



**HAL**  
open science

## Amorçage et propagation de fissures de fatigue dans un alliage Al-Si A319 lors d'essais in situ de fatigue oligocyclique sous tomographie synchrotron

Ahmed El Bartali, Nora Dahdah, Wang Long, Nathalie Limodin, Jean-Francois Witz, Éric Charkaluk, Jean-Yves Buffière

### ► To cite this version:

Ahmed El Bartali, Nora Dahdah, Wang Long, Nathalie Limodin, Jean-Francois Witz, et al.. Amorçage et propagation de fissures de fatigue dans un alliage Al-Si A319 lors d'essais in situ de fatigue oligocyclique sous tomographie synchrotron. CFM 2017 - 23e Congrès Français de Mécanique, Aug 2017, Lille, France. hal-03465721

**HAL Id: hal-03465721**

**<https://hal.science/hal-03465721>**

Submitted on 3 Dec 2021

**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.



Distributed under a Creative Commons Attribution 4.0 International License

# Amorçage et propagation de fissures de fatigue dans un alliage Al-Si A319 lors d'essais in situ de fatigue oligocyclique sous tomographie synchrotron

A. El Bartali<sup>a</sup>; N. Dahdah<sup>a</sup>, L. Wang<sup>a</sup>, N. Limodin<sup>a</sup>, J.-F. Witz<sup>a</sup>,  
E. Charkaluk<sup>a</sup> et J.-Y.<sup>b</sup> Buffière.

a. LML, FRE CNRS 3723, Cité Scientifique - CS20048, 59651 Villeneuve d'Ascq, France

b. MATEIS, UMR CNRS 5510, Avenue Jean Capelle 69621 Villeurbanne cedex, France

[ahmed.elbartali@centralelille.fr](mailto:ahmed.elbartali@centralelille.fr)

## Résumé :

*Les alliages Al-Si-Cu fabriqués par le procédé à Modèle Perdu (PMP) possèdent une microstructure complexe. Afin d'étudier son rôle dans les mécanismes d'endommagement dans les conditions de chargement représentatives des conditions de service des culasses automobiles, des essais de fatigue oligocyclique in situ sous tomographie par rayons X synchrotron à température ambiante et à 250°C sont réalisés. L'amorçage et la propagation des microfissures sont suivies dans le volume des échantillons au cours du cyclage. Ces observations ont été corrélées aux champs de déformations 3D obtenus par corrélation d'images volumiques. Les fissures s'amorcent généralement au cours du premier cycle en sous surface près des bords aigus des pores en raison de leur effet d'entaille qui induit une localisation de la déformation, mais aussi sur des inclusions dures situées dans le voisinage des pores. Ensuite, ces fissures se propagent suivant les inclusions dures où la déformation cumulée de von Mises augmente. Ce scénario dépend de la température. À température ambiante, l'amorçage de la fissure est gouverné par la porosité tandis que la propagation est corrélée avec la présence de phases dures dans l'espace interdendritique. En revanche, à haute température, les particules de Si rompent massivement et la propagation de la fissure est alors dictée par la coalescence de ces microfissures dans la zone la plus sollicitée de l'échantillon, c'est-à-dire entre ou près des gros pores.*

## Abstract:

Al-Si-Cu alloys manufactured by the Lost Foam Casting process have a complex microstructure. In order to study its role on damage mechanisms under loading conditions representative of the in-service conditions of automotive cylinder heads, in situ Low Cycle Fatigue tests monitored by synchrotron X-ray tomography have been performed at room temperature and at 250°C. The initiation and propagation of microcracks have been observed in the interior of the samples. Those observations were correlated with the 3D strain fields obtained from Digital Volume Correlation. Cracks nucleate usually at the first loading cycle at the sharp edges of subsurface pores due to their notch effect that induces a strain localization but also at hard inclusions located in the pores neighbourhood. Then, crack propagation proceeds through hard inclusions where the von Mises cumulated strain increases. This scenario is however temperature dependent. At room temperature, crack initiation is porosity driven while propagation is correlated with the presence of hard phases in the interdendritic space. At high temperature, massive fracture of eutectic Silicon was observed. Crack propagation is then dictated by the coalescence of these microcracks in the most strained area of the specimen, i.e. between or close to large pores.

**Mots clefs : Alliages Al-Si, Tomographie à rayons X, Corrélation d'images volumiques, Fatigue oligocyclique.**

## 1 Introduction

Dans l'industrie automobile, le procédé généralement utilisé pour la fabrication des culasses est le moulage en coquille par gravité. Il est progressivement remplacé par le Procédé à Modèle Perdu (PMP) dans un but d'optimisation de la géométrie, de réduction des coûts et de contrôle de la consommation des véhicules. Cependant, les pièces automobiles en alliage d'aluminium fabriquées par PMP ont une microstructure plus grossière (*Secondary Dendrite Arm Spacing, SDAS*  $\approx 75 \mu\text{m}$ ) et plus de pores que les pièces fabriquées en moulage en coquille par gravité à des vitesses de refroidissement plus grandes. Par conséquent, la durée de vie en fatigue d'un alliage A319 PMP peut être fortement réduite comparativement à l'alliage obtenu en coquille par gravité, bien que les propriétés cycliques de la matrice en aluminium restent les mêmes, i.e. que les boucles d'hystérésis contrainte-déformation restent les mêmes [1].

Dans ces travaux, les mécanismes d'endommagement en fatigue oligocyclique ont été étudiés lors d'essais in situ sous tomographie synchrotron à la fois à température ambiante et à la température de service des culasses (250 °C) sur des échantillons prélevés dans les zones les plus critiques de la culasse (face flamme).

Par ailleurs, à l'aide des images acquises au cours de la sollicitation, les champs de déplacements et de déformations sont obtenus par corrélation d'images volumiques, en utilisant la microstructure comme texture naturelle. Ces champs permettent d'identifier la localisation et le développement de la déformation. La microstructure complexe 3D du matériau et la présence des pores produisent des hétérogénéités locales des champs mécaniques corrélées avec l'amorçage et la propagation des fissures de fatigue.

## 2 Protocole expérimental

### 2.1 Matériau

Le matériau étudié est un alliage d'aluminium silicium cuivre (A319) dont la composition est donnée dans le tableau 1.

Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn	Pb	Sn	Ti	Cr	Sr
bal.	7.85-7.90	0.30-0.31	3.05	0.19	0.28-0.29	0.018	0.16	<0.015	<0.015	0.097-0.098	0.015-0.016	~150ppm

Tableau 1: Composition chimique de l'alliage A319 étudié (% massique)

La microstructure de l'alliage A319 consiste, d'une part, en de grandes dendrites d'aluminium (SDAS  $\approx 75\mu\text{m}$ ) et de gros pores (qui peuvent aller jusqu'à 1mm), et d'autre part, en des inclusions dures (le Si et le  $\text{Al}_2\text{Cu}$  eutectiques, les phases intermétalliques au fer) dans l'espace interdendritique. Deux types d'intermétalliques au fer sont observés dans cet alliage : la phase  $\beta$  ( $\text{Al}_5\text{FeSi}$ ) sous forme d'aiguilles et la phase  $\alpha$  ( $\text{AlFeMnSi}$ ) avec une morphologie en "écriture chinoise". Ces intermétalliques au fer forment un réseau 3D interconnecté avec le  $\text{Al}_2\text{Cu}$  eutectique [2].

La population des pores se compose principalement de nombreux petits pores sphériques avec un diamètre de Feret moyen d'environ 30  $\mu\text{m}$  et quelques grosses microretassures de forme tortueuse avec

un diamètre de Feret pouvant atteindre 1,2 mm (se référer à [3] pour une description et une caractérisation plus complète de la microstructure).

En tant qu'alliage de seconde fusion, la composition du A319 peut inclure jusqu'à 0,6% en poids de Fe qui forme ainsi les intermétalliques au fer après refroidissement. L'influence négative de ces intermétalliques a été largement discutée dans la littérature, mais leur influence est encore mal connue et leur impact sur l'endommagement du matériau est donc difficile à prédire. Les intermétalliques sont réputés être à l'origine de l'amorçage des fissures de fatigue, tout en entravant la propagation de celles-ci [4].

## 2.2 Conditions d'essais

Afin d'étudier l'influence de la microstructure complexe du A319 sur les mécanismes d'endommagement en fatigue oligocyclique en particulier, les phases d'amorçage et de micropropagation de fissures courtes (<100  $\mu\text{m}$ ), des essais in situ sous tomographie par rayons X synchrotron ont été réalisés aux 2 températures extrêmes d'utilisation des culasses entre les phases d'arrêt (20°C) et de service (250°C).

Pour atteindre une taille de voxel pertinente comparativement à la taille de la microstructure et des fissures à détecter, de petites éprouvettes à section rectangulaire sont extraites directement des zones les plus sollicitées (face flamme). Préalablement, des observations en microtomographe par rayons X de laboratoire (MATEIS et ISIS4D) ont permis de sélectionner les échantillons et les zones d'observations et d'analyses au regard, en particulier, de la taille et de la localisation des pores. Le tableau 2 présente les paramètres caractéristiques des deux campagnes d'essais de fatigue.

	Paramètres des essais de Fatigue				Paramètres de la tomographie par rayons X				Paramètres DVC	
	section de la partie utile (mm×mm)	$\varepsilon_{\text{max}}$ (%) appliquée	$\sigma_{\text{max}}$ (MPa) appliquée	$R_{\sigma}$	température	taille de Voxel ( $\mu\text{m}$ )	énergie du faisceau RX (keV)	temps du scan	résolution spatiale ( $\mu\text{m}$ )	incertitude ( $\mu\text{m}$ )
SLS	2.6×2.6	0.14	130	~0.1	20°C	1.625	25	7min	13	0.112
ESRF		0.4	70		250°C	2.75	35	45s	11	0.160

Tableau 2: Paramètres des essais de fatigue in situ et de la corrélation d'images volumiques

Les essais de fatigue ont été effectués à l'aide d'une machine de fatigue in situ équipée d'un four à lampes avec des ouvertures pour laisser passer le faisceau de Rayons X [2]. Pour tous les essais, l'acquisition des scans s'est effectuée sous charge après une période de relaxation. La tomographie synchrotron en mode d'absorption avec contraste de phase (comparativement à la tomographie de laboratoire en mode d'absorption seul) permet de faire des acquisitions rapidement et surtout de mettre en évidence le Si eutectique. La tomographie synchrotron augmente ainsi la richesse de la microstructure observable en termes de mouchetis naturel adapté à la corrélation d'images volumiques et ce, à une résolution spatiale élevée par rapport à la taille de la microstructure. Un logiciel Maison YaDIC [5] a été utilisé pour cette étude. Plusieurs échantillons ont été testés à chaque température, mais seulement deux spécimens, un pour chaque température, sont présentés ici. Ils sont représentatifs des mécanismes observés dans le reste des échantillons. Le tableau 1 (et voir référence [6] pour plus de détails sur les calculs et ses performances) détaille les résolutions et incertitudes pour la corrélation d'image volumiques pour chacune des campagnes.

### 3 Analyses

Pour les 2 températures, les fissures s'amorcent le plus souvent lors de la première charge de traction. Ces fissures s'amorcent autour des pores, en volume, dans les zones de fortes concentrations de contraintes dues à la forme complexe des pores.

A température ambiante, la micropropagation se fait suivant les inclusions dures où les déformations de von Mises cumulées augmentent progressivement jusqu'à la rupture. La figure 1 montre une coupe d'un pore à 800µm de la surface. Après 1000 cycles, aucune fissure n'est détectée dans cette coupe (figures 1a&c). Cependant, des déformations élevées sont observées non loin des bords des pores, en particulier sur le côté droit sur des particules de Si eutectiques (voir flèches) mais aussi sur le grand réseau d'Al<sub>2</sub>Cu eutectique (figure 1c). Les localisations de déformations sont en adéquation avec l'amorçage des microfissures observées aux cycles suivants et avec le trajet de propagation de la fissure menant à la rupture finale (figures 1b & d).

À 250° C, il se produit de plus, une rupture massive du silicium eutectique même loin des zones d'amorçage de fissure principale et parfois dans le voisinage des pores comme le montre la figure 2b. Ces microfissures croissent / s'ouvrent avec la poursuite du chargement cyclique (figure 2c) et finissent par coalescer. La grande "localisation des déformations" de la figure 2c après 30 cycles révèle le chemin de coalescence de ces fissures. Une fois ces fissures ouvertes, les champs de déformations ne sont plus réalistes car les fissures induisent de fortes discontinuités des champs de déplacements et donc de fortes localisations de déformations. La propagation de la fissure est alors dictée par la coalescence de ces multiples microfissures dans le Si eutectique dans la zone la plus sollicitée de l'échantillon, c'est-à-dire entre ou près des grands pores. Une analyse locale, *i.e.* à l'échelle de la microstructure, de l'évolution de la déformation au niveau des particules qui se rompent est en cours d'analyse pour comprendre la raison pour laquelle le Si eutectique se comporte différemment entre la température ambiante et 250°C.

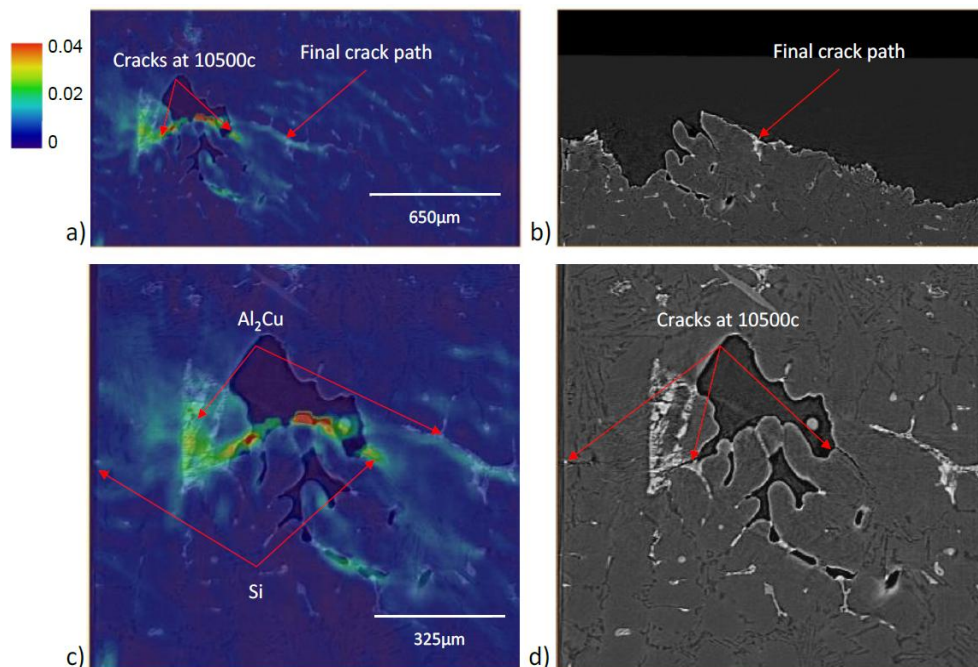


Figure 1: Propagation de fissure à température ambiante dans une coupe à ~ 800µm sous la surface : (a) le champ de déformation de von Mises après 1000 cycles (avec la superposition de la microstructure) correspond bien avec le chemin de fissure montré en (b) à 10500 cycles; Une rupture s'est produite juste après 10500 cycles dans cette éprouvette. Un zoom sur le pore où les fissures se sont amorcées (c) montre une localisation des déformations dans des inclusions dures bien qu'aucune fissure ne soit visible dans la microstructure superposée ; cette localisation correspond aux fissures observées après 10500 cycles comme indiqué dans (d)

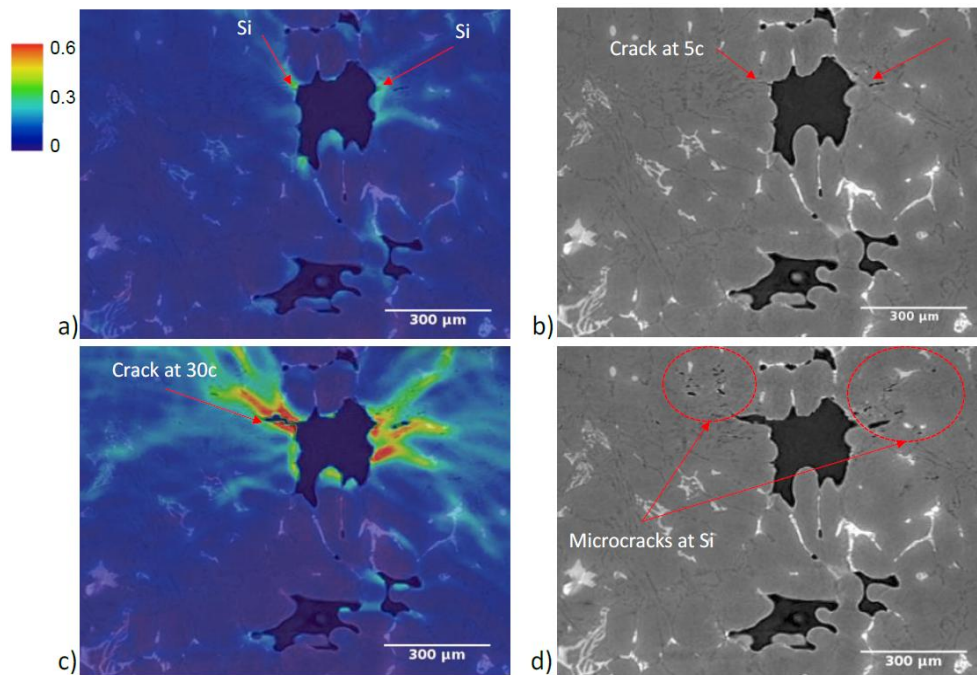


Figure 2: Propagation de fissure à 250°C dans une coupe à ~900µm sous la surface : (a) le champ de déformation de von Mises après 5 cycles (avec la superposition de la microstructure) montre la localisation de la déformation aux bords des pores (flèches) où (b) des fissures sont amorcées dans le Si eutectique. Après 30 cycles, une forte localisation de la déformation dans les champs de déformation cumulée (c) est corrélée avec le chemin de fissure finale, tandis que, dans la zone de localisation de la déformation, plusieurs microfissures sont détectées dans le Si (d).

### 3 Conclusions

Ce travail présente l'influence de la microstructure de l'alliage PMP A319 sur les mécanismes d'amorçage et de propagation lors d'essais de fatigue oligocyclique à 20°C et 250°C. Les fissures s'amorcent le plus souvent dans les premiers cycles de fatigue sur les bords aigus des gros pores en sous surface, ce qui se traduit par une forte localisation des champs de déformations avant même la visualisation des fissures. A 250°C, une multi-fissuration du silicium eutectique est observée en plus des amorçages primaires. Le plus souvent, la propagation se fait selon les inclusions dures dans les espaces interdendritiques. Les localisations de déformations sont corrélées au chemin de propagation et de coalescences des fissures à haute température.

La prochaine étape du travail est de comprendre en particulier quelle est l'origine de cette rupture massive du silicium à 250°C en faisant une analyse fine des niveaux de déformations cumulées des particules jusqu'à leur rupture.

### Remerciements

Les auteurs remercient l'Agence Nationale de la Recherche, le projet MatetPro INDiANA (ANR-12RMNP-0011) et PSA Peugeot Citroën pour le financement de ces travaux. Les auteurs remercient par ailleurs le CSC (China Scholarship Council) pour le financement de la thèse de Long Wang et les synchrotrons SLS (TOMCAT) et ESRF (ID19) pour l'attribution des temps de faisceaux.

### Références

- [1] S. Tabibian, E. Charkaluk, A. Constantinescu, A. Oudin, F. Szmytka, Behavior, damage and fatigue life assessment of lost foam casting aluminum alloys under thermo-mechanical fatigue conditions, *Procedia Eng.* 2 (2010) 1145–1154.

- [2] S. Dezecot, J.-Y. Buffiere, A. Koster, V. Maurel, F. Szymtka, E. Charkaluk, N. Dahdah, A. El Bartali, N. Limodin, J.-F. Witz, In situ 3D characterization of high temperature fatigue damage mechanisms in a cast aluminum alloy using synchrotron X-ray tomography, *Scr. Mater.* 113 (2016) 254–258.
- [3] L. Wang, N. Limodin, A. El Bartali, J.-F. Witz, R. Seghir, J.-Y. Buffiere, E. Charkaluk, Influence of pores on crack initiation in monotonic tensile and cyclic loadings in lost foam casting A319 alloy by using 3D in-situ analysis, *Mater. Sci. Eng. A.* 673 (2016) 362–372.
- [4] L. Ceschini, I. Boromei, A. Morri, S. Seifeddine, I.L. Svensson, Microstructure, tensile and fatigue properties of the Al–10% Si–2% Cu alloy with different Fe and Mn content cast under controlled conditions, *J. Mater. Process. Technol.* 209 (2009) 5669–5679.
- [5] R. Seghir, J.-F. Witz, S. Coudert, YaDICs - Digital Image Correlation 2/3D software, 2014. <http://yadics.univ-lille1.fr>
- [6] N. Dahdah, N. Limodin, A. El Bartali, J.F. Witz, R. Seghir, E. Charkaluk, J.Y. Buffiere, Damage Investigation in A319 Aluminium Alloy by X-ray Tomography and Digital Volume Correlation during In Situ High-Temperature Fatigue Tests, *Strain.* 52 (2016) 324–335.