

Simulation numérique du refroidissement d'aube de turbine monocristalline base Nickel après une opération de coulée par fusion dirigée

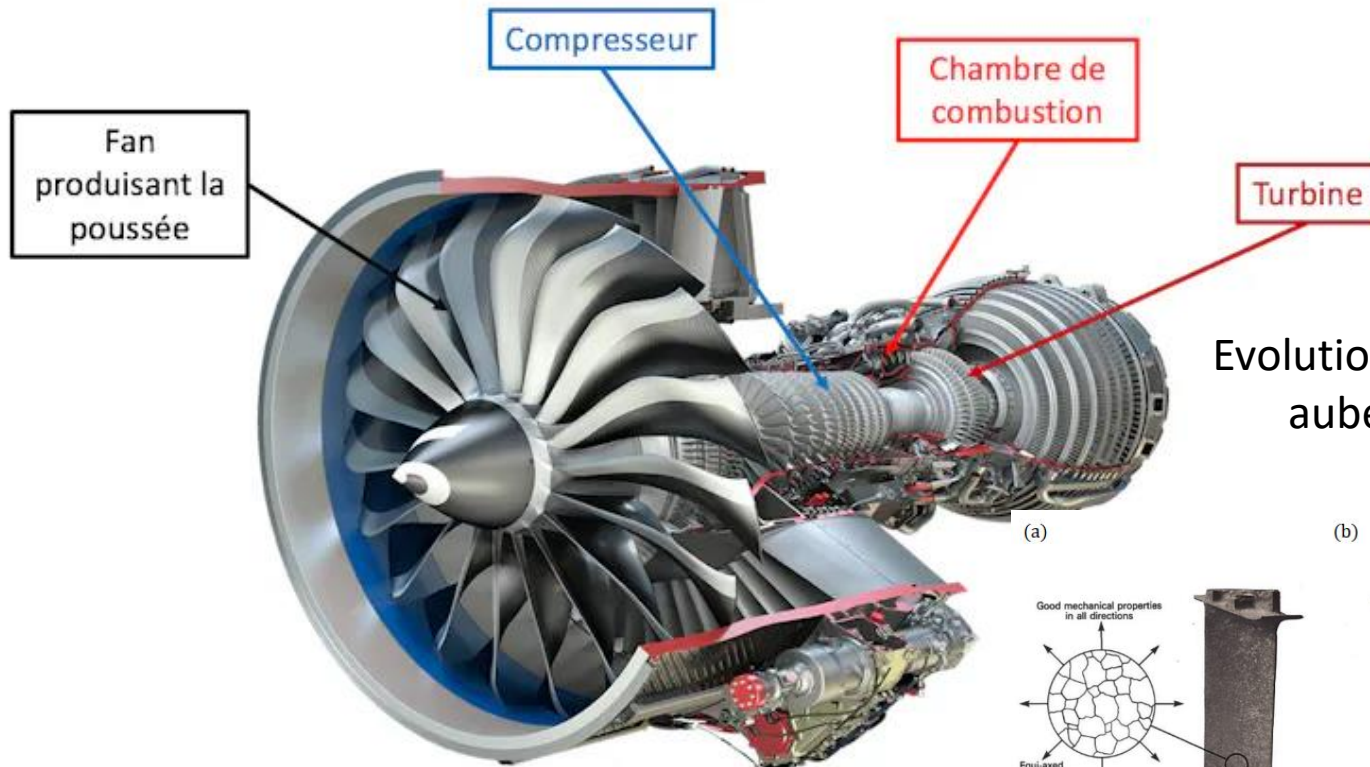
Orateur:

Pr Carl LABERGÈRE, Université de Technologie de Troyes, directeur de l'UR LASMIS
(Laboratoire des Systèmes Mécaniques et d'Ingénierie Simultanée)

Travaux issus d'une collaboration entre SAFRAN et le LASMIS

- **UTT/LASMIS:** H. Badreddine, K. Saanouni, [Thèse CIFRE juillet 2023 : Louis Roche](#)
- **SAFRAN:** N-T. Niane, M. Leduc, A Pinto Mora, M. Long, L. Marcin, D. Grange, N. Leriche, R Billardon
- Stagiaires : C. Paget (P18), E. Prin (P19), M. Saboureau (P21), L. Roche (A22)

Présentation d'un moteur d'avion (LEAP SAFRAN)



Evolution des microstructures des aubes de turbine [Ree-06]

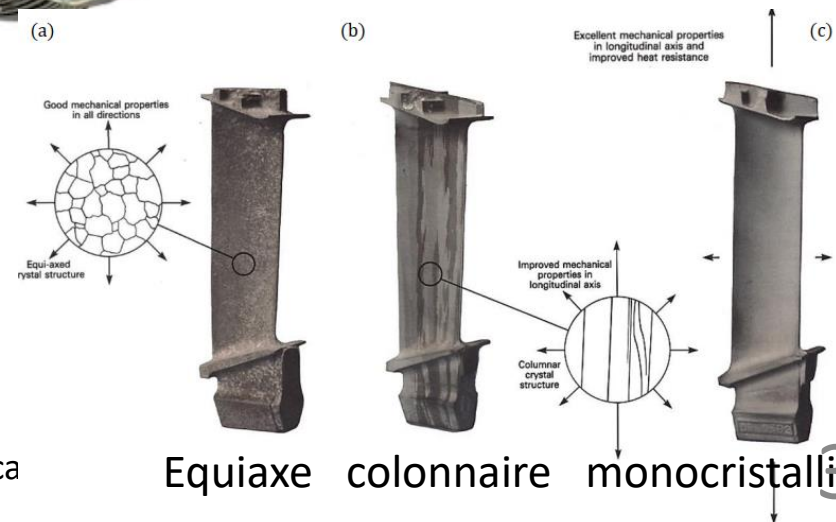
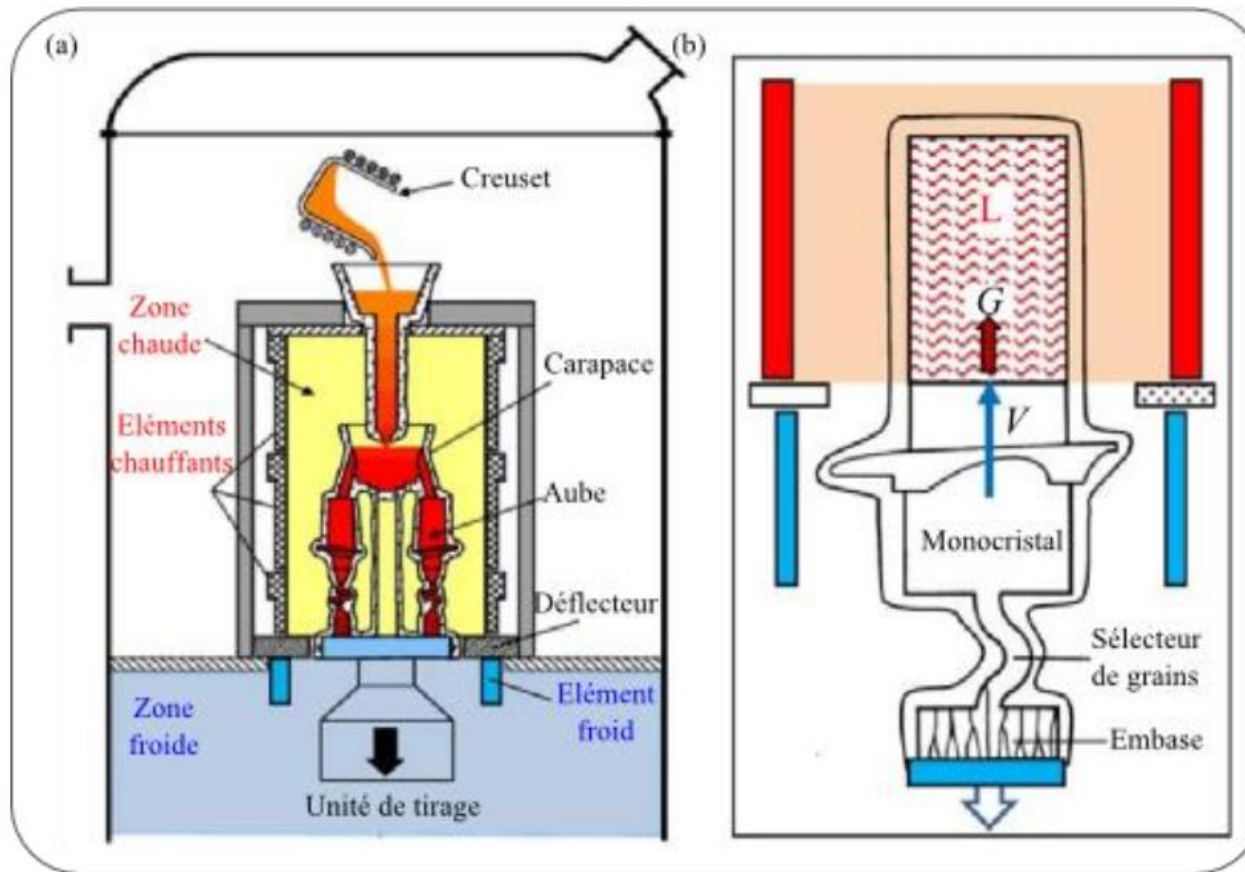


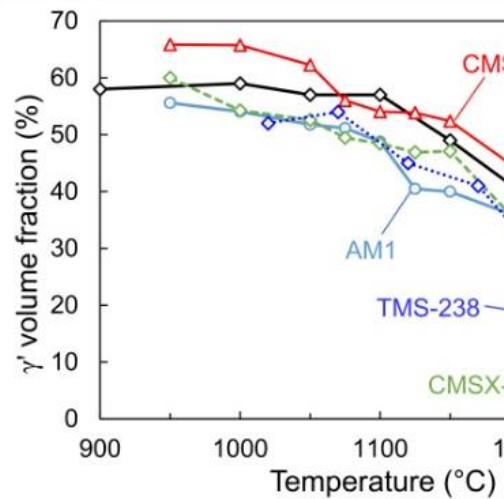
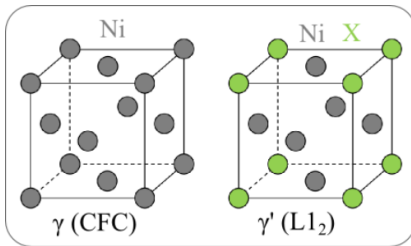
Image LEAP extrait du site: <https://www.safran-group.com/>

[Ree-06] R. C. Reed, « The Superalloys: Fundamentals and Applications », Cambridge, UK: Cambridge University Press, 2006.

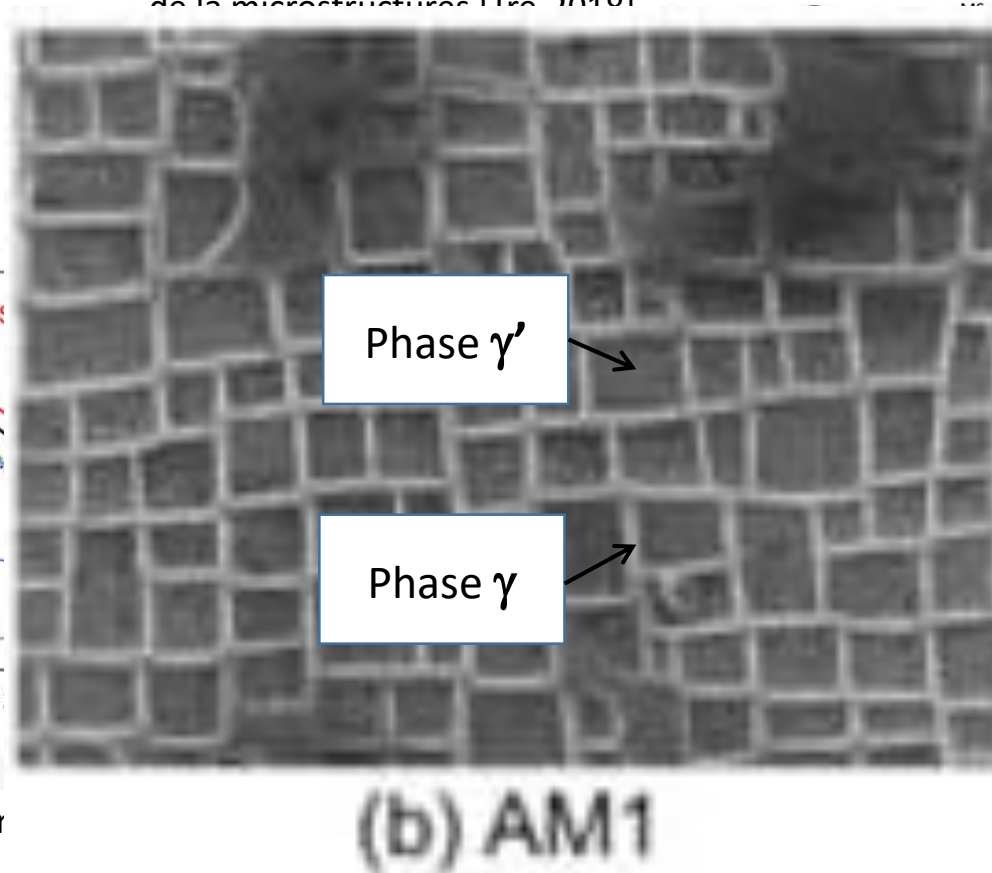
Représentation schématisque d'une coulée en grappe dans un four à solidification dirigée de type Bridgman [Ma-18]



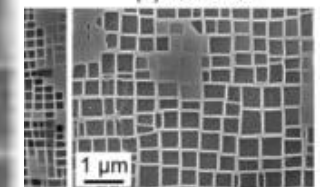
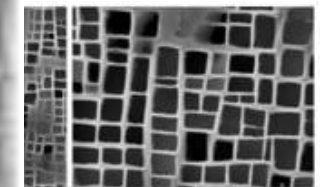
Microstructure d'un alliage base Nickel à deux phases γ/γ'



Représentation du traitement thermique de l'AM1 avec évolution schématique de la microstructures [Tré 2018]



RS : Remise en Solution
revenu
revenu
croissance (ou trempe) à l'air



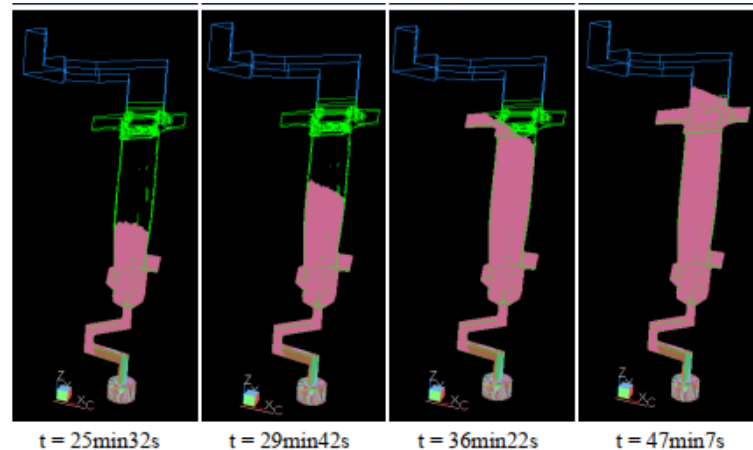
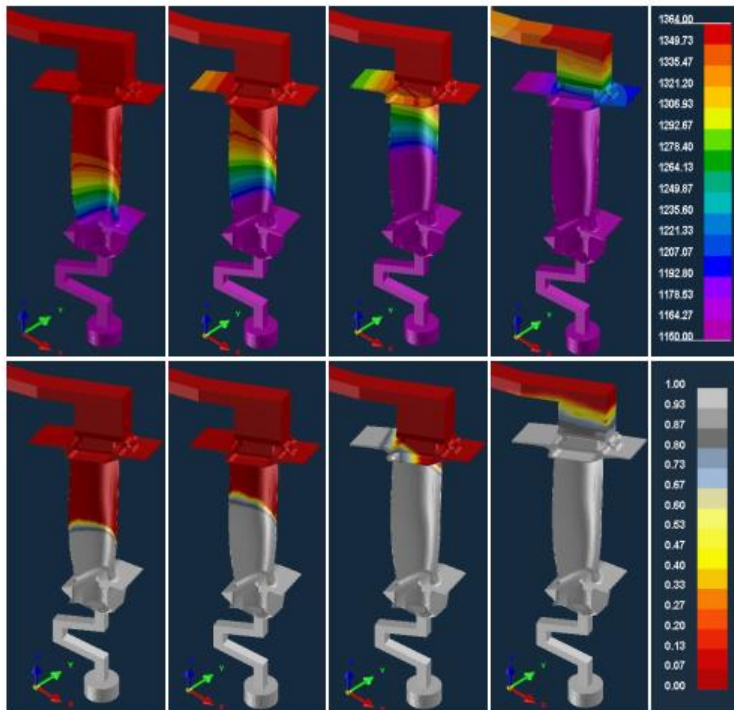
150°C, Metals, 2021,

[Uta-21] S. Utada, L. Després, J. Cor
11(10), 1610

[Tré-2018] R. Tréhorel, « Comportement mécanique haute température du superalliage monocristallin AM1 : Etude in situ par une nouvelle technique de diffraction en rayonnement synchrotron », Thèse de Doctorat, Université de Lorraine, 2018

Modélisation et simulation numérique de la solidification de l'AM1 [Ben-12]

Prédiction de la structure de solidification d'une aube de turbine en AM1, couplage automates cellulaires et Eléments finis

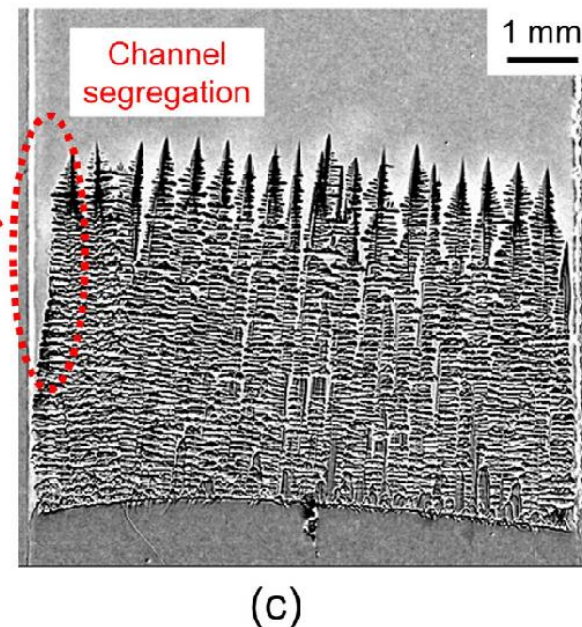
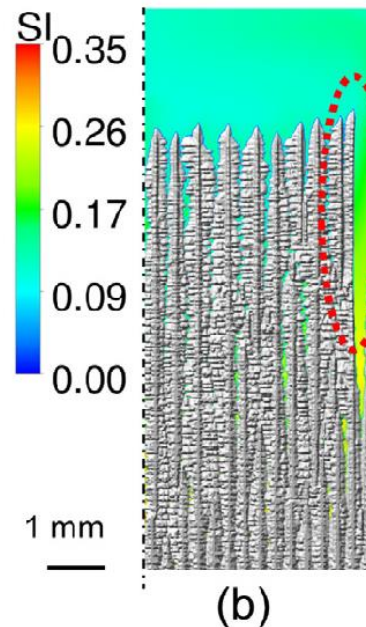
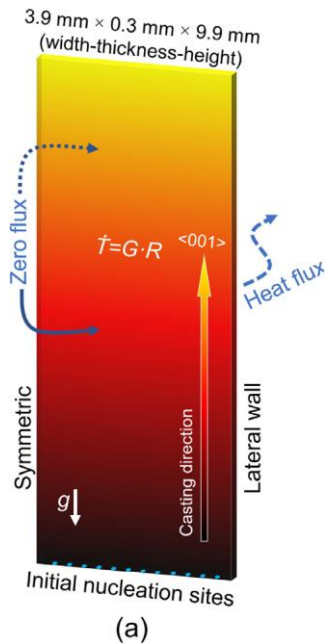


[Ben-12] Haithem Ben Hamouda "modélisation et simulation de la structure de solidification dans les superalliages base-nickel: Application AM1", these opérée à l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, sous la direction de DR C.A. Gandin, 2012

Caractérisation, Modélisation et simulation numérique de la formation d'une structure dendritique lors de la coulée de l'alliage CMSX-4 [Ren-21]

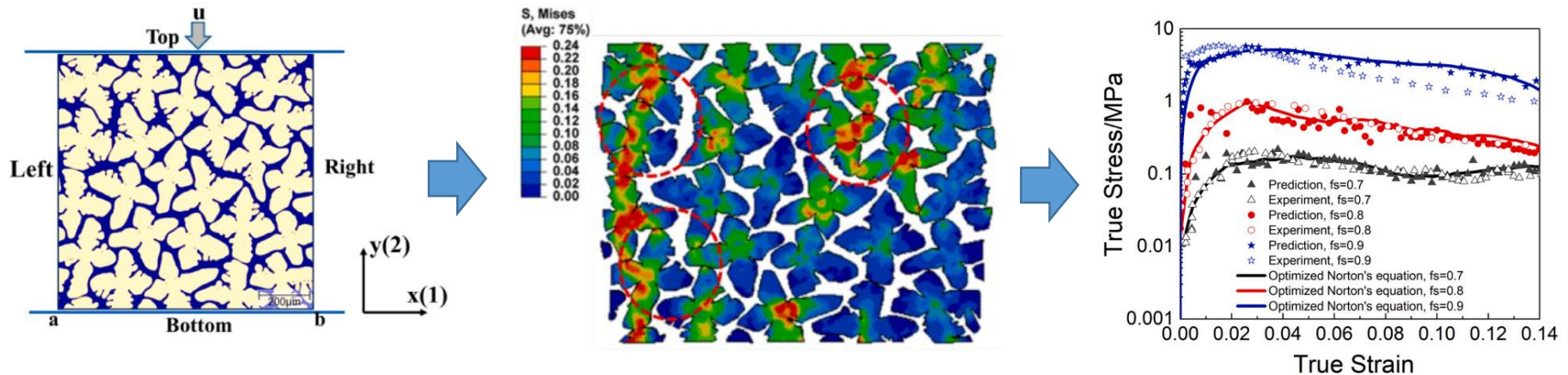
Comparaison de la morphologie spécifique de la structure dendritique entre les résultats de la simulation et les observations de la radiographie X synchrotron.

(a) Domaine de calcul, conditions initiales et conditions aux limites. b) Canal calculé (ségrégation) à 650s. (c) Canal observé dans les expériences de radiographie X in-situ.

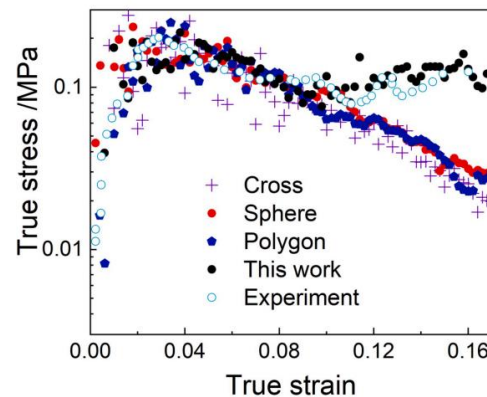
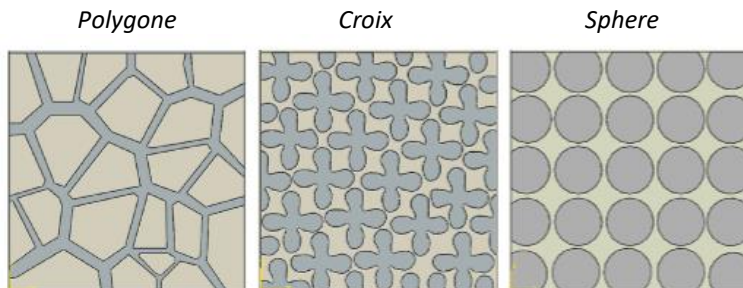


[Ren-21] N. Ren, C. Panwisawas, J. Li, M. Xia, H. Dong, J. Li, "Solute enrichment induced dendritic fragmentation in directional solidification of nickel-based superalloys", **Acta Materialia** 215 (2021)

Modélisation et simulation numérique de la zone pâteuse lors de la solidification d'un alliage d'aluminium [Zha-21]



Construction de modèles simplifiés équivalents



[Zha-21] Zhang, R., Wu, X. & Jiang, H. (2021). Constitutive behavior predictions of mushy zone during solidification by phase field model and coupled Eulerian-Lagrangian method. Computational Materials Science 201 110901.

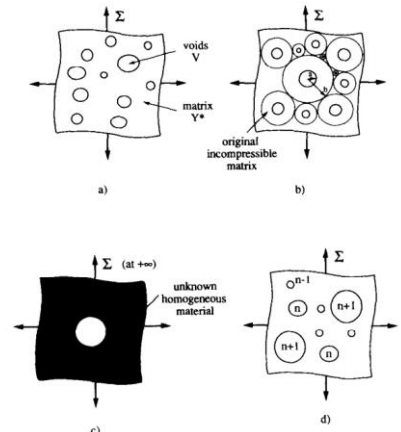
Le comportement rhéologique d'un alliage en cours de solidification est modélisé en considérant le matériau déformant comme un milieu poreux viscoplastique saturé de liquide [Mar-96].

- Introduction d'une fraction volumique de phase solide « **gs** »
- Définition d'une contrainte macro:

$$\tilde{\sigma}_{ij} = g_s \sigma_{ij}^s + (1 - g_s) p_l \delta_{ij}$$

- Construction d'un potentiel poro-viscoplastique [Mic-92]:

$$\Omega = \frac{\dot{\varepsilon}_0}{(n+1)(Cs_0)^n} \left(A_2 P_s^2 + A_3 \sigma_s^2 \right)^{\frac{n+1}{2}}$$



(a) Élément de volume représentatif soumis à une contrainte à distance. (b) Assemblage de sphères creuses (c) Schéma Self consistant. (d) Schéma différentiel avec différentes populations de vides [Mic-92]

$$A_2 = \frac{9}{4} \left(n \left((1 - g_s)^{-1/n} - 1 \right) \right)^{\frac{-2n}{n+1}}, A_3 = \left(1 + \frac{2}{3} (1 - g_s) \right) (g_s)^{\frac{-2n}{n+1}}$$

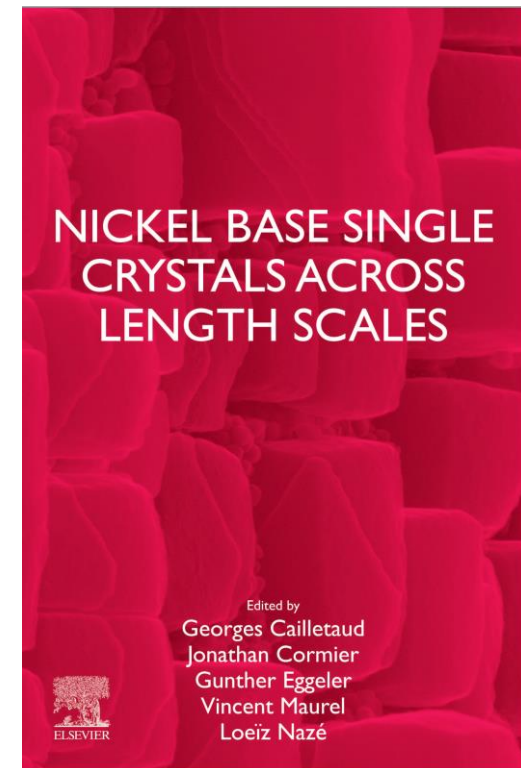
[Mar-96] Martin, C. L., Favier, D. and Suery, M., Viscoplastic behavior of porous metallic materials saturated with liquid parts I and II. *International Journal of Plasticity*, 1996, **13**(3), 215—259

[Mic-92] J.C. Michel, P. Suquet, "The constitutive law of nonlinear viscous and porous materials", *J. Mech. Phys Solids*, Vol 40., n°4, pp 783-812, 1992.

Modèles de comportement des alliages base Nickel [CCEMN-21]

- Modèles à plasticité Cristalline basé sur les dislocations

Authors	Orowan equation	Slip systems	Kinematic hardening	Yield threshold	Isotropic hardening	Loading type
Glatzel et al. [150]	yes	$\langle 011 \rangle \{111\}$, $\langle 011 \rangle \{001\}$	no	no	Taylor hardening	creep
Busso et al. [1664]	no	$\langle 011 \rangle \{111\}$, $\langle 011 \rangle \{001\}$	Armstrong Frederick	yes	Taylor hardening	creep, tension, fatigue
Choi et al. [258]	yes	$\langle 011 \rangle \{111\}$, $\langle 112 \rangle \{111\}$	no	Orowan	Taylor hardening	creep
Dyson [375], Zhu et al. [1677]	yes	$\langle 011 \rangle \{111\}$	yes	no	no	$\langle 001 \rangle$ creep
Fedelich and Vattré [425], [426], [1479]	yes	$\langle 011 \rangle \{111\}$, $\langle 011 \rangle \{001\}$	periodic model	Orowan	no	creep, tension, fatigue
Fedelich et al. [430], [428]	yes	$\langle 011 \rangle \{111\}$, $\langle 011 \rangle \{001\}$	Armstrong Frederick	Orowan	no	creep, tension, fatigue
Keshavarz [715]	yes	$\langle 011 \rangle \{111\}$, $\langle 011 \rangle \{001\}$	no	no	Taylor hardening	tension, fatigue
Ma et al. [879]	yes	$\langle 011 \rangle \{111\}$, $\langle 112 \rangle \{111\}$	misfit	Orowan	Taylor hardening	creep
Staroselsky, Cassenti, [1354]	yes	$\langle 011 \rangle \{111\}$, $\langle 011 \rangle \{001\}$	Armstrong Frederick	yes	Taylor hardening	creep, tension, fatigue
Tinga et al. [1435], [1438]	no	$\langle 011 \rangle \{111\}$, $\langle 011 \rangle \{001\}$	Sachs modified	Orowan	Taylor hardening	creep, tension, fatigue



[CCEMN-21] G. Cailletaud, J. Cormier, G. Eggeler, V. Maurel, L. Nazé « Nickel base single Crystals across length scales » Livre édité par elsevier, 2021

Modèles de comportement des alliages base Nickel [CCEMN-21]

- Modèles à plasticité Cristalline basé sur une approche à variables internes phénoménologiques [CCEMN-21], [MER-91], [Gau-11]
- Modèles à champs de phases [Cot-12]
- Modèles macroscopiques phénoménologiques [Haz-22], [Des-17]

[MER-91] L. Méric, P. Poubanne & G. Cailletaud. ' Single Crystal Modeling for Structural Calculations : Part 1–Model Presentation. Journal of Engineering Materials and Technology, vol. 113, no. 1, pages 162–170, 1991.

[Gau-11] A. Gaubert « Modélisation des effets de l'évolution microstructurale sur le comportement mécanique du superalliage monocristallin AM1 » thèse opérée à Mines Paritech sous la direction de DR S. Forest, 2011

[Mer-91] L. Méric, P. Poubanne & G. Cailletaud. ' Single Crystal Modeling for Structural Calculations : Part 1–Model Presentation. Journal of Engineering Materials and Technology, vol. 113, no. 1, pages 162–170, 1991.

[Cot-12] M. Cottura, Y. Le Bouar, A. Finel, B. Appolaire, K. Ammar, S. Forest, A phase field model incorporating strain gradient viscoplasticity: application to rafting in Ni-base superalloys, Journal of the Mechanics and Physics of Solids 60 (2012) 1243–1256.

[HAZ-22] Hazemann, E., Zhang, Y., Inal, K., Gandin, C.-A., Long, M., Niane, N.T., PintoMora, A., Maguin, V., Leduc, M., Jaquet, V., Bellet, M. (2022) Anisotropic Mechanical Behaviour of Nickel Based Single Crystal Superalloy CMSX-4 for Prediction of Grain Recrystallization during homogenization Heat Treatment Following Solidification. Conference paper, ICASP6

[DES-17] Desmorat, R., Mattiello, A. & Cormier, J. (2017). A tensorial thermodynamic framework to account for the γ' rafting in Nickel-based single crystal superalloys. International Journal of Plasticity 95, 43-81

Formulation d'un modèle de comportement pour les alliages base Nickel monocristallins [Lab-21]

Critère Elasto-visco-plastique basé sur un potentiel de poro-viscoplasticité reposant sur les travaux de [Coc-89]

$$f(\tilde{\sigma}_{ij}, \varepsilon_{eq}^{vp}, T) = \sqrt{h_1(g_s)q_s^2 + h_2(g_s)p_s^2} - h_3(g_s)\sigma_s \leq 0$$

g_s : fraction volumique de la phase solide,

Construction d'une contrainte équivalente en fonction des deux invariants:

$$q_s^2(\tilde{\sigma}_{ij}) = \frac{3}{2} \tilde{\sigma}_{ij}^D \tilde{\sigma}_{ij}^D \quad p_s(\tilde{\sigma}_{ij}) = tr(\tilde{\sigma}_{ij}) = \tilde{\sigma}_{ii}$$

σ_s : est la contrainte seuil d'écoulement plastique

$h_i(g_s) \{i = 1, 2, 3\}$: fonctions d'effet de la fraction volumique solide.

[Coc-89] Cocks A.C.F. (1989), "Inelastic deformation of porous materials", J. Mech. Phys. Solids, Vol. 37, n°6, pp 693-715

[Lab-21] Labergère, C., Long, M., Badreddine, H., Niane, N-T., Grange, D. & Saanouni, K. (2021).

Thermomechanical model for solidification and cooling simulation of Ni-based superalloy components. International Journal of Solids and Structures 212, 202-219.

Potentiel poro-viscoplastique de Norton-Hoff

$$\Omega(\tilde{\sigma}_{ij}, \varepsilon_{eq}^{vp}, T) = \dot{\varepsilon}_0 \frac{K_v(\varepsilon_{eq}^{vp}, T)}{\left(\frac{1}{n_T} + 1\right)} \left(\frac{f(\tilde{\sigma}_{ij}, \varepsilon_{eq}^{vp}, T)}{h_3(g_s) K_v(\varepsilon_{eq}^{vp}, T)} \right)^{\frac{1}{n_T} + 1}$$

Ecoulement viscoplastique: $\dot{\lambda}_{vp} = \dot{\varepsilon}_{eq}^{vp} = \frac{\partial \Omega}{\partial f} = \dot{\varepsilon}_0 \left(\frac{f(\tilde{\sigma}_{ij}, \varepsilon_{eq}^{vp}, T)}{h_3(g_s) K_v(\varepsilon_{eq}^{vp}, T)} \right)^{\frac{1}{n_T}}$

Nouvelle surface de charge viscoplastique:

$$f_{vp}(\tilde{\sigma}_{ij}, \varepsilon_{eq}^{vp}, \dot{\varepsilon}_{eq}^{vp}, T) = f(\tilde{\sigma}_{ij}, \varepsilon_{eq}^{vp}, T) - h_3 \sigma_{vp}(\varepsilon_{eq}^{vp}, \dot{\varepsilon}_{eq}^{vp}, T) = 0$$

Fonction d'écrouissage isotrope et module visqueux

Contrainte seuil d'écrouissage isotrope de type Voce:

$$\sigma_s(\varepsilon_{eq}^{vp}, T) = \sigma_T^e + A_T \left(1 - e^{-b_T \varepsilon_{eq}^{vp}} \right)$$

Module de viscosité:

$$K_v(\varepsilon_{eq}^{vp}, T) = K_{vT} \left(1 - e^{-b_{vT} \varepsilon_{eq}^{vp}} \right)$$

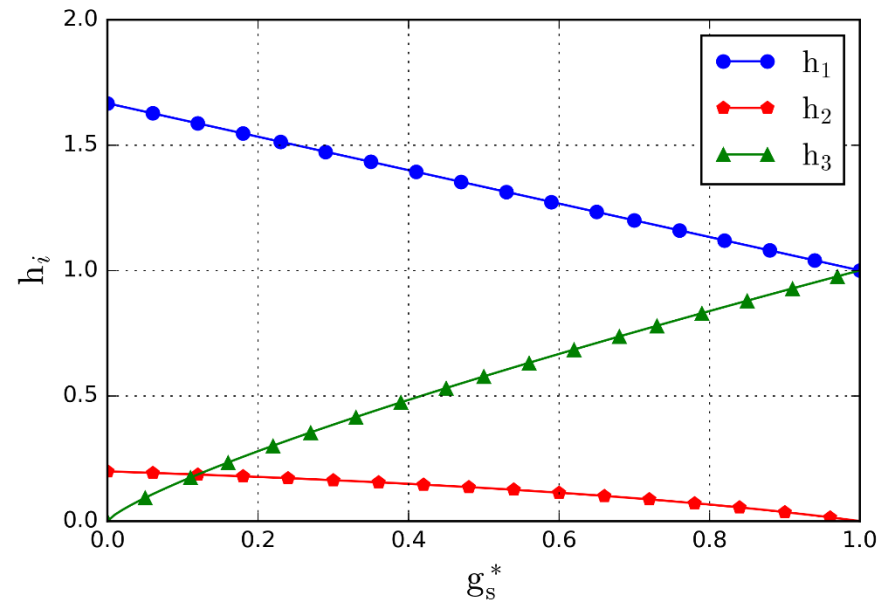
Fonction de pondération de [Cocks 1989]

$$\begin{cases} h_1(g_s) = 1 + \frac{2}{3}(1 - g_s^*), \\ h_2(g_s) = \frac{1}{2} \left(\frac{1 - g_s^*}{2 - g_s^*} \right) \frac{1}{1 + n_T} \\ h_3(g_s) = g_s^{*1/(1+n_T)} \end{cases}$$

$$g_s^* = \frac{g_s - g_s^{coh}}{g_s^{coal} - g_s^{coh}}$$

g_s^{coh} : fraction volumique de solide à la température de cohérence

g_s^{coal} : fraction volumique de solide à la température de coalescence.



Décomposition additive du taux de déformation totale

$$\dot{\varepsilon}_{ij} = \dot{\varepsilon}_{ij}^e + \dot{\varepsilon}_{ij}^{vp} + \dot{\varepsilon}_{ij}^{th}$$

$$\varepsilon_{ij}^{th} = \alpha_T (T - T_{th}) \delta_{ij}$$

Etat de contrainte:

$$\tilde{\sigma}_{ij} = 2\mu_e(g_s, T) \varepsilon_{ij}^{eD} + \frac{K_e(g_s, T)}{3} tr(\varepsilon_{kl}^e) \delta_{ij}$$

Constantes d'élasticité [Gal-16]:

$$\mu_e(g_s) = \frac{E(g_s, T)}{2(1 + \nu(g_s))}$$

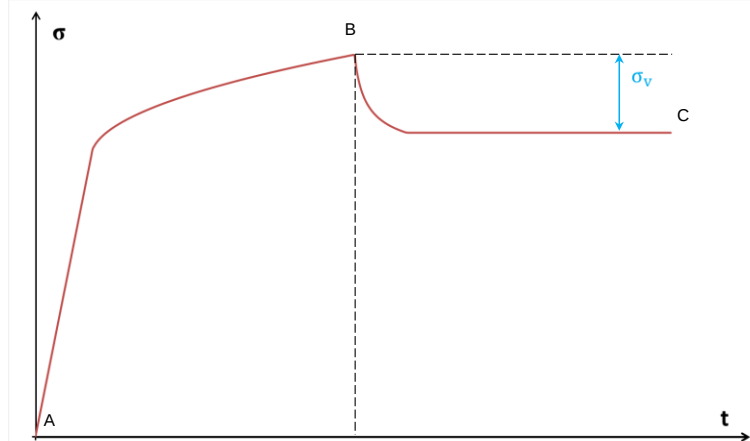
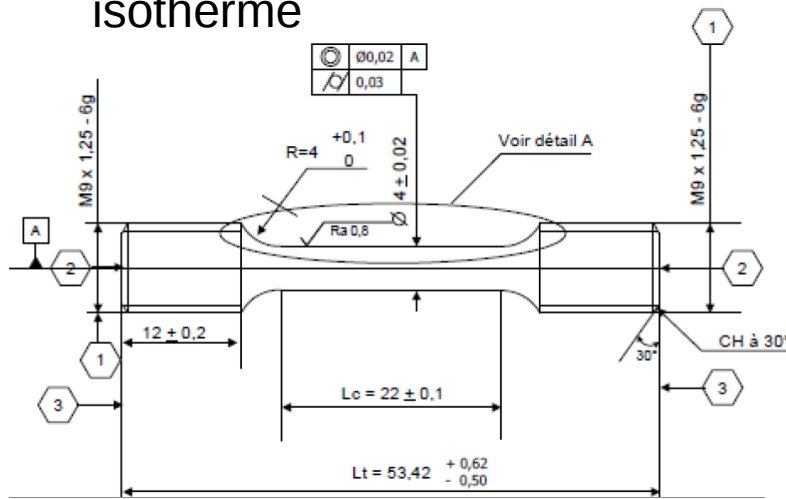
$$K_e(g_s, T) = \frac{E(g_s, T)}{(1 - 2\nu(g_s))}$$

$$E(g_s, T) = (1 - g_s)E_l + E_s(T) \left(\frac{g_s - g_s^{coh}}{1 - g_s^{coh}} \right)^{m_E}$$

$$\nu(g_s) = \nu_0 + \frac{g_s - g_s^{coh}}{1 - g_s^{coh}} (\nu_s - \nu_0)$$

Méthodologie d'identification des paramètres du modèle de comportement dans le cas de l'alliage AM1

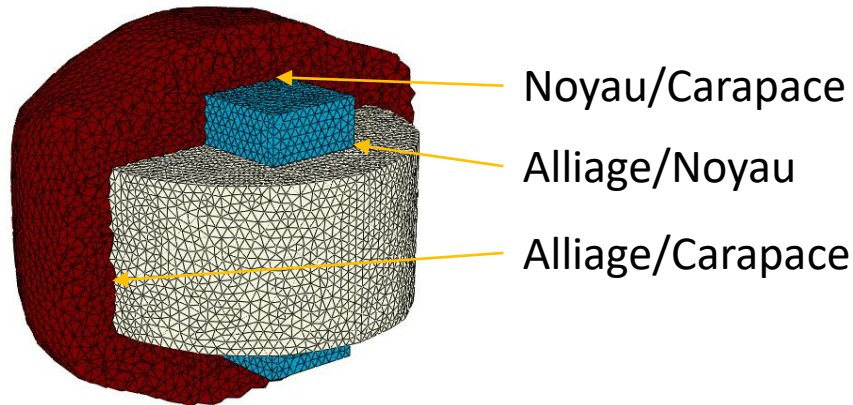
Base de caractérisation expérimentale de l'AM1: Essais de traction-relaxation isotherme



- Essais de traction à déformation totale imposée ($\dot{\epsilon}_{eq} = 10^{-5} s^{-1}$ ou $10^{-3} s^{-1}$) jusqu'à 2% de déformation totale
- Essais de relaxation durant environ 7000s
- Essais isotherme à différentes températures 25°C, 400°C, 600°C, 700°C, 800°C, 900°C, 1000°C, 1100°C et 1200°C
- Eprouvette usinée dans une barre coulée dans la direction cristallographique [001]

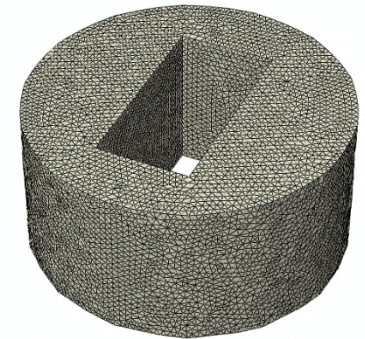
Algorithme numérique de résolution de l'état d'équilibre quasi-statique (ABAQUS®) *Test sur un benchmark numérique de SAFRAN*

Interaction de type collage «Tie»



Maillage grossier

Maillage fin



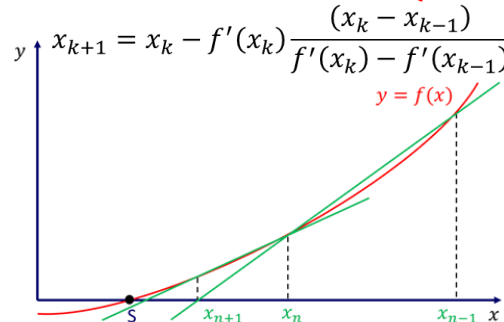
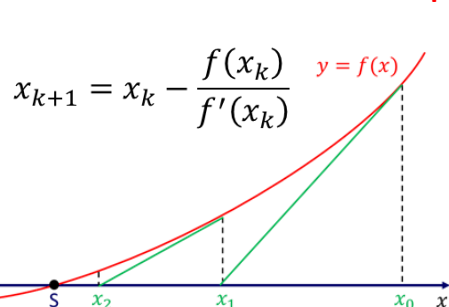
130 000 éléments
tétraédriques C3D4

350000 éléments
tétraédriques C3D4

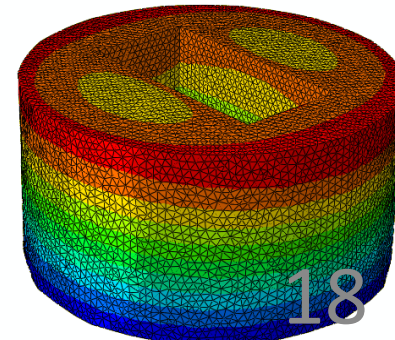
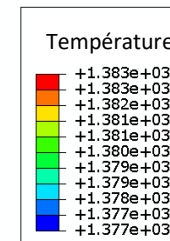
Comparaison de deux algorithmes de résolution numérique:

Méthode de Newton Raphson

Méthode de Quasi-Newton



Gradient thermique

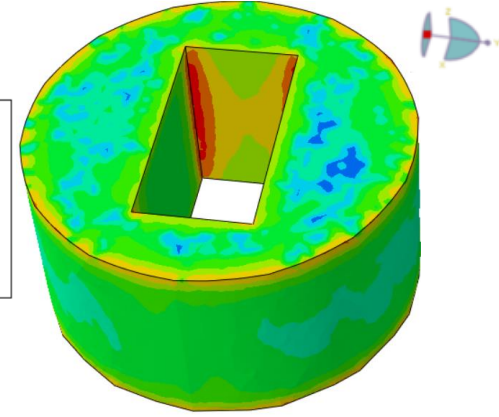
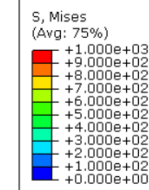
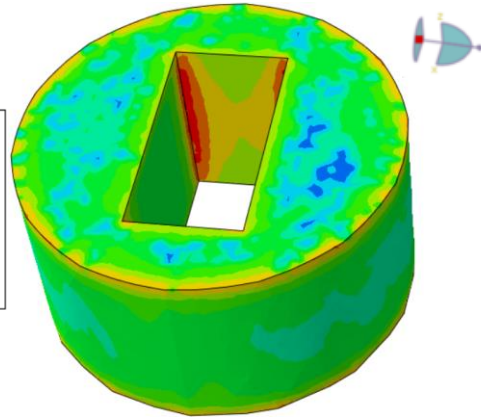
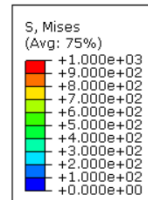


*Algorithme numérique de résolution de l'état d'équilibre quasi-statique (ABAQUS®)
Test sur un benchmark numérique de SAFRAN maillage fin*

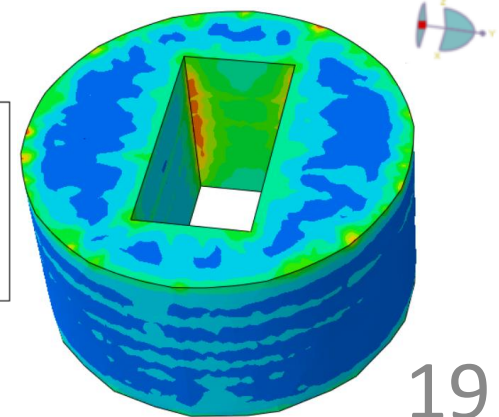
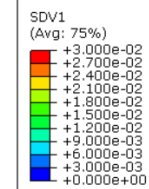
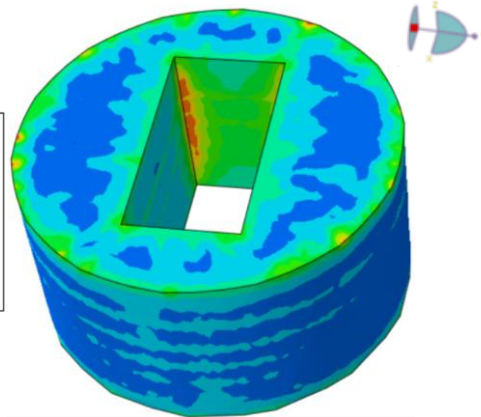
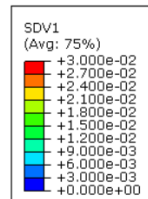
Méthode de Newton Raphson

Méthode de Quasi-Newton

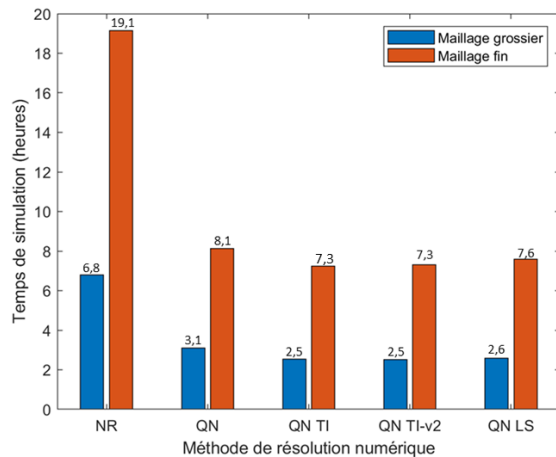
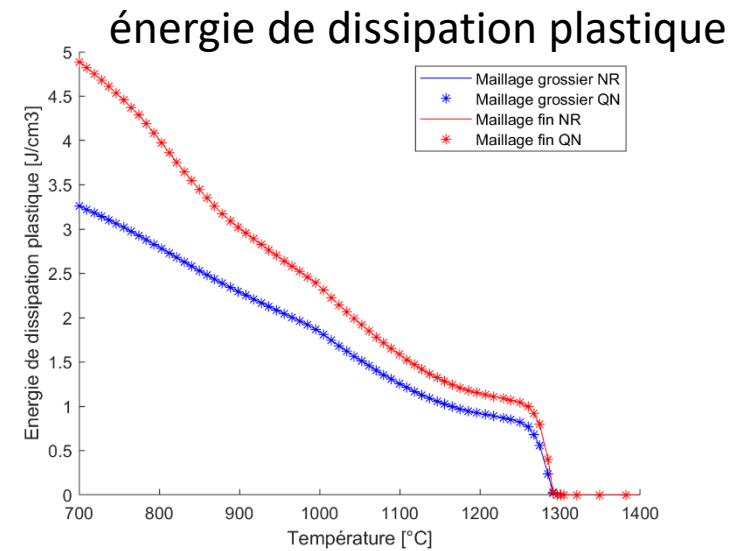
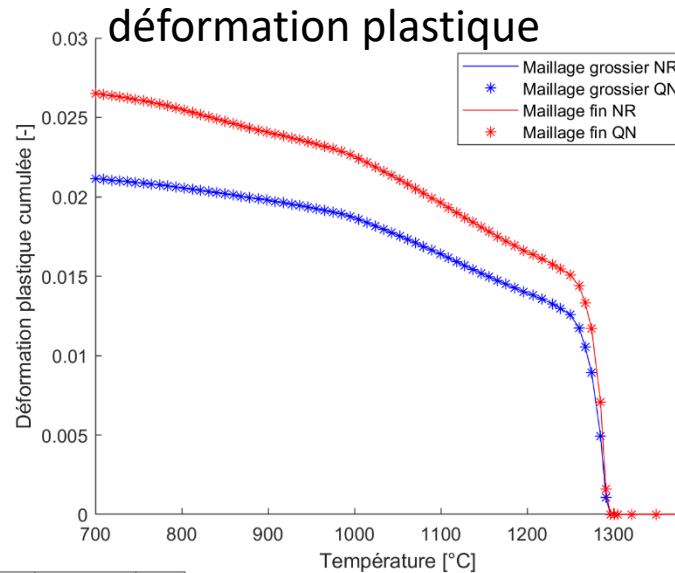
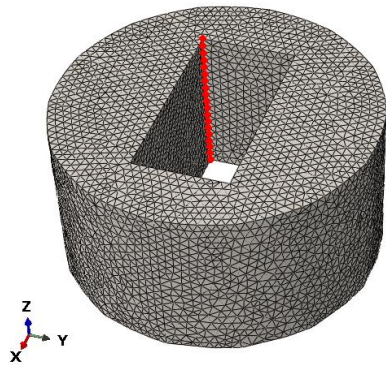
Contrainte équivalente
(SDV4, MPa)



Déformation plastique cumulée
(SDV1, mm/mm)

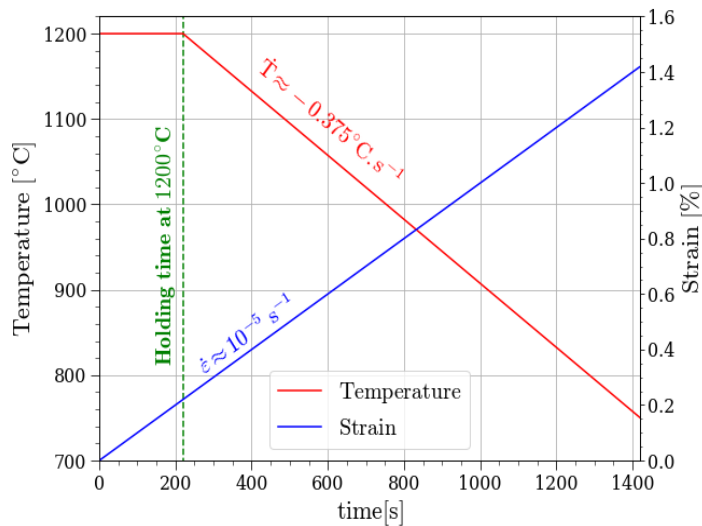


Comparaison des performances en cout de calcul, benchmark numérique de SAFRAN



Construction critères de détection de zones recristallisées pour AM1 [Lon-2022]

Réalisation d'essais anisothermes



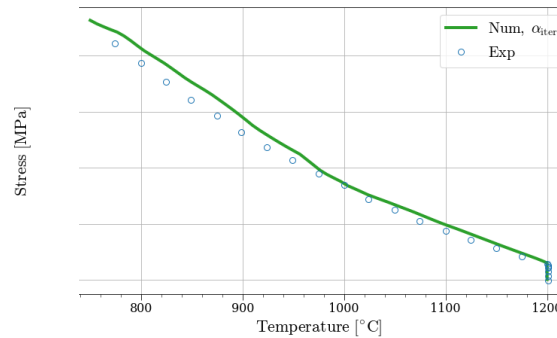
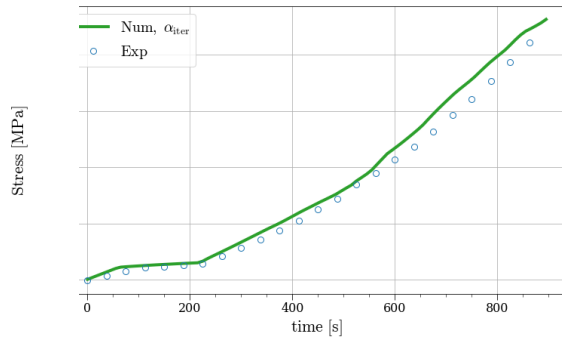
Réalisation d'un traitement thermique standard de mise en solution, consistant en une étape finale de 1300°C/3h suivie d'une trempe à l'air.

Polissage électrolytique pour révéler l'apparition d'éventuels grains

Construction critères de détection de zones recristallisées [Lon-2022]

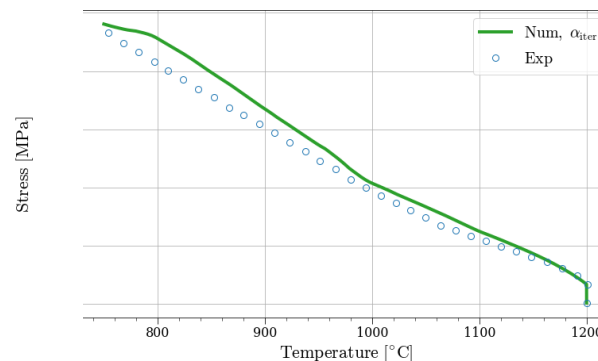
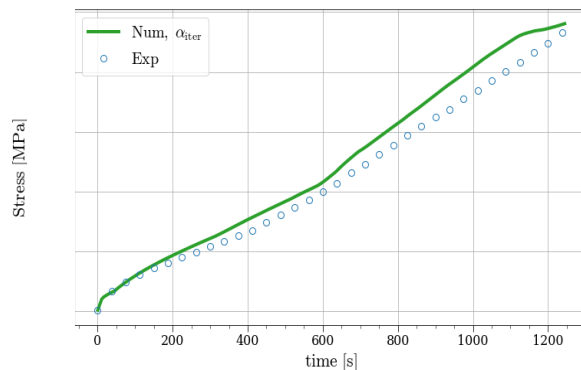
essai anisotherme n°5

$$\dot{\epsilon} = 1.10^{-5} s^{-1}, \epsilon_{\max} (\%) = 0.9, \dot{T} = -0.67^{\circ} C s^{-1}$$

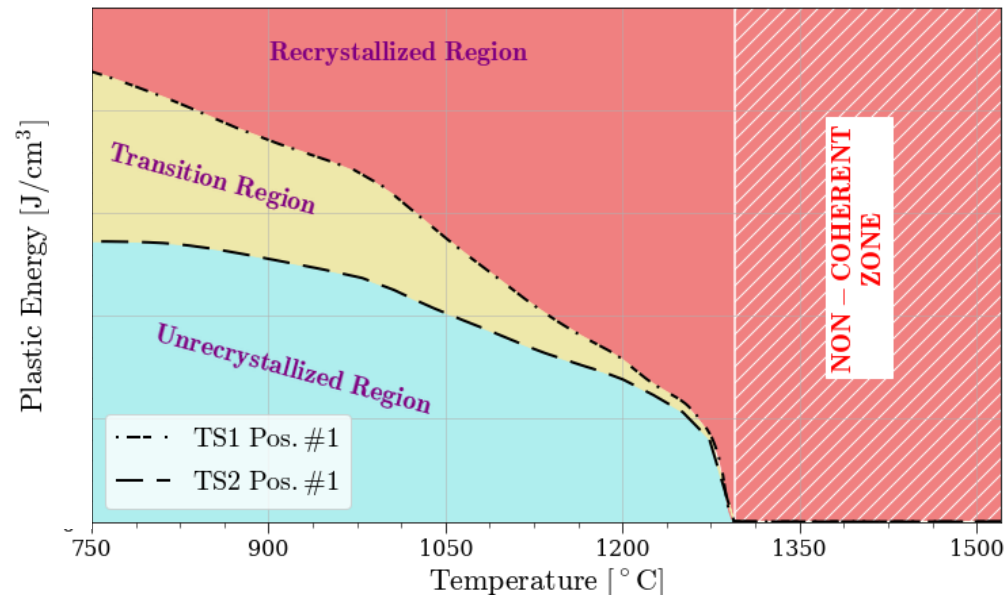
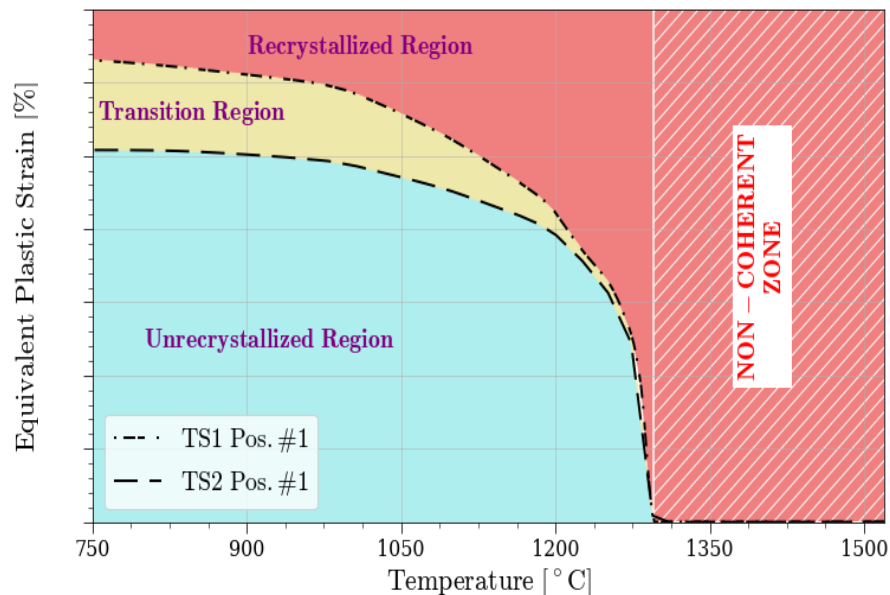


essai anisotherme n°8

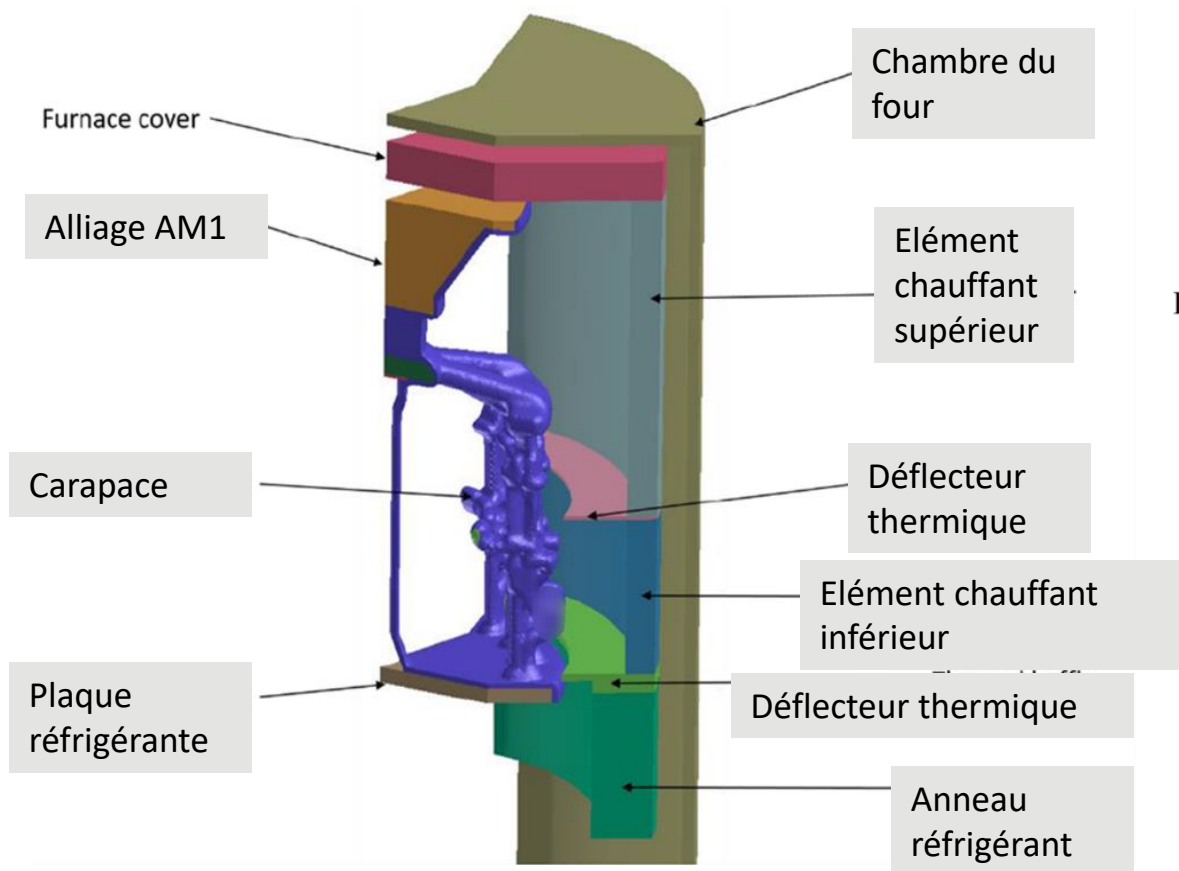
$$\dot{\epsilon} = 5.10^{-5} s^{-1}, \epsilon_{\max} (\%) = 6.23, \dot{T} = -0.375^{\circ} C s^{-1}$$



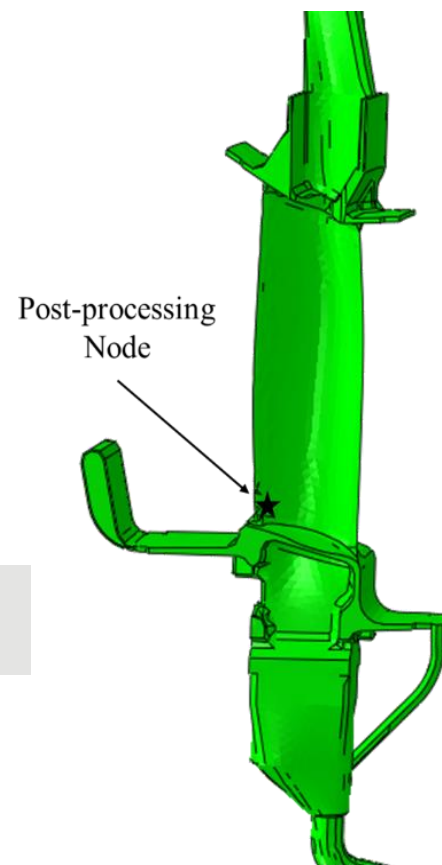
Construction critères de détection de zones recristallisées [Lon-2022]



Modélisation et simulation numérique de la phase de refroidissement après coulée d'une aube monocristalline AM1, version RM1 SC v1

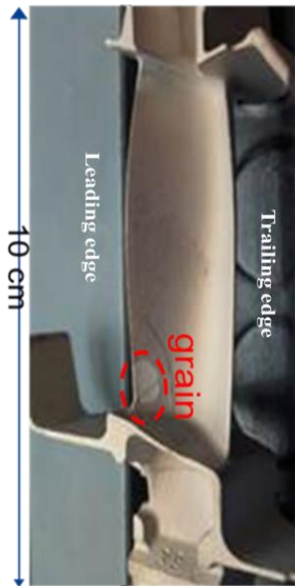


(a)

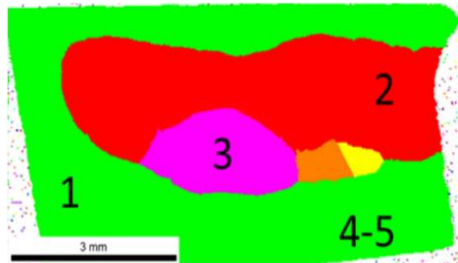
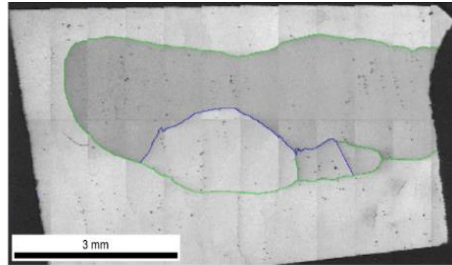


(b)

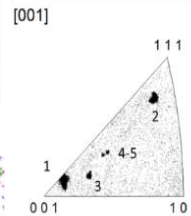
Apparition d'une zone recristallisée après traitement thermique



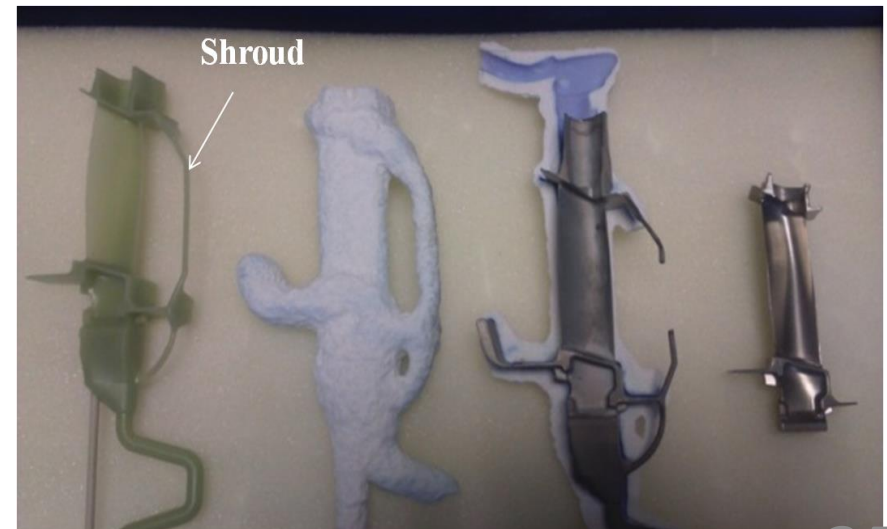
(a)



(b)



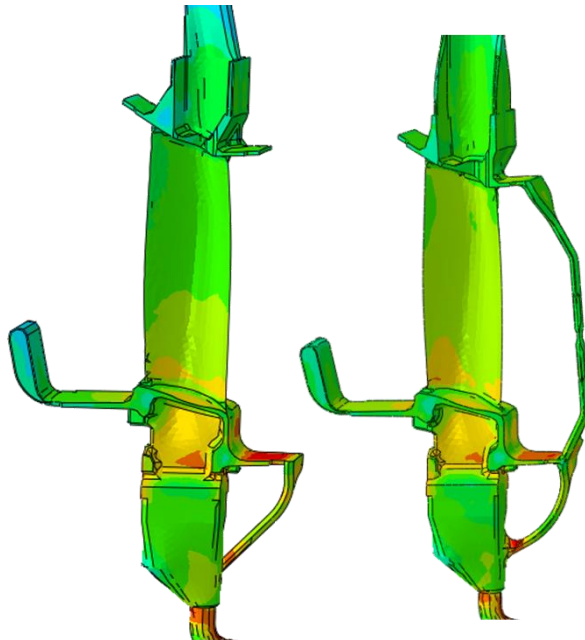
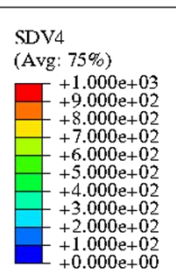
Re-conception d'une nouvelle carapace *version RM1 SC v2*



No recrystallized grain after optimization

Comparaison des résultats numériques pour les deux versions RM1 SC v1 et RM1 SC v2

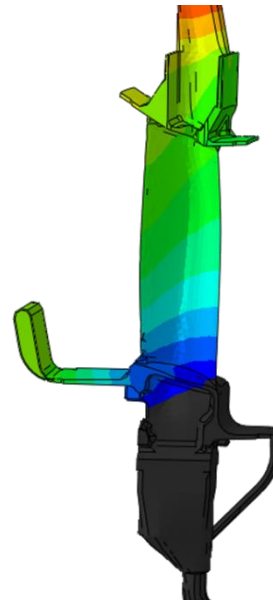
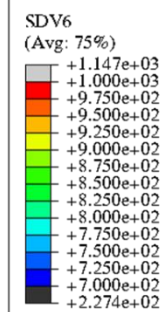
Température (°C)



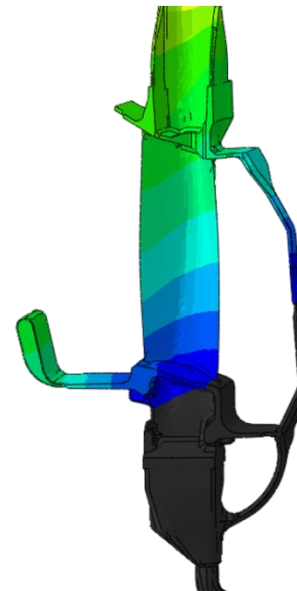
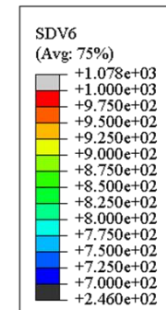
(b)

(b)

Contrainte équivalente (MPa)



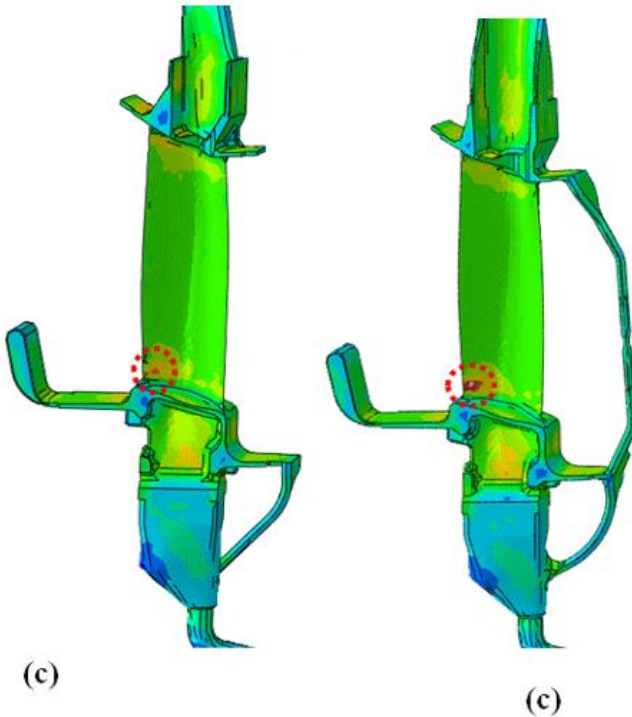
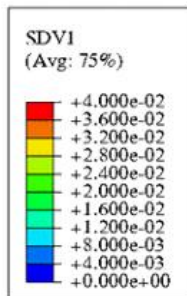
(a)



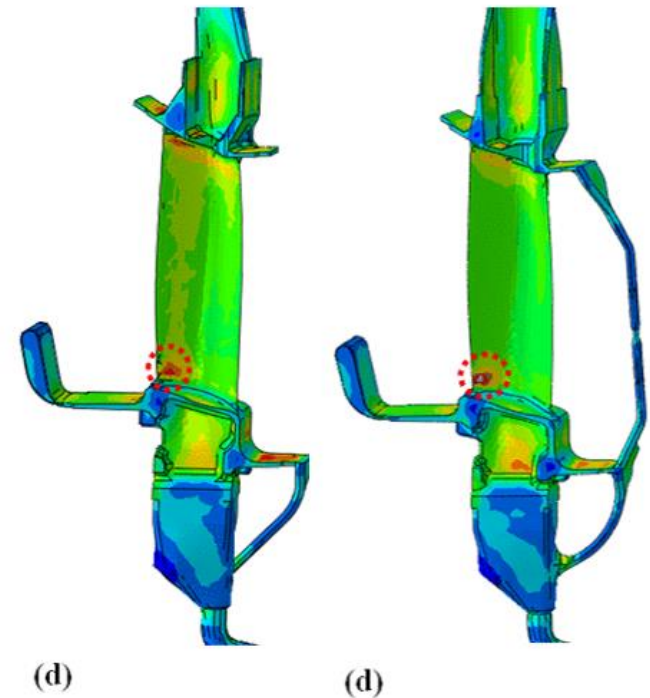
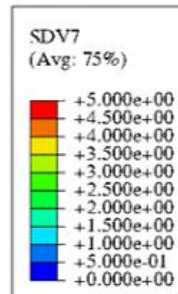
(a)

Comparaison des résultats numériques pour les deux versions RM1 SC v1 et RM1 SC v2

Déformation plastique cumulée



Energie de Dissipation plastique par volume (J/cm3)



Perspectives

Lancement de deux theses CIFRE :

- Thèse SAFRAN/Pprime: **Louise Grau**, sous la direction de J. Cormier, P. Villechaise & B. Sadruï, « Comportement mécanique à la solidification et mécanismes de recristallisation et post-dynamique d'alliages base nickel monogranulaires », 03-04-2023
- Thèse SAFRAN/LASMIS: **Louis Roche**, sous la direction de C. Labergere, H. Badreddine & M. Leduc, « Etude numérique du comportement des alliages base Ni pour aubes de turbine », 01-07-23

Des questions ?

