

Impact des conditions d'écrouissage cyclique sur la résistance à la fatigue polycyclique d'un alliage d'aluminium de fonderie

Danton BUTICOISHZ MÜLLER^{1,a}, Daniel IRMER², Pierre OSMOND², Pierre MEROT¹, Yves NADOT³ et Franck MOREL¹.

¹ LAMPA, Arts et Métiers, Angers

² CETIM, Senlis

³ Institut Pprime, ENSMA, CNRS, Université de Poitiers, Poitiers

Points d'intérêt.

- Étude de six conditions de vieillissement (A1–A3 sous-vieillies, B pic, C1–C2 sur-vieillies) sur l'écrouissage cyclique et la fatigue polycyclique.
- Convergence du comportement cyclique stabilisé des conditions sous-vieillies vers celui du pic de durcissement.
- Observation d'une résistance en fatigue équivalente entre états sous-vieillis et état au pic de durcissement entre 10^5 et 10^6 cycles.
- Calibration d'une loi de comportement du type Chaboche-Lemaitre.
- Mise en évidence de morphologies de rupture distinctes selon le vieillissement.

1 Introduction

La présence de défauts tels que pores, inclusions et oxydes peut fortement dégrader la résistance en fatigue des alliages métalliques [1]. Pour ces défauts inhérents aux procédés de fabrication, l'influence de leur taille, de leur forme et de leur localisation sur l'abatement de la limite de fatigue est le thème de diverses études dans la littérature [1-5]. En revanche, le rôle de l'écrouissage cyclique reste encore peu exploré.

Un alliage d'aluminium de fonderie à durcissement structural est ici choisi comme matériau modèle afin de représenter différents états d'écrouissage cyclique, en jouant sur la microstructure de précipitation via les traitements de vieillissement. Ces traitements permettent de contrôler la distribution de taille des précipités sans modifier significativement les autres caractéristiques microstructurales. Les interactions dislocation-précipités sont à l'origine de différents mécanismes d'écrouissage cyclique, décrits dans les travaux de [6], [7]. La performance en fatigue des alliages de fonderie à durcissement structural soumis à un traitement thermique différent de T6/T7 demeure peu connue.

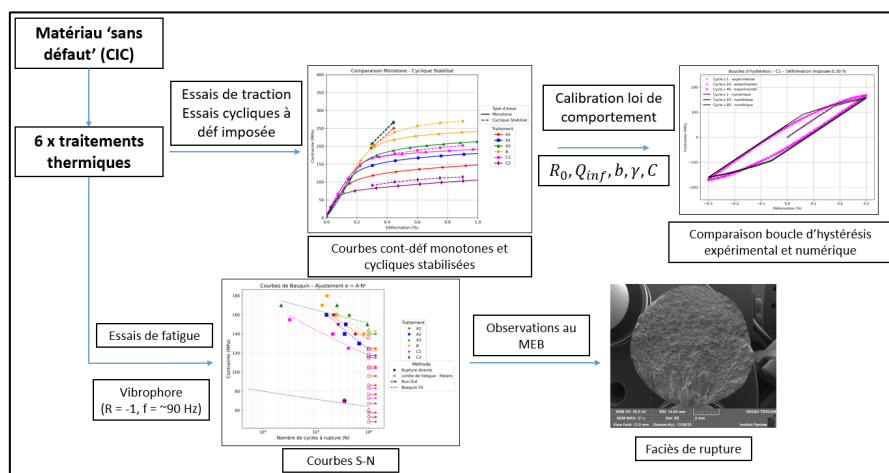


Figure 1. Démarche adoptée pour la prise en compte des effets des caractéristiques à l'écrouissage cyclique sur le comportement en fatigue d'alliages de fonderie AlSi à défaut.

^a Auteur assurant la présentation : danton.buticosihz_muller@ensam.eu

L'objectif final des présents travaux de thèse de doctorat est d'étudier l'influence des défauts sur la durée de vie en fatigue à grand nombre de cycles, en lien avec les caractéristiques d'écrouissage cyclique. Les premiers résultats présentés se concentrent sur l'effet des traitements thermiques sur les comportements monotone et cyclique, ainsi que sur leur impact en fatigue à grand nombre de cycles, incluant une calibration de loi de comportement. La structuration de la démarche adoptée est présentée en Figure 1.

2 Conditions de Vieillessement et Propriétés Mécaniques

Le matériau étudié est un alliage d'aluminium de fonderie de type AlSi7Cu0,5Mg0,3. Les barreaux sont tout d'abord soumis à une compression isostatique à chaud (CIC), afin de réduire la fraction volumique de pores. L'ensemble des barreaux a été ensuite mis en solution à 535 °C pendant 15 h, puis trempé dans l'eau à 70 °C. Au total, six conditions de vieillissement ont été appliquées afin de générer des comportements à l'écrouissage cyclique divers.

Les états A1, A2 et A3 correspondent à des conditions sous-vieillessement. Ces états, encore très peu documentés dans la littérature pour ce matériau en spécifique, présentent un intérêt particulier pour l'étude du lien entre durcissement structural et écrouissage cyclique. L'état B représente le pic de durcissement qui a été assez largement étudié dans la littérature en raison de son utilisation industrielle [2-5]. Enfin, les états C1 et C2 correspondent à des conditions sur-vieillessement et ont déjà été partiellement décrits dans des études antérieures [5], [8], [9]. Dans le Tableau 1, le traitement thermique appliqué à chaque état est présenté, ainsi que les propriétés mécaniques correspondantes.

Tableau 1. Propriétés mécaniques de l'alliage AlSiCu0.5Mg0.3 pour les différentes conditions de vieillissement étudiées.

	A1	A2	A3	B	C1	C2
Traitement thermique	15 min à 160 °C	1h à 160 °C	2h15min à 160 °C	5h à 200 °C (T7)	T7 + 50h à 200 °C	T7 + 100h à 250 °C
Limite d'élasticité $\sigma_y^{0,2\%}$ (MPa)	124	158	191	227	177	82
Contrainte à rupture σ_{UTS} (MPa)	302	326	337	311	256	183
Allongement à la rupture A% (%)	17,4	17,2	14,1	9,6	7,0	12,6

Des essais de traction monotone jusqu'à rupture, ainsi que des essais cycliques en déformation imposée, ont été réalisés pour chacun des états de vieillissement (Figure 2 (a)). La variation de la limite d'élasticité $\sigma_y^{0,2\%}$ avec la condition de vieillissement est cohérente avec la courbe de durcissement du matériau : une augmentation progressive de la limite d'élasticité est observée pour les états A1, A2 et A3, jusqu'à atteindre un maximum à l'état B. Lorsque l'intensité du vieillissement augmente au-delà de cet état optimal, une dégradation des propriétés mécaniques apparaît. On parle alors de survieillessement : l'état C1 montre déjà une baisse notable, tandis que l'état C2, correspondant à un vieillissement encore plus intense, présente une dégradation particulièrement marquée.

Les essais cycliques à déformation imposée montrent que, après un certain nombre de cycles, les états sous-vieillessement A1–A3 présentent un écrouissage marqué et convergent, pour un niveau de sollicitation donné, vers un comportement proche de l'état de durcissement maximal B (Figure 2(b)). En revanche, l'état de pic de durcissement B et les états de sur-vieillessement C1 et C2 montrent un durcissement cyclique très faible et conservent un comportement cyclique proche de leur comportement monotone, en accord avec les résultats observés par [8], [9] sur des alliages similaires.

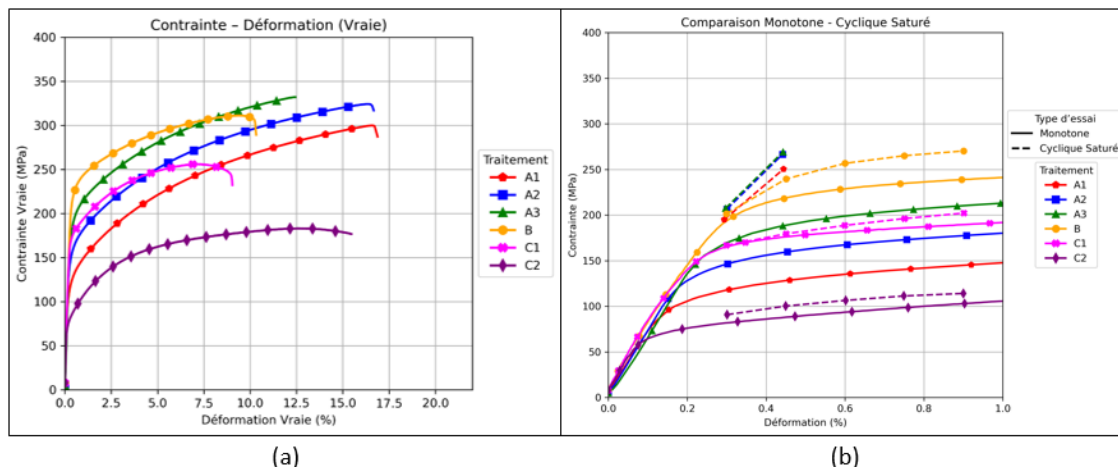


Figure 2. Comportement mécanique monotone pour les six états de vieillissement de l'alliage AlSi7Cu0,5Mg0,3 après CIC : (a) courbes contrainte-déformation monotones et (b) agrandissement pour les plus petits niveaux de déformation et courbes contrainte-déformation pour un état cyclique saturé.

Même si les états sous-vieillis A1, A2 et A3 ont un comportement cyclique saturé proche de B, la stabilisation pour ces états sous-vieillis est relativement lente, environ 1 000 cycles pour une déformation de 0,3 %, tandis qu'aucune stabilisation n'est observée pour une déformation imposée de 0,45 % (Figure 3). Tandis que les états B, C1 et C2 présentent une stabilisation beaucoup plus rapide, dès le premier cycle.

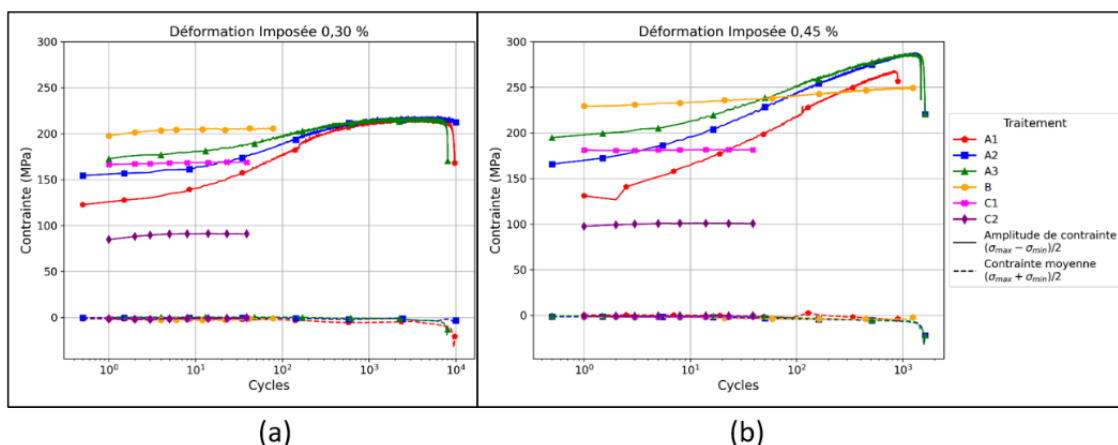


Figure 3. Courbes d'évolution de Amplitude de contrainte + contrainte moyenne par cycle pour des essais à déformation imposée de (a) 0,30 % et (b) 0,45 %.

Un modèle de type Chaboche-Lemaître [10] est calibré à partir des données expérimentales. Il combine un critère de plasticité de von Mises, un écrouissage isotrope de type Voce et un écrouissage cinématique non linéaire de type Armstrong-Frederick. Pour les états sous-vieillis A1, A2 et A3, les deux mécanismes d'écrouissage sont actifs, reflétant le durcissement cyclique observé expérimentalement. Pour les états B, C1 et C2, seul l'écrouissage cinématique est retenu, l'écrouissage isotrope étant négligeable dans ces conditions de vieillissement.

La qualité de cette calibration est confirmée par la superposition quasi parfaite entre les courbes simulées numériquement et expérimentales (Figure 4), indiquant que le modèle reproduit fidèlement les mécanismes d'écrouissage mis en évidence lors des essais.

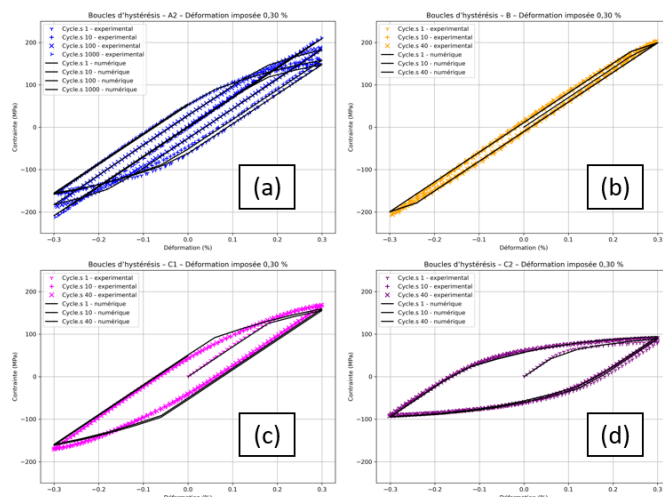


Figure 4. Boucles d'hystérésis à déformation imposée pour l'état (a) A2 aux 1er, 10e, 100e et 1000e cycles ; et pour les états (b) B, (c) C1 et (d) C2 aux 1er, 10e et 40e cycles.

3 Essais de Fatigue Polycyclique

Une première campagne d'essais de fatigue a été menée sur des éprouvettes dites « sans défaut » ayant subi six conditions diverses de vieillissement détaillées dans le Tableau 1, à l'aide d'un vibrophore (fréquence d'environ 90 Hz). Les essais ont été menés en traction-compression (rapport de charge $R = -1$) jusqu'à 10^6 cycles. Les éprouvettes sont cylindriques, avec un diamètre dans la zone utile de 10 mm et une longueur utile 20 mm. La rupture au premier palier a été privilégiée. En effet, seule la première éprouvette de chaque condition a été sollicitée en paliers successifs. Pour toutes les autres, l'essai a été conduit jusqu'à rupture dès le premier niveau de chargement, afin d'éviter l'introduction d'effets d'histoire mécanique liés aux reprises, en particulier pour les matériaux présentant un durcissement cyclique marqué.

Les résultats mettent en évidence un point intéressant : les états sous-vieillis (A1, A2, A3) dont le comportement cyclique stabilisé converge vers celui du pic de durcissement (B) présentent des points dans le diagramme de Wöhler qui se confondent entre 10^5 et 10^6 cycles (Figure 5). Les points de la courbe correspondant à l'état C1 sont légèrement inférieurs à ceux des conditions A1, A2, A3 et B. La courbe C2 est significativement plus basse, ce qui peut être lié à des propriétés monotones et cycliques significativement dégradées par le traitement thermique.

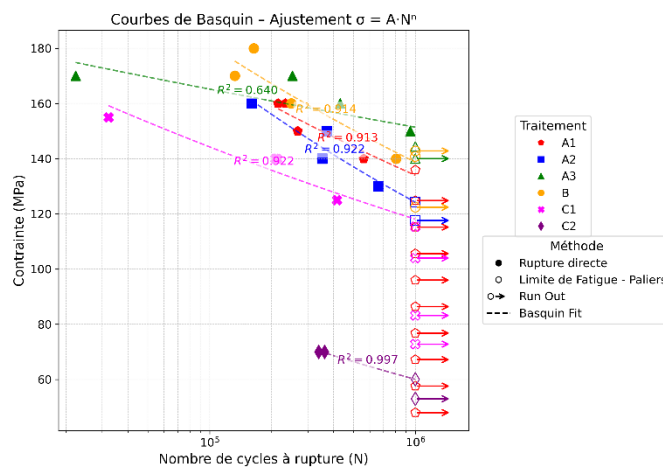


Figure 5. Courbes S-N (Basquin) obtenues pour les six états de vieillissement en traction-compression ($R = -1$) jusqu'à 10^6 cycles.

Les ajustements de type Basquin présentent des coefficients de détermination élevés ($R^2 > 0,9$) pour les états A1, A2, B et C1, attestant une cohésion statistique entre les points. Il convient de noter qu'un point de l'état A3 a présenté une rupture prématurée et anormale ; l'analyse MEB du faciès correspondant n'a cependant révélé aucun défaut microstructural susceptible d'expliquer cette rupture, et ce point explique la valeur plus faible du coefficient R^2 . Des difficultés à maintenir la fréquence de résonance pour l'état C2 (limite d'élasticité plus faible) ont entraîné un nombre réduit de points expérimentaux pour cet état. De plus, la limite de fatigue de l'état B est comparable aux études de [4] pour un alliage d'aluminium de fonderie après le CIC. Les limites de fatigue calculées pour 10^6 cycles avec les courbes de régression du type Basquin sont montrées dans le Tableau 2.

Tableau 2. Limites de fatigue à 10^6 cycles, calculées à partir de la régression selon la loi de Basquin.

	A1	A2	A3	B	C1	C2
Limite de fatigue $\sigma_D^{10^6}$ (MPa)	134	124	151	139	118	61

Bien que les essais de fatigue soient généralement associés à un comportement macroscopique élastique, la variation de la fréquence de résonance du vibrophore observée lors de certains essais, caractérisée par une oscillation initiale suivie d'une stabilisation, indique une évolution de la rigidité du matériau. Ce comportement suggère l'activation de mécanismes de plasticité dès les premiers cycles, accompagnée d'un écrouissage cyclique qui finit par stabiliser la fréquence de résonance. Ainsi, les résultats obtenus montrent que des phénomènes plastiques peuvent se manifester même pour des niveaux de sollicitation inférieurs à la limite d'élasticité conventionnelle à 0,2 %, laquelle tend donc à surestimer l'étendue réelle du domaine d'élasticité, ce qui reste cohérent puisque cette grandeur n'exclut pas l'existence de plasticité à une plus faible amplitude. De plus, certains essais, notamment pour les conditions A1 et A2 à 160 MPa, dépassent la limite d'élasticité monotone du matériau à 0,2 %.

Les observations au MEB confirment l'efficacité du traitement CIC : aucun des faciès de rupture analysés ne montre une origine de fissure associée à un pore (Figure 6). Cette figure présente les faciès obtenus pour une amplitude de contrainte conduisant à une durée de vie d'environ 200 000 cycles. Pour d'autres durées de vie, des morphologies similaires sont observées. Une différence de morphologie est toutefois mise en évidence entre les états sous-vieillis (A1, A2, A3) et les états au pic de durcissement et sur-vieillis (B, C1, C2). Les faciès correspondant aux états sous-vieillis présentent un aspect nettement plus cristallographique. En revanche, les états B, C1 et C2 montrent un aspect plus homogène, suggérant un changement régulier du plan de propagation de la fissure.

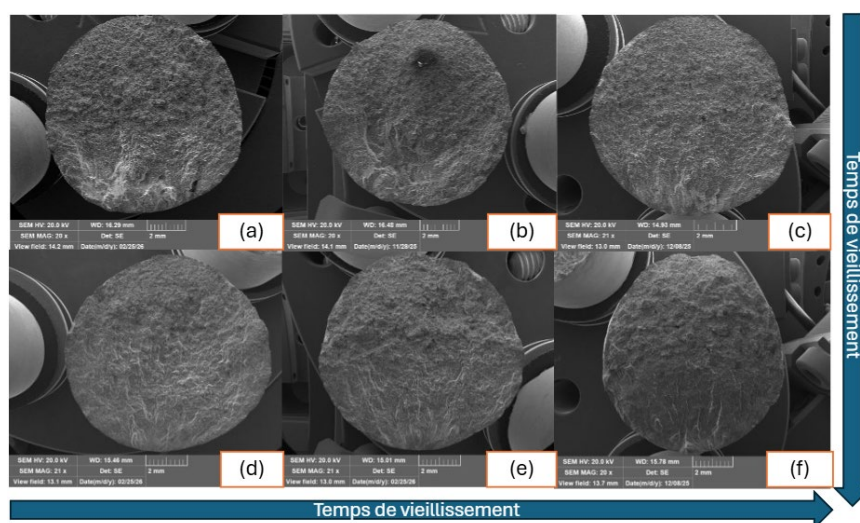


Figure 6. Faciès de rupture obtenus par MEB, à une amplitude de contrainte correspondant à une durée de vie d'environ 200 000 cycles : (a) A1, 150 MPa ; (b) A2, 160 MPa ; (c) A3, 170 MPa ; (d) B, 160 MPa ; (e) C1, 140 MPa ; (f) C2, 70 MPa.

4 Conclusions et Perspectives

Les résultats montrent que les états sous-vieillis (A1, A2, A3), bien que présentant des comportements monotones distincts, convergent vers un comportement cyclique stabilisé proche de l'état de pic de durcissement (B). Cette convergence se traduit directement en fatigue par une superposition des points de la courbe S-N entre 10^5 et 10^6 cycles. Les états sur-vieillis (C1, C2), caractérisés par des résistances mécaniques monotones et cycliques plus faibles, présentent une diminution de la tenue en fatigue.

Par ailleurs, la calibration de la loi de comportement permet de reproduire fidèlement les réponses cycliques expérimentales, constituant une base robuste pour les simulations numériques, afin de caractériser la réponse mécanique autour d'un défaut.

Dans cette perspective, l'introduction contrôlée de défauts artificiels par des procédés d'électroérosion permettra d'analyser explicitement l'effet couplé des défauts et de l'écrouissage cyclique sur la tenue en fatigue polycyclique. L'objectif est d'abord de caractériser l'influence de l'écrouissage cyclique sur la sensibilité à la présence de défauts. La modélisation intervient dans un second temps, afin de déterminer les champs de contrainte locaux via une loi de comportement, puis d'évaluer l'amorçage de fissure à l'aide d'un critère de fatigue, en distinguant clairement leurs rôles. Le cas échéant, les approches existantes pourront être adaptées.

Références

- [1] Y. Nadot, « Fatigue from Defect: Influence of Size, Type, Position, Morphology and Loading », *Int. J. Fatigue*, vol. 154, p. 106531, janv. 2022, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2021.106531.
- [2] M. Iben Houria, « Etude expérimentale et modélisation de la durée de vie en fatigue d'un alliage d'aluminium de fonderie A356-T6 sous chargement multiaxial », ISAE-ENSMA Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique (Poitiers); École nationale d'Ingénieurs de Monastir (Tunisie), Poitiers, 2015. [En ligne]. Disponible sur: <https://hal.science/tel-01230868/>
- [3] A. Rotella, « Fatigue d'un alliage d'aluminium moulé A357-T6 : rôle de la morphologie, de la position des défauts et application à une structure pour le calcul de la durée de vie en fatigue », ISAE-ENSMA Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique, Poitiers, 2017. [En ligne]. Disponible sur: <https://theses.hal.science/tel-01692427v1>
- [4] V.-D. Le, F. Morel, D. Bellett, N. Saintier, et P. Osmond, « Multiaxial high cycle fatigue damage mechanisms associated with the different microstructural heterogeneities of cast aluminium alloys », *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 649, p. 426-440, janv. 2016, doi: 10.1016/j.msea.2015.10.026.
- [5] P. Osmond, D. Bellett, V. D. Le, et F. Morel, « Effect of over-ageing on the tensile and torsional fatigue properties of the AlSi7Cu0.5 Mg0.3 precipitation-hardened cast aluminium alloy », *Int. J. Fatigue*, vol. 190, p. 108615, janv. 2025, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2024.108615.
- [6] C. Calabrese et C. Laird, « Cyclic stress—strain response of two-phase alloys Part I. Microstructures containing particles penetrable by dislocations », *Mater. Sci. Eng.*, vol. 13, n° 2, p. 141-157, févr. 1974, doi: 10.1016/0025-5416(74)90182-7.
- [7] C. Calabrese et C. Laird, « Cyclic stress—strain response of two-phase alloys Part II. Particles not penetrated by dislocations », *Mater. Sci. Eng.*, vol. 13, n° 2, p. 159-174, févr. 1974, doi: 10.1016/0025-5416(74)90183-9.
- [8] P. Osmond, L. Rémy, et L. Nazé, « Cyclic stress-strain behaviour of particle-hardened cast aluminium alloys: Microstructure sensitive modelling of the effect of non-shearable precipitates », *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 820, p. 141492, juill. 2021, doi: 10.1016/j.msea.2021.141492.
- [9] F.-X. Hoche, « Vers une prise en compte du vieillissement thermique dans la filière de dimensionnement des structures pour la fatigue thermomécanique », Université Paris sciences et lettres, 2016. [En ligne]. Disponible sur: <https://pastel.hal.science/tel-03270760v1>
- [10] J. Lemaitre, J.-L. Chaboche, A. Benallal, et R. Desmorat, Éd., *Mécanique des matériaux solides*, 3e et nouvelle édition éd. in Sciences sup Physique. Paris: Dunod, 2009.