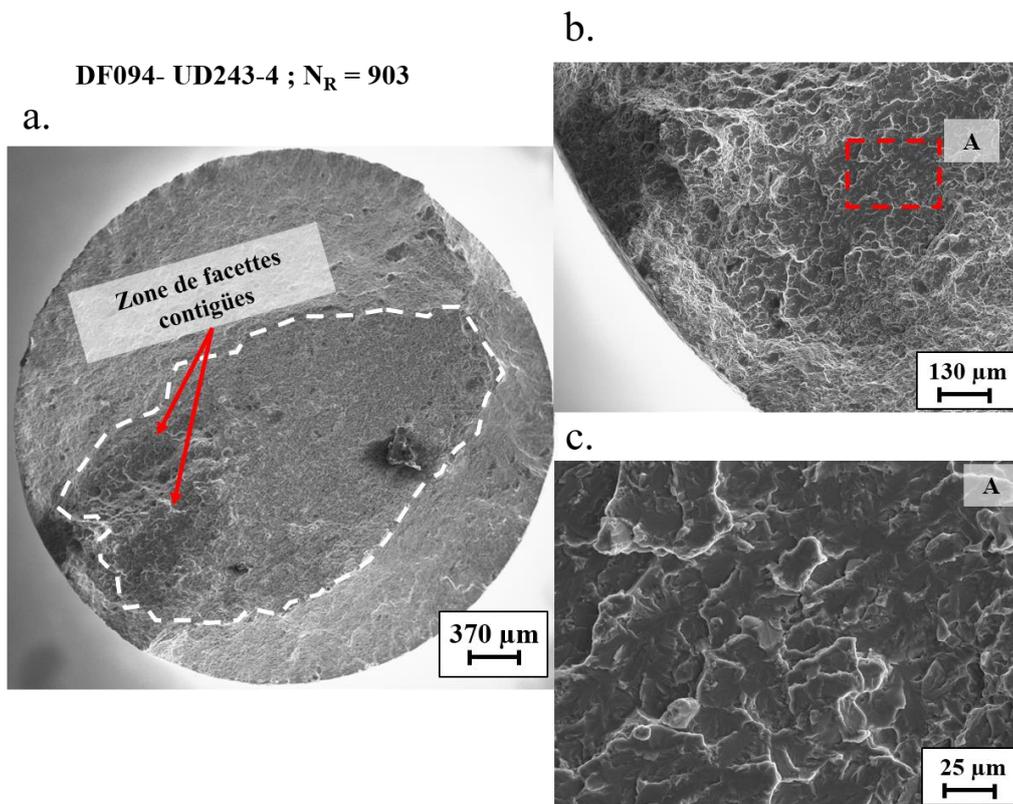


Figure III-26 : Micrographies MEB à différents grossissements du faciès de rupture de l'éprouvette UD243-4 obtenue par dwell-fatigue à $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$.

2.3. Discussion des résultats

2.3.1. Endommagement sous sollicitations cycliques

2.3.1.1. Amorçage de fissures en fatigue

Les faciès de rupture obtenus en fatigue présentent tous une zone centrale correspondant au développement de la fissure fatale. Cette zone centrale est liée à la surface libre de l'éprouvette au niveau du site d'amorçage qui correspond à une facette. Dans la zone de propagation de la fissure principale, les faciès de rupture sont composés de facettes planes inscrites dans une région semi-elliptique. Ces caractéristiques sont cohérentes avec ce qui est observé sur les faciès de rupture obtenus en fatigue oligocyclique dans la littérature (Bridier et al., 2008; Pilchak and Williams, 2011; Qiu et al., 2014). Selon ces études, les facettes observées dans les zones d'amorçage et de propagation de fissures correspondent généralement à un plan basal au sein de nodules.

Ces faciès de rupture diffèrent quelque peu en fonction du niveau de contrainte maximal imposé. A $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$ des facettes planes ou contenant des stries sont observées. Ceci est en accord avec les travaux de Pilchak et Williams dans le cas du Ti-8Al-1V-1Mo avec une microstructure bimodale sollicitée en fatigue oligocyclique (Pilchak and Williams, 2011). A $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$, des agglomérats de facettes planes délimités par des cupules sont observés. Ce type d'observation n'est pas rapporté dans la littérature pour une sollicitation en fatigue. Seule l'étude de Tympel et al. sur un alliage Ti-6Al-4V avec une microstructure équiaxe, mentionne la présence de facettes subsurfaciques d'amorçage de fissures en fatigue oligocyclique pour des niveaux de contrainte de 820 et 940 MPa (Tympel et al., 2016). Ces agglomérats de facettes sont, de plus, similaires à ce qui est observé dans les zones centrales des faciès de rupture de dwell-fatigue. Ainsi, les faciès de rupture obtenus en fatigue à $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$ pourraient témoigner d'un amorçage interne de fissures selon un mécanisme similaire à celui opérant dans le cas d'une sollicitation en dwell-fatigue.

2.3.1.2. Amorçage de fissures en dwell-fatigue

Le point commun à l'ensemble des faciès de rupture en dwell-fatigue est l'amorçage subsurfacique de la fissure fatale. Deux types de morphologie de la zone centrale associée au développement de la fissure fatale ont été observés : soit une large zone de facettes contigües, soit de nombreux agglomérats de facettes de taille plus faible. Le développement d'une grande face plane constituée de facettes contigües peut être associé à la présence d'une macrozone de grains durs ou favorablement orientés pour le glissement basal selon les travaux de Sinha et al. ainsi que de Pilchak et al. (Pilchak and Williams, 2011; Sinha et al., 2006b). Dans ce cas l'alignement des plans basaux sur une grande distance favoriserait une propagation rapide de la fissure fatale.

La présence de nombreux agglomérats de facettes entourés de cupules semble plutôt mettre en évidence un amorçage multiple de fissures subsurfaciques. Ils suggèrent de plus que la propagation des fissures par facette est favorable sur une distance faible équivalente à quelques nodules. Selon les travaux de Pilchak et al. et Uta et al. les orientations correspondant à un angle de déclinaison supérieur à 45° semblent associés à une propagation plus difficile des fissures (Pilchak and Williams, 2011; Uta et al., 2009). Ainsi en comparaison au développement d'une large zone de facettes contigües, le développement de plusieurs agglomérats de facettes suggère que la microstructure ou la microtexture du matériau est moins favorable à la propagation de fissure. A

niveau de chargement équivalent, les éprouvettes présentant ce mode de rupture ont majoritairement conduit aux durées de vie les plus élevées en dwell-fatigue. Cela est ainsi cohérent avec les conclusions de Toubal et al. (Toubal et al., 2009) qui ont étudié la dispersion de la durée de vie de l'alliage IMI 834 avec une microstructure bimodale. Ces derniers suggèrent que les échantillons ayant conduit aux meilleures durées de vie sont ceux ayant le mieux résisté à la propagation de fissures. Grâce aux mesures de rigidité réalisées en cours d'essai, ils constatent que l'amorçage de fissures intervient tôt dans la durée de vie de l'alliage et de façon répétée tout au long de cette dernière. Cela est donc également cohérent avec le caractère multiple de l'amorçage de fissures en dwell-fatigue suggéré par les faciès de rupture obtenus. En tenant compte de ces considérations, Toubal et al. avancent donc que le nombre de cycles nécessaires à l'amorçage de fissures ne permet pas de décrire pleinement les durées de vie de l'alliage étudié en dwell-fatigue (Toubal et al., 2009). Néanmoins, le fait que l'amorçage de fissures soit multiple d'une part et intervienne tôt dans l'essai d'autre part, pourrait permettre d'étudier les sites d'amorçage de fissures subsurfaciques avec un caractère statistique en dwell-fatigue au moyen d'essais interrompus.

2.3.2. Sensibilité du Ti-6Al-4V à l'effet « dwell »

2.3.2.1. **Caractéristiques de l'effet « dwell »**

Suite aux premiers incidents en service liés à l'effet « dwell » et qui concernait l'alliage IMI 685, le Ti-6Al-4V a été introduit sur certaines pièces sensibles à cette problématique. En effet, cet alliage avec une microstructure à faible taille de nodules est réputé moins sensible, voir insensible à l'introduction d'un temps de maintien à charge maximale (Bache, 2003). Cependant, Stubbington et Pearson (Stubbington and Pearson, 1978) ont montré un accroissement de la vitesse de propagation de fissure avec l'introduction d'un temps de maintien à charge maximale pour des microstructures bimodales et équiaxes texturées de cet alliage. Les travaux récents de Pilchak et al. confirment ces résultats pour un niveau de chargement de $0,84 \times R_p^{0,2\%}$ plus proche des conditions de chargement réelles (Pilchak et al., 2016). Ces auteurs mettent en évidence un accroissement de la vitesse de propagation de fissure de l'alliage pour un chargement en dwell-fatigue en comparaison à un chargement en fatigue, si ce dernier contient des macrozones de taille importante et fortement texturées. Ainsi, suivant l'état métallurgique et le niveau de contrainte investigués, l'alliage Ti-6Al-4V semble bien démontrer une certaine sensibilité à l'effet « dwell », a minima dans le régime de propagation de fissure.

Peu d'études ont été conduites pour caractériser les durées de vie de l'alliage Ti-6Al-4V en fatigue et dwell-fatigue, du fait de cette réputation d'insensibilité à l'effet « dwell » dans les conditions de chargement en service (Pilchak et al., 2016). Le Tableau III-1 résume les durées de vie du matériau d'étude obtenues pour les essais en fatigue et en dwell-fatigue aux niveaux de contrainte $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$ et $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$. Il rappelle ainsi que l'introduction d'un temps de maintien à charge maximale conduit à une diminution du nombre de cycles à rupture et à une augmentation de la déformation plastique à rupture. De plus, l'amorçage de fissures apparaît à cœur en dwell-fatigue tandis qu'en fatigue cet amorçage s'effectue en surface. Ces observations classiques de l'effet « dwell » confirment la sensibilité de l'alliage Ti-6Al-4V au temps de maintien à charge maximale dans les conditions de chargement étudiées.

σ_{\max}	Fatigue			Dwell-fatigue 120s			Fatigue / Dwell-fatigue		
	N_R	$\epsilon_{\text{rupture}}^P$	$\dot{\epsilon}$ (/cycle)	N_R	$\epsilon_{\text{rupture}}^P$	$\dot{\epsilon}$ (/cycle)	N_R	$\epsilon_{\text{rupture}}^P$	$\dot{\epsilon}$ (/cycle)
920 MPa ($0,90 \times R_p^{0,2\%}$)	10 804	3,2%	2×10^{-6}	3680	9%	1×10^{-5}	3	0,36	0,2
960 MPa ($0,94 \times R_p^{0,2\%}$)	5098	5,4%	7×10^{-6}	830	12,5%	1×10^{-4}	6	0,43	0,07

Tableau III-1 : Nombre moyen de cycles à rupture (N_R), de déformation plastique à rupture ($\epsilon_{\text{rupture}}^P$) et de vitesse de déformation par cycle ($\dot{\epsilon}$) en fonction du niveau de contrainte appliqué (σ_{\max}) pour les essais de fatigue et dwell-fatigue 120s.

Ce tableau rappelle également que l'introduction du temps de maintien à charge maximale conduit à une augmentation de la vitesse de déformation dans le régime secondaire de l'évolution de la déformation plastique avec le nombre de cycles. En particulier, cette augmentation est d'autant plus élevée que le niveau de contrainte maximale appliqué en cours de cycle est élevé. Cette tendance est similaire à celle de l'abatement de durée de vie, ce qui n'est pourtant pas le cas de la déformation plastique à rupture. En effet l'augmentation de la contrainte conduit à une réduction de l'écart entre la déformation plastique à rupture en fatigue et en dwell-fatigue. Ainsi, il semble que la manifestation de l'effet « dwell » due au comportement viscoplastique des alliages de titane ne se traduise pas par l'augmentation de la déformation plastique à rupture, mais se traduise plutôt par l'augmentation de la vitesse de déformation par cycle dans le régime secondaire. Cela peut s'expliquer par le fait que la déformation plastique à rupture prend en partie en considération les stades de propagation de fissure longue. Or, selon l'étude de McBalonguri et al. (McBagonluri et al., 2005), ce régime de propagation de fissure n'est pas influencé par le temps de maintien à charge maximale. C'est d'ailleurs en excluant la contribution macroscopique à la déformation associée au régime tertiaire, que I. Freiherr von Thüngen décrit le nombre de cycles à rupture en fatigue et en dwell-fatigue de l'alliage Ti-6242 avec une microstructure lamellaire (Freiherr von Thüngen, 2016). Ce faisant, il met en évidence une relation linéaire entre la déformation totale maximale avant le régime tertiaire et le nombre de cycles à rupture, avec un coefficient directeur similaire pour les chargements de fatigue et de dwell-fatigue. Cet auteur suggère ainsi que la différence essentielle entre un chargement en fatigue et en dwell-fatigue sur la durée de vie du matériau réside dans l'atteinte d'un taux de déformation plus important avant le stade tertiaire. Cette constatation suggère que les liens entre plasticité et endommagement sont au cœur de l'influence du temps de maintien.

2.3.2.2. Intensité de l'abatement de durée de vie

L'abatement de durée de vie maximal observé de 6, reste faible en comparaison des abattements de l'ordre de 10 à 20 qui sont rapportés pour des alliages réputés plus sensibles au dwell comme le Ti-6242 (Federal Aviation Administration, 2007; Pilchak and Williams, 2011). Les abattements de durée de vie rapportés dans ces études sont toutefois exacerbés par des vitesses de chargement variables selon le chargement appliqué en dwell-fatigue ou en fatigue. A l'image des méthodes d'essais employées par Pilchak et Williams, les essais de fatigue sont menés à une fréquence supérieure à 20Hz, tandis que les essais de dwell-fatigue sont effectués avec des rampes de chargement effectuées en 1s. La vitesse de chargement appliquée selon leurs essais de fatigue est donc plus de 40 fois supérieure à celle appliquée en dwell-fatigue. Du fait de la sensibilité de la

limite d'élasticité à la vitesse de chargement, cette dernière est donc en réalité supérieure pour les essais de fatigue. Comme le niveau de contrainte maximal appliqué est similaire, le rapport du niveau de contrainte appliqué sur la limite d'élasticité à la vitesse de chargement réelle est supérieur pour les essais de dwell-fatigue en comparaison aux essais de fatigue. L'accumulation de déformation plastique par cycle est donc favorisée pour les essais de dwell-fatigue en comparaison aux essais de fatigue, ce qui accentue l'abatement de durée de vie.

La microstructure est également un paramètre important sur la sensibilité du matériau au temps de maintien à charge maximale. Dans les travaux présentés, le matériau étudié présente une microstructure bimodale avec une faible taille de nodules α_p d'une part, et une faible fraction surfacique de nodules d'autre part. Bache et al. ont notamment montré que l'augmentation du taux de nodule α_p augmente la sensibilité à l'effet « dwell » de l'alliage IMI 834 (Bache et al., 1997a). D'autre part, les éprouvettes ont été choisies suivant les résultats d'un contrôle ultrasonore de sorte à minimiser la présence de régions microtexturées. De même que pour le taux de nodules α_p , la présence de telles régions exacerbe la sensibilité à l'effet « dwell » de l'alliage.

Enfin, la procédure choisie pour conduire les essais cycliques pourrait conduire à une sous-estimation de l'abatement de durée de vie constatée en dwell-fatigue. Les essais de fatigue ont été réalisés avec un maintien de 1s à charge maximale. Or, les travaux de Bache et al. (Bache et al., 1997a) ont montré qu'il suffit d'un temps de maintien de quelques secondes pour observer une diminution du nombre de cycles à rupture. Le graphique de la Figure III-27 montre de plus que l'accumulation de déformation plastique lors du premier cycle de chargement à $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$ est environ 3 fois plus élevée avec 1s de temps de maintien lorsqu'aucun temps de maintien n'est introduit. En effet, selon la Figure III-27 l'accumulation de déformation plastique après 1 cycle comprenant un temps de maintien de 1s à charge maximale est de 9×10^{-4} . Sans temps de maintien, l'accumulation de déformation plastique est de 3×10^{-4} . Comme l'accumulation de déformation plastique à charge maximale est un témoin de l'effet « dwell », le temps de maintien de 1s pourrait donc déjà conduire à une réduction du nombre de cycles à rupture en comparaison à une sollicitation en « fatigue pure ». Ainsi, les abattements de durée de vie pour une comparaison entre un temps de maintien de 120s et un temps de maintien nul devraient être supérieurs à ceux obtenus entre un temps de maintien de 120s et de 1s. Les abattements d'un facteur 3 et 6 observés à $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$ et $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$ respectivement sont toutefois significatifs et justifient l'étude de l'effet « dwell » pour ce Ti-6Al-4V avec une microstructure bimodale selon les types de chargement définis.

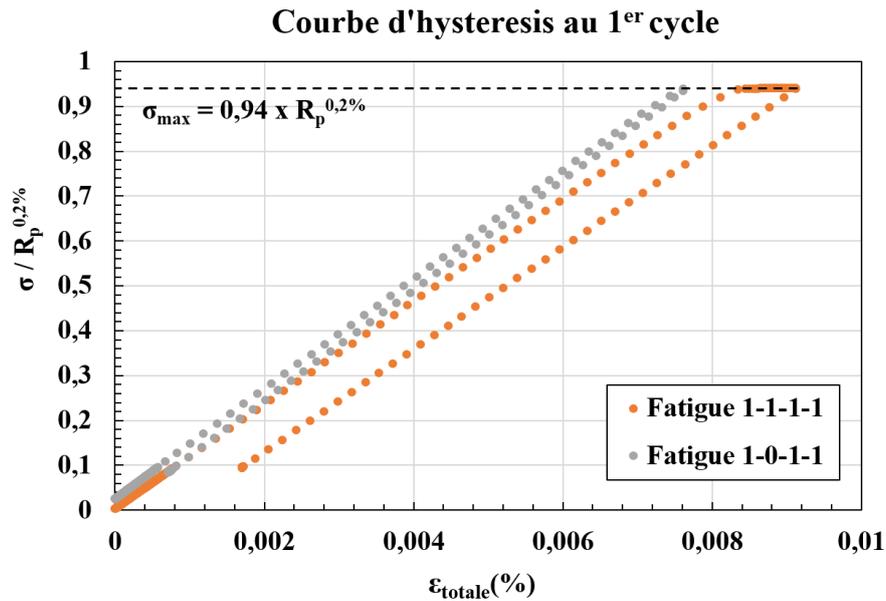


Figure III-27 : Contrainte en fonction de la déformation totale durant le premier cycle d'une sollicitation cyclique avec un temps de maintien de 1s (1-1-1-1) ou aucun temps de maintien (1-0-1-1).

2.3.2.3. Durée de vie et déformation plastique au premier cycle

Les résultats des essais de durée de vie semblent indiquer qu'une relation linéaire peut être établie entre le nombre de cycles à rupture et la déformation plastique au premier cycle. Le coefficient directeur de la régression linéaire associée est de plus différent en fatigue ou en dwell-fatigue. Comme l'accumulation de déformation plastique intervient principalement durant le temps de maintien à charge maximale, ces relations pourraient confirmer que l'effet « dwell » est bien lié aux problématiques d'accumulation de déformation plastique, et plus particulièrement durant les premiers cycles. Cette observation est ainsi en accord avec les travaux de Littlewood et Wilkinson (Littlewood and Wilkinson, 2012). Ces derniers ont étudié par corrélation d'images sur du Ti-6Al-4V avec une microstructure équiaxe, les champs de déformation au cours d'essais de fatigue et de dwell-fatigue. Ils montrent ainsi que ces champs et les différences associées entre les deux modes de chargement apparaissent dès les premiers cycles de chargement. Comme la nature des modes de glissement actifs est différente d'après les résultats de l'essai *in situ* sous MEB, il sera donc particulièrement intéressant d'étudier l'évolution des mécanismes de déformation actifs en fatigue et dwell-fatigue durant les premiers cycles.

Conclusion

En conclusion, ce chapitre a permis d'étudier les mécanismes de déformation actifs et le comportement mécanique du matériau d'étude sous sollicitations cycliques en fonction du niveau de contrainte appliqué. Les résultats de l'essai de traction *in situ* sous MEB ont permis de confirmer que les systèmes de glissement basal et prismatique sont les principaux modes de déformation actifs dans les nodules α_p . En particulier le glissement basal est activé à un niveau de contrainte ($\sigma = 0,88 \times R_p^{0,2\%}$) inférieur à celui du glissement prismatique ($\sigma = 0,92 \times R_p^{0,2\%}$). Les glissements pyramidaux $\langle a \rangle$ et $\langle c+a \rangle$ ont également été identifiés pour des niveaux de contrainte supérieurs à $0,92 \times R_p^{0,2\%}$ et $0,94 \times R_p^{0,2\%}$ respectivement. Ainsi, trois régimes de processus de déformation plastique en fonction du niveau de contrainte appliqué ont pu être identifiés. Le premier régime correspond à une activation seule et modérée du glissement basal pour $\sigma < 0,92 \times R_p^{0,2\%}$. Le deuxième, pour $\sigma < R_p^{0,2\%}$, correspond à une activation linéaire du glissement basal avec l'augmentation du niveau de contrainte appliqué. Enfin, dans le troisième régime qui coïncide avec une contrainte appliquée supérieure à la limite d'élasticité macroscopique du matériau, l'activation des systèmes de glissement prismatique ou basal est faible. Les processus de déformation sont donc majoritairement associés à la multiplication ou l'intensification des bandes de glissement des systèmes de glissement déjà actifs. Ainsi, dans l'optique de sonder l'intensité de l'effet « dwell » en fonction des modes de déformation actifs initialement, les niveaux de contrainte égaux à $0,90 \times R_p^{0,2\%}$ et $0,94 \times R_p^{0,2\%}$ ont ainsi été retenus pour effectuer les essais cycliques. Le premier favorise l'activité du glissement basal tandis que le second favorise l'activité du glissement basal et du glissement prismatique en proportion similaire.

Les essais de caractérisation de durée de vie sous sollicitations cycliques ont mis en évidence des abattements de durée vie d'un facteur 3 et 6 aux niveaux de contraintes $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$ et $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$ respectivement avec l'introduction d'un temps de maintien à charge maximale de 120s. L'introduction du temps de maintien a également conduit à l'augmentation de la vitesse de déformation plastique par cycle et d'une transition de l'amorçage des fissures de la surface vers le cœur. Ainsi, les essais de caractérisation de durée de vie ont permis de confirmer la sensibilité du Ti-6Al-4V avec une microstructure bimodale à l'effet « dwell ». Il est de plus observé que l'augmentation de la sensibilité à l'effet « dwell » avec l'augmentation du niveau de contrainte appliqué correspond à l'activité d'un nombre de modes de glissement plus élevé. Afin de pouvoir expliquer si l'effet « dwell » est effectivement lié à l'activité des systèmes de déformation, l'influence du temps de maintien à charge maximale sur les mécanismes de déformation en fonction du nombre de cycles et sur les mécanismes d'amorçage de fissure sera étudiée.

Chapitre IV :
Etude des mécanismes de
déformation sous sollicitations
cycliques avec temps de maintien en
relation avec l'orientation
cristallographique locale

Sommaire

Sommaire	152
Introduction	155
1. Essais mécaniques et procédure d'analyse	155
1.1. Essais cycliques interrompus à $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$	155
1.2. Essais cycliques interrompus à $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$ avec différents temps de maintien	157
2. Etude de l'activation des modes de glissement basal et prismatique	158
2.1. Evolution des systèmes de glissement actifs durant les premiers cycles	158
2.1.1. Système de glissement actifs après 1 cycle de dwell-fatigue.....	158
2.1.1.1. Après 1 cycle de fatigue	158
2.1.1.2. A déformation plastique équivalente ($\approx 0,1\%$) en fatigue et dwell-fatigue	160
2.1.2. Evolution des systèmes de glissement actifs avec le nombre de cycles	161
2.1.2.1. Pour un chargement en fatigue	161
2.1.2.2. Pour un chargement en dwell-fatigue	165
2.1.2.3. Comparaison entre fatigue et dwell-fatigue à différents niveaux de déformation plastique	166
2.2. Influence du temps de maintien	167
2.2.1. Sur les systèmes de glissement actifs	167
2.2.2. Sur les traces de glissement	170
3. Autres modes de déformation	171
3.1. Glissement pyramidal de 1^{ère} espèce	171
3.1.1. Domaine d'orientation cristallographique	171
3.1.2. Analyse de systèmes actifs	172
3.1.2.1. En fonction du facteur de Schmid.....	172
3.1.2.2. En fonction de l'angle de déclinaison	173
3.2. Glissement le long d'une interface	174
3.3. Système de maillage 1012[1011].....	176
3.3.1. Etude de cas et description du maillage 1012	176
3.3.1.1. Détection et identification du mode de maillage.....	176
3.3.1.2. Analyse du maillage {1012}.....	179
3.3.2. Analyse statistique du phénomène.....	180
3.3.2.1. Domaines d'orientations cristallographiques.....	180
3.3.2.2. Influence de l'alignement des systèmes de déformation.....	181
3.3.2.3. Facteur de Schmid du glissement incident.....	182
3.3.2.4. Facteur de Schmid du maillage sortant	183
3.3.2.5. Bilan	184
4. Discussion	185
4.1. Mécanismes de déformation du Ti-6Al-4V sous sollicitations cycliques.....	185
4.2. Influence du temps de maintien sur les mécanismes de déformation actifs	188
4.3. Les relations avec les performances sous sollicitations cycliques	189

4.3.1. Mécanismes de déformation et d'endommagement.....	189
4.3.2. Rôle du maillage 1012	191
4.3.3. Moyen d'amélioration des durées de vie sous sollicitations cycliques.....	195
Conclusion	196

Introduction

L'objet de ce chapitre est d'étudier la sensibilité à l'effet « dwell » du Ti-6Al-4V en lien avec les modes de déformation plastique. Pour cela une analyse statistique des mécanismes de déformation actifs sous différentes sollicitations cycliques a été réalisée. Deux raisons motivent principalement cette étude. La première est la différence d'accumulation de déformation plastique à la rupture en fonction du temps de maintien appliqué. Cette observation suggère des différences de mécanismes de déformation entre dwell-fatigue et fatigue. Ce point n'a été que très peu étudié dans le passé. La seconde est l'absence de données statistiquement représentatives permettant d'établir un lien entre les modes de déformation actifs et les orientations cristallographiques des facettes d'amorçage et de propagation de fissures observées sur les faciès de rupture. Quelques caractérisations en MET des mécanismes de déformation associés à ces facettes sont parfois présentées dans la littérature. Ces analyses sont cependant restreintes à quelques facettes. Afin de mieux comprendre le rôle des différents mécanismes de déformation et des éléments de la microstructure concernés par l'accumulation de déformation plastique en dwell-fatigue, ce chapitre s'articule selon quatre parties.

Tout d'abord les essais cycliques effectués pour l'analyse statistique des modes de déformation aux niveaux de contraintes définis dans le Chapitre III, avec différents temps de maintien et interrompus à différents taux de déformation plastique, seront présentés. Selon l'étude de Bridier et al. (Bridier et al., 2008), les deux principaux modes de déformation de la phase α sous sollicitations cycliques sont les glissements basal et prismatique. Ainsi, l'évolution de l'activité de ces deux modes de glissement avec le nombre de cycles sera ensuite détaillée en fonction du temps de maintien appliqué. Puis, dans une troisième partie, une étude exhaustive des autres modes de déformation opérant sous un chargement de fatigue et de dwell-fatigue sera proposée. Une attention particulière sera notamment adressée concernant les modes de déformation résultant de l'interaction d'une bande de glissement avec un joint de grain. Enfin, une discussion des résultats obtenus sera proposée dans le but de clarifier le rôle des mécanismes de déformation sur la sensibilité à l'effet « dwell » de l'alliage Ti-6Al-4V avec une microstructure bimodale.

1. Essais mécaniques et procédure d'analyse

1.1. Essais cycliques interrompus à $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$

Les essais cycliques pour l'étude de l'activation progressive du glissement basal et prismatique ont été effectués à $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$, dans le but de détecter des différences potentielles liées au temps de maintien à charge maximale. Deux essais ont été effectués : l'un en fatigue avec un temps de maintien à charge maximale de 1s, et l'autre en dwell-fatigue avec un temps de maintien de 120s. Ces essais ont été interrompus à plusieurs reprises pour analyser les systèmes de déformation actifs par identification des traces de glissement. L'évolution de la déformation plastique en fonction du nombre de cycles est représentée en Figure IV-1 pour les deux essais. Sur ce graphique, les points correspondant aux interruptions d'essai sont marqués par un contour noir. Le nombre de cycles et le taux de déformation plastique atteint pour chaque interruption sont précisés dans le Tableau IV-1.

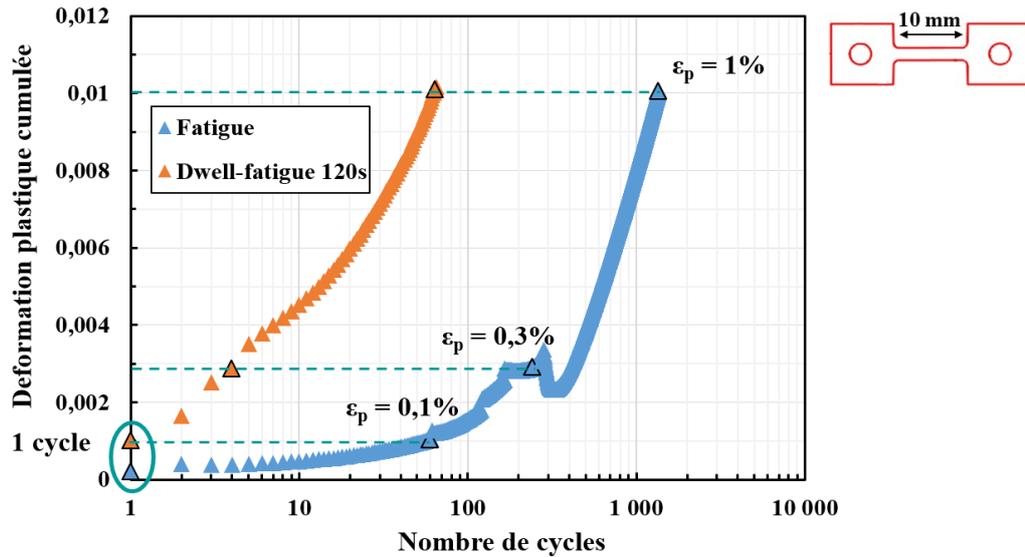


Figure IV-1 : Evolution de la déformation plastique en fonction du nombre de cycles pour les essais cycliques interrompus à $\sigma_{max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$.

Fatigue		Dwell-Fatigue 120s	
Nombre de cycles	ϵ_p	Nombre de cycles	ϵ_p
1	$0,20 \times 10^{-3}$	1	$1,01 \times 10^{-3}$
60	$1,01 \times 10^{-3}$		
279	$3,01 \times 10^{-3}$	4	$2,87 \times 10^{-3}$
1351	$9,98 \times 10^{-3}$	60	$1,02 \times 10^{-2}$

Tableau IV-1 : Nombre de cycles et déformation plastique (ϵ_p) à l'interruption des essais cycliques à $\sigma_{max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$ pour l'étude des systèmes de déformation actifs

Les deux essais ont tout d'abord été interrompus à la fin du premier cycle. Cette comparaison permet de caractériser l'influence du temps de maintien pour un nombre de cycles équivalent. Suite aux résultats de l'essai de traction *in situ* sous MEB, seule l'activation du glissement basal est attendue pour l'essai de fatigue. Il sera notamment intéressant de constater l'activation ou non du glissement prismatique pour un cycle de dwell-fatigue.

Par la suite, les interruptions d'essais ont été effectuées pour un taux de déformation plastique similaire entre fatigue et dwell-fatigue afin de comparer les mécanismes de déformation actifs dans ces deux modes de sollicitations. Ainsi, 60 cycles de fatigue ont été nécessaires pour atteindre le taux de déformation plastique de l'ordre de 0,1% correspondant à 1 cycle de dwell-fatigue. Par suite, deux autres taux de déformation plastique cibles ont été définis : 0,3% et 1%. Les différentes conditions d'arrêt sont résumées dans le Tableau IV-1. On voit clairement qu'il est nécessaire d'appliquer nettement plus de cycles en fatigue (279 et 1351) qu'en dwell-fatigue (4 et 65) pour atteindre ces deux conditions cibles ($\epsilon_{p,cum} = 0,3\%$ et 1%). Les ratios en nombres de cycles sont respectivement de 70 et 21.

1.2. Essais cycliques interrompus à $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$ avec différents temps de maintien

Les essais cycliques à $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$ ont été interrompus une seule fois pour un taux de déformation plastique cible de 2,5%. Au total, 5 essais avec différents temps de maintien ont été effectués afin de faire varier les conditions de chargement d'une sollicitation en fatigue à une sollicitation en dwell-fatigue puis en fluage. Suivant le cycle de chargement défini au Chapitre II, le temps de maintien est de 1s pour l'essai de fatigue. Pour les 3 essais de dwell-fatigue, ils sont de 30s, 60s et 120s. Enfin, pour l'essai de fluage, le temps de maintien correspond au temps nécessaire pour atteindre le taux de déformation plastique cible.

L'évolution de la déformation plastique en fonction du nombre de cycles pour cette campagne d'essais est représentée sur le graphique de la Figure IV-2. En fatigue, 250 cycles ont été nécessaires pour atteindre la valeur cible $\epsilon_p \pm 2,5\%$. C'est également quasiment le même nombre de cycles atteint lors de l'interruption de l'essai de dwell-fatigue 30s. Les conditions dites de fatigue mais qui correspondent tout de même à un temps de maintien de $\Delta t = 1s$ et celles associées à une valeur de $\Delta t = 30s$ conduisent donc à un comportement similaire. Ce n'est plus le cas pour les essais de dwell-fatigue conduits avec un temps de maintien de 60s et 120s. En effet, pour ces deux chargements seulement 60 et 4,5 cycles respectivement ont été nécessaires pour atteindre le critère d'arrêt.

Pour l'essai de fluage, un point correspondant à « 1 cycle », est représenté sur le graphique. Le temps de maintien associé à cet essai est de 425s. Il correspond au temps cumulé pour atteindre le taux de déformation plastique cible de 2,5% environ. Ce résultat ne montre pas que l'accumulation de déformation plastique au cours du temps est plus rapide pour un essai de dwell-fatigue en comparaison à un essai de fluage, ce qui est pourtant attendu selon certaines données de la littérature (Sinha et al., 2004). Il est possible que ce point soit dû à une dispersion de limite d'élasticité associée à la faible section des micro-éprouvettes (Hémery and Villechaise, 2017a).

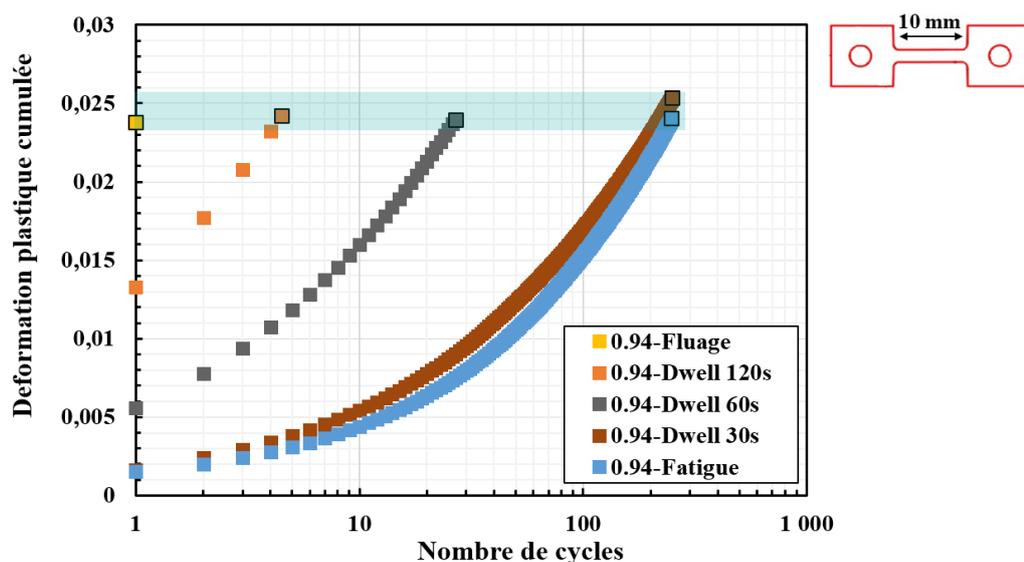


Figure IV-2 : Déformation plastique en fonction du nombre de cycles pour les essais cycliques interrompus à $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$

2. Etude de l'activation des modes de glissement basal et prismatique

Dans cette partie, l'étude se concentre sur l'activité des deux modes principaux de déformation de la phase α du Ti-6Al-4V, le glissement prismatique et le glissement basal. L'activation progressive de ces glissements durant les premiers cycles sera d'abord investiguée en fatigue et en dwell-fatigue pour une contrainte imposée de $0,90 \times R_p^{0,2\%}$. Ensuite, dans un régime où l'effet « dwell » est exacerbé ($\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$), l'influence de l'augmentation du temps de maintien sur l'activation de ces deux modes de déformation sera détaillée.

2.1. Evolution des systèmes de glissement actifs durant les premiers cycles

2.1.1. Système de glissement actifs après 1 cycle de dwell-fatigue

2.1.1.1. Après 1 cycle de fatigue

Les orientations cristallographiques des nodules α_p présentant des traces de glissement basal ou prismatique après 1 cycle de fatigue à $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$ sont représentées sur la Figure IV-3a. Deux populations distinctes de nodules sont identifiées sans recouvrement. Elles correspondent au glissement prismatique d'une part, et au glissement basal d'autre part. Afin d'analyser le développement de la plasticité en fonction du facteur de Schmid, les fractions correspondant au nombre de systèmes de glissement identifiés avec un facteur de Schmid compris dans l'intervalle considéré rapporté au nombre de nodules dont l'orientation cristallographique conduit à un facteur de Schmid maximal du même mode de glissement compris dans cet intervalle, ont été calculées. Les distributions obtenues sont représentées en fonction du facteur de Schmid en Figure IV-3c pour le glissement prismatique et en Figure IV-3d pour le glissement basal. Sur la distribution de la Figure IV-3c, il est ainsi possible de voir que le glissement prismatique après 1 cycle de fatigue est majoritairement associé à des facteurs de Schmid entre 0,45 et 0,50 avec quelques événements dans la classe $[0,35-0,40[$. Le glissement basal après 1 cycle de fatigue (Figure IV-3d) est majoritairement associé à l'intervalle de facteur de Schmid $[0,40-0,50[$ avec des occurrences à des facteurs aussi faibles que 0,25. Selon les résultats de l'essai *in situ* sous MEB, le glissement prismatique n'était pas attendu pour un chargement monotone à un niveau de contrainte de $0,90 \times R_p^{0,2\%}$. Cependant, son activité reste faible comme en témoignent le petit nombre de points sur la Figure IV-3a et la fraction maximale sur la Figure IV-3c. L'activité plastique à ce stade reste faible, les fractions maximales de systèmes actifs n'étant que de 0,18 et 0,09 pour le glissement basal et prismatique respectivement. Ce résultat confirme bien que le glissement basal lors du premier cycle à $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$ est favorisé par rapport au glissement prismatique. Ces fractions, qui sont inférieures à 1, révèlent de plus que tous les systèmes de glissement avec un facteur Schmid élevé ne sont pas associés à une trace de glissement.

Les orientations cristallographiques des nodules présentant des traces de glissement basal ou prismatique après 1 cycle de dwell-fatigue à $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$ sont représentées en Figure IV-3b. Tout comme en fatigue, les glissements basal et prismatique représentent deux domaines d'orientation cristallographiques distincts. Cependant, un recouvrement des deux domaines

d'orientations cristallographique est désormais constaté. Ces populations sont centrées autour des valeurs maximales de facteur de Schmid respectives et le recouvrement intervient dans le domaine de facteur de Schmid inférieur à 0,40 pour les deux modes de glissement. Les Figure IV-3c et d confirment que les systèmes de glissement sont majoritairement associés à des valeurs élevées de facteur de Schmid généralement supérieures à 0,35. Il faut noter quelques cas d'activation de glissement basal et prismatique pour un niveau très faible de facteur de Schmid de l'ordre de 0,20. Cependant, au sein d'un même intervalle, l'observation du glissement basal est plus fréquente que celle du glissement prismatique. Les fractions maximales dans l'intervalle [0,45-0,50] sont ainsi de 0,50 et 0,28 pour le glissement basal et prismatique respectivement. Puisqu'elles sont inférieures à 1, ces fractions montrent de plus que les nodules favorablement orientés n'ont pas conduit systématiquement au déclenchement de traces de glissement.

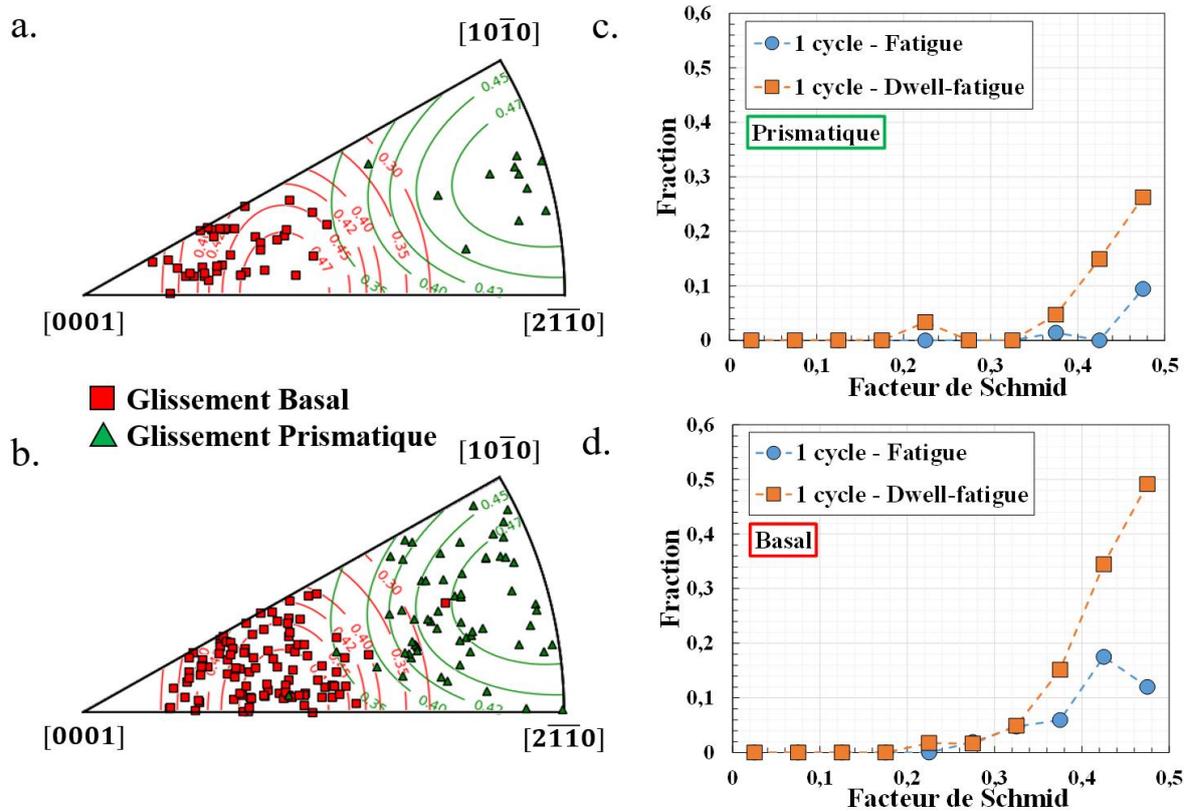


Figure IV-3 : Orientations cristallographiques représentées sur une figures de pôles inverses codées selon la direction de sollicitation, des nodules α_p présentant des traces de glissement basal et prismatique après 1 cycle de a. fatigue et b. dwell-fatigue 120s à $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$. Distribution des fractions des systèmes c. prismatiques et d. basaux détectés par intervalle de facteur de Schmid de 0,05.

Pour résumer, l'analyse des mécanismes de déformation actifs après 1 cycle de fatigue et de dwell-fatigue à $0,90 \times R_p^{0,2\%}$ conduit donc à la mise en évidence de différences importantes. Du fait de l'accumulation de déformation durant le temps de maintien, la déformation plastique en dwell-fatigue est supérieure à la déformation plastique obtenue en fatigue. En effet, elle est d'environ 0,3% en dwell-fatigue contre 0,1% environ en fatigue. Selon les Figure IV-3a et b, cette augmentation du taux de déformation plastique s'accompagne d'une augmentation du nombre de systèmes de glissement actifs. Cela se traduit notamment par une augmentation des fractions de systèmes détectés par intervalle de facteur de Schmid pour les deux modes de glissement. Par

exemple, la valeur de la fraction dans l'intervalle [0,45-0,50] est de 50% pour le glissement basal en dwell-fatigue tandis qu'elle n'est que de 12% en fatigue. Dans le cas du glissement prismatique, cette fraction est de 28% en dwell-fatigue et de seulement 9% en fatigue. En outre, cette augmentation du nombre de systèmes de glissement actifs correspond également à une extension des conditions associées au glissement basal et prismatique vers des facteurs de Schmid plus faibles avec l'introduction du temps de maintien à charge maximale. Cette extension se traduit par le recouvrement des domaines d'orientation cristallographique associés aux modes de glissement basal et prismatique en Figure IV-3b. Ce recouvrement souligne ainsi un domaine où les nodules α_p sont susceptibles de se déformer par ces deux modes de glissement.

2.1.1.2. A déformation plastique équivalente ($\approx 0,1\%$) en fatigue et dwell-fatigue

La comparaison des mécanismes de déformation actifs après 1 cycle de dwell-fatigue et de fatigue a révélé des différences importantes. Celles-ci sont cohérentes avec les différences de niveaux de déformation plastique cumulée. Il apparaît donc intéressant d'établir une comparaison pour un taux de déformation plastique cumulée similaire. Ainsi, les mécanismes de déformation actifs après 1 cycle de dwell-fatigue sont comparés à ceux détectés après 60 cycles de fatigue. En effet, 60 cycles ont été nécessaires pour atteindre un taux de déformation plastique équivalent de 0,1% en fatigue à $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$.

Les orientations cristallographiques des nodules présentant des traces de glissement basal ou prismatique à 0,1% de déformation plastique cumulée en fatigue sont reportées sur la Figure IV-4a. Les distributions associées aux systèmes de glissement détectés en fonction du facteur de Schmid sont présentées sur les graphiques des Figure IV-4c et d. Les résultats issus de l'analyse des mécanismes de déformation actifs en dwell-fatigue après 0,1% de déformation plastique sont également rapportés sur la même figure, en termes d'orientations cristallographiques (Figure IV-4b) et de fraction de détection en fonction du facteur de Schmid (Figure IV-4c et d). Ces derniers résultats sont par conséquent identiques à ceux présentés en Figure IV-3 pour le chargement en dwell-fatigue.

Les Figure IV-4a et b montrent que les domaines d'orientation cristallographique du glissement basal et prismatique correspondent à des facteurs de Schmid supérieurs à 0,20. L'angle de déclinaison minimal de détection du glissement $\langle a \rangle$ est de 15° en fatigue et de 20° en dwell-fatigue. Consécutivement à l'augmentation de la déformation plastique en fatigue, le nombre de systèmes de glissement actifs augmente. Ainsi les fractions présentées en Figure IV-4c et d après 60 cycles de fatigue sont supérieures à celles présentées en Figure IV-3c et d après 1 cycle de fatigue. Par exemple dans l'intervalle de facteurs de Schmid [0,45-0,50], ces fractions augmentent d'environ 0,10 à environ 0,40 pour les deux modes de glissement étudiés. En dwell-fatigue pour une déformation plastique de 0,1%, les fractions de systèmes actifs dans cet intervalle de facteur de Schmid sont de 0,26 pour le glissement prismatique et 0,49 pour le glissement basal. Ainsi, les fractions dans l'intervalle [0,45-0,50] sont similaires ou supérieures pour un chargement en fatigue. Cela est également le cas pour l'ensemble des fractions présentées en Figure IV-4c et d pour les intervalles de facteurs de Schmid compris entre 0,20 et 0,50 du glissement basal ou prismatique. La comparaison des résultats de la Figure IV-4 montre donc, que le nombre de systèmes de glissement basal ou prismatique actifs et les domaines d'orientation cristallographique associés sont similaires entre un chargement en fatigue et en dwell-fatigue. Ainsi, après 0,1% de déformation plastique à $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$, le type de chargement cyclique ne semble pas influencer sur l'activité de ces modes de glissement. Cela n'était pas le cas pour une comparaison après 1 cycle selon la Figure IV-3.

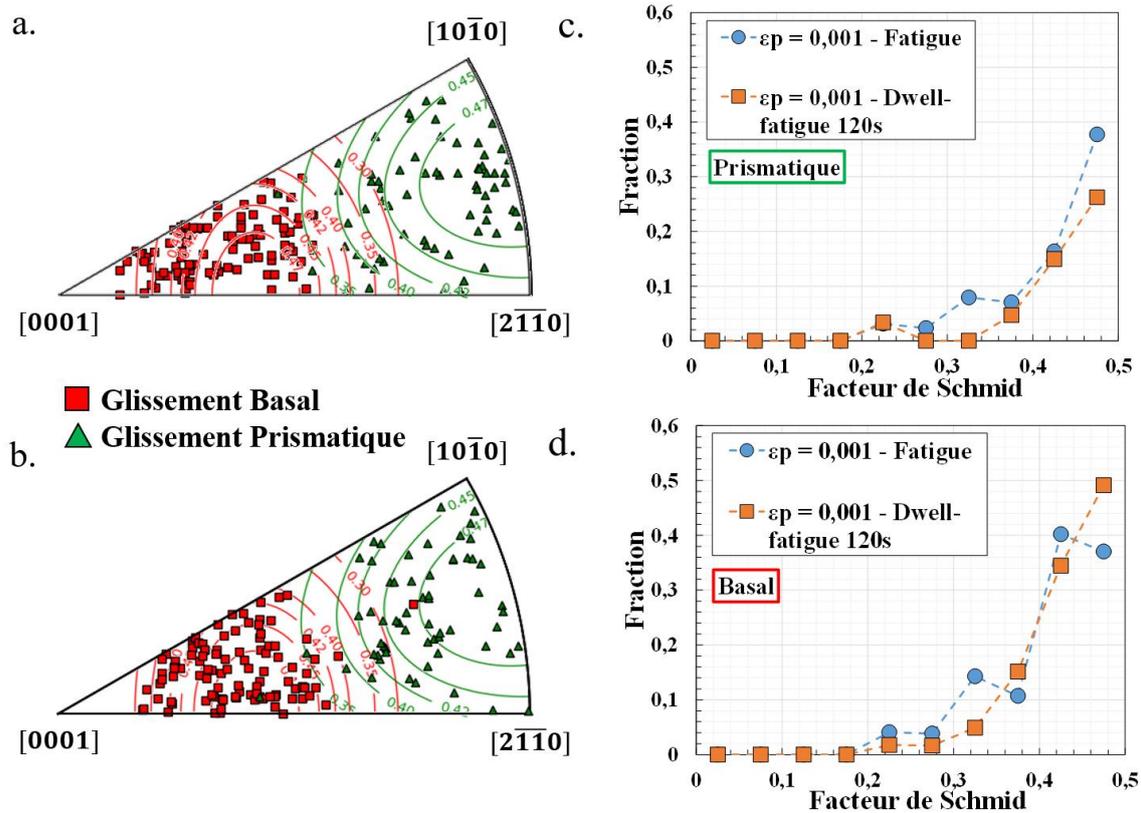


Figure IV-4 : Orientations cristallographiques représentées sur une figures de pôles inverses codées selon la direction de sollicitation, des nodules α_p présentant des traces de glissement basal et prismatique après une déformation plastique de 0,1% en a. fatigue et b. dwell-fatigue 120s à $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$. Distribution des systèmes c. prismatiques et d. basals détectés par intervalle de facteur de Schmid de 0,05.

2.1.2. Evolution des systèmes de glissement actifs avec le nombre de cycles

L'étude quantitative des systèmes de glissement actifs en dwell-fatigue et fatigue vient de montrer de grandes similitudes pour peu que les comparaisons soient faites à même taux de déformation plastique : 0,1% (1 cycle de dwell-fatigue / 60 cycles de fatigue). Toutefois, l'étude de Littlewood et Wilkinson (Littlewood and Wilkinson, 2012) montre que les hétérogénéités du champ de déformation s'intensifient en augmentant le nombre de cycles pour un chargement en fatigue et en dwell-fatigue. Il apparait donc nécessaire de caractériser l'influence du temps de maintien sur les mécanismes de déformation en augmentant le taux de déformation plastique cumulé et donc le nombre de cycles de fatigue et de dwell-fatigue.

2.1.2.1. Pour un chargement en fatigue

L'évolution des mécanismes de déformation plastique opérant avec l'augmentation du nombre de cycles (60, 279 et 1351) et de la déformation plastique (0,1%, 0,3% et 1%) pour un chargement en fatigue est résumée sur la Figure IV-5. Les domaines d'orientation cristallographique associés aux modes de glissement prismatique et basal à chaque interruption sont représentés sur

les Figure IV-5a,b et c. Sur ces dernières, les nodules en surface pour lesquels un nouveau système de glissement a été détecté sont représentés par des symboles pleins. Les symboles vides représentent des nodules où un système de glissement a été identifié lors des étapes précédentes. L'état de référence (Figure IV-5a) est celui correspondant à une déformation plastique de 0,1% après 60 cycles. Celui-ci a été décrit en Figure IV-4. Les étapes suivantes correspondent à des déformations plastiques de 0,3% après 279 cycles (Figure IV-5b) et 1% après 1351 cycles (Figure IV-5c). Les fractions des systèmes de glissement prismatique et basal actifs en fonction du facteur de Schmid associées sont représentées respectivement sur les graphiques des Figure IV-5d et e pour chaque étape.

Les figures de pôles inverses qui correspondent à l'interruption à 0,3% et 1% de déformation plastique (Figure IV-5b et c) montrent que les orientations cristallographiques des nodules α_p présentant les systèmes de glissement nouvellement détectés sont centrées autour des valeurs maximales de facteur de Schmid du mode de glissement basal ou prismatique. Ces orientations semblent décrire les iso-contours de facteur de Schmid inférieur à 0,47. Cela conduit à une légère extension du domaine cristallographique pour ces deux modes de glissement. Cette extension contribue à augmenter le domaine d'orientation mixte du glissement basal et prismatique. Il est intéressant de noter que le domaine du glissement basal ne semble pas s'étendre vers le pôle [0001]. Les figures de pôles montrent également une diminution du nombre de nouveaux systèmes de glissement détectés avec l'augmentation de la déformation plastique et donc du nombre de cycles.

L'ensemble des observations associées aux figures de pôles inverses, est confirmé par les fractions des systèmes de glissement actifs en fonction du facteur de Schmid sur les Figure IV-5d et e. L'augmentation des fractions pour les intervalles entre 0,20 et 0,50 avec l'augmentation de la déformation plastique de 0,1% à 1%, traduit l'activation de nouveaux systèmes de glissement. Pour le glissement prismatique, cette augmentation est de 23% dans l'intervalle [0,45-0,50[, tandis qu'elle est de 69% et 67% dans les intervalles [0,35-0,40[et [0,25-0,30[. Pour le glissement basal, cette augmentation est de 20% dans l'intervalle [0,45-0,50[, tandis qu'elle est de 53% et 60% dans les intervalles [0,35-0,40[et [0,25-0,30[. Cela souligne que l'activation des systèmes de glissement avec l'augmentation de la déformation est principalement associée à des faibles valeurs de facteurs de Schmid. Dit autrement, l'intensification de l'activité plastique par augmentation du nombre de cycles se traduit plus par une extension d'activité vers les nodules orientés pour une valeur modérée de facteur de Schmid, plutôt que par une augmentation du nombre de systèmes de glissement à fort facteur de Schmid. Cette dernière remarque ne préjuge en rien de l'intensité de l'activité des bandes de glissement déjà actives aux étapes précédentes.

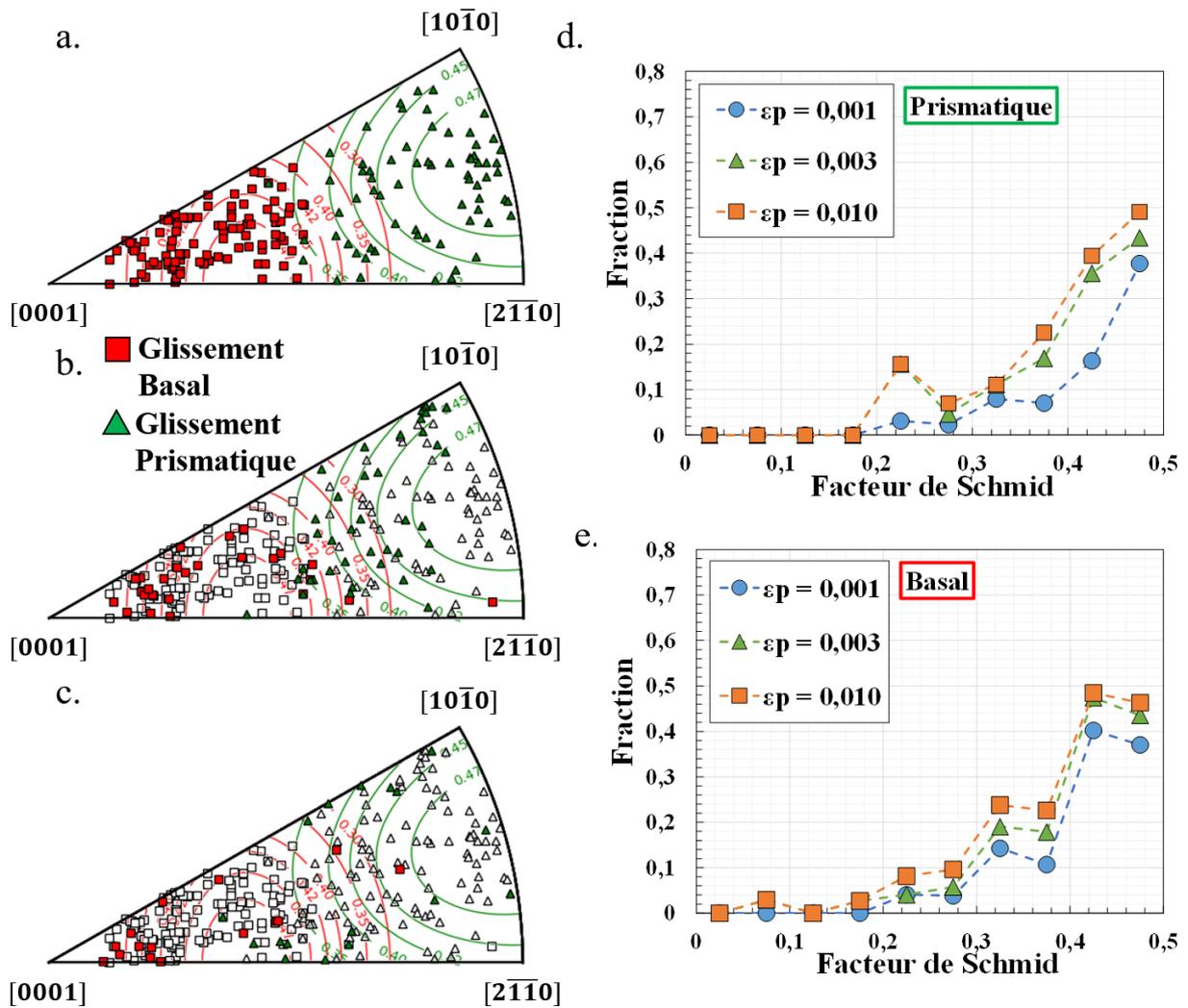


Figure IV-5 : Orientations cristallographiques des nodules α_p présentant des traces de glissement basal et prismatique après une déformation plastique de a. 0,1%, b. 0,3% et c. 1% en fatigue à $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$ représentées sur des figures de pôles inverses codées selon la direction de chargement. Distribution par intervalle de facteur de Schmid de 0,05, des fractions des systèmes de glissement d. prismatiques et e. basals actifs.

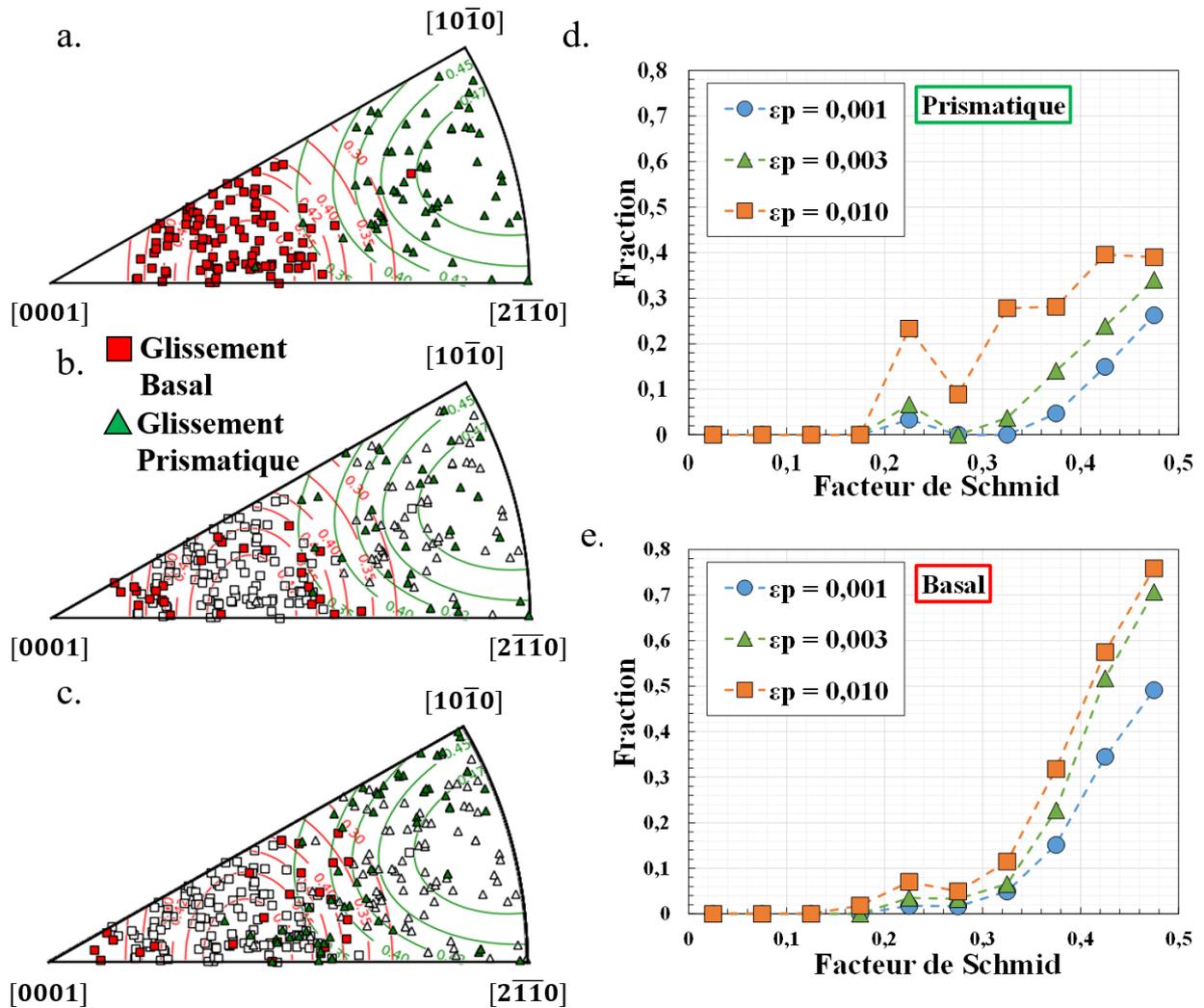


Figure IV-6 : Orientations cristallographiques des nodules α_p présentant des traces de glissement basal et prismatique après une déformation plastique de a. 0,1%, b. 0,3% et c. 1% en dwell-fatigue à $\sigma_{max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$ représentées sur des figures de pôles inverses codées selon la direction de chargement. Distribution par intervalle de facteur de Schmid de 0,05, des fractions des systèmes de glissement d. prismatiques et e. basals actifs.

2.1.2.2. Pour un chargement en dwell-fatigue

L'évolution des mécanismes de déformation plastique opérant avec l'augmentation du nombre de cycles (1, 4 et 60) et de la déformation plastique (0,1%, 0,3% et 1%) pour un chargement en dwell-fatigue est résumée sur la Figure IV-6. Tout comme pour un chargement en fatigue, les orientations cristallographiques des nodules α_p présentant du glissement basal ou prismatique sont représentées les Figure IV-6a, b et c à 0,1%, 0,3% et 1% de déformation plastique respectivement. Les distributions des systèmes de glissement détectés en fonction du facteur de Schmid sont présentées en Figure IV-6d et e. Enfin, l'état de référence à 0,1% de déformation plastique est identique à celui présenté en Figure IV-4 pour un chargement en dwell-fatigue.

A 0,3% et 1% de déformation plastique (Figure IV-6b et c), les nouveaux systèmes de glissement basal semblent décrire les iso-contours de facteur de Schmid en périphérie de la valeur maximale. L'augmentation de la déformation conduit à un élargissement du domaine du glissement basal en parallèle d'une diminution du nombre de nouveaux systèmes de glissement détectés. L'élargissement du glissement basal intervient dans le domaine de recouvrement avec le glissement prismatique et en direction du pôle [0001]. Cette dernière observation est en opposition avec celle faite après un chargement en fatigue. En effet, l'angle de déclinaison minimal du glissement basal diminue de 20° à 11° en augmentant le taux de déformation plastique de 0,1% à 1%. Selon le graphique de la Figure IV-6e, l'activation des nouveaux systèmes de glissement basal ne semble pas intervenir majoritairement aux faibles facteurs de Schmid. La fraction des systèmes actifs dans l'intervalle $[0,45-0,50[$ augmente de 0,27 de 0,1% à 1% de déformation plastique en dwell-fatigue tandis qu'elle n'augmente que de 0,07 dans l'intervalle $[0,30-0,35[$. Ainsi cela conduit à des fractions pour le glissement basal dans l'intervalle $[0,40-0,50[$ environ 1,4 fois plus élevées en dwell-fatigue en comparaison au chargement en fatigue. Il semble donc que l'introduction d'un temps de maintien à charge maximale favorise l'activation du glissement basal pour des valeurs élevées de facteur de Schmid.

Contrairement à ce qui est observé pour un chargement en fatigue, le glissement prismatique présente une évolution différente du glissement basal avec l'augmentation de la déformation plastique (Figure IV-6b et c). A 0,3% de déformation plastique, la répartition des nouveaux systèmes de glissement actifs en fonction du facteur de Schmid est similaire à celle de l'état de référence. Cela est confirmé par la Figure IV-6d qui montre une augmentation similaire des fractions associées au glissement prismatique pour chaque classe de facteur de Schmid de 0,1% à 0,3% de déformation plastique. C'est seulement à 1% de déformation plastique que les nouveaux systèmes de glissement sont identifiés pour des valeurs du facteur de Schmid plus faibles. Sur la Figure IV-6d, il est possible de voir que l'augmentation des fractions de 0,3% à 1% de déformation plastique est en moyenne plus élevée pour les classes de facteur de Schmid inférieur à 0,45 que pour la classe $[0,45-0,50[$. En comparant de plus les Figure IV-6 d et e, il est ainsi possible de constater que les fractions des systèmes de glissement prismatique actifs à 1% de déformation plastique sont inférieures à celle du glissement basal pour un facteur de Schmid supérieur à 0,35. Au contraire, pour un facteur de Schmid compris entre 0,20 et 0,35, elles sont supérieures. Comme cela n'est pas observé pour un chargement en fatigue, cela suggère que l'introduction d'un temps de maintien à charge maximale favorise le glissement basal aux facteurs de Schmid élevés et le glissement prismatique aux faibles facteurs de Schmid.

2.1.2.3. Comparaison entre fatigue et dwell-fatigue à différents niveaux de déformation plastique

La fraction égale au nombre total de systèmes de glissement basal et prismatique identifiés sur le nombre total de nodule α_p contenus dans les zones d'études est représentée en fonction de la déformation plastique pour les deux modes de chargement étudiés sur la Figure IV-7. De façon cohérente avec l'activation de nouveaux systèmes de glissement détaillée précédemment, les valeurs de ces fractions augmentent avec le niveau de déformation plastique. Il est également possible de voir que les fractions obtenues après 0,1% de déformation plastique sont environs égales à 30% pour les deux modes de chargement, alors qu'elles ne dépassent pas les 60% à 1% de déformation plastique. Cela montre qu'au moins la moitié des systèmes de glissement actifs en fin d'essais ont été activés dans les 60 premiers cycles de fatigue voire durant le premier cycle de dwell-fatigue pour les conditions étudiées. A 0,1% et 0,3% de déformation plastique, les fractions de systèmes de glissement actifs sont équivalentes en fatigue et dwell-fatigue. Elles sont environ égales à $28 \pm 2\%$ et de $41 \pm 2\%$ respectivement. Cependant à 1% de déformation plastique, on note une fraction plus élevée en dwell-fatigue. En effet, elle est de 54% tandis qu'elle n'est que de 47% en fatigue. Cela suggère qu'un chargement en dwell-fatigue favorise un nombre élevé de systèmes de glissement basal ou prismatique actifs en comparaison à un chargement en fatigue après 1% de déformation plastique à $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$.

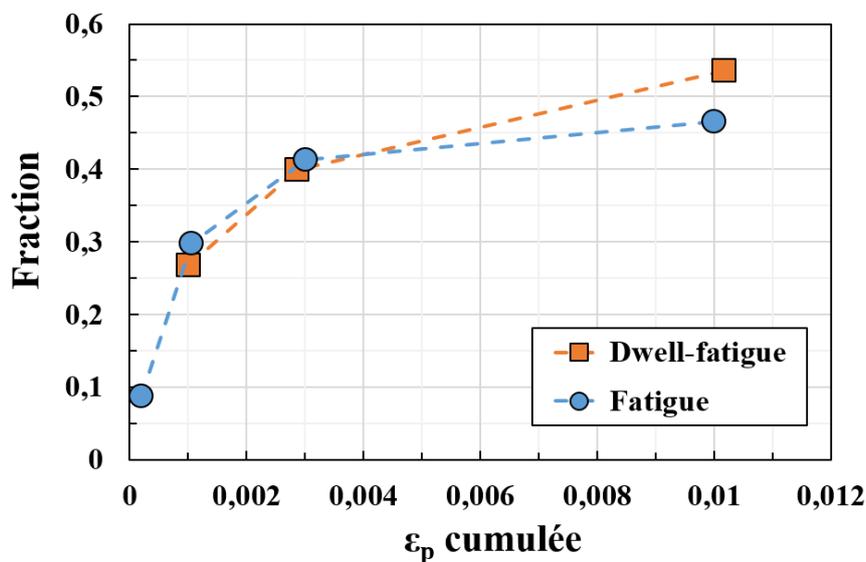


Figure IV-7 : Fraction du nombre de nodules α_p présentant des traces de glissement basal et prismatique sur le nombre total de nodules étudiés en fonction de la déformation plastique cumulée pour un chargement en fatigue et dwell-fatigue 120s à $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$.

En résumé, l'étude du glissement basal et prismatique avec l'augmentation du nombre de cycles à $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$ a permis de mettre en évidence les points suivants :

- L'augmentation du nombre de cycles en fatigue et en dwell-fatigue conduit à l'activation de nouveaux systèmes de glissement. Les domaines d'orientation cristallographique associés s'étendent progressivement vers des valeurs plus faibles de facteur de Schmid.
- En fonction du temps de maintien appliqué des différences de mécanismes de déformation actifs ont été identifiées.
- Pour une déformation plastique cumulée équivalente supérieure ou égale à 1%, l'introduction d'un temps de maintien semble permettre d'augmenter le nombre de systèmes de glissement basal et prismatique actifs.
- Un chargement en dwell-fatigue semble favoriser l'activité du glissement basal avec un haut facteur de Schmid et l'activité du glissement prismatique avec un faible facteur de Schmid.

Afin de confirmer ces résultats dans un régime où l'effet « dwell » est exacerbé et où le glissement prismatique est favorisé, l'activité des modes de glissement basal et prismatique va maintenant être étudiée pour un niveau de contrainte maximal de $0,94 \times R_p^{0,2\%}$.

2.2. Influence du temps de maintien

2.2.1. Sur les systèmes de glissement actifs

Les orientations cristallographiques des nodules présentant du glissement basal ou prismatique pour les essais de fatigue et dwell-fatigue 120s à $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$ sont représentées en Figure IV-8a et b respectivement. Pour des raisons de clarté, les figures correspondant aux essais de dwell-fatigue 30s et 60s et de fluage sont présentées en Annexe A : . En effet, toutes les distributions présentent des caractéristiques très similaires. De façon cohérente avec les résultats précédents, les glissements basal et prismatique interviennent pour des domaines d'orientation cristallographique distincts lorsqu'ils sont représentés sur une figure de pôles inverse codée selon la direction de sollicitation (Figure IV-8). L'angle de déclinaison minimal de détection de ces modes de glissement est de 11° pour chaque mode de chargement. Lorsqu'il est compris entre 45° et 65° , un domaine mixte de glissement basal et prismatique est constaté.

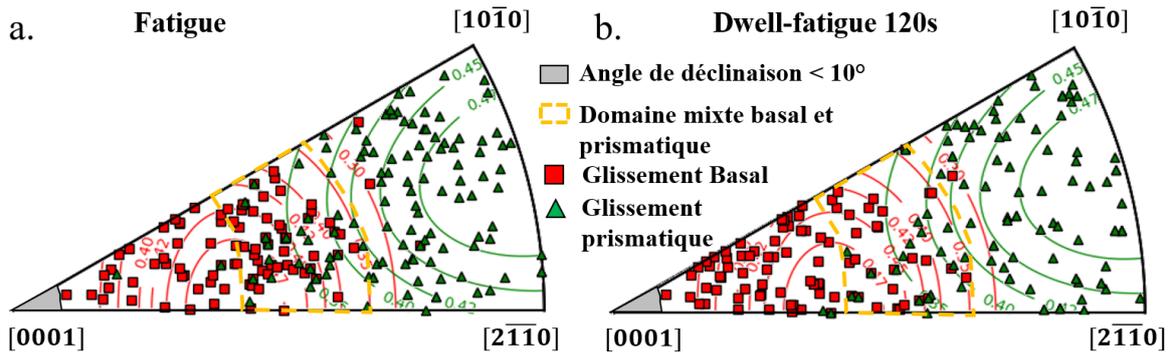


Figure IV-8 : Orientations cristallographiques des nodules α_p présentant des traces de glissement basal et prismatique représentées sur une figure de pôles inverse codée selon la direction de sollicitation après une déformation plastique de 2,5% en a. fatigue et b. dwell-fatigue 120s à $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$.

Comme les domaines d'orientation cristallographique associés au glissement basal et prismatique semblent très similaires pour chaque type de chargement considéré, il apparaît nécessaire d'analyser les systèmes de glissement actifs en fonction du facteur de Schmid pour étudier l'influence du temps de maintien sur leur activité. Les fractions du nombre de systèmes de glissement basal ou prismatique avec un facteur de Schmid compris dans un intervalle donné, divisé par le nombre de nodules dont le facteur de Schmid maximal pour le mode de glissement considéré est compris dans cet intervalle donné, sont présentées en Figure IV-9a et b pour chaque essai. Elles sont très similaires d'un chargement à un autre. En effet, quelle que soit la valeur du temps de maintien, les glissements basal et prismatique sont détectés pour des facteurs de Schmid variant de 0,15 à 0,5. Ceci est en accord avec les domaines d'orientation cristallographique similaires associés à ces deux modes de glissement observés sur les figures de pôles inverses de la Figure IV-8. Toutefois, la distribution correspondant au chargement en fatigue semble décrire l'enveloppe inférieure des distributions obtenues pour le glissement prismatique et basal. Au contraire, les distributions correspondant aux essais de dwell-fatigue 120s et de fluage semblent décrire l'enveloppe supérieure du faisceau obtenu. Ainsi, les résultats obtenus suggèrent que le nombre de systèmes de glissement actifs augmente avec l'augmentation du temps de maintien à charge maximale, quel que soit l'intervalle de facteur de Schmid considéré.

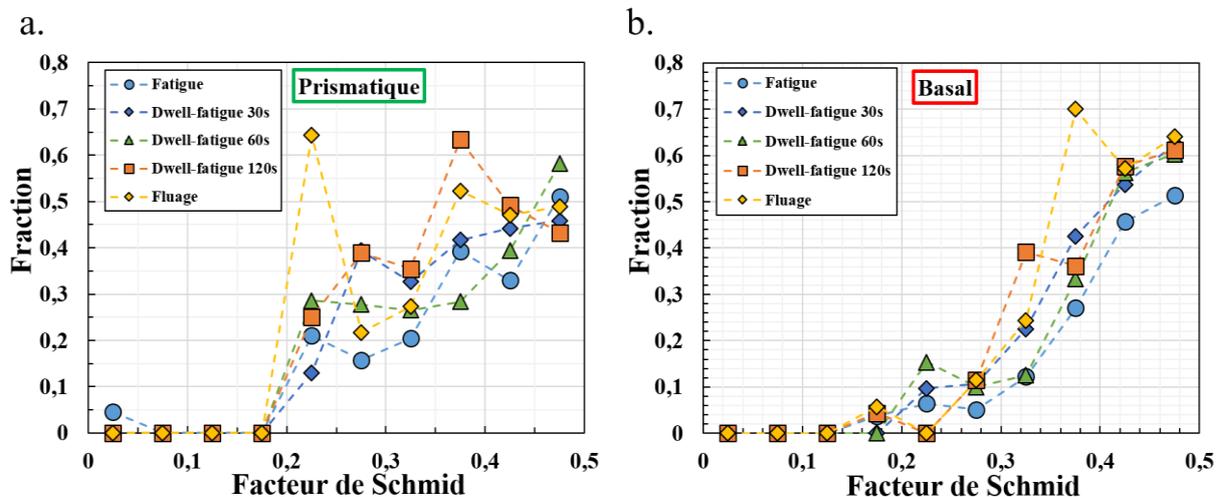


Figure IV-9 : Distribution des fractions des systèmes de glissement a. prismatiques et b. basals actifs après 2,5% de déformation plastique en fatigue, dwell-fatigue 30s, 60s, 120s et fluage à $0,94 \times R_p^{0,2\%}$ par intervalle de facteur de Schmid de 0,05.

Afin de confirmer ce dernier point, les moyennes des fractions présentées en Figure IV-9 ont été reportées sur le graphique de la Figure IV-10 pour les deux modes de glissement en fonction du temps de maintien à charge maximale appliqué par cycle. Pour le glissement basal cette fraction est de 1,5 pour un temps de maintien de 1s, 2,1 pour un temps de maintien de 120s et 2,3 pour un temps de maintien de 425s. Pour le glissement prismatique la fraction moyenne augmente et passe de 1,8 à 2,6 et 2,7 pour les mêmes temps de maintien. Ainsi, avec l'augmentation du temps de maintien, un nombre légèrement plus élevé de systèmes de glissement participe de la déformation plastique macroscopique obtenue. Comme plusieurs systèmes de glissement peuvent être actifs dans un même nodule α_p , ce résultat ne signifie pas nécessairement qu'un nombre plus élevé de nodules participe à la déformation macroscopique. Pour investiguer ce point, le nombre de nodules avec du glissement basal ou prismatique sur le nombre total de nodules étudiés est également représenté en fonction du temps de maintien à charge maximale sur le graphique de la Figure IV-10. Ce dernier montre une augmentation des fractions de nodules présentant du glissement basal ou prismatique avec l'augmentation du temps de maintien. Cela signifie donc qu'avec l'augmentation du temps de maintien, un nombre plus élevé de nodules α_p se déformant par ces deux modes de glissement contribue à la déformation macroscopique de l'éprouvette.

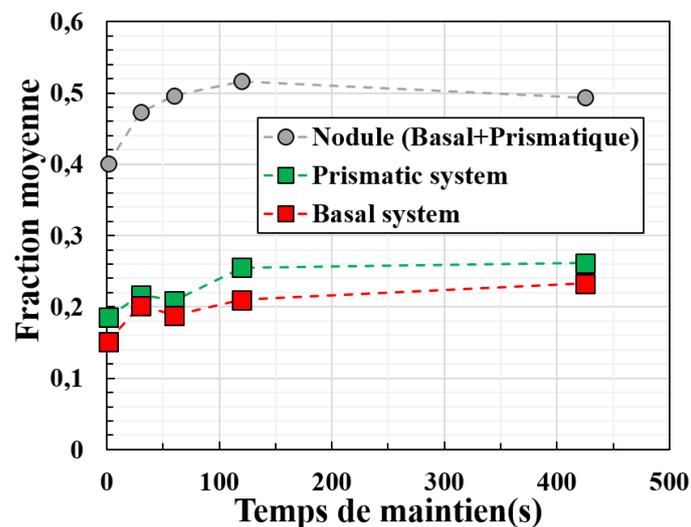


Figure IV-10 : Fractions moyenne des systèmes de glissement basal et prismatique actifs après 2,5% de déformation plastique à $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$ en fonction du temps de maintien à charge maximale appliqué en cours de cycle. (Plusieurs systèmes sont possiblement détectés dans un même nodule, c'est pourquoi les sommes des fractions sont supérieures à 1)

L'étude des systèmes de glissement basal et prismatique actifs après 2,5% de déformation plastique à $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$ et différents temps de maintien à charge maximale, conduit aux conclusions suivantes :

- En fonction du temps de maintien appliqué des différences de mécanismes de déformation actifs ont été identifiées.
- Le glissement basal est plus favorisé que le glissement prismatique pour les facteurs de Schmid élevés. Lorsque le facteur de Schmid est faible, c'est le glissement prismatique qui est plus favorisé.
- L'introduction du temps de maintien à charge maximale augmente le nombre de systèmes de glissement actifs et le nombre de nodules présentant une activité de ces modes de déformation.

Avec un niveau de contrainte maximal de $0,94 \times R_p^{0,2\%}$ qui favorise une activité équilibrée des glissements basal et prismatique lors de la première rampe de chargement, ces conclusions sont similaires à celles obtenues après 1% de déformation plastique à $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$:

2.2.2. Sur les traces de glissement

Jusqu'à présent, seul le nombre de systèmes de glissement actifs en relation avec l'orientation cristallographique locale a été considéré. L'étude du nombre de traces de glissement par système actif peut fournir un indicateur supplémentaire des différences d'activité entre mécanismes de déformation en fonction du temps de maintien. Ainsi, la Figure IV-11 présente le nombre moyen de traces par système de glissement basal ou prismatique en fonction du temps de maintien appliqué pour les chargements cycliques à $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$.

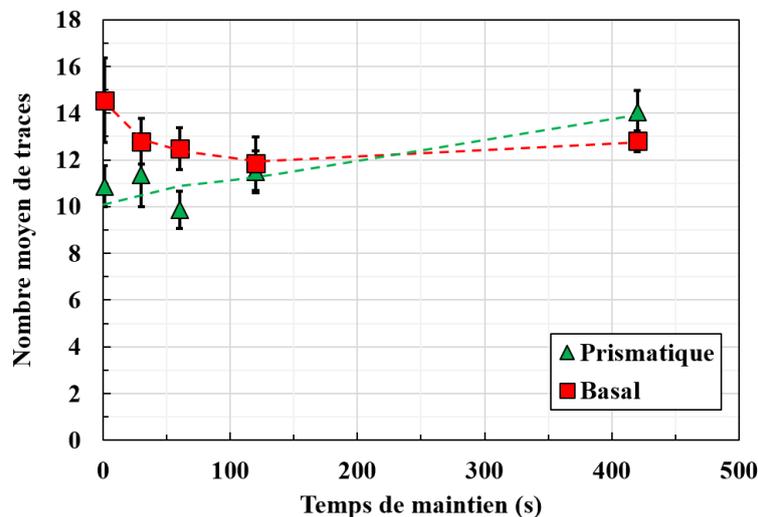


Figure IV-11 : Nombre moyen de traces de glissement détectées par système de glissement basal ou prismatique identifiées après 2,5% de déformation plastique en fonction du temps de maintien à charge maximale à $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$.

Sur le graphique de la Figure IV-11, deux tendances différentes peuvent être identifiées en fonction du mode de glissement considéré. Pour le glissement basal, il semble qu'une augmentation du temps de maintien conduise à une diminution du nombre moyen de traces par système de

glissement actifs. Cela semble être le contraire pour le glissement prismatique. L'interprétation de ce résultat reste difficile sans mesure quantitative du cisaillement local. Toutefois les différences observées sur le nombre moyen de bandes de glissement selon le mode de glissement et la durée du temps de maintien considérés, mettent en évidence des différences et encouragent une étude plus approfondie de ces aspects.

3. Autres modes de déformation

Bien que les modes de glissement basal et prismatique soient largement majoritaires, d'autres modes de déformation ont été identifiés à $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$: le glissement pyramidal $\langle a \rangle$ et $\langle c+a \rangle$, le glissement le long d'interface, et le mode de maclage en tension $\{10\bar{1}2\}$. La détection du glissement le long d'interfaces et du maclage $\{10\bar{1}2\}$ requiert des caractérisations MEB et/ou EBSD plus avancées. Ainsi une analyse détaillée de ces deux modes de déformation sera présentée dans le cas des essais de fatigue et de dwell-fatigue 120s seulement.

3.1. Glissement pyramidal de 1^{ère} espèce

3.1.1. Domaine d'orientation cristallographique

L'analyse des traces de glissements effectuée pour les essais cycliques à $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$ a révélé la présence de glissement le long de plans pyramidaux de 1^{ère} espèce. L'analyse basée sur le facteur de Schmid normalisé décrite dans le Chapitre II a de plus permis de distinguer les traces correspondantes en attribuant une direction de glissement $\langle a \rangle$ ou $\langle c+a \rangle$. L'orientation cristallographique des nodules au sein desquels ces deux modes de glissement ont été identifiés est représentée en Figure IV-12a et b pour un chargement en fatigue et en dwell-fatigue 120s respectivement. Pour des raisons de clarté, les figures correspondant aux essais de dwell-fatigue 30s et 60s et de fluage sont présentées en Annexe B :

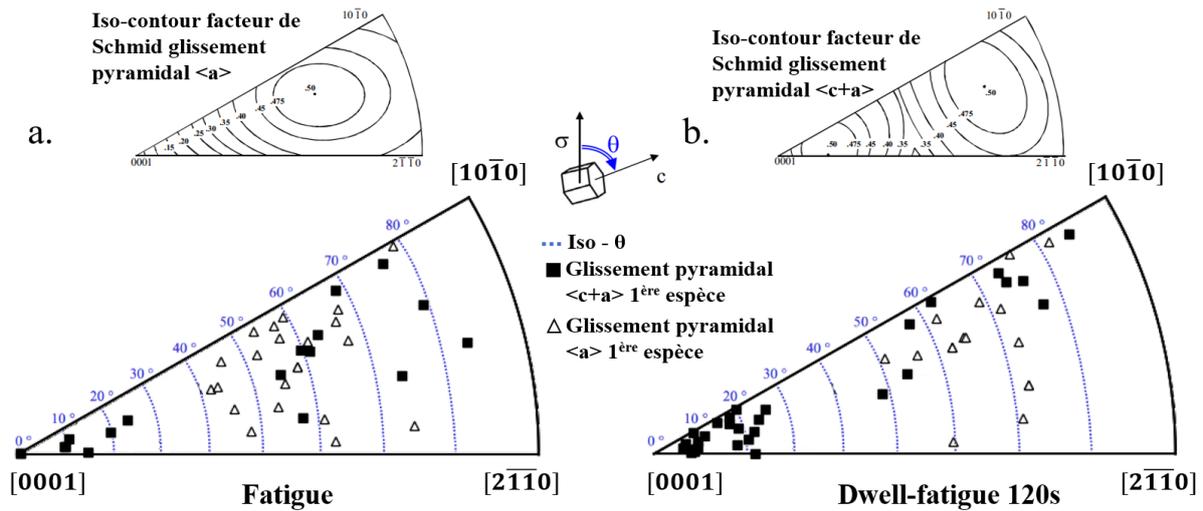


Figure IV-12 : Représentation sur une figure de pôles inverse codée selon la direction de sollicitation des orientations cristallographiques des nodules où des traces de glissement pyramidal $\langle a \rangle$ et $\langle c+a \rangle$ de 1^{ère} espèce ont été identifiées à 2,5% de déformation plastique en a. fatigue et b. dwell-fatigue 120s à $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$. Les iso-contours de l'angle de déclinaison θ sont superposés.

Sur les deux figures de pôles inverses, deux populations de points peuvent être distinguées suivant le domaine d'angle de déclinaison considéré. Une première population de points correspond aux angles de déclinaison compris entre 40° et 85° rassemblant à la fois le glissement pyramidal $\langle a \rangle$ et $\langle c+a \rangle$. C'est également un domaine où les glissements basal et prismatique opèrent, selon les résultats précédents. La deuxième population de points concerne des angles de déclinaison plus faibles et inférieurs à 30° . Dans cette classe d'orientations, le glissement pyramidal est seulement attribué à la direction $\langle c+a \rangle$. Les domaines d'activation observés sont en accord avec les iso-contours de facteur de Schmid présentés dans le Chapitre I pour les deux modes de glissement. En effet ces figures montrent la présence d'un seul maximum dans le cas du glissement pyramidal $\langle a \rangle$ tandis que deux maximums sont présents dans le triangle standard pour le glissement pyramidal $\langle c+a \rangle$. Comme pour les glissements basal et prismatique, on semble retrouver une bonne correspondance entre un haut facteur de Schmid et l'activation des glissements de pyramidal $\langle a \rangle$ et $\langle c+a \rangle$.

3.1.2. Analyse de systèmes actifs

3.1.2.1. En fonction du facteur de Schmid

Afin d'analyser plus en détail le glissement pyramidal $\langle a \rangle$ et $\langle c+a \rangle$ en fonction de l'orientation cristallographique locale, la fréquence d'observation de ces modes de glissement en fonction du facteur de Schmid a été calculée pour chaque chargement, de la même façon que pour le glissement basal et prismatique. Les distributions obtenues relatives au glissement pyramidal $\langle a \rangle$ et $\langle c+a \rangle$ sont représentées sur la Figure IV-13.

Sur chacun des deux graphiques, aucune tendance claire ne semble apparaître en fonction du temps de maintien. De plus, contrairement aux modes de glissement basal et prismatique, une augmentation du facteur de Schmid ne conduit pas à l'augmentation marquée des fractions de systèmes détectés pour ce mode de glissement. Toutefois, il est possible de remarquer que l'ensemble des valeurs sont relativement faibles. Le graphique en Figure IV-13c présente les

fractions moyennes en fonction du temps de maintien à charge maximale. Il montre que les fractions moyennes du glissement pyramidal $\langle a \rangle$ ou $\langle c+a \rangle$ sont toutes inférieures à 0,13 alors que pour le glissement basal et prismatique elles étaient toutes supérieures à 0,15 (Figure IV-10). Cela confirme bien que les modes de glissement basal et prismatique sont les modes de glissement majoritaires de la phase α_p .

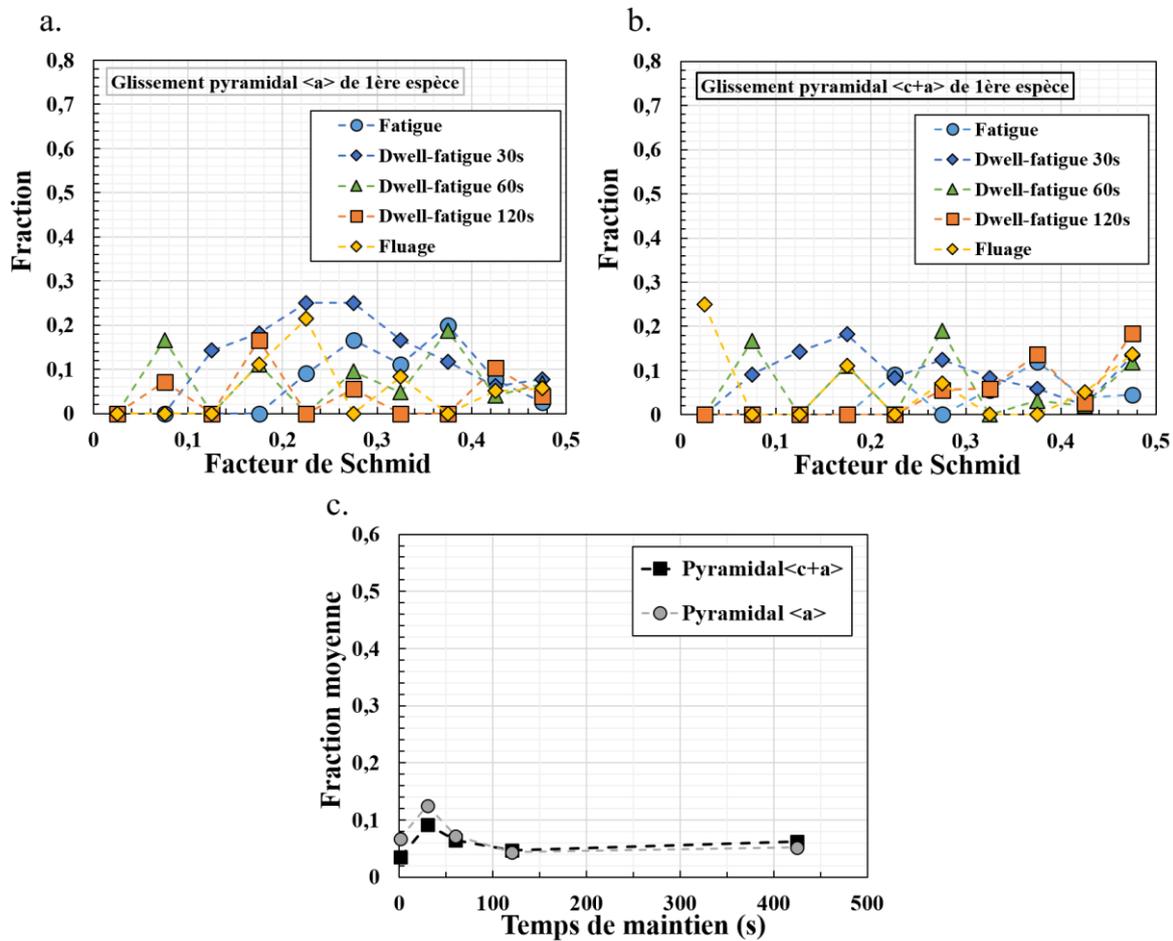


Figure IV-13 : Distribution des fractions des systèmes de glissement pyramidal de 1^{ère} espèce selon les directions a. $\langle a \rangle$ et b. $\langle c+a \rangle$ actifs après 2,5% de déformation plastique en fatigue, dwell-fatigue 30s, 60s, 120s et fluage à $0,94 \times R_p^{0,2\%}$ par intervalle de facteur de Schmid de 0,05. c. Moyenne des fractions des systèmes de glissement pyramidal $\langle a \rangle$ et $\langle c+a \rangle$ actifs en fonction du temps de maintien à charge maximale.

3.1.2.2. En fonction de l'angle de déclinaison

Dans le cas du glissement pyramidal $\langle c+a \rangle$, les figures de pôles inverses montrent deux domaines d'orientations cristallographiques associés. Selon les iso-contours de facteur de Schmid pour ce mode de glissement qui sont décrits au Chapitre I, la description de ce mode de glissement au moyen du facteur de Schmid ne permet pas de les différencier. Les figures de pôles inverses de la Figure IV-12 suggèrent plutôt d'étudier le glissement pyramidal $\langle c+a \rangle$ en fonction de l'angle de déclinaison. Cela est de plus cohérent avec la description faite de l'activation des modes de glissement dans l'étude bibliographique du Chapitre I. En effet, du fait d'une τ_{CRSS} élevée, le glissement pyramidal $\langle c+a \rangle$, qui permet en partie l'accommodation d'une déformation le long de l'axe $\langle c \rangle$, est favorisé aux angles de déclinaison faibles pour lesquels ni le glissement basal ni le glissement prismatique ne sont favorisés voire possibles. Selon les résultats expérimentaux

précédemment présentés sur le glissement basal et prismatique, ces angles de déclinaisons sont inférieurs à 10° . Les fractions du système de glissement pyramidal $\langle c+a \rangle$ ont donc été calculées pour chaque sollicitation, en fonction de l'angle de déclinaison par intervalle de 15° , de la même façon que les fractions déterminées en fonction du facteur de Schmid. Les distributions obtenues sont présentées sur le graphique de la Figure IV-14.

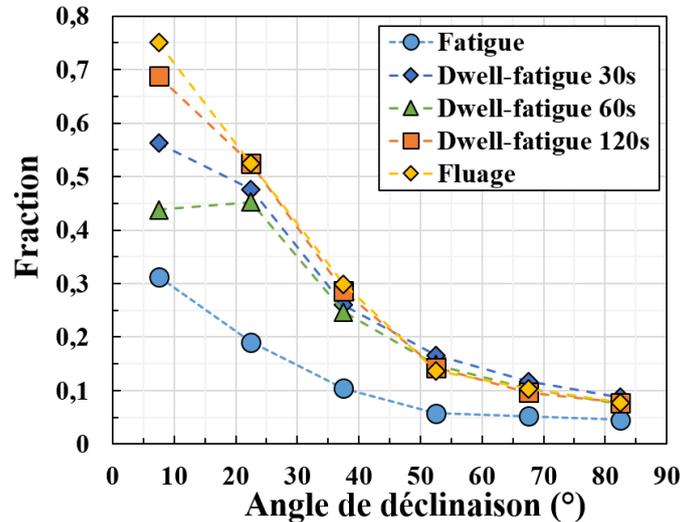


Figure IV-14 : Fractions des systèmes pyramidal $\langle c+a \rangle$ actifs après 2,5% de déformation plastique en fatigue, dwell-fatigue 30s, 60s, 120s et fluage à $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$ en fonction de l'angle de déclinaison des nodules au sein desquels ils ont été identifiés par intervalle de 15° .

Quel que soit le temps de maintien appliqué, les distributions montrent des fractions de détection des systèmes de glissement pyramidal $\langle c+a \rangle$ faibles ($< 0,17$) pour un angle de déclinaison supérieur à 50° . Avec la diminution de l'angle de déclinaison, l'ensemble des valeurs de ces fractions augmentent et peuvent atteindre une valeur de 0,75. Hormis pour la sollicitation en dwell-fatigue 60s, les maxima de chaque distribution sont ainsi atteints dans la classe d'angles de déclinaison $[0-15^\circ]$. Ces distributions confirment donc bien que sous sollicitations cycliques, le glissement pyramidal $\langle c+a \rangle$ intervient préférentiellement aux angles de déclinaison faibles, pour lesquels les glissements basal et prismatique ne sont pas favorisés.

Dans le domaine d'angles de déclinaison inférieurs à 30° , une nette influence du temps de maintien sur les fractions de systèmes actifs est observée. Avec des fractions de 31% et 19% pour les classes $[0-15^\circ]$ et $[15-30^\circ]$, la distribution correspondant à l'essai de fatigue constitue l'enveloppe inférieure du faisceau obtenu. L'enveloppe supérieure est définie par l'essai de fluage avec des fractions de 75% et 52% respectivement. Entre ces enveloppes, à l'exception de l'essai de dwell-fatigue 60s, l'augmentation du temps de maintien à charge maximale conduit à une augmentation de la fréquence d'observation du glissement $\langle c+a \rangle$. Ainsi ces résultats expérimentaux montrent clairement que l'augmentation du temps de maintien favorise l'activation du glissement pyramidal $\langle c+a \rangle$ présentant un angle de déclinaison inférieur à 30° .

3.2. Glissement le long d'une interface

L'examen des micrographies MEB a conduit à l'observation de reliefs localisés aux joints de grain marquant un glissement le long de ces derniers. Bien que le glissement aux interfaces soit

plutôt un mode déformation actif pour des températures plus élevées, Hémerly et al. ont déjà rapporté la présence de glissement le long d'une interfaces ou joints de grain à température ambiante pour du Ti-6Al-4V sollicité en traction (Hémerly et al., 2019). Ainsi, une attention particulière a été portée à ce mécanisme de déformation sous sollicitations cycliques. Un exemple est montré sur la micrographie de la Figure IV-15a. Une activité plastique importante est observée dans le nodule associé à une localisation de la déformation plastique à une interface. En effet, plusieurs lignes de glissement très marquées sont observées en surface de ce dernier. Ces lignes traduisent la présence du glissement prismatique avec un facteur de Schmid de 0,49. Les bandes de glissement traversent de part en part la surface du nodule α_p considéré. Ainsi on peut voir que ces dernières conduisent à un déchaussement de l'interface supérieure de ce nodule avec une colonie lamellaire. Cette manifestation de la déformation plastique à l'interface étant déclenchée par une bande de glissement incidente, ce mode de déformation sera par la suite dénommé glissement le long d'une interface. Dans la plupart des cas, le glissement le long d'une interface intervient entre un élément présentant une déformation plastique importante et un deuxième élément présentant une déformation plastique faible.

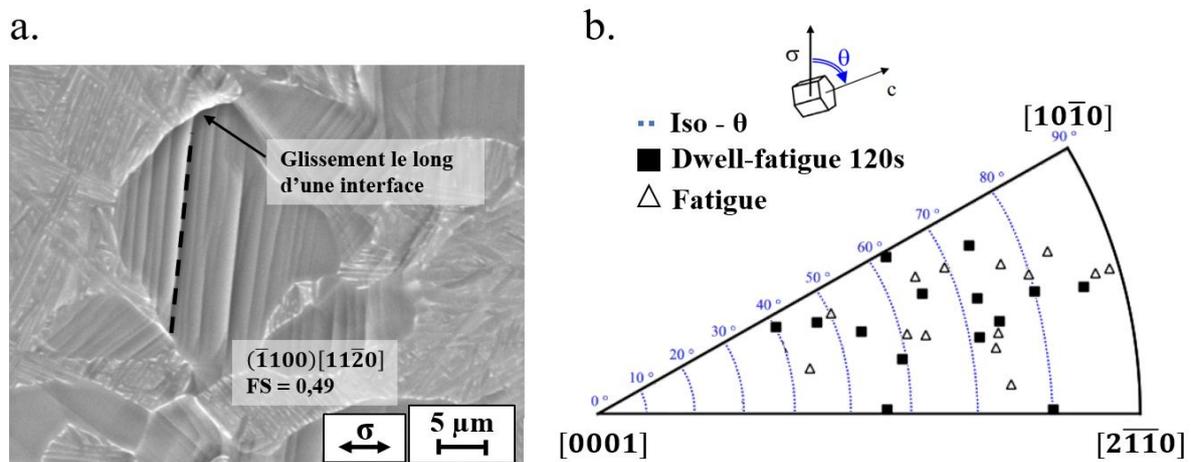


Figure IV-15 : a. Micrographie MEB montrant le glissement le long d'une interface entre un nodule α_p et des colonies lamellaires stimulée par une bande de glissement présente dans le nodule α_p . b. Représentations des orientations cristallographiques sur une figure de pôles inverse codée selon la direction de sollicitation des nodules α_p associés à du glissement le long de l'interface en fatigue et dwell-fatigue 120s après 2,5% de déformation plastique à $0,94 \times R_p^{0,2\%}$.

Les orientations des nodules α_p associés à du glissement le long d'une interface pour les essais de fatigue et dwell-fatigue 120s à $0,94 \times R_p^{0,2\%}$ sont présentées sur la figure de pôles inverse de la Figure IV-15b. Cette figure montre des domaines d'orientations cristallographiques similaires pour les deux modes de chargement. Ainsi le temps de maintien à charge maximale ne semble pas avoir un effet prononcé sur les configurations locales favorisant le déclenchement de ce mode de déformation. Le domaine d'orientation cristallographique des nodules associés à du glissement le long d'une interface se situe plutôt dans le domaine du glissement prismatique et/ou pyramidal avec quelques occurrences dans le domaine du glissement basal. En accord avec les travaux de Hémerly et al., cela suggère un rôle clef du glissement prismatique dans ce mode de déformation (Hémerly et al., 2019).

3.3. Système de maillage $\{10\bar{1}2\}[10\bar{1}1]$

Plusieurs études de la littérature suggèrent que les nodules qui sont défavorablement orientés pour le glissement basal ou prismatique, en raison d'un angle de déclinaison faible, ont un rôle clef dans l'amorçage de fissure en dwell-fatigue (Cuddihy et al., 2017; Dunne and Rugg, 2008; Evans and Bache, 1994; Ozturk et al., 2017). Plus particulièrement, c'est une bande de glissement bloquée à l'interface avec un tel nodule qui déclenche l'amorçage d'une fissure. Afin de mieux comprendre les conditions associées à l'amorçage de fissure, les interactions de bandes de glissement à l'interface d'un nodule avec un angle de déclinaison inférieur à 10° ont été caractérisées. Cela peut conduire à l'observation du mode de maillage $\{10\bar{1}2\}$ qui n'est pourtant pas rapporté dans la littérature pour les conditions d'essais étudiées. L'objet de cette partie est donc de décrire comment ce mode de déformation opère puis d'analyser les conditions le favorisant.

3.3.1. Etude de cas et description du maillage $\{10\bar{1}2\}$

3.3.1.1. Détection et identification du mode de maillage

La micrographie de la Figure IV-16a présente une configuration microstructurale composée d'un grain « dur » et d'un grain « mou » après une sollicitation en dwell-fatigue 120s à $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$. Le grain dur G1 présente un angle de déclinaison de $8,7^\circ$ et des traces de glissement associées à un système de glissement pyramidal $\langle c+a \rangle$ avec un facteur de Schmid de 0,47. Le grain « mou » G2 présente un angle de déclinaison de 81° et des traces de glissement prismatique avec un facteur de Schmid de 0,48. Ces traces de glissement rencontrent l'interface avec le grain dur G1 mais aucune continuité des traces de glissement prismatique et pyramidale $\langle c+a \rangle$ n'est observée sur la micrographie de la Figure IV-16a. Les bandes de glissement prismatiques semblent donc être bloquées à l'interface avec le grain dur. Par conséquent, la configuration présentée en Figure IV-16 correspond parfaitement au modèle d'Evans et Bache (Evans and Bache, 1994).

La micrographie de la Figure IV-16a montre des contrastes de forme lenticulaire au sein du grain G1, dont la base coïncide avec l'intersection entre une trace de glissement prismatique et l'interface avec le grain G2. La cartographie d'orientation cristallographique centrée sur l'interface G1/G2 de la Figure IV-16b montre que ces contrastes correspondent à des macles. Afin d'identifier le mode et le système de maillage observé, les relations d'orientation cristallographique entre les macles et le grain parent doivent être étudiées. Pour cela le profil de désorientation cristallographique est d'abord déterminé le long du chemin I qui est défini sur la cartographie d'orientation cristallographique de la Figure IV-16. Le profil représenté en Figure IV-17a révèle une désorientation cristallographique d'environ 85° entre les macles et le grain G1. Selon la présentation des modes de déformation de la phase α au Chapitre I, cette désorientation est caractéristique du mode de maillage en tension $\{10\bar{1}2\} \langle 10\bar{1}1 \rangle$. Pour identifier le système actif parmi les 6 correspondant à ce mode de maillage, les orientations cristallographiques du grain G1 et des macles sont tracées sur les figures de pôles des plans $\{10\bar{1}2\}$ et des directions $\langle 10\bar{1}1 \rangle$ présentées en Figure IV-17b. Les pôles communs observés sur ces figures conduisent à l'identification du système de maillage $(\bar{1}102) [1\bar{1}01]$ pour ce cas particulier.

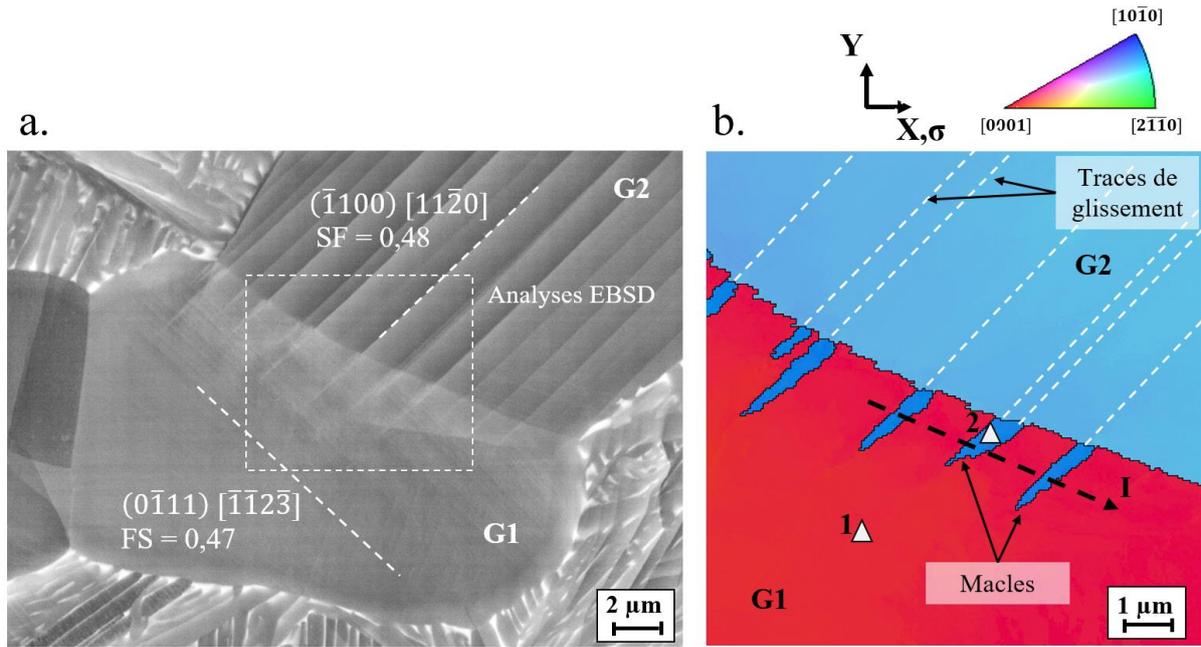


Figure IV-16 : a. Micrographie MEB d'une paire de nodules α_p dur (G1) et mou (G2). b. Cartographie des orientations cristallographiques codées selon la direction de sollicitation et centrée sur l'interface entre le nodule mou et le nodule dur. La cartographie révèle la présence de macles au sein du nodule dur en face des traces de glissement prismatique du nodule mou.

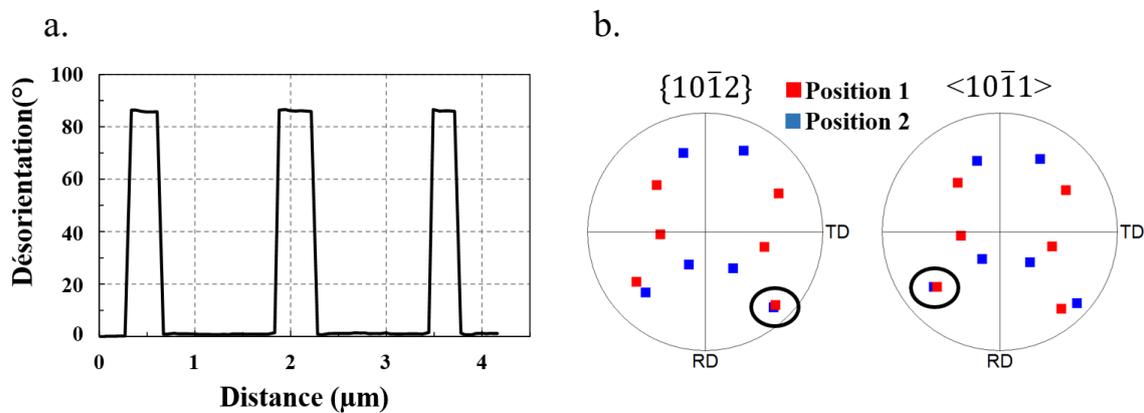


Figure IV-17 : a. Profil de désorientation cristallographique depuis le point d'origine du chemin I défini en Figure IV-16 et b. représentation des orientations des plans $\{10\bar{1}2\}$ et des directions $\langle 10\bar{1}1 \rangle$ dans le repère échantillon aux points 1 et 2 définis en Figure IV-16b.

Sur la micrographie de la Figure IV-16a, chaque macle $\{10\bar{1}2\}$ semble résulter de l'interaction d'une bande de glissement prismatique avec l'interface du grain dur G1. Afin de confirmer cette observation, des analyses MET de l'interface entre le grain G1 et G2 ont été effectuées au CEMES Toulouse par Muriel Hantcherli et Florence Pettinari-Sturmel. Pour cela une lame mince a été prélevée au moyen d'un MEB-FIB. Les micrographies des Figure IV-18a et b montrent respectivement le positionnement du prélèvement effectué et la lame mince extraite. La micrographie MET de la Figure IV-18c présente une zone de cette dernière. Le joint entre les grains G1 et G2 est indiqué par des pointillés blancs. Au sein du grain G1, deux macles sont observées. On peut alors voir que ces macles sont situées en tête d'un empilement de dislocations dans le grain

G2. L'analyse des dislocations constituant cet empilement confirme qu'elles sont localisées dans un plan prismatique. Ces analyses MET confirment donc que l'activation du maclage $\{10\bar{1}2\}$ dans le grain dur est associée à un empilement de dislocations à son interface.

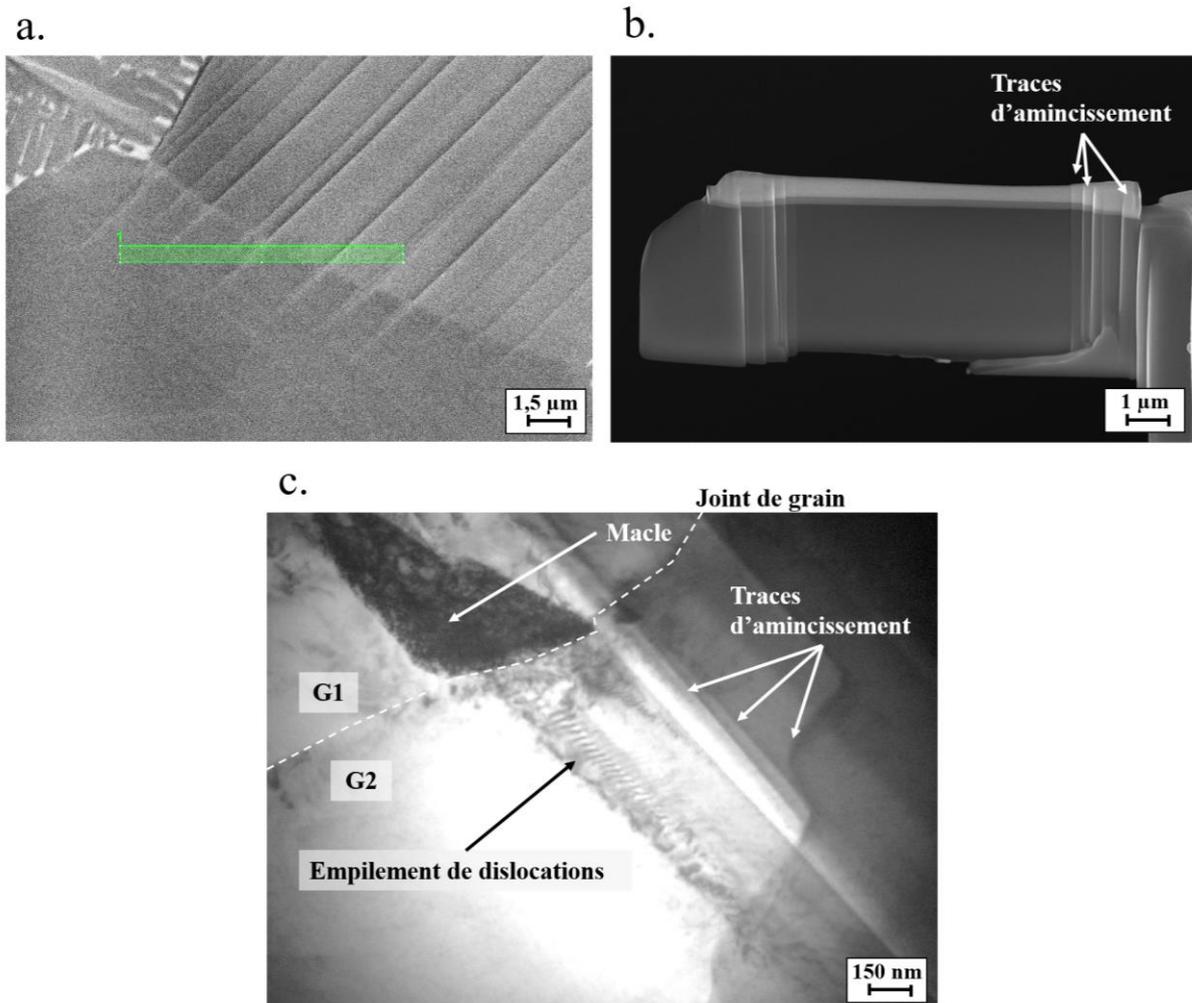


Figure IV-18 : Micrographies MEB a. du positionnement de prélèvement de la lame mince et b. de la lame mince pour le cas d'étude de la Figure IV-16. c. Micrographie MET selon le vecteur $\vec{g} = [\bar{1}013]$ du cas d'étude de la Figure IV-16. La micrographie montre que la macle observée dans le nodule G1 est localisée en tête d'un empilement de dislocations contenue dans un plan prismatique du nodule G2.

D'après ces analyses, le mode de maclage $\{10\bar{1}2\}$ semble induit par une bande de glissement incidente à l'interface d'un grain parent. Toutefois, la Figure IV-19 montre qu'une trace de glissement qui rencontre l'interface d'un grain dur ne conduit pas systématiquement à l'observation d'une macle. Cette dernière présente une micrographie et une cartographie d'orientations cristallographiques d'un nodule dur G3, avec un angle de déclinaison de $9,4^\circ$, après 2,5% de déformation plastique en dwell-fatigue 120s à $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$. Ce nodule présente une interface commune avec deux grains mous G4 et G5. Dans chacun de ces deux grains, un glissement prismatique est identifié avec des facteurs de Schmid de 0,45 et 0,47 respectivement. Les traces de glissement associées rencontrent l'interface avec le grain dur G3. A l'interface G3/G5 cette interaction conduit à l'observation d'une macle $\{10\bar{1}2\}$. Néanmoins, à l'interface G3/G4, aucune macle n'est détectée. La continuité observée des traces de part et d'autre de l'interface G3/G4 suggère que la transmission du glissement prismatique vers le glissement pyramidal $\langle c+a \rangle$

était plus favorable au maclage. Ce cas d'étude montre donc qu'une compétition existe entre le glissement $\langle c+a \rangle$ et le mode de maclage $\{10\bar{1}2\}$ pour les nodules avec un angle de déclinaison faible. Afin d'améliorer la prédiction des modes de déformation actifs dans les nodules durs de la microstructure bimodale, il apparaît ainsi nécessaire d'identifier les paramètres favorisant le mode de maclage $\{10\bar{1}2\}$.

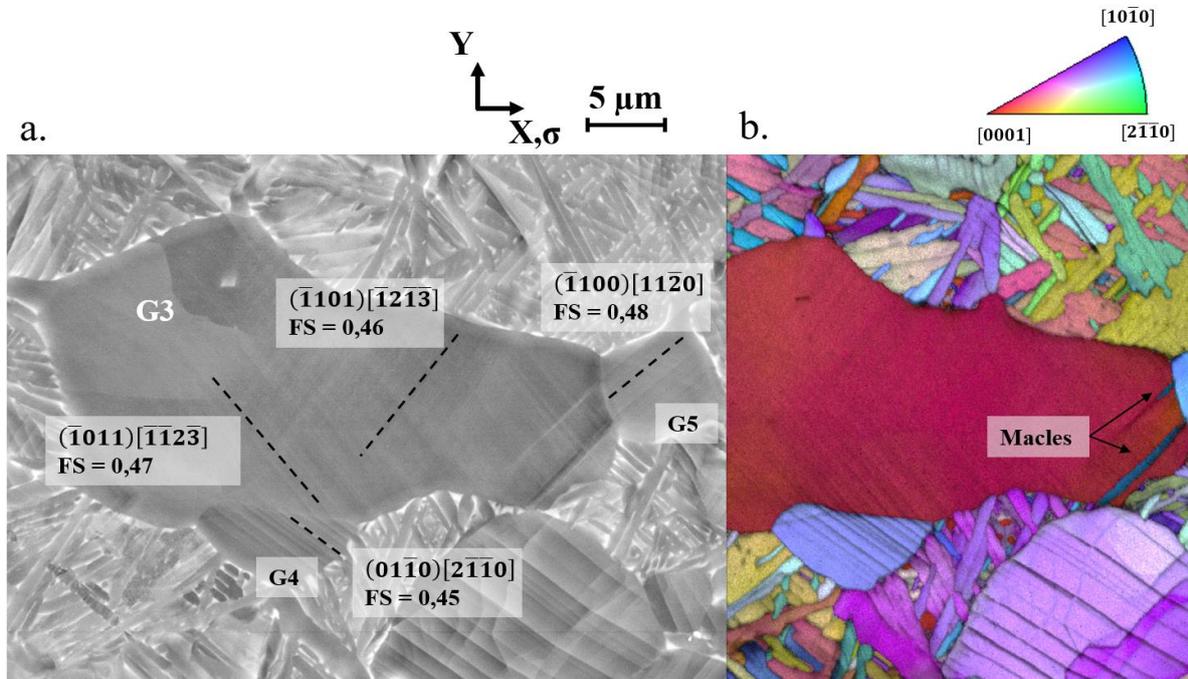


Figure IV-19 : a. Micrographie MEB d'un nodule dur (G3) ayant une interface commune avec deux nodules mous (G4 et G5). b. La cartographie d'orientation cristallographique codée selon la direction de sollicitation avec l'indice qualité en superposition montre la transmission du glissement prismatique vers le glissement pyramidal $\langle c+a \rangle$ à l'interface entre le nodule G3 et G4. Aux environs de l'interface G3/G5, elle révèle la présence de deux macles.

3.3.1.2. Analyse du maclage $\{10\bar{1}2\}$

De façon similaire à l'étude des modes de déformation précédemment détaillée, les domaines d'orientations cristallographiques des nodules contenant les macles et les glissements incidents ont été recensés. Le facteur de Schmid associé au système de glissement est qualifié de « incident » tandis que le facteur de Schmid du mode de maclage est qualifié de « sortant ». Le dernier paramètre considéré est le paramètre m' introduit par Luster et Morris, qui permet de quantifier l'alignement entre deux systèmes de déformation (Luster and Morris, 1995). Wang et al. ont précédemment montré au moyen de ce paramètre m' , la corrélation entre l'alignement des systèmes de glissement incident et de maclage sortant avec l'observation de macles $\{10\bar{1}2\}$ pour du titane commercialement pur (Wang et al., 2009).

A titre d'exemple, le Tableau IV-2 présente les paramètres associés aux macles $\{10\bar{1}2\}$ pour le nodule G1 de la Figure IV-16. Le système de glissement incident est prismatique avec un facteur de Schmid incident de 0,48. Pour le système de déformation sortant, les six systèmes de maclage $\{10\bar{1}2\}$ sont considérés et les facteurs de Schmid associés sont calculés. Le paramètre m' est ainsi évalué pour chacun de ces six systèmes de maclage en fonction du système de glissement incident identifié. Les valeurs de ce paramètre sont également reportées dans le Tableau IV-2. Pour

ce cas d'étude particulier, il est observé que le système de maillage actif possède les facteur de Schmid sortant et paramètre m' associés les plus élevées.

Système de déformation entrant			Systèmes de déformation sortant (maillage $\{10\bar{1}2\}$)			Paramètre m'
Plan	Direction	Facteur de Schmid incident	Plan	Direction	Facteur de Schmid sortant	
$(\bar{1}100)$	$[11\bar{2}0]$	0,48	$(\bar{1}102)$	$[1\bar{1}01]$	0,49	0,99
			$(\bar{1}\bar{1}02)$	$[\bar{1}101]$	0,48	0,01
			$(\bar{1}012)$	$[10\bar{1}1]$	0,47	0,51
			$(10\bar{1}2)$	$[\bar{1}011]$	0,49	0,08
			$(0\bar{1}12)$	$[01\bar{1}1]$	0,46	0,05
			$(01\bar{1}2)$	$[0\bar{1}11]$	0,49	0,61

Tableau IV-2 : Facteur de Schmid incident et sortant et paramètre m' pour l'analyse du maillage $\{10\bar{1}2\}$ du cas d'étude présenté en Figure IV-16.

Chaque interaction d'un système de glissement avec un nodule dur, qu'elle ait conduit ou non à l'observation d'une macle, a fait l'objet de cette analyse. Selon les résultats obtenus sur le glissement basal et prismatique, le domaine d'orientation des grains dits « durs » correspond aux angles de déclinaisons inférieurs à 10° . L'étude du glissement pyramidal $\langle c+a \rangle$ montre cependant que le domaine d'orientation des grains « durs » peut être étendu aux angles de déclinaisons inférieurs à 30° . En effet, l'observation de ce mode de déformation pour les angles de déclinaisons entre 10 et 30° suggère un niveau de contrainte élevé qui n'a pu être accommodé par le glissement basal. Cela étant cohérent avec la définition du grain dur proposé par Evans et Bache, Dunne et al. ou par Hasija et al. (Dunne et al., 2007; Evans and Bache, 1994; Hasija et al., 2003), le domaine d'angle de déclinaison de 0 à 30° a été choisi pour l'étude du mode de maillage $\{10\bar{1}2\}$.

3.3.2. Analyse statistique du phénomène

Afin d'obtenir des données statiquement représentatives, le maillage $\{10\bar{1}2\}$ a été analysé pour les essais de fatigue et de dwell-fatigue 120s à $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$ et 2,5% de déformation plastique. Au total, 34 et 39 nodules ont été étudiés respectivement. Parmi ces nodules, 9 contiennent des macles en fatigue, et 10 en dwell-fatigue 120s.

3.3.2.1. Domaines d'orientations cristallographiques

Les orientations cristallographiques des nodules contenant des macles sont représentées sur les figures de pôles inverses en Figure IV-20a pour une sollicitation en fatigue et Figure IV-20b pour une sollicitation en dwell-fatigue 120s. Bien que les nodules avec un angle de déclinaison entre 0 et 30° aient été investigués, la Figure IV-20 montre que, pour les deux modes de chargement, les macles sont observées pour des angles de déclinaison inférieurs à 20° . Dans le domaine d'angles de déclinaison entre 10 et 20° , un recouvrement des domaines associés aux macles $\{10\bar{1}2\}$ et au glissement basal est observé. Néanmoins, ces deux modes de déformation n'apparaissent pas de manière concomitante pour un même nodule α_p . Au contraire, des glissements basal ou pyramidal $\langle c+a \rangle$ ont été détectés conjointement. De plus, à chaque fois qu'une macle a été détectée, le

glissement pyramidal $\langle c+a \rangle$ l'a été aussi. La réciproque n'étant pas vraie, cela suggère que la valeur de τ_{CRSS} du maillage $\{10\bar{1}2\}$ est supérieure à celle du glissement pyramidal $\langle c+a \rangle$.

Les orientations des nodules α_p et des lamelles α_s contenant la bande de glissement ayant déclenché le maillage sont également reportées sur les figures de pôles inverses de la Figure IV-20. Cette figure montre ainsi que les orientations de ces entités microstructurales se situent dans les domaines d'orientation favorable au glissement basal ou prismatique. Ainsi, cela montre que les deux modes de glissement préférentiels de la phase α sont susceptibles de déclencher du maillage dans les nodules α_p possédant un angle de déclinaison inférieur à 20° .

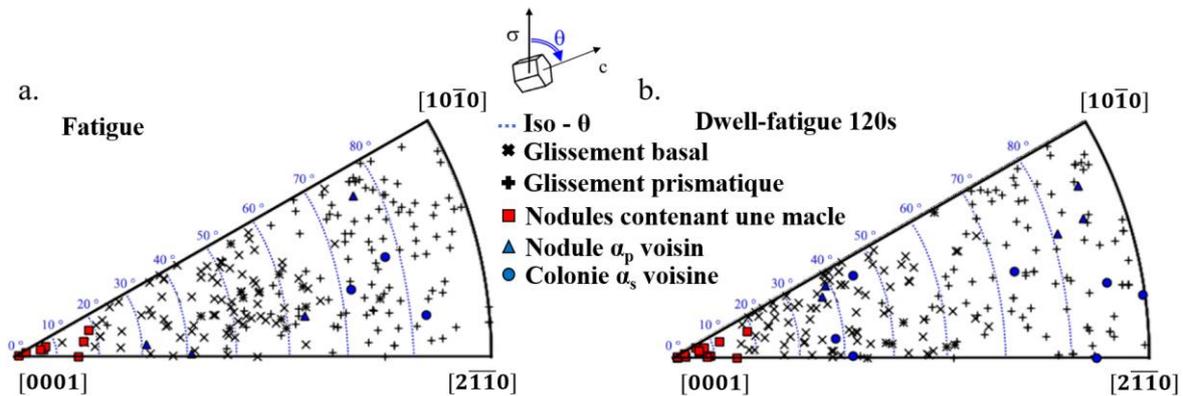


Figure IV-20 : Représentation des orientations cristallographiques sur une figure de pôles inverse codée selon la direction de sollicitation, des nodules où des macles ont été détectées et des nodules ou colonies lamellaires contenant la bande de glissement incidente. Les orientations cristallographiques des nodules contenant du glissement basal et prismatique sont également reportées.

3.3.2.2. Influence de l'alignement des systèmes de déformation

Comme décrit précédemment, l'influence de l'alignement des systèmes de déformation sur la formation des macles $\{10\bar{1}2\}$ est étudiée au moyen du paramètre m' . Il a été calculé pour chacun des 6 systèmes de ce mode de maillage, en considérant le système de glissement incident pour chaque interaction d'une bande de glissement avec une interface étudiée. Les résultats sont présentés sur le graphique de la Figure IV-21 qui représente le nombre de cas observés en fonction de la valeur du facteur m' par intervalle de 0,2. La distribution « actif » regroupe les valeurs de m' pour les systèmes de maillage effectivement identifiés. Bien que 19 configurations de macle aient été détectées, cette série ne contient que 16 événements. Cela tient du fait que l'analyse de la trace du glissement incident a conduit, pour 3 cas, à une indétermination. La distribution « non actif » regroupe les paramètres m' des systèmes de maillage non observés de chaque interaction ayant conduit à une macle. Enfin la distribution « pas de macle détectée » reprend les valeurs de m' de tous les systèmes de maillage pour chaque interaction avec une bande de glissement n'ayant pas donné lieu à une macle détectable.

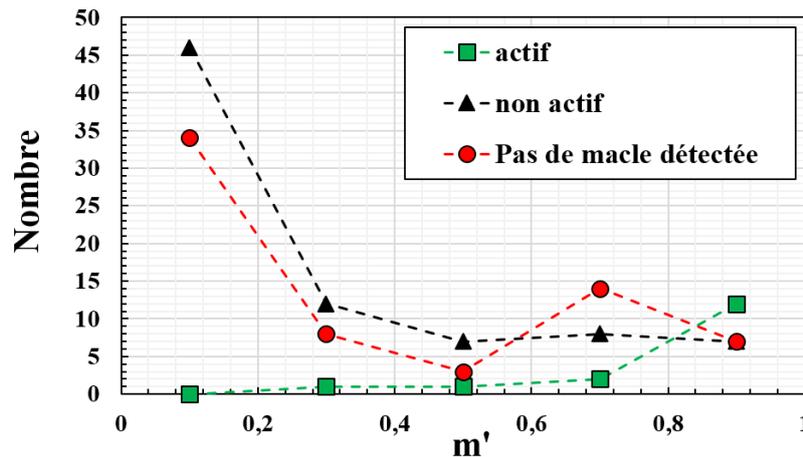


Figure IV-21 : Distribution en nombre des valeurs de m' pour les 6 systèmes de maclages $\{10\bar{1}2\}$ en fonction pour chaque interaction d'une bande de glissement à l'interface d'un nodule avec un angle de déclinaison inférieur à 30° .

Sur ce graphique, il est possible de voir que pour les distributions « non actif » et « pas de macle » le nombre de systèmes diminue avec l'augmentation de la valeur du paramètre m' . Le maximum de ces deux distributions est atteint entre 0 et 0,2 pour un nombre de cas de 27 et 46 respectivement. Cela représente pour les deux distributions plus de 50% des cas. Dans la classe de valeur maximale du paramètre m' , $[0,8-1]$, le nombre de cas est faible pour les deux distributions, ne représentant que 9% et 11% des cas pour les distributions « non actif » et « pas de macle ».

Pour la distribution « actif », la tendance contraire est observée. L'augmentation de la valeur du paramètre m' conduit à une augmentation du nombre d'événements. Pour une valeur du paramètre m' inférieure à 0,2, aucune macle n'est observée. Au contraire, pour une valeur du paramètre m' comprise entre 0,8 et 1, 13 événements sont observés ce qui correspond à 70% des cas environ. Ainsi, cette distribution confirme le rôle prépondérant d'un très bon alignement cristallographique des systèmes de déformation entrant et sortant dans l'activation du mode de maclage $\{10\bar{1}2\}$. Ce résultat est en accord avec les travaux de Wang et al. (Wang et al., 2009). Néanmoins d'après la Figure IV-21, toutes les interactions conduisant à un alignement des systèmes de déformation caractérisé par un paramètre m' supérieure à 0,8 n'ont pas systématiquement conduit à la détection d'une macle. Il apparaît ainsi important de considérer d'autres paramètres, afin de caractériser de façon plus précise les conditions favorisant la formation des macles.

3.3.2.3. Facteur de Schmid du glissement incident

Afin d'étudier un éventuel rôle de l'orientation du système de glissement incident par rapport à la direction de sollicitation, le graphique de la Figure IV-22 associe le facteur de Schmid incident en ordonnée à la valeur de m' pour les 6 systèmes de maclage possibles pour chaque interaction étudiée. Le même type de classification que pour la Figure IV-21 s'applique ici. Ce graphique montre que le maclage intervient pour un facteur de Schmid incident supérieur à 0,38. Cependant, il montre également que les interactions étudiées présentent un facteur de Schmid incident supérieur à 0,38. Ce graphique ne permet donc pas de définir un critère basé sur le facteur de Schmid incident pour prédire la formation d'une macle. Néanmoins, il montre qu'un haut facteur de Schmid incident favorise ce mode de déformation. En effet, 70% des interactions avec un facteur de Schmid incident supérieur à 0,46 conduisent à la formation d'une macle (9 cas de macle pour 4 cas sans macle détectée). Ce pourcentage diminue à 50% pour un facteur de Schmid incident inférieure à 0,46 (7 cas de macles pour 7 cas sans macle détectée).

Le graphique de la Figure IV-21, montre également que pour 75% des macles détectées (12 sur 16), le système de maillage actif possède la valeur maximale du paramètre m' parmi les 6 systèmes potentiels correspondant. Ce résultat confirme que l'alignement des systèmes de déformation est un indicateur important pour décrire la sélection du système de maillage actif. Cette observation est également en accord avec les conclusions de Wang et al. (Wang et al., 2009).

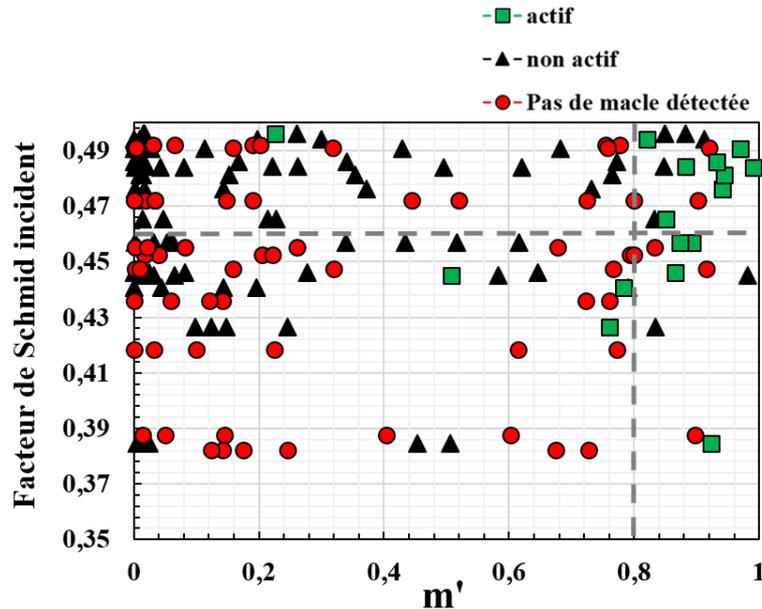


Figure IV-22 : Facteur de Schmid incident en fonction du paramètre m' associé en considérant les 6 systèmes de maillage $\{10\bar{1}2\}$ pour chaque interaction d'une bande de glissement avec l'interface d'un nodule étudié. Les distributions et le code de couleurs associé sont équivalents à ce qui est décrit pour le graphique de la Figure IV-21.

3.3.2.4. Facteur de Schmid du maillage sortant

Dans le but d'étudier l'influence de l'alignement du système de maillage avec l'axe de sollicitation sur la formation d'une macle, chaque interaction est représentée par le paramètre m' en abscisse et le facteur de Schmid en ordonnée des 6 systèmes de maillage $\{10\bar{1}2\}$ sur le graphique de la Figure IV-23. Les interactions sont classifiées « actif », « non actif » et « pas de macle détectée » de la même façon que pour le graphique de la Figure IV-21.

Selon le domaine d'orientation cristallographique des nodules parents et la Figure I-16 du Chapitre I, le facteur de Schmid maximal pour le mode de maillage $\{10\bar{1}2\}$ est compris entre 0,38 et 0,50 pour les interactions étudiées. Par ailleurs, la Figure IV-23 montre que l'ensemble des valeurs des facteurs de Schmid des systèmes de maillage pour les interactions étudiées, sont compris entre 0,40 et 0,50. En particulier, tous les systèmes de maillage actifs possèdent un facteur de Schmid supérieur à 0,46. Ainsi, un fort facteur de Schmid élevé semble être requis pour l'activation du maillage $\{10\bar{1}2\}$.

De plus selon la Figure IV-23, 80% des interactions (12 sur 15) qui se caractérisent par une valeur de m' supérieure à 0,80 et par un facteur de Schmid d'un système de maillage $\{10\bar{1}2\}$ supérieur à 0,46, conduisent à la formation d'une macle. Par conséquent, un très bon alignement du système de maillage avec le système de glissement incident et une cisssion résolue élevée favorisent le maillage $\{10\bar{1}2\}$ dans les nodules α_p dont l'angle de déclinaison est inférieur à 20° .

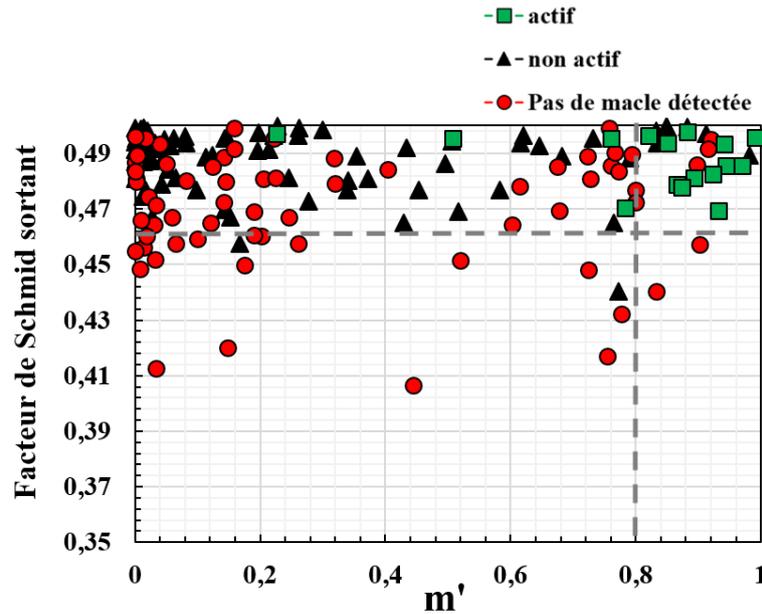


Figure IV-23 : Facteur de Schmid sortant en fonction du paramètre m' associé des 6 systèmes de maclage $\{10\bar{1}2\}$ pour chaque interaction d'une bande de glissement avec l'interface d'un nodule étudié. Les distributions et le code de couleurs associé sont équivalents à ce qui est décrit pour le graphique de la Figure IV-21.

3.3.2.5. Bilan

L'étude des traces de glissement bloquées aux interfaces des nodules dont l'angle de déclinaison est inférieur à 30° a permis de mettre en évidence le maclage $\{10\bar{1}2\}$ sous sollicitations cycliques avec temps de maintien. Les macles sont déclenchées par un empilement de dislocations résultant du glissement basal ou prismatique dans un nodule ou une colonie lamellaire adjacent.

Le domaine d'orientations cristallographiques où ce mode de déformation a été détecté correspond à des angles de déclinaisons compris entre 0 et 20° . Pour des angles de déclinaison compris entre 10 et 20° , le maclage $\{10\bar{1}2\}$ et le glissement basal ne coexistent pas dans un même nodule contrairement au glissement pyramidal $\langle c+a \rangle$ et au glissement basal. Le maclage $\{10\bar{1}2\}$ est donc un mode de déformation possible caractéristique des nodules durs pour les conditions de chargement appliquées.

L'étude statistique des traces de glissement interceptant l'interface d'un nodule dont l'angle de déclinaison est inférieur à 20° , a permis de mettre en évidence l'importance d'une cisssion résolue élevée sur les systèmes de déformations et de leur alignement entre eux pour la formation des macles.

L'ensemble des résultats obtenus et présentés sur les Figure IV-22 et Figure IV-23 sont reportés sur le graphique en trois dimensions de la Figure IV-24. Cette représentation met en évidence que les systèmes de maclage actifs correspondent en grand majorité à une valeur de m' supérieure à $0,80$, un facteur de Schmid incident supérieur à $0,45$ et un facteur de Schmid pour le système de maclage supérieur à $0,47$.

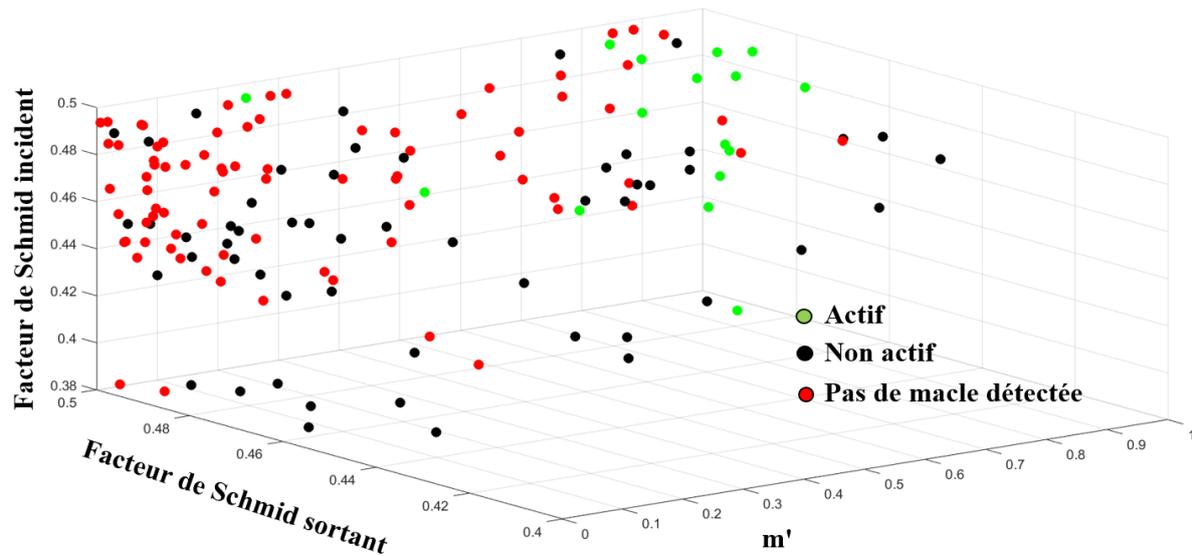


Figure IV-24 : Cartographie en trois dimensions des systèmes de maillage en fonction du facteur de Schmid incident, du facteur de Schmid sortant et du paramètre m' associé pour chaque interaction d'une bande de glissement à l'interface d'un nodule investigué. Le graphique regroupe les données présentées avec les Figure IV-22 et Figure IV-23. Les distributions et le code de couleurs associé sont équivalents à ce qui est décrit pour le graphique de la Figure IV-21.

4. Discussion

4.1. Mécanismes de déformation du Ti-6Al-4V sous sollicitations cycliques

Dans ce chapitre, une étude des modes de déformation actifs dans la phase α_p est proposée sur une base statistique. Tandis que la plupart des travaux sur ce sujet se concentrent sur des sollicitations quasi-statiques, l'étude présentée ici considère des sollicitations cycliques. En particulier, l'influence du temps de maintien à charge maximale a été examinée en comparant les résultats obtenus pour des modes de chargement en fatigue et en dwell-fatigue. Souvent, ces deux modes de chargement sont traités séparément ce qui rend difficile leur comparaison. Les travaux présentés visent donc à améliorer les connaissances sur les mécanismes de déformation plastique en fatigue et en dwell-fatigue en fonction de l'orientation cristallographique de la phase α_p . De plus, ils ont permis de révéler plusieurs types d'interactions entre une bande de glissement et un joint de grain, qui sont supposées être au cœur du mécanisme d'amorçage de fissure sous sollicitations cycliques.

En accord avec les travaux de Bridier et al. (Bridier et al., 2008) pour une sollicitation en fatigue en déformation imposée, les résultats obtenus montrent que les glissements basal et prismatique sont les principaux mode de déformation de la phase α_p . Les domaines d'orientation cristallographique associés sont également cohérents avec les études précédentes sur le Ti-6Al-4V avec une microstructure bimodale, pour des chargement quasi-monotone ou de fatigue contrôlée en déformation (Bridier et al., 2008, 2005; Hémerly and Villechaise, 2017a). Pour des valeurs modérées d'angles de déclinaison ($[45-65^\circ]$) correspondant à des facteurs de Schmid proches pour

le glissement basal et prismatique, il existe un domaine mixte où ces deux modes de déformation sont actifs. C'est dans ce domaine d'orientation que le glissement pyramidal de 1^{ère} espèce est également identifié selon les directions $\langle a \rangle$ et $\langle c+a \rangle$. L'observation de ces deux modes de glissement est corrélée avec des facteurs de Schmid élevés. Dans le domaine d'orientations favorables aux glissements basal et prismatique, l'interaction d'une bande de glissement avec un joint de grain peut conduire à l'observation d'un glissement au joint de grain. En accord les travaux de Hémerly et al. (Hémerly et al., 2019), ce mode de déformation pourrait être majoritairement associé au glissement prismatique.

Pour les valeurs d'angle de déclinaison inférieures à 30° , le glissement pyramidal $\langle c+a \rangle$ et le mode de maclage $\{10\bar{1}2\}$ sont observés. Ces modes de déformation permettent d'accommoder la déformation notamment selon l'axe $\langle c \rangle$ de la maille hexagonale, contrairement au glissement basal ou prismatique. Le mode maclage $\{10\bar{1}2\}$ est identifié pour des angles de déclinaison compris entre 0 à 20° tandis que le glissement pyramidal $\langle c+a \rangle$ est observé jusqu'à 30° . Le maclage est systématiquement observé avec du glissement pyramidal $\langle c+a \rangle$ au sein d'un même nodule. Cependant, certains nodules avec un angle de déclinaison inférieur à 20° présentent du glissement $\langle c+a \rangle$ sans formation de macle. Cette dernière observation suggère que la valeur de τ_{CRSS} associé au mode de maclage $\{10\bar{1}2\}$ pour le Ti-6Al-4V est supérieure à celle du glissement $\langle c+a \rangle$. En effet, l'aluminium inhibe l'activité de ce mode de déformation pour les alliages Ti-6Al en comparaison au titane pur (Fitzner et al., 2016; Williams et al., 2002). Comme la valeur de τ_{CRSS} du glissement pyramidal $\langle c+a \rangle$ est environ 1,6 fois supérieure à celle du glissement basal en traction (Hasija et al., 2003; Kasemer et al., 2017), l'activité du maclage et du glissement dans la direction $\langle c+a \rangle$ suggère un niveau de contrainte élevé dans les nodules α_p où ils sont observés. En particulier, le maclage $\{10\bar{1}2\}$ est induit par une bande de glissement incidente dans des configurations microstructurales qui sont supposées favorables à l'amorçage d'une fissure en dwell-fatigue (Dunne et al., 2007; Dunne and Rugg, 2008; Evans and Bache, 1994). L'étude des conditions favorisant ce mode de déformation est donc importante. Dans le cas du titane commercialement pur, Wang et al. ont montré en utilisant le paramètre m' qu'un bon alignement des systèmes de déformation est corrélé à l'observation de macles (Wang et al., 2009). L'étude présentée ici montre que ces observations sont transposables au cas du Ti-6Al-4V. Elle montre également qu'un facteur de Schmid élevé pour le système de maclage et le système de glissement incident semble favoriser le maclage. Ainsi un premier critère de prédiction pour la formation de macle peut être établi. Ce critère est défini par un facteur de Schmid pour le système de glissement incident supérieur à 0,45, un facteur de Schmid pour le système de maclage supérieur à 0,46 et une valeur du paramètre m' entre ces deux systèmes de déformation supérieur à 0,80. Toutefois l'ensemble de ces paramètres est insuffisant pour établir un critère fiable pour la prédiction de l'activation du maclage $\{10\bar{1}2\}$. L'état de contrainte complexe en tête d'empilement de dislocations et la compétition avec d'autres mécanismes de déformation (transmission du glissement ou glissement le long d'interface), participent de la complexité de cette prédiction. Enfin des études précédentes suggèrent que la formation de macle est facilitée par la présence d'une surface libre (Barrett et al., 2012). Des analyses EBSD complémentaires après découpe en volume d'une éprouvette sollicitée en dwell-fatigue 120s à $\sigma_{max} = 0,94 \times R_p$ jusqu'à 9% de déformation plastique ont été effectuées pour analyser si cette notion de surface libre constitue une nécessité pour le déclenchement du processus de maclage. La Figure IV-25 révèle la présence de macles à cœur du matériau, confirmant que ce mode de déformation peut intervenir à cœur des éprouvettes où a lieu l'amorçage de fissure en dwell-fatigue. L'intérêt de l'étude de ce mode de déformation est donc confirmé dans le but d'améliorer la

compréhension des liens entre plasticité et endommagement sous sollicitations cycliques et notamment de type dwell-fatigue

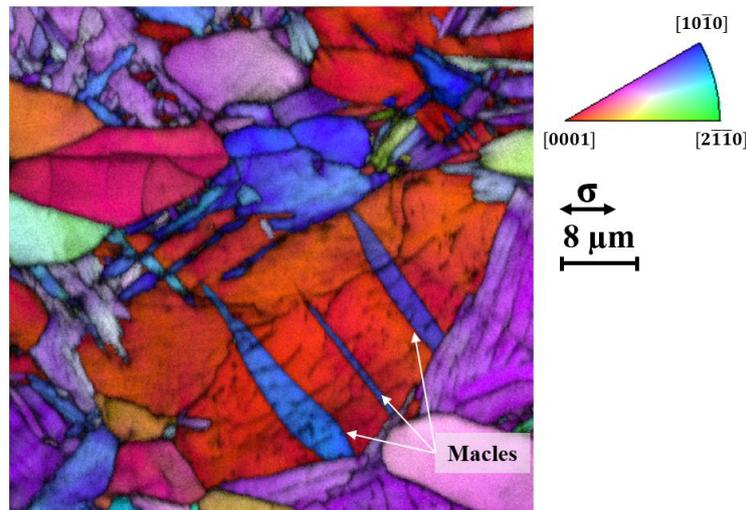


Figure IV-25 : Cartographie des orientations cristallographiques codées selon la direction de sollicitation montrant la présence de macles à cœur du matériau après une sollicitation en dwell-fatigue à $0,94 \times R_p^{0,2\%}$ et 9% de déformation plastique.

Pour synthétiser, les différents mécanismes de déformation observés en dwell-fatigue 120s à $0,94 \times R_p^{0,2\%}$ sont reportés en fonction de l'orientation cristallographique locale et en fonction de l'angle de déclinaison sur les Figure IV-26 et Figure IV-27 respectivement. Le glissement $\langle c+a \rangle$ et les macles $\{10\bar{1}2\}$ sont conjointement observés pour des angles de déclinaisons inférieurs à 10° . L'absence de glissement selon la direction $\langle a \rangle$ suggère que tous les nodules correspondant à ce domaine d'orientation peuvent être qualifiés de « durs ». Entre 10° et 20° , le maillage $\{10\bar{1}2\}$ est en compétition avec le glissement basal tandis qu'entre 10° et 30° les glissements basal et pyramidal $\langle c+a \rangle$ peuvent être observés conjointement. Cela montre la difficulté de définir un domaine d'orientation cristallographique strict pour les grains durs. Cette définition est pourtant importante pour l'identification des configurations microstructurales favorisant l'abatement de la durée de vie en dwell-fatigue d'une part et pour améliorer la prédiction des modes de déformation actifs d'autre part. Ce dernier point est clef pour l'interprétation des orientations cristallographiques des facettes présentes sur les faciès de rupture.

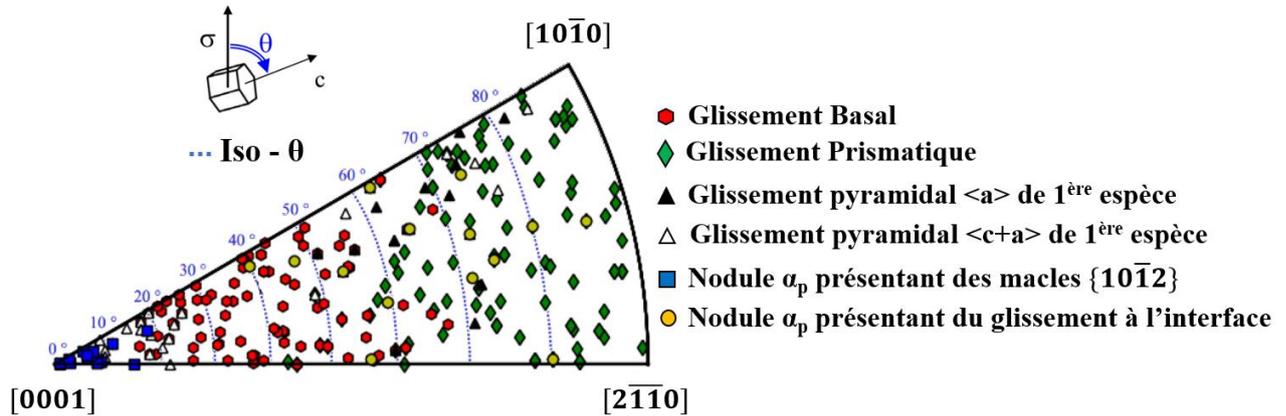


Figure IV-26 : Modes déformation des nodules α_p de Ti-6Al-4V en fonction de l'orientation cristallographique représentée sur une figure de pôles inverse codée selon la direction de sollicitation pour un chargement en dwell-fatigue 120s à $\sigma_{max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$ jusque 2,5% de déformation plastique.

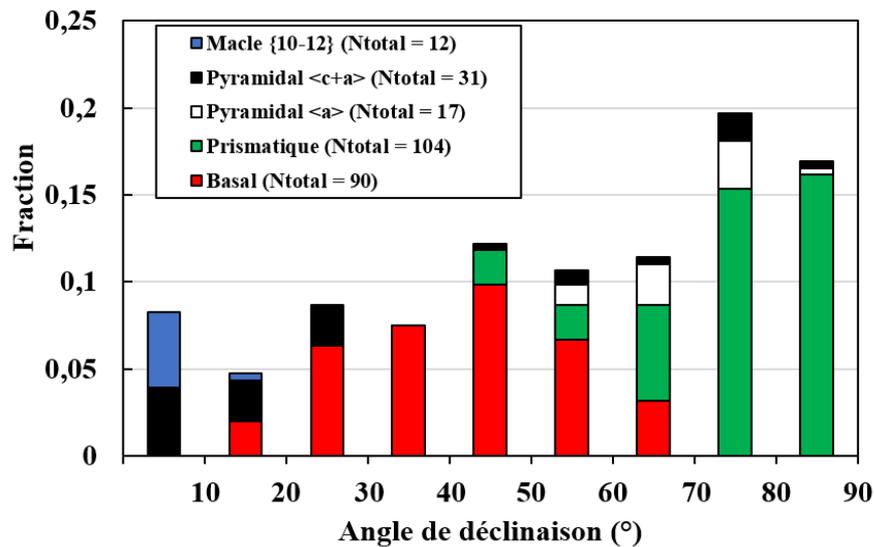


Figure IV-27 : Distribution en nombre des modes de déformation des nodules α_p de Ti-6Al-4V en fonction de l'angle de déclinaison pour chargement en dwell-fatigue 120s à $\sigma_{max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$ jusque 2,5% de déformation plastique

4.2. Influence du temps de maintien sur les mécanismes de déformation actifs

La comparaison des mécanismes de déformation actifs après 1 cycle de fatigue et de dwell-fatigue 120s à $0,90 \times R_p^{0,2\%}$ révèle des différences importantes. L'introduction du temps de maintien à charge maximale permet l'activation du glissement dans les nodules α_p moins favorablement orientés pour le glissement basal ou prismatique, c'est-à-dire avec un facteur de Schmid moins élevé. L'augmentation du nombre de cycles sans tenir compte du mode de chargement conduit aux effets similaires, de sorte que, la comparaison à même déformation plastique après 60 cycles de

fatigue et 1 cycle de dwell-fatigue conduit à des états de déformation proches. La plupart des études de la littérature compare les états de déformation et d'endommagement en fatigue et dwell-fatigue à même nombre de cycles. Les résultats obtenus montrent l'intérêt d'effectuer cette comparaison à déformation plastique équivalente.

En accord avec Hémerly et Villechaise (Hémerly and Villechaise, 2017b), la comparaison en fatigue et dwell-fatigue des résultats établis à 1% et 2,5% de déformation plastique, montre que le temps de maintien à charge maximale ne conduit pas à des modes déformations actifs différents. Toutefois, il conduit à une augmentation du nombre de systèmes de glissement basaux et prismatiques actifs. De même, le nombre de nodules α_p avec des lignes de glissement correspondant à ces systèmes de glissement augmente aussi. La première conséquence attendue de ce résultat est une répartition spatiale différente de la déformation entre un chargement en fatigue et en dwell-fatigue. La seconde est une exacerbation du report de la contrainte des grains déformés plastiquement vers les grains non déformés plastiquement, puisque le nombre de ces derniers est réduit. Ce phénomène pourrait conduire à l'augmentation du nombre de systèmes de glissement pyramidal $\langle c+a \rangle$ actifs, ce qui a été expérimentalement mis en évidence. Les résultats expérimentaux permettent donc de mettre en évidence pour un taux de déformation plastique équivalent, le report des contraintes des grains « mous » vers les grains « durs » décrit dans la littérature (Dunne et al., 2007; Dunne and Rugg, 2008; Hasija et al., 2003).

Les glissements basal et prismatique à $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$ conduisent à une extension progressive des domaines cristallographiques associés en cours d'essai. Cela signifie que l'activation des systèmes moins favorablement orientés par rapport à l'axe de sollicitation est promue avec l'augmentation du nombre de cycles, ce qui est en accord avec des résultats et simulations précédentes (Bridier et al., 2009; Pourian et al., 2016). Cette observation peut résulter d'une redistribution des contraintes locales qui conduit à une augmentation de la cission résolue agissant sur les nodules non déformés plastiquement. Ainsi, ce résultat suggère que le report des contraintes des nodules « mous » vers les nodules « durs » est un cas spécifique d'un mécanisme plus général. Ce phénomène permettrait d'expliquer l'observation du glissement basal et prismatique aux faibles angles de déclinaison à $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$. Ainsi, l'ensemble des résultats obtenus sur les mécanismes de déformations montre que l'introduction d'un temps de maintien à charge maximale permet de répartir la déformation plastique de l'éprouvette sur un nombre de nodules et de systèmes de glissement plus élevé. Il s'ensuit d'une part que le champ de déformation devrait être plus homogène en dwell-fatigue en comparaison à un chargement en fatigue et d'autre part que le niveau de contrainte dans les grains durs qui ne se déforment pas plastiquement devrait être plus élevé. Ces deux conclusions sont effectivement confirmées par les simulations des travaux de Hémerly et al. (Hémerly et al., 2020).

4.3. Les relations avec les performances sous sollicitations cycliques

4.3.1. Mécanismes de déformation et d'endommagement

Une meilleure compréhension des relations entre les mécanismes de déformation et d'endommagement permettrait d'évoluer vers des perspectives d'amélioration des propriétés en dwell-fatigue des alliages de titane. Concernant les mécanismes d'endommagement, les travaux de la littérature mettent en évidence une augmentation de la vitesse de propagation de fissure avec

l'introduction d'un temps de maintien à charge maximale (Pilchak et al., 2016; Stubbington and Pearson, 1978). Cette augmentation est liée à la formation de facettes (Pilchak, 2013) associées aux grains dont l'angle de déclinaison est inférieur à 40° (Pilchak and Williams, 2011; Uta et al., 2009). Les résultats présentés dans ce chapitre montrent que dans ce domaine d'orientations, le glissement basal, le glissement pyramidal $\langle c+a \rangle$ et le maclage $\{10\bar{1}2\}$ opèrent. Il apparaît ainsi difficile d'attribuer un mode de déformation particulier à la formation des facettes. Néanmoins, l'étude de l'influence du temps de maintien sur les mécanismes de déformation tend à montrer que le report des contraintes des grains mous vers les grains durs est plus marqué en dwell-fatigue qu'en fatigue. L'augmentation de la contrainte dans les grains durs pourrait expliquer l'augmentation des vitesses de propagation des microfissures avec l'introduction d'un temps de maintien à charge maximale. En particulier, ce résultat a été établi à niveau de déformation plastique similaire entre un chargement en fatigue et en dwell-fatigue. Cela signifie que pour un nombre de cycles plus faible, la vitesse de propagation de fissure est plus élevée en dwell-fatigue, ce qui pourrait constituer l'une des contributions à l'abatement de durée de vie associé à l'effet « dwell ».

Concernant l'amorçage de fissures, une certaine divergence existe entre les travaux expérimentaux et numériques de la littérature. L'étude des facettes d'amorçage sur les faciès de rupture montre que ces dernières sont associées à des nodules dont l'angle de déclinaison est compris entre 10° et 50° (Pilchak and Williams, 2011; Uta et al., 2009). D'après les données présentées dans ce chapitre, seul le glissement basal est associé à l'ensemble de ce domaine d'orientations cristallographiques. Ainsi, de même que pour l'amorçage de fissures en fatigue, un rôle critique du glissement basal est suggéré (Bantounas et al., 2009; Bridier et al., 2008; Pilchak and Williams, 2011). Les simulations permettant de prédire les durées de vie en dwell-fatigue sont quant à elles basées sur le modèle d'Evans et Bache selon lequel l'amorçage de la fissure a lieu dans un nodule dont l'angle de déclinaison est inférieur à 10° (Anahid et al., 2011; Cuddihy et al., 2017; Ozturk et al., 2017). Néanmoins, quelle que soit l'approche considérée, le mécanisme d'amorçage des fissures de dwell-fatigue est associé à la combinaison d'une déformation en cisaillement et d'une contrainte normale au plan basal de façon similaire à un chargement en fatigue. C'est par ailleurs en prenant en compte ces paramètres que les travaux de Fatemi-Soci et McDowell (Fatemi and Socie, 1988; McDowell, 2007) ont défini un indicateur selon l'équation (7) permettant de quantifier la force motrice pour l'amorçage d'une fissure en fatigue :

$$\text{FIP} = \frac{\Delta\gamma_{max}^{p*}}{2} \left(1 + K' \frac{\sigma_{max}^{n*}}{\sigma_y} \right) \quad (7)$$

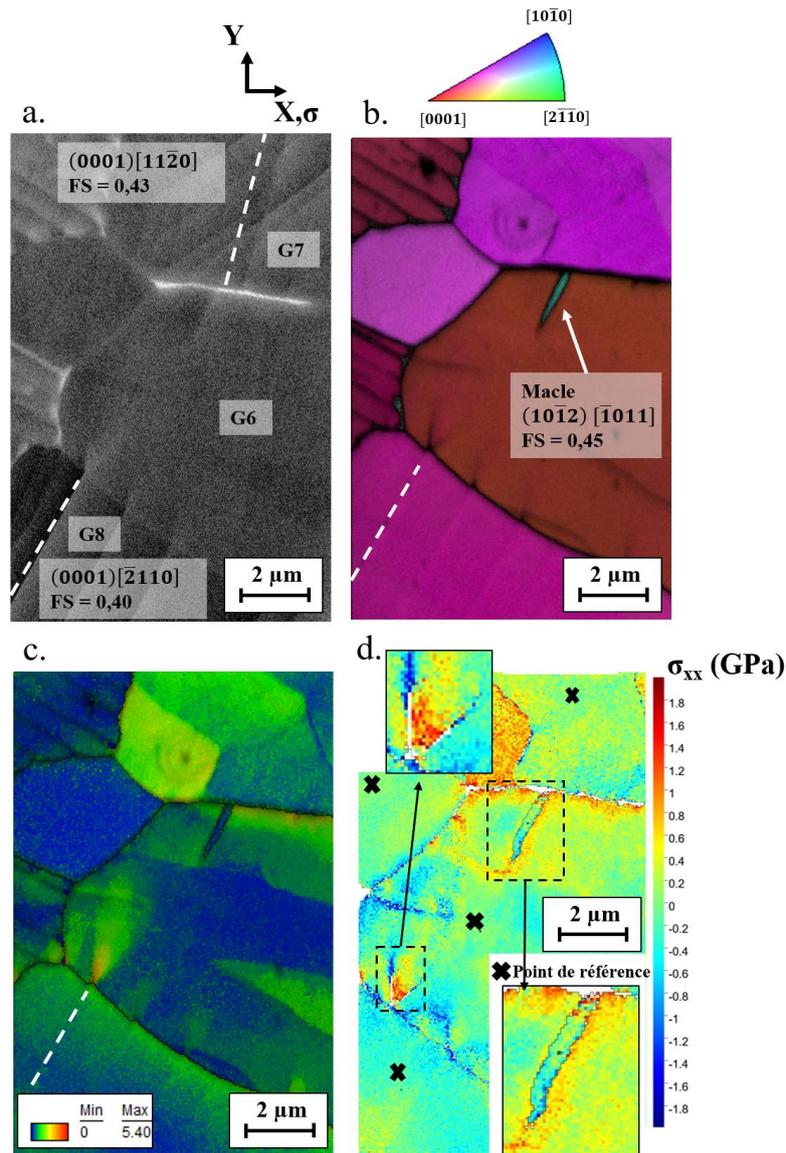
Dans cette équation, $\Delta\gamma_{max}^{p*}/2$ est la déformation plastique cyclique non locale de cisaillement d'un volume donné, $\sigma_{max}^{n*} / \sigma_y$ est la contrainte normale au plan de cisaillement normalisée par la limite d'élasticité, et K' est une constante. Les travaux de Pzybyla et al. (Przybyla and McDowell, 2011) ainsi que McDowell et Dunne (McDowell and Dunne, 2010) suggèrent l'utilisation de ce paramètre dénommé FIP (pour « Fatigue Indicator Parameter ») afin d'identifier les nodules α_p favorisant l'amorçage d'une fissure en fatigue pour l'alliage Ti-6Al-4V avec une microstructure bimodale. Pour un chargement en dwell-fatigue, les travaux de Pourian et al. (Pourian et al., 2016) recommandent également l'utilisation de ce type de paramètre pour prédire les grains favorisant l'amorçage de fissure, mais aucune étude ne compare l'évolution du FIP en fatigue et en dwell-fatigue. Les résultats présentés dans ce chapitre encouragent pourtant cette

comparaison pour permettre de fournir une explication à l'abatement de durée de vie et l'augmentation de la déformation plastique à rupture avec l'introduction d'un temps de maintien à charge maximale. En effet, des différences entre les champs de contrainte et de déformation existent en fonction du type de chargement appliqué, puisque la déformation plastique macroscopique est accommodée par un nombre plus élevé de nodules et de systèmes de glissement avec l'introduction d'un temps de maintien à charge maximale. Cela est effectivement confirmé par les travaux de simulations de Hémerly et al. (Hémerly et al., 2020) qui ajoutent le rôle de l'orientation cristallographique des nodules α_p . Il est ainsi possible que la valeur critique du FIP pour l'amorçage d'une fissure en fatigue ou en dwell-fatigue soit atteinte pour des valeurs différentes du nombre de cycles et de la déformation plastique cumulée. Néanmoins cette comparaison du FIP pour expliquer l'abatement de durée de vie en dwell-fatigue nécessite également l'identification des configurations microstructurales d'amorçage de fissure sous sollicitations cycliques avec et sans temps de maintien, mais aussi la confirmation qu'un mécanisme commun opère.

4.3.2. Rôle du maillage $\{10\bar{1}2\}$

D'après l'étude bibliographique du Chapitre I, le maillage sous sollicitations cycliques n'a pas été étudié pour les alliages de titane ($\alpha+\beta$). Dans le Ti-6Al-4V, il a été rapporté pour des conditions de chargement spécifiques concernant des températures cryogéniques, des vitesses de déformation élevées ou des niveaux de déformation élevée (Coghe et al., 2012; Pelissier, 1996; Prakash et al., 2010). D'après les résultats décrits précédemment, ce mode de déformation peut intervenir dans les nodules α_p où a lieu l'amorçage ou la propagation de fissures en dwell-fatigue d'après le modèle de Evans et Bache (Evans and Bache, 1994). Il est ainsi important de considérer le rôle de ce mode déformation pour les phases d'amorçage et de propagation de fissures.

Le maillage $\{10\bar{1}2\}$ permet une réorientation locale du réseau cristallin au sein des nodules durs de sorte que l'angle de déclinaison devienne supérieur à 80° . Selon l'étude bibliographique du Chapitre I, ce type d'orientations n'est pas favorable à la formation d'une facette de quasi-clivage d'amorçage ou de propagation d'une fissure. De plus, le plan de macle et le plan basal forment un angle d'environ 43° tandis que la déviation maximale entre le plan basal et le plan des facettes de quasi-clivage est de 25° selon l'étude de Pilchak et Williams (Pilchak and Williams, 2011). Par conséquent, il est peu vraisemblable que la formation d'une macle $\{10\bar{1}2\}$ soit associée au mécanisme d'amorçage ou de propagation de fissures favorisant un abatement significatif de la durée de vie en dwell-fatigue. Au contraire, il est possible que les macles ralentissent la propagation des fissures par déviation de ces dernières, de façon similaire à ce qui est décrit dans les travaux de Ma et al. pour l'alliage Ti-6Al-4V avec une microstructure de Widmanstätten (Ma et al., 2017). Il se peut également que la formation des macles inhibe le mécanisme d'amorçage de fissure selon le modèle d'Evans et Bache en relaxant les contraintes associées à l'empilement de dislocations. Afin de confirmer ce potentiel rôle des macles dans l'amorçage de fissures sous sollicitations cycliques, des analyses EBSD-HR ont été effectuées sur la configuration microstructurale de la micrographie de la Figure IV-28a.



Interface	FS incident	Système de maillage $(10\bar{1}2)[\bar{1}011]$		m'
		Macle	FS sortant	
G6/G7	0,43	oui	0,45	0,93
G6/G8	0,40	non	0,45	0,87

Figure IV-28 : a. Micrographie MEB montrant deux bandes de glissement basal contenues dans les nodules G7 et G8 et bloquées aux interfaces du nodule G6. b. Cartographie des orientations cristallographiques codées selon la direction de sollicitation montrant une maile à l'interface entre G6 et G7. Au contraire, aucune maile n'est observée à l'interface entre G6 et G8. c. Cartographie des désorientations cristallographiques au sein des grains (« Grain Reference Orientation Deviation map ») montrant la présence d'un gradient de désorientation dans le nodule G6 en lien avec la bande de glissement basal marquée en pointillés blancs dans le nodule G8. d. Cartographie des valeurs de la composante σ_{xx} du tenseur des contraintes obtenue par analyses EBSD-HR. e. Facteur de Schmid incident et sortant et paramètre m' pour l'analyse du maillage $(10\bar{1}2)[\bar{1}011]$ aux interfaces entre les nodules G6/G7 et G6/G8.

Comme on peut le voir sur les Figure IV-28a et b, le nodule dur G6 est entouré par deux nodules G7 et G8. Ces nodules présentent des angles de déclinaison de 50° et 33° respectivement et ils sont donc favorablement orientés pour le glissement basal. Des traces de glissement basal sont identifiées en surface des nodules G7 et G8 avec des facteurs de Schmid de 0,43 et 0,40 respectivement. Les traces de glissement associées sont arrêtées à l'interface avec le nodule G6. La bande de glissement basal du nodule G7 a conduit à la formation d'une macle dans le nodule G6 (Figure IV-28b). Cette macle est associée à l'activation du système $(10\bar{1}2) [\bar{1}011]$ qui est associé à un facteur de Schmid de 0,45. Selon l'analyse des systèmes de déformation du nodule G6 et de ses voisins résumée dans le tableau de la Figure IV-28e, le système de maclage $(10\bar{1}2) [\bar{1}011]$ et le système de glissement basal du nodule G7 sont bien alignés puisque la valeur de m' est très élevée (0,93). Au niveau de l'interface entre les nodules G6 et G8, aucune trace de plasticité associée aux glissements basal, pyramidal $\langle c+a \rangle$ ou au maclage $\{10\bar{1}2\}$ n'est détectée au sein du nodule G6. Néanmoins, dans le nodule G6, et en regard de la bande de glissement active dans le nodule G8 marquée par des pointillés blancs, la Figure IV-28c montre, après décharge de l'éprouvette, la présence d'un fort gradient local de désorientation cristallographique avec un maximum de 4° environ. Parmi les six systèmes du mode de maclage $\{10\bar{1}2\}$, c'est le système $(10\bar{1}2) [\bar{1}011]$ qui a la valeur maximale de m' en considérant le glissement basal incident actif dans le nodule G8. Cette valeur est de 0,87 selon le tableau de la Figure IV-28e. Ainsi, les valeurs des facteurs de Schmid incident et sortant et du paramètre m' sont similaires pour l'interaction des bandes de glissement basal des nodules G7 et G8 à l'interface du nodule G6. Toutefois, pour ces deux interactions, les facteurs de Schmid incident et sortant sont inférieurs aux valeurs relevées lors de l'étude statistique présentée précédemment. Cela peut donc expliquer pourquoi une macle ne s'est pas systématiquement formée dans le nodule G6 suite à l'interaction d'une bande de glissement basal incidente.

Grâce au traitement des données d'analyse EBSD-HR avec le logiciel CrossCourt 4 en utilisant les paramètres décrits au Chapitre II, la contrainte σ_{xx} est calculée pour chaque point d'analyse par rapport au point de référence de l'élément de microstructure correspondant. La Figure IV-28d présente la cartographie obtenue suite à ce traitement. Il est ainsi possible de voir que la bande de glissement marquée en blanc a conduit à une concentration de contraintes où la valeur de la contrainte en traction dépasse de 1,6 GPa celle au point de référence du nodule dur. En accord avec les travaux d'Eshelby et al. (Eshelby et al., 1951), la concentration de contraintes induite par l'empilement de dislocations décroît ensuite avec l'augmentation de la distance depuis le joint de grain et de façon cohérente avec le gradient de désorientation cristallographique observée sur la Figure IV-28c. Aux environs de la macle, une contrainte élevée en traction est également observée, y compris à la pointe de la macle. Néanmoins, étant seulement 1 GPa plus élevée que le point de référence, la contrainte aux environs de la macle semble plus faible qu'à l'extrémité de la bande de glissement basal bloquée à l'interface G6/G8, où aucune macle n'est visible. Par conséquent, il est possible que l'activation du maclage $\{10\bar{1}2\}$ contribue à une relaxation significative des contraintes induites par un empilement de dislocations, inhibant ainsi l'amorçage d'une fissure sous sollicitations cycliques selon le modèle d'Evans et Bache.

Le cas d'étude de la Figure IV-29 montre toutefois que des microrotations locales traduisant des concentrations de contraintes élevées peuvent subsister malgré la formation d'une macle suite à l'interaction d'une bande de glissement à l'interface d'un grain dur. Ce cas a été observé après un chargement en fatigue à $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$ et un taux de déformation plastique de 2,5%.

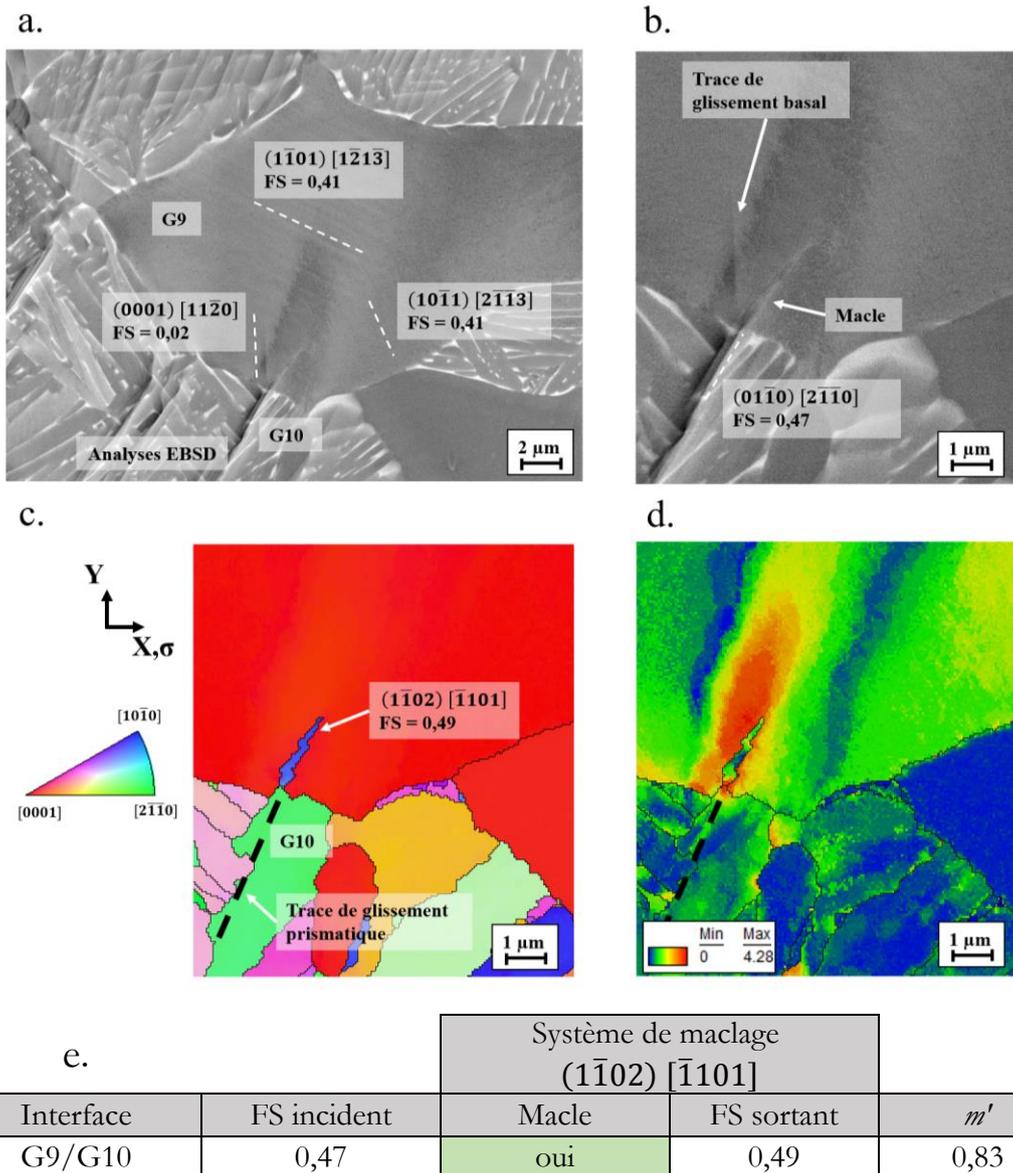


Figure IV-29 : a,b. Micrographies MEB montrant une bande de glissement prismatique contenue dans la colonie lamellaire G10 et bloquée à l'interface du nodule G10. c. Cartographie des orientations cristallographiques codées selon la direction de sollicitation montrant une macle à l'interface entre G9 et G10. d. Cartographie des désorientations cristallographiques au sein des grains (« Grain Reference Orientation Deviation map ») montrant la présence d'un gradient de désorientations dans le nodule G9 en face de la bande de glissement prismatique. e. Facteur de Schmid incident et sortant et paramètre m' pour l'analyse du maclage (1102) [1101] à l'interfaces entre G9 et G10.

Les micrographies des Figures IV-29a et b montrent la présence d'une trace de glissement prismatique au sein d'une colonie lamellaire bloquée à l'interface du grain dur G9 qui présente un angle de déclinaison de 8°. Cette interaction a conduit à la formation d'une macle (0110) [2110] (Figure IV-29c) et d'un gradient de microrotations locales du réseau cristallin (Figure IV-29d). Le tableau de la Figure IV-29e retranscrit les données associées à la formation de la macle. Avec un facteur de Schmid incident de 0,47, un facteur de Schmid « sortant » de 0,49 et un paramètre m' élevé de 0,83, cette configuration est particulièrement favorable au maclage effectivement constaté selon l'analyse statistique présentée précédemment. Malgré cela, le gradient de microrotations

locales autour de la macle présente une valeur maximale de 4° . Cette valeur est similaire à celle présentée en Figure IV-28 et qui traduit la présence de contraintes locales élevées.

Ainsi, pour ce cas d'étude, le maillage $\{10\bar{1}2\}$ ne semble pas avoir relaxé, ou seulement partiellement, la concentration de contrainte induit par l'empilement de dislocations. De plus, cette concentration de contrainte élevée pourrait avoir conduit à la formation de la bande de glissement basal avec un facteur de Schmid très faible (0,02), observée aux environs de la macle sur la Figure IV-29a et b. D'après le modèle d'Evans et Bache (Dunne and Rugg, 2008; Evans and Bache, 1994), une telle bande de glissement pourrait être critique pour l'amorçage d'une fissure. Par conséquent, si le cas d'étude de la Figure IV-28 suggère que le maillage permettrait d'inhiber l'amorçage de fissure au sens d'Evans et Bache, le cas d'étude de la Figure IV-29 montre que cela ne serait pas systématique. Il apparaît donc nécessaire de pouvoir mettre en place un critère de prédiction de la formation des macles mais également de mieux comprendre le mécanisme associé afin d'améliorer l'identification des configurations grains durs / grain mous conduisant à l'amorçage de fissure en dwell-fatigue selon le modèle d'Evans et Bache.

4.3.3. Moyen d'amélioration des durées de vie sous sollicitations cycliques

Selon les résultats expérimentaux et issus de la littérature, le glissement basal semble avoir un rôle critique dans l'amorçage de fissure sous sollicitations cycliques. Au contraire, la formation de macle pourrait permettre d'inhiber l'amorçage de fissure selon le modèle d'Evans et Bache et de ralentir la propagation de fissure. Il serait alors logique d'imaginer qu'un des moyens d'améliorer les durées de vie des alliages de titane sous sollicitations cycliques et notamment de type « dwell » serait de favoriser le maillage en inhibant le glissement basal. Selon la revue bibliographique du Chapitre I, l'activité de ces deux modes de déformation est très sensible au taux d'aluminium. D'une part, l'augmentation du taux d'aluminium réduit le ratio de la valeur de τ_{CRSS} du glissement basal sur celle du glissement prismatique. Cela favorise ainsi l'activité du glissement basal par rapport au titane commercialement pur où le glissement prismatique domine. D'autre part, l'augmentation du taux d'aluminium inhibe le maillage, ce qui favorise l'activité du glissement pyramidal $\langle c+a \rangle$ dans les nodules avec une faible déclinaison. La réduction de la teneur en aluminium afin d'augmenter l'activité du maillage $\{10\bar{1}2\}$ et de diminuer celle du glissement basal pourrait être une piste d'amélioration des propriétés en fatigue et en dwell-fatigue des alliages de titane.

Conclusion

En conclusion, une étude statistique des modes de déformation actifs dans la phase α_p du Ti-6Al-4V sous sollicitations cycliques a été présentée dans ce chapitre. Cette étude exhaustive constitue une base de données expérimentales importante pour améliorer la prédiction des modes de déformation actifs en fatigue et en dwell-fatigue. En effet, les caractéristiques associées à leur activité ont pu être analysées et ont permis de confirmer expérimentalement plusieurs résultats suggérés par des travaux de simulation en plasticité cristalline présentés dans la littérature. Au travers de la comparaison entre les chargements de fatigue et de dwell-fatigue pour un taux de déformation plastique cumulé similaire, l'influence du temps de maintien sur l'activité des modes de déformation a pu être clarifiée :

- Les glissements basal et prismatique sont les principaux modes de déformation de la phase α_p sous sollicitations cycliques. Ils s'accompagnent du glissement pyramidal de 1^{ère} espèce dans les directions $\langle a \rangle$ et $\langle c+a \rangle$. L'interaction des bandes de glissement avec les joints de grains conduit à un glissement le long de l'interface où à l'activation de macles $\{10\bar{1}2\}$.
- Au niveau de contrainte $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$ le glissement basal est le mode de déformation prédominant en fatigue et en dwell-fatigue. Au niveau de contrainte $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$, le glissement basal et prismatique sont prédominants en proportions équivalentes.
- Tous les nodules avec un angle de déclinaison inférieur à 10° sont des nodules « durs » où le glissement pyramidal $\langle c+a \rangle$ et le maclage $\{10\bar{1}2\}$ opèrent. Pour des angles de déclinaison compris entre 10° et 20° , le maclage $\{10\bar{1}2\}$ et les glissements basal et pyramidal $\langle c+a \rangle$ sont observés. Au-delà et jusqu'à 30° , les glissements basal et pyramidal $\langle c+a \rangle$ sont détectés. Cette analyse des modes de déformation actifs aux faibles angles de déclinaison montre la difficulté de définir un domaine d'orientation cristallographique associé aux nodules « durs ».
- Les paramètres importants dans la formation de macles sont les suivants : i. un angle de déclinaison du grain parent inférieur à 20° , ii. une bande de glissement incidente qui n'est pas associée avec la transmission du glissement ou au glissement le long d'une interface, iii. un bon alignement entre les systèmes de déformation entrant et sortant et iv. des facteurs de Schmid élevés pour le système de glissement incident et le système de maclage.
- Un rôle clef de la redistribution des contraintes a été mis en évidence sur l'activité des modes de déformation. Même si le niveau de contrainte maximal appliqué est insuffisant pour activer un mode de déformation donné dans les premiers cycles, la redistribution des contraintes favorisée par le nombre de cycles ou le temps de maintien peut conduire à une activation ultérieure.
- Un nombre plus important de systèmes de glissement actifs est constaté dans les nodules avec l'introduction d'un temps de maintien à charge maximale.
- Le nombre de nodules α_p où le glissement basal ou prismatique opère augmente avec le temps de maintien en considérant un taux de déformation plastique cumulée similaire. Le report des contraintes, mis en évidence par l'activité du glissement $\langle c+a \rangle$, devient plus marqué avec l'augmentation du temps de maintien. Cela pourrait expliquer les vitesses plus élevées de propagation de fissures dans ces nodules en dwell-fatigue en comparaison à un chargement en fatigue (Pilchak, 2013; Pilchak and Williams, 2011).

Chapitre V :
Etude de l'amorçage de fissures
sous sollicitations cycliques avec
temps de maintien en relation avec
la microstructure

Sommaire

Sommaire	198
Introduction	201
1. Etude de l'amorçage de fissures en surface sous sollicitations cycliques	201
1.1. Essais et nombre de fissures.....	201
1.2. Configurations microstructurales à l'amorçage des fissures surfaciques	202
1.3. Analyse des orientations cristallographiques de la phase α_p aux sites d'amorçage des fissures surfaciques	204
1.3.1. Domaine d'orientations cristallographiques	204
1.3.2. Rôle du glissement basal.....	205
1.3.3. Désorientation cristallographique de part et d'autre des fissures.....	207
1.3.4. Caractéristiques du site d'amorçage des fissures surfaciques sous sollicitation cycliques ...	209
2. Etude de l'amorçage de fissures subsurfaciques	209
2.1. Démarche et essais mécaniques.....	209
2.1.1. Essais mécaniques et nombre de fissures détectées	209
2.2. Observations des sites d'amorçage des fissures subsurfaciques	210
2.3. Caractérisation des sites d'amorçage des fissures subsurfaciques	212
2.3.1. Orientations cristallographiques.....	212
2.3.2. Trace du plan basal et facteur de Schmid du glissement basal	213
2.3.3. Relations d'orientations cristallographiques	215
2.3.4. Caractéristiques du site d'amorçage des fissures subsurfaciques.....	217
3. Etude du mécanisme d'amorçage de fissures	217
3.1. Observations complémentaires	217
3.1.1. Suivi <i>ex situ</i> de l'amorçage des fissures	217
3.1.2. Observation dans un plan de coupe	218
3.1.2.1. Configuration favorable à l'amorçage d'une fissure	219
3.1.2.2. Configuration microstructurale défavorable à l'amorçage d'une fissure.....	221
3.2. Influence de la texture cristallographique locale	222
3.2.1. Répartition des fissures en fonction de l'orientation cristallographique.....	222
3.2.2. Analyse du nombre de sites microstructuraux favorables à l'amorçage de fissure en fonction de la texture cristallographique.....	224
3.3. Influence des premiers voisins	225
3.3.1. Nature microstructurale des voisins	225
3.3.2. Orientation cristallographique des 1ers voisins	226
4. Discussion des résultats	227
4.1. Sites d'amorçage de fissures sous sollicitations cycliques	227
4.1.1. En fatigue.....	227
4.1.2. En dwell-fatigue	229
4.2. Les relations avec les performances sous sollicitations cycliques	230

4.2.1. Mécanisme d'amorçage de fissures	230
4.2.1.1. Mécanisme proposé d'après les résultats obtenus.....	230
4.2.1.2. D'après les éléments de la littérature.....	231
4.2.2. Prédiction de l'amorçage de fissure sous sollicitations cycliques	232
Conclusion	234

Introduction

L'un des attributs importants de l'effet « dwell » est la transition de l'amorçage de la fissure fatale de la surface vers le cœur du matériau quand on considère les différences entre fatigue et dwell-fatigue. L'explication de ce phénomène nécessite une compréhension fine du mécanisme d'amorçage de fissure sous sollicitations cycliques afin de saisir l'influence du temps de maintien sur ce dernier. Souvent l'amorçage de fissure en fatigue et en dwell-fatigue est traité différemment et les mécanismes associés sont supposés être différents. Toutefois, aucune étude ne traite de l'amorçage de fissure subsurfacique en dwell-fatigue de manière statistique. Le but du Chapitre V est donc de caractériser les sites d'amorçage de fissures en fatigue et en dwell-fatigue, afin d'établir le lien entre plasticité et endommagement sous sollicitation cyclique avec temps de maintien. Pour cela ce chapitre s'articule selon 4 grandes parties. Dans les deux premières, les caractérisations des sites d'amorçage de fissures surfaciques puis subsurfaciques sous sollicitations cycliques sont détaillées. Les paramètres microstructuraux influençant le processus d'amorçage sont étudiés dans la troisième partie. Enfin, la dernière partie est une discussion confrontant les résultats obtenus dans ce travail sur l'amorçage de fissures à ceux issus de la littérature.

1. Etude de l'amorçage de fissures en surface sous sollicitations cycliques

1.1. Essais et nombre de fissures

L'étude de l'amorçage de fissures en surface a été effectuée en sollicitant des éprouvettes cylindriques avec des méplats. Ces éprouvettes ont subi des chargements en fatigue et en dwell-fatigue 120s au niveau de contrainte $0,90 \times R_p^{0,2\%}$. L'évolution de la déformation plastique en fonction du nombre de cycles pour cette campagne d'essais est représentée sur le graphique de la Figure V-1. En fatigue la déformation plastique à la fin du premier cycle est de 0,02% tandis qu'en dwell-fatigue 120s elle est déjà de 0,15%. Ces valeurs sont comparables à celles obtenues sur les micro-éprouvettes pour des chargements similaires lors de l'étude des mécanismes de déformation (Chapitre IV). Les chargements appliqués pour les différentes géométries d'éprouvettes et les différents lots de matière sont donc directement comparables.

Les essais effectués ont été interrompus avant rupture des éprouvettes. Chaque interruption est matérialisée par des pointillés noirs sur la Figure V-1. L'essai de fatigue a été arrêté pour une déformation plastique de 1%, ce qui correspond à 2462 cycles. La caractérisation de la surface de l'éprouvette par MEB a permis de détecter la présence de 46 fissures réparties sur les 3 méplats de l'éprouvette. Ce nombre relativement élevé permet une approche riche en données sinon « statistique » pour l'identification des configurations microstructurales liées à l'amorçage de fissure.

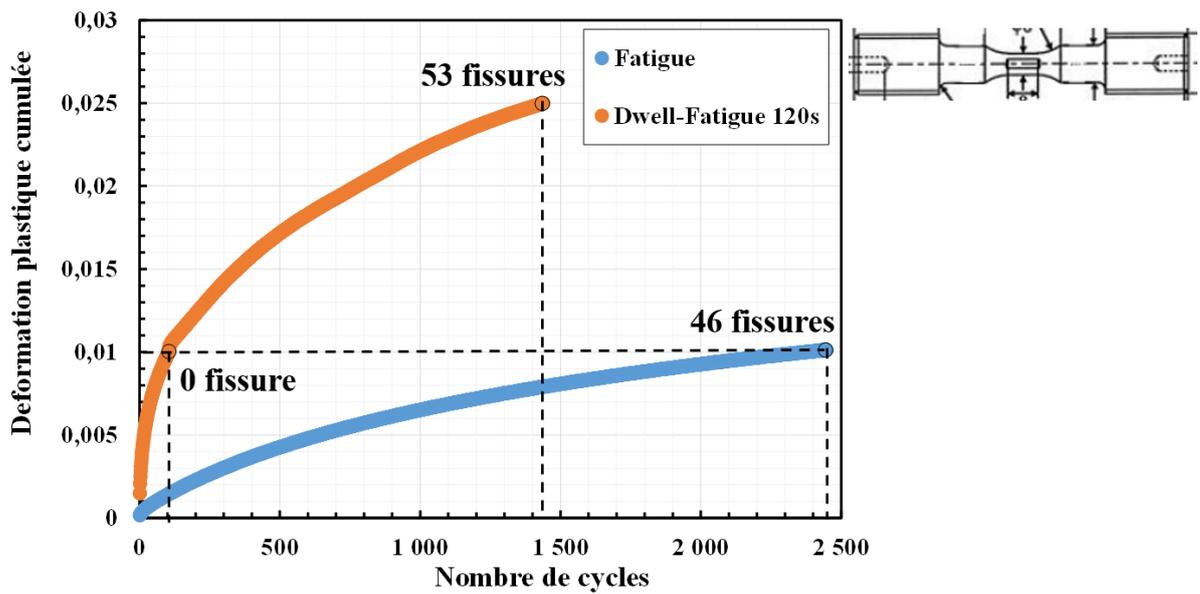


Figure V-1 : Déformation plastique cumulée en fonction du nombre de cycles pour les essais de fatigue et dwell-fatigue 120s effectué à $0,90 \times R_p^{0,2\%}$ sur les éprouvettes cylindriques contenant des méplats et usinées à partir du lot de matière II. Les interruptions de chaque essai et le nombre de fissures correspondant en surface sont indiqués.

Les résultats obtenus au Chapitre IV concernant l'analyse des processus de déformation ont montré qu'il est plus judicieux d'effectuer une comparaison des essais de fatigue et de dwell-fatigue pour une déformation plastique cumulée équivalente. Dans cet esprit, l'essai de dwell-fatigue a été arrêté dans un premier temps à une déformation plastique cumulée de 1%. Le nombre de cycles correspondant est de 105 contre 2462 pour atteindre une déformation plastique cumulée similaire en fatigue. Ceci illustre une nouvelle fois l'accumulation de déformation plastique élevée qui a lieu durant le temps de maintien à charge maximale à chaque cycle « dwell ». A ce stade, aucune fissure n'a été détectée en surface de l'éprouvette. Par conséquent, l'essai a été poursuivi et interrompu une seconde fois à une déformation plastique de 2,5%. Le graphique de la Figure V-1 montre que cette valeur de déformation plastique a été atteinte après 1438 cycles. Pour cet état de déformation cumulée, les observations MEB de la surface de l'éprouvette ont permis de détecter 53 fissures. Ce nombre est similaire au nombre de fissures pour le chargement en fatigue interrompu à 1% et permet une certaine représentativité statistique pour les analyses décrites dans la suite.

1.2. Configurations microstructurales à l'amorçage des fissures surfaciques

La Figure V-2 présente quatre micrographies représentatives des fissures observées en surface des éprouvettes de fatigue (a,b) et de dwell-fatigue 120s (c,d). Malgré des types de chargement différents, les quatre fissures observées montrent des caractéristiques similaires. Les fissures ont une taille proche de celle d'un nodule α_p . Cela signifie que le stade de propagation de fissure est très peu avancé, ce qui facilite l'identification des sites d'amorçage. Quel que soit le mode de chargement, l'amorçage des fissures est localisé dans la phase α_p . Dans le cas des Figure V-2a, c

et d, des traces de glissement sont observées de part et d'autre des fissures. Il est intéressant de remarquer que ces traces de glissement en surface sont parallèles aux fissures. Bien que qu'elles ne soient pas aisément visibles sur la micrographie de la Figure V-2b, des traces de glissement parallèles à la fissure ont également été observées au sein de la phase α_p .

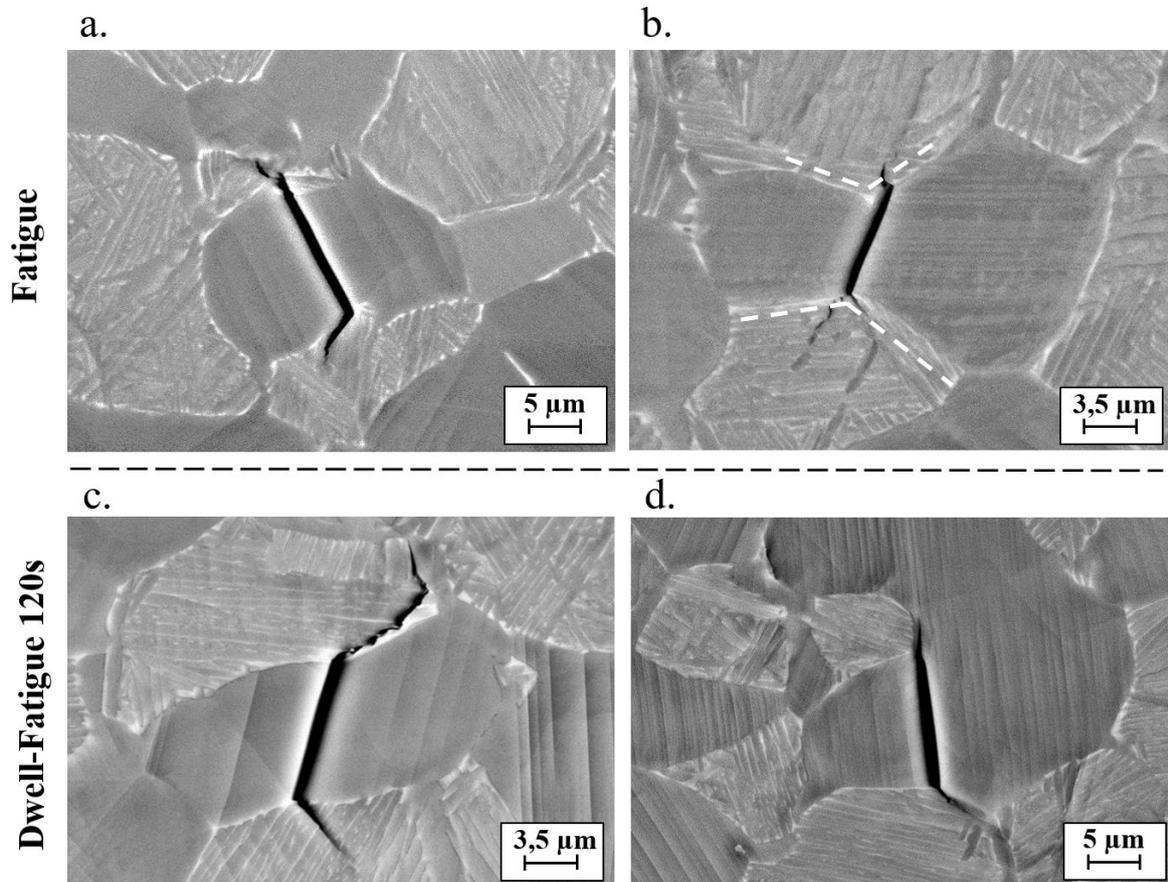


Figure V-2 : Micrographie MEB de fissures détectées en surface des éprouvettes sollicitées en fatigue (a,b) et dwell-fatigue 120s (c,d) à $0,90 \times R_p^{0,2\%}$. La morphologie de la phase α_p de la micrographie en (b) suggère que l'amorçage de fissure a lieu aux environs d'un joint de grain entre deux nodules α_p .

Les contours de la phase α_p où les fissures sont observées sur les micrographies des Figure V-2a, c et d suggèrent un amorçage intragranulaire. Cette observation est cohérente avec ce qui est généralement décrit dans la littérature pour l'amorçage de fissures en fatigue et en dwell-fatigue. Toutefois, sur la micrographie de la Figure V-2b, la géométrie de la phase α_p suggère au contraire la présence d'un joint de grains au voisinage de la fissure ou directement associé à cet endommagement. Les traits en pointillés aident à matérialiser la présence potentielle de l'interface entre deux nodules. Ainsi, pour ce type de configuration, une attention particulière sera portée à l'orientation cristallographique de la phase α_p de part et d'autre de la fissure.

1.3. Analyse des orientations cristallographiques de la phase α_p aux sites d'amorçage des fissures surfaciques

L'objet de cette partie est de présenter la caractérisation des orientations cristallographiques associées aux sites d'amorçage des fissures en surface sous une sollicitation cyclique pouvant comprendre un temps de maintien. Afin de faciliter la comparaison entre le mode de chargement en fatigue et de dwell-fatigue, les résultats associés à chaque mode de chargement seront présentés conjointement pour chaque caractéristique étudiée.

1.3.1. Domaine d'orientations cristallographiques

L'orientation cristallographique de la phase α_p présente au site d'amorçage des fissures de fatigue et de dwell-fatigue est présentée sur les Figure V-3a et b respectivement. Afin de prendre en compte la possibilité d'un amorçage intergranulaire, chaque fissure a conduit à la mesure de deux orientations cristallines, de part et d'autre de cette dernière.

Pour un chargement en fatigue à $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$, les nodules α_p associés à l'amorçage de fissures sont majoritairement compris dans un domaine d'angles de déclinaison variant de 20 à 50°. Pour un chargement en dwell-fatigue 120s, ces nodules appartiennent à un domaine d'angles de déclinaison plus large, compris entre 10 et 60°. Quelques occurrences minoritaires sont également relevées entre 60 et 90°. Cet élargissement du domaine d'orientations associé à l'amorçage de fissures en dwell-fatigue peut s'expliquer par l'augmentation de la déformation plastique cumulée nécessaire à l'observation de fissures en surface. Toutefois, les résultats obtenus permettent d'affirmer que l'orientation cristallographique de la phase α_p présente aux sites d'amorçage des fissures en surface est similaire en fatigue et en dwell-fatigue. Selon les résultats du Chapitre IV, ce domaine d'orientation est associé à l'activation du glissement basal. Sur les micrographies des fissures présentées en Figure V-2, des traces de glissement parallèles aux fissures sont effectivement observées. L'activité du glissement basal au niveau des sites d'amorçage des fissures va donc être étudiée.

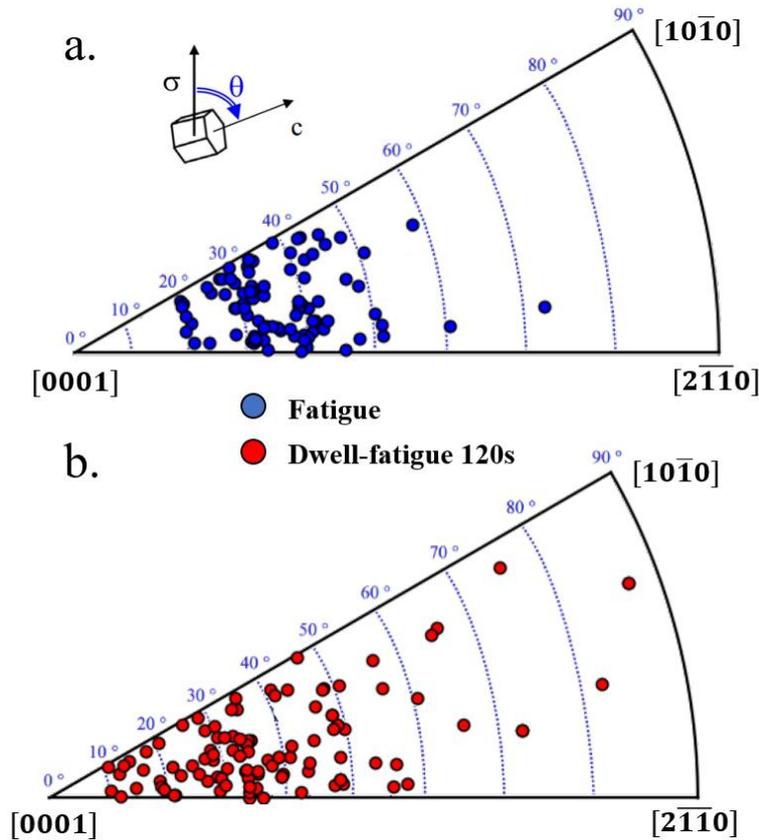


Figure V-3 : Orientations cristallographiques par rapport à la direction de chargement des nodules α_p présents aux sites d'amorçage des fissures détectées en surface pour un chargement en a. fatigue et b. dwell-fatigue 120s à $0,90 \times R_p^{0,2\%}$.

1.3.2. Rôle du glissement basal

Afin de confirmer que l'amorçage de fissure s'effectue selon un plan cristallographique basal ou proche du plan basal comme suggéré par les résultats précédents, les traces des plans de base à la surface de l'éprouvette ont été confrontées à l'orientation de chaque fissure étudiée. Pour cela, l'angle K formé entre la fissure et la trace du plan basal en surface a été mesuré de chaque côté des fissures. Ainsi, l'étude d'une fissure conduit à deux valeurs d'angle K. Les distributions en nombre des valeurs obtenues sont présentées sur l'histogramme de la Figure V-4 selon le mode de chargement appliqué.

Cet histogramme montre que 93% (86 sur 92 cas) des valeurs d'angle K mesurées pour un chargement en fatigue sont inférieures à 5° . Ce pourcentage est d'environ 70% (74 sur 106 cas) en dwell-fatigue. Le nombre de cas diminue ensuite fortement avec l'augmentation des valeurs de K considérées. En effet, dans l'intervalle $[5-10^\circ]$, seul 1 cas en fatigue et 18 cas en dwell-fatigue sont identifiés. Le graphique de la Figure V-4 montre ainsi que dans la grande majorité des cas, la trace de la fissure en surface est proche de la trace du plan basal. Par conséquent, l'amorçage de fissures semble effectivement intervenir selon un plan basal ou proche basal.

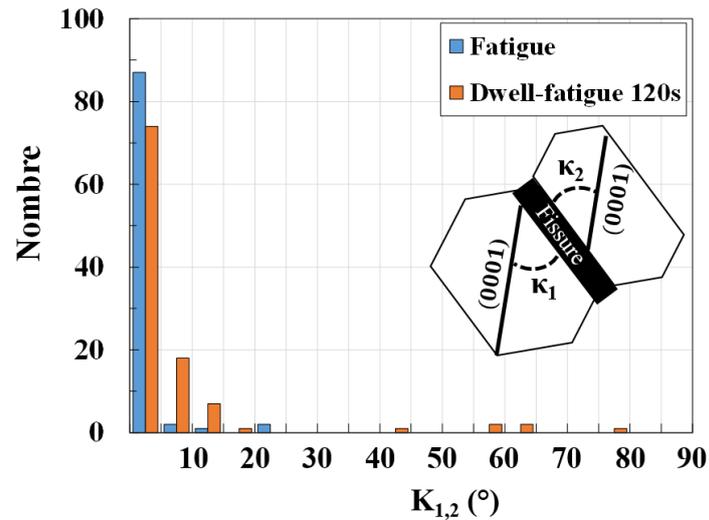


Figure V-4 : Distribution en nombre par intervalle de 5° des valeurs d'angle K mesurées entre les traces des plans basaux et des fissures en surface pour un chargement en fatigue et dwell-fatigue 120s à $0,90 \times R_p^{0,2\%}$.

Les distributions en nombre du facteur de Schmid maximal pour le glissement basal sont également présentées sur l'histogramme en Figure V-5 pour les chargements de fatigue et de dwell-fatigue. Comme précédemment, l'évaluation du facteur de Schmid a été réalisée pour chaque cas des deux côtés de la fissure.

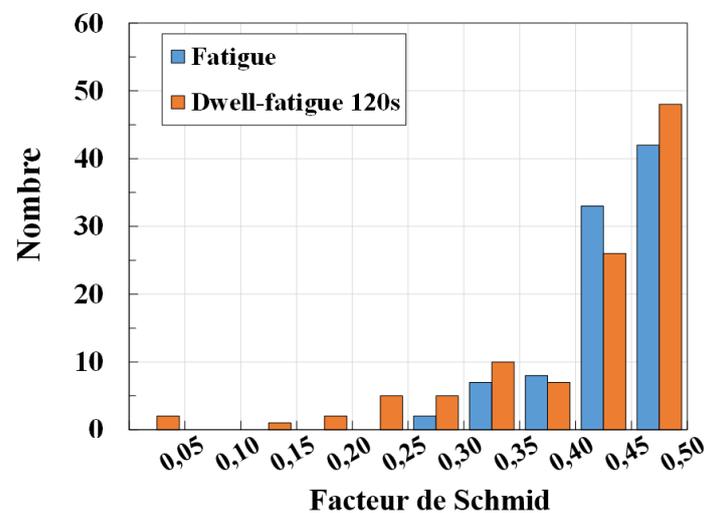


Figure V-5 : Distribution en nombre par intervalle de 0,05 des facteurs de Schmid maximum pour le glissement basal de part et d'autre des fissures surfaciques détectées pour un chargement en fatigue et dwell-fatigue 120s à $0,90 \times R_p^{0,2\%}$.

La Figure V-5 montre que le nombre d'évènements augmente avec les valeurs du facteur de Schmid maximal pour le glissement basal. Pour les deux distributions fatigue et dwell-fatigue, le nombre maximal d'évènements est atteint dans l'intervalle $[0,45-0,50]$. Avec des valeurs de 42 et 48, ces cas représentent environ 45% des évènements pour les deux modes de chargement. Pour des facteurs de Schmid compris entre 0,30 et 0,40, les nombres d'évènements sont de 15 en fatigue et 17 en dwell-fatigue. Cela représente 16% des cas pour les deux types de chargement. Enfin pour

des facteurs de Schmid inférieurs à 0,30, le nombre d'évènements en fatigue est seulement de 2 (2% des cas) et de 15 (15% des cas) en dwell-fatigue. Ainsi, il semble qu'un chargement en dwell-fatigue favorise l'amorçage d'une fissure pour des configurations moins favorablement orienté pour le glissement basal. Toutefois, le graphique de la Figure V-5 montre que les deux distributions ont des tendances similaires. Puisque les nodules à l'amorçage des fissures correspondent à un facteur de Schmid élevé et présentent des traces de glissement cohérentes avec du glissement basal, il semble donc que l'amorçage des fissures soit effectivement lié à l'activité du glissement basal que ce soit pour un chargement en fatigue ou en dwell-fatigue.

1.3.3. Désorientation cristallographique de part et d'autre des fissures

Afin de déterminer si l'amorçage a lieu au voisinage d'une interface, la désorientation cristallographique a été mesurée de part et d'autre de chaque fissure étudiée. Cette mesure a été effectuée orthogonalement à la trace de la fissure. Les angles de désorientation cristallographique obtenus sont présentés, en fonction du mode de chargement, sur l'histogramme en nombre de la Figure V-6 par intervalle de 5°.

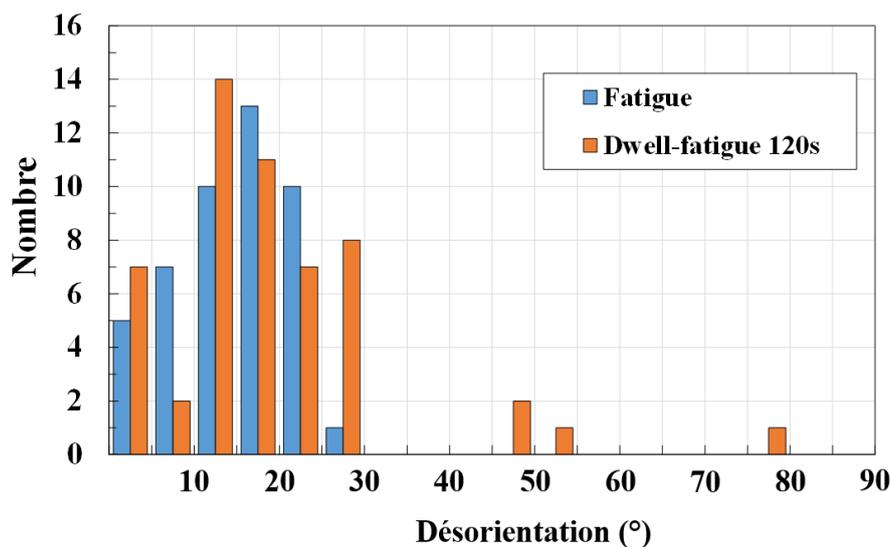


Figure V-6 : Distribution en nombre par intervalle de 5° des mesures de désorientation cristallographique de la phase α_p au site d'amorçage des fissures surfaciques en fatigue et dwell-fatigue 120s à $0,90 \times R_p^{0,2\%}$.

Les distributions reportées sur la Figure V-6 sont similaires pour les deux modes de chargement. Dans le cas d'un chargement en fatigue, le maximum de 13 évènements se situe dans l'intervalle de désorientation [15-20°]. Au-delà de 30°, aucun évènement n'est détecté. En revanche, pour l'intervalle [0-5°], 5 évènements sont détectés. Cela correspond à 11% des fissures. En dwell-fatigue, seul 7 fissures, soit 13% des évènements, sont identifiées dans l'intervalle [0-5°]. L'intervalle [10-15°] est celui pour lequel le nombre d'évènements est maximal (14). Tout comme en fatigue avec 89% des cas, la majorité des évènements avec 79% des cas se situe donc pour une valeur de désorientation comprise entre 5 et 30°. Seul 4 évènements, soit 8%, des cas présentent une valeur de désorientation supérieure à 30°.

Il est donc clair que pour les deux types de sollicitations une désorientation cristallographique existe de part et d'autre de la fissure. Or les résultats décrits précédemment

(Figure V-4) ont montré que les traces du plan basal sont parallèles à la fissure de chaque côté de cette dernière. Cela pourrait signifier que les désorientations cristallographiques mesurées sont principalement dues à une rotation autour de l'axe $\langle c \rangle$ de la maille hexagonale de part et d'autre de la fissure. Afin de vérifier cette hypothèse, l'angle entre les normales au plan basal de part et d'autre de chaque fissure détectée a été calculé. Cet angle est dénommé χ . La répartition en nombre de ce dernier est représentée sur l'histogramme de la Figure V-7a par intervalle de 5° pour un chargement en fatigue et en dwell-fatigue.

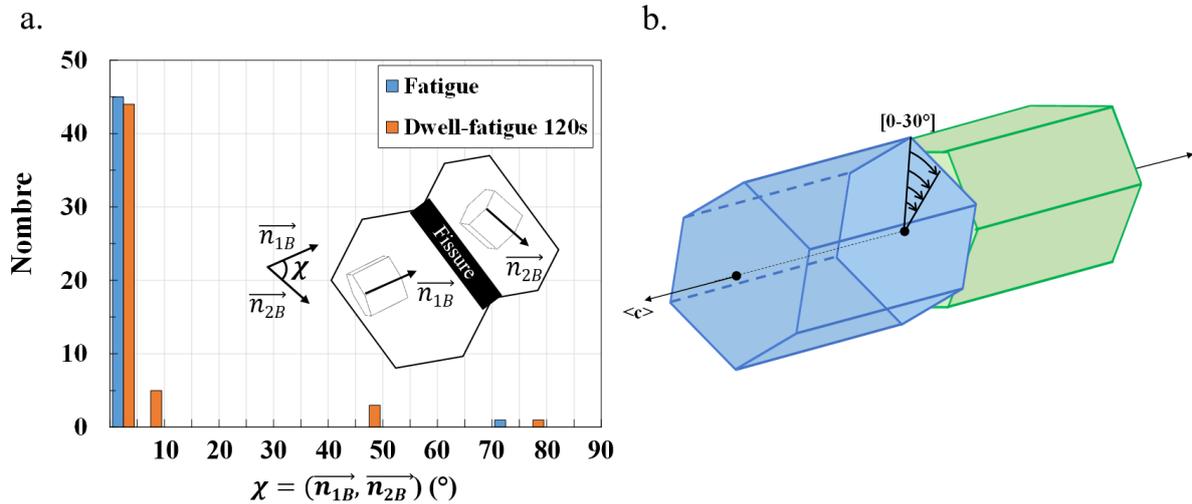


Figure V-7 : a. Distribution en nombre par intervalle de 5° des valeurs des angles χ entre par les normales au plan basal de chaque côté des fissures superficielles pour un chargement en fatigue et dwell-fatigue 120s à $0,90 \times R_p^{0,2\%}$. b. Représentation schématique de la relation d'orientation particulière entre les mailles hexagonales de part et d'autre des fissures d'après l'analyse statistique de l'angle χ .

Le graphique obtenu montre deux distributions une nouvelle fois très similaires. Les maximas de chacune d'elles sont compris dans la classe [0-5°]. Avec 45 et 44 mesures en fatigue et dwell-fatigue, ces maximas représentent 98 % et 83% des cas respectivement. Malgré quelques cas très minoritaires pour des valeurs d'angle χ supérieures à 5° , ces chiffres montrent clairement que la normale au plan basal est similaire de part et d'autre de la fissure. Cela signifie donc bien que la désorientation cristallographique entre les nodules à l'interface desquels s'amorcent les fissures correspond à une rotation de la maille hexagonale autour de l'axe $\langle c \rangle$, comme représentée sur le schéma de la Figure V-7b.

1.3.4. Caractéristiques du site d'amorçage des fissures surfaciques sous sollicitation cycliques

En résumé de cette partie, les résultats obtenus permettent d'affirmer que les sites d'amorçage des fissures surfaciques en fatigue et en dwell-fatigue présentent des caractéristiques similaires. L'amorçage intervient préférentiellement au sein d'une paire de nodules α_p . Les nodules ont un angle de déclinaison compris entre 10° et 60° et sont donc favorablement orientés pour le glissement basal. Ils possèdent de plus une relation d'orientation entre eux particulière. Celle-ci se caractérise par l'alignement des directions [0001] avec un angle de twist inférieur à 30° autour de cette direction. Finalement, la trace de la fissure en surface est cohérente avec la trace du plan basal des deux nodules. A la connaissance de l'auteur, aucune étude n'a encore mentionné l'amorçage de fissure sous sollicitations cycliques pour ce type de configuration particulière.

Bien que pour l'essai de dwell-fatigue, des fissures aient été amorcées en surface, l'analyse des faciès de rupture montre que les fissures conduisant à la rupture finale de l'éprouvette sont subsurfaciques. La prochaine partie de ce chapitre est donc consacrée à l'étude des fissures subsurfaciques, afin de mettre en évidence d'éventuelles différences entre les sites d'amorçage en surface ou à cœur du matériau.

2. Etude de l'amorçage des fissures subsurfaciques

Dans la littérature, les premiers stades d'endommagement en dwell-fatigue sont majoritairement étudiés par la caractérisation de facettes de quasi-clivage correspondant à des sites d'amorçage subsurfaciques. Si la technique de « quantitative tilt fractography » (Pilchak and Williams, 2011; Sinha et al., 2006a; Uta et al., 2009) a permis de déterminer le plan cristallographique de quasi-clivage, l'étude d'un faciès de rupture ne permet pas d'analyser l'amorçage des fissures subsurfaciques en fonction de la microstructure environnante. C'est le but de la démarche adoptée ici autour de la réalisation de coupes longitudinales. Il s'agira de caractériser les configurations microstructurales associées à l'amorçage des fissures subsurfaciques, comme cela a été fait pour les fissures surfaciques. La démarche expérimentale permettant ce travail sera décrite dans un premier temps. Ensuite, les résultats associés à une population de fissures subsurfaciques seront présentés.

2.1. Démarche et essais mécaniques

2.1.1. Essais mécaniques et nombre de fissures détectées

L'étude de l'amorçage des fissures subsurfaciques en dwell-fatigue 120s a été effectuée pour les niveaux de contraintes maximales $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$ et $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$. Afin d'augmenter la probabilité d'observer des fissures subsurfaciques sur une coupe transverse d'éprouvette, les essais ont été interrompus à un taux de déformation plastique plus élevé que pour l'étude des fissures surfaciques. L'évolution de la déformation plastique en fonction du nombre de cycles pour les trois essais effectués est présentée en Figure V-8. Ce graphique montre que l'essai à $\sigma_{\max} = 0,90$

$\times R_p^{0,2\%}$ a été interrompu à une déformation plastique de 4% atteinte après 941 cycles. Les essais à $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$ ont été interrompus pour une déformation plastique de 9% atteinte en 255 cycles et à la rupture de l'éprouvette après 1945 cycles.

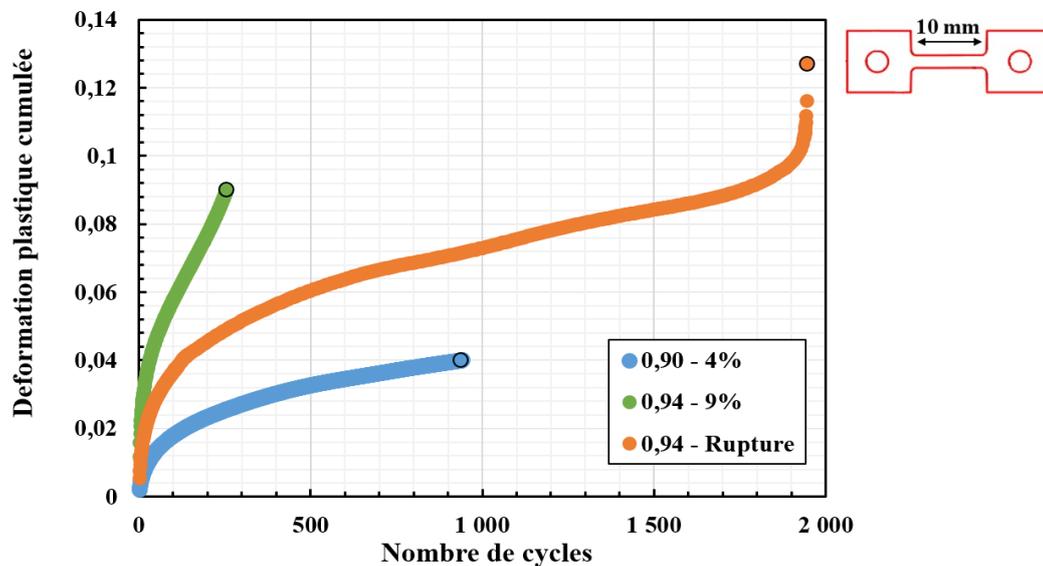


Figure V-8 : Déformation plastique en fonction du nombre de cycles pour les essais de dwell-fatigue 120s sur micro-éprouvette pour l'étude de l'amorçage des fissures subsurfaciques.

Après chaque interruption d'essai, une épaisseur variable des micro-éprouvettes a été polie pour réaliser des observations au MEB dans le but de caractériser l'amorçage de fissures subsurfaciques. Le nombre de fissures détectées pour chaque condition d'essai est précisé dans le Tableau V-1, de même que l'épaisseur enlevée en surface de l'éprouvette. Pour les essais interrompus avant la rupture, l'ensemble de la partie utile des éprouvettes a été inspectée. Dans le cas de l'essai conduit jusqu'à rupture, la zone où la striction de l'éprouvette a lieu est exclue de l'analyse. Le nombre minimal de fissures détectées par éprouvette est de 13, ce qui permet une certaine représentativité de l'analyse des sites d'amorçage de fissures subsurfaciques sous sollicitations cycliques.

Niveau de contrainte	Déformation plastique	Nombre de cycles	Rupture	Profondeur d'observation	Nombre de fissures
$0,90 \times R_p^{0,2\%}$	4×10^{-2}	941	Non	280 μm	20
$0,94 \times R_p^{0,2\%}$	9×10^{-2}	255	Non	335 μm	13
$0,94 \times R_p^{0,2\%}$	$12,5 \times 10^{-2}$ (apparente)	1945	Oui	60 μm	18

Tableau V-1 : Caractéristiques des essais mécaniques de dwell-fatigue 120s pour l'étude des fissures subsurfaciques. La profondeur du polissage mécanique effectué et le nombre de fissures subsurfaciques détectées pour chaque essai sont précisés.

2.2. Observations des sites d'amorçage des fissures subsurfaciques

La Figure V-9 présente les micrographies MEB et les cartographies d'orientations cristallographiques d'une fissure subsurfacique caractéristique pour chacun des essais précédemment décrits. On peut constater un aspect très similaire à celui des fissures surfaciques présentées précédemment. En particulier on associe de nouveau les fissures subsurfaciques à des configurations internodulaires de la phase α_p . L'analyse des orientations cristallographiques locales associées à ces configurations est effectuée de la même façon que pour les fissures surfaciques.

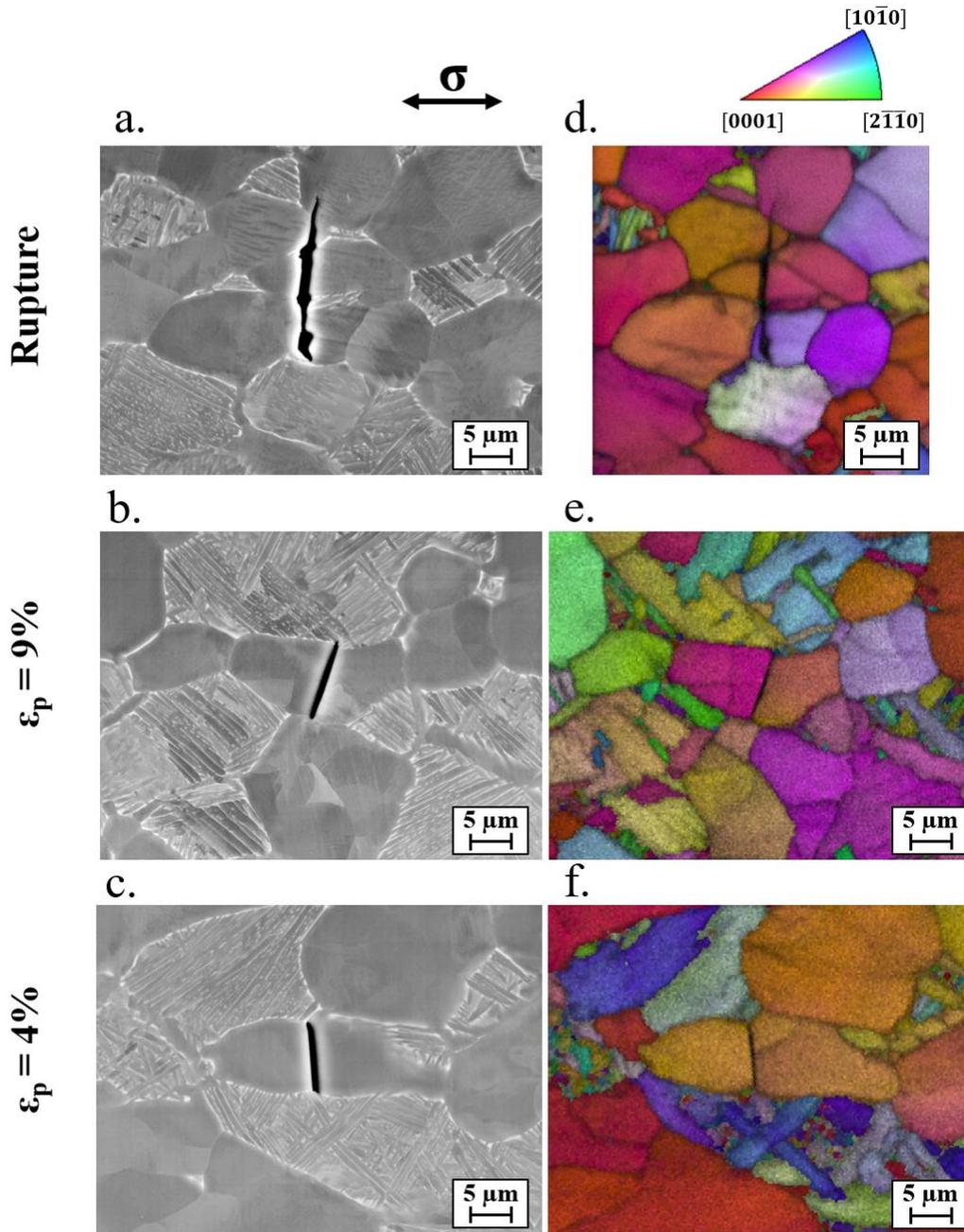


Figure V-9 : Micrographies MEB de fissures subsurfaciques détectées a. pour un chargement en dwell-fatigue 120s à $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$ à rupture, b. à $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$ et 9% de déformation plastique et c. $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$ et 4% de déformation plastique. Les cartographies d'orientations cristallographiques respectives sont codées selon la direction de sollicitation (d,e et f).

2.3. Caractérisation des sites d'amorçage des fissures subsurfaciques

La structure de cette partie reprend celle adoptée pour la caractérisation des sites d'amorçage des fissures surfaciques. Les mêmes paramètres et caractéristiques seront ici étudiés. Les orientations cristallographiques de la phase α_p présente au site d'amorçage seront d'abord présentées. Puis, l'angle K sera utilisé pour étudier le lien entre les fissures et le plan basal. Enfin, la désorientation cristallographique et l'angle χ seront également analysés pour caractériser les relations d'orientations de la phase α_p de part et d'autre des fissures

2.3.1. Orientations cristallographiques

Les orientations cristallographiques de la phase α_p présente aux sites d'amorçage des fissures subsurfaciques pour chacun des modes de chargement étudiés sont représentées en Figure V-10. La Figure V-10a correspond au chargement en dwell-fatigue à $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$. Sur cette dernière il est possible de voir que le domaine d'orientations cristallographiques concerné est borné par les angles de déclinaison de 20° et 55° . Ce domaine est très similaire à celui obtenu pour l'amorçage des fissures surfaciques décrit en Figure V-3. Avec l'augmentation du niveau de contrainte et du taux de déformation cumulée pour les essais à $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$, un élargissement de ce domaine est constaté sur les Figure V-10b et c. Il est borné par les angles de déclinaison 10° et 60° . Malgré une occurrence parmi 18 dans le domaine d'angles inférieurs à 10° pour l'essai conduit jusqu'à rupture (Figure V-10c), l'amorçage de fissures subsurfaciques s'effectue donc dans un nodule α_p favorablement orienté pour le glissement basal. Ce constat est identique à celui concernant l'amorçage de fissures en surface.

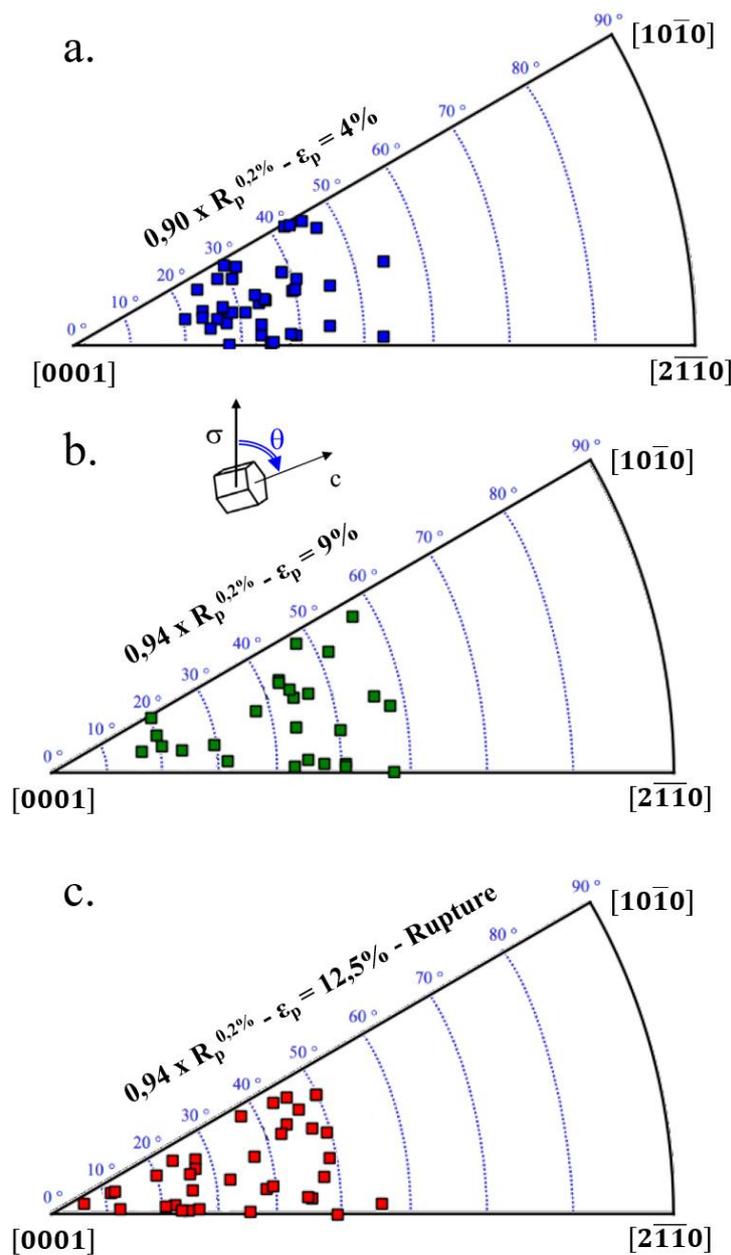


Figure V-10 : Orientations cristallographiques des nodules α_p présents aux sites d'amorçage des fissures subsurfaciques pour un chargement en dwell-fatigue 120s à a. $0,90 \times R_p^{0,2\%}$ et 4% de déformation plastique, b. $0,94 \times R_p^{0,2\%}$ et 9% de déformation plastique et c. $0,94 \times R_p^{0,2\%}$ et 12,5% de déformation plastique.

2.3.2. Trace du plan basal et facteur de Schmid du glissement basal

De façon similaire aux fissures surfaciques, l'analyse des orientations cristallographiques au site d'amorçage des fissures subsurfaciques suggère un rôle important du glissement basal. Afin de confirmer ce point, les angles K définis entre les traces du plan basal et des fissures de part et d'autre de ces dernières ont d'abord été mesurés. Les distributions de valeurs pour chaque essai

sont présentées sur l'histogramme en nombre de la Figure V-11. Sur ce graphique, il est possible de voir que le maximum de chaque distribution est atteint dans l'intervalle $[0-5^\circ]$. Le nombre d'évènements diminue avec l'augmentation de la valeur de l'angle K . Aucune fissure ne forme un angle de plus de 30° avec les traces des plans de base. Pour chaque distribution, plus de 65% des évènements correspondent à des angles K inférieurs à 5° . Cela suggère que les fissures sont alignées avec le plan basal pour l'essentiel d'entre elles.

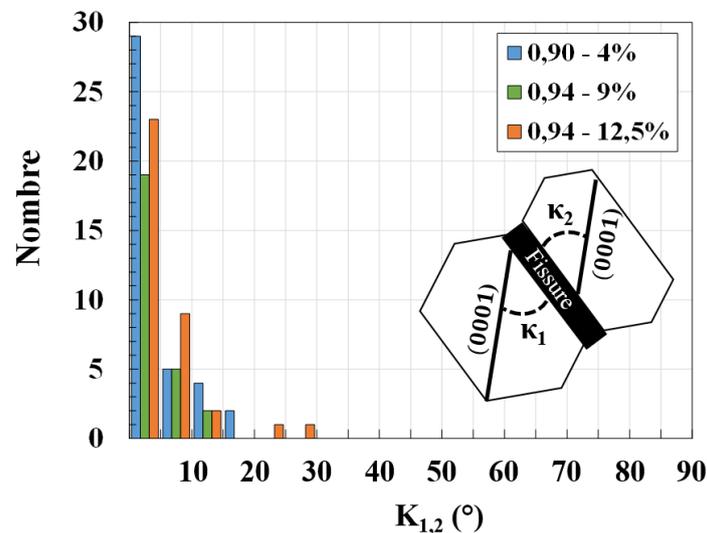


Figure V-11 : Distribution en nombre par intervalle de 5° des angles K mesurés entre les traces de plan basal et des fissures subsurfaciques pour des chargements en dwell-fatigue 120s à $0,90 \times R_p^{0,2\%}$ interrompu à 4% de déformation plastique ainsi qu'à $0,94 \times R_p^{0,2\%}$ interrompus à 9% et 12,5% de déformation plastique.

Afin de mettre en évidence un éventuel lien entre le glissement basal et l'amorçage de fissure subsurfacique en dwell-fatigue, le facteur de Schmid maximal pour ce mode de glissement a été déterminé à partir des orientations cristallographiques locales de la phase α_p . Les distributions par intervalle de 0,05 des facteurs de Schmid obtenus sont représentées sur l'histogramme de la Figure V-12. Ce graphique montre que le nombre d'évènements augmente avec le facteur de Schmid. Le maximum de chaque distribution est systématiquement atteint dans la classe $[0,45-0,50]$. Il est également possible de voir que l'augmentation du niveau de contrainte maximum appliqué et de la déformation plastique conduit à une diminution du facteur de Schmid minimal pour lequel une fissure a été détectée. En effet, le facteur de Schmid minimal est de 0,30 pour le niveau de contrainte $0,90 \times R_p^{0,2\%}$. A $0,94 \times R_p^{0,2\%}$ et 9% de déformation plastique ou après rupture, il est de 0,25. Finalement, le graphique de la Figure V-12 montre un comportement similaire de l'amorçage de fissures et de l'activation du glissement basal vis à vis du facteur de Schmid. Par conséquent, ces résultats suggèrent bien que l'amorçage de fissures subsurfaciques en dwell-fatigue est lié à l'activité du glissement basal. De plus, ils confirment que l'augmentation du niveau de contrainte maximal et de la déformation plastique en dwell-fatigue permet l'amorçage de fissures pour les nodules moins favorablement orientés pour le glissement basal.

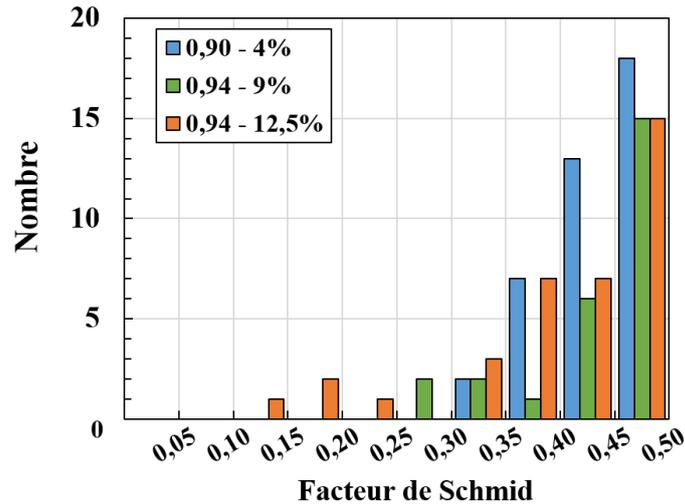


Figure V-12 : Distribution en nombre par intervalle de 0,05 des facteurs de Schmid maximum pour le glissement basal de part et d'autre des fissures subsurfaciques détectées pour des chargements en dwell-fatigue 120s à $0,90 \times R_p^{0,2\%}$ interrompu à 4% de déformation plastique ainsi qu'à $0,94 \times R_p^{0,2\%}$ interrompus à 9% et 12,5% de déformation plastique.

2.3.3. Relations d'orientations cristallographiques

La présence éventuelle d'une interface ou d'un joint au niveau du site d'amorçage des fissures et les relations d'orientations est discutée dans la suite. De même que pour l'étude des fissures en surface, la désorientation cristallographique de la phase α_p de part et d'autre des fissures subsurfaciques est d'abord mesurée. Les valeurs établies pour chaque condition de chargement sont présentées sur l'histogramme en nombre de la Figure V-13.

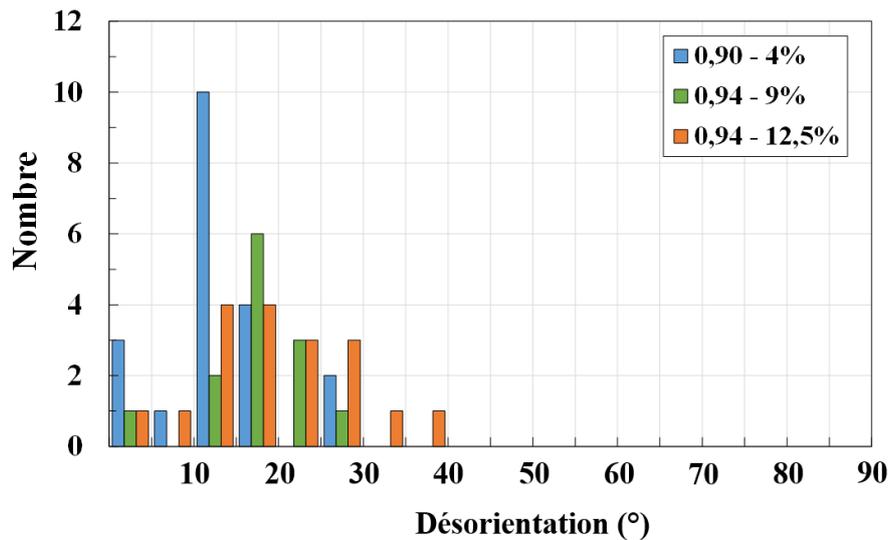


Figure V-13 : Distribution en nombre par intervalle de 5° de l'angle de désorientation cristallographique de la phase α_p de part et d'autre des fissures subsurfaciques en dwell-fatigue 120s à $0,90 \times R_p^{0,2\%}$ interrompu à 4% de déformation plastique ainsi qu'à $0,94 \times R_p^{0,2\%}$ interrompu à 9% et 12,5% de déformation plastique.

Cette figure montre que les distributions obtenues sont toutes similaires et centrées autour des classes [10-20°]. Pour une sollicitation à $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$ et un taux de déformation plastique de 4%, le maximum de 10 fissures se situe dans la classe [15-20°]. Pour $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$ et une déformation plastique de 9%, le maximum de 6 fissures se trouvent dans la classe [15-20°] tandis qu'à 12,5% de déformation plastique, le maximum de 4 fissures est présent sur les classes [10-15°] et [15-20°]. Dans la classe [0-5°] quelque cas sont identifiés mais néanmoins de façon minoritaires. En effet, avec 3 fissures à $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$, cela ne représente que 15% des cas. Pour $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$, seul 1 fissure est présente dans cette classe pour les chargements jusqu'à 9% et 12,5% de déformation plastique. Cela représente respectivement 8% et 6% des cas. Par conséquent, ces analyses démontrent que l'amorçage de fissures subsurfaciques en dwell-fatigue s'effectue majoritairement en lien avec un joint entre deux nodules α_p dont la désorientation est comprise entre 10 et 30°.

Si le site d'amorçage des fissures subsurfaciques est constitué d'une paire de nodules, le graphique de la Figure V-11 a montré que les fissures sont parallèles avec les traces des plans basaux des deux nodules. Cela suggère à nouveau que la désorientation cristallographique entre les deux nodules α_p présents au site d'amorçage de ces fissures résulte d'une rotation du réseau cristallin autour de l'axe $\langle c \rangle$. Afin de vérifier cette hypothèse, l'angle χ a été mesuré pour chaque fissure subsurfacique étudiée. Les valeurs de cet angle, qui est défini entre les deux normales au plan basal des nodules présents au site d'amorçage, sont reportées sur l'histogramme en nombre de la Figure V-14.

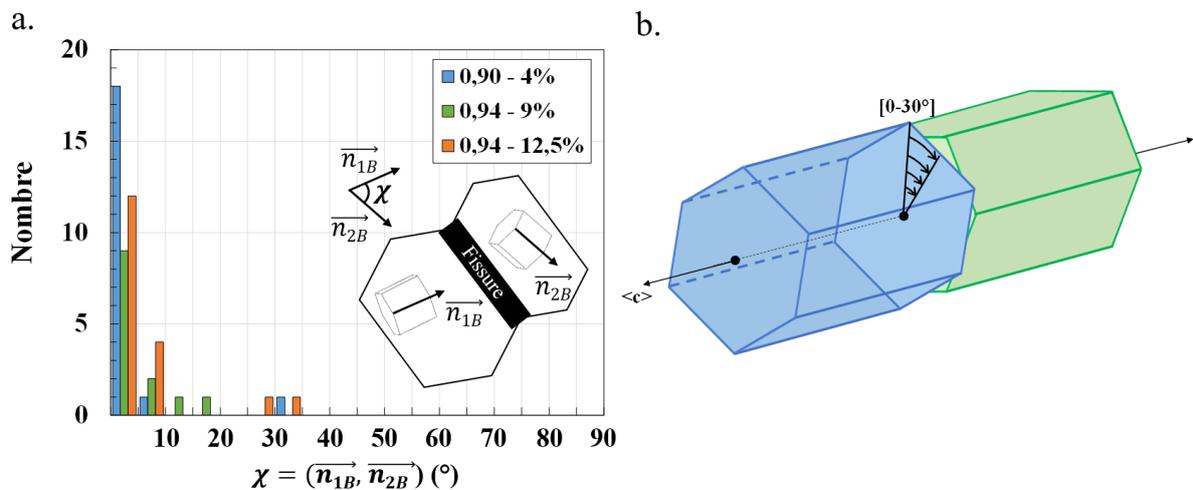


Figure V-14 : Distribution en nombre par intervalle de 5° des angles χ formés par les normales au plan basal de chaque côté des fissures aux sites d'amorçage subsurfaciques pour un chargement dwell-fatigue 120s à $0,90 \times R_p^{0,2\%}$ interrompu à 4% de déformation plastique ainsi qu'à $0,94 \times R_p^{0,2\%}$ interrompu à 9% et 12,5% de déformation plastique. b. Représentation schématique de la relation d'orientation particulière entre les mailles hexagonales de part et d'autre des fissures d'après l'analyse statistique de l'angle χ .

Pour chaque distribution, le maximum est atteint dans la classe de valeurs [0-5°] et représente au moins 66% des cas. Pour le chargement en dwell-fatigue à $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$ jusqu'à 4% de déformation plastique cumulée, il représente environ 90% des cas. Par conséquent, les résultats obtenus confirment que la normale au plan basal est similaire pour les deux nodules constituant le site d'amorçage des fissures subsurfaciques. Ainsi la désorientation entre ces derniers est due à une rotation autour de l'axe $\langle c \rangle$ de la maille hexagonale.

2.3.4. Caractéristiques du site d'amorçage des fissures subsurfaciques

En résumant les différents résultats obtenus par la caractérisation des fissures subsurfaciques en dwell-fatigue, une configuration microstructurale typique peut être définie. Cette configuration est constituée d'une paire de nodule α_p dont l'angle de déclinaison est compris entre 10 et 50°, la fissure se formant à l'interface commune. La désorientation entre les nodules est principalement due à une rotation d'un angle inférieur à 30° autour de l'axe $\langle c \rangle$. Ces nodules partagent donc leur plan de base et ils sont favorablement orientés pour le glissement basal selon les résultats obtenus au Chapitre IV.

Cette définition du site d'amorçage des fissures subsurfaciques en dwell-fatigue est similaire à celle des sites d'amorçage de fissures surfaciques pour des chargements en fatigue ou en dwell-fatigue. Il semble donc que la transition de la surface vers le cœur de l'endommagement à l'origine de la fissure fatale avec l'introduction d'un temps de maintien ne soit pas due à des différences d'amorçage.

3. Etude du mécanisme d'amorçage de fissures

Il s'agit dans cette partie de proposer des éléments supplémentaires pour la compréhension spécifique du mécanisme d'amorçage de fissure correspondant aux paires de nodules $\langle c \rangle$. Cela permettra ensuite de cibler les points importants ou les efforts de simulation pourront être effectués.

3.1. Observations complémentaires

3.1.1. Suivi *ex situ* de l'amorçage des fissures

L'étude de l'amorçage de fissures en surface pour l'essai de dwell-fatigue 120s a impliqué deux interruptions à des taux de déformation plastique de 1 et 2,5%. Cela a permis d'avoir des informations sur l'état de déformation préalable à l'amorçage de fissure dans les paires de nodules $\langle c \rangle$ identifiées comme critiques pour l'amorçage de fissure.

L'évolution pour deux sites d'amorçage de fissures en surface est présentée en Figure V-15. Les cartographies EBSD présentent les orientations cristallographiques des deux paires de nodules d'intérêt : A et B pour la Figure V-15a, C et D pour la Figure V-15b. Les nodules sont favorablement orientés pour le glissement basal avec des angles de déclinaisons d'environ 49° pour A,B et 34° pour C,D. Par ailleurs, les traces des plans de base en surface sont bien parallèles à l'interface entre nodules. Les désorientations cristallographiques mesurées de part et d'autre des fissures sont de 13° pour la paire A,B et de 8,5° pour la paire C,D. Enfin, les angles entre les normales au plan basal sont de 0,6° et 2,5° respectivement. Ces deux paires de nodules présentent donc bien les caractéristiques des paires de nodules $\langle c \rangle$ précédemment définies.

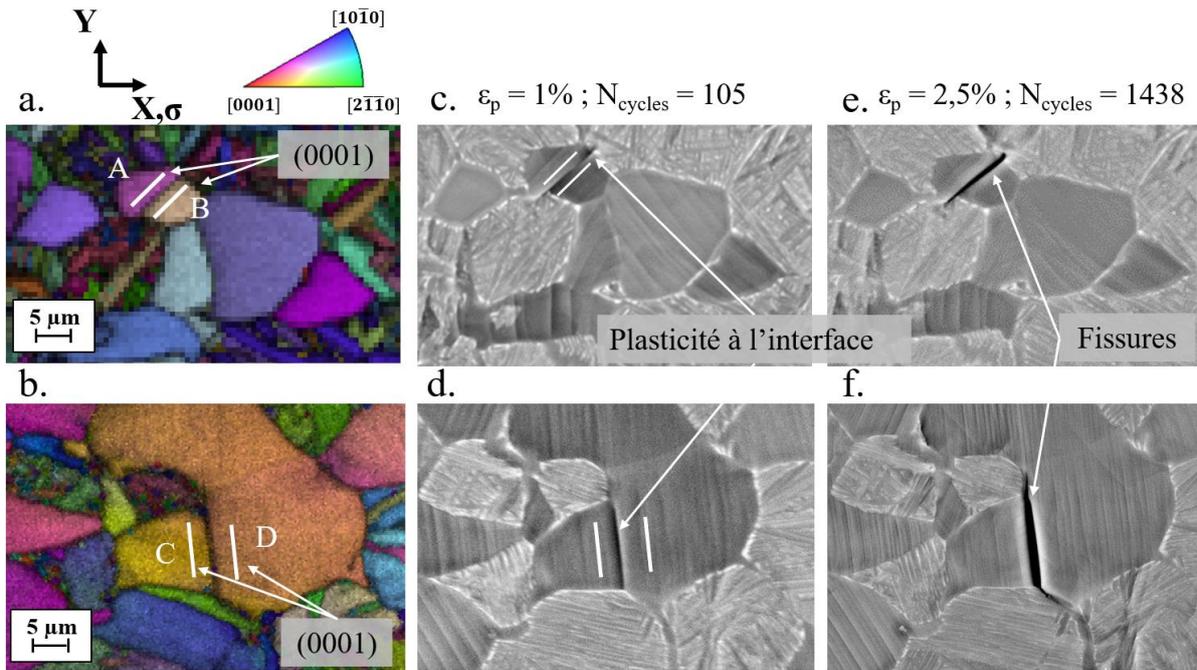


Figure V-15 : Etude *ex situ* de l'amorçage de deux fissures superficielles pour un chargement en dwell-fatigue 120s à $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$. Cartographie d'orientations cristallographiques codées selon la direction de sollicitation incluant les interfaces d'intérêt entre les nodules A,B (a) et C,D (b). Micrographie MEB (c,d) des sites d'amorçage des fissures après 105 cycles et 1% de déformation plastique montrant un glissement aux interfaces. Micrographie MEB (e,f) montrant l'amorçage de fissure aux interfaces d'intérêt après 1438 cycles et 2,5% de déformation plastique.

Les micrographies des Figure V-15c et d présentent ces deux paires de nodules <c> après 105 cycles de dwell-fatigue et une déformation plastique de 1%. Elles montrent la présence de traces de glissement en surface des nodules A,B et C,D. Ces traces de glissement sont cohérentes avec du glissement basal, ce qui explique pourquoi elles sont parallèles entre elles de part et d'autre des interfaces. On peut constater qu'elles sont également parallèles aux interfaces. Sur les Figure V-15c et d, il est également possible d'observer des traces de plasticité aux interfaces entre les nodules A,B et C,D. Ces traces de glissement sont plus intenses que celles présentes au sein des nodules A,B et C,D. Clairement l'interface de ces paires de nodules <c> favorise la localisation d'une activité plastique. Les micrographies des paires de nodules à 2,5% de déformation plastique (Figure V-15e et f) montrent alors que dans ces deux cas, ce sont les traces de plasticité aux interfaces qui ont conduit à l'amorçage d'une fissure. A ce stade il n'est toutefois pas possible d'affirmer que la plasticité et l'amorçage de la fissure s'effectuent à l'interface ou selon un plan basal aux environs proches de l'interface. Des analyses MET seraient un moyen de vérifier ce point.

3.1.2. Observation dans un plan de coupe

Ces analyses de cas complémentaires ont permis de mettre en évidence que l'amorçage des fissures est précédé d'un glissement localisé et que le mécanisme associé a lieu en lien avec l'interface des configurations microstructurales critiques identifiées statistiquement dans les parties précédentes. L'objet de cette partie est de déterminer si l'amorçage des fissures a lieu dans un plan basal dans un plan d'interface entre les deux nodules qui pourrait être différent du plan basal. C'est dans ce but que des coupes transverses de trois paires de nodules <c> ont été caractérisées. Deux

d'entre elles ont conduit à l'amorçage d'une fissure tandis que pour la troisième seule une activité plastique à l'interface a été détectée. Les plans de coupe ont été réalisés au moyen d'un MEB-FIB de l'Institut Pprime en collaboration Hadi Bashoun.

3.1.2.1. Configuration favorable à l'amorçage d'une fissure

Les deux sites d'amorçage de fissures étudiés sont présentés sur les cartographies d'orientations cristallographiques des Figure V-16a et b. L'amorçage de la fissure au sein de la paire de nodules A,B correspondant à la Figure V-16a a déjà été présenté en Figure V-15. Le site d'amorçage de la Figure V-16b est constitué des nodules E et F. Les mailles hexagonales représentées sur la cartographie d'orientations cristallographiques, montrent que la désorientation entre les nodules E et F est de 25° autour de l'axe $\langle c \rangle$. En outre, l'orientation des nodules correspond au domaine d'activité du glissement basal et la trace du plan basal est parallèle à la trace de la fissure en surface. Ainsi, ce site d'amorçage présente bien les caractéristiques des paires de nodules $\langle c \rangle$ identifiées précédemment.

Les micrographies MEB des Figure V-16c et d montrent les sites d'amorçage à une déformation plastique de 2,5% après 1438 cycles de dwell-fatigue à $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$. Ces deux micrographies suggèrent que l'amorçage des fissures a eu lieu à l'interface entre les nodules A,B et E,F. L'ouverture de ces fissures est faible. La localisation des coupes transverses réalisées par FIB est également précisée pour chacune des fissures sur les Figure V-16c et d. Ces coupes ont été réalisées perpendiculairement à la trace de la fissure en surface. Le sens d'observation est de plus précisé par les flèches rouges présentes sur les Figure V-16 c et d.

Les Figure V-16e et f présentent les micrographies MEB des deux coupes transverses. Sur chaque micrographie, la trace du plan basal dans le plan de coupe est indiquée et la fissure étudiée est visible. Dans le cas de la paire de nodule A,B (Figure V-16e), la trace de la fissure est quasi-confondue avec la normale à la surface libre de l'éprouvette. A environ $3 \mu\text{m}$ de profondeur, cette fissure dévie de 4° par rapport à cette direction. Toutefois, la trace de la fissure correspond précisément au plan de base sur cette coupe. Ceci est également le cas pour la fissure observée sur la micrographie de la Figure V-16f. La trace de la fissure est parallèle à la trace du plan basal des nodules E et F, et fait un angle de 23° avec la normale à la surface libre de l'éprouvette. Par conséquent, pour les deux paires de nodules $\langle c \rangle$ A,B et E,F considérées, la trace de la fissure est parallèle aux traces du plan basal dans deux plans d'observations différents. Ces observations montrent également que les fissures sont « ouvertes » à la surface et particulièrement acérées en profondeur.

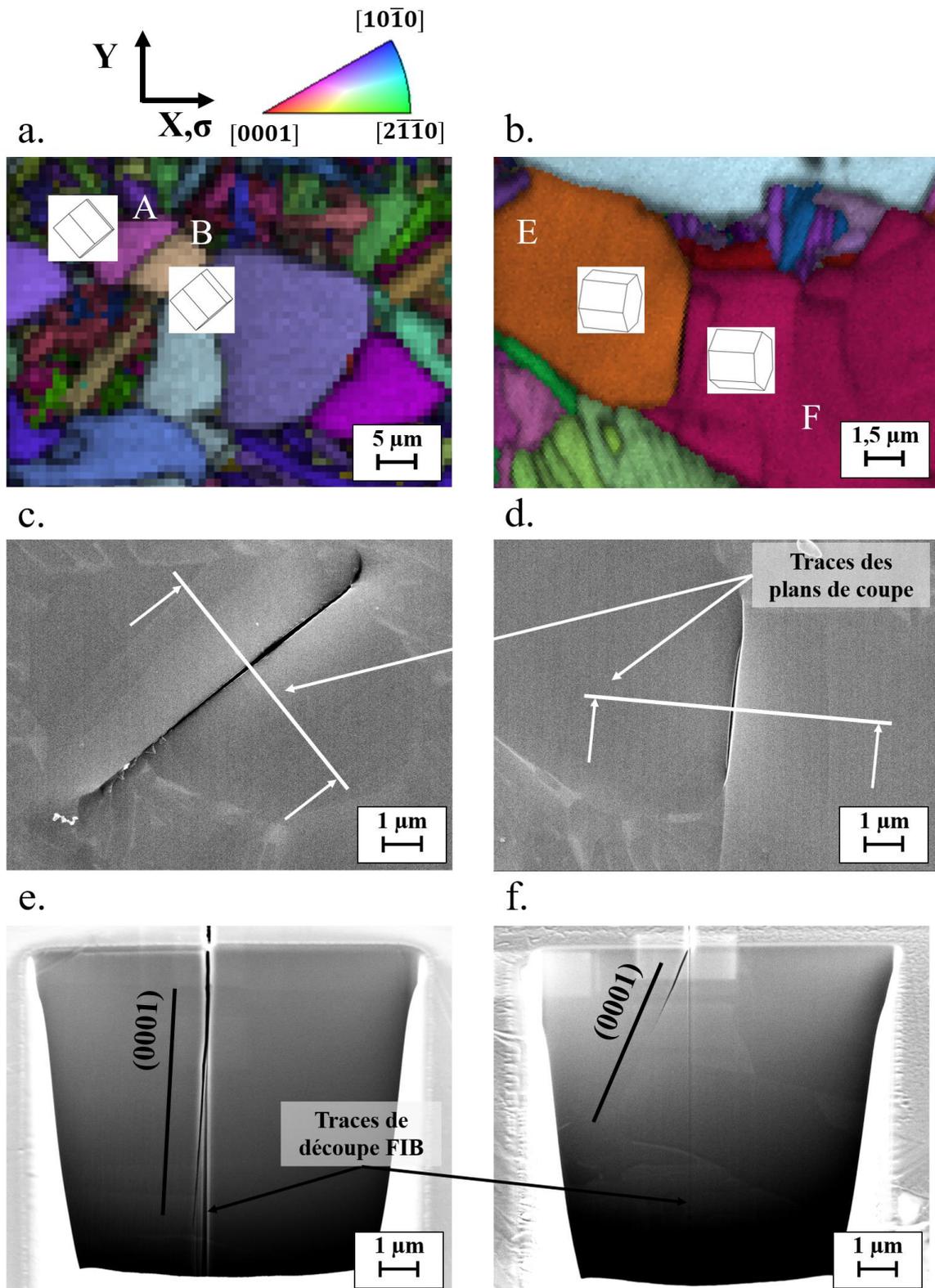


Figure V-16 : Etude de l'amorçage de deux fissures superficielles pour un chargement en dwell-fatigue à $0,90 \times R_p^{0,2\%}$ au moyen de coupes transverses réalisées avec un MEB-FIB. Cartographie d'orientations cristallographiques codées selon la direction de sollicitation dévoilant les interfaces d'intérêt entre les nodules A,B (a) et E,F (b). Micrographies MEB (c,d) des sites microstructuraux après 1438 cycles et 2,5% de déformation plastique. Micrographies MEB (e,f) des coupes transverses.

3.1.2.2. Configuration microstructurale défavorable à l'amorçage d'une fissure

L'observation des fissures au moyen des coupes transverses a permis de confirmer que les fissures se développent dans un plan basal. Toutefois, il n'est pas possible de confirmer que l'amorçage a lieu dans un plan d'interface de type basal ou dans un plan basal aux environs proches du plan d'interface. Afin d'apporter des éléments de réponse supplémentaires, l'interface entre les nodules G et H de la Figure V-17 a été étudiée au moyen d'un plan de coupe.

La cartographie d'orientations cristallographiques de la Figure V-17a montre la paire de nodule G et H qui présente des angles de déclinaisons de 59 et 53° respectivement. Les mailles hexagonales sont de plus désorientées de 25° par une rotation autour de l'axe $\langle c \rangle$. Enfin, la trace de l'interface en surface est parallèle aux traces des plans basaux des deux nodules. Ainsi, les nodules G et H présentent les caractéristiques qui définissent les paires de nodules $\langle c \rangle$. Les micrographies des Figure V-17b et c montrent de plus le positionnement du plan de coupe. De même que pour l'étude des fissures en Figure V-16, la normale au plan de coupe est confondue avec le vecteur directeur définissant la trace de l'interface en surface. Sur la micrographie de la Figure V-17c, il est possible de remarquer des traces de plasticité au niveau de l'interface indiquée par des flèches et à sa proximité. Cependant la hauteur des marches indiquées sur la Figure V-17c est faible et montre que l'activité plastique le long de l'interface n'est pas uniforme.

La micrographie MEB de la Figure V-17d montre une coupe transversale de l'interface entre les nodules G et H. Sur cette micrographie, l'interface entre les nodules G et H est bien visible. Toutefois, la trace de l'interface dans le plan de coupe n'est pas rectiligne et n'est pas confondue avec la trace du plan basal pour les nodules G et H. Cela pourrait expliquer pourquoi l'activité plastique en surface est faible aux environs de l'interface et pourquoi aucune fissure ne s'est formée au sein de cette paire de nodules. L'activité plastique aux environs de l'interface entre les nodules G et H pourrait donc avoir été stimulée par une bande de glissement incidente selon le mode de déformation caractérisé au Chapitre IV.

Selon le cas d'étude de la Figure V-17, il semble que l'amorçage de fissure soit inhibé lorsque l'interface d'une paire de nodules n'est pas confondue avec un plan basal. Les résultats présentés en Figure V-16 montrent que lorsqu'une fissure est observée, le plan de la fissure est confondu avec le plan basal. Ainsi, l'étude des plans de coupes de trois paires de nodules suggère que l'amorçage des fissures a lieu dans les paires de nodules $\langle c \rangle$ dont le plan d'interface correspond également à un plan basal. Dans ce cas, l'interface entre les deux nodules du site d'amorçage serait un joint de « twist » (0001). Cela souligne l'importance d'étudier la microstructure en trois dimensions.

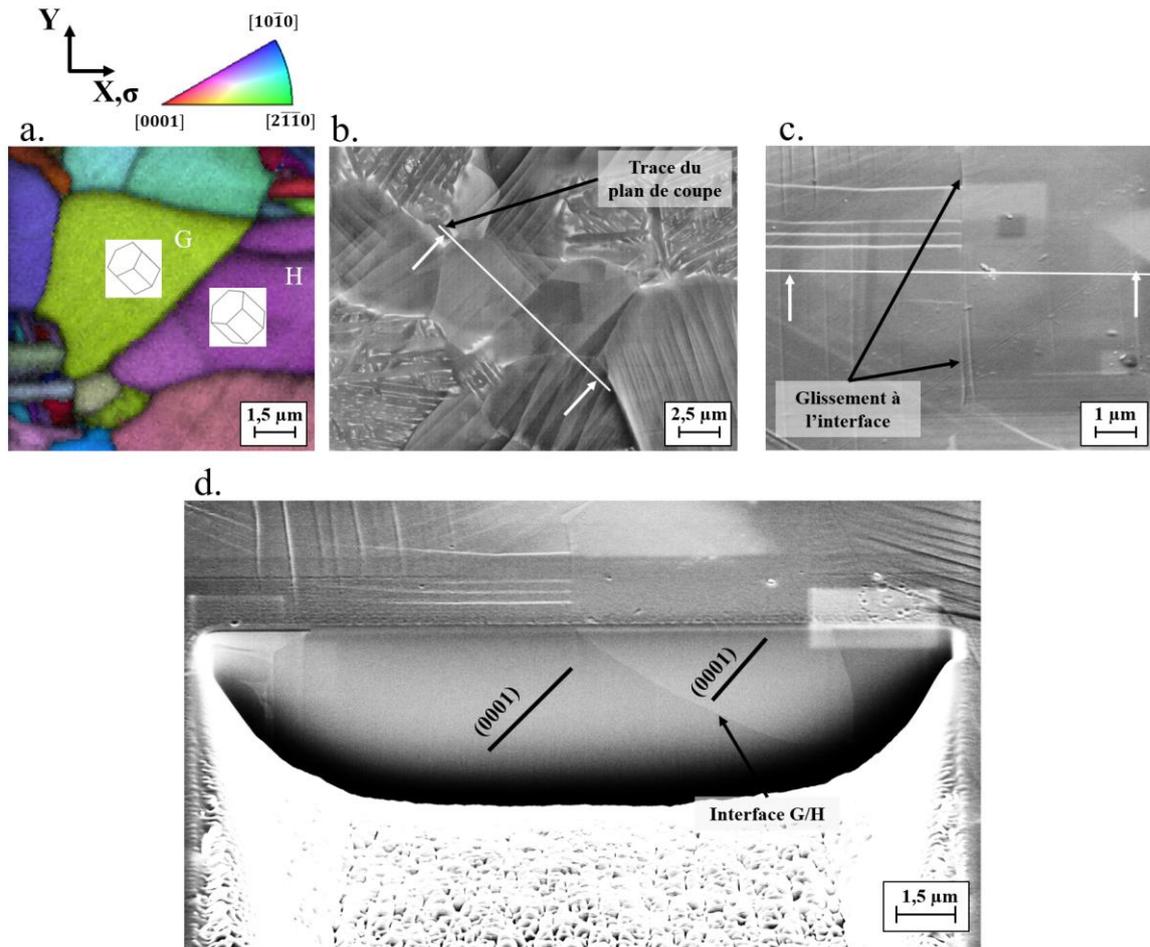


Figure V-17 : Etude de l'interface au moyen d'une coupe transverse réalisée avec un MEB-FIB d'une paire de nodules n'ayant pas conduit à l'amorçage d'une fissure en surface en dwell-fatigue à $0,90 \times R_p^{0,2\%}$ et qui présente les caractéristiques d'une paire de nodules basaux. Cartographie d'orientations cristallographiques codées selon la direction de sollicitation et montrant l'interfaces d'intérêt entre les nodules G,H (a). Micrographies MEB (b,c) de l'interface après 1438 cycles et 2,5% de déformation plastique suggérant un glissement de l'interface. Micrographie MEB (d) du plan de coupe.

3.2. Influence de la texture cristallographique locale

3.2.1. Répartition des fissures en fonction de l'orientation cristallographique

Dans le Chapitre II, les cartographies d'orientations cristallographiques ont montré la présence de macrozones en surface des éprouvettes ayant servi à l'étude de l'amorçage des fissures surfaciques. L'étude bibliographique du Chapitre I a de plus montré que cela est délétère pour les durées de vie en fatigue et dwell-fatigue. Afin d'étudier ce point, les sites d'amorçage des fissures surfaciques de l'un des méplats de l'éprouvette sollicitée en fatigue à $\sigma_{\max} = 0,90 \times R_p^{0,2\%}$, ont été positionnés sur la cartographie correspondante en Figure V-18.

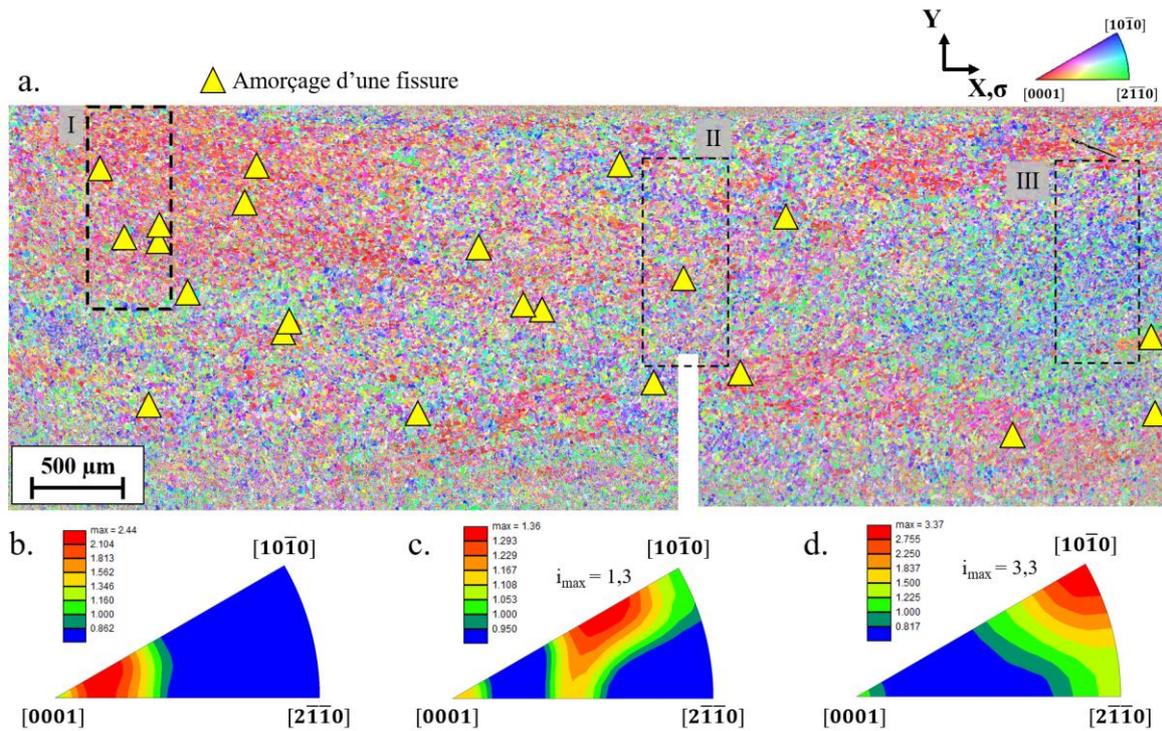


Figure V-18 : a. Cartographie des orientations cristallographiques codées selon la direction de sollicitation montrant la position des sites d'amorçage de fissure en lien avec la texture cristallographique locale pour l'éprouvette sollicitée en fatigue à $0,90 \times R_p^{0,2\%}$ jusque 1% de déformation plastique. Textures cristallographiques des régions (b) I, (c) II et (d) III représentée sur une figure de pôle inverses.

La cartographie de la Figure V-18 montre que l'amorçage de fissures est localisé principalement dans les macrozones où la direction $[0001]$ est dominante. Par exemple, dans la région I de taille $1250 \times 445 \mu\text{m}^2$ avec une orientation dominante proche de $[0001]$, 4 fissures sont présentes. Au contraire, aucune amorce de fissure n'a été détectée dans la région III de taille équivalente à la région I et où l'orientation dominante est $[10\bar{1}0]$ (Figure V-18d). Enfin dans les zones avec une intensité de texture plus faible, l'amorçage de fissure est plus rare mais existant. Par exemple dans la région II de taille similaire aux régions I et III et qui présente une texture cristallographique faible (Figure V-18c), 1 seule fissure a été détectée.

La répartition des fissures sur la cartographie d'orientation cristallographique de la Figure V-18 montre donc que l'amorçage de fissures intervient préférentiellement dans les macrozones où des orientations correspondant à un angle de déclinaison faible sont privilégiées. Toutefois, ces régions concentrent un nombre plus important de nodules favorablement orientés pour le glissement basal. Cela pourrait augmenter la probabilité d'avoir un plus grand nombre de paires de nodules $\langle c \rangle$ critiques pour l'amorçage de fissures ce qui constituerait une explication potentielle de l'influence des macrozones. Afin de vérifier cette hypothèse, le nombre total de configurations microstructurales critiques pour l'amorçage de fissure, ou paires de nodules $\langle c \rangle$, a été étudié en fonction de la texture cristallographique pour les zones I, II et III.

3.2.2. Analyse du nombre de sites microstructuraux favorables à l'amorçage de fissure en fonction de la texture cristallographique

Grâce aux caractérisations des sites d'amorçage de fissures obtenus précédemment, différents critères ont été mis en place afin de les détecter à partir d'une cartographie EBSD. Un critère sur la taille de grain a de plus été considéré dans le but d'écarter la contribution des colonies lamellaires ($\alpha_s + \beta$). Il dépend de la distribution de la taille des grains issue des analyses EBSD. Le Tableau V-2 résume l'ensemble de ces critères.

Critère	Taille de grain équivalente	Angle de déclinaison	Angle K	Angle χ
Valeur	$> 8 \mu\text{m}$	$15^\circ < \theta < 60^\circ$	$< 5^\circ$	$< 5^\circ$

Tableau V-2 : Critères de détection des configurations microstructurales, dénommées paires de nodules basals, critique pour l'amorçage de fissure d'après les données d'analyses EBSD des zones I,II et III de la Figure V-18.

Le nombre de paires de nodules respectant les conditions identifiées comme critiques pour l'amorçage de fissure a été déterminé à partir des fichiers d'analyses EBSD correspondant aux zones I, II et III de la Figure V-18. Chaque paire a ensuite été imagée au MEB pour déterminer si après 1% de déformation plastique, une fissure est présente. Les densités de paires de nodules $\langle c \rangle$ et de fissures sont ainsi reportées par zone sur l'histogramme de la Figure V-19. Les textures cristallographiques associées sont également rappelées sur cette figure.

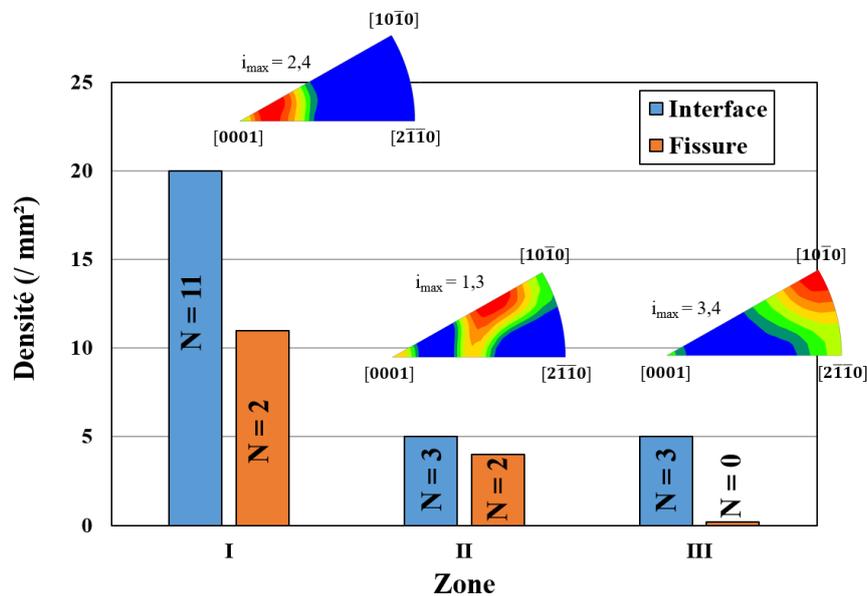


Figure V-19 : Densité de configurations microstructurales, dénommées paires de nodules $\langle c \rangle$, critiques pour l'amorçage et de fissures en fonction de la texture cristallographique locale.

Dans la région I, 11 paires de nodules $\langle c \rangle$ sont présentes tandis que ce nombre n'est que de 3 pour les régions II et III. Ce résultat confirme donc bien que la texture cristallographique influence la probabilité de contenir un site microstructural favorable à l'amorçage d'une fissure.

Selon la Figure V-19, 18 % (2/11) des paires de nodules <c> ont conduit à l'amorçage d'une fissure. Du fait du critère sur la taille de grain du Tableau V-2, seules 2 fissures sur 4 ont été considérées dans cette analyse pour la région I. La diminution du critère sur la taille de grain minimale pour inclure les 4 fissures de la zone I (Figure V-18) conduit à un nombre important d'interfaces dans les colonies lamellaires satisfaisant les critères du Tableau V-2. C'est donc dans le but d'avoir un critère conservatif sur la détection des configurations microstructurales critiques pour l'amorçage des fissures que le critère sur la taille de grain équivalente minimale a été défini à 8 μm . Pour la région II, le pourcentage des paires de nodules <c> conduisant à l'amorçage d'une fissure est de 33% environ. Ce résultat montre que les paires de nodules <c> n'ont pas conduit systématiquement à l'amorçage d'une fissure. D'autre part, cela suggère que si les macrozones où l'orientation [0001] est dominante favorisent la présence de paires de nodules basals, elles ne semblent pas conduire à une fréquence d'amorçage de fissures plus élevée. Cela pourrait témoigner du rôle des éléments microstructuraux voisins dans le mécanisme d'amorçage de fissure.

3.3. Influence des premiers voisins

3.3.1. Nature microstructurale des voisins

Pour chaque fissure, les éléments microstructuraux adjacents aux sites d'amorçage des fissures tel que le présente le schéma de la Figure V-20a ont été étudiés. Leur nature, nodule ou colonie lamellaire, a notamment été relevée pour chacune des fissures de la cartographie présentée en Figure V-18. Trois combinaisons sont alors possibles : deux nodules, un nodule et une colonie lamellaire, ou deux colonies lamellaires. La répartition du nombre de fissures en fonction du type de combinaison de voisins est représentée sur le graphique de la Figure V-20b.

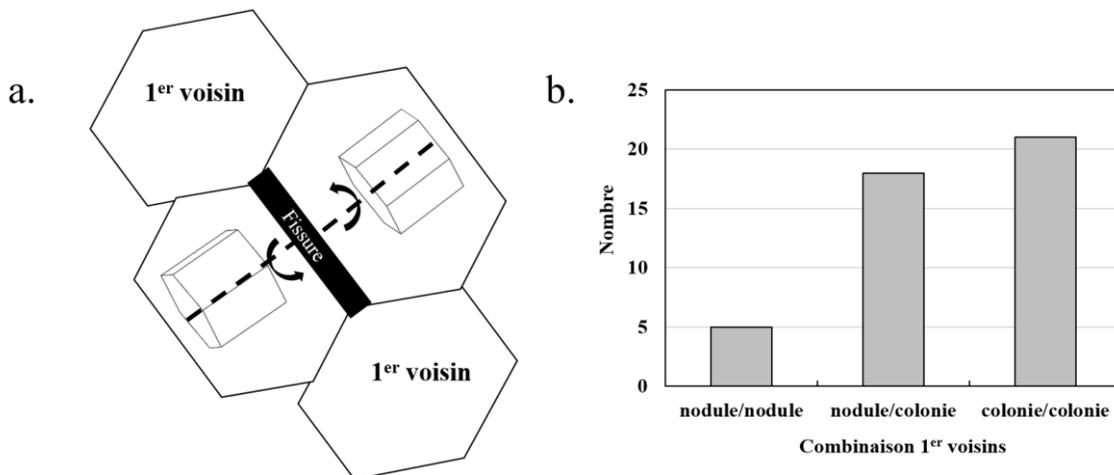


Figure V-20 : a. Schéma des éléments microstructuraux adjacents aux fissures. b. Répartition en nombres des combinaisons d'éléments microstructuraux associés.

Le graphique de la Figure V-20b permet d'identifier une combinaison minoritaire. La combinaison nodule/nodule ne représente que 5 cas sur 43 soit 12% des cas environ. Il semble donc que la présence d'une colonie lamellaire adjacente à l'interface d'une paire de nodules identifiée comme critique, favorise l'amorçage d'une fissure. Néanmoins, la fraction surfacique des

nodules α_p du matériau d'étude n'étant que de 36%, la probabilité qu'un nodule soit au contact avec ce type d'interface est plus faible que pour celle d'une colonie lamellaire. Par ailleurs, les combinaisons nodule/colonie et colonie/colonie sont présentes en proportions équivalentes. Ceci ne démontre donc pas un rôle essentiel de la présence de colonies lamellaires voisines pour l'amorçage des fissures. Par conséquent, les résultats obtenus suggèrent que la nature de l'élément microstructural adjacent à l'interface d'une configuration microstructurale critique n'est pas déterminante pour l'amorçage d'une fissure.

3.3.2. Orientation cristallographique des 1ers voisins

Après avoir mis en évidence que la nature microstructurale des voisins n'est pas déterminante pour l'amorçage des fissures, l'influence de leur orientation cristallographique est maintenant étudiée. Pour cela, les orientations cristallographiques des éléments microstructuraux adjacents aux fissures et aux paires de nodules n'ayant pas conduit à l'amorçage d'une fissure présente dans la zone I de la Figure V-18, sont présentées sur la Figure V-21 en fonction de leur nature microstructurale.

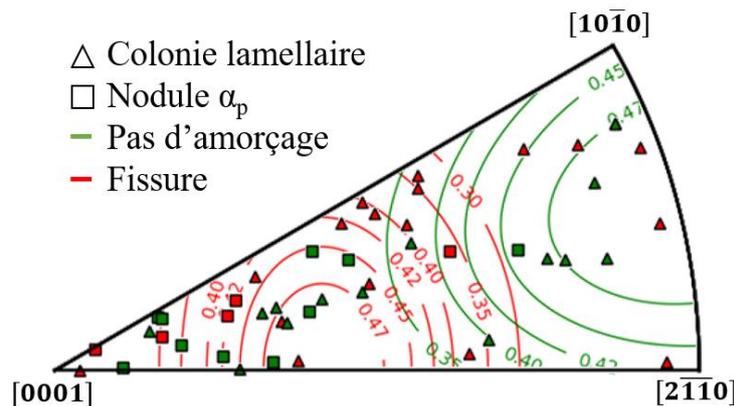


Figure V-21 : Représentation des orientations cristallographiques des éléments microstructuraux voisins des interfaces favorables à l'amorçage d'une fissure sur une figure de pôles inverse codée selon la direction de sollicitation.

La Figure V-21 montre que les domaines d'orientation cristallographique des voisins autour des fissures et des interfaces d'une paire de nodules critique pour l'amorçage sont similaires. Dans chaque cas, les orientations cristallographiques des voisins sont contenues dans les domaines favorables aux glissements basal et prismatique. Les résultats obtenus ne montrent aucun domaine particulier d'orientation cristallographique favorisant l'amorçage des fissures. Il faudrait néanmoins calculer les champs locaux de contraintes et de déformation, en considérant également les éléments voisins en profondeur « sous le site d'amorçage », pour confirmer ce point.

4. Discussion des résultats

4.1. Sites d'amorçage de fissures sous sollicitations cycliques

4.1.1. En fatigue

En accord avec les travaux de Bridier et al. pour un chargement en fatigue contrôlé en déformation (Bridier et al., 2008), les résultats obtenus montrent que l'amorçage des fissures sous sollicitations cycliques a lieu dans la phase α_p de la microstructure bimodale. Le domaine d'orientations cristallographiques associé correspond à des angles de déclinaison de 20° à 60° . Ce domaine est également cohérent avec l'orientation cristallographique des facettes d'amorçage indiquée dans la littérature (Bridier et al., 2008; Jha et al., 2012; Pilchak and Williams, 2011; Tymphel et al., 2016). Toujours d'après les données de la littérature, le plan de ces facettes est proche du plan basal (Pilchak and Williams, 2011; Tymphel et al., 2016). Ceci est en accord avec les observations présentées dans ce chapitre ou issues des travaux de Bridier et al. (Bridier et al., 2008) où la colinéarité entre les traces du plan basal et des fissures en surface a été constatée. Par conséquent, les résultats obtenus sont en accord avec un mécanisme d'amorçage de fissure conduisant à l'observation de facettes de quasi-clivage selon un plan basal. Ce mécanisme d'amorçage est généralement supposé être transgranulaire, tandis que les caractérisations présentées dans ce chapitre montrent que l'amorçage des fissures a lieu à l'interface entre deux nodules α_p .

A la connaissance de l'auteur, la possibilité d'un amorçage de fissures en fatigue à l'interface entre deux nodules α_p n'a jamais été considérée. On peut donc raisonnablement se demander si cette caractéristique était également présente pour des études antérieures où les conditions d'essai et / ou les matériaux peuvent différer. Les travaux de Bridier et al. (Bridier et al., 2008) ayant été effectués au sein du même laboratoire, ils ont été revisités à la lumière des caractéristiques obtenues présentement sur les sites d'amorçage de fissure sous sollicitations cycliques. Ces travaux présentent en particulier l'étude d'une fissure secondaire observée après 20 000 cycles de fatigue oligocyclique dans un alliage Ti-6Al-4V avec une microstructure bimodale. L'essai a été réalisé en contrôle de déformation avec un rapport de charge nul et un signal triangulaire d'une amplitude de 0,80%. La fissure secondaire caractérisée est présentée sur la micrographie MEB de la Figure V-22a, tandis que les orientations cristallographiques du site d'amorçage sont présentées sur la cartographie de la Figure V-22b. Sur ces deux figures issues des travaux de Bridier et al. (Bridier et al., 2008), il est possible de voir que la fissure est parallèle aux traces du plan basal de la phase α_p de chaque côté de la fissure au point d'amorçage. Afin de prendre en compte la possibilité d'un amorçage à l'interface entre deux nodule α_p , la désorientation cristallographique par rapport au point d'origine a été mesurée de part et d'autre de la fissure le long du chemin I, qui est défini sur la Figure V-22b. Le profil de désorientation cristallographique obtenu est présenté en Figure V-22c.

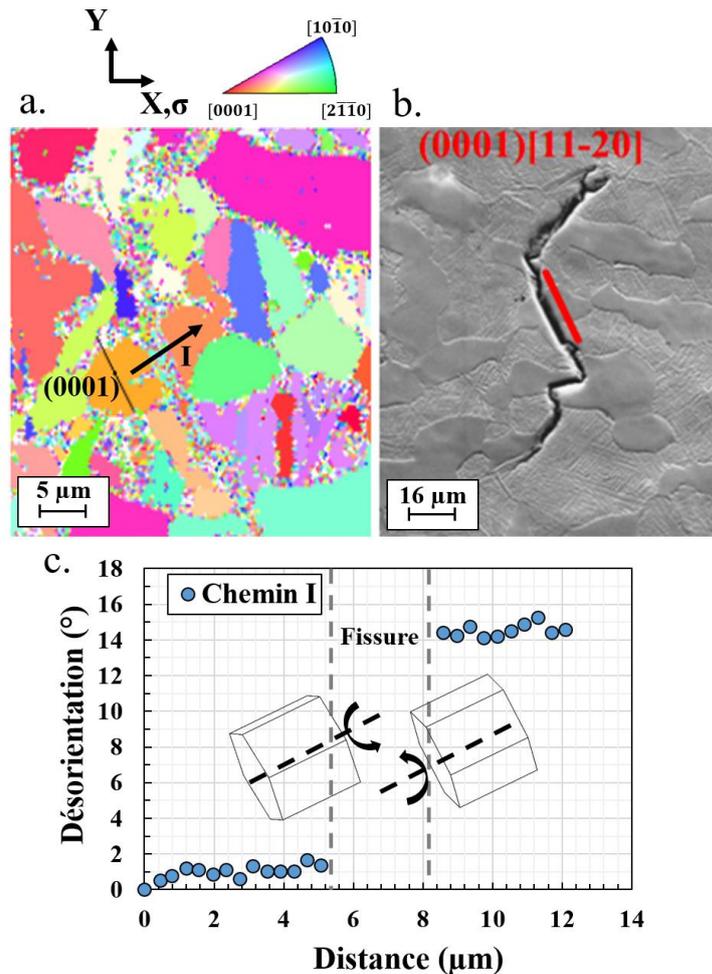


Figure V-22 : a. Cartographie d'orientations cristallographiques codée selon la direction de sollicitation du site d'amorçage de la fissure observée sur la micrographie MEB en b. et formée suite à une sollicitation en fatigue oligocyclique pilotée en déformation d'un alliage Ti-6Al-4V avec une microstructure bimodale (Bridier et al., 2008). c. Désorientation cristallographique par rapport au point d'origine selon le chemin I.

Le graphique de la Figure V-22c montre une désorientation cristallographique de 14° de part et d'autre de la fissure. Cela suggère que l'amorçage de la fissure a bien eu lieu en lien avec une interface. De plus, la représentation de l'orientation de la maille hexagonale de part et d'autre de la fissure montre que la désorientation entre les deux nodules α_p est associée à une rotation autour de l'axe $\langle c \rangle$. Par conséquent, le site d'amorçage de la fissure présenté dans les travaux de Bridier et al. (Bridier et al., 2008) correspond aux configurations microstructurales critiques pour l'amorçage de fissures identifiées précédemment. Les conditions de chargement associées sont toutefois différentes entre les travaux présentés et ceux de Bridier et al. (Bridier et al., 2008). Dans leur cas, il s'agit en effet d'un chargement de fatigue « pure » sans temps de maintien.

Plusieurs explications potentielles du pourquoi ces caractéristiques du site d'amorçage n'ont pas été identifiées précédemment peuvent être avancées. D'une part, l'analyse des faciès de rupture ne permet pas d'accéder aisément aux désorientations cristallographiques de part et d'autre du site d'amorçage de la fissure fatale. D'autre part, les traces du plan basal en surface sont parallèles aux fissures de chaque côté de ces dernières, ce qui ne met pas en évidence la rotation de la maille hexagonale autour de l'axe $\langle c \rangle$.

Le complément apporté par les résultats obtenus dans notre étude permet de réduire significativement la densité surfacique des configurations microstructurales à considérer pour l'amorçage de fissure. En effet, selon l'étude de la zone I de la Figure V-18, la densité de nodules α_p avec un angle de déclinaison compris entre 20° et 60° est d'environ de $2500 / \text{mm}^2$ pour une macrozone avec une orientation dominante proche de [0001], tandis que la densité de configurations microstructurales critiques telles que définies précédemment est de $20 / \text{mm}^2$. Ainsi, les résultats obtenus permettent d'améliorer la prédiction des sites d'amorçage de fissure sous sollicitations cycliques, avec en critère de premier ordre, la recherche de ces configurations microstructurales.

4.1.2. En dwell-fatigue

L'étude de l'amorçage de fissure en dwell-fatigue a permis de montrer sur une base statistique que le mécanisme associé se fait en lien avec des nodules α_p dont l'angle de déclinaison est compris entre 10° et 60° . Ce domaine est en accord avec l'orientation cristallographique des nodules contenant les facettes d'amorçage des fissures subsurfaciques rapportées dans la littérature pour un chargement en dwell-fatigue (Pilchak and Williams, 2011; Tympel et al., 2016; Uta et al., 2009). Par ailleurs, l'observation des fissures en surface et via des coupes transverses a montré que l'amorçage a lieu le long du plan basal, ce qui est également cohérent avec ces études.

Les résultats présentés dans ce chapitre montrent également que l'amorçage des fissures subsurfaciques a lieu à l'interface entre deux nodules α_p dont la désorientation correspond à une rotation autour de l'axe [0001]. La possibilité de l'amorçage d'une fissure le long d'une interface entre deux nodules α_p n'est pas évoquée dans la littérature. En effet, les facettes de quasi-clivage sont généralement attribuées à un amorçage intragranulaire. De plus, le modèle d'Evans et Bache (Dunne et al., 2007; Evans and Bache, 1994) et ses dérivés (Brandes et al., 2010; Everaerts et al., 2017) postulent que la formation de la facette est due à l'ouverture d'une bande de glissement basal au sein d'un nodule α_p . Toutefois, les études de Wang et al. ainsi que de Tympel et al. (Tympel et al., 2016; Wang et al., 2007) rapportent la présence de réseaux de dislocations particuliers aux environs des sites d'amorçage des fissures subsurfaciques (Figure V-23). Ces réseaux de dislocations, dits « en cellules », sont caractéristiques d'un joint de grains accommodant une rotation de la maille hexagonal autour de l'axe [0001] (Tympel et al., 2016). Ainsi, bien que Wang et Tympel et al. (Tympel et al., 2016; Wang et al., 2007) ne l'affirment pas, ces études pourraient donc également témoigner d'un amorçage de fissure en lien avec les interfaces critiques décrites précédemment.

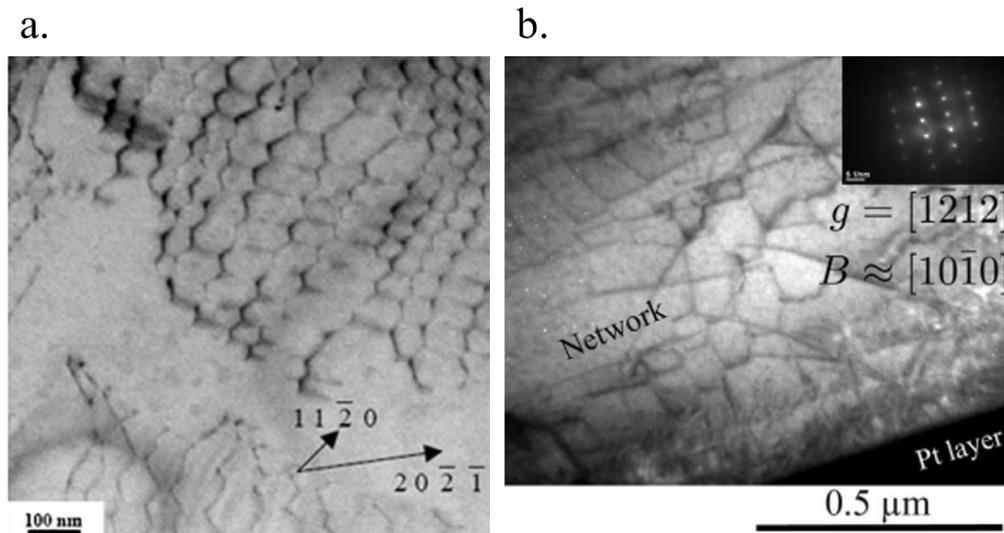


Figure V-23 : Micrographies MET montrant des réseaux de dislocations à proximité des sites d'amorçage de fissures en dwell-fatigue dans les études de a. Wang et al. et b. Tympel et al. (Tympel et al., 2016; Wang et al., 2007)

Finalement, l'ensemble des caractéristiques des sites d'amorçage obtenues grâce à l'étude des coupes transverses a permis, pour la première fois, d'identifier une configuration microstructurale critique sur une base statistique expérimentale. Cette configuration diffère de celles proposées par les modèles de la littérature (Brandes et al., 2010; Dunne et al., 2007; Evans and Bache, 1994; Everaerts et al., 2017). Cette configuration est de plus identique pour l'amorçage de fissure en fatigue et en dwell-fatigue. Cela signifie que la transition surface/cœur de l'amorçage de la fissure fatale associé à l'effet « dwell » ne peut s'expliquer par des mécanismes différents, contrairement à ce qui est généralement postulé. Toutefois, la perspective d'un mécanisme commun pour l'amorçage de fissure permettra de faciliter les considérations mécaniques et environnementales dans l'explication de cette transition, qui est un point clef de l'effet « dwell ».

4.2. Les relations avec les performances sous sollicitations cycliques

4.2.1. Mécanisme d'amorçage de fissures

4.2.1.1. Mécanisme proposé d'après les résultats obtenus

Pour des chargements en fatigue et en dwell-fatigue, les facettes d'amorçage de fissures sont généralement attribuées à un mécanisme de quasi-clivage. A la connaissance de l'auteur, peu d'études montrent clairement un amorçage de fissure suite à la formation d'une bande de glissement pour les alliages de titane ($\alpha+\beta$). Le suivi *ex situ* de l'amorçage de fissures en surface pour une sollicitation en dwell-fatigue a permis de mettre en évidence ce type de processus. Ainsi, les différentes étapes conduisant à l'amorçage d'une fissure dans les configurations microstructurales critiques sont schématisées sur la Figure V-24.

Une configuration critique pour l'amorçage de fissure est schématisée après quelques cycles de chargement sur la Figure V-24a. Selon les observations effectuées précédemment, le plan d'interface associé à l'amorçage d'une fissure correspond à un plan basal. Cela est confirmé par

l'étude de Liu et al. (Liu et al., 2015) qui montre, par une analyse en MET, un plan d'interface d'un joint de « twist » (0001) confondu avec un plan basal. Ce point illustre la nécessité de connaître la microstructure en trois dimensions pour prédire les sites d'amorçage de fissure sous sollicitations cycliques. Comme les nodules sont favorablement orientés pour le glissement basal, les premiers cycles de fatigue ou de dwell-fatigue conduisent à l'activation de ce mode de déformation. Cela est schématisé sur la Figure V-24a par la présence de traces de glissement parallèles à la trace de l'interface entre les nodules α_p . L'augmentation du nombre de cycles et du taux de déformation plastique cumulée conduit ensuite à l'intensification et à la multiplication des bandes de glissement, qui est représentée sur la Figure V-24b. Le plan d'habitat de l'interface entre les deux nodules étant (0001), ces bandes de glissement sont parallèles à l'interface. Par conséquent, l'empilement de dislocations à l'interface ou le glissement le long de l'interface stimulé par une bande de glissement incidente ne semblent pouvoir intervenir dans cette configuration. Toutefois, le chargement mécanique cyclique conduit également à une plasticité localisée au niveau de l'interface, qui semble plus intense que les traces de glissement basal dans les nodules α_p . Cette caractéristique est représentée sur la Figure V-24b. Cette localisation importante de la déformation plastique au niveau de l'interface est critique puisque qu'elle conduit à l'amorçage d'une fissure. Cela est finalement représentée sur la Figure V-24c.

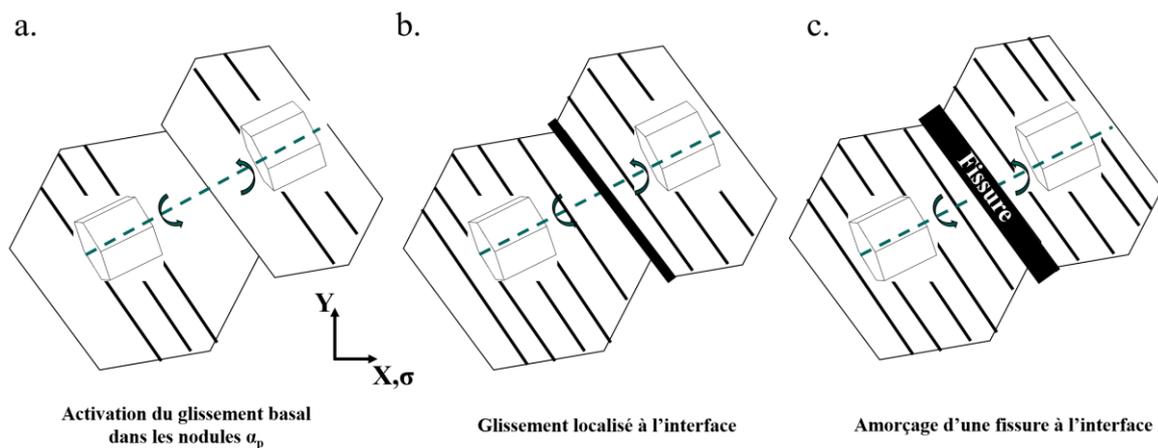


Figure V-24 : Représentation schématique des étapes conduisant à l'amorçage d'une fissure pour une sollicitation en fatigue et dwell-fatigue, en surface et dans le volume. a. Paire de nodules favorablement orientés pour le glissement basal avec un joint de twist (0001). b. Multiplication et intensification des bandes de glissement basal conduisant au glissement de l'interface. c. Amorçage d'une fissure suite à la localisation de la déformation plastique.

4.2.1.2. D'après les éléments de la littérature

Les résultats présentés précédemment ne permettent pas d'expliquer pourquoi ces interfaces particulières favorisent l'amorçage d'une fissure. Des incompatibilités de déformation plastique résultant de l'activité du glissement basal dans les nodules pourraient constituer une première explication. Néanmoins, comme les données ont montré l'amorçage de fissures pour de faibles valeurs de désorientation, une origine résidant dans des caractéristiques métallurgiques spécifiques aux joints de twist (0001) de la phase α_p du Ti-6Al-4V semble plus probable. Une modification de la chimie locale du matériau pourrait être l'une des explications, par ségrégation des éléments d'alliages et/ou par la présence d'un liseré de phase β résiduelle (Liu et al., 2015). D'autres études de la littérature permettent plutôt de formuler quelques hypothèses, qui sont

néanmoins à vérifier, en relation avec une structure spécifique de dislocations constituant ces joints de grains.

D'après les travaux de McLaren et Aindow pour du zinc (MacLaren and Aindow, 1993), les joints de twist (0001) de faibles désorientations sont formés par un réseau particulier de dislocations dit « en cellules ». Or, des réseaux de dislocations similaires présentés en Figure V-23, ont été observés aux environs des sites d'amorçage de fissures subsurfaciques en dwell-fatigue dans les études de Tympel et al. et Wang et al. (Tympel et al., 2016; Wang et al., 2007). Il est ainsi possible que le plan d'interface entre les nodules des configurations identifiées précédemment comme critiques pour l'amorçage de fissures, soit constitué d'un réseau de dislocations pour un angle de rotation variant de 0 à 30°. Par ailleurs, les travaux de Tympel et al. montrent que l'augmentation du nombre de cycles en fatigue ou en dwell-fatigue conduit à une déformation localisée au niveau des réseaux de cellules de dislocations (Tympel et al., 2016). Cette dernière est associée à un empilement de dislocations de type $\langle c+a \rangle$ ou à une distorsion du réseau de cellules de dislocations. Le glissement observé à l'interface entre les nodules pourrait y être associé. Cela pourrait ainsi expliquer la localisation de la déformation plastique à l'interface des configurations critiques identifiées précédant l'amorçage des fissures. Concernant l'amorçage de la fissure, Wang et al. (Wang et al., 2007) suggèrent que c'est l'augmentation de la densité de dislocations associée aux réseaux en cellules qui le favorise. Cela pourrait expliquer pourquoi l'amorçage de la fissure a lieu à l'interface plutôt que dans un plan basal de l'un des nodules constituant les configurations critiques identifiées.

Bien que ces premiers éléments présentés soient incertains, ils soulignent la nécessité de caractériser la structure et la chimie locale des interfaces au cœur des configurations critique identifiées pour l'amorçage de fissure. Par la suite, cela permettra de considérer l'influence des champs mécaniques ou des facteurs environnementaux sur la transition surface/cœur de l'amorçage des fissures sous sollicitations cycliques en fonction du type de chargement cyclique appliqué.

4.2.2. Prédiction de l'amorçage de fissures sous sollicitations cycliques

Le suivi de quelques configurations microstructurales critiques pour l'amorçage d'une fissure a permis de mettre évidence que l'amorçage intervient suite à une localisation importante de la déformation plastique. L'étude de Brandes et al. (Brandes et al., 2010) montrait déjà que le caractère planaire du glissement, qui traduit une localisation importante de la déformation plastique, conduit à une diminution du nombre de cycles à rupture pour des chargements de fatigue et de dwell-fatigue. Selon les résultats présentés précédemment, l'amorçage des fissures dans un plan basal est observé à l'interface entre deux nodules dont la valeur d'angle de déclinaisons est aussi faible que 10°. Cela correspond à des configurations conduisant à une contrainte normale élevée au plan basal. L'amorçage des fissures dans les paires de nodules $\langle c \rangle$ critiques identifiées pourrait être dû à contribution variable de la localisation de la déformation plastique d'une part, et de la contrainte normale au plan supportant cette déformation d'autre part. Par conséquent, les observations décrites précédemment justifient l'emploi d'un indicateur de durée de vie dénommé FIP où ces deux composantes sont prises en compte, comme celui proposé par Fatemi et Socie (Fatemi and Socie, 1988; McDowell, 2007) qui est décrit en équation (7) du Chapitre IV. Des études antérieures suggèrent également un bonne description du comportement à l'aide de ce paramètre (McDowell, 2007; McDowell and Dunne, 2010; Pourian et al., 2016).

Toutefois, afin d'expliquer l'abatement de durée de vie associé à l'effet « dwell », il est nécessaire de comprendre et de prédire la transition surface/cœur de l'amorçage de fissure fatale avec l'introduction d'un temps de maintien à charge maximale. Les résultats expérimentaux permettent de montrer pour la première fois que cette transition n'est pas due à des mécanismes d'amorçage de fissure différents. En revanche, cet effet est complexe puisqu'il semble dépendre d'effets mécaniques couplés à des effets d'environnement. Les effets d'environnement sont souvent discutés par rapport au rôle de l'hydrogène dans le mécanisme d'amorçage de fissure (Demulsant and Mendez, 1996; Gerland et al., 2009; Hack and Leverant, 1982; Kassner et al., 1999; Pilchak and Williams, 2011). Ce dernier, par diffusion et ségrégation en tête d'empilement de dislocations, est effectivement supposé fragiliser le réseau cristallin et favoriser le quasi-clivage du plan basal (Hack and Leverant, 1982; Pilchak and Williams, 2011). Puisque l'amorçage des fissures intervient dans le plan basal pour les configurations microstructurales critiques identifiées précédemment, le mécanisme d'amorçage de fissure associé pourrait également être sensible à l'hydrogène. Néanmoins, ces mécanismes basés sur la fragilisation par hydrogène restent toutefois spéculatifs puisqu'il est difficile de caractériser le rôle d'hydrogène sur les mécanismes d'endommagement. Les résultats de Mendez et al. (Demulsant and Mendez, 1996; Mendez, 1999) montrent un effet d'environnement sur l'amorçage de fissure en fatigue oligocyclique pour les alliages Ti-6Al-4V avec une microstructure bimodale et Ti-6246 avec une microstructure lamellaire. En effet, ces auteurs constatent que l'air ambiant favorise l'amorçage de fissures en surface en comparaison avec des essais conduits sous vide. Pour des essais de fatigue oligocyclique conduits à l'air et à température ambiante, la transition surface/cœur de l'amorçage de la fissure fatale est observée avec l'introduction d'un temps de maintien à charge maximale (Bache, 2003). Les travaux de Tympel et al. (Tympel et al., 2016) montrent également une transition similaire pour les essais de fatigue oligocyclique en augmentant la contrainte maximale appliquée en cours de cycle. Il semble donc que l'augmentation de la déformation plastique cumulée par cycle favorise l'amorçage des fissures subsurfaciques dans le domaine de la fatigue oligocyclique. Ainsi, il est possible que la transition surface/cœur de l'amorçage de la fissure fatale soit une compétition entre l'accumulation de déformation plastique par cycle, les états de contraintes spécifiques liés à la surface libre et les effets d'environnement assisté par la formation de marche en surface suite à l'activité plastique de l'interface. L'identification de la configuration critique pour l'amorçage de fissure permet de donner un point de départ à l'étude de cette compétition : il s'agit d'une part de caractériser l'évolution des champs mécaniques locaux et de proposer un FIP adapté au mécanisme identifié et opérant en surface comme en sous surface ; et d'autre part de caractériser à plus fine échelle le mécanisme d'amorçage de fissure associé à ces configurations pour comprendre les effets d'environnement.

Conclusion

En conclusion, une étude statistique de l'amorçage des fissures, surfaciques et subsurfaciques, sous sollicitations cycliques comprenant un temps de maintien a été présentée dans ce chapitre. Les résultats suivants ont permis de proposer un nouveau mécanisme d'amorçage de fissure unique pour des chargements en fatigue et en dwell-fatigue :

- L'amorçage des fissures en fatigue et en dwell-fatigue, en surface et dans le volume, s'effectue sur une configuration microstructurale unique. La transition surface/cœur de l'amorçage des fissures fatales en lien avec l'effet « dwell » ne semble pas liée à un processus mécanique d'amorçage de fissures différent.
- La configuration microstructurale critique pour l'amorçage d'une fissure sous sollicitations cycliques est constituée de deux nodules α_p dont l'angle de déclinaison est compris entre 10° et 60° . Ces nodules se déforment par glissement basal et la désorientation cristallographique entre ces derniers est due à un angle de rotation autour de $\langle 0001 \rangle$ variant de 0° à 30° . Enfin, le plan d'interface entre les deux nodules correspond au plan basal de façon cohérente avec un joint de « twist » (0001).
- La nature microstructurale ou l'orientation cristallographique des éléments microstructuraux adjacent à l'interface des configurations critiques ne semblent pas déterminants pour l'amorçage des fissures. Il semble donc que le critère de premier ordre pour la prédiction de l'amorçage des fissures sous sollicitation cycliques soit la présence de ces configurations microstructurales critiques.
- L'amorçage des fissures s'effectue à l'interface entre les paires de nodules $\langle c \rangle$ suite à une activité plastique localisée à l'interface combinée à une contrainte normale au plan basal variable. Le mécanisme associé est donc cohérent avec la formation des facettes de quasi-clivage observées sur les faciès de rupture et décrites dans la littérature. Le rôle critique de l'interface dans le mécanisme d'amorçage de fissure pourrait être dû à une structure de dislocations spécifique où à une modification de la chimie locale du matériau.

Conclusion générale & Perspectives

Ces travaux de thèse portent sur l'étude du comportement en fatigue et en dwell-fatigue des alliages de titane. L'effet « dwell » est associé à un abattement du nombre de cycles à rupture, une déformation plastique à rupture élevée et une transition de l'amorçage de fissure de la surface vers le cœur du matériau. Malgré plus de 40 ans de recherches, la compréhension de ce phénomène, qui revêt un intérêt scientifique et industriel, est toujours incomplète. L'étude bibliographique du Chapitre I a montré que des efforts importants se sont focalisés sur la compréhension du mécanisme d'amorçage de fissure conduisant à la formation de facettes de quasi-clivage subsurfaciques en dwell-fatigue. Bien que ces facettes soient très similaires aux facettes d'amorçage de fissures de fatigue oligocyclique, les mécanismes d'amorçage associés sont souvent traités de manière distincte. Un manque de données expérimentales statistiquement représentatives sur l'amorçage de fissure en dwell-fatigue a été mis en évidence alors que des différences existent entre le mécanisme le plus généralement proposé et les observations expérimentales. De même, l'influence du temps de maintien à charge maximale sur les mécanismes de déformation opérant sous sollicitations cycliques a été peu étudiée malgré leur caractère crucial pour l'amorçage de fissure et l'accumulation de déformation plastique durant le maintien en charge. Dans ce contexte général, il a été décidé de centrer ce travail sur les mécanismes de déformation plastique locale d'amorçage de fissures en tentant de comparer les sollicitations de type fatigue et dwell-fatigue. Quelles sont les configurations microstructurales clés dans la transition entre ces processus est la question centrale de ce travail.

Afin d'atteindre ces objectifs, des essais mécaniques de fatigue et de dwell-fatigue ont été effectués sur un alliage Ti-6Al-4V avec une microstructure bimodale classiquement utilisée pour divers composants des turbomachines aéronautiques. Les essais mécaniques ont été réalisés en contrôle de charge avec différentes durées de maintien à charge maximale, et interrompus à des nombres de cycles ou des taux de déformation plastique cibles. Les analyses ont été conduites « sur le plus possible » de configurations microstructurales locales afin d'identifier au mieux les paramètres/grandeurs qui contrôlent les processus de déformation et d'amorçage de fissures en fatigue comme en dwell-fatigue.

Cette analyse s'appuie d'abord sur une bonne connaissance des mécanismes de déformation actifs sous chargement monotone. L'étude des modes de déformation actifs en fonction du niveau de contrainte par un essai de traction *in situ* sous MEB a permis de mettre en évidence que le glissement basal est activé pour des niveaux de contrainte inférieurs à ceux associés au glissement prismatique, en accord avec la littérature. Comme le glissement basal et le glissement prismatique sont les deux principaux modes de glissement de la phase α_p , deux niveaux de contrainte d'étude de l'effet « dwell » ont pu être définis : l'un favorisant le glissement basal sur le glissement prismatique ($\sigma_{\max} = 869 \text{ MPa}$ soit $0,90 \times R_p^{0,2\%}$) et l'autre permettant conjointement l'activation des deux modes de déformation en proportion équivalente ($\sigma_{\max} = 908 \text{ MPa}$ soit $0,94 \times R_p^{0,2\%}$).

La caractérisation de la durée de vie sous chargement cyclique se traduit par des abattements de durée de vie d'un facteur 3 et 6 respectivement avec l'introduction d'un temps de maintien de 120s à charge maximale. En parallèle, l'étude des faciès de rupture a permis de mettre en évidence la transition d'un amorçage de la fissure fatale en surface pour les essais de fatigue vers le cœur en dwell-fatigue. Ces résultats démontrent ainsi la sensibilité à l'effet « dwell » de l'alliage Ti-6Al-4V pour les niveaux de contrainte étudiés. Cette conclusion revêt une importance notable car cet alliage est parfois considéré comme insensible à l'effet « dwell » (Bache, 2003; Pilchak et al., 2016). Comme un domaine restreint de conditions d'essai a été exploré, cela mériterait une étude plus approfondie.

L'étude des mécanismes de déformation actifs a également montré que le glissement basal et le glissement prismatique sont les principaux de modes de déformation de la phase α_p sous

sollicitations cycliques. Ils sont actifs dans des nodules avec des angles de déclinaisons supérieurs à 10° . D'autres modes de déformation ont également été mis en évidence : le glissement le long d'interfaces, le glissement pyramidal de 1^{ère} espèce selon les directions $\langle a \rangle$ et $\langle c+a \rangle$ et le maillage $\{10\bar{1}2\}$. Le glissement pyramidal $\langle a \rangle$ et le glissement le long d'interfaces sont observés pour des valeurs d'angle de déclinaison supérieures à 40° . Au contraire, le glissement pyramidal $\langle c+a \rangle$ est majoritairement actif aux angles de déclinaison inférieurs à 30° . Enfin, pour certaines configurations d'interactions entre bandes de glissement et interfaces, le maillage $\{10\bar{1}2\}$ peut se déclencher au sein de nodules dont l'angle de déclinaison est inférieur à 20° . Ce dernier mode déformation du Ti-6Al-4V sous sollicitations cycliques n'est pas rapporté par la littérature et est généralement supposé être inhibé par la présence d'aluminium. Pourtant, ce maillage $\{10\bar{1}2\}$ pourrait avoir des conséquences importantes sur les mécanismes de propagation de fissures car il prévient la continuité du glissement entre des nodules généralement favorables à une propagation aisée des fissures. De plus, l'étude des mécanismes de déformation sous chargements cycliques montre que tous les nodules dont l'angle de déclinaison est inférieur à 10° sont « durs » car ils ne contiennent pas de glissement selon la direction $\langle a \rangle$. En revanche, la compétition entre le glissement basal, le glissement $\langle c+a \rangle$ et le maillage $\{10\bar{1}2\}$ pour des valeurs d'angle de déclinaison entre 10° et 30° montre que l'identification des nodules dits « durs » nécessite une prédiction fine des mécanismes de déformation actifs dans ce domaine d'orientations cristallographiques.

Par ailleurs, l'étude de l'influence du temps de maintien sur les modes de déformation a permis de montrer que le nombre de systèmes de glissement basal et prismatique et de nodules α_p associés augmentent avec la durée du temps de maintien à charge maximale. Ce résultat a été observé à la fois pour un taux de déformation plastique similaire et un nombre de cycles similaire. Il pourrait être associé au plus faible nombre de cycles requis pour atteindre un taux de déformation plastique similaire avec l'introduction d'un temps de maintien à charge maximale, mais aussi à la déformation plastique cumulée plus élevée à même nombre de cycles. De plus, le report des contraintes vers les grains durs tel que décrit par Hasija et al. (Hasija et al., 2003) est plus marqué avec l'introduction d'un temps de maintien. Cela a été mis en évidence expérimentalement au travers d'une intensification de l'activité du glissement $\langle c+a \rangle$. L'ensemble des résultats obtenus sur l'influence du temps de maintien sur les mécanismes de déformation actifs révèlent donc des différences importantes dans les champs de contraintes et de déformation en fonction du trajet de chargement. Ils confirment ainsi l'intérêt d'effectuer des simulations numériques des champs mécaniques ce qui permettraient de rationaliser l'abatement de durée de vie et l'augmentation de la déformation plastique à rupture associés à l'effet « dwell ».

L'étude de l'amorçage des fissures sous sollicitations cycliques a permis de montrer pour la première fois que la transition de l'amorçage de la fissure fatale de la surface vers le cœur avec l'introduction d'un temps de maintien à charge maximale n'est pas associée à des mécanismes d'amorçage différents. L'amorçage de fissure en fatigue et en dwell-fatigue, en surface et à cœur, intervient pour une configuration microstructurale unique et spécifique. Cette configuration est constituée de deux nodules α_p dont l'angle de déclinaison est compris entre 15° et 60° . L'interface entre les deux nodules est un joint de twist (0001), dont le plan d'interface est confondu avec le plan basal et la rotation autour de l'axe $\langle c \rangle$ est comprise entre 0° et 30° . Au sein de ces paires de nodules, l'amorçage d'une fissure a lieu à l'interface entre les nodules. Les résultats expérimentaux ont, de plus, permis de mettre en évidence que l'amorçage d'une fissure est précédé d'une localisation importante de la déformation à l'interface. Le joint de twist (0001) joue donc un rôle crucial dans la localisation de la déformation plastique qu'il sera indispensable de clarifier afin de mieux comprendre le mécanisme d'amorçage de fissure associé aux configurations critiques identifiées. Des caractérisations en MET de la structure de l'interface des configurations critiques

semblent en particulier nécessaires dans de futurs travaux. Elles permettraient ensuite d'alimenter des travaux de simulation de la déformation locale au niveau de ces interfaces dans le but de déterminer un critère mécanique d'amorçage des fissures. Toutefois, quelques pistes d'amélioration des alliages de titane pour les rendre plus résistants à l'effet « dwell » peuvent être envisagées. La première est de réduire la proportion d'aluminium afin de favoriser l'activité du maillage $\{10\bar{1}2\}$ et d'inhiber l'activité du glissement basal. En effet, le maillage $\{10\bar{1}2\}$ pourrait permettre de ralentir la propagation des fissures, alors que le glissement basal est directement impliqué dans l'amorçage des fissures. La seconde serait de limiter le nombre de ces configurations microstructurales favorables à l'amorçage d'une fissure sous sollicitations cycliques.

Annexes

Annexe A : Domaines d'orientation cristalllographique associés aux glissements basal et prismatique sous sollicitations cycliques

Les domaines d'orientation cristalllographique associés aux glissements basal et prismatique sous sollicitations cycliques ont été étudiés dans le Chapitre IV : . Pour cela, seules les figures de pôles inverses correspondant aux chargements de fatigue et de dwell-fatigue 120s ont été présentées. La Figure A-1 présente ces mêmes figures pour l'ensemble des essais cycliques effectués à $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$ et interrompus après une déformation plastique cumulée de 2,5%. Elle confirme que quel que soit le temps de maintien appliqué (1s, 30s, 60s, 120s ou 425s), les domaines d'orientation cristalllographique des glissements de type basal et prismatique sont similaires. En particulier, l'angle de déclinaison minimale du glissement basal est de 10° .

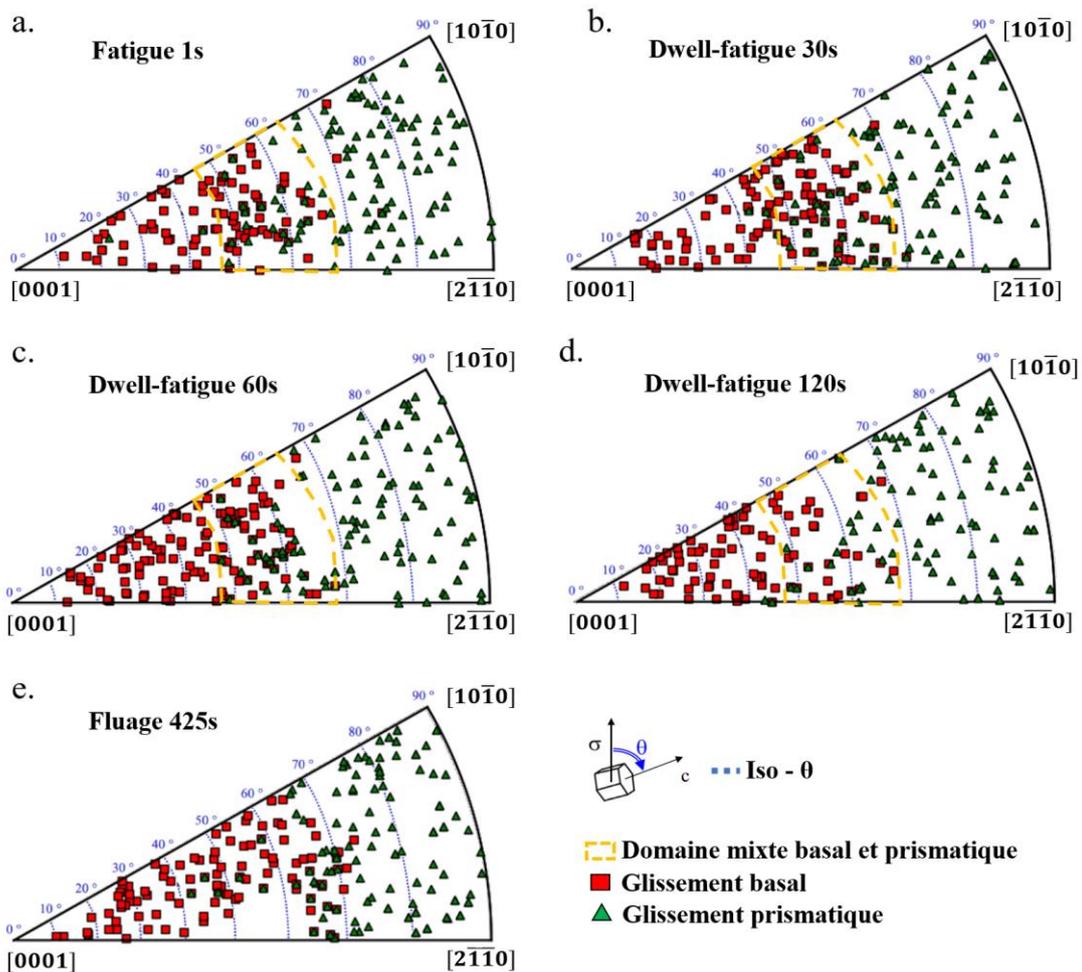


Figure A-1 : Orientations cristalllographiques des nodules α_p présentant des traces de glissement basal et prismatique représentées sur une figure de pôles inverse codée selon la direction de sollicitation après une déformation plastique de 2,5% en a. fatigue, dwell-fatigue b. 30s, c. 60s, d. 120s et e. fluage à $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$.

Annexe B : Domaine d'orientations cristallographiques associés au glissement pyramidal de 1^{ère} espèce sous sollicitations cycliques

Les domaines d'orientation cristallographique associés au glissement pyramidal $\langle a \rangle$ ou $\langle c+a \rangle$ sous sollicitations cycliques ont été étudiés dans le Chapitre IV : . Pour cela, seules les figures de pôles inverses correspondant aux chargements de fatigue et de dwell-fatigue 120s ont été présentées. La Figure B-1 présente ces mêmes figures pour l'ensemble des essais cycliques effectués à $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$ et interrompus après 2,5% de déformation plastique cumulée. Elle confirme que quel que soit le temps de maintien appliqué (1s, 30s, 60s, 120s ou 425s), les domaines d'orientation cristallographique du glissement pyramidal $\langle a \rangle$ et $\langle c+a \rangle$ sont similaires. Le glissement pyramidal $\langle a \rangle$ est actif pour des valeurs d'angles de déclinaison supérieures à 40° . Au contraire, le glissement pyramidal $\langle c+a \rangle$ est majoritairement actif pour des valeurs d'angles de déclinaison inférieures à 30° .

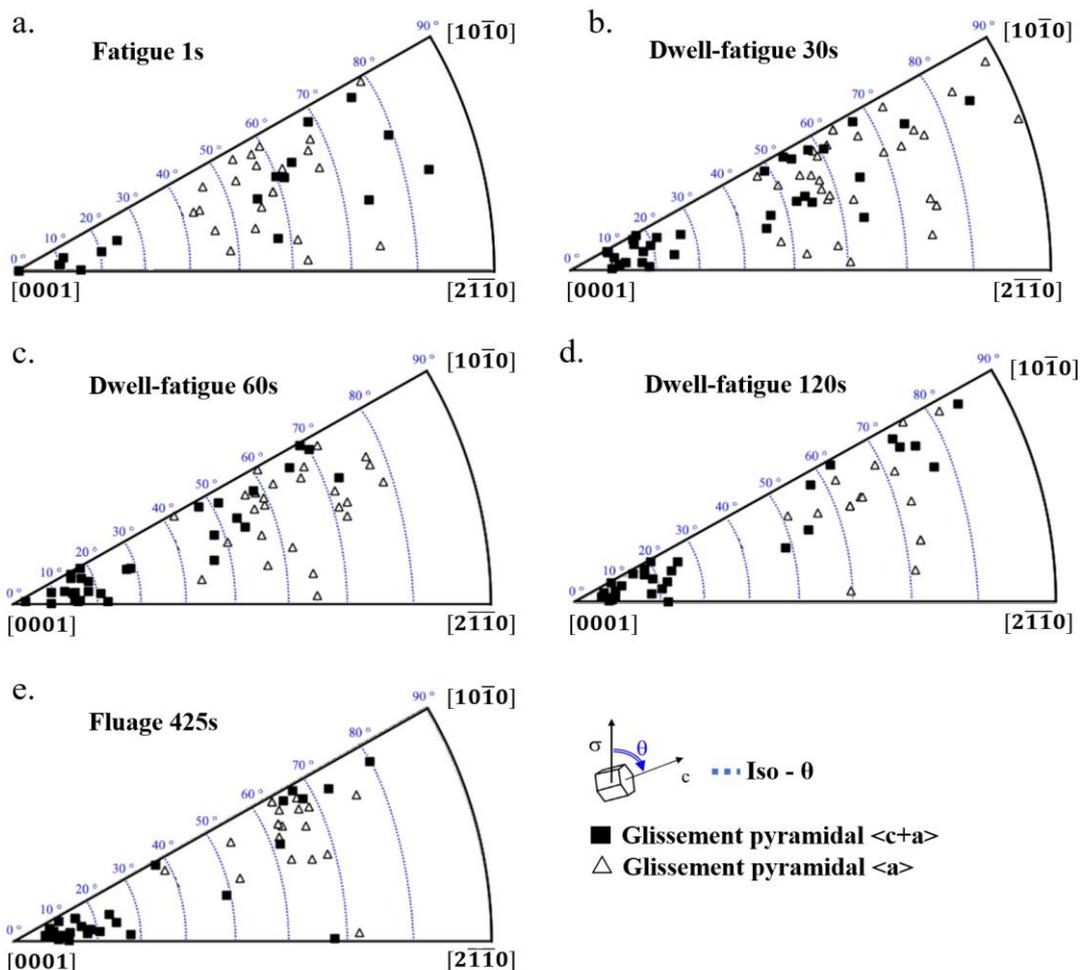


Figure B-1 : Orientations cristallographiques des nodules α_p présentant des traces de glissement pyramidal $\langle a \rangle$ et $\langle c+a \rangle$ représentées sur une figure de pôles inverse codée selon la direction de sollicitation après une déformation plastique de 2,5% en a. fatigue, dwell-fatigue b. 30s, c. 60s, d. 120s et e. fluage à $\sigma_{\max} = 0,94 \times R_p^{0,2\%}$.

Annexe C : Publications dans le cadre des travaux de thèse présentés

Article 1 :

Titre : Concurrent operation of $\langle c+a \rangle$ slip and twinning under cycling loading of Ti-6Al-4V

Résumé:

Deformation processes operating in hard / soft grain pairs were characterized in Ti-6Al-4V specimens with a bimodal microstructure submitted to fatigue and dwell fatigue loadings. Concurrent operation of 1st order $\langle c+a \rangle$ pyramidal slip and slip-stimulated $\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}1 \rangle$ deformation twinning was observed in hard grains, resulting from multi-scale strain incompatibilities. The former constitutes a direct experimental evidence of stress redistribution under cyclic loadings while the latter, which is triggered by local stress concentrations due to dislocations pile ups, is detected for the first time. Insights into the crack initiation processes are then discussed.

Référence : C. Lavogiez, S. Hémerly, P. Villechaise, Scripta Materialia 157 (2018) 30–33. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2018.07.033>.

Article 2 :

Titre : Analysis of deformation mechanisms operating under fatigue and dwell-fatigue loadings in an α/β titanium alloy

Résumé:

Titanium alloys used in gas turbine engines are exposed to a significant lifetime reduction when subjected to cyclic loading with a stress hold at maximum magnitude. Depending on the duration of the dwell time, prior studies reported major differences in the crack initiation processes. The preliminary plastic deformation at the equiaxed α grain scale plays a key role that has to be characterized in order to improve the understanding of the competition between fatigue and dwell-fatigue crack initiation. This is the main aim of the study reported in the present article. Fatigue, dwell-fatigue and creep tests were interrupted after a given number of cycles or cumulated plastic strain. Slip traces analysis combined with electron back-scattered diffraction characterization enabled to evidence the simultaneous operation of multiple deformation mechanisms such as $\langle a \rangle$ and $\langle c+a \rangle$ slip, twinning and interface sliding. The main parameters controlling their activity were studied and identified. Major differences were evidenced depending on the loading conditions and discussed regarding the features of the fatigue and dwell-fatigue behavior. In particular, the characteristics of hard grains, which play a specific role in the cracking process and are defined by the absence of $\langle a \rangle$ slip, were investigated.

Référence : C. Lavogiez, S. Hémerly, P. Villechaise, International Journal of Fatigue 131 (2020) 105341. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2019.105341>.

Article 3 :

Titre : Deformation processes at crack initiation site under cyclic loading of Ti-6Al-4V with a dwell period

Résumé :

The present work investigates the mechanism of surface crack initiation of a dwell fatigue tested Ti-6Al-4V alloy with a bi-modal microstructure. Interactions between slip bands and grain boundaries were investigated in order to obtain insights into the crack initiation process and discuss the similarities with models described in the literature. Twinning and local lattice rotation occurred as a result of the slip band blocking at the interface and suggests high local stress concentrations. Nevertheless, crack initiation happened to be intergranular and not transgranular. The crack opened up the basal plane that was located at the interface between the two nodules poorly oriented for slip and having a common c axis of the hexagonal unit cell.

Référence : C. Lavogiez, S. Hémerly, P. Villechaise, Proceedings of the 14th World Conference on Titanium. *Accepté pour publication 2020*

Article 4 :

Titre : On the mechanism of fatigue and dwell-fatigue crack initiation in Ti-6Al-4V

Résumé :

In the present study, the mechanism of fatigue and dwell-fatigue crack initiation was investigated in Ti-6Al-4V with a bi-modal microstructure. While substantial dwell-fatigue life debit was evidenced, microstructural configurations associated with crack nucleation are similar and suggest a unique mechanism for fatigue and dwell-fatigue loadings. Pairs of α grains well oriented for basal slip and separated by a (0001) twist grain boundary were found to be critical configurations for crack initiation. Intense slip is localized at the boundary and precedes crack formation along this boundary. Data from a prior fatigue study was revisited and supports the occurrence of this mechanism.

Référence : C. Lavogiez, S. Hémerly, P. Villechaise, Scripta Materialia 183 (2020) 117–121. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2020.03.031>.

Références Bibliographiques

- Ahmed, T., Rack, H.J., 1998. Phase transformations during cooling in $\alpha + \beta$ titanium alloys. *Mater. Sci. Eng. A* 243, 206–211.
- Akhtar, A., 1975. Basal slip and twinning in α -titanium single crystals. *Metall. Trans. A* 6, 1105. <https://doi.org/10.1007/BF02661366>
- Akhtar, A., Teghtsoonian, E., 1975. Prismatic slip in α -titanium single crystals. *Metall. Mater. Trans. A* 6, 2201. <https://doi.org/10.1007/BF02818644>
- Ambard, A., Guétaz, L., Louchet, F., Guichard, D., 2001. Role of interphases in the deformation mechanisms of an α/β titanium alloy at 20 K. *Mater. Sci. Eng. A* 319–321, 404–408. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(00\)02003-7](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(00)02003-7)
- Anahid, M., Samal, M.K., Ghosh, S., 2011. Dwell fatigue crack nucleation model based on crystal plasticity finite element simulations of polycrystalline titanium alloys. *J. Mech. Phys. Solids* 59, 2157–2176. <https://doi.org/10.1016/j.jmps.2011.05.003>
- Angelier, C., Bein, S., Béchet, J., 1997. Building a continuous cooling transformation diagram of β -CEZ alloy by metallography and electrical resistivity measurements. *Metall. Mater. Trans. A* 28, 2467–2475. <https://doi.org/10.1007/s11661-997-0004-y>
- Ankem, S., Margolin, H., 1983. Alpha-beta interface sliding in Ti-Mn alloys. *Metall. Mater. Trans. A* 14, 500–503.
- Bache, M.R., 2003. A review of dwell sensitive fatigue in titanium alloys: the role of microstructure, texture and operating conditions. *Int. J. Fatigue, International Conference on Fatigue Damage of Structural Materials IV* 25, 1079–1087. [https://doi.org/10.1016/S0142-1123\(03\)00145-2](https://doi.org/10.1016/S0142-1123(03)00145-2)
- Bache, M.R., Cope, M., Davies, H.M., Evans, W.J., Harrison, G., 1997a. Dwell sensitive fatigue in a near alpha titanium alloy at ambient temperature. *Int. J. Fatigue* 19, 83–88. [https://doi.org/10.1016/S0142-1123\(97\)00020-0](https://doi.org/10.1016/S0142-1123(97)00020-0)
- Bache, M.R., Evans, W.J., Davies, H.M., 1997b. Electron back scattered diffraction (EBSD) analysis of quasi-cleavage and hydrogen induced fractures under cyclic and dwell loading in titanium alloys. *J. Mater. Sci.* 32, 3435–3442. <https://doi.org/10.1023/A:1018624801310>
- Bania, P.J., Eylon, D., 1978. Fatigue crack propagation of titanium alloys under dwell-time conditions. *Metall. Trans. A* 9, 847–855. <https://doi.org/10.1007/BF02649795>
- Bantounas, I., Dye, D., Lindley, T.C., 2009. The effect of grain orientation on fracture morphology during high-cycle fatigue of Ti-6Al-4V. *Acta Mater.* 57, 3584–3595. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.04.018>
- Bao, L., Schuman, C., Lecomte, J.-S., Philippe, M.-J., Zhao, X., Esling, C., 2011. A Study of Twin Variant Selection and Twin Growth in Titanium. *Adv. Eng. Mater.* 13, 928–932. <https://doi.org/10.1002/adem.201100055>
- Barkia, B., 2014. Viscoplasticité à l'ambiante du titane en relation avec ses teneurs en oxygène et hydrogène. Thèse Ecole Polytech. Paris.

- Barrett, C.D., El Kadiri, H., Tschopp, M.A., 2012. Breakdown of the Schmid law in homogeneous and heterogeneous nucleation events of slip and twinning in magnesium. *J. Mech. Phys. Solids* 60, 2084–2099. <https://doi.org/10.1016/j.jmps.2012.06.015>
- Battaini, M., Pereloma, E.V., Davies, C.H.J., 2007. Orientation Effect on Mechanical Properties of Commercially Pure Titanium at Room Temperature. *Metall. Mater. Trans. A* 38, 276–285. <https://doi.org/10.1007/s11661-006-9040-2>
- Baxter, G.J., Rainforth, W.M., Grabowski, L., 1996. TEM observations of fatigue damage accumulation at the surface of the near- α titanium alloy IMI 834. *Acta Mater.* 44, 3453–3463. [https://doi.org/10.1016/1359-6454\(96\)00024-9](https://doi.org/10.1016/1359-6454(96)00024-9)
- Biavant, K.L., Pommier, S., Prioul, C., 2002. Local texture and fatigue crack initiation in a Ti-6Al-4V titanium alloy. *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 25, 527–545. <https://doi.org/10.1046/j.1460-2695.2002.00480.x>
- Brandes, M., 2008. Creep, Fatigue, and deformation of alpha and alpha-beta titanium alloys at ambient temperature. PhD Thesis Ohio State Univ.
- Brandes, M.C., Mills, M.J., Williams, J.C., 2010. The Influence of Slip Character on the Creep and Fatigue Fracture of an α Ti-Al Alloy. *Metall. Mater. Trans. A* 41, 3463–3472. <https://doi.org/10.1007/s11661-010-0407-z>
- Bridier, F., 2006. Analyse expérimentale des modes de déformation et d'endommagement par fatigue à 20°C d'alliages de titane. Aspects cristallographiques à différentes échelles. Thèse ENSMA Poitiers.
- Bridier, F., McDowell, D.L., Villechaise, P., Mendez, J., 2009. Crystal plasticity modeling of slip activity in Ti-6Al-4V under high cycle fatigue loading. *Int. J. Plast.* 25, 1066–1082. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2008.08.004>
- Bridier, F., Villechaise, P., Mendez, J., 2008. Slip and fatigue crack formation processes in an α/β titanium alloy in relation to crystallographic texture on different scales. *Acta Mater.* 56, 3951–3962. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2008.04.036>
- Bridier, F., Villechaise, P., Mendez, J., 2005. Analysis of the different slip systems activated by tension in a α/β titanium alloy in relation with local crystallographic orientation. *Acta Mater.* 53, 555–567. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2004.09.040>
- Britton T. B., Dunne F. P. E., Wilkinson A. J., 2015. On the mechanistic basis of deformation at the microscale in hexagonal close-packed metals. *Proc. R. Soc. Math. Phys. Eng. Sci.* 471, 20140881. <https://doi.org/10.1098/rspa.2014.0881>
- Burgers, W.G., 1934. On the process of transition of the cubic-body-centered modification into the hexagonal-close-packed modification of zirconium. *Physica* 1, 561–586. [https://doi.org/10.1016/S0031-8914\(34\)80244-3](https://doi.org/10.1016/S0031-8914(34)80244-3)
- Castany, P., Pettinari-Sturmel, F., Crestou, J., Douin, J., Coujou, A., 2007. Experimental study of dislocation mobility in a Ti-6Al-4V alloy. *Acta Mater.* 55, 6284–6291. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2007.07.032>

- Castany, P., Pettinari-Sturmel, F., Douin, J., Coujou, A., 2017. TEM quantitative characterization of short-range order and its effects on the deformation micromechanisms in a Ti-6Al-4V alloy. *Mater. Sci. Eng. A* 680, 85–91. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.10.020>
- Castany, P., Pettinari-Sturmel, F., Douin, J., Coujou, A., 2008. In situ transmission electron microscopy deformation of the titanium alloy Ti-6Al-4V: Interface behaviour. *Mater. Sci. Eng. A*, 14th International Conference on the Strength of Materials 483–484, 719–722. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.10.183>
- Castro, R., Séraphin, L., 1966. Contribution à l'étude métallographique et structurale de l'alliage de titane ta6v.
- Cayron, C., 2007. *ARPGE*: a computer program to automatically reconstruct the parent grains from electron backscatter diffraction data. *J. Appl. Crystallogr.* 40, 1183–1188. <https://doi.org/10.1107/S0021889807048777>
- Chan, K.S., 2004. A micromechanical analysis of the yielding behavior of individual widmanstätten colonies of an $\alpha + \beta$ titanium alloy. *Metall. Mater. Trans. A* 35, 3409–3422. <https://doi.org/10.1007/s11661-004-0177-6>
- Chichili, D.R., Ramesh, K.T., Hemker, K.J., 1998. The high-strain-rate response of alpha-titanium: experiments, deformation mechanisms and modeling. *Acta Mater.* 46, 1025–1043. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(97\)00287-5](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(97)00287-5)
- Churchman A. T., Allibone Thomas Edward, 1954. The slip modes of titanium and the effect of purity on their occurrence during tensile deformation of single crystals. *Proc. R. Soc. Lond. Ser. Math. Phys. Sci.* 226, 216–226. <https://doi.org/10.1098/rspa.1954.0250>
- Coghe, F., Tirry, W., Rabet, L., Schryvers, D., Van Houtte, P., 2012. Importance of twinning in static and dynamic compression of a Ti-6Al-4V titanium alloy with an equiaxed microstructure. *Mater. Sci. Eng. A* 537, 1–10. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.12.047>
- Conrad, H., 1967. THERMALLY ACTIVATED DEFORMATION OF α TITANIUM BELOW 0.4 TM. *Can. J. Phys.* 45, 581–590. <https://doi.org/10.1139/p67-050>
- Crossley, F.A., Kessler, H.D., 1959. Titanium base alloy. US2918367A.
- Cuddihy, M.A., Stapleton, A., Williams, S., Dunne, F.P.E., 2017. On cold dwell facet fatigue in titanium alloy aero-engine components. *Int. J. Fatigue* 97, 177–189. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2016.11.034>
- Davidson, D.L., Eylon, D., 1980. Titanium alloy fatigue fracture facet investigation by selected area electron channeling. *Metall. Trans. A* 11, 837–843. <https://doi.org/10.1007/BF02661213>
- Demulsant, X., Mendez, J., 1996. Influence of environment on low cycle fatigue damage in Ti6Al4V and Ti 6246 titanium alloys. *Mater. Sci. Eng. A* 219, 202–211. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(96\)10426-3](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(96)10426-3)
- Dunne, F.P.E., Rugg, D., 2008. On the mechanisms of fatigue facet nucleation in titanium alloys. *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 31, 949–958. <https://doi.org/10.1111/j.1460-2695.2008.01284.x>

- Dunne, F.P.E., Rugg, D., Walker, A., 2007. Lengthscale-dependent, elastically anisotropic, physically-based hcp crystal plasticity: Application to cold-dwell fatigue in Ti alloys. *Int. J. Plast.* 23, 1061–1083. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2006.10.013>
- Duval, T., 2014. Analyse multi-échelles des relations microstructure/propriétés mécaniques sous sollicitation monotone et cyclique des alliages de titane -métastable. Thèse ENSMA Poitiers 262.
- Echlin, M.P., Stinville, J.C., Miller, V.M., Lenthe, W.C., Pollock, T.M., 2016. Incipient slip and long range plastic strain localization in microtextured Ti-6Al-4V titanium. *Acta Mater.* 114, 164–175. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.04.057>
- Escale, Nicolas., 2015. Etude par Microscopie Electronique en Transmission des microstructures et des micromécanismes de déformation d'alliages de titane béta-métastables. Thèse ENSMA Poitiers.
- Eshelby, J.D., Frank, F.C., Nabarro, F.R.N., 1951. XLI. The equilibrium of linear arrays of dislocations. *Lond. Edinb. Dublin Philos. Mag. J. Sci.* 42, 351–364. <https://doi.org/10.1080/14786445108561060>
- Evans, W.J., 1987. Dwell-sensitive fatigue in a near alpha-titanium alloy. *J. Mater. Sci. Lett.* 6, 571–574. <https://doi.org/10.1007/BF01739287>
- Evans, W.J., Bache, M.R., 1994. Dwell-sensitive fatigue under biaxial loads in the near-alpha titanium alloy IMI685. *Int. J. Fatigue* 16, 443–452. [https://doi.org/10.1016/0142-1123\(94\)90194-5](https://doi.org/10.1016/0142-1123(94)90194-5)
- Evans, W.J., Gostelow, C.R., 1979. The effect of hold time on the fatigue properties of a β -processed titanium alloy. *Metall. Trans. A* 10, 1837–1846. <https://doi.org/10.1007/BF02811727>
- Everaerts, J., Verlinden, B., Wevers, M., 2017. Investigation of fatigue crack initiation facets in Ti-6Al-4V using focused ion beam milling and electron backscatter diffraction. *J. Microsc.* 267, 57–69. <https://doi.org/10.1111/jmi.12547>
- Eylon, D., Hall, J.A., 1977. Fatigue behavior of beta processed titanium alloy IMI 685. *Metall. Trans. A* 8, 981–990. <https://doi.org/10.1007/BF02661583>
- Fatemi, A., Socie, D.F., 1988. A critical plane approach to multiaxial fatigue damage including out-of-phase loading. *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 11, 149–165. <https://doi.org/10.1111/j.1460-2695.1988.tb01169.x>
- Feaugas, X., Clavel, M., 1997. CYCLIC DEFORMATION BEHAVIOUR OF AN α/β TITANIUM ALLOY—I. MICROMECHANISMS OF PLASTICITY UNDER VARIOUS LOADING PATHS. *Acta Mater.* 45, 2685–2701. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(96\)00406-5](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(96)00406-5)
- Federal Aviation Administration, 2007. The Evaluation of Cold Dwell Fatigue in Ti-6242.
- Fisher, E.S., Renken, C.J., 1964. Single-Crystal Elastic Moduli and the hcp \rightarrow bcc Transformation in Ti, Zr, and Hf. *Phys. Rev.* 135, A482–A494. <https://doi.org/10.1103/PhysRev.135.A482>

- Fitzner, A., Prakash, D.G.L., da Fonseca, J.Q., Thomas, M., Zhang, S.-Y., Kelleher, J., Manuel, P., Preuss, M., 2016. The effect of aluminium on twinning in binary alpha-titanium. *Acta Mater.* 103, 341–351. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.09.048>
- Follansbee, P.S., Gray, G.T., 1989. An analysis of the low temperature, low and high strain-rate deformation of Ti–6Al–4V. *Metall. Trans. A* 20, 863–874. <https://doi.org/10.1007/BF02651653>
- Freiherr von Thügen, I., 2016. Effet dwell : relation microstructure - microtexture - propriétés mécaniques de l'alliage de titane Ti6242. Thèse ENSMA Poitiers.
- Gerland, M., Lefranc, P., Doquet, V., Sarrazin-Baudoux, C., 2009. Deformation and damage mechanisms in an α/β 6242 Ti alloy in fatigue, dwell-fatigue and creep at room temperature. Influence of internal hydrogen. *Mater. Sci. Eng. A* 507, 132–143. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2008.11.045>
- Ghaderi, A., Barnett, M.R., 2011. Sensitivity of deformation twinning to grain size in titanium and magnesium. *Acta Mater.* 59, 7824–7839. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.09.018>
- Guo, Y., Britton, T.B., Wilkinson, A.J., 2014. Slip band–grain boundary interactions in commercial-purity titanium. *Acta Mater.* 76, 1–12. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.05.015>
- Hack, J.E., Leverant, G.R., 1982. The influence of microstructure on the susceptibility of titanium alloys to internal hydrogen embrittlement. *Metall. Trans. A* 13, 1729–1738. <https://doi.org/10.1007/BF02647828>
- Harrison, W.J., Whittaker, M.T., Lancaster, R.J., 2013. A model for time dependent strain accumulation and damage at low temperatures in Ti–6Al–4V. *Mater. Sci. Eng. A* 574, 130–136. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.02.070>
- Hasija, V., Ghosh, S., Mills, M.J., Joseph, D.S., 2003. Deformation and creep modeling in polycrystalline Ti–6Al alloys. *Acta Mater.* 51, 4533–4549. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(03\)00289-1](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(03)00289-1)
- He, D., Zhu, J., Zaefferer, S., Raabe, D., 2014. Effect of retained beta layer on slip transmission in Ti–6Al–2Zr–1Mo–1V near alpha titanium alloy during tensile deformation at room temperature. *Mater. Des.* 1980-2015 56, 937–942. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.12.018>
- Hémery, S., Lavogiez, C., Naït-Ali, A., Guéguen, M., Villechaise, P., 2020. Why do titanium alloys withstand more strain under dwell-fatigue than under fatigue loadings. *Proc. 14th World Conf. Titan.*
- Hémery, S., Nait-Ali, A., Villechaise, P., 2017. Combination of in-situ SEM tensile test and FFT-based crystal elasticity simulations of Ti–6Al–4V for an improved description of the onset of plastic slip. *Mech. Mater.* 109, 1–10. <https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2017.03.013>
- Hémery, S., Nizou, P., Villechaise, P., 2018. In situ SEM investigation of slip transfer in Ti–6Al–4V: Effect of applied stress. *Mater. Sci. Eng. A* 709, 277–284. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.10.058>
- Hémery, S., Tromas, C., Villechaise, P., 2019. Slip-stimulated grain boundary sliding in Ti–6Al–4 V at room temperature. *Materialia* 5, 100189. <https://doi.org/10.1016/j.mtla.2018.100189>

- Hémery, S., Villechaise, P., 2017a. On the influence of ageing on the onset of plastic slip in Ti-6Al-4V at room temperature: Insight on dwell fatigue behavior. *Scr. Mater.* 130, 157–160. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2016.11.042>
- Hémery, S., Villechaise, P., 2017b. Comparison of slip system activation in Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo and Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo under tensile, fatigue and dwell-fatigue loadings. *Mater. Sci. Eng. A* 697, 177–183. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.05.021>
- Hémery, S., Villechaise, P., Mellier, D., 2016. On the Role of the Beta Phase on Slip Activity in Ti-6Al-4V Single Colonies, in: *Proceedings of the 13th World Conference on Titanium*. John Wiley & Sons, Ltd, pp. 1121–1128. <https://doi.org/10.1002/9781119296126.ch190>
- Hertzberg, R.W., Vinci, R.P., Hertzberg, J.L., 2012. *Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials*, 5th Edition [WWW Document]. Wiley.com. URL <https://www.wiley.com/en-us/Deformation+and+Fracture+Mechanics+of+Engineering+Materials%2C+5th+Edition-p-9780470527801> (accessed 7.8.19).
- Jha, S.K., Szczepanski, C.J., Golden, P.J., Porter, W.J., John, R., 2012. Characterization of fatigue crack-initiation facets in relation to lifetime variability in Ti-6Al-4V. *Int. J. Fatigue, Fatigue Damage of Structural Materials VIII* 42, 248–257. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2011.11.017>
- Jones, I.P., Hutchinson, W.B., 1981. Stress-state dependence of slip in Titanium-6Al-4V and other H.C.P. metals. *Acta Metall.* 29, 951–968. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(81\)90049-3](https://doi.org/10.1016/0001-6160(81)90049-3)
- Joseph, S., Bantounas, I., Lindley, T.C., Dye, D., 2018. Slip transfer and deformation structures resulting from the low cycle fatigue of near-alpha titanium alloy Ti-6242Si. *Int. J. Plast.* 100, 90–103. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2017.09.012>
- Jousset, H., 2008. Viscoplasticité et microstructures d'un alliage de titane: effets de la température et de la vitesse de sollicitation. Thèse Ecole Mines Paris 289.
- Kasemer, M., Echlin, M.P., Stinville, J.C., Pollock, T.M., Dawson, P., 2017. On slip initiation in equiaxed α/β Ti-6Al-4V. *Acta Mater.* 136, 288–302. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.06.059>
- Kassner, M.E., Kosaka, Y., Hall, J.S., 1999. Low-cycle dwell-time fatigue in Ti-6242. *Metall. Mater. Trans. A* 30, 2383–2389. <https://doi.org/10.1007/s11661-999-0246-y>
- Ledbetter, H., Ogi, H., Kai, S., Kim, S., Hirao, M., 2004. Elastic constants of body-centered-cubic titanium monocrystals. *J. Appl. Phys.* 95, 4642–4644. <https://doi.org/10.1063/1.1688445>
- Lee, S.W., Kim, S.-H., Jo, W.-K., Hong, W.-H., Kim, W., Moon, B.G., Park, S.H., 2019. Twinning and slip behaviors and microstructural evolutions of extruded Mg-1Gd alloy with rare-earth texture during tensile deformation. *J. Alloys Compd.* 791, 700–710. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.03.316>
- Lefranc, P., 2008. Endommagement sous chargement cyclique avec temps de maintien de l'alliage de titane Ti-6242. Rôle de l'hydrogène interne. Thèse ENSMA Poitiers.

- Lefranc, P., Sarrazin-Baudoux, C., Doquet, V., 2006. Dwell-Fatigue Behaviour of a Beta-Forged Ti 6242 Alloy, in: Gdoutos, E.E. (Ed.), *Fracture of Nano and Engineering Materials and Structures*. Springer Netherlands, pp. 171–172.
- Levine, E., 1966. Deformation mechanisms in titanium at low temperatures.
- Leyens, C., Peters, M. (Eds.), 2003. *Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications*, 1st ed. Wiley. <https://doi.org/10.1002/3527602119>
- Li, H., Boehlert, C.J., Bieler, T.R., Crimp, M.A., 2015. Examination of the distribution of the tensile deformation systems in tension and tension-creep of Ti-6Al-4V (wt.%) at 296 K and 728 K. *Philos. Mag.* 95, 691–729. <https://doi.org/10.1080/14786435.2014.1001459>
- Li, H., Boehlert, C.J., Bieler, T.R., Crimp, M.A., 2012. Analysis of slip activity and heterogeneous deformation in tension and tension-creep of Ti-5Al-2.5Sn (wt %) using in-situ SEM experiments. *Philos. Mag.* 92, 2923–2946. <https://doi.org/10.1080/14786435.2012.682174>
- Littlewood, P.D., Wilkinson, A.J., 2012. Local deformation patterns in Ti-6Al-4V under tensile, fatigue and dwell fatigue loading. *Int. J. Fatigue* 43, 111–119. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2012.03.001>
- Liu, Y., Samimi, P., Ghamarian, I., Brice, D.A., Huber, D.E., Wang, Z., Dixit, V., Koduri, S., Fraser, H.L., Collins, P.C., 2015. Discovery via Integration of Experimentation and Modeling: Three Examples for Titanium Alloys. *JOM* 67, 164–178. <https://doi.org/10.1007/s11837-014-1197-3>
- Lunt, D., 2014. The effect of macrozones in Ti-6Al-4V on the strain localisation behavior. Phd Thesis Univ. Manch. 246.
- Lunt, D., Busolo, T., Xu, X., Quinta da Fonseca, J., Preuss, M., 2017a. Effect of nanoscale α_2 precipitation on strain localisation in a two-phase Ti-alloy. *Acta Mater.* 129, 72–82. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.02.068>
- Lunt, D., da Fonseca, J.Q., Rugg, D., Preuss, M., 2017b. Microscopic strain localisation in Ti-6Al-4V during uniaxial tensile loading. *Mater. Sci. Eng. A* 680, 444–453. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.10.099>
- Luster, J., Morris, M.A., 1995. Compatibility of deformation in two-phase Ti-Al alloys: Dependence on microstructure and orientation relationships. *Metall. Mater. Trans. A* 26, 1745–1756. <https://doi.org/10.1007/BF02670762>
- Lütjering, G., 1998. Influence of processing on microstructure and mechanical properties of ($\alpha+\beta$) titanium alloys. *Mater. Sci. Eng. A* 243, 32–45. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(97\)00778-8](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(97)00778-8)
- Lütjering, G., Williams, J.C., 2007. *Titanium*. Springer Science & Business Media.
- Ma, Y., Xue, Q., Wang, H., Huang, S., Qiu, J., Feng, X., Lei, J., Yang, R., 2017. Deformation twinning in fatigue crack tip plastic zone of Ti-6Al-4V alloy with Widmanstätten microstructure. *Mater. Charact.* 132, 338–347. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2017.08.029>

- MacLaren, I., Aindow, M., 1993. Analysis of the dislocation network at a low-angle near-twist boundary in zinc. *Scr. Metall. Mater.* 29, 811–816. [https://doi.org/10.1016/0956-716X\(93\)90232-H](https://doi.org/10.1016/0956-716X(93)90232-H)
- May, K., 2010. Small scale testing of titanium alloys. *Grad. Sch. Ohio State Univ.* 61.
- McBagonluri, F., Akpan, E., Mercer, C., Shen, W., Soboyejo, W.O., 2005. An investigation of the effects of microstructure on dwell fatigue crack growth in Ti-6242. *Mater. Sci. Eng. A* 405, 111–134. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.05.097>
- McDowell, D.L., 2007. Simulation-based strategies for microstructure-sensitive fatigue modeling. *Mater. Sci. Eng. A, The McEvily Symposium: Fatigue and Fracture of Traditional and Advanced Materials, TMS 2006* 468–470, 4–14. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.08.129>
- McDowell, D.L., Dunne, F.P.E., 2010. Microstructure-sensitive computational modeling of fatigue crack formation. *Int. J. Fatigue, Emerging Frontiers in Fatigue* 32, 1521–1542. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2010.01.003>
- Mendez, J., 1999. On the effects of temperature and environment on fatigue damage processes in Ti alloys and in stainless steel. *Mater. Sci. Eng. A* 263, 187–192. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(98\)01164-2](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(98)01164-2)
- Meyers, M.A., Subhash, G., Kad, B.K., Prasad, L., 1994. Evolution of microstructure and shear-band formation in α -hcp titanium. *Mech. Mater.* 17, 175–193. [https://doi.org/10.1016/0167-6636\(94\)90058-2](https://doi.org/10.1016/0167-6636(94)90058-2)
- Naka, S., Lasalmonie, A., Costa, P., Kubin, L.P., 1988. The low-temperature plastic deformation of α -titanium and the core structure of a-type screw dislocations. *Philos. Mag. A* 57, 717–740. <https://doi.org/10.1080/01418618808209916>
- Nalla, R.K., Ritchie, R.O., Boyce, B.L., Campbell, J.P., Peters, J.O., 2002. Influence of microstructure on high-cycle fatigue of Ti-6Al-4V: Bimodal vs. lamellar structures. *Metall. Mater. Trans. A* 33, 899–918. <https://doi.org/10.1007/s11661-002-0160-z>
- Neeraj, T., Hou, D.-H., Daehn, G.S., Mills, M.J., 2000. Phenomenological and microstructural analysis of room temperature creep in titanium alloys. *Acta Mater.* 48, 1225–1238. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(99\)00426-7](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(99)00426-7)
- Neeraj, T., Mills, M.J., 2001. Short-range order (SRO) and its effect on the primary creep behavior of a Ti-6wt.%Al alloy. *Mater. Sci. Eng. A* 319–321, 415–419. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)01045-0](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01045-0)
- Neeraj, T., Savage, M.F., Tatalovich, J., Kovarik, L., Hayes, R.W., Mills, M.J., 2005. Observation of tension–compression asymmetry in α and titanium alloys. *Philos. Mag.* 85, 279–295. <https://doi.org/10.1080/14786430412331315707>
- Nemat-Nasser, S., Guo, W.G., Cheng, J.Y., 1999. Mechanical properties and deformation mechanisms of a commercially pure titanium. *Acta Mater.* 47, 3705–3720. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(99\)00203-7](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(99)00203-7)
- Nyakana, S.L., Fanning, J.C., Boyer, R.R., 2005. Quick Reference Guide for β Titanium Alloys in the 00s. *J. Mater. Eng. Perform.* 14, 799–811. <https://doi.org/10.1361/105994905X75646>

- Ozturk, D., Pilchak, A.L., Ghosh, S., 2017. Experimentally validated dwell and cyclic fatigue crack nucleation model for α -titanium alloys. *Scr. Mater.* 127, 15–18. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2016.08.031>
- Partridge, P.G., 1967. The crystallography and deformation modes of hexagonal close-packed metals. *Metall. Rev.* 12, 169–194. <https://doi.org/10.1179/mtr.1967.12.1.169>
- Paton, N.E., Backofen, W.A., 1970. Plastic deformation of titanium at elevated temperatures. *Metall. Trans.* 1, 2839–2847. <https://doi.org/10.1007/BF03037822>
- Pelissier, C., 1996. . Thèse Inst. Natl. Polytech. Grenoble.
- Peykov, D., Martin, E., Chromik, R.R., Gauvin, R., Trudeau, M., 2012. Evaluation of strain rate sensitivity by constant load nanoindentation. *J. Mater. Sci.* 47, 7189–7200. <https://doi.org/10.1007/s10853-012-6665-y>
- Pilchak, A.L., 2013. Fatigue crack growth rates in alpha titanium: Faceted vs. striation growth. *Scr. Mater.* 68, 277–280. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2012.10.041>
- Pilchak, A.L., Hutson, A., Porter, W.J., Buchanan, D., John, R., 2016. On the Cyclic Fatigue and Dwell Fatigue Crack Growth Response of Ti-6Al-4V, in: *Proceedings of the 13th World Conference on Titanium*. John Wiley & Sons, Ltd, pp. 993–998. <https://doi.org/10.1002/9781119296126.ch169>
- Pilchak, A.L., Williams, J.C., 2011. Observations of Facet Formation in Near- α Titanium and Comments on the Role of Hydrogen. *Metall. Mater. Trans. A* 42, 1000–1027. <https://doi.org/10.1007/s11661-010-0507-9>
- Postans, P.J., Jeal, R.H., 1978. Dependence of crack growth performance upon structure in beta processed titanium alloys. *Forg. Prop. Aerosp. Mater.* 192–198.
- Pourian, M.H., Bridier, F., Pilvin, P., Bocher, P., 2016. Prediction of crack initiation sites in alpha Ti-alloys microstructures under dwell-fatigue using Cellular Automaton simulation method. *Int. J. Fatigue* 85, 85–97. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2015.12.010>
- Prakash, D.G.L., Ding, R., Moat, R.J., Jones, I., Withers, P.J., Fonseca, J.Q. da, Preuss, M., 2010. Deformation twinning in Ti-6Al-4V during low strain rate deformation to moderate strains at room temperature. *Mater. Sci. Eng. A* 527, 5734–5744. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.05.039>
- Przybyla, C.P., McDowell, D.L., 2011. Simulated microstructure-sensitive extreme value probabilities for high cycle fatigue of duplex Ti-6Al-4V. *Int. J. Plast., Special Issue In Honor of Nobutada Ohno* 27, 1871–1895. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2011.01.006>
- Qiu, J., Ma, Y., Lei, J., Liu, Y., Huang, A., Rugg, D., Yang, R., 2014. A Comparative Study on Dwell Fatigue of Ti-6Al-2Sn-4Zr-xMo (x = 2 to 6) Alloys on a Microstructure-Normalized Basis. *Metall. Mater. Trans. A* 45, 6075–6087. <https://doi.org/10.1007/s11661-014-2541-5>
- Reed-Hill, R.E., Iswaran, C.V., Kaufman, M.J., 1995. A power law model for the flow stress and strain-rate sensitivity in CP titanium. *Scr. Metall. Mater.* 33, 157–162. [https://doi.org/10.1016/0956-716X\(95\)00152-L](https://doi.org/10.1016/0956-716X(95)00152-L)

- Sakai, T., Fine, M.E., 1974. Plastic deformation of Ti-Al single crystals in prismatic slip. *Acta Metall.* 22, 1359–1372. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(74\)90036-4](https://doi.org/10.1016/0001-6160(74)90036-4)
- Sansoz, F., Ghonem, H., 2003. Fatigue crack growth mechanisms in Ti6242 lamellar microstructures: Influence of loading frequency and temperature. *Metall. Mater. Trans. A* 34, 2565–2577. <https://doi.org/10.1007/s11661-003-0016-1>
- Savage, M.F., Tatalovich, J., Mills, M.J., 2004. Anisotropy in the room-temperature deformation of α - β colonies in titanium alloys: role of the α - β interface. *Philos. Mag.* 84, 1127–1154. <https://doi.org/10.1080/1478643032000158305>
- Savage, M.F., Tatalovich, J., Zupan, M., Hemker, K.J., Mills, M.J., 2001. Deformation mechanisms and microtensile behavior of single colony Ti-6242Si. *Mater. Sci. Eng. A* 319–321, 398–403. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)01024-3](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01024-3)
- Schmid, E., Boas, W., 1935. Kristallelastizität, in: Schmid, E., Boas, W. (Eds.), *Kristallplastizität: Mit Besonderer Berücksichtigung der Metalle, Struktur und Eigenschaften der Materie*. Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, pp. 15–24. https://doi.org/10.1007/978-3-662-34532-0_3
- Seal, J.R., Crimp, M.A., Bieler, T.R., Boehlert, C.J., 2012. Analysis of slip transfer and deformation behavior across the α/β interface in Ti-5Al-2.5Sn (wt.%) with an equiaxed microstructure. *Mater. Sci. Eng. A* 552, 61–68. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.04.114>
- Shen, W., Soboyejo, W.O., Soboyejo, A.B.O., 2004. An investigation on fatigue and dwell-fatigue crack growth in Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si. *Mech. Mater., Fatigue of Advanced Materials* 36, 117–140. [https://doi.org/10.1016/S0167-6636\(03\)00035-8](https://doi.org/10.1016/S0167-6636(03)00035-8)
- Sinha, V., Mills, M.J., Williams, J.C., 2007. Determination of crystallographic orientation of dwell-fatigue fracture facets in Ti-6242 alloy. *J. Mater. Sci.* 42, 8334–8341. <https://doi.org/10.1007/s10853-006-0252-z>
- Sinha, V., Mills, M.J., Williams, J.C., 2006a. Crystallography of fracture facets in a near-alpha titanium alloy. *Metall. Mater. Trans. A* 37, 2015–2026. <https://doi.org/10.1007/s11661-006-0144-5>
- Sinha, V., Mills, M.J., Williams, J.C., 2004. Understanding the contributions of normal-fatigue and static loading to the dwell fatigue in a near-alpha titanium alloy. *Metall. Mater. Trans. A* 35, 3141–3148. <https://doi.org/10.1007/s11661-004-0058-z>
- Sinha, V., Mills, M.J., Williams, J.C., Spowart, J.E., 2006b. Observations on the faceted initiation site in the dwell-fatigue tested ti-6242 alloy: Crystallographic orientation and size effects. *Metall. Mater. Trans. A* 37, 1507–1518. <https://doi.org/10.1007/s11661-006-0095-x>
- Sinha, V., Pilchak, A.L., Jha, S.K., Porter, W.J., John, R., Larsen, J.M., 2018a. Correlating Scatter in Fatigue Life with Fracture Mechanisms in Forged Ti-6242Si Alloy. *Metall. Mater. Trans. A* 49, 1061–1078. <https://doi.org/10.1007/s11661-017-4437-7>
- Sinha, V., Schwarz, R.B., Mills, M.J., Williams, J.C., 2018b. Effects of hydrogen on fatigue behavior of near-alpha titanium alloys. *Scr. Mater.* 153, 81–85. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2018.03.027>

- Song, Z., Hoepfner, D.W., 1988. Dwell time effects on the fatigue behaviour of titanium alloys. *Int. J. Fatigue* 10, 211–218. [https://doi.org/10.1016/0142-1123\(88\)90001-1](https://doi.org/10.1016/0142-1123(88)90001-1)
- Stroh, A.N., Mott, N.F., 1954. The formation of cracks as a result of plastic flow. *Proc. R. Soc. Lond. Ser. Math. Phys. Sci.* 223, 404–414. <https://doi.org/10.1098/rspa.1954.0124>
- Stubbington, C.A., Pearson, S., 1978. Effect of dwell on the growth of fatigue cracks in Ti-6Al-4V alloy bar. *Eng. Fract. Mech.* 10, 723–756. [https://doi.org/10.1016/0013-7944\(78\)90030-9](https://doi.org/10.1016/0013-7944(78)90030-9)
- Suri, S., Viswanathan, G.B., Neeraj, T., Hou, D.-H., Mills, M.J., 1999. Room temperature deformation and mechanisms of slip transmission in oriented single-colony crystals of an α/β titanium alloy. *Acta Mater.* 47, 1019–1034. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(98\)00364-4](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(98)00364-4)
- Tanaka, T., Conrad, H., 1972. Deformation kinetics for $\{10\bar{1}0\}$ $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ slip in titanium single crystals below 0.4Tm. *Acta Metall.* 20, 1019–1029. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(72\)90136-8](https://doi.org/10.1016/0001-6160(72)90136-8)
- Toubal, L., Bocher, P., Moreau, A., 2009. Dwell-fatigue life dispersion of a near alpha titanium alloy. *Int. J. Fatigue* 31, 601–605. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2008.09.010>
- Tympel, P.O., Lindley, T.C., Saunders, E.A., Dixon, M., Dye, D., 2016. Influence of complex LCF and dwell load regimes on fatigue of Ti-6Al-4V. *Acta Mater.* 103, 77–88. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.09.014>
- Uta, E., Gey, N., Bocher, P., Humbert, M., Gilgert, J., 2009. Texture heterogeneities in α/α_s titanium forging analysed by EBSD-Relation to fatigue crack propagation. *J. Microsc.* 233, 451–459. <https://doi.org/10.1111/j.1365-2818.2009.03141.x>
- Wang, F., Li, B., Gao, T.T., Huang, P., Xu, K.W., Lu, T.J., 2013. Activation volume and strain rate sensitivity in plastic deformation of nanocrystalline Ti. *Surf. Coat. Technol., Proceedings of the 8th Asian-European International Conference on Plasma Surface Engineering (AEPSE 2011)* 228, S254–S256. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2012.05.130>
- Wang, L., Yang, Y., Eisenlohr, P., Bieler, T.R., Crimp, M.A., Mason, D.E., 2009. Twin Nucleation by Slip Transfer across Grain Boundaries in Commercial Purity Titanium. *Metall. Mater. Trans. A* 41, 421. <https://doi.org/10.1007/s11661-009-0097-6>
- Wang, X., Vo, P., Jahazi, M., Yue, S., 2007. Dwell Fatigue Microstructure in a Near- α Titanium Alloy. *Metall. Mater. Trans. A* 38, 831–839. <https://doi.org/10.1007/s11661-007-9105-x>
- Welsch, G., Bunk, W., 1982. Deformation modes of the α -phase of ti-6al-4v as a function of oxygen concentration and aging temperature. *Metall. Trans. A* 13, 889–899. <https://doi.org/10.1007/BF02642403>
- Williams, J.C., Baggerly, R.G., Paton, N.E., 2002. Deformation behavior of HCP Ti-Al alloy single crystals. *Metall. Mater. Trans. A* 33, 837–850. <https://doi.org/10.1007/s11661-002-0153-y>
- Wu, G.Q., Shi, C.L., Sha, W., Sha, A.X., Jiang, H.R., 2013. Effect of microstructure on the fatigue properties of Ti-6Al-4V titanium alloys. *Mater. Des.* 46, 668–674. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2012.10.059>

- Wyatt, Z.W., Joost, W.J., Zhu, D., Ankem, S., 2012. Deformation mechanisms and kinetics of time-dependent twinning in an α -titanium alloy. *Int. J. Plast.* 39, 119–131. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2012.06.001>
- Yoo, M.H., Lee, J.K., 1991. Deformation twinning in h.c.p. metals and alloys. *Philos. Mag. A* 63, 987–1000. <https://doi.org/10.1080/01418619108213931>
- Zaefferer, S., 2003. A study of active deformation systems in titanium alloys: dependence on alloy composition and correlation with deformation texture. *Mater. Sci. Eng. A* 344, 20–30. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00421-5](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00421-5)
- Zeng, W.D., Zhou, Y.G., 2000. The influence of microstructure on dwell sensitive fatigue in Ti–6.5Al–3.5Mo–1.5Zr–0.3Si alloy. *Mater. Sci. Eng. A* 290, 33–38. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(00\)00941-2](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(00)00941-2)
- Zhang, Cuddihy M. A., Dunne F. P. E., 2015. On rate-dependent polycrystal deformation: the temperature sensitivity of cold dwell fatigue. *Proc. R. Soc. Math. Phys. Eng. Sci.* 471, 20150214. <https://doi.org/10.1098/rspa.2015.0214>
- Zhang, Z., Jun, T.-S., Britton, T.B., Dunne, F.P.E., 2016. Intrinsic anisotropy of strain rate sensitivity in single crystal alpha titanium. *Acta Mater.* 118, 317–330. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.07.044>
- Zheng, Z., Balint, D.S., Dunne, F.P.E., 2016. Discrete dislocation and crystal plasticity analyses of load shedding in polycrystalline titanium alloys. *Int. J. Plast.* 87, 15–31. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2016.08.009>

Étude de l'effet « dwell » dans le Ti-6Al-4V : mécanismes de déformation et d'amorçage de fissures en relation avec l'orientation cristallographique locale de la phase α_p

Cyril Lavogiez

Résumé : L'introduction d'un temps de maintien à charge maximale au cours d'un chargement mécanique cyclique d'un alliage de titane ($\alpha+\beta$), conduit à une réduction du nombre de cycles à rupture. Cet abattement de durée de vie, appelé effet «dwell», s'accompagne également d'une augmentation de la déformation plastique à rupture et d'une transition de l'amorçage des fissures fatales de la surface vers le cœur. Malgré plus de 40 ans de recherche, ce phénomène, qui est lié à la viscoplasticité des alliages de titane à température ambiante, reste mal expliqué. Dans la littérature, les efforts se sont principalement concentrés sur l'étude du mécanisme d'amorçage de fissure. Différents modèles ont été proposés mais le manque de données expérimentales statistiques sur les sites d'amorçage de fissure en dwell-fatigue, ne permet pas de converger vers un accord général. De plus, peu d'études ont porté sur l'influence du temps de maintien sur les processus de déformation, qui précèdent et sont au cœur de l'amorçage des fissures de fatigue dans les alliages de titane. Les travaux de thèse présentés se proposent ainsi d'étudier l'effet «dwell» à travers l'influence du temps de maintien sur les liens entre la plasticité et l'amorçage des fissures. Pour cela, plusieurs essais de fatigue et de dwell-fatigue ont été effectués sur un alliage Ti-6Al-4V avec une microstructure bimodale. Une étude exhaustive de l'ensemble des mécanismes de déformation de la phase α_p (glissement basal, prismatique, pyramidal $\langle a \rangle$ et $\langle c+a \rangle$, aux interfaces et maillage), résultant de champs mécaniques hétérogènes influencés par le report des contraintes entre grains voisins ou l'interaction des bandes de glissement avec un joint de grain, a d'abord été effectuée. Les techniques d'analyse EBSD et d'analyse des lignes de glissement ont été utilisées dans ce but. Les mécanismes de déformation ont été comparés à des taux de déformation plastique similaires pour différentes durées de maintien. Enfin, les configurations microstructurales d'amorçage de fissures ont été caractérisées. Un mécanisme d'amorçage de fissures nouveau a été mis en évidence en lien avec des configurations microstructurales spécifiques, en fatigue comme en dwell-fatigue et en surface comme à cœur. L'association des résultats sur les modes de déformation et l'amorçage des fissures a permis finalement de suggérer les points où de futurs efforts pourront se concentrer.

Mots clés : Titane--Alliages--Fatigue / Dwell-fatigue / Macles (cristallographie) / Systèmes de glissement / Joints de grains / Matériaux--Fissuration

On the dwell effect in Ti-6Al-4V : analysis of the operating deformation mechanisms and crack initiation mechanism in relation with the local crystallographic orientation of the α_p phase

Cyril Lavogiez

Abstract : The introduction of a hold time at maximum stress during the loading of an ($\alpha+\beta$) titanium alloys leads to a reduction in the number of cycles to failure. This life debit, called "dwell effect" goes in hand with a higher plastic strain uptake at failure and a transition of the fatal crack initiation from surface to the volume. Despite more than 40 years of scientific research, the origins of this phenomenon, which is closely linked to the viscoplastic behavior of titanium alloy at room temperature, remains unclear. In the literature, the main efforts were focused on elucidating the mechanism of crack initiation. Several models have been proposed but the lack of experimental data with a statistical significance about the crack initiation sites under dwell-fatigue loading prevented to reach a general agreement. Moreover, few studies have investigated the influence of the hold time at maximum stress on the deformation mechanisms, although they precede crack initiation and govern the associated mechanisms under cyclic loading. The presented work is a study of the dwell effect through the analysis of the influence of the hold time at maximum stress in order to clarify the link between plasticity and crack initiation. In this aim, several fatigue and dwell fatigue tests have been performed on a Ti-6Al-4V alloy with a bimodal microstructure. An extensive study of deformation mechanism of the α_p phase in relation to the heterogeneous mechanical fields influenced by load shedding between neighboring grains or interactions between slip bands and grain boundaries, has been performed. EBSD analyses and slip trace analysis were employed in this aim. The deformation mechanisms identified by these techniques (basal, prismatic, pyramidal $\langle a \rangle$ and $\langle c+a \rangle$ slip, interface sliding and twinning) were compared for different hold periods at maximum stress at similar cumulated plastic strain. Then, a microstructural configuration promoting crack initiation has been identified. It enabled to propose a new crack initiation mechanism. In addition, this mechanism is unique for crack initiation under fatigue and dwell-fatigue loadings and for surface and subsurface crack initiation. The combination of the results obtained on plasticity and crack initiation clarifies some features of the dwell effect and suggests some outlooks for future work.

Keywords: Titanium alloys--Fatigue / Dwell-fatigue / Slip / Twinning (Crystallography) / Grain boundaries / Materials--Cracking