

COMPORTEMENT THERMOMÉCANIQUE À HAUTE VITESSE DE DÉFORMATION DE L'AD730 POUR LE SOUDAGE PAR FRICTION LINÉAIRE

par

Victor PIBRE

MÉMOIRE PRÉSENTÉ À L'ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE
COMME EXIGENCE PARTIELLE À L'OBTENTION DE
LA MAÎTRISE AVEC MÉMOIRE EN GÉNIE AÉROSPATIAL
M. Sc. A.

MONTREAL, LE 28 JUILLET 2026

ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE
UNIVERSITÉ DU QUÉBEC



Victor Pibre, 2026



Cette licence [Creative Commons](https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/) signifie qu'il est permis de diffuser, d'imprimer ou de sauvegarder sur un autre support une partie ou la totalité de cette œuvre à condition de mentionner l'auteur, que ces utilisations soient faites à des fins non commerciales et que le contenu de l'œuvre n'ait pas été modifié.

PRÉSENTATION DU JURY

CE MÉMOIRE A ÉTÉ ÉVALUÉ

PAR UN JURY COMPOSÉ DE :

M. Mohammad Jahazi, directeur de mémoire
Département de génie mécanique à l'École de technologie supérieure

M. Omur Dagdeviren, président du jury
Département de génie mécanique à l'École de technologie supérieure

M. Henri Champlaud, membre du jury
Département de génie mécanique à l'École de technologie supérieure

IL A FAIT L'OBJET D'UNE SOUTENANCE DEVANT JURY ET PUBLIC

LE 20 JUILLET 2026

À L'ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE

REMERCIEMENTS

Je tiens à remercier grandement le Professeur Mohammad Jahazi, sans qui je n'aurais pas pu réussir ce mémoire et poursuivre mes études dans un domaine passionnant. Merci Professeur pour votre temps, votre gentillesse et votre pédagogie qui révèle d'une grande sagesse et d'une vraie passion.

Je me dois et c'est un plaisir que de remercier Raul Rios pour m'avoir accompagné dès son arrivée dans toutes les expériences, analyses et réflexions. You have been an amazing research partner, and I am sure you will succeed in the future! Wish you the best!

Un immense merci aussi à Éric Sourdin : de partenaire de Master à doctorant donnant toujours les meilleurs conseils malgré les aléas d'un doctorat compliqué. Tu es une personne incroyable et tu deviendras un chercheur émérite avec beaucoup de jeunes à prendre sous ton aile !

Je ne peux aussi qu'accorder mes plus sincères remerciements à Prashant Dhondapure et Radu Romanica pour leur aide dans les essais Gleeble : ce fut difficile et parfois très aléatoire mais nous avons pu repousser les limites et merci pour cela.

Un immense merci aux Piranhas, aux amis de l'ETS, du RCM et d'ailleurs. Partager cela avec vous a toujours été un plaisir !

Et je veux remercier ma famille : Papa, Maman, Anouck. Sans vous, je n'aurais pas passé les mêmes années au Canada, au Québec. Vous m'avez toujours aidé à faire les bons choix et à grandir. J'espère que vous serez fier de voir, à travers ce mémoire, la personne que je suis devenue. 6000km mais je pense toujours à vous. Je vous embrasse et à très vite à la maison.

Enfin, un dernier mot pour Léa : merci pour tous ces magnifiques moments à tes côtés à Montréal. Des choix différents mais des souvenirs indélébiles qui nous feront garder pour toujours un peu de chacun dans nos cœurs.

COMPORTEMENT THERMOMÉCANIQUE À HAUTE VITESSE DE DÉFORMATION DE L'AD730 POUR LE SOUDAGE PAR FRICTION LINÉAIRE

Victor PIBRE

RÉSUMÉ

Les superalliages base nickel AD730™ et Inconel 718 (IN718) sont des matériaux stratégiques pour l'industrie aéronautique, utilisés notamment dans les disques de turbine en raison de leurs propriétés mécaniques exceptionnelles à haute température. Le soudage par friction linéaire (Linear Friction Welding, LFW) est un procédé d'assemblage à l'état solide particulièrement adapté à ces alliages, permettant d'éviter les défauts métallurgiques inhérents aux procédés de soudage par fusion. La simulation numérique fiable de ce procédé requiert des lois de comportement thermomécanique valides dans des conditions de déformation sévères, caractérisées par des vitesses de déformation pouvant atteindre plusieurs dizaines de secondes inverses. Or, les données disponibles dans la littérature pour ces alliages se limitent à des régimes de vitesse modérés, inférieurs ou égaux à 1 s^{-1} , laissant un verrou scientifique majeur pour la modélisation du LFW.

Ce mémoire présente une étude expérimentale du comportement thermomécanique de l'AD730 et de l'IN718 à hautes vitesses de déformation, réalisée par essais de compression à chaud sur un simulateur thermomécanique DSI-GLEEBLE 3800-GTC. Les essais ont été conduits à 1120°C pour des vitesses de déformation comprises entre 1 et 10 s^{-1} et une déformation finale de $0,6$, conditions représentatives des zones fortement déformées lors du LFW. Les microstructures résultantes ont été caractérisées par microscopie optique et électronique à balayage.

Les résultats montrent que l'AD730 et l'IN718 présentent une sensibilité positive à la vitesse de déformation sur l'ensemble de la plage étudiée, avec toutefois une saturation marquée de la contrainte d'écoulement au-delà de 8 s^{-1} , traduisant la compétition entre écrouissage et échauffement adiabatique à très haute vitesse. Le phénomène de Yield Drop, dont l'origine

VIII

était jusqu'alors débattue, est formellement établi comme étant d'origine physique intrinsèque au matériau, indépendamment des conditions expérimentales, par la convergence de deux arguments : la reproduction du phénomène sur deux machines de technologies différentes et la constance de ses caractéristiques géométriques sur l'ensemble de la plage de vitesses. Les observations microstructurales confirment la recristallisation dynamique discontinue comme mécanisme d'adoucissement dominant, avec un affinement progressif de la taille de grain avec l'augmentation de la vitesse de déformation, bien décrit par un modèle de Zener-Hollomon validé de $0,001$ à 10 s^{-1} . Enfin, le modèle constitutif d'Arrhenius identifié par les travaux antérieurs conserve une précision satisfaisante sur la plage de $2,5$ à 8 s^{-1} , mais atteint ses limites intrinsèques au-delà de 8 s^{-1} en raison de la saturation de la contrainte d'écoulement, nécessitant le recours à des formulations constitutives plus adaptées pour décrire ce régime de transition. Ces résultats constituent une extension significative des connaissances sur le comportement thermomécanique de l'AD730 à hautes vitesses de déformation et fournissent une base expérimentale solide pour le développement futur d'un modèle prédictif couplé mécanique-microstructural destiné à la simulation du soudage par friction linéaire.

Mots-clés : Superalliages, compression à chaud, soudage par friction linéaire, lois de comportement, Yield Drop.

THERMOMECHANICAL BEHAVIOR AT HIGH STRAIN RATES OF AD730 FOR LINEAR FRICTION WELDING

Victor PIBRE

ABSTRACT

Nickel-based superalloys AD730™ and Inconel 718 (IN718) are strategic materials for the aerospace industry, particularly used in turbine disks due to their exceptional mechanical properties at high temperatures. Linear Friction Welding (LFW) is a solid-state joining process especially well-suited to these alloys, as it avoids the metallurgical defects inherent to fusion welding techniques. Reliable numerical simulation of this process requires valid thermomechanical constitutive laws under severe deformation conditions, characterized by strain rates that can reach several tens of reciprocal seconds. However, the data available in the literature for these alloys are limited to moderate strain rate regimes, typically less than or equal to 1 s^{-1} , leaving a major scientific gap for LFW modelling.

This thesis presents an experimental study of the thermomechanical behaviour of AD730 and IN718 at high strain rates, carried out through hot compression tests using a DSI-GLEEBLE 3800-GTC thermomechanical simulator. The tests were conducted at $1120 \text{ }^{\circ}\text{C}$ for strain rates ranging from 1 to 10 s^{-1} and a final strain of 0.6 , conditions representative of the highly deformed zones encountered during LFW. The resulting microstructures were characterized using optical microscopy and scanning electron microscopy.

The results show that both AD730 and IN718 exhibit positive strain rate sensitivity over the entire investigated range, with a noticeable saturation of the flow stress beyond 8 s^{-1} , reflecting the competition between strain hardening and adiabatic heating at very high strain rates. The Yield Drop phenomenon, whose origin had previously been debated, is definitively established as being intrinsically physical to the material, independent of experimental conditions. This conclusion is supported by two converging arguments: the reproduction of the phenomenon on two machines with different technologies, and the consistency of its geometric characteristics across the entire strain rate range. Microstructural observations confirm discontinuous

dynamic recrystallization as the dominant softening mechanism, with progressive grain refinement as strain rate increases, well described by a Zener–Hollomon model validated from 0.001 to 10 s⁻¹. Finally, the Arrhenius-type constitutive model identified in previous work maintains satisfactory accuracy in the 2.5 to 8 s⁻¹ range but reaches its intrinsic limits beyond 8 s⁻¹ due to flow stress saturation, thus requiring more advanced constitutive formulations to accurately describe this transition regime.

These results significantly extend the current understanding of the thermomechanical behaviour of AD730 at high strain rates and provide a solid experimental foundation for the future development of a coupled mechanical–microstructural predictive model dedicated to the simulation of linear friction welding.

Keywords: Superalloys, hot compression, linear friction welding, constitutive laws, Yield Drop.

TABLE DES MATIÈRES

	Page
INTRODUCTION	1
CHAPITRE 1 REVUE DE LITTÉRATURE	5
1.1 Les superalliages base Nickel : AD730 et Inconel 718	5
1.1.1 Intérêts et utilisation dans l'industrie	5
1.1.1.1 Composition et caractéristiques microstructurales	7
1.1.1.2 Différences majeures entre AD730 et Inconel 718	12
1.2 Comportement en déformation à chaud des superalliages base Ni	15
1.2.1 Courbe contraintes-déformations et mécanismes associés	15
1.2.2 Lois et modèles associés au processus	25
1.2.2.1 Équations constitutives d'Arrhenius	25
1.2.2.2 Paramètre de Zener-Hollomon	28
1.2.2.3 Modèle JMAK-Zener pour la recristallisation dynamique et évolution de la taille de grain	30
1.3 Procédé de soudure classique et leurs défauts pour ces alliages	33
1.3.1 Solutions envisagées	35
1.4 Soudage par friction linéaire (Linear Friction Welding, LFW)	36
1.4.1 Fonctionnement intrinsèque	37
1.4.2 Conséquences microstructurales	40
1.4.3 Limites des connaissances	43
1.5 Objectifs de recherches	46
1.5.1 Recherches précédentes	47
1.5.2 Problématiques et cadre de recherche	50
CHAPITRE 2 MÉTHODOLOGIE EXPÉRIMENTALE	54
2.1 Plan d'expérience	54
2.1.1 Cycle thermomécanique	55
2.1.2 Choix des paramètres et des variables	56
2.1.2.1 Température d'essai et temps de maintien	56
2.1.2.2 Vitesse de chauffe et de refroidissement	58
2.1.2.3 Déformation finale des essais	59
2.1.2.4 Variables : Vitesse de déformation et température	59
2.2 Préparation des échantillons et mise en place des essais	61
2.2.1 DSI-GLEEBLE : Machine et données exploitables	61
2.2.2 Échantillons : Extraction et préparation	63
2.2.3 Protocole expérimental	64
2.2.3.1 Installation et présentation des capteurs	64
2.2.3.2 Lubrification	66
2.2.3.3 Essais préparatoires pour réglages (IN718)	67
2.3 Post-traitement : Micrographie et traitement des données brutes	67
2.3.1 Métallographie et matériel d'observation utilisé	68

2.3.2	Logiciel de traitement et Courbes visées	69
CHAPITRE 3 RÉSULTATS ET ANALYSE.....		71
3.1	Courbes résultantes brutes pour IN718 et AD730	71
3.1.1	Vitesses de déformation : $1s^{-1}$	72
3.1.2	Vitesses de déformation : $2.5s^{-1}$	75
3.1.3	Vitesses de déformation : $5s^{-1}$	77
3.1.4	Vitesses de déformation : $8s^{-1}$	78
3.1.5	Vitesses de déformation : $10s^{-1}$	80
3.2	Protocole de lissage et Analyse.....	82
3.2.1	Lissage Excel et Origin.....	82
3.2.2	Bruits et analyse de l'effet du lissage	83
3.3	Comparaison et Écarts	84
3.3.1	Visualisation globale.....	84
3.3.2	Écarts.....	85
3.3.2.1	Écarts entre échantillons de nos recherches.....	85
3.3.2.2	Écarts avec les recherches précédentes.....	87
3.4	Microstructure résultante et observations	88
3.4.1	Vitesses de déformation : $1s^{-1}$	92
3.4.2	Vitesses de déformation : $2.5s^{-1}$	95
3.4.3	Vitesses de déformation : $5s^{-1}$	97
3.4.4	Vitesses de déformation : $8s^{-1}$	100
3.4.5	Vitesses de déformation : $10s^{-1}$	102
CHAPITRE 4 DISCUSSION		105
4.1	Microstructure.....	105
4.1.1	Phénomènes microstructuraux et conséquences sur le matériau	105
4.1.2	Modèle d'évolution de la taille des grains	108
4.2	Yield Drop	109
4.2.1	Confirmation de cause physique.....	109
4.2.2	Analyse des résultats et comparaison aux études précédentes.....	111
4.3	Sensibilité à la vitesse de déformation.....	115
4.4	Modèle d'Arrhenius	117
4.4.1	Paramétrisation et modélisation.....	117
4.4.2	Précision et limite du modèle.....	121
CONCLUSION.....		125
RECOMMANDATIONS		129
ANNEXE I EXEMPLES DE GRAPHIQUES AYANT SERVIS À LA PARAMÉTRISATION DU MODÈLE D'ARRHENIUS		131
BIBLIOGRAPHIE.....		133

LISTE DES TABLEAUX

	Page
Tableau 1-1	Conditions d'apparitions des types de recristallisations en fonction de la température et de l'énergie de faute d'empilement20
Tableau 1-2	Caractéristiques des formes continues et discontinues de DRX21
Tableau 1-3	Température maximale selon la distance à l'interface de soudure de LFW de Waspaloy42
Tableau 1-4	Plan d'expérience réalisé par P.Lacomme (2014)47
Tableau 1-5	Plans d'expérience réalisés par M. Lieutaud (2016)48
Tableau 1-6	Plan d'expérience réalisé par L. Brindeau (2023)49
Tableau 2-1	Cycle de polissage appliqué (nombres de grains abrasifs par unité de surface puis précision au micron)68
Tableau 4-1	Taille de grains finale (d_{drx}) en fonction de la vitesse de déformation106
Tableau 4-2	Analyse temporelle du Yield Drop selon la vitesse de déformation.....110
Tableau 4-3	Analyse de l'amplitude du Yield Drop en fonction de la vitesse de déformation et effet sur la taille de grains114

LISTE DES FIGURES

		Page
Figure 1-1	Aube de turbine en superalliages (a) à grains équiaxes (b) à grains colonnaires (c) monocristallin.....	6
Figure 1-2	Moteur LEAP-1A par CFM International.....	7
Figure 1-3	Composition de l'Inconel 718 (pourcentages massiques)	8
Figure 1-4	Compositions chimiques d'alliages base Nickel polycristallins nouvelle génération (pourcentages massiques).....	8
Figure 1-5	Structure cubique face centrée de la phase γ	9
Figure 1-6	Structure L12 de la phase γ' , en rouge les atomes de Ti ou Al et en bleu de Ni.....	10
Figure 1-7	Microstructure typique d'alliage base Nickel polycristallins AD730.....	11
Figure 1-8	Structure D022 de la phase γ'' , en vert les atomes de Nb, en bleu de Ni.....	13
Figure 1-9	Structure orthorhombique D0a de la phase δ , en vert les atomes de Nb et en bleu ceux de Ni	14
Figure 1-10	Exemple de courbes-contraintes déformations à différentes vitesses de déformations pour AD730.....	15
Figure 1-11	Représentation schématique du phénomène de Yield Drop dans les courbes contraintes-déformations	16
Figure 1-12	Carte de l'amplitude du Yield Drop selon la température et la vitesse de déformation	17
Figure 1-13	Exemple de courbes contraintes-déformations classiques avec restauration dynamique,	19
Figure 1-14	Schémas explicatifs des phénomènes de CDRX (b) et DDRX (a)	20
Figure 1-15	Développement de la DDRX pour une taille de grains initiale grande (a-d) ou petite (e)	21
Figure 1-16	Différentes phases de la recristallisation dynamique.....	22

Figure 1-17	Différentes étapes de la restauration statique.....	24
Figure 1-18	Défauts inhérents au soudage par fusion : Fissuration par liquation dans la ZAT d'un Waspaloy soudé au laser.....	34
Figure 1-19	Exemple de machine utilisée au TWI	36
Figure 1-20	Schéma explicatif des différentes phases de LFW	38
Figure 1-21	Cartographie EBSD des grains dans différentes zones après soudage par friction linéaire. La ZAT du côté de l'AD730™ n'a pas été observée	41
Figure 1-22	Exemple de FEM de température atteintes pour LFW de Waspaloy.....	44
Figure 2-1	Cycle thermomécanique lors d'un essai de compression	55
Figure 2-2	Courbe DSC obtenue après chauffage à 1 °C/s de l'alliage. Les creux endothermiques A, B et C correspondent respectivement à la dissolution des précipités tertiaires, secondaires et primaires	57
Figure 2-3	Courbe de la température en fonction du temps résultantes de nos essais	58
Figure 2-4	Courbes contrainte/déformation de l'AD730 pour différentes vitesses de sollicitation.....	60
Figure 2-5	Machine GLEEBLE-3800-GTC	61
Figure 2-6	Intérieur de la chambre d'essai du GLEEBLE avec les différents éléments importants	62
Figure 2-7	Présentation des données issues des fichiers Origin bruts des essais	63
Figure 2-8	Représentation 3D des découpes sur le bloc brut : en trait sur le diamètre intérieur, découpe des barres pour nos essais	64
Figure 2-9	Présentation du capteur sur fiche technique des modèles GLEEBLE et schéma explicatif.....	65
Figure 2-10	À gauche : Photographie illustrant la position du thermocouple lors de nos essais, à droite : Machine permettant le soudage des thermocouples sur les échantillons	66
Figure 2-11	Exemple de courbe contrainte-déformation attendue	69
Figure 3-1	Courbe contrainte-déformation $1s^{-1}$; IN718.....	72

Figure 3-2	Courbe contrainte déformation $1s^{-1}$; AD730.....	73
Figure 3-3	Courbe contrainte-déformation (MPa ; mm/mm) $2.5s^{-1}$; IN718.....	75
Figure 3-4	Courbe contrainte-déformation $2.5s^{-1}$; AD730	76
Figure 3-5	Courbe contrainte-déformation $5s^{-1}$; IN718.....	77
Figure 3-6	Courbe contrainte-déformation $5s^{-1}$; AD730	78
Figure 3-7	Courbe contrainte-déformation $8s^{-1}$; IN718.....	79
Figure 3-8	Courbe contrainte-déformation $8s^{-1}$; AD730	80
Figure 3-9	Courbe contrainte-déformation $10s^{-1}$; IN718.....	80
Figure 3-10	Courbe contrainte-déformation $10s^{-1}$; AD730	81
Figure 3-11	Courbes contrainte-déformation de l'AD730	84
Figure 3-12	Courbes contrainte déformation des 3 essais réalisés à $1s^{-1}$ dans les mêmes conditions expérimentales	86
Figure 3-13	Contrainte pour une déformation de 0,6	87
Figure 3-14	Méthode d'observation employée.....	89
Figure 3-15	Micrographie AD730 tel que reçu	90
Figure 3-16	Micrographie en x500 de l'AD730 tel que reçu	91
Figure 3-17	Micrographie observée à $1s^{-1}$	92
Figure 3-18	Micrographie $1s^{-1}$ avec en haut le centre de l'échantillon, en bas à gauche la zone morte et en bas à droite la zone fortement déformée	93
Figure 3-19	Micrographie observée à $2,5s^{-1}$	95
Figure 3-20	Micrographie $2,5s^{-1}$ avec en haut le centre de l'échantillon, en bas à gauche la zone morte et en bas à droite la zone fortement déformée	96
Figure 3-21	Position dans les échantillons des micrographies des différentes zones	96
Figure 3-22	Micrographie à $5s^{-1}$	97
Figure 3-23	Micrographie $5s^{-1}$ avec en haut le centre de l'échantillon, en bas à gauche la zone morte et en bas à droite la zone fortement déformée	98

Figure 3-24	Micrographie observée à $8s^{-1}$100
Figure 3-25	Micrographie $8s^{-1}$ avec en haut le centre de l'échantillon, en bas à gauche la zone morte et en bas à droite la zone fortement déformée101
Figure 3-26	Micrographie observée à $10s^{-1}$102
Figure 3-27	Micrographie $10s^{-1}$ avec en haut le centre de l'échantillon, en bas à gauche la zone morte et en bas à droite la zone fortement déformée103
Figure 4-1	Tailles de grains finale en fonction du paramètre de Zenner-Hollomon108
Figure 4-2	Répartition de la taille de grains109
Figure 4-3	Amplitude du YD en fonction de la vitesse de déformation.....111
Figure 4-4	Micrographie observée à $1s^{-1}$, 0.12 de déformation.....113
Figure 4-5	Evolution de taille de grains (dDRX en microns) et de l'amplitude du YD (en MPa) en fonction de la vitesse de déformation (en s^{-1})115
Figure 4-6	Contrainte finale en fonction de la vitesse de déformation.....116
Figure 4-7	Simulation de nos essais expérimentaux avec le modèle d'Arrhenius paramétré par M. Lieutaud (2016)122

LISTE DES ABRÉVIATIONS, SIGLES ET ACRONYMES

AD730	Superaliage base nickel de nouvelle génération (Aubert & Duval) Next-generation nickel-based superalloy
BM	Matériau de base Base Material
CDRX	Recristallisation dynamique continue Continuous Dynamic Recrystallization
DDRX	Recristallisation dynamique discontinue Discontinuous Dynamic Recrystallization
DSI	Entreprise américaine fabricant des systèmes Gleeble Dynamic Systems Inc.
DRX	Recristallisation dynamique Dynamic Recrystallization
EBSD	Diffraction des électrons rétrodiffusés Electron Backscatter Diffraction
EDS	Spectroscopie par dispersion d'énergie Energy Dispersive Spectroscopy
FEM	Méthode des éléments finis Finite Element Method
GTC	Module de compression thermomécanique Gleeble (Hydrawedge II) Hydrawedge II Gleeble Thermomechanical Compression system
HAZ	Zone affectée thermiquement (ZAT) Heat Affected Zone
HAGB	Joint de grains à fort angle de désorientation High Angle Grain Boundary
IFW	Soudage par friction inertielle Inertia Friction Welding
IN718	Superaliage base nickel-fer (nom commercial Inconel 718) Nickel-iron-based superalloy (Inconel 718)

XX

JMAK	Modèle cinétique de recristallisation Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov model
LAGB	Joint de grains à faible angle de désorientation Low Angle Grain Boundary
LFW	Soudage par friction linéaire Linear Friction Welding
MEB	Microscope électronique à balayage
MTS	Machine de test servo-hydraulique (marque MTS Systems Corporation)
PID	Régulateur Proportionnel-Intégral-Dérivé
REP	Réacteur à eau pressurisée
RFW	Soudage par friction rotative Rotational Friction Welding
SFE	Énergie de faute d'empilement Stacking Fault Energy
TMAZ	Zone affectée thermomécaniquement Thermomechanically Affected Zone
TWI	Institut britannique de recherche sur le soudage The Welding Institute
WZ	Zone de liaison Weld Zone
YD	Chute de la limite d'élasticité Yield Drop
ZAT	Zone affectée thermiquement (voir HAZ) Heat Affected Zone

LISTE DES SYMBOLES ET UNITÉS DE MESURE

α	Multiplicateur de contrainte dans la loi d'Arrhenius (MPa ⁻¹)
α	Diffusivité thermique (m ² ·s ⁻¹) — distinct du précédent selon le contexte
β	Paramètre de contrainte en régime exponentiel (MPa ⁻¹)
γ	Phase matricielle cubique à faces centrées des superalliages base Ni
γ'	Phase durcissante ordonnée Ni ₃ (Al,Ti), structure L1 ₂
γ''	Phase durcissante ordonnée Ni ₃ Nb, structure D0 ₂₂ — propre à l'IN718
δ	Phase stable Ni ₃ Nb, structure orthorhombique D0a — propre à l'IN718
ε	Déformation vraie (sans unité car mm/mm)
$\dot{\varepsilon}$	Vitesse de déformation (s ⁻¹)
ε_c	Déformation critique de déclenchement de la DRX (sans unité)
$\varepsilon_{0.5}$	Déformation correspondant à 50 % de recristallisation (sans unité)
σ	Contrainte vraie (MPa)
ρ	Densité du matériau (kg·m ⁻³)
λ	Conductivité thermique (W·m ⁻¹ ·K ⁻¹)
μ	Coefficient de frottement (sans unité)

A	Facteur pré-exponentiel de la loi d'Arrhenius (s^{-1})
a	Amplitude d'oscillation en LFW (m)
C _p	Capacité calorifique ($J \cdot kg^{-1} \cdot K^{-1}$)
d _{ave}	Taille de grain moyenne (μm)
d _{DRX}	Taille de grain recristallisé dynamiquement (μm)
f	Fréquence d'oscillation en LFW (Hz)
HI	Apport de chaleur par friction (Heat Input) ($W \cdot m^{-2}$)
k	Constante matériau dans la loi puissance (MPa)
m	Coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation (sans unité)
n	Exposant de contrainte dans la loi d'Arrhenius (sans unité)
n ₁	Exposant de contrainte en régime puissance (sans unité)
n _d	Exposant d'Avrami (sans unité)
Q	Énergie d'activation apparente de la déformation ($J \cdot mol^{-1}$)
R	Constante des gaz parfaits — $8,314 J \cdot mol^{-1} \cdot K^{-1}$
T	Température absolue (K)
T _f	Température de fusion ($^{\circ}C$ ou K)

T_i	Température ambiante initiale (°C ou K)
v_r	Vitesse de frottement moyenne en LFW ($\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$)
X_{DRX}	Fraction volumique recristallisée dynamiquement (sans unité)
Z	Paramètre de Zener-Hollomon (s^{-1})

INTRODUCTION

L'industrie aéronautique exige des matériaux capables de maintenir leurs propriétés mécaniques dans des conditions de température et de contrainte extrêmes. Les superalliages base nickel, et en particulier l'Inconel 718 (IN718) et l'AD730™, répondent à ces exigences en étant utilisés dans les composants les plus sollicités des turbines à gaz, notamment les disques et les aubes de turbine. Leur résistance mécanique à haute température, leur tenue au fluage et leur résistance à la corrosion en font des matériaux incontournables pour les motoristes aéronautiques.

La fabrication et la réparation de ces composants nécessitent des procédés d'assemblage performants. Les techniques de soudage conventionnelles par fusion se heurtent toutefois à des limitations métallurgiques importantes pour ces alliages : fissuration par liquation dans la zone affectée thermiquement, ségrégation des éléments d'alliage et dégradation des propriétés mécaniques du joint. Le soudage par friction linéaire (Linear Friction Welding, LFW) constitue une alternative prometteuse, car il réalise la liaison à l'état solide, en dessous de la température de fusion, évitant ainsi les défauts inhérents aux procédés par fusion. Son utilisation croissante dans la fabrication de disques aubagés monoblocs (blisks) illustre son intérêt industriel direct. Cependant, la simulation numérique fiable du procédé LFW repose sur la disponibilité de lois de comportement thermomécanique précises, capables de décrire la réponse des matériaux dans des conditions de déformation extrêmes : températures proches du solidus, vitesses de déformation pouvant atteindre plusieurs dizaines de secondes inverses, et gradients thermiques sévères. Or, les données disponibles dans la littérature pour l'AD730 se limitent en grande partie à des régimes de vitesse de déformation modérés, inférieurs ou égaux à 1 s^{-1} , laissant une zone d'incertitude importante pour la modélisation du LFW.

Ce mémoire s'inscrit dans la continuité de travaux menés à l'École de Technologie Supérieure sur le comportement thermomécanique de l'AD730, initiés par P. Lacomme (2014) et poursuivis par M. Lieutaud (2016) puis L. Brindeau (2023). Ces études ont permis d'établir des lois constitutives de type Arrhenius et de caractériser les mécanismes de recristallisation

dynamique de l'AD730 à des vitesses de déformation modérées. Le présent travail vise à étendre ces connaissances vers les régimes de haute vitesse de déformation, représentatifs des conditions rencontrées lors du LFW, en couvrant une plage allant de 1 à 10 s⁻¹ à 1120 °C.

Les essais de compression à chaud ont été réalisés sur un simulateur thermomécanique DSI-GLEEBLE 3800-GTC, permettant de reproduire avec précision les cycles thermomécaniques visés. Des échantillons d'AD730 et d'IN718 ont été soumis à ces conditions, et les microstructures résultantes ont été caractérisées par microscopie optique et électronique à balayage afin de corrélérer les évolutions microstructurales aux conditions de déformation appliquées.

L'ensemble des essais de compression à chaud présentés dans ce mémoire (préparation des échantillons, mise en place expérimentale sur le DSI-GLEEBLE 3800-GTC, réglage des paramètres PID par essais préparatoires sur IN718, acquisition et post-traitement des courbes contrainte-déformation) a été conduit personnellement dans le cadre de ce travail. La caractérisation microstructurale, incluant la préparation métallographique, les observations en microscopie optique confocale et électronique à balayage, ainsi que la mesure quantitative des tailles de grains par segmentation d'image sous Fiji/ImageJ, a également été réalisée intégralement par l'auteur. Sur le plan théorique, l'identification des paramètres du modèle d'Arrhenius sur les nouvelles données à haute vitesse de déformation, la calibration du modèle de Zener-Hollomon pour l'évolution de la taille de grain, ainsi que l'analyse comparative du Yield Drop entre les deux alliages et les deux machines constituent des apports originaux de ce travail, distincts des paramétrisations reprises de la littérature.

Ce mémoire est organisé en quatre chapitres. Le Chapitre 1 présente une revue de littérature couvrant les caractéristiques des superalliages étudiés, les mécanismes de déformation à chaud, les modèles constitutifs associés et le procédé de soudage par friction linéaire. Le Chapitre 2 décrit la méthodologie expérimentale, incluant le plan d'expérience, la préparation des échantillons et les protocoles de caractérisation. Le Chapitre 3 présente l'ensemble des résultats expérimentaux, courbes contrainte-déformation et observations microstructurales. Enfin, le

Chapitre 4 propose une discussion approfondie des résultats, abordant successivement les phénomènes microstructuraux observés, l'origine et les effets du Yield Drop, la sensibilité à la vitesse de déformation et la calibration du modèle d'Arrhenius, avant de conclure sur les limites du modèle et les perspectives ouvertes pour la simulation du LFW.

CHAPITRE 1

REVUE DE LITTÉRATURE

1.1 Les superalliages base Nickel : AD730 et Inconel 718

1.1.1 Intérêts et utilisation dans l'industrie

Les superalliages base nickel sont des matériaux de choix pour les applications à haute température (F. Masoumi et al., 2019) de par leur excellente résistance mécanique à haute température, ainsi que leur résistance à la fatigue et au fluage. Ils offrent également une bonne résistance à la corrosion et à l'oxydation dans des conditions de service difficiles (Reed, 2008). Leur résistance à haute température est principalement due à la présence de particules de seconde phase (Lieutaud, 2016), désignées γ' .

L'Inconel 718 est l'un des superalliages base nickel les plus largement utilisés dans le domaine aéronautique, en particulier pour les disques de turbine, en raison de ses bonnes propriétés jusqu'à environ 650°C (Czaplicki-Bordas, 2023). Cependant, de nouveaux superalliages base Ni comme l'AD730™ et l'Udimet 720 ont été développés pour supporter des températures plus élevées et offrir de meilleures performances (Czaplicki-Bordas, 2023). Le Waspaloy, que nous prendrons comme référence pour sa proximité de composition avec l'AD730, est également un exemple typique de superalliage base nickel utilisé dans des environnements haute température exigeants (Javidikia, Sadeghifar, Champlaud, & Jahazi, 2023).

Le rôle de tous ses superalliages est crucial en aérospatial en raison de leur capacité exceptionnelle à maintenir leurs propriétés mécaniques et leur intégrité dans les environnements extrêmes de température et de stress rencontrés dans les moteurs d'avion et les turbines à gaz. La performance des moteurs d'avion est en effet directement limitée par la tenue mécanique des superalliages dans ces conditions extrêmes (Czaplicki-Bordas, 2023).

Ces matériaux présentent une faible déformation plastique sous charge constante à haute température (fluage) (Ortiz-de-Zarate et al., 2025). Cette résistance est cruciale pour maintenir les tolérances dimensionnelles et l'efficacité des composants rotatifs comme les aubes et les disques de turbine, qui sont soumis à des forces centrifuges importantes et à des températures élevées pendant de longues durées de fonctionnement (Ahmad Chamanfar, Jahazi, & Cormier, 2015).

Ils possèdent une excellente résistance à la dégradation chimique causée par l'exposition à des gaz chauds et corrosifs or les environnements de fonctionnement des turbines à gaz sont souvent riches en oxygène et peuvent contenir des contaminants qui favorisent l'oxydation et la corrosion à haute température. La capacité des superalliages à former des couches d'oxyde protectrices (comme l'alumine Al_2O_3 ou l'oxyde de chrome Cr_2O_3) est ainsi vitale pour prévenir la dégradation des composants et assurer leur longévité (Reed, 2008).

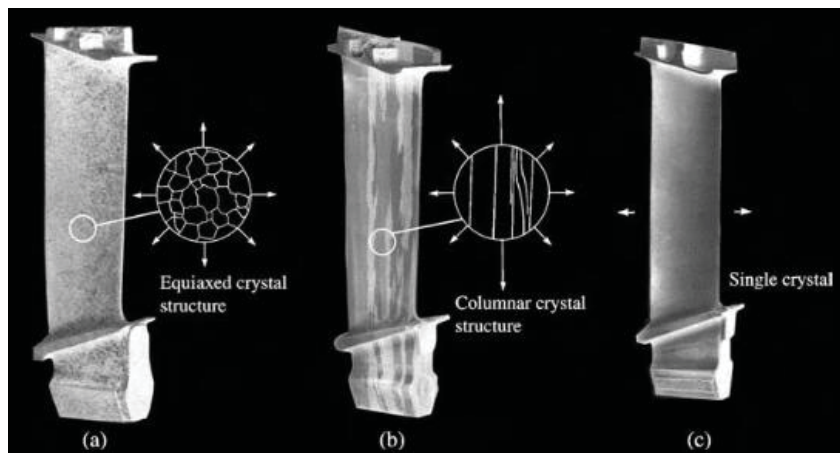


Figure 1-1 Aube de turbine en superalliages (a) à grains équiaxes (b) à grains colonnaires (c) monocristallin

Tirée de Reed (2008)

En résumé, les superalliages base Nickel sont un ensemble de matériaux haute performance essentiels pour les applications exigeantes en température, tels que les moteurs d'avion et les turbines à gaz, grâce à leur combinaison unique de résistance mécanique, de résistance à la déformation à haute température et de résistance à la dégradation environnementale (Reed, 2008). C'est pourquoi des moteurs tels que le moteur LEAP développé par CFM International

utilise des superalliages (intègre des composants en superalliages, notamment dans les aubes de turbine haute pression, améliorant ainsi la performance et la durabilité) mais également d'autres industries qui réutilisent ces caractéristiques tels que le nucléaire avec les REP, réacteurs à eau pressurisé (Les générateurs de vapeur de ces réacteurs utilisent des tubes en alliage Inconel) (Czaplicki-Bordas, 2023).

Plusieurs types de superalliages existent : monocristallin, à grains colonnaires, polycristallins... Mais nous nous concentrerons uniquement sur les superalliages polycristallins qui nous intéressent ici comme c'est le cas de l'AD730 et l'Inconel 718.



Figure 1-2 Moteur LEAP-1A par CFM International
Adapté de Safran Aircraft Engines

1.1.1.1 Composition et caractéristiques microstructurales

Les superalliages base Ni sont principalement formés d'une base de Ni complétée par des éléments d'alliages divers comme le chrome, le cobalt, le fer, le titane, l'aluminium, et autres détaillés ci-après pour l'AD730 et l'Inconel 718 (F. Masoumi et al., 2019).

Ni	Cr	Fe	Mo	Nb	Co	Mn	Cu	Al	Ti	Si	C	S	P	B
50.0-55.0	17.0-21.0	balance	2.80-3.30	4.75-5.50	1.0 max	0.35 max	0.3 max	0.20-0.80	0.65-1.15	0.35 max	0.08 max	0.015 max	0.015 max	0.006 max

Figure 1-4 Compositions chimiques d'alliages base Nickel polycristallins nouvelle génération (pourcentages massiques)

Tiré de Vernier (2018)

Alliage	Ni	Fe	Co	Cr	Mo	W	Al	Ti	Nb	B	C	Zr
AD730 TM [5]	Bal.	4,00	8,50	15,70	3,10	2,70	2,25	3,40	1,10	0,01	0,015	0,03
René65 [10]	Bal.	1,0	13	16	4	4	2,1	3,7	0,7	0,016	-	0,05
PER72® [11]	Bal.	0,138	14,5	16,06	2,88	1,21	2,57	5,07	-	0,016	0,017	-
720 [12]	Bal.	-	15	18	3	1,2	2,5	5	-	-	-	-

Figure 1-3 Composition de l'Inconel 718 (pourcentages massiques)

Tiré de Czaplicki-Bordas (2023)

Chacun des éléments d'alliages possède des caractéristiques permettant d'améliorer les propriétés du matériau :

- L'ajout de fer (Fe) diminue le prix de l'alliage et facilite la mise en forme par forgeage à chaud (Lieutaud, 2016). Il contribue également à la stabilité de la phase γ . Cependant, il diminue la résistance à la corrosion de l'alliage (Czaplicki-Bordas, 2023).
- Le chrome (Cr) favorise également la formation d'écailles de chromine pour la résistance à l'oxydation (Reed, 2008). Le molybdène (M) contribue au durcissement par solution solide de la matrice γ (Fatemeh Masoumi, 2018). Il peut aussi former des carbures (M_6C). Ces éléments permettent de contrebalancer l'effet négatif du fer sur la résistance à la corrosion (Czaplicki-Bordas, 2023).
- Le bore (B) et le phosphore (P) augmentent les propriétés en fluage en ancrant les joints de grains et en limitant la formation d'oxydes poreux au niveau de ces derniers (Czaplicki-Bordas, 2023). Le bore peut aussi former des borures pour renforcer les joints de grains dans les superalliages polycristallins (Vernier, 2018).
- Le titane (Ti), aluminium (Al) et niobium (Nb) contribuent à la précipitation des phases durcissantes dans l'Inconel 718 (Tabaie, Rézaï-Aria, Flipo, & Jahazi, 2022).

- Le cobalt (Co) est présent en solution solide dans la matrice γ de l'AD730 et peut également s'incorporer à la phase γ' (Brindeau, 2023 ; Vernier, 2018). Il peut aussi entrer dans la composition de carbures comme $M_{23}C_6$. Le cobalt est également mentionné comme stabilisant la phase γ (Brindeau, 2023 ; Fatemeh Masoumi, 2018).
- Enfin, d'autres éléments comme le tungstène (W) sont ajoutés à certains superalliages pour un renforcement supplémentaire par solution solide et par formation de carbures (Fatemeh Masoumi, 2018).

La microstructure typique d'un superalliage base nickel γ - γ' polycristallin, tel que l'AD730™, comporte majoritairement deux phases : la phase γ et la phase γ' .

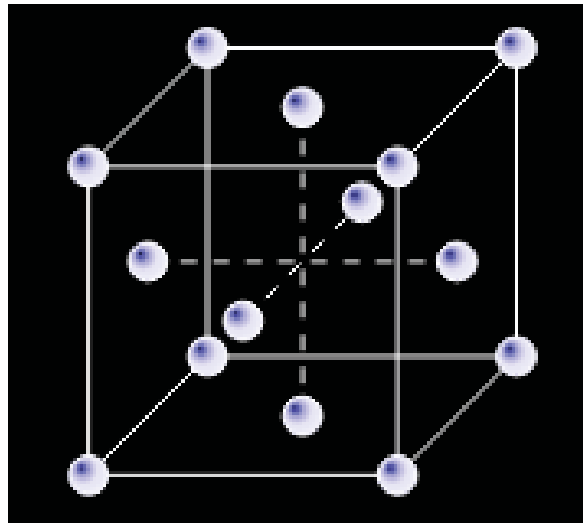


Figure 1-5 Structure cubique face centrée de la phase γ

Tiré de Czaplicki-Bordas (2023)

La phase γ est en fait la matrice continue dans laquelle les autres phases coexistent : elle possède une structure cristallographique cubique à faces centrées (CFC) (Lieutaud, 2016). Il s'agit d'une solution solide de nickel désordonnée, ce qui signifie que des éléments d'alliage se substituent aux atomes de nickel de manière arbitraire (Czaplicki-Bordas, 2023). Elle est principalement composée de nickel, mais peut contenir de nombreux éléments d'alliage en solution, les teneurs en chrome, cobalt et fer étant significatives dans le cas de l'alliage AD730™ (Lieutaud, 2016). La solubilité de ces éléments varie avec la température. La phase γ est durcie principalement par solution solide en raison de la présence d'atomes possédant une

taille plus importante que celle du nickel, tel que le molybdène, bien que ce durcissement soit mineur par rapport à celui obtenu par précipitation de phase γ' . La phase γ assure donc la ductilité et la ténacité du matériau (Vernier, 2018).

La phase γ' est une solution solide ordonnée de structure $L1_2$, de stœchiométrie $Ni_3(Al, Ti)$ (Czaplicki-Bordas, 2023). Dans l'AD730™, elle peut également contenir d'autres éléments comme le cobalt et le niobium (Brindeau, 2023). La phase γ' se présente sous la forme de précipités de différentes tailles au sein de la matrice γ . Classiquement, on distingue trois populations de précipités γ' dans les microstructures équiaxes :

- Les précipités primaires, de taille de l'ordre du micron, se trouvent fréquemment aux joints de grains et se forment lors des refroidissements après les transformations supersolvus (Brindeau, 2023). Ils jouent un rôle dans le contrôle de la taille des grains.
- Les précipités secondaires et tertiaires, beaucoup plus petits (de l'ordre du nanomètre), sont situés à l'intérieur des grains et se forment à des températures moins élevées lors des refroidissements subsolvus (Brindeau, 2023). Ils sont cohérents avec la matrice γ , assurant un durcissement structural significatif.

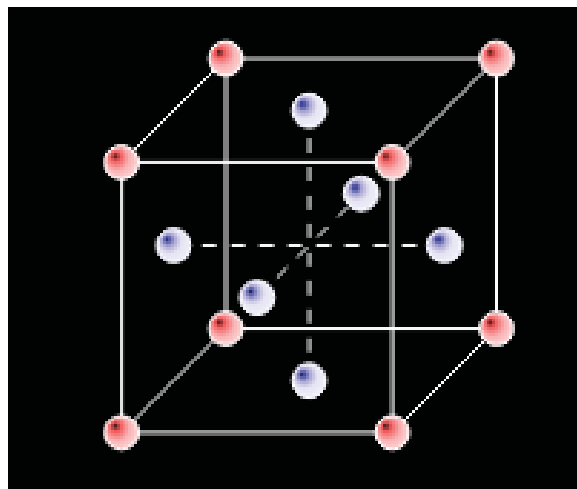


Figure 1-6 Structure $L1_2$ de la phase γ' , en rouge les atomes de Ti ou Al et en bleu de Ni

Tiré de Czaplicki-Bordas (2023)

La dissolution des différentes populations de précipités se produit par paliers : les précipités tertiaires vers 620°C, les secondaires vers 800°C, et les primaires autour de 1100°C - 1110°C. La fraction volumique de la précipitation durcissante totale dans l'AD730™ peut atteindre environ 37% à 700°C (Czaplicki-Bordas, 2023). Les précipités γ' sont reconnaissables par leur forme sphérique et agissent comme des barrières au mouvement des dislocations, contribuant au renforcement de l'alliage (Czaplicki-Bordas, 2023).

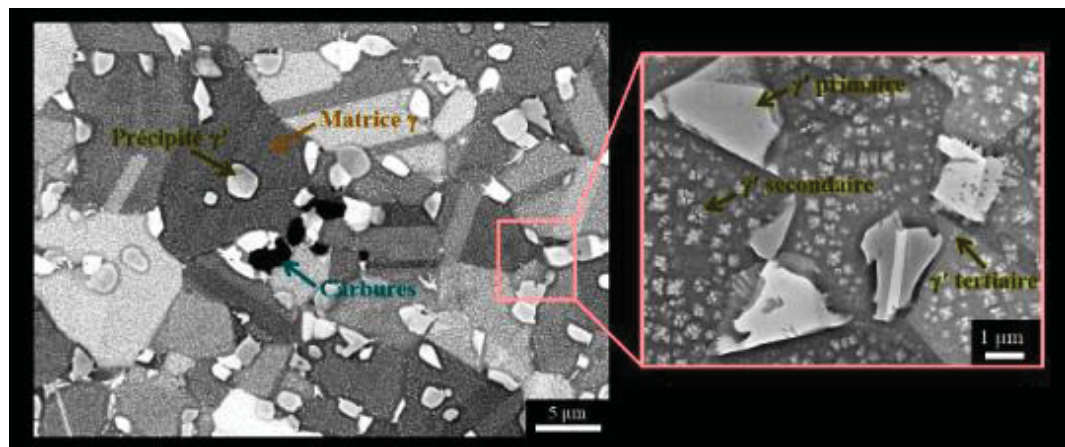


Figure 1-7 Microstructure typique d'alliage base Nickel polycristallins AD730

Tiré de Brindeau (2023)

Cette distinction en trois populations n'est pas seulement morphologique mais a une conséquence directe sur le comportement mécanique : les précipités primaires, de par leur taille et leur localisation aux joints de grains, jouent principalement un rôle d'épinglage de ces joints (effet Zener) et contrôlent ainsi la taille de grain lors des traitements thermiques et de la recristallisation, tandis que les précipités secondaires et surtout tertiaires, cohérents avec la matrice γ , sont les principaux responsables du durcissement structural par obstacle au mouvement des dislocations. C'est pourquoi les essais de ce mémoire, réalisés en régime supersolvus (section 2.1.2.1) où l'ensemble de ces populations est dissous, permettent d'isoler la réponse intrinsèque de la matrice γ et de la recristallisation dynamique, indépendamment de la contribution du durcissement par précipitation.

Outre les phases γ et γ' , d'autres phases peuvent être présentes en faible quantité, telles que des carbures (MC, M₂₃C₆), des nitrures (MN) et des borures (M₃B₂), riches en éléments comme

Ti, Nb, Cr, Mo et W (Vernier, 2018). Ces phases nommées inclusions non-métalliques, formées lors de la solidification, peuvent influencer la résistance mécanique en fixant les joints de grains (Lieutaud, 2016) et peuvent également servir de sites de germination pour la recristallisation dynamique (Brindeau, 2023). Cependant, ils peuvent également être des sites d'initiation de fissures lors des sollicitations en fatigue ou des points d'interaction avec l'oxydation (Lieutaud, 2016).

1.1.1.2 Différences majeures entre AD730 et Inconel 718

Nous aborderons en premier lieu les différences des compositions chimiques et de phases durcissantes de l'Inconel 718 avant de nous intéresser aux différentes caractéristiques de chacun de nos alliages.

L'Inconel 718 se distingue par l'ajout de niobium (Nb), qui permet la précipitation d'une phase durcissante non présente dans les superalliages base nickel traditionnels : γ'' (structure quadratique centrée D022, formule chimique Ni_3Nb) (Czaplicki-Bordas, 2023). C'est le principal précipité durcissant dans l'Inconel 718 (Czaplicki-Bordas, 2023). Les précipités γ' et γ'' peuvent co-précipiter et former des empilements (Czaplicki-Bordas, 2023). La fraction volumique cumulée des phases durcissantes γ' et γ'' atteint une valeur d'équilibre de 15 % après traitement thermique complet.

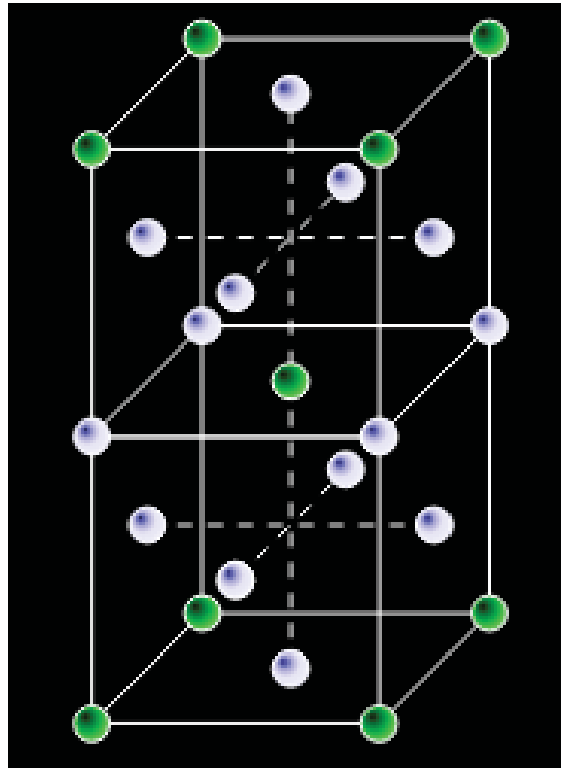


Figure 1-8 Structure D022 de la phase γ'' ,
en vert les atomes de Nb, en bleu de Ni

Tiré de Czaplicki-Bordas (2023)

La phase γ'' présente une morphologie en forme de disque, avec une épaisseur souvent aussi faible que 10 nm et un diamètre d'environ 50 nm (Ahmad Chamanfar et al., 2015). Elle se dissout dans une plage comprise entre 885 °C et 946 °C.

La phase δ est la forme thermodynamiquement stable de la phase γ'' et possède également la formule chimique Ni_3Nb , mais avec une structure cristallographique orthorhombique DOa (Ahmad Chamanfar et al., 2015). Cette différence de structure la rend moins durcissante que la phase γ'' car elle devient incohérente avec la matrice (Czaplicki-Bordas, 2023). La phase δ se présente généralement sous forme d'aiguilles/plaquettes ou sous forme globulaire après traitement thermique standard et peut précipiter aux joints de grains en raison de défauts (Czaplicki-Bordas, 2023). La phase δ peut se former à partir de la transformation de la phase γ'' au-delà de 650°C. Le solvus de la phase est compris entre 970 °C et 1035 °C, dépendant du

taux de niobium. La phase peut représenter environ 5,5 % en surface dans un état standard. Cependant, lors de traitements de surveillance à 760 °C, sa fraction surfacique peut augmenter de 6 % à 18 % (après 200h), provoquant la disparition progressive de la phase.

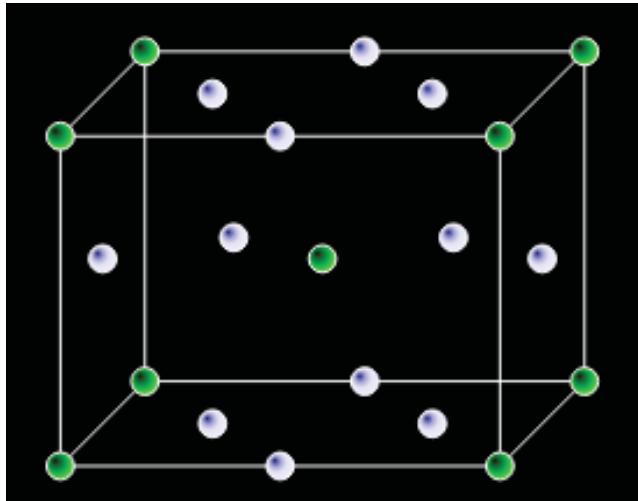


Figure 1-9 Structure orthorhombique D0a de la phase δ , en vert les atomes de Nb et en bleu ceux de Ni

Tiré de Czaplicki-Bordas (2023)

L'Inconel 718 contient également une forte teneur en fer (Fe), ce qui le fait parfois qualifier de superalliage base nickel-fer et contribue à un prix plus attractif ainsi qu'à une facilité de mise en forme par forgeage à chaud (Fatemeh Masoumi, 2018).

L'AD730, de son côté, a été développé pour obtenir de meilleures caractéristiques mécaniques que l'Inconel 718 et une température maximale d'utilisation supérieure à 650°C, allant jusqu'à 700°C (Lieutaud, 2016). L'AD730 a des propriétés mécaniques proches de l'Udimet 720 et significativement supérieures à l'Inconel 718Plus, au Waspaloy et à l'Inconel 718 (Lieutaud, 2016). Il est durci principalement par la phase γ' seulement ce qui confère à l'AD730 de meilleures performances à des températures plus élevées (jusqu'à 700-750°C) par rapport à l'Inconel 718 (limité à environ 650°C), tout en conservant une bonne forgeabilité et un coût maîtrisé grâce à une teneur en fer plus faible mais compensée par la présence de cobalt et de tungstène (Fatemeh Masoumi, 2018).

1.2 Comportement en déformation à chaud des superalliages base Ni

La mise en forme des superalliages base nickel, particulièrement pour les disques de turbine, repose sur des procédés de forgeage à chaud (conversion et matriçage) réalisés dans des gammes de températures s'étendant généralement de 1050 °C à 1200 °C. À ces températures, le matériau présente un comportement viscoplastique, où sa résistance à l'écoulement dépend fortement de la vitesse de sollicitation et de la température ce qui peut être associés à ce que l'on connaît du LFW (Brindeau, 2023) dont nous parlerons en section 1.4 .

1.2.1 Courbe contraintes-déformations et mécanismes associés

L'allure des courbes contrainte-déformation (σ - ϵ) traduit l'évolution de la microstructure sous l'effet du cycle thermomécanique.

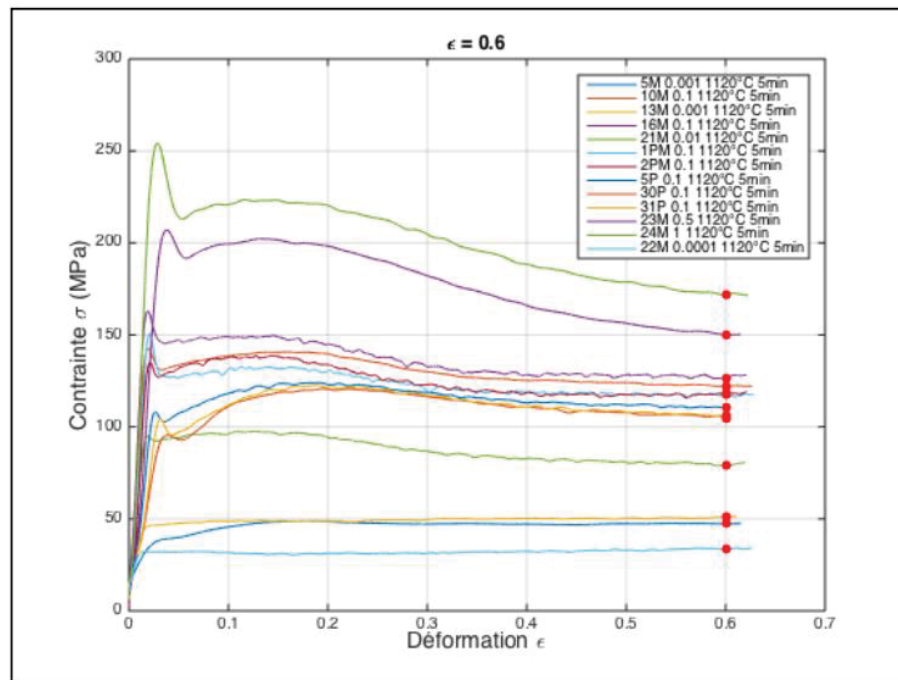


Figure 1-10 Exemple de courbes-contraintes déformations à différentes vitesses de déformations pour AD730

Tiré de M. Lieutaud (2016)

On y distingue classiquement plusieurs phases pour les superalliages :

L'écrouissage et le "Yield Drop"

Au début de la déformation, la densité de dislocations augmente rapidement sans qu'elle puisse se dissiper ce qui provoque une hausse brutale de la contrainte. Dans les superalliages base de nickel, ce mécanisme est fortement influencé par la présence de phases durcissantes par précipitation, telles que les précipités γ' et γ'' , qui constituent des obstacles efficaces au mouvement des dislocations (Seret, 2020).

Dans certains cas, comme pour l'alliage AD730TM, on observe un phénomène de Yield Drop (chute de la limite d'élasticité) après le pic initial dû à l'écrouissage.

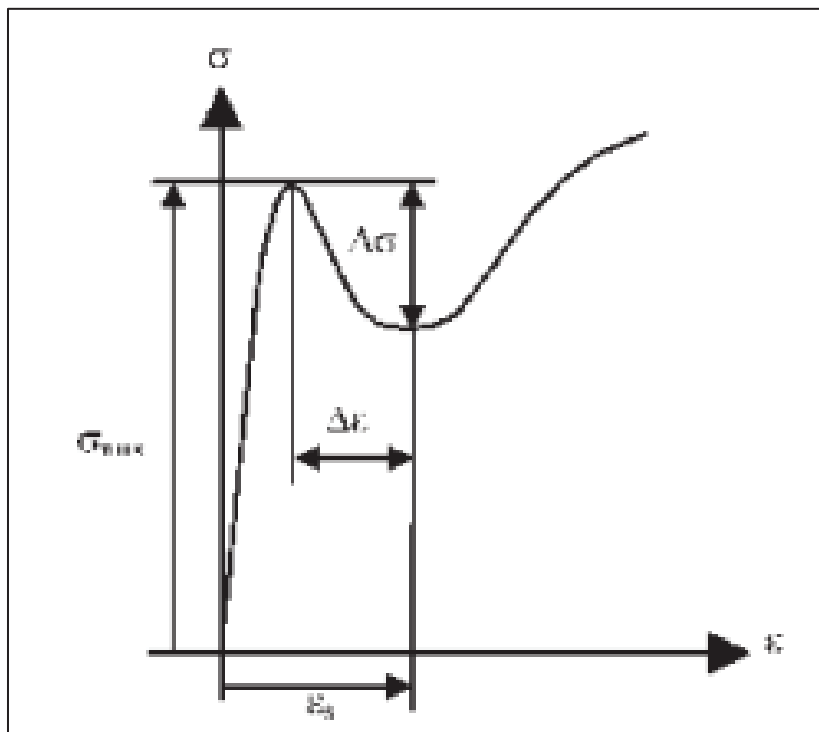


Figure 1-11 Représentation schématisée du phénomène de Yield Drop dans les courbes contraintes-déformations

Tiré de Monajati (2005)

L'origine du Yield drop dans les superalliages est sujet à plusieurs controverses : ce comportement, également observé dans certains aciers fer-carbone, ne se manifeste que dans des domaines spécifiques de température et de vitesse de déformation (Lieutaud, 2016). Guimaraes et Jonas (1981) ont attribué le pic de contrainte à un verrouillage des dislocations, lié aux éléments formateurs de γ' (Al et Ti) rejoignant ses dislocations, mécanisme souvent assimilé à un effet de type atmosphère de Cottrell, présentant une double dépendance à la température et à la vitesse de déformation.

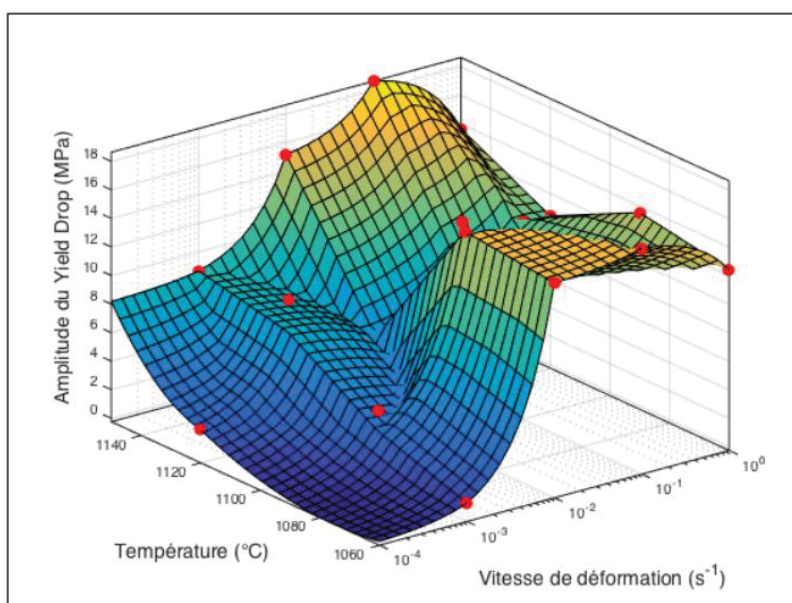


Figure 1-12 Carte de l'amplitude du Yield Drop selon la température et la vitesse de déformation

Tiré de M. Lieutaud (2016)

D'autres travaux, notamment ceux de Ahmad Chamanfar et al., 2015, ont montré que les carbures peuvent également contribuer au blocage des dislocations. Néanmoins, la brièveté de ce phénomène rend l'observation directe des évolutions microstructurales particulièrement difficile. Mais cela ne représente que l'approche physique du phénomène. Plusieurs sources considèrent le phénomène comme provenant de conditions expérimentales

Cette approche consiste à considérer que le phénomène de Yield drop serait uniquement lié à des paramètres expérimentaux, tels que la lubrification, le comportement dynamique de la presse ou encore l'interface mors/échantillon, et qu'il ne résulterait pas d'un mécanisme physique intrinsèque au matériau. Parmi ces causes potentielles, le comportement dynamique de la presse est souvent évoqué en premier mais il a été démontré que ce n'est pas une cause (Lieutaud, 2016).

La deuxième explication expérimentale du Yield Drop serait l'interface entre le mors et l'échantillon. Deux paramètres régissent cette interface : la lubrification et l'état de surface de l'échantillon. La lubrification a été identifiée comme non cause du Yield drop par M. Lieutaud. Mais l'état de surface n'a pas été étudié pour l'instant comme cause du Yield drop. Cependant, comme M. Lieutaud a pu effectuer ces essais sur presse MTS, en réalisant des tests sur une autre machine, nous montrerions que la cause expérimentale peut être réfutée et que le Yield drop a une provenance purement physique et dû au matériau.

Diminution de la pente liée à la restauration dynamique

Lorsque la déformation plastique se poursuit, la mise en mouvement des dislocations s'active sous l'effet des gradients de densité de dislocations au sein du matériau, phénomène fortement dépendant de la vitesse de déformation. Ce déplacement des dislocations s'accompagne d'un mécanisme de relaxation de la contrainte que l'on appelle restauration dynamique (Lieutaud, 2016). Celui-ci se traduit, d'une part, par l'annihilation de dislocations, résultant soit de leur interaction avec des dislocations de signe opposé, soit de leur absorption au niveau des joints de grains, et, d'autre part, par leur réorganisation en sous-structures, conduisant à la formation de sous-grains à l'intérieur des grains initiaux (Brindeau, 2023). Ces mécanismes constituent la restauration dynamique, qui permet de limiter l'accumulation de dislocations liée à l'écrouissage et, par conséquent, de contrôler l'énergie stockée dans le matériau. Ce processus peut engendrer des hétérogénéités microstructurales, telles que des variations locales de taille de grains, selon l'orientation cristallographique initiale et les différences locales de densité de précipités γ' (Lieutaud, 2016).

Sur un courbe contrainte-déformation, cela se manifeste par un changement de pente suivant l'écrouissage pour rejoindre un plateau. Cependant pour les alliages de nickel, qui disposent d'une faible énergie de faute d'empilement, la cinétique de restauration est lente et la densité de dislocation augmente suffisamment pour permettre à un nouveau mécanisme d'adoucissement d'intervenir : la recristallisation dynamique (Brindeau, 2023).

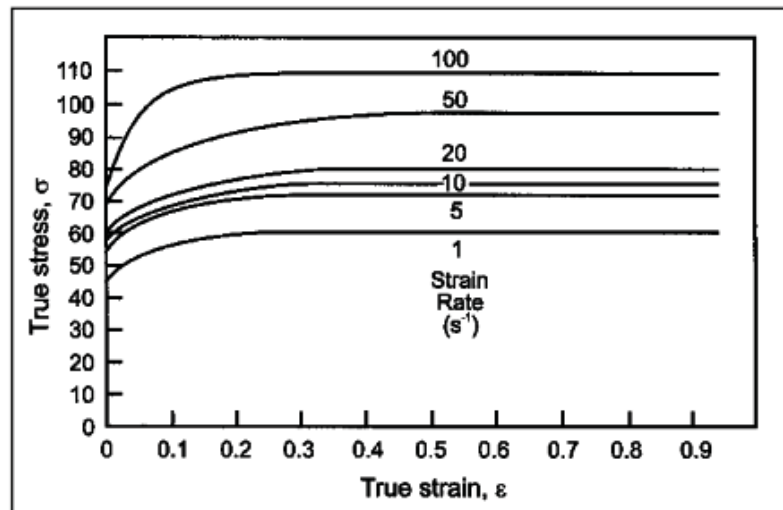


Figure 1-13 Exemple de courbes contraintes-déformations classiques avec restauration dynamique,
Tiré de M. Lieutaud (2016)

Pic de contrainte caractéristique de la recristallisation dynamique

La recristallisation dynamique correspond à la germination de nouveaux grains soit aux joints de grains, soit à l'intérieur des grains initiaux au cours de la déformation à chaud. Elle est qualifiée de continue lorsque les sous-grains issus de la restauration dynamique évoluent progressivement, sous l'effet de la déformation, vers des grains recristallisés indépendants. En revanche, lorsque la déformation favorise la nucléation de nouveaux grains au niveau des joints de grains initiaux, le mécanisme est alors désigné comme une recristallisation dynamique discontinue (Momeni, Ebrahimi, Jahazi, & Bocher, 2014).

La nature du mécanisme activé, qu’il s’agisse d’une recristallisation dynamique continue (CDRX) ou discontinue (DDRX), dépend fortement de l’énergie de faute d’empilement du matériau (SFE, Stacking Fault Energy), qui contrôle la mobilité des dislocations et l’évolution des sous-structures au cours de la déformation (Vernier, 2018).

Tableau 1-1 Conditions d'apparitions des types de recristallisations en fonction de la température et de l'énergie de faute d'empilement

Tiré de M. Lieutaud (2016)

	SFE faible	SFE élevé
$T > 0,5 T_f$	DDRX	CDRX
$T < 0,5 T_f$	CDRX	CDRX

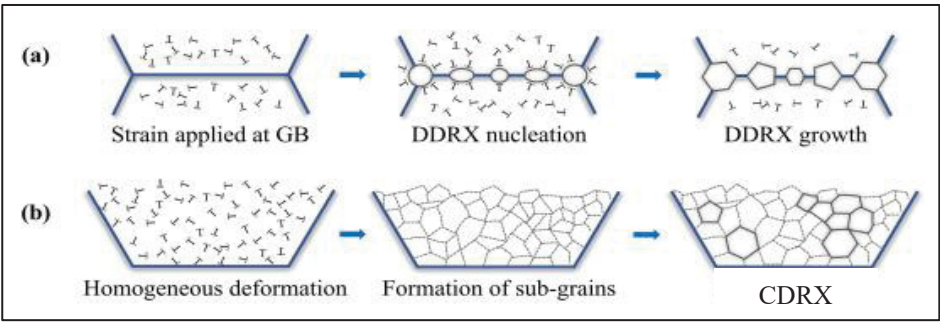


Figure 1-14 Schémas explicatifs des phénomènes de CDRX (b) et DDRX (a)

Tiré de Zhao et al. (2019)

Dans le cadre des alliages à forte énergie de faute d’empilement et d’autres conditions de déformation (par exemple, $T < 0,5 T_f$), un autre mécanisme de relaxation de contrainte peut apparaître. Ce mécanisme appelé recristallisation dynamique continue, consiste en la formation de grains issus des sous-grains de la restauration dynamique. En effet, sous l’effet de la déformation, la désorientation des sous-grains, formés lors de la restauration, augmente pour former des grains à part entière (Humphreys, 2004).

Or dans le cas des superalliages, la gamme de forgeabilité de l’alliage AD730 est comprise entre la température de fusion (T_f) et la moitié de celle-ci (Lieutaud, 2016). Les alliages de

nickel étant considérés comme des matériaux ayant une énergie de faute d'empilement faible ou moyenne, la déformation à chaud de l'alliage AD730 est donc régie par la recristallisation

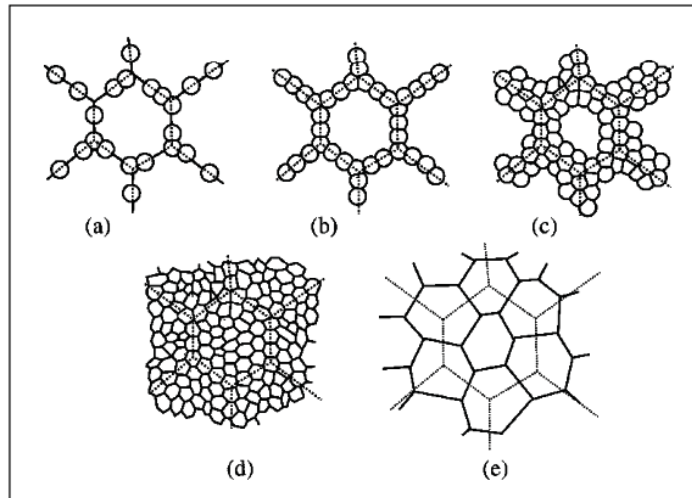


Figure 1-15 Développement de la DDRX pour une taille de grains initiale grande (a-d) ou petite (e)

Tiré de Brindeau (2023)

dynamique discontinue (Vernier, 2018). Nous allons maintenant voir comment fonctionne ce processus, composé d'une phase de nucléation puis d'une phase de croissance de grains.

Tableau 1-3 Caractéristiques des formes continues et discontinues de DRX

Tiré de M. Lieutaud (2016)

CDRX	DDRX
Les sous joints de grains formés lors de la restauration statique se transforment en grains indépendants	Cycles rapides de durcissement → nucléation → croissance de grains
Restauration dynamique forte	Restauration dynamique faible
Homogénéité des densités de dislocations	Hétérogénéité des densités de dislocations
Le taux de migration des dislocations est faible	Le taux de migration des dislocations est élevé.

La nucléation des grains s'effectue principalement sur les joints de grains dans une structure type « collier de perles » caractéristique, mais elle peut aussi s'effectuer au niveau des macles

(Momeni et al., 2014). Après leur germination, les grains grandissent et se développent à la place des grains initiaux. Lorsque les grains initiaux ont complètement disparu, la recristallisation est complète. La taille des grains recristallisés reste constante, quelle que soit l'avancée de la recristallisation.

Les microstructures issues de la recristallisation dynamique sont donc caractérisées par une taille de grains homogène et indépendante de la taille de grains initiale (Brindeau, 2023).

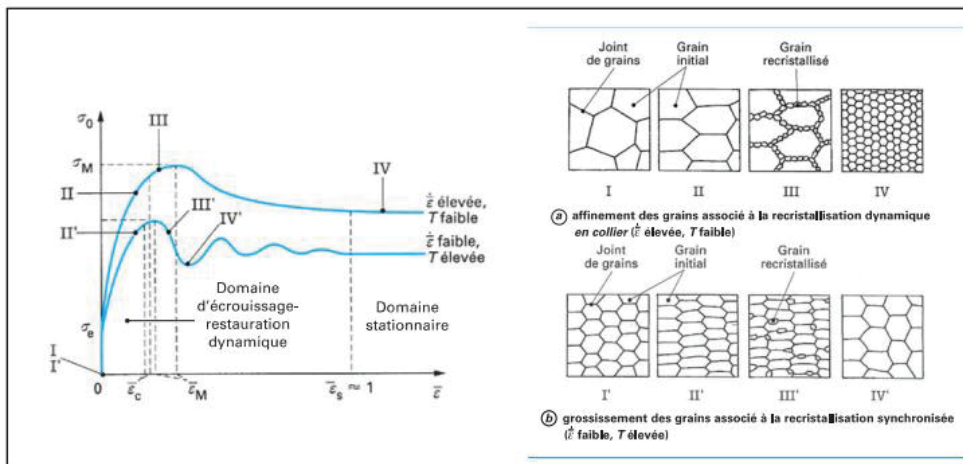


Figure 1-16 Différentes phases de la recristallisation dynamique

Tiré de Lieutaud (2016)

Sur une courbe contrainte/déformation, la recristallisation dynamique discontinue est caractérisée par un pic de contrainte. Ce pic de contrainte est ensuite suivi d'un adoucissement pour atteindre l'état stationnaire. Suivant les conditions de déformation en vitesse de déformation et température, la courbe contrainte déformation peut présenter des oscillations correspondant à des adoucissements et durcissements successifs au sein de la microstructure (Lieutaud, 2016).

Contrairement à la restauration dynamique, la recristallisation dynamique requiert l'accumulation d'une énergie minimale d'initiation, fournie par la déformation plastique et fortement dépendante de la vitesse de déformation (Momeni et al., 2014). D'après la littérature,

le seuil critique de déclenchement de la recristallisation dynamique se situe pour des déformations comprises entre 0,12 et 0,24, généralement avant l'atteinte du pic de contrainte mais pourrait être atteinte à de plus grandes déformations pour d'importantes vitesses de déformations (A. Chamanfar, Jahazi, Gholipour, Wanjara, & Yue, 2014). Il convient toutefois de souligner que la restauration dynamique et la recristallisation dynamique constituent deux mécanismes concurrents de relaxation des contraintes, dont la distinction reste délicate, la restauration contribuant elle-même à la formation de sites favorables à l'initiation de la recristallisation (Fatemeh Masoumi, 2018).

Plateau de contrainte, représentant l'état stationnaire et synonyme d'une recristallisation complète

Une fois la recristallisation complétée, la contrainte rejoint un plateau avec une valeur de contrainte appelée contrainte d'équilibre, où la création de dislocations est exactement compensée par l'apparition de nouveaux grains recristallisés (A. Chamanfar et al., 2014). Au niveau de la microstructure chaque grain passe par différentes phases : germination puis croissance jusqu'à atteindre un maximum avant de disparaître au profit d'un nouveau grain. L'état stationnaire est caractérisé par un conglomerat de grains étant chacun à leur propre phase de ce cycle. Les caractéristiques globales (taille de grains, contrainte d'écoulement) du matériau, qui sont issues de la moyenne des caractéristiques de chaque grain, sont donc constantes dans ce domaine ce qui explique la présence du plateau (Lieutaud, 2016).

À l'issue de la déformation à chaud d'autres mécanismes peuvent être enclenchés tels que la restauration et recristallisation statique ou la recristallisation métadynamique. Ces mécanismes apparaissent au cours des refroidissements ou de nouveaux traitements thermiques : l'énergie stockée dans le matériau durant la déformation associée à une température élevée entraîne

l'enclenchement de ces mécanismes (Vernier, 2018). Pour les mécanismes dit statiques, le mode de fonctionnement est le même que pendant la déformation (Lieutaud, 2016).

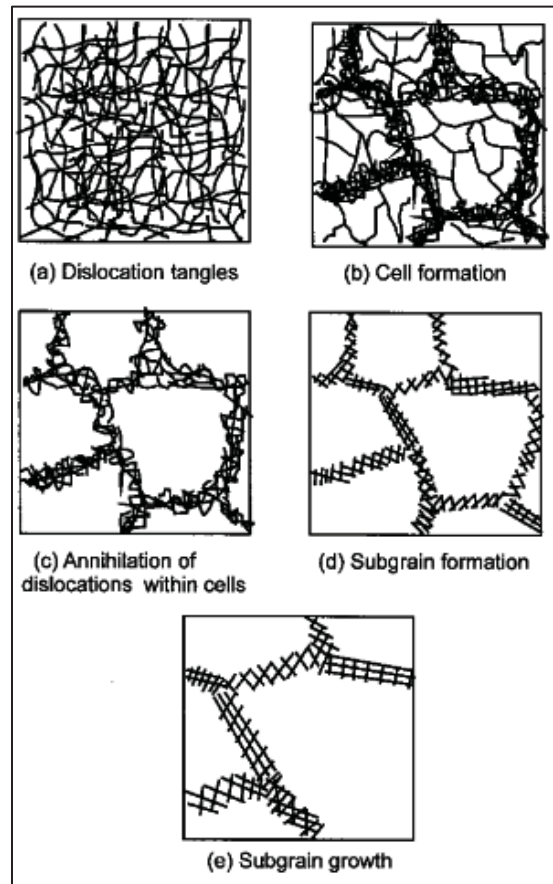


Figure 1-17 Différentes étapes de la restauration statique

Tiré de Lieutaud (2016)

Cependant, comme la recristallisation dynamique a été enclenchée précédemment, la restauration statique est très faible. Mais l'absence de déformation pendant ce mécanisme entraîne une formation de grains recristallisés caractérisés par une densité de dislocation très faible, contrairement à ceux formés pendant la recristallisation dynamique (Lieutaud, 2016).

Nous avons donc vu les mécanismes d'adoucissement activés lors des traitements mécaniques à chaud pour les superalliages et associés ces mécanismes aux courbes contraintes-déformations et à leurs évolutions. Cependant, la présence de phases secondaires, comme les précipités γ' , influence drastiquement ces courbes. À des températures inférieures au solvus

(subsolvus), les précipités fins agissent comme des obstacles au mouvement des dislocations, augmentant le niveau de contrainte et retardant le déclenchement de la DRX (Mirzaie, Ebrahimi, & Ezatpour, 2025). En revanche, les précipités grossiers peuvent favoriser la recristallisation. Les mécanismes de durcissement liés aux précipités γ' ont donc une part importante dans le comportement à chaud des superalliages base Ni mais ne seront pas ou peu étudiés au cours de ce travail.

Ces courbes contraintes déformations sont ainsi caractéristiques du comportement à chaud des superalliages et permettent de résoudre les équations constitutives propres au matériau. Ces lois et modèles permettent de prédire la réaction du matériau en fonction du processus que l'on souhaite étudier (ici, LFW et/ou forgeage) et sont ensuite implémentées dans les logiciels de simulation numériques comme des modèles éléments finis (FEM) afin de simuler les procédés de fabrication. Nous allons maintenant nous intéresser aux lois et modèles que nous pourrions utiliser pour représenter le comportement en déformation à chaud des superalliages.

1.2.2 Lois et modèles associés au processus

1.2.2.1 Équations constitutives d'Arrhenius

Afin de décrire le comportement en déformation à chaud de l'AD730, une loi de comportement reliant la contrainte d'écoulement, la vitesse de déformation et la température est nécessaire. Le modèle constitutif de type Arrhenius est largement utilisé pour les superalliages base de nickel, car il permet de rendre compte du caractère thermiquement activé de l'écoulement plastique à haute température (Brindeau, 2023). Cette section présente les fondements théoriques du modèle d'Arrhenius ainsi que les paramètres clés pertinents dans le contexte du LFW, sujet de fond de ce mémoire.

Le modèle d'Arrhenius suppose que la vitesse de déformation est contrôlée par un processus d'activation dépendant de la température, analogue aux réactions chimiques. Il s'exprime donc sous forme exponentielle :

$$\dot{\varepsilon} = A[f(\sigma)]^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (1.1)$$

Où A est une constante matériau, n l'exposant de contrainte, Q l'énergie d'activation apparente de la déformation ($\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$), R la constante des gaz parfaits ($8,314 \text{ J}\cdot\text{mol}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$) et T la température absolue (K).

La fonction de contrainte $f(\sigma)$ dépend du niveau de contrainte appliquée, ce qui conduit à trois expressions correspondant à différents régimes de déformation :

- Régime de faible contrainte ($\sigma\alpha < 0,8$) :

$$\dot{\varepsilon} = A\sigma^{n_1} \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (1.2)$$

- Régime de forte contrainte ($\sigma\alpha > 1.2$) :

$$\dot{\varepsilon} = A \exp(\beta\sigma) \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (1.3)$$

- Régime général (pour tous les niveaux de contraintes) :

$$\dot{\varepsilon} = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (1.4)$$

En pratique, c'est la forme générale en sinus hyperbolique (équation 1.4) qui est retenue pour l'implémentation dans les codes de simulation numérique, plutôt que les formes simplifiées en loi puissance (régime de faible contrainte) ou exponentielle (régime de forte contrainte). En effet, contrairement à ces deux dernières, valables chacune sur un domaine de contrainte restreint, la formulation en $\sinh(\alpha\sigma)$ assure une description continue et unique du comportement sur l'ensemble de la gamme de contraintes rencontrées au cours d'un procédé tel que le LFW, où le matériau transite en un seul cycle du domaine élastique au régime de

forte contrainte caractéristique de la phase de forgeage. Cette continuité évite toute discontinuité numérique lors du changement de régime, ce qui justifie son adoption quasi systématique dans les études de calibration constitutive des superalliages destinées à la simulation par éléments finis (Brindeau, 2023 ; Lieutaud, 2016).

Le multiplicateur de contrainte α , définit en fonction de β et n_1 tel que $\alpha = \frac{\beta}{n_1}$, permet d'illustrer la transition entre les régimes de faible et de forte contrainte dans la formulation d'Arrhenius, permettant ainsi une description continue du comportement d'écoulement sur l'ensemble du domaine de contrainte.

Chaque constante de la loi constitutive d'Arrhenius possède une signification physique spécifique et reflète des aspects fondamentaux du comportement en déformation à chaud des superalliages. Leur compréhension est essentielle pour l'interprétation des données expérimentales et l'évaluation de l'influence des conditions de procédé sur la réponse thermomécanique du matériau.

La constante α détermine la forme de la fonction de contrainte dans la relation hyperbolique sinus. Elle ajuste la sensibilité de la vitesse de déformation aux variations de la contrainte d'écoulement et permet d'unifier les régimes de faible et de forte contrainte au sein d'une formulation unique. Pour les superalliages base de nickel, α est généralement de l'ordre de 0,005 à 0,02 MPa⁻¹, en fonction de la résistance de l'alliage et de la température d'essai (Xia et al., 2025). Des valeurs plus faibles de α indiquent une sensibilité accrue de la contrainte, tandis que des valeurs plus élevées traduisent une capacité d'accommodation plus large (Lieutaud, 2016). Dans le contexte du LFW, où les contraintes peuvent dépasser 1 GPa, α garantit la validité de la loi constitutive sous des conditions de déformation sévères (Mirzaie et al., 2025).

L'exposant n reflète la sensibilité de l'alliage à la vitesse de déformation et indique l'intensité de la réponse de la contrainte d'écoulement aux variations de $\dot{\epsilon}$ en conditions isothermes. Pour les superalliages base de nickel, n est généralement compris entre 3 et 7 (Durand, 2022). Des

valeurs faibles de n sont associées à des mécanismes contrôlés par la diffusion et à une restauration efficace, tandis que des valeurs élevées traduisent une plasticité dominée par les dislocations et une restauration limitée (Bertrand, 2019). Lors du LFW, où les vitesses de déformation pourraient dépasser 10^2 – 10^3 s⁻¹, n influence directement l'intensité de l'écrouissage et l'initiation de la recristallisation dynamique (Turner et al., 2011).

L'énergie d'activation apparente Q caractérise la sensibilité du matériau à la température et est étroitement liée aux mécanismes de diffusion atomique et de montée des dislocations. Sa valeur permet d'identifier les mécanismes dominants de la déformation plastique à haute température. Pour la majorité des superalliages base de nickel, Q se situe entre 400 et 600 kJ·mol⁻¹, valeurs cohérentes avec la diffusion propre dans les phases γ et γ' (Fatemeh Masoumi, 2018).

Le paramètre A représente le facteur pré-exponentiel de la relation d'Arrhenius et rend compte de la fréquence des événements thermiquement activés contribuant à la déformation plastique. Sa valeur dépend de la composition de l'alliage, de sa structure cristalline et des mécanismes de déformation, et peut varier sur plusieurs ordres de grandeur (10^8 – 10^{16}) pour les systèmes à base de nickel (Reed, 2008). Bien que A ait une signification physique limitée pris isolément, il assure la cohérence dimensionnelle de la loi et règle l'échelle de la relation entre contrainte, vitesse de déformation et température.

1.2.2.2 Paramètre de Zener–Hollomon

Dans l'analyse de la déformation à chaud, l'influence combinée de la température et de la vitesse de déformation est généralement représentée à l'aide du paramètre de Zener–Hollomon (Z), également appelé vitesse de déformation compensée en température. Ce paramètre regroupe les effets thermiques et cinétiques de l'écoulement plastique en une variable unique, permettant d'exprimer le comportement constitutif du matériau indépendamment des termes de température ou de vitesse de déformation seuls (Shen, Semiatin, & Shivpuri, 1995). Le paramètre est défini comme ceci :

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (1.5)$$

Ce qui donne en utilisant les équations constitutives d'Arrhenius :

$$Z = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (1.6)$$

Ce qui indique que le paramètre de Zener–Hollomon représente l'intensité de la vitesse de déformation corrigée de l'activation thermique. À contrainte constante, une augmentation de la température diminue la valeur de Z , traduisant une mobilité accrue des dislocations ; inversement, à température constante, une augmentation de la vitesse de déformation entraîne une hausse de Z , associée à une énergie stockée plus élevée et à une intensification de l'écrouissage. En pratique, le paramètre de Zener–Hollomon constitue également le lien entre les conditions de déformation et la réponse microstructurale : des valeurs élevées de Z (associées à des vitesses de déformation élevées ou à des températures plus faibles) favorisent la formation de grains recristallisés fins en raison d'une accumulation rapide de dislocations, tandis que des valeurs faibles de Z favorisent les mécanismes de restauration et de grossissement des grains (Xia et al., 2025).

Pris ensemble, ces paramètres décrivent la réponse thermomécanique fondamentale des superalliages dans des conditions de déformation à chaud. Leur interdépendance gouverne la cinétique d'adoucissement, la facilité d'initiation de la recristallisation dynamique et l'évolution de la taille de grain sous déformation sévère. La combinaison d'une énergie d'activation modérée, de valeurs de n typiques et d'un paramètre α stable assure aux superalliages un comportement de déformation contrôlé à haute vitesse de déformation, favorable à une recristallisation complète et à un affinement microstructural homogène au cours du soudage. Le modèle constitutif d'Arrhenius ne se limite pas à la description du comportement macroscopique d'écoulement des métaux en déformation à chaud, mais fournit également le socle thermomécanique nécessaire à la modélisation de l'évolution microstructurale. Les paramètres issus de ce modèle, en particulier la vitesse de déformation, la température et le paramètre de Zener–Hollomon (Z), gouvernent la cinétique de la

recristallisation dynamique, principal mécanisme de restauration dans les superalliages base de nickel à haute température (Javidikia et al., 2023).

Ainsi, le modèle constitutif d'Arrhenius fournit une description physiquement cohérente du comportement des superalliages sous les conditions de forte vitesse de déformation et de haute température caractéristiques du soudage par friction linéaire. En reliant la contrainte d'écoulement à la vitesse de déformation et à la température via le paramètre de Zener–Hollomon, ce modèle définit la réponse thermomécanique du matériau lors de déformations sévères.

1.2.2.3 Modèle JMAK–Zener pour la recristallisation dynamique et évolution de la taille de grain

Afin de prédire l'évolution microstructurale lors de la déformation à chaud, il est nécessaire de disposer d'un modèle capable de relier les conditions thermomécaniques à la recristallisation dynamique et à l'affinement de la taille de grain. La formulation JMAK–Zener fournit un tel cadre en reliant la déformation, la vitesse de déformation et la température aux cinétiques de recristallisation ainsi qu'à la taille de grain recristallisée. Cette section présente les fondements théoriques du modèle JMAK–Zener.

La recristallisation dynamique (DRX) constitue le principal mécanisme de restauration microstructurale lors de la déformation plastique à haute température des superalliages base de nickel. Elle conduit au remplacement des grains fortement écrouis et riches en dislocations par de nouveaux grains exempts de déformation, entraînant un affinement de la taille de grain et une homogénéisation des propriétés mécaniques. Afin de décrire ce phénomène dans le cadre de la déformation à chaud, Okeke et al. (2022) ont développé une formulation intégrée JMAK–Zener couplant la réponse thermomécanique (déformation, vitesse de déformation et température) aux cinétiques de recristallisation et à l'évolution de la taille de grain résultante.

La fraction volumique de grains recristallisés dynamiquement (X_{DRX}) est exprimée à l'aide d'un modèle de type Johnson–Mehl–Avrami–Kolmogorov (JMAK) dépendante de la déformation (Okeke et al., 2022):

$$X_{DRX} = 1 - \exp \left[-\ln 2 \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_{0.5} - \varepsilon_c} \right)^{n_d} \right] \quad (1.7)$$

Où :

- X_{DRX} est la fraction volumique recristallisée dynamiquement, représentant la proportion du matériau transformée en nouveaux grains exempts de déformation ; elle varie de 0 (absence de recristallisation) à 1 (recristallisation complète).
- ε est la déformation vraie appliquée au matériau à un instant donné.
- ε_c est la déformation critique d'initiation de la DRX. Elle correspond au seuil à partir duquel la densité de dislocations accumulée devient suffisante pour permettre la nucléation de nouveaux grains sans déformation. En dessous de cette valeur, la déformation est gouvernée uniquement par l'écrouissage et la restauration.
- $\varepsilon_{0.5}$ est la déformation associée à l'état stationnaire de la DRX soit environ 50 % de recristallisation. Au-delà de cette valeur, les phénomènes de nucléation et de croissance atteignent un équilibre dynamique et la recristallisation progresse à un taux quasi constant jusqu'à complétion.
- n_d est l'exposant d'Avrami, constant matériau.

Les déformations caractéristiques ε_c et $\varepsilon_{0.5}$ dépendent du paramètre de Zener–Hollomon (Z) et sont définies empiriquement par :

$$\varepsilon_c = \varepsilon_{c_1} Z^{n_{c_1}} \quad (1.8)$$

$$\varepsilon_{0.5} = \varepsilon_{b_1} Z^{n_{b_1}} \quad (1.9)$$

Où ε_{c_1} , n_{c_1} , ε_{b_1} et n_{b_1} sont des constants matériaux déterminés expérimentalement pour chaque alliage. Des valeurs élevées de Z , associées à des vitesses de déformation élevées ou à des températures plus faibles, augmentent à la fois ε_c et $\varepsilon_{0.5}$, retardant ainsi l'initiation et la

progression de la recristallisation dynamique. À l'inverse, des valeurs plus faibles de Z favorisent une nucléation plus précoce et une cinétique de DRX plus rapide.

Une fois le matériau entièrement recristallisé, la taille de grain recristallisée dynamiquement (d_{DRX}) est reliée au paramètre de Zener–Hollomon par une loi de type Zener tenant compte des différents régimes de vitesse de déformation (Mirzaie et al., 2025):

$$d_{DRX} = \begin{cases} -g_1 \ln Z + g_{c_1} & \dot{\epsilon} < 0.1 \text{ s}^{-1} \\ -g_2 \ln Z + g_{c_2} & 0.1 < \dot{\epsilon} < 10 \text{ s}^{-1} \\ -g_3 \ln Z + g_{c_3} & \dot{\epsilon} > 10 \text{ s}^{-1} \end{cases} \quad (1.10)$$

Où les constantes g_1, g_2, g_3 et $g_{c_1}, g_{c_2}, g_{c_3}$ traduisent respectivement la mobilité des joints de grains et les caractéristiques de nucléation dans les régimes de faible, moyen et fort taux de déformation.

Un autre modèle utilisé peut être celui suivant pour ne pas être limité par les vitesses de déformations :

$$\ln(d_{DRX}) = -0.0992 \ln(Z) + 6.3109 \quad (1.11)$$

La taille de grain moyenne globale (d_{ave}) est ensuite calculée comme une moyenne pondérée entre les fractions recristallisées et non recristallisées :

$$d_{ave} = d_{DRX} X_{DRX} + d_{ave(t-1)} (1 - X_{DRX}) \quad (1.12)$$

Où :

- d_{ave} est la taille de grain moyenne actuelle du matériau après l'incrément de déformation considéré,
- d_{DRX} est la taille de grain de la fraction totalement recristallisée, correspondant aux nouveaux grains fins et exempts de déformation,
- X_{DRX} est la fraction recristallisée dynamiquement,
- $d_{ave(t-1)}$ est la taille de grain moyenne avant l'incrément courant, représentant la fraction encore écrouie,
- $1 - X_{DRX}$ correspond à la fraction non recristallisée.

Cette équation décrit l'évolution de la taille de grain moyenne du matériau (d_{ave}) au cours de la déformation, à mesure que la recristallisation dynamique progresse. Elle exprime une moyenne pondérée entre les nouveaux grains fins formés par recristallisation dynamique et les grains grossiers résiduels non recristallisés. Au début du processus ($X_{DRX} \approx 0$), la taille de grain moyenne reste proche de celle de la microstructure initiale. À mesure que la recristallisation dynamique progresse, l'influence des nouveaux grains fins devient dominante, conduisant à une diminution progressive de la taille de grain moyenne. Lorsque la recristallisation est complète ($X_{DRX} = 1$), la microstructure est entièrement renouvelée et la taille de grain moyenne est égale à la taille de grain recristallisée d_{DRX} .

1.3 Procédé de soudure classique et leurs défauts pour ces alliages

Le soudage est une opération clé, non seulement pour l'assemblage de composants (comme les aubes aux disques, formant des blisks), mais aussi pour la réparation des pièces coûteuses et endommagées, notamment les disques de turbine (F. Masoumi et al., 2019 ; Fatemeh Masoumi, 2018). Historiquement, le soudage des superalliages base de nickel a souvent été réalisé par des techniques conventionnelles basées sur la fusion telles que le soudage à l'arc au tungstène gazeux (TIG/GTAW), le soudage laser ou par faisceau d'électrons (Ahmad Chamanfar et al., 2015). Cependant, ces méthodes présentent des limitations bien documentées et sont généralement considérées comme peu efficaces pour la réparation, notamment des aubes endommagées (Ahmad Chamanfar, 2012).

Les principaux défis métallurgiques associés aux techniques de soudage par fusion pour les superalliages base de nickel sont les suivants :

Pendant le soudage par fusion, le métal de base est chauffé au-dessus du solidus mais en dessous du liquidus, ce qui crée une zone pâteuse (mushy zone) où les phases solide et liquide coexistent (Ahmad Chamanfar, 2012). Les superalliages base de nickel sont particulièrement

sujets à la fissuration de solidification en raison de leur large intervalle de température de solidification (Ahmad Chamanfar et al., 2015). La liquéfaction, se produit souvent à l'échelle des joints de grains dans la ZAT et provient de la fusion de constituants à point de fusion plus bas, souvent des phases secondaires situées aux joints de grains (Ahmad Chamanfar et al., 2015). La présence de ces phases secondaires liquéfiées entraîne une réduction intrinsèque de la ductilité dans cette zone localisée du matériau. Sous l'effet des contraintes thermiques de traction générées par le retrait et la contraction du métal lors du refroidissement et de la solidification, le matériau dans la zone pâteuse, dont la ductilité est déjà réduite par la liquéfaction, devient très susceptible à la microfissuration (Ahmad Chamanfar, 2012).

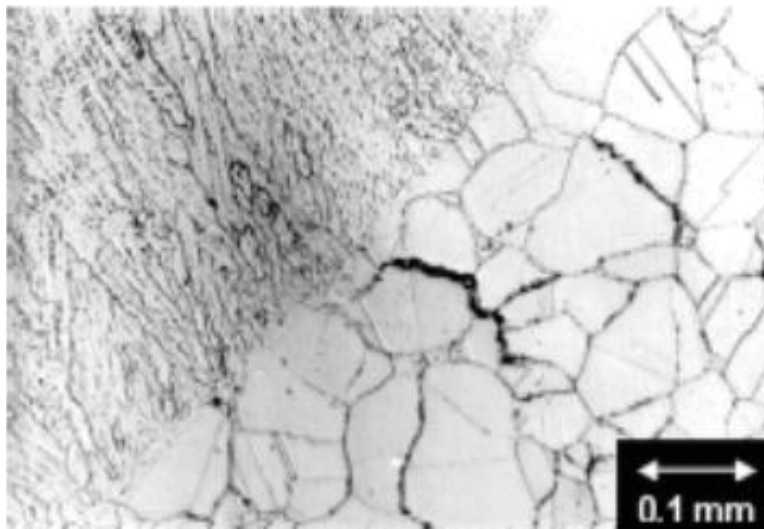


Figure 1-18 : Défauts inhérents au soudage par fusion :
Fissuration par liquation dans la ZAT d'un Waspaloy
soudé au laser

Tiré de Ahmad Chamanfar (2012)

La liquéfaction peut ainsi conduire à la formation de zones resolidifiées sensible à la microfissuration et le soudage par fusion, notamment de matériaux dissemblables, est souvent associé à la ségrégation d'éléments d'alliage et à la formation de phases intermétalliques fragiles, ce qui détériore les propriétés mécaniques du joint. Le procédé engendre aussi la création d'une structure de coulée dans la zone de fusion, ce qui altère les propriétés

mécaniques, notamment la ductilité et la durée de vie en fatigue (Ahmad Chamanfar et al., 2015).

Ces défauts résultent donc de la complexité des superalliages, où les éléments d'alliage (comme le Nb dans l'Inconel 718 ou l'Al et le Ti dans l'AD730) forment des phases durcissantes stables et des constituants aux joints de grains (carbures, borures) qui peuvent fondre ou se ségréger localement, compliquant la solidification et le refroidissement de la zone fondue et de la ZAT. De plus, ces méthodes nécessitent généralement l'utilisation de fil d'apport, de flux ou de gaz de protection, ce qui augmente la complexité et les coûts de fabrication (Ahmad Chamanfar, 2012).

1.3.1 Solutions envisagées

Pour pallier les défauts des procédés de soudage par fusion conventionnel, les techniques de soudage à l'état solide, telles que le soudage par friction linéaire (LFW) et le soudage par friction inertielle (IFW), sont privilégiées pour les superalliages base nickel (Tabaie, Rézaï-Aria, Flipo, Cormier, & Jahazi, 2021). Ces méthodes présentent l'avantage majeur de ne pas provoquer de fusion massive du métal, la liaison se produisant à des températures inférieures au point de fusion de l'alliage (F. Masoumi et al., 2019). Cette absence de phase liquide permet d'éviter les problèmes de fissuration de solidification, de porosité et de ségrégation majeure des éléments d'alliage. L'application de hautes pressions durant le cycle thermomécanique, caractéristique du procédé LFW, permet de supprimer ou de réduire significativement la fissuration par liquation dans la zone affectée thermiquement (ZAT) (Fatemeh Masoumi, 2018). Ces procédés sont particulièrement efficaces pour la fabrication et la réparation de composants complexes, tels que les disques aubagés monobloc (blisks), tout en éliminant le besoin de métal d'apport, de flux ou de gaz de protection (Tabaie, Rézaï-Aria, Flipo, Cormier, et al., 2021).

1.4 Soudage par friction linéaire (Linear Friction Welding, LFW)

Le soudage par friction rotative (Rotational Friction Welding, RFW) a été introduit en 1956 en Russie par Chudikov, qui démontra la faisabilité d'assemblages de haute qualité grâce à la chaleur générée par le frottement à l'interface. Le procédé fut ensuite introduit aux États-Unis en 1960, où les recherches se sont concentrées sur l'analyse des paramètres et des aspects thermiques. En 1962, une variante du procédé, le soudage par friction inertielle (Inertia Friction Welding, IFW), fut développée par la Caterpillar Tractor Company. Parallèlement, le soudage par friction linéaire (Linear Friction Welding, LFW), sur lequel ce mémoire va se concentrer, est introduit dès 1959 par Richter en Allemagne et Vill en Russie, puis connaît une avancée majeure avec l'installation en 1990 de la première machine dédiée au The Welding Institute (TWI) au Royaume-Uni (Ahmad Chamanfar et al., 2015).



Figure 1-19 : Exemple de machine utilisée au TWI

Tiré de The Welding Institute

Nous allons maintenant voir comment ce dernier procédé est réalisé et ses conséquences sur les superalliages.

1.4.1 Fonctionnement intrinsèque

Le soudage par friction linéaire (LFW, pour Linear Friction Welding) est donc une technologie d'assemblage thermique à l'état solide fonctionnant par transformation d'énergie mécanique (frottement solide-solide) en chaleur (Ahmad Chamanfar, 2012). Pour les superalliages, le procédé repose sur le mouvement de va-et-vient alternatif (oscillatoire) d'une pièce contre une autre pièce maintenue stationnaire, le tout sous une force de compression axiale (Yang et al., 2024). C'est également un procédé très rapide de soudage (souvent moins de 10 secondes).

Ce cycle thermomécanique complexe est conventionnellement décomposé en quatre phases distinctes (Bertrand, 2019):

1. Phase initiale (ou de contact) : Les deux pièces sont mises en contact sous une pression prédéterminée pour stabiliser les fixations.
2. Phase de transition (ou de montée en température) : L'oscillation démarre, générant de la chaleur par frottement solide qui élimine les couches d'oxydes et les aspérités de surface.
3. Phase d'équilibre (ou de "burn-off") : Lorsque la température atteint un seuil critique (proche du solidus), le matériau s'adoucit plastiquement et commence à s'écouler sous forme de flash (bavures). On observe alors un raccourcissement axial dû à l'éjection de matière. Fatemeh Masoumi, 2018 et Ahmad Chamanfar, 2012 ont montré qu'il est raisonnable de supposer que l'écoulement du matériau débute vers $0,85 T_m$, température à laquelle une fraction volumique significative des précipités γ' peut se dissoudre.

4. Phase de forge (ou de décélération) : L'oscillation est arrêtée brusquement et les pièces sont alignées tandis que la pression est maintenue ou augmentée pour consolider le joint pendant le refroidissement.

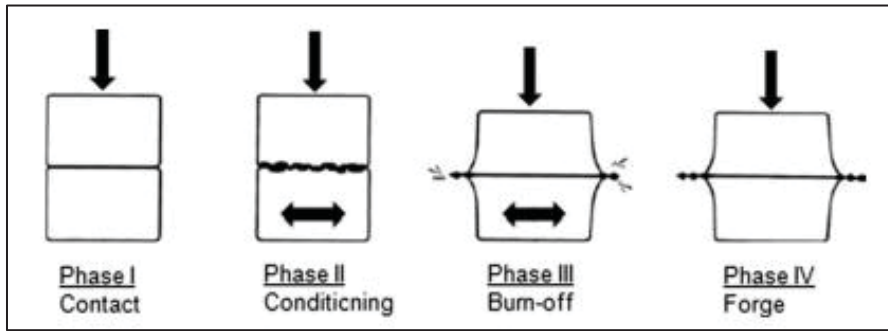


Figure 1-20 : Schéma explicatif des différentes phases de LFW

Pris de W.Y. Li (2008, p. 293)

À mesure que les aspérités de surface sont écrasées, la distance interatomique entre les atomes des deux pièces devient comparable à celle existant dans le réseau cristallin du matériau massif (Ahmad Chamanfar, 2012). Les forces de cohésion métallique peuvent alors s'établir, conduisant à la création d'un joint continu (Tabaie et al., 2022). Par ailleurs, la température élevée et la forte densité de dislocations générée par la déformation favorisent la diffusion atomique à courte distance à travers l'interface, ce qui renforce la continuité microstructurale et mécanique du joint (Fatemeh Masoumi, 2018).

La génération de chaleur est le moteur de la plastification nécessaire à la liaison. La puissance thermique totale dépend de la vitesse de frottement moyenne (v_r), définie par l'amplitude (a) et la fréquence (f) de l'oscillation selon la relation $v_r = 4af$. La chaleur est ensuite calculée par la formule (Li, Ma, & Li, 2010 ; Vairis & Frost, 2000):

$$HI = \dot{q} = \mu v_r P_{Fric} \quad (1.13)$$

Où μ est le coefficient de frottement et P_{Fric} la pression de friction. Une vitesse de frottement constante est considérée, imposée par la capacité de la machine de LFW. Le coefficient de frottement peut être pris égal à $0,5 \pm 0,1$ pour les superalliages base de nickel, comme rapporté dans la littérature (Geng, Qin, Ma, Zhou, & Ma, 2021 ; Li et al., 2010). Toutefois, μ peut être

considéré comme un paramètre variable au cours du procédé selon les paramètres de LFW choisis, diminuant avec l'élévation de la température (de 0,6 jusqu'à environ 0,2) (Tabaie, 2021).

La température est ainsi calculée ainsi : Geng et al. (2021) ont utilisé une modélisation tridimensionnelle (3D) tenant compte de la variation du coefficient de frottement au cours du procédé. L'équation de la chaleur tridimensionnelle sans génération volumique d'énergie s'écrit :

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \alpha \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) \quad (1.14)$$

Où T est la température, t le temps, x , y et z les directions de propagation thermique, et α la diffusivité thermique. Cette dernière est reliée à la conductivité thermique λ , à la densité ρ et à la capacité calorifique C_p par :

$$\alpha = \frac{\lambda}{\rho C_p} \quad (1.15)$$

Le concept de source thermique instantanée dans un milieu infini est utilisé pour résoudre la conduction thermique associée au procédé LFW et la solution analytique de la distribution transitoire de température en 1D, pour une génération de chaleur par friction à un taux $\dot{q}$ ($\text{W} \cdot \text{m}^{-2}$) diffusant à une distance x de l'interface de soudage, est donnée par (Fateme Masoumi, 2018) :

$$T(x, t) = T_i + \frac{\dot{q}}{2\lambda} \left[\sqrt{\frac{4\alpha t}{\pi}} \exp\left(-\frac{x^2}{4\alpha t}\right) - x \operatorname{erfc}\left(\frac{x}{2\sqrt{\alpha t}}\right) \right] \quad (1.16)$$

Où T_i est la température ambiante. Pour $x=0$, la température à l'interface de soudage devient :

$$T(0, t) = T_i + \frac{\dot{q}}{\lambda} \sqrt{\frac{\alpha t}{\pi}} \quad (1.17)$$

Dans le cas des superalliages comme l'AD730 ou l'Inconel 718, la température à l'interface de soudage atteint typiquement 80 % à 95 % de la température de fusion (T_M), soit environ 1200°C à 1250°C (Tabaie et al., 2022). Cette chaleur intense reste extrêmement localisée dans une zone précise, dont nous discuterons juste après, en raison de la rapidité du procédé (souvent moins de 10 secondes) et de la faible conductivité thermique des superalliages (Ahmad Chamanfar et al., 2015). Nous allons maintenant nous intéresser aux microstructures résultantes de ce procédé pour des superalliages base Ni.

1.4.2 Conséquences microstructurales

Le processus de soudage par friction linéaire (LFW) induit des transformations microstructurales localisées en raison du cycle thermomécanique extrême (températures proches du solidus, fortes déformations et vitesses de refroidissement rapides). Cette sollicitation thermomécanique sévère génère une hétérogénéité microstructurale marquée dans la zone soudée, classiquement subdivisée en plusieurs régions distinctes présentant chacune des caractéristiques spécifiques (Choi, Hino, Ushioda, Fujii, & Lee, 2026).

Zone de liaison (Weld Zone – WZ)

Située au cœur du joint, la Weld Zone est le siège des sollicitations thermomécaniques les plus extrêmes. La température y atteint son maximum, s'élevant typiquement entre 75 % et 95 % de la température de fusion de l'alliage (entre 1200 °C et 1250 °C ici) (Fateme Masoumi, 2018). Cette zone est caractérisée par une recristallisation dynamique discontinue (DDRX) complète. Ce phénomène, dont nous parlerons dans une prochaine partie (section 1.3.1), entraîne un affinement extrême du grain : dans l'AD730™, le grain passe d'environ 40 µm dans le métal de base à près de 4 µm dans la WZ (Tabaie, 2021). En raison des températures dépassant le solvus, les phases durcissantes (γ' ou γ'') sont totalement dissoutes. Seule une fine précipitation de ces phases est observée lors du refroidissement rapide post-soudage (F. Masoumi et al., 2019).

Zone Affectée Thermomécaniquement (TMAZ)

La TMAZ a été observée à distance de la zone de soudure, entre 180 et 600 μm et subit des températures et des déformations plastiques plus modérées, mais suffisantes pour altérer la microstructure initiale (Tabaie et al., 2022). Contrairement à la WZ, la recristallisation y est souvent partielle. Les grains originaux apparaissent fortement déformés et allongés dans la direction de l'oscillation (Tabaie, 2021). On y observe une transition progressive des joints de grains à faible angle (LAGB) vers des joints à fort angle (HAGB), signe d'une recristallisation dynamique continue (CDRX) (Choi et al., 2026). Dans les superalliages γ/γ' , la TMAZ peut présenter une dissolution partielle des précipités γ' ainsi qu'une redistribution de leur taille et de leur morphologie (Fatemeh Masoumi, 2018). Cette zone joue un rôle de transition microstructurale et mécanique entre le cœur du joint et le matériau de base. Cette zone présente souvent une chute de microdureté marquée due à la dissolution partielle des précipités durcissants qui n'est pas compensée par l'affinement du grain, contrairement à la WZ (Fatemeh Masoumi, 2018).

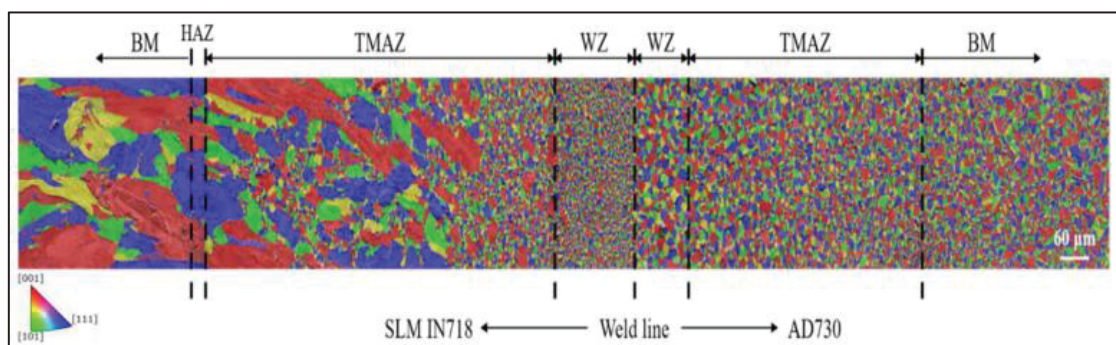


Figure 1-21 : Cartographie EBSD des grains dans différentes zones après soudage par friction linéaire. La ZAT du côté de l'AD730TM n'a pas été observée

Tiré de Tabaie et al. (2022)

Zone Affectée Thermiquement (HAZ)

La zone affectée thermiquement est soumise à un cycle thermique induit par le procédé, mais sans déformation plastique notable. Des changements notables de la microstructure lors du soudage par friction linéaire (LFW) d'un superalliage AD730, apparaissent à une distance spécifique de 4 à 4,5 mm de part et d'autre de la ligne de soudure, correspondant à une largeur totale de la TMAZ et de la HAZ comprise entre 8 et 9 mm (Fatemeh Masoumi, 2018). Ces distances sont en raison de la rapidité du cycle thermique et de la faible conductivité des superalliages. Les températures atteintes dans cette région sont suffisantes pour modifier la microstructure initiale, notamment par dissolution partielle ou re-précipitation des phases γ' , mais insuffisantes pour provoquer un écoulement plastique ou une recristallisation (Tabaie et al., 2022). La HAZ peut ainsi présenter une évolution locale des propriétés mécaniques, en particulier une variation de la dureté liée à l'état de précipitation. Bien que les grains conservent leur taille, on peut observer une modification de la morphologie des précipités, notamment un grossissement ou une agglomération de la phase γ' (Ahmad Chamanfar, 2012). Cette zone est souvent critique du point de vue de la tenue mécanique et de la résistance au fluage.

Matériau de base (Base Material – BM)

Au-delà de la HAZ se trouve le matériau de base, qui conserve sa microstructure et ses propriétés initiales, n'ayant été que marginalement influencé par le cycle thermomécanique du

Tableau 1-4 : Température maximale selon la distance à l'interface de soudure de LFW de Waspaloy

Tiré de Tabaie et al. (2022)

Initial Location from Interface, mm	Peak Temperature, °C
1.5	1126 ± 9
2.8	984 ± 31
4.2	810 ± 30
5.5	640 ± 35

soudage. Cette zone sert de référence pour l'analyse comparative des évolutions microstructurales et mécaniques induites par le procédé LFW.

1.4.3 Limites des connaissances

Malgré son intérêt industriel croissant, notamment dans le domaine aéronautique, le soudage par friction linéaire demeure un procédé dont les données, par exemple sur l'évolution de la température ou de la vitesse de déformation, sont encore rares (Yang et al., 2024). En raison de la nature extrêmement rapide du procédé, il est impossible d'observer directement l'interface de soudure pendant l'opération. Cela impose de s'appuyer sur des mesures indirectes ou des simulations pour étudier le processus. De plus, la modélisation précise du processus LFW des superalliages, tenant compte du comportement des matériaux à haute température et des conditions extrêmes dans plusieurs zones reste un défi. Pour illustrer les manquements de connaissances sur certains aspects du procédé, nous allons maintenant nous concentrer sur la température et la vitesse de déformation comme exemples.

Température : La température doit être suffisamment élevée pour rendre l'alliage malléable au cours du procédé. La résistance des superalliages base de nickel dépend fortement de la présence de particules durcissantes par précipitation (à savoir γ' dans l'AD730™ et γ'' , γ' et δ dans l'IN718). La température minimale nécessaire pour initier la déformation correspond à la température de dissolution de ces phases (F. Masoumi et al., 2019). Or la mesure directe de la température à l'interface est quasiment impossible car le retrait de matière (burn-off) et les déformations plastiques sévères déplacent ou détruisent les sondes de thermocouples. De plus, les mesures par pyrométrie infrarouge sont biaisées par les changements d'émissivité de la surface au cours du cycle. Mais les mesures de température réalisées à l'aide d'un système d'imagerie thermique infrarouge indiquaient que la température à l'interface de soudure atteignait environ 1100 °C durant la phase de friction du soudage par friction linéaire d'un superalliage base de nickel (F. Masoumi et al., 2019).

Concernant l'alliage AD730™, F. Masoumi et al., 2019 ont montré que selon la position par rapport à l'interface de soudure, le taux de chauffage n'est pas le même et donc la cinétique de dissolution des précipités γ' évolue avec la distance à cette interface. La température de dissolution la plus basse des γ' est de l'ordre de 1060 °C et donc la température minimale devant être atteinte avant l'application de la charge afin d'initier la déformation lors de la phase initiale du procédé LFW le plus facilement est estimée à environ 1060 °C (F. Masoumi et al., 2019). Par ailleurs, de nombreuses études ont rapporté des plages de températures de dissolution pour les phases γ'' , γ' et δ dans l'alliage Inconel 718, respectivement comprises entre 885–946 °C, 909–936 °C et 995–1035 °C (Tabaie, 2021).

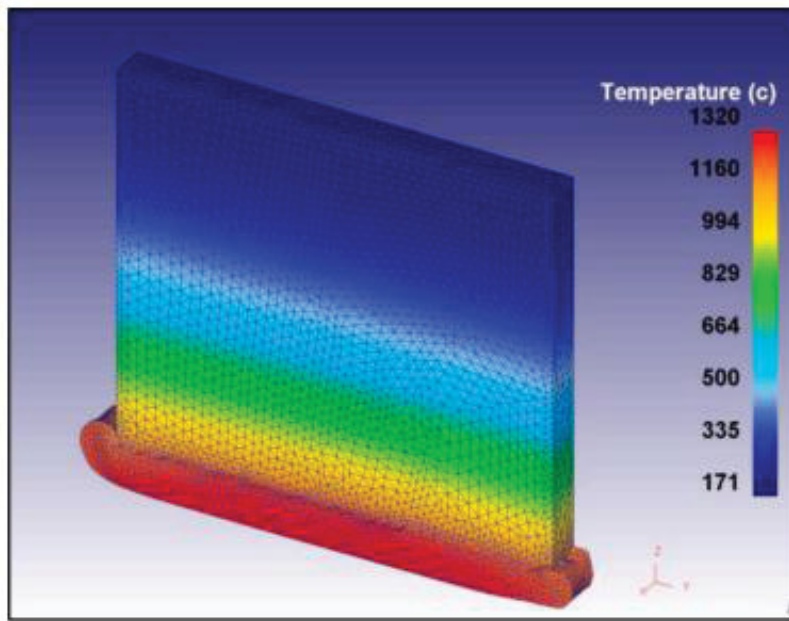


Figure 1-22 : Exemple de FEM de température atteintes pour LFW de Waspaloy

Tiré de Javidikia (2023)

Fatemeh Masoumi, 2018 et Ahmad Chamanfar, 2012 ont montré que la température d'interface en régime stationnaire lors du LFW se situe entre 0,75 et 0,95 T_m . Pour l'alliage AD730™, une valeur proche de 0,85 T_m , soit environ 1150 °C en considérant $T_m = 1350$ °C, peut être retenue, ce qui est comparable à l'Inconel 718 et valable compte tenu des propos précédents. Malgré tout, aucune étude ne donne de valeurs exactes étant donné la difficulté pour mesurer de manière directe ou indirecte précisément les valeurs de température atteinte à l'interface.

Vitesse de déformation : De même, la déformation plastique étant localisée dans une zone très étroite, la mesure directe des déformations à l'interface par des jauges classiques est irréalisable et doit donc être faite par des simulations ou par des modèles numériques, des hypothèses cinématiques simplifiées ou des analyses microstructurales a posteriori. Il existe ainsi des divergences significatives dans la littérature concernant les vitesses de déformation réellement subies par le matériau, avec des valeurs rapportées allant de 1 à 2000 s⁻¹ (Bertrand, 2019 ; Fatemeh Masoumi, 2018). Cela traduit une incertitude importante sur les conditions thermomécaniques effectives au voisinage de l'interface de soudage. Cette large dispersion s'explique en partie par les différences de méthodologie employées pour estimer les vitesses de déformation.

Cependant, la majorité des auteurs ont rapporté des vitesses de déformation comprises entre 0,1 et 20 s⁻¹ (Fatemeh Masoumi, 2018). Une vitesse de déformation de 2000 s⁻¹ est également mentionnée par Turner et al. (2011), mais uniquement sur la base de résultats de simulations numériques, sans validation expérimentale. Vairis et al. (2007) ont montré que la vitesse de déformation est minimale (0,1 à 1 s⁻¹) durant la phase de friction, tandis qu'elle atteint sa valeur maximale au cours de la phase de forgeage. La valeur de $\dot{\epsilon}$ (vitesse de déformation) dans cette phase peut être estimée à partir des données disponibles à haute vitesse de déformation pour certains matériaux, ou par analogie avec ceux-ci.

En utilisant la formule suivante :

$$\dot{\epsilon} = \frac{af}{l} \quad (1.18)$$

Où a est l'amplitude, f la fréquence et l la longueur de l'éprouvette dans la direction de l'oscillation, une valeur de vitesse de déformation comprise entre 3 et 18 s⁻¹ a été obtenue pour les superalliages base Ni avec par exemple 6.2 s⁻¹ pour du LFW de IN718 ou 3.85 s⁻¹ pour celui d'AD730 (Tabaie, 2021).

D'autres modèles dont un basé sur les microstructures et le modèle de Vairis ont été avancés par Ahmad Chamanfar, 2012 afin de prédire la vitesse de déformation dans le Waspaloy soudé

par friction linéaire (LFW) en mesurant la variation de la taille des grains induite par la recristallisation, selon la relation de Zener–Hollomon (que nous verrons en section 1.3.2.2.1) donnant finalement des valeurs de 13 à 18.5 s^{-1} selon les températures maximums choisies. Cela a également permis de comparer avec certains des modèles ayant pu donner des valeurs de vitesses de déformations très élevés comme ceux de (Turner et al., 2011) qui avait mesuré 1000 s^{-1} et a permis de montrer que les évolutions microstructurales intervenant lors du refroidissement en soudage par friction linéaire sont comparables à celles observées lors de la trempe après des essais de compression à chaud, et restent globalement négligeables. Cette similitude est attribuée au taux de refroidissement élevé du LFW (environ 82 °C/s), tandis que la trempe des éprouvettes après essai de compression est réalisée en 3 à 4 s. Pour résumer, beaucoup de modèles ont été testé et donnent beaucoup de valeurs qui ne semblent pas converger vers des valeurs précises ou un modèle particulièrement performant.

1.5 Objectifs de recherches

Cette étude s’inscrit dans la continuité de travaux réalisés en 2023 par d’anciens étudiants dont la finalité prévoit à terme l’établissement d’un modèle de comportement tenant compte de l’évolution de la microstructure afin de maîtriser la réponse de l’AD730 à une mise en forme à haute température pour une vaste gamme de paramètres de déformation puis de l’adapter au processus de LFW.

1.5.1 Recherches précédentes

L'objectif premier de l'étude de P.Lacomme (2014) était avant tout de tracer les courbes contrainte/déformation vraies jusqu'alors indisponibles publiquement pour l'AD730 et également de caractériser l'influence de la taille initiale de grains sur l'évolution de la microstructure au cours de la déformation à chaud. Certains constats ont ainsi pu être avancés à l'aide d'une série de traitements thermiques et thermomécaniques suivis de caractérisations microstructurales.

Tableau 1-5 Plan d'expérience réalisé par P.Lacomme (2014)

Cycle	T(°C)	Maintien (min)	Taux de chauffe (°C/min)	ϵ	$\dot{\epsilon}$	Trempe
Thermique	1120	5	20			eau
	1120	15	20			eau
	1120	25	20			eau
Thermomécanique	1120	5	20	0.6	0.1	eau
	1120	15	20	0.6	0.1	eau
	1120	25	20	0.6	0.1	eau

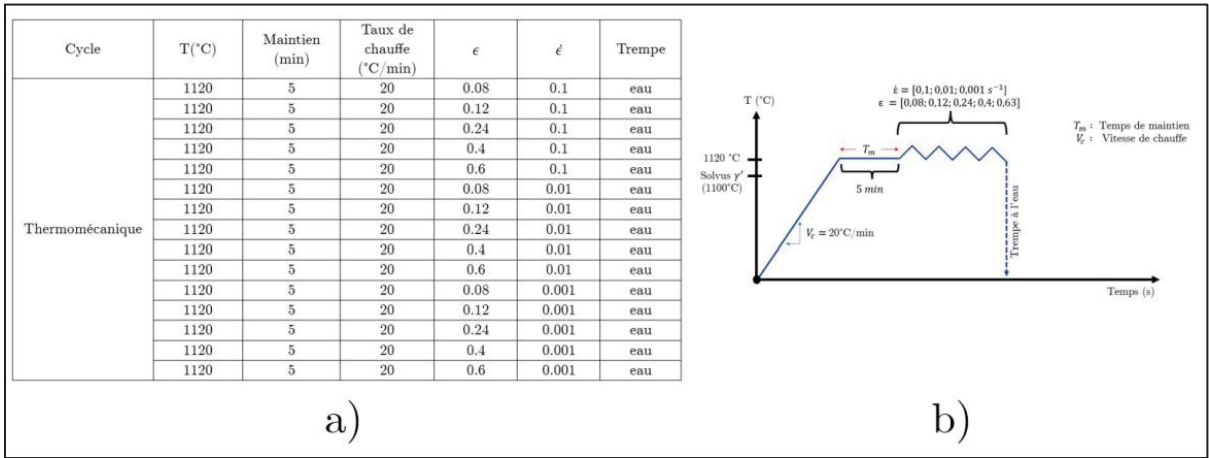
À partir du plan d'expérience réalisé, Pauline Lacomme a formulé plusieurs hypothèses sur le comportement de l'AD730 à haute température. Les courbes contrainte-déformation suggèrent que la recristallisation dynamique discontinue (DDRX) constitue le mécanisme principal de relaxation de contrainte lors de la déformation à chaud, comme l'indique la présence d'un pic caractéristique associé au raffinement microstructural. Toutefois, la seule analyse mécanique ne permet pas d'exclure la contribution simultanée d'autres mécanismes, notamment la restauration dynamique, et seule une étude microstructurale mettant en évidence la présence ou non de sous-joints de grains (LAGB) permettrait de confirmer ce point. Par ailleurs, une corrélation est observée entre les traitements thermiques préalables et l'évolution de la taille de grain : l'augmentation brutale après 15 minutes de maintien est attribuée à la dissolution quasi complète des précipités γ' , tandis que la stabilisation ultérieure serait liée à la persistance de carbures. Enfin, des essais de compression à chaud réalisés avec différentes microstructures

initiales montrent que celles-ci n’influencent pas significativement la taille finale des grains issus de la DDRX.

Cependant, les travaux de P. Lacomme se limitent à une plage de vitesses de déformation modérée et ne permettent pas d’établir de lois constitutives quantitatives. De plus, la confirmation microstructurale du mécanisme de DDRX comme mécanisme dominant reste incomplète, faute d’analyses EBSD permettant de distinguer formellement la recristallisation dynamique de la restauration dynamique par l’identification des sous-joints de grains.

L’objectif de l’étude menée par M.Lieutaud (2016) était d’identifier des lois de comportement permettant de décrire avec la plus grande fidélité la réponse thermomécanique de l’AD730. Son travail s’est également intéressé à l’évolution de la recristallisation dynamique, phénomène couramment observé lors de la mise en forme à chaud des superalliages, et déjà mis en évidence dans l’AD730 par P. Lacomme.

Tableau 1-8 Plans d'expérience réalisés par M. Lieutaud (2016)



Le plan d’expérience a permis à M. Lieutaud de dégager plusieurs conclusions sur le comportement mécanique de l’AD730. L’analyse des courbes contrainte–déformation et de leur dérivation numérique, à l’aide de la méthode de la double identification, a conduit à l’identification d’une déformation seuil d’environ $\epsilon = 0,12$ correspondant au déclenchement de la recristallisation dynamique, résultat confirmé par des observations métallurgiques mettant en évidence une diminution de la taille des grains. Par ailleurs, l’étude d’une large gamme de

vitesses de déformation a révélé un comportement de type loi puissance. Enfin, le protocole d'analyse et de post-traitement des données a permis d'identifier l'évolution des paramètres du modèle d'Arrhenius au cours de la déformation, les équations constitutives associées se montrant capables de prédire de manière satisfaisante le comportement de l'AD730 sur les plages de température et de vitesse de déformation étudiées.

Néanmoins, les vitesses de déformation étudiées restent limitées et ne couvrent pas les régimes de haute vitesse caractéristiques du LFW. La validité du modèle d'Arrhenius identifié au-delà de cette plage n'est donc pas établie. Par ailleurs, l'origine du Yield Drop, bien qu'analysée, n'est pas tranchée de manière définitive entre cause physique intrinsèque et artefact expérimental, constituant un point d'incertitude persistant.

Tableau 1-11 Plan d'expérience réalisé par L. Brindeau (2023)

Nom	Temp (°C)	$\dot{\epsilon}$ (s ⁻¹)	ϵ
7M	1120	0.1	0.12
8M	1120	0.1	0.24
9M	1120	0.1	0.4
10M	1120	0.1	0.63
1M	1120	0.001	0.08
2M	1120	0.001	0.12
3M	1120	0.001	0.24
4M	1120	0.001	0.4
5M	1120	0.001	0.63
17M	1120	0.01	0.08
18M	1120	0.01	0.12
19M	1120	0.01	0.24
20M	1120	0.01	0.4
21M	1120	0.01	0.63

Nom	$\dot{\epsilon}$ (s ⁻¹)	ϵ	Température (°C)
21M	0.01	0.63	1120
34M	0.01	0.63	1090
5PM	0.01	0.63	1060

Enfin, dans le rapport de projet de fin d'étude de L. Brindeau, l'objectif était l'identification de relations capables de décrire le plus fidèlement possible l'évolution dynamique de la microstructure. Ces dernières étaient principalement réfléchies autour des grains dynamiquement recristallisés au cours de la déformation. La cinétique de recristallisation étant à l'origine de la distribution de taille de grain rencontrée lorsque l'état stationnaire est atteint

(état post déformation à chaud), son étude en fonction des conditions de déformation est donc primordiale pour associer une microstructure à un jeu de paramètres thermomécaniques.

Le plan d'expérience a permis à l'auteur de caractériser quantitativement l'évolution microstructurale de l'AD730 lors de la déformation à chaud à 1120 °C, en établissant des corrélations directes entre conditions thermomécaniques et taille de grain. Il a mis en évidence un raffinement progressif de la microstructure lié à la recristallisation dynamique, dont le seuil d'apparition dépend finalement de la vitesse de déformation. L'influence de cette dernière a été quantifiée, montrant qu'à l'état stationnaire la taille des grains recristallisés augmente lorsque la vitesse de déformation diminue ($\approx 13, 17$ et $35 \mu\text{m}$ pour $0.1, 0.01$ et 0.001 s^{-1}). Des analyses EBSD ont confirmé que cette évolution concerne exclusivement les grains recristallisés. Enfin, les résultats expérimentaux ont permis de valider la loi de comportement de type Arrhenius proposée pour l'AD730 pour les conditions thermomécaniques choisies et de montrer les limites des lois classiques de croissance des grains pour décrire correctement la cinétique de la DRX.

Toutefois, les vitesses de déformation étudiées par L. Brindeau restent très faibles, au maximum $0,1 \text{ s}^{-1}$, et s'éloignent significativement des conditions rencontrées lors du LFW. Les limites des lois classiques de croissance de grain pour décrire la cinétique de DRX sont reconnues mais non justifiées. Enfin, aucune extension vers les hautes vitesses de déformation ni vers les conditions thermomécaniques extrêmes du LFW n'est proposée, laissant un verrou scientifique majeur pour la généralisation de ces résultats.

1.5.2 Problématiques et cadre de recherche

Les travaux antérieurs de P. Lacomme (2014), M. Lieutaud (2016) et L. Brindeau (2023) ont permis d'établir des lois de comportement macroscopiques de type Arrhenius et d'identifier la recristallisation dynamique comme mécanisme d'adoucissement dominant dans l'AD730, à travers des essais de compression isothermes réalisés sur des plages modérées de températures et de vitesses de déformation. Ces études ont également mis en évidence l'influence marquée

des conditions thermomécaniques sur la cinétique de recristallisation dynamique et sur la taille finale des grains, ouvrant la voie à des modèles microstructuraux prédictifs.

Cependant, un verrou scientifique majeur demeure : la validité de ces modèles dans des conditions extrêmes de déformation, telles que celles rencontrées lors du soudage par friction linéaire (LFW), reste aujourd'hui largement non établie. En effet, le LFW implique des vitesses de déformation et des gradients thermiques nettement supérieurs à ceux accessibles par les essais de compression classiques, rendant incertaine l'extrapolation directe des lois constitutives existantes (Ahmad Chamanfar et al., 2015). À ce jour, peu d'études proposent une quantification réaliste des vitesses de déformation effectives générées pendant le LFW, ni une validation expérimentale des modèles de comportement dans ce régime fortement non stationnaire.

Dans ce contexte donc, plusieurs verrous scientifiques majeurs demeurent et constituent le cadre de la présente étude :

Quel est le comportement thermomécanique de l'AD730 et de l'IN718 à hautes vitesses de déformation ? Les études précédentes se limitant à des vitesses inférieures ou égales à 1s^{-1} , la validité des modèles constitutifs existants dans les régimes de haute vitesse caractéristiques du LFW reste non établie. L'identification et la validation d'un modèle prédictif couvrant cette plage étendue constituent l'objectif principal de ce travail.

Le Yield Drop observé sur l'AD730 et l'IN718 est-il d'origine physique ou un artefact des mesures, et si physique, par quel mécanisme ? Ce phénomène, documenté par Lieutaud (2016) mais dont l'origine reste débattue, est ici étudié dans des conditions nouvelles (machine différente et plage de vitesses étendue) permettant d'apporter des éléments de réponse plus définitifs sur sa nature intrinsèque.

Quel est l'effet du Yield Drop sur la microstructure de l'AD730 et de l'IN718 ? La perturbation introduite par le Yield Drop sur les courbes contrainte-déformation soulève la

question de son impact réel sur les mécanismes microstructuraux activés, notamment sur le déclenchement et la cinétique de la recristallisation dynamique discontinue.

Peut-on prédire microstructuralement le LFW à partir des essais de compression ? La confrontation des microstructures obtenues après compression à hautes vitesses de déformation avec celles observées dans des soudures réalisées par friction linéaire permettra d'évaluer la représentativité des essais de compression comme outil de simulation du procédé LFW.

Peut-on prédire les caractéristiques mécaniques du LFW à partir des essais de compression ? De manière complémentaire, la pertinence des lois constitutives identifiées pour décrire le comportement mécanique du matériau dans les conditions extrêmes du LFW sera évaluée par comparaison avec les données disponibles sur le procédé.

Ces cinq questions de recherche s'articulent autour d'une problématique globale commune :

Dans quelle mesure les essais de compression à chaud à hautes vitesses de déformation permettent-ils de caractériser, modéliser et prédire le comportement thermomécanique et microstructural de l'AD730 et de l'IN718 dans les conditions extrêmes du soudage par friction linéaire ?

Il s'agit plus précisément de combler le manque de connaissances concernant la transposition des modèles développés pour le forgeage conventionnel vers des procédés fortement dynamiques, pour lesquels les mécanismes de restauration, de recristallisation dynamique et de croissance des grains peuvent interagir de manière différente.

Ce besoin de validation expérimentale est directement dicté par les exigences de la simulation numérique du LFW. Les modèles éléments finis du procédé reposent entièrement sur la loi de comportement thermomécanique implémentée : toute extrapolation d'un modèle constitutif hors de son domaine de calibration introduit une incertitude sur les champs de contrainte et de température prédits, avec un risque direct de sous- ou surestimation des efforts de forgeage et

des gradients thermiques dans la TMAZ. C'est précisément cette limitation qui motive la démarche expérimentale adoptée ici : produire des données de contrainte-déformation et des observations microstructurales dans la plage de vitesse de déformation représentative du LFW ($1-10 \text{ s}^{-1}$), afin de tester la validité des modèles existants plutôt que de continuer à les extrapoler sans vérification.

Pour répondre à cette problématique, la démarche adoptée repose sur une stratégie expérimentale et de modélisation progressive. Elle consiste d'abord à reproduire les conditions des études antérieures, tout en augmentant uniquement la vitesse de déformation, afin d'isoler l'effet de ce paramètre sur la réponse mécanique et microstructurale. Les courbes contrainte-déformation obtenues sont utilisées pour ajuster des lois de comportement existantes ou en développer des plus performantes, tandis que des modèles de recristallisation dynamique et de croissance des grains sont adaptés de manière à reproduire au mieux les microstructures expérimentales, en se rapprochant autant que possible des conditions physiques du LFW. Des vitesses de déformation cohérentes avec celles attendues lors du LFW sont sélectionnées, combinées à différents niveaux de déformation, dans le but d'établir une comparaison directe entre essais de compression et microstructures observées dans des soudures réalisées par friction linéaire.

L'objectif final est ainsi de proposer un cadre de modélisation couplé, à la fois mécanique et microstructural, capable de décrire de façon réaliste le comportement de l'AD730 dans des régimes de déformation extrêmes, puis de l'implémenter dans un environnement de calcul par éléments finis afin de disposer d'un outil prédictif robuste pour la simulation du soudage par friction linéaire et du forgeage.

CHAPITRE 2

MÉTHODOLOGIE EXPÉRIMENTALE

2.1 Plan d'expérience

Pour analyser la modélisation du comportement en LFW et forgeage de l'AD730, nous avons besoin d'obtenir des courbes contraintes-déformations du procédé et d'extraire les mécanismes microstructuraux liés à ces processus grâce à des micrographies d'échantillons soumis à différentes conditions expérimentales.

Pour cela, nous allons réaliser des essais en compression sur des échantillons d'AD730. Nous utiliserons différentes vitesses de déformations pour optimiser le modèle résultant à des processus à haute vitesse de déformation : 1 ; 2.5 ; 5 ; 7.5 ; 10s^{-1} . La température sera aussi une variable pour donner de la précision à notre modèle : 1060, 1090, 1120, 1150°C.

Afin d'assurer la reproductibilité et la validité statistique des résultats, chaque condition d'essai a été réalisée au minimum en doublon. De plus, préalablement à chaque campagne d'essais sur l'AD730, une vérification systématique des paramètres de régulation PID de la machine a été effectuée sur des échantillons d'IN718, permettant de valider le cycle thermomécanique appliqué avant toute sollicitation du matériau d'étude. Cette démarche garantit que les conditions thermomécaniques effectives appliquées lors des essais sur AD730 correspondent aux conditions nominales visées, et que les éventuelles dérives de régulation sont détectées et corrigées en amont.

2.1.1 Cycle thermomécanique

Le cycle thermomécanique subi par un échantillon lors d'un essai correspond au schéma ci-dessous :

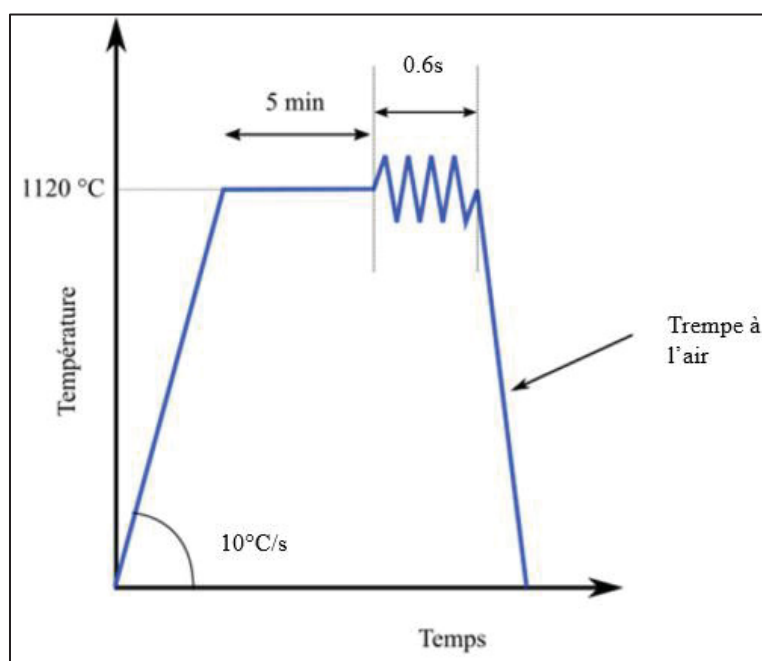


Figure 2-1 Cycle thermomécanique lors d'un essai de compression

Sur la Figure 2-1, l'exemple de courbe est celle d'un essai à 1s^{-1} de vitesse de déformation et 0.6 de déformation ($0.6/1 = 0.6\text{s}$ de temps de déformation).

Les tests comprennent une montée en température à 10°C/s jusqu'à atteindre 1120°C , suivi d'un temps de maintien à température fixée de 5 min. Ensuite, la déformation prévue est appliquée à la vitesse de déformation choisie et dès la fin du temps de déformation, l'échantillon est refroidi brusquement par air comprimé projeté dans la chambre d'essai.

Comme évoqué précédemment, le choix des paramètres et des variables est déterminant pour la précision du modèle. Ces paramètres et variables sont ainsi choisis pour des raisons spécifiques comme expliquées dans la section suivante.

2.1.2 Choix des paramètres et des variables

2.1.2.1 Température d'essai et temps de maintien

Comme mentionné précédemment, nous avons choisi une température de 1120°C pour les essais et un temps de maintien de 5min. La température a été choisie car elle est celle utilisée pour le forgeage en industrie mais également une température qui se rapproche de ce qu'on atteint en LFW avec des vitesses de déformations importantes (Ahmad Chamanfar et al., 2015 ; Lieutaud, 2016).

C'est une température super-solvus qui permet la dissolution des γ' (Les γ' secondaires et tertiaires sont totalement dissous, et dissolution quasi complète des primaires à cause du temps de maintien). Cela permet de faciliter le travail d'analyse en excluant les effets de durcissement, précipitation et coalescence qui peuvent apparaître durant certains procédés mais aussi permettre ainsi la croissance des grains (Durand, 2022).

De plus, cette température où les précipités sont dissous permet également de favoriser la DRX lors des essais or cela fait partie de nos objectifs de recherche.

En résumé, les essais en régime super-solvus sont réalisés afin de reproduire les conditions thermomécaniques réellement rencontrées dans la zone fortement déformée lors du procédé, de supprimer l'influence du durcissement par précipitation γ' et d'obtenir une loi de comportement intrinsèque gouvernée par la matrice γ et la recristallisation dynamique.

Le temps de maintien fait aussi partie intégrante des essais : en se basant sur les études de P.Lacomme (2014) et L.Brindeau (2023), le temps de maintien à haute température n'exerce qu'une influence réduite sur la courbe contrainte déformation de l'essai. Le temps de maintien permet juste de s'assurer que le matériau est à température homogène. De plus, 5 minutes suffisent à cette température pour abaisser la fraction volumique de précipité au voisinage de 4% (Brindeau, 2023) ce qui permet de supprimer l'influence du durcissement par précipitation γ' et d'obtenir une loi de comportement intrinsèque gouvernée par la matrice γ et la recristallisation dynamique.

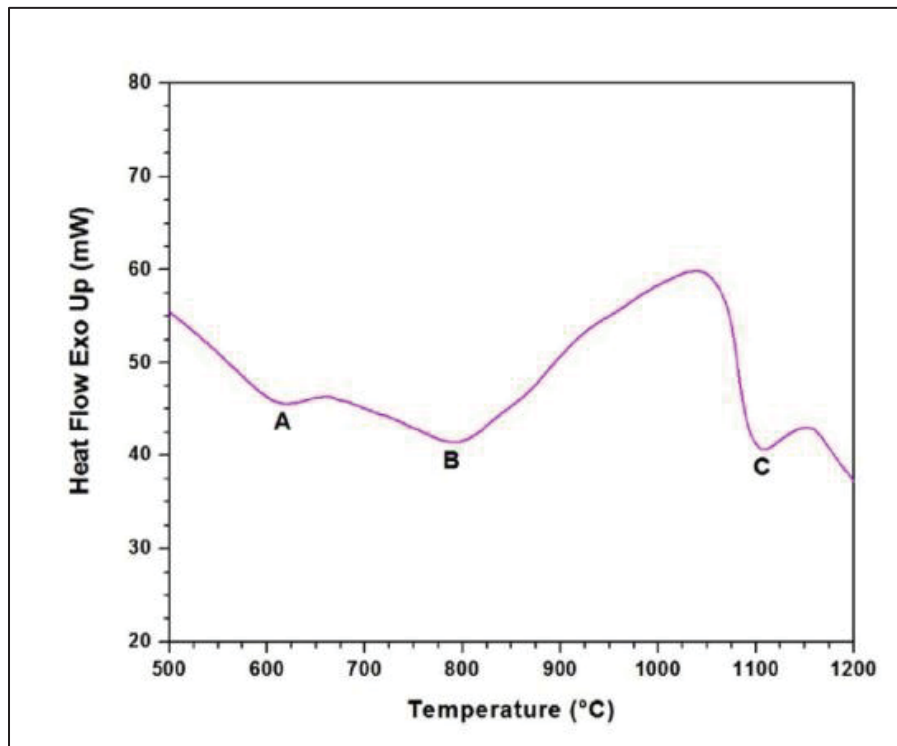


Figure 2-2 Courbe DSC obtenue après chauffage à 1 °C/s de l'alliage. Les creux endothermiques A, B et C correspondent respectivement à la dissolution des précipités tertiaires, secondaires et primaires

Tiré de Brindeau (2023)

2.1.2.2 Vitesse de chauffe et de refroidissement

La vitesse de chauffage est également une donnée importante de nos essais : ici, elle a été choisie à 10°C/s . Elle se base sur les données des recherches précédentes mentionnées précédemment mais cette vitesse permet à l'échantillon d'atteindre rapidement la température cible, optimisant ainsi la durée de l'étape de chauffage tout en assurant une homogénéisation thermique du matériau. Mais la vraie donnée clé est la vitesse de refroidissement contrôlée lors de la trempe.

Après nos essais, nos échantillons sont trempés à l'air afin de figer la microstructure mais pour effectivement permettre cela, il faut que la vitesse de refroidissement soit assez rapide pour passer de 1200°C à 600°C en quelques secondes (maximum 10s). Si ce n'est pas le cas, la température qui resterait assez importante, pourrait permettre à certains mécanismes microstructuraux d'intervenir. En nous basant sur la Figure 2-3, issue de nos essais, nous estimons passer en 6s de 1120 à 600°C soit une vitesse de refroidissement d'environ 87°C/s (si la courbe était linéaire).

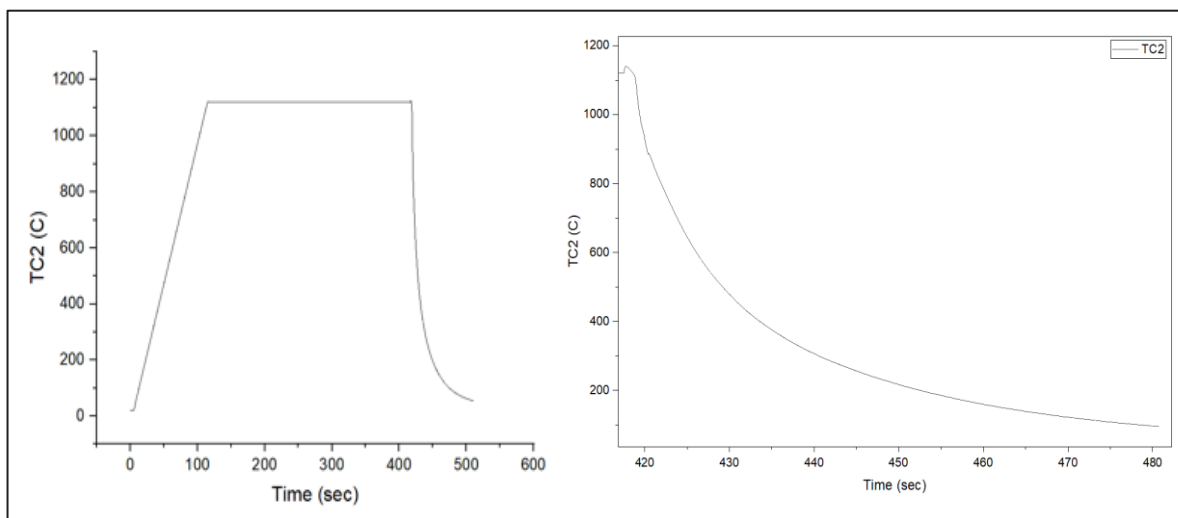


Figure 2-3 Courbe de la température en fonction du temps résultantes de nos essais

Cette vitesse de refroidissement rapide au début puis ralentissant avec le temps nous convient car on atteint rapidement des températures qui n'affecteront plus la microstructure (inférieure à 700 degrés Celsius).

2.1.2.3 Déformation finale des essais

Pour nous permettre d'avoir des courbes contraintes-déformations illustrant l'entièreté du comportement de l'AD730, nous devons prendre une déformation finale assez élevée. Dans notre cas, nous nous sommes encore basés sur les recherches précédentes et avons pris une déformation finale de 0.6. En effet, ce paramètre est important car il va déterminer l'état de la microstructure finale et la limite de nos données de contraintes par la suite. En prenant cette valeur, nous estimons que la courbe contrainte-déformation aura le temps de rejoindre un plateau où les mécanismes d'adoucissement et l'augmentation de la densité de dislocations se compenseront, signe que nous étudions bien tous les mécanismes microstructuraux activés par la déformation à chaud. Nous aurons donc de quoi modéliser le processus avec une courbe couvrant assez de déformation et de quoi étudier la microstructure résultante après une importante déformation comme lors des procédés de LFW ou de forgeage étudié.

2.1.2.4 Variables : Vitesse de déformation et température

Nos échantillons seront donc testés selon une première variable : la vitesse de déformation. Nous choisissons de poursuivre le projet des recherches précédentes et donc de se rapprocher des conditions de LFW et de forgeage à des vitesses de déformations plus élevées. Notre objectif est donc de compléter les études précédentes. C'est pourquoi nous commenceront par étudier l'impact d'une vitesse de déformation de $1s^{-1}$ puis augmenterons la vitesse de déformation jusqu'au maximum atteignable par le DSI-GLEEBLE ($15s^{-1}$).

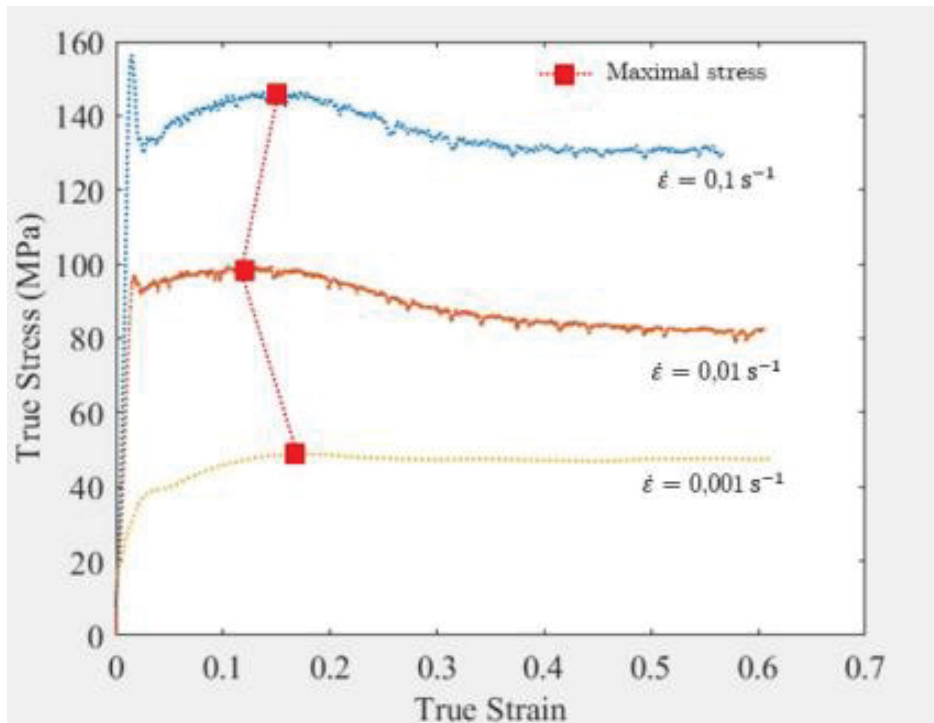


Figure 2-4 Courbes contrainte/déformation de l'AD730 pour différentes vitesses de sollicitation

Tiré de Brindeau (2023)

De plus, certains essais sont envisagés avec d'autres variables. D'abord des essais à températures variables avec une déformation et une vitesse de déformation fixe (0.6 de déformation, 5 ou 10 s^{-1} de vitesse de déformation). Ces essais sont nécessaires notamment pour l'obtention d'une des constantes clés du modèle d'Arrhenius : Q l'énergie d'activation apparente de la déformation ($\text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$). Cela nous permettrait aussi en descendant sous les températures super-solvus, d'étudier l'impact des précipités et des γ' sur la déformation à chaud à ces vitesses de déformations. Les valeurs choisies, se basant sur les études précédentes également, sont : 1060°C , 1090°C , 1120°C et 1150° . Ces 4 températures permettent de couvrir toute la plage de forgeabilité de l'alliage AD730 et sont aussi cohérentes dans le cadre du processus de LFW.

Enfin, des essais à déformation finale plus faibles ont également été réalisés pour pouvoir étudier l'évolution de la microstructure au fur et à mesure du procédé. Les valeurs choisies

sont : 0,12/0,24/0,40/0,6. Elles permettent de couvrir tous les mécanismes microstructuraux susceptibles d'intervenir durant la déformation à chaud et sont relativement équitablement réparties à travers la courbe contrainte-déformation de l'AD730.

2.2 Préparation des échantillons et mise en place des essais

2.2.1 DSI-GLEEBLE : Machine et données exploitables

Le Gleeble-3800-GTC (que nous appellerons Gleeble ici) est un simulateur thermomécanique développé initialement par Dynamic Systems Inc., conçu pour reproduire de manière contrôlée les cycles thermiques et mécaniques rencontrés lors des procédés de mise en forme ou de soudage par friction linéaire.



Figure 2-5 Machine GLEEBLE-3800-GTC

Il est capable d'appliquer jusqu'à 20 tonnes de force statique, de chauffer les éprouvettes à une vitesse supérieure à 10 000 °C/s et d'atteindre des vitesses de course allant jusqu'à 2 000 mm/s.

Le chauffage des échantillons se fait par effet Joule avec une précision de $\pm 1^\circ\text{C}$: un courant électrique intense traverse directement l'éprouvette, générant un échauffement rapide et homogène au cœur du matériau, chaleur qui se dissipera vers la surface des échantillons pour atteindre une température homogène. Ce principe permet des vitesses de montée en

température très élevées (jusqu'à plusieurs centaines de °C/s), avec un contrôle précis des cycles thermiques complexes, et une excellente répétabilité des conditions expérimentales.

Le système est couplé à un bâti servo-hydraulique permettant l'application d'efforts en traction ou en compression. Le DSI-GLIEBLE permet d'imposer soit une vitesse de déformation constante (contrôle en taux de déformation), une vitesse de déplacement constante, ou une charge constante.

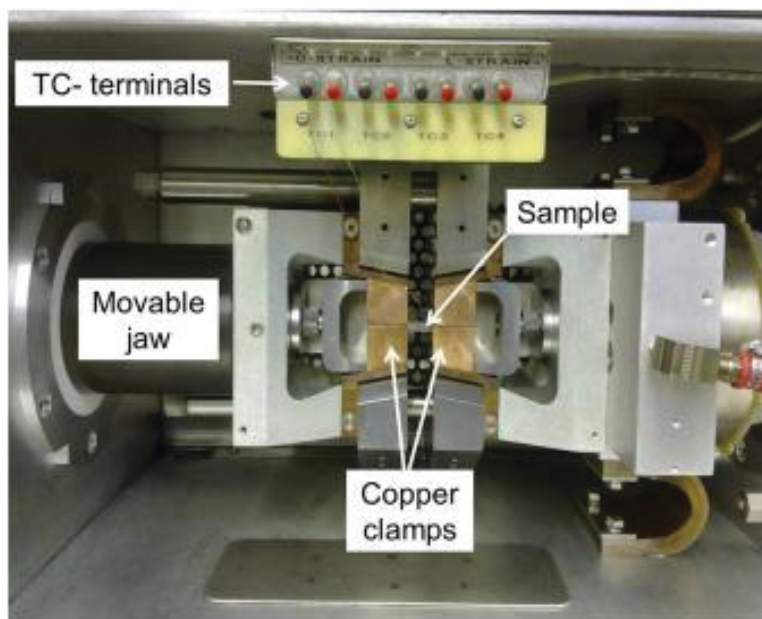


Figure 2-6 Intérieur de la chambre d'essai du GLEEBLE avec les différents éléments importants

Les échantillons sont maintenus entre deux mors en cuivre refroidis par circulation d'eau. Ces mors assurent la conduction du courant électrique et l'application de la charge mécanique. Le contrôle de la température constitue un point central du dispositif. La mesure est réalisée à l'aide de thermocouples soudés directement à la surface de l'éprouvette.

De plus, la machine est capable d'enregistrer en temps réel de nombreuses données, mais ici, nous nous limiterons aux suivantes :

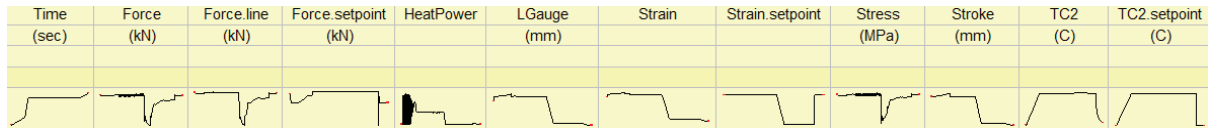


Figure 2-7 Présentation des données issues des fichiers Origin bruts des essais

Toutes ces données nous assurent du bon fonctionnement des essais, de leur précision et couvrir toutes les variables pouvant affecter les échantillons.

Dans le cadre de ce travail, le DSI-GLEEBLE représente l'outil central pour l'identification de la loi de comportement de l'AD730 en compression à chaud, en reproduisant au mieux les conditions thermomécaniques rencontrées lors du procédé de soudage par friction linéaire.

2.2.2 Échantillons : Extraction et préparation

Les échantillons ont été extraits d'un cylindre brut d'AD730. Ce disque avait été précédemment coulé puis forgé. Les échantillons ont été extraits par découpe au fil chaud sur un diamètre décalé de 1cm du bord afin d'avoir une microstructure la plus homogène possible.

Deux découpes de 6 barres ont été réalisées. Les barres extraites sont prises avec un diamètre de 10 mm et une longueur de 75mm puis sont découpés par Struers Secotom avec lame abrasive 50A15 adaptée à la dureté afin de perdre le moins de matière possible et de garder le meilleur parallélisme possible entre les deux faces ce qui est extrêmement important pour que le chauffage et la bonne compression des échantillons. Les échantillons résultants sont des cylindres de 15mm de long et de 10mm de diamètre avec une précision de $\pm 0.01\text{mm}$ sur le diamètre et $\pm 0.5\text{mm}$ pour les longueurs.

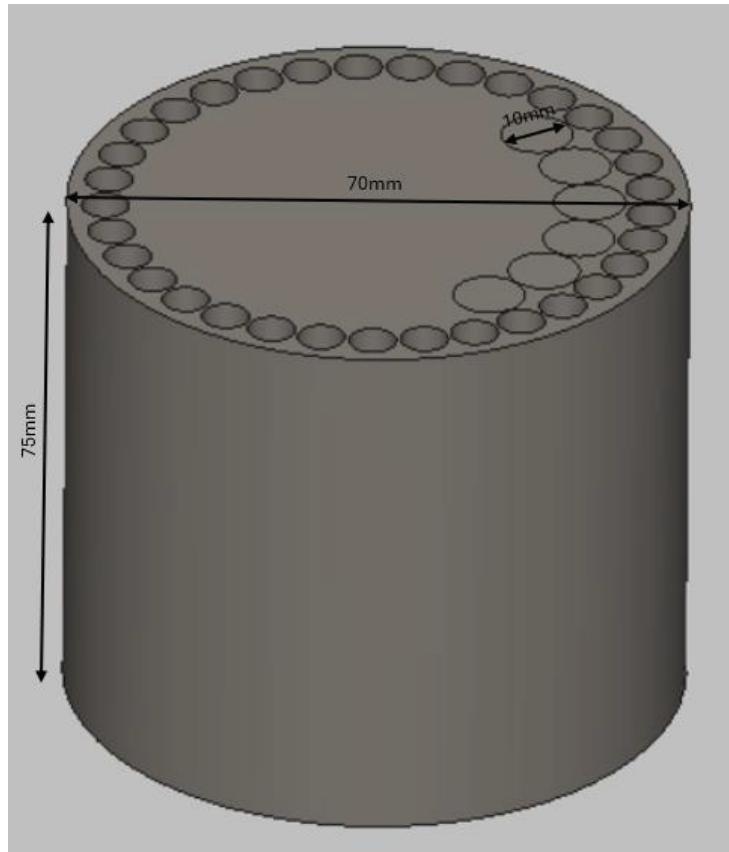


Figure 2-8 Représentation 3D des découpes sur le bloc brut : en trait sur le diamètre intérieur, découpe des barres pour nos essais

2.2.3 Protocole expérimental

Nous allons maintenant décrire toutes les étapes précédant les essais à savoir : l'installation des capteurs de données, la lubrification et le protocole de mise en place machine, et enfin les essais préparatoires avec l'IN718 permettant le réglage du PID du GLEEBLE.

2.2.3.1 Installation et présentation des capteurs

Lors des essais de compression à chaud réalisés sur la machine Gleeble, la mesure précise des grandeurs thermomécaniques repose sur l'utilisation conjointe de capteurs de déformation Hot Zone L-Strain et de thermocouples soudés sur l'éprouvette.

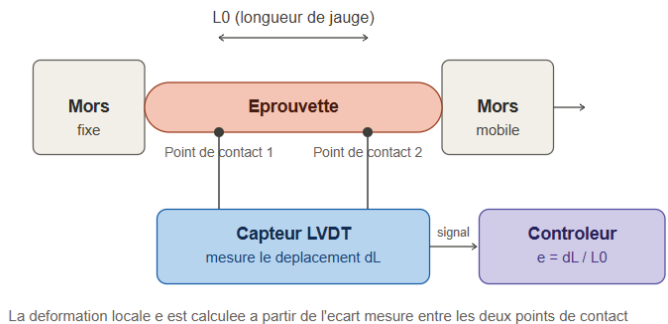
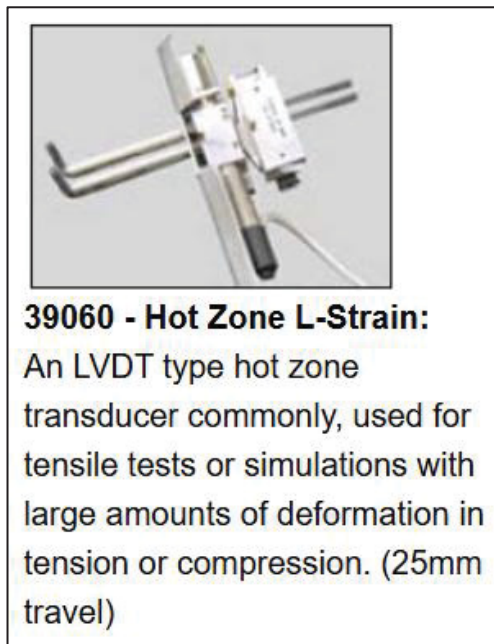


Figure 2-9 Présentation du capteur sur fiche technique des modèles GLEEBLE et schéma explicatif

Le capteur L-Strain est un extensomètre haute température installé directement dans la zone chaude, au plus près de l'échantillon. Contrairement au déplacement mesuré par le vérin hydraulique, qui inclut la compliance de la machine et les déformations parasites des mors, le L-Strain mesure directement la variation de longueur de la zone utile de l'éprouvette. Il permet ainsi d'obtenir une déformation vraie fiable, indispensable pour la construction des courbes contrainte-déformation et pour l'identification précise des paramètres microstructuraux.

Le contrôle thermique est assuré par des thermocouples, généralement soudés par points au centre de l'échantillon. Ils mesurent la température réelle de la zone déformée et permettent un asservissement en boucle fermée du chauffage par effet Joule propre au Gleeble. Cette instrumentation garantit le maintien de la température cible tout au long de l'essai, malgré les effets d'échauffement adiabatique pouvant apparaître à forte vitesse de déformation. L'association du L-Strain et des thermocouples assure ainsi une caractérisation thermomécanique fiable, condition essentielle pour l'identification des lois de comportement du matériau.

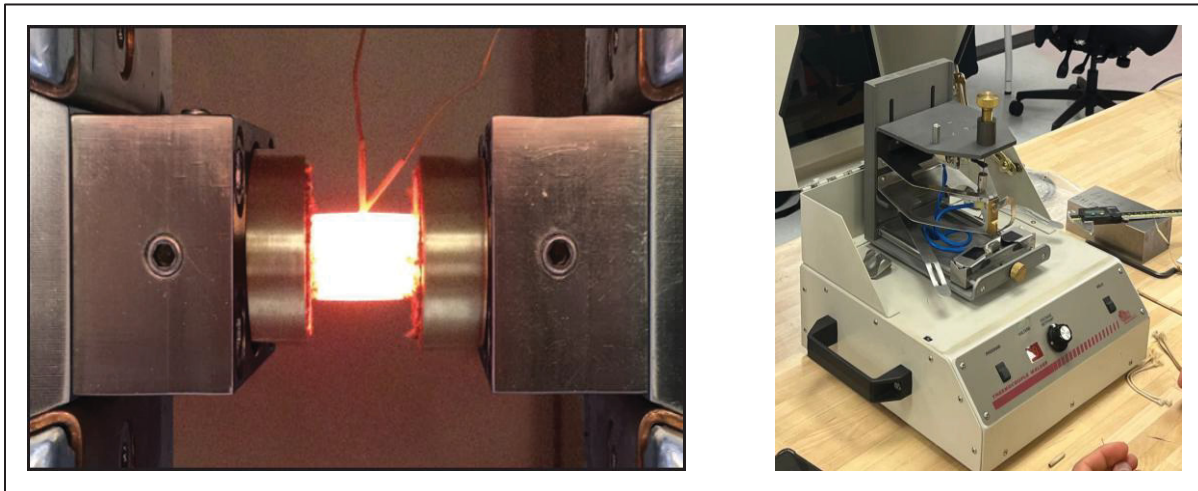


Figure 2-10 À gauche : Photographie illustrant la position du thermocouple lors de nos essais, à droite : Machine permettant le soudage des thermocouples sur les échantillons

2.2.3.2 Lubrification

La lubrification est d'une importance primordiale lors des essais de compression à chaud. Elle permet une déformation la plus homogène possible en diminuant les effets de la friction entre les mors et l'échantillon.

Lors des essais de compression à chaud, une lubrification multicouche est appliquée avant chaque essai. Celle-ci consiste en une première couche de graisse à base de nickel déposée sur les surfaces de contact, suivie de l'interposition d'une fine feuille de tantale, puis d'une seconde couche de graisse au nickel. La graisse à base de nickel conserve sa stabilité chimique et thermique aux températures élevées utilisées ($\approx 1100-1200\text{ }^{\circ}\text{C}$) et réduit le coefficient de frottement. La feuille de tantale agit quant à elle comme barrière mécanique et chimique : elle limite l'adhérence entre l'échantillon et les enclumes, réduit le risque de diffusion interfaciale et favorise un écoulement plus homogène du matériau (Lieutaud, 2016). Cette configuration permet de minimiser le phénomène de « barrelling » (effet tonneau), d'améliorer l'état de contrainte uniaxial au cœur de l'éprouvette et d'augmenter la fiabilité des courbes contrainte-déformation obtenues.

2.2.3.3 Essais préparatoires pour réglages (IN718)

Le réglage des paramètres du contrôleur PID de la machine Gleeble est réalisé préalablement aux essais sur le matériau d'étude, à l'aide d'échantillons en Inconel 718 (IN718). Des essais sont conduits avec des conditions expérimentales strictement identiques à celles prévues par la suite (géométrie, vitesse de déformation, température cible, cycle thermique et mode d'asservissement), afin d'ajuster les coefficients proportionnel (P), intégral (I) et dérivé (D) jusqu'à l'obtention d'une réponse thermique stable, sans dépassement excessif ni oscillations, et garantissant un maintien précis de la température pendant toute la durée de la déformation.

Une fois une courbe contrainte-déformation jugée satisfaisante, les paramètres PID correspondants sont conservés pour la campagne d'essais. Les données mécaniques et thermiques obtenues lors de ces essais d'optimisation sont pleinement exploitables pour l'IN718, puisqu'ils sont réalisés dans des conditions conformes et maîtrisées.

Les échantillons d'IN718 proviennent de bloc brut, découpé en barres de 1ft de long (304,8mm) et 10mm de diamètre et commandé sur McMaster-Carr puis découpé selon le même procédé que les échantillons d'AD730 en échantillons de 10mm de diamètre et 15mm de longueur.

2.3 Post-traitement : Micrographie et traitement des données brutes

À la suite des essais, nous procédons au post-traitement d'abord en analysant les microstructures des échantillons puis en traçant les courbes contrainte-déformation issue des données brutes du Gleeble.

2.3.1 Métallographie et matériel d'observation utilisé

Les analyses microstructurales sont réalisées par métallographie classique suivie d'observations au microscope. Après déformation, les échantillons sont sectionnés au niveau de la zone utile, en veillant à extraire une coupe représentative du cœur de l'éprouvette. Les échantillons sont ensuite montés, puis soumis à une préparation métallographique comprenant un enrobage, un polissage mécanique progressif (du papier abrasif grossier aux suspensions diamantées fines) afin d'éliminer toute déformation superficielle induite par la préparation. La force appliquée par la polisseuse automatique est de 15N et la rotation du disque de polissage se fait en sens inverse par rapport à la rotation des échantillons.

Tableau 2-1 Cycle de polissage appliqué (nombres de grains abrasifs par unité de surface puis précision au micron)

Grain de polissage	80	120	240	320	400	600	800	3 μm	1 μm
Durée	3min	3min	3min	3min	3min	3min	3min	6min	6min
Lubrification	Eau	Eau	Eau	Eau	Eau	Eau	Eau	Lubrifiant + solution diamanté (3 μ)	Lubrifiant + solution diamanté (1 μ)

Une attaque chimique adaptée au superalliage base nickel (Kalling's n°2 : 5gr de CuCl_2 , 100ml de HCl et 100 ml de CH_3OH (Méthanol)) est ensuite appliquée pour révéler les joints de grains et les éventuelles structures recristallisées. La bonne révélation des joints de grains reste toutefois sensible au temps d'exposition. Ce dernier a pu varier entre 2 et 4 minutes 30.

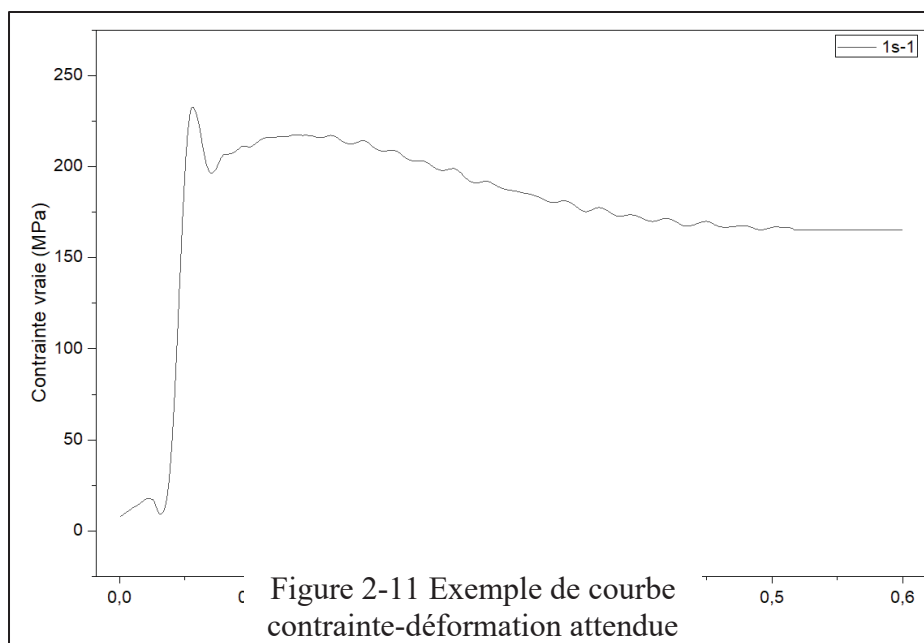
L'observation est effectuée au microscope optique confocal (Nikon Eclipse LV150N) pour l'analyse globale de la taille de grain et de l'homogénéité microstructurale au travers d'une mosaïque d'images de très haute résolution et qui permet ainsi d'observer simultanément une surface très étendue avec grande précision, puis au microscope électronique à balayage (TM3000 de la marque Hitachi), couplé à l'EDS, afin d'examiner plus finement la morphologie

des grains, les précipités et la distribution des phases. Cette méthodologie permet de corrélérer les évolutions microstructurales aux conditions thermomécaniques appliquées lors des essais.

Le couplage du MEB avec l'EDS a permis l'identification qualitative des principales phases secondaires observées sur les échantillons déformés : les précipités γ' ($\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$), reconnaissables à leur morphologie sphérique et à leur enrichissement en aluminium et titane ; les carbures primaires de type MC, riches en niobium et titane, présents sous forme d'inclusions isolées de taille micronique ; ainsi que des carbures secondaires M_{23}C_6 , plus fins, localisés préférentiellement aux joints de grains. Cette identification a permis de confirmer, lors du seuillage des images pour la mesure de taille de grain (section 3.4), que les objets exclus de l'analyse correspondaient bien à ces phases secondaires et non à des grains de matrice mal résolus.

2.3.2 Logiciel de traitement et Courbes visées

Le traitement des données brutes issues des essais thermomécaniques est réalisé à l'aide du logiciel Origin, outil couramment utilisé pour l'analyse et la mise en forme de données scientifiques. Les signaux enregistrés par la machine (force, déplacement mesuré par le L-Strain, température et temps) sont importés puis convertis en grandeurs SI afin d'obtenir les



courbes contrainte vraie-déformation vraie. Après calcul de la section instantanée et de la déformation logarithmique, les courbes sont tracées et comparées pour les différentes vitesses de déformation.

L'objectif est d'observer les phénomènes que nous avons décrit en revue de littérature à savoir un domaine élastique linéaire suivi du Yield Drop puis un retour au comportement « classique » avec une diminution de la pente initiale avec la restauration dynamique, un pic de contrainte caractéristique de la recristallisation dynamique et enfin une diminution jusqu'à un plateau où les phénomènes d'adoucissement et l'augmentation de la densité de dislocations se compense.

CHAPITRE 3

RÉSULTATS ET ANALYSE

Le présent chapitre a été conçu dans une optique de clarté et d'accessibilité. Il ne constitue pas une analyse interprétative approfondie des résultats, celle-ci étant développée au Chapitre 4, mais plutôt une présentation exhaustive et structurée de l'ensemble des données expérimentales brutes et traitées obtenues au cours de cette étude. L'objectif est de disposer d'une référence complète et facilement consultable, tant pour les analyses développées dans les chapitres suivants que pour les travaux de recherche futurs qui pourraient s'appuyer sur ces données. Chaque résultat y est présenté de manière factuelle, avec le niveau de commentaire nécessaire à sa compréhension, avec peu d'interprétation anticipée qui serait prématurée à ce stade.

3.1 Courbes résultantes brutes pour IN718 et AD730

Nous passons maintenant à l'analyse des courbes brutes résultantes de nos essais que nous allons voir progressivement selon les vitesses de déformations et selon le matériau : AD730 ou INC718. Nous commencerons toujours les analyses par l'IN718 qui nous a servi de repère pour les essais AD730. Et nous présenterons une seule courbe de chaque essai : IN718 et AD730. La répétabilité des essais avec plusieurs courbes avec les mêmes conditions expérimentales sera vérifiée en 3.3.2.

3.1.1 Vitesses de déformation : 1s^{-1}

Les tests réalisés à cette vitesse de déformation ont majoritairement servi à vérifier que notre méthode expérimentale était valide en comparant nos résultats aux études précédentes.

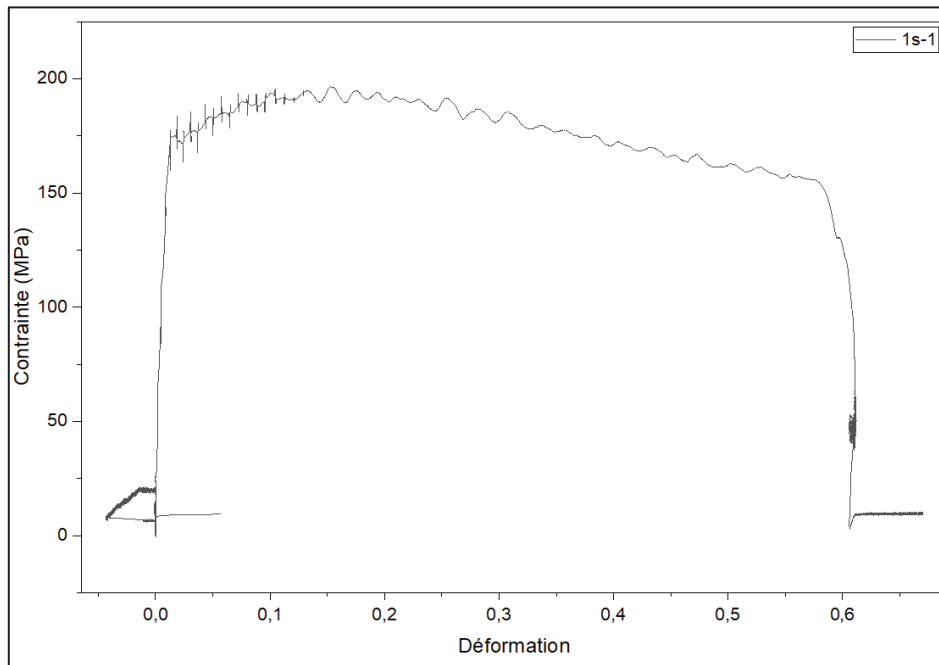


Figure 3-1 Courbe contrainte-déformation 1s^{-1} ; IN718

La courbe contrainte-déformation présentée en Figure 3-1 révèle plusieurs régimes mécaniques distincts caractéristiques du superalliage base nickel Inconel 718. La montée initiale quasi verticale correspond au domaine élastique. La transition élasto-plastique se manifeste par un changement de pente net de la courbe aux alentours de $\sigma \approx 175\text{--}180\text{ MPa}$.

Au-delà de ce seuil, la rigidité apparente chute : la pente, initialement très élevée dans le domaine élastique (reflétant le module de Young de l'IN718, $\sim 200\text{ GPa}$), s'effondre pour tendre vers une évolution caractéristique de l'écoulement plastique. Ce changement de pente marque la limite d'élasticité conventionnelle $\approx 175\text{ MPa}$.

Par la suite, la courbe reprend son comportement plastique classique avec une pente constante d'augmentation de la contrainte jusqu'à atteindre un pic de contrainte à environ 0.13 de

déformation pour 190MPa de contrainte avant d'entamer une descente caractéristique de la recristallisation dynamique et donc de mécanismes d'adoucissement se mettant en place pour contrer l'augmentation de contrainte.

La contrainte décroît ainsi jusqu'à débiter un plateau de à peu près 0.55 de déformation à la fin de l'essai où augmentation de la densité de dislocations et mécanismes d'adoucissement se compense. La contrainte finale est ainsi à environ 125MPa.

Ces observations sont cohérentes avec les travaux de Guimaraes & Jonas, 1981 qui documentent un comportement similaire pour l'IN718 en compression à chaud, avec notamment la présence d'un Yield Drop d'amplitude modéré et une recristallisation dynamique s'établissant progressivement après le pic de contrainte.

Nous passons maintenant à l'analyse de la courbe pour l'essai avec AD730.

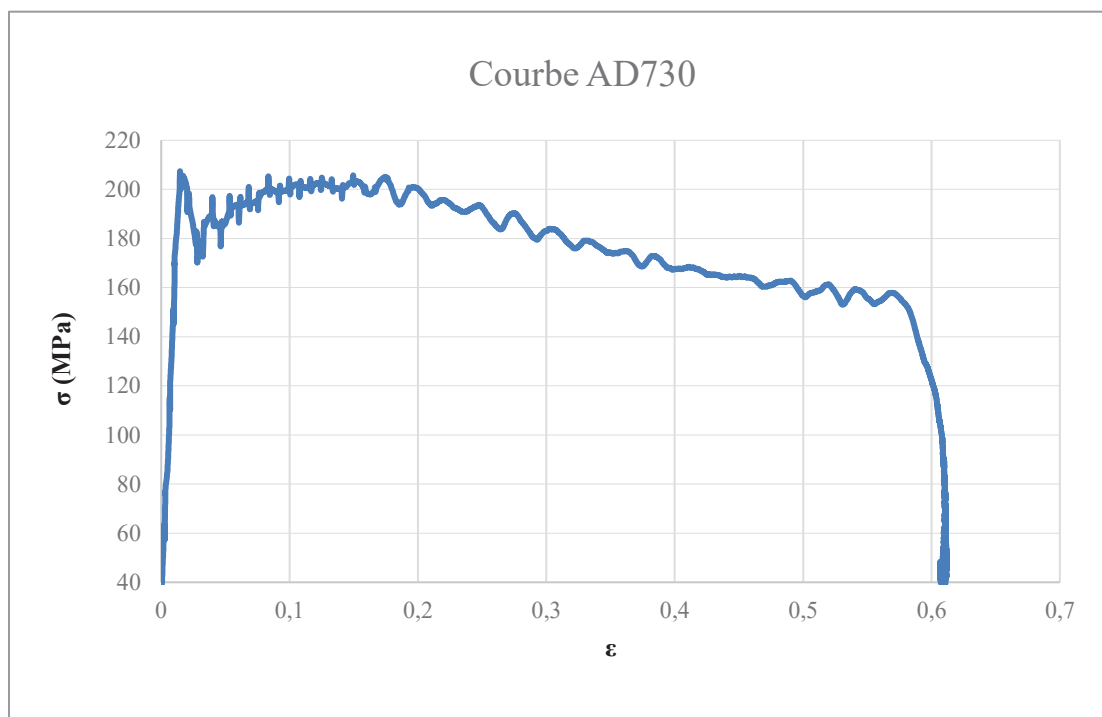


Figure 3-2 Courbe contrainte déformation $1s^{-1}$; AD730

L'analyse est relativement semblable. Les valeurs citées précédemment varient mais cependant, une différence majeure s'observe dès les premiers instants de la déformation plastique : un Yield Drop plus marqué que celui observé sur l'IN718 dans les mêmes conditions.

Ce phénomène se manifeste par un pic initial de contrainte atteignant environ 205 MPa à $\varepsilon \approx 0,01-0,02$, immédiatement suivi d'une chute brutale d'environ 30 MPa pour atteindre un creux à environ 175 MPa. Cette chute rapide et localisée à très faible déformation est caractéristique du Yield Drop tel qu'observé et discuté dans les études précédentes sur l'AD730 (Lieutaud, 2016). Elle est absente sur la courbe de l'IN718 dans les mêmes conditions, ce qui confirme qu'elle est intrinsèque au matériau AD730 et non liée aux conditions expérimentales ou au comportement de la machine.

Ces valeurs sont légèrement inférieures à celles rapportées par (Lieutaud, 2016) pour l'AD730 dans des conditions similaires, un écart attribué à la différence de machine utilisée (presse MTS pour Lieutaud contre GLEEBLE dans le présent travail) comme discuté en section 3.3.2.2. La déformation seuil de déclenchement de la DDRX à $\varepsilon \approx 0,12$, identifiée par (Lieutaud, 2016), est cohérente avec la déformation au second pic large observée sur notre courbe.

Il est important de noter que la courbe présentée ici est brute, non lissée. Le bruit de mesure visible sur l'ensemble de la courbe, avec des oscillations d'amplitude $\approx 15-20$ MPa entre $\varepsilon = 0,02$ et $\varepsilon = 0,15$, rend l'identification précise du creux du Yield Drop délicate à ce stade. Le protocole de lissage décrit en section 3.2 permettra d'affiner ces valeurs. Néanmoins, le pic initial et la chute qui le suit sont suffisamment prononcés pour être distingués du bruit de fond et considérés comme physiquement significatifs.

Après le creux, la contrainte remonte progressivement jusqu'à un second pic plus large d'environ 200-203 MPa vers $\varepsilon \approx 0,15$, correspondant à l'accumulation de dislocations et au début de la recristallisation dynamique discontinue (DDRX). S'ensuit une descente continue jusqu'à $\approx 155-160$ MPa vers $\varepsilon \approx 0,55$, traduisant l'adoucissement progressif lié à la DDRX. La

chute abrupte observée vers $\varepsilon = 0,60$ correspond à la fin de l'essai et constitue un artefact de mesure sans signification physique.

3.1.2 Vitesses de déformation : $2.5s^{-1}$

À $2,5 s^{-1}$, les courbes AD730 et IN718 présentent toutes deux une augmentation générale des niveaux de contrainte par rapport à $1 s^{-1}$, cohérente avec la sensibilité positive à la vitesse de déformation attendue pour les superalliages base nickel.

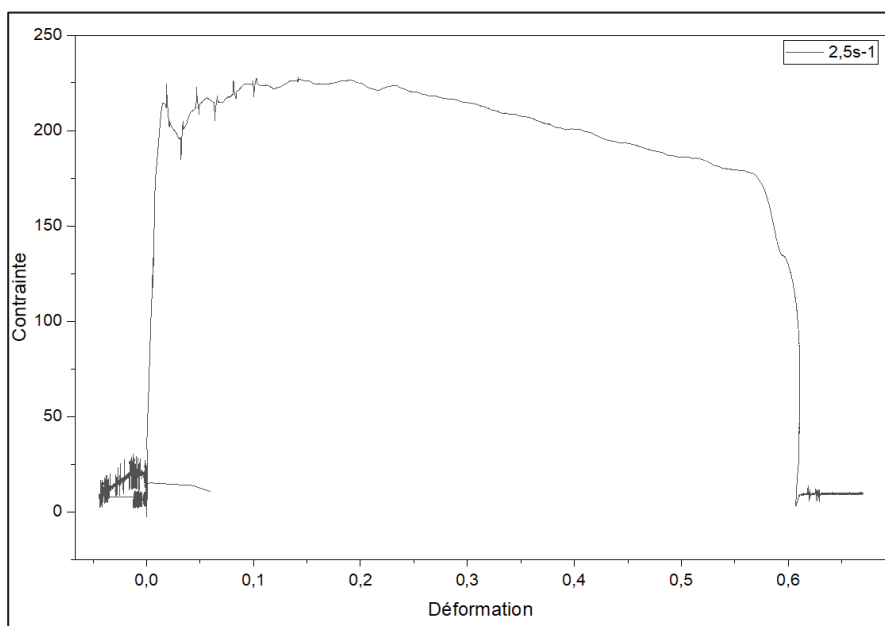


Figure 3-3 Courbe contrainte-déformation (MPa ; mm/mm) $2.5s^{-1}$; IN718

Sur la courbe IN718 présentée en Figure 3-3, le Yield Drop est présent mais son amplitude reste sensiblement plus faible qu'à $1 s^{-1}$, avec une chute d'environ 20-25 MPa depuis un pic initial à ≈ 225 MPa. Un second pic large est observable vers $\varepsilon \approx 0,15$, à la même contrainte de 225 MPa, après lequel la courbe amorce une descente progressive vers un plateau d'écoulement stationnaire.

La présence et l'amplitude du Yield Drop sur l'IN718 à cette vitesse sont cohérentes avec les observations de Guimaraes & Jonas, 1981, qui documentent pour cet alliage une dépendance

du Yield Drop à la vitesse de déformation, son amplitude augmentant avec celle-ci dans une certaine plage.

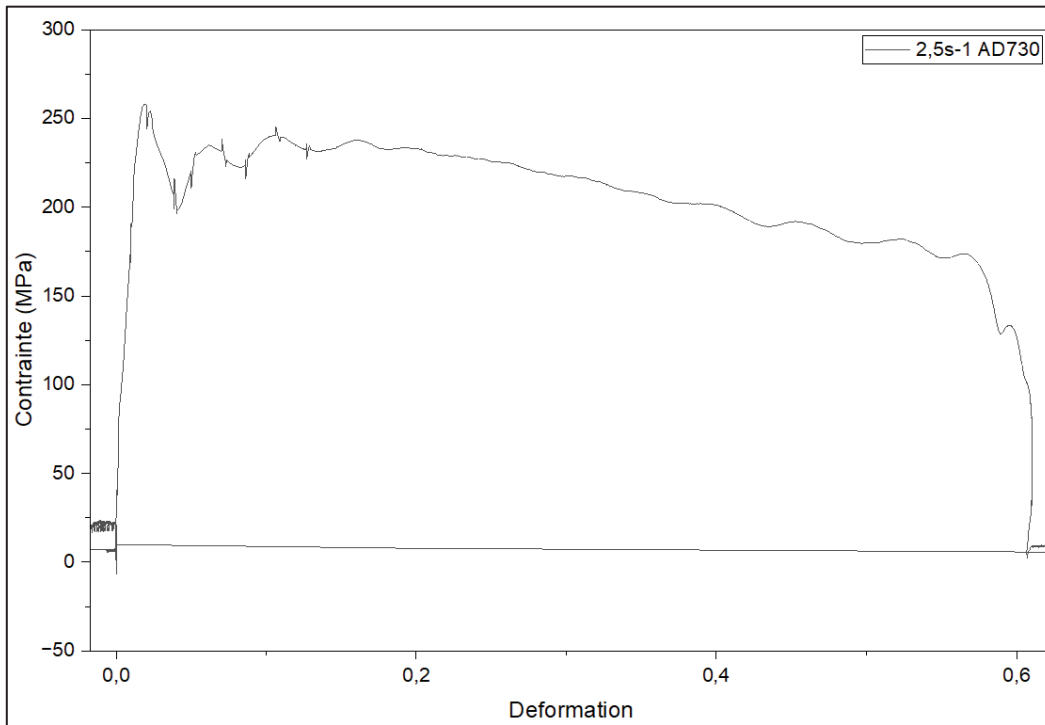


Figure 3-4 Courbe contrainte-déformation $2,5\text{s}^{-1}$; AD730

Sur la courbe AD730 présentée en Figure 3-4, le Yield Drop est à nouveau clairement visible et présente une amplitude nettement plus marquée qu'à 1 s^{-1} : le pic initial atteint environ 255 MPa à $\varepsilon \approx 0,02$, suivi d'une chute d'environ 55 MPa jusqu'à un creux à ≈ 200 MPa. Cette augmentation d'amplitude avec la vitesse de déformation est cohérente avec les observations de Lieutaud (2016) et conforte l'hypothèse d'une origine physique intrinsèque au matériau plutôt qu'expérimentale, dans la mesure où un artefact machine ou de lubrification ne présenterait pas nécessairement cette dépendance systématique à la vitesse de déformation. Après le creux, la contrainte remonte vers un second pic large d'environ 238-240 MPa vers $\varepsilon \approx 0,13$, caractéristique de l'accumulation de dislocations précédant la DDRX, avant d'entamer une descente progressive jusqu'à ≈ 175 -180 MPa vers $\varepsilon \approx 0,55$. L'écart d'amplitude du Yield Drop entre les deux matériaux se creuse donc avec l'augmentation de la vitesse de déformation.

L'augmentation de l'amplitude du Yield Drop avec la vitesse de déformation est cohérente avec les tendances identifiées par Lieutaud, 2016 pour l'AD730, qui observe ce même phénomène sur sa plage de vitesses de déformation étudiée. Par ailleurs, le décalage du second pic large vers $\varepsilon \approx 0,13$ reste proche de la déformation critique de déclenchement de la DDRX identifiée par Lieutaud, 2016 à $\varepsilon \approx 0,12$, confirmant la robustesse de ce seuil pour l'AD730 à 1120°C.

3.1.3 Vitesses de déformation : 5s^{-1}

À 5 s^{-1} , la tendance observée précédemment se confirme et s'amplifie : les niveaux de contrainte augmentent à nouveau sur les deux matériaux, et le Yield Drop devient plus prononcé pour les deux alliages.

Sur la courbe IN718 présentée en Figure 3-5, le Yield Drop est cette fois nettement plus visible qu'aux vitesses précédentes, avec un pic initial à $\approx 250\text{ MPa}$ à $\varepsilon \approx 0,01$ suivi d'une chute d'environ 25 MPa jusqu'à un creux à $\approx 225\text{ MPa}$. Un second pic large est observable vers $\varepsilon \approx 0,15$ à $\approx 253\text{-}255\text{ MPa}$, après lequel la courbe amorce une descente progressive jusqu'à $\approx 205\text{-}210\text{ MPa}$ vers $\varepsilon \approx 0,55$.

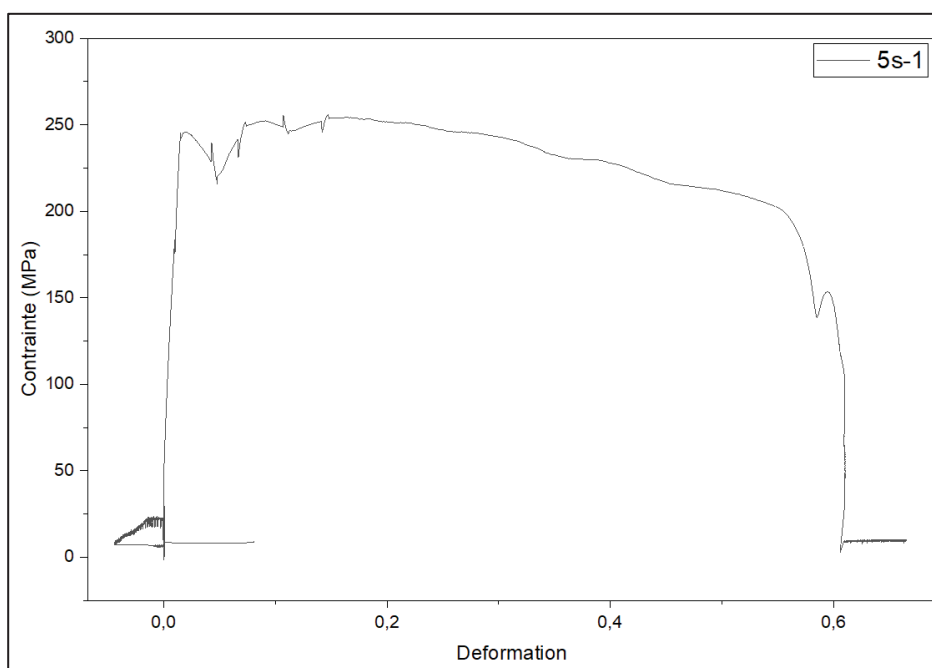


Figure 3-5 Courbe contrainte-déformation 5s^{-1} ; IN718

Sur la courbe AD730 présentée en Figure 3-6, le Yield Drop atteint une amplitude particulièrement marquée : le pic initial s'élève à environ 300 MPa à $\varepsilon \approx 0,02$, suivi d'une chute d'environ 70-75 MPa jusqu'à un creux à $\approx 225-230$ MPa. Le second pic large se situe vers $\varepsilon \approx 0,10$ à $\approx 265-270$ MPa, légèrement décalé vers des déformations plus faibles par rapport aux vitesses précédentes, avant une descente progressive jusqu'à ≈ 200 MPa vers $\varepsilon \approx 0,55$. L'écart d'amplitude du Yield Drop entre les deux matériaux reste marqué et la tendance à son amplification avec la vitesse de déformation, observée depuis 1 s^{-1} , se poursuit de manière cohérente.

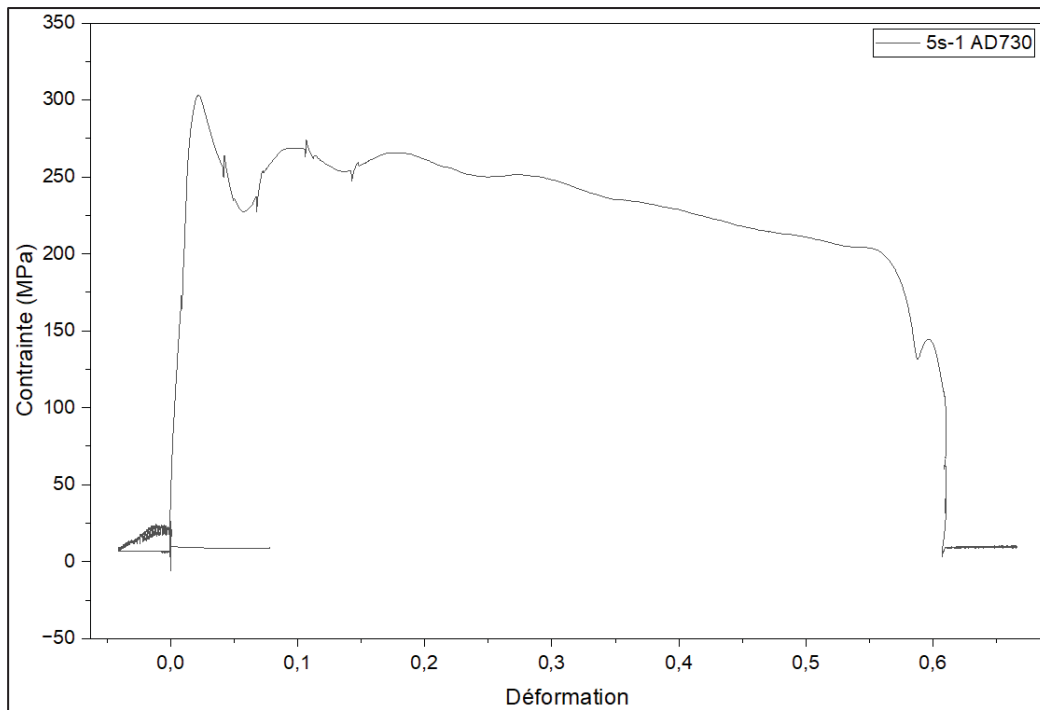


Figure 3-6 Courbe contrainte-déformation 5 s^{-1} ; AD730

3.1.4 Vitesses de déformation : 8 s^{-1}

À 8 s^{-1} , les niveaux de contrainte continuent d'augmenter sur les deux matériaux, et un comportement nouveau s'observe concernant le Yield Drop.

Sur la courbe IN718 présentée en Figure 3-7, le Yield Drop reste peu prononcé avec un pic initial à $\approx 285-290$ MPa suivi d'une chute limitée d'environ 10-15 MPa. Un second pic large

est observable vers $\varepsilon \approx 0,12$ à $\approx 305-310$ MPa, suivi d'un plateau relativement stable entre $\varepsilon \approx 0,15$ et $0,35$ autour de $280-290$ MPa, avant une descente progressive vers ≈ 240 MPa vers $\varepsilon \approx 0,55$.

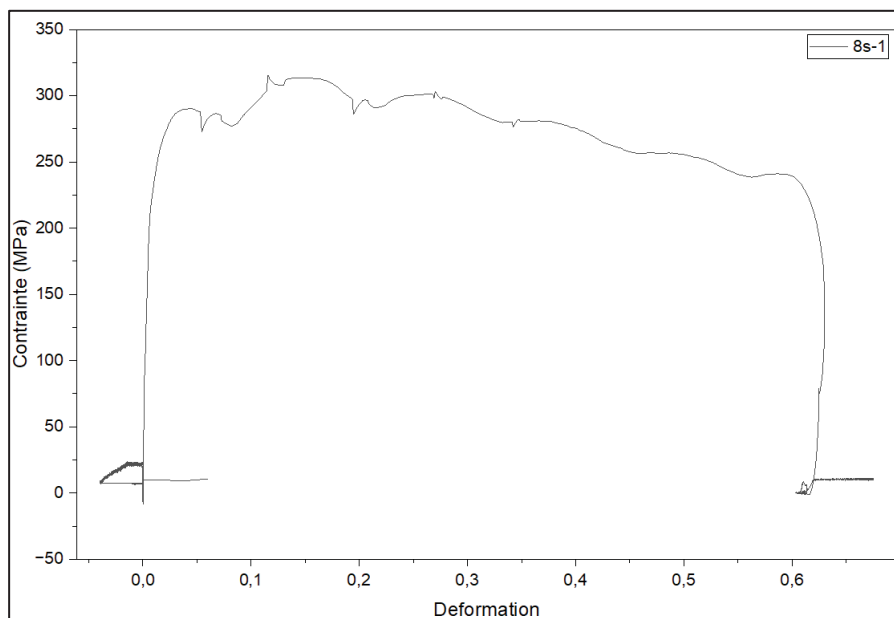


Figure 3-7 Courbe contrainte-déformation $8s^{-1}$; IN718

Sur la courbe AD730 présentée en Figure 3-8, le pic du Yield Drop atteint ≈ 350 MPa à $\varepsilon \approx 0,01-0,02$. Un élément notable à cette vitesse est que le creux du Yield Drop s'étale sur une plage de déformation sensiblement plus large que précédemment, suggérant que le mécanisme de déverrouillage des dislocations se produit de manière plus progressive à cette vitesse de déformation. L'amplitude de la chute, d'environ $50-55$ MPa jusqu'à un creux à $\approx 295-300$ MPa, apparaît légèrement inférieure à celle observée à $5 s^{-1}$. Après le creux, la contrainte remonte vers un second pic large à $\approx 310-315$ MPa vers $\varepsilon \approx 0,15$, avant une descente progressive jusqu'à ≈ 200 MPa vers $\varepsilon \approx 0,55$.

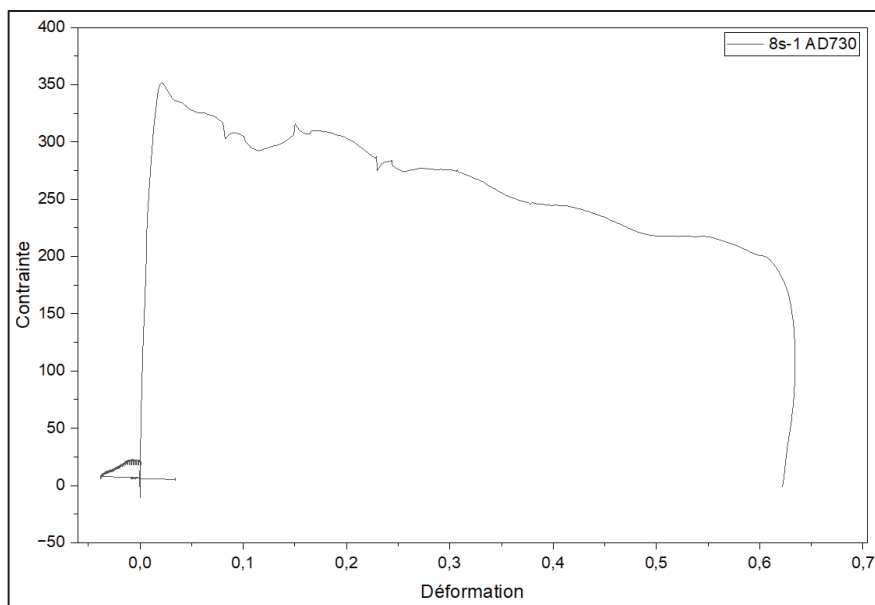


Figure 3-8 Courbe contrainte-déformation 8s^{-1} ; AD730

3.1.5 Vitesses de déformation : 10s^{-1}

À 10 s^{-1} , deux observations majeures se distinguent par rapport aux vitesses de déformation précédentes.

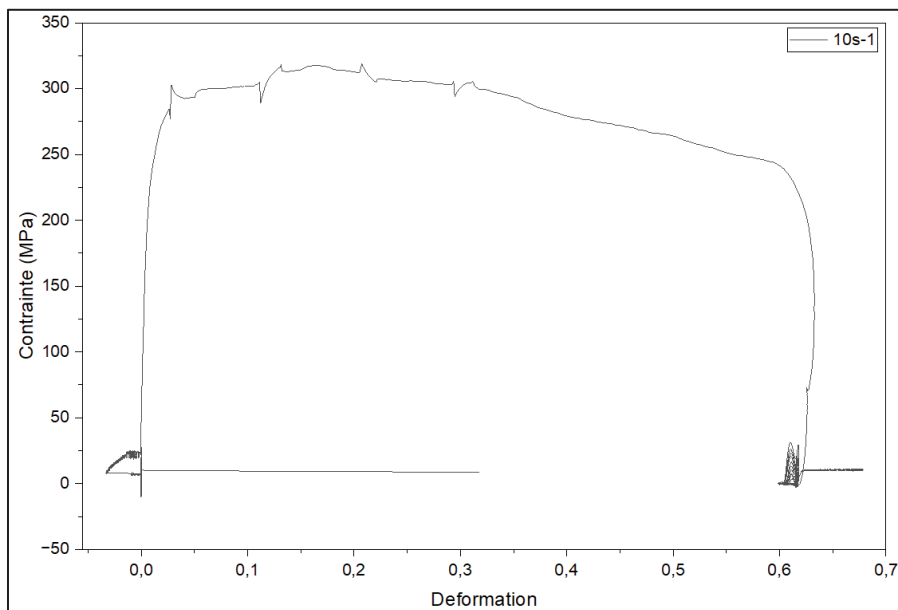


Figure 3-9 Courbe contrainte-déformation 10s^{-1} ; IN718

Sur la courbe IN718 présentée en Figure 3-9, le Yield Drop est quasi inexistant à cette vitesse de déformation, la transition élasto-plastique s'effectuant de manière progressive sans chute de contrainte notable depuis un pic initial à ≈ 300 MPa. Ce comportement, cohérent avec les observations de Guimaraes et Jonas (1981) qui documentent la disparition progressive du Yield Drop sur l'IN718 avec l'augmentation de la vitesse de déformation, est suivi d'un plateau large et stable entre $\varepsilon \approx 0,05$ et $0,30$ autour de 295-310 MPa, avant une descente progressive vers ≈ 240 MPa à partir de $\varepsilon \approx 0,30$.

Sur la courbe AD730 présentée en Figure 3-10, les niveaux de contrainte et l'allure générale de la courbe sont remarquablement similaires à ceux observés à 8 s^{-1} : le pic du Yield Drop atteint ≈ 345 -350 MPa, le creux se situe à ≈ 300 MPa, et le second pic large apparaît vers $\varepsilon \approx 0,17$ à ≈ 315 -320 MPa, avant une descente progressive jusqu'à ≈ 200 -210 MPa vers $\varepsilon \approx 0,55$. La sensibilité à la vitesse de déformation, clairement observable entre 1 et 5 s^{-1} , semble ainsi atteindre un plateau au-delà de 8 s^{-1} pour l'AD730, une tendance qui sera discutée au Chapitre 4.

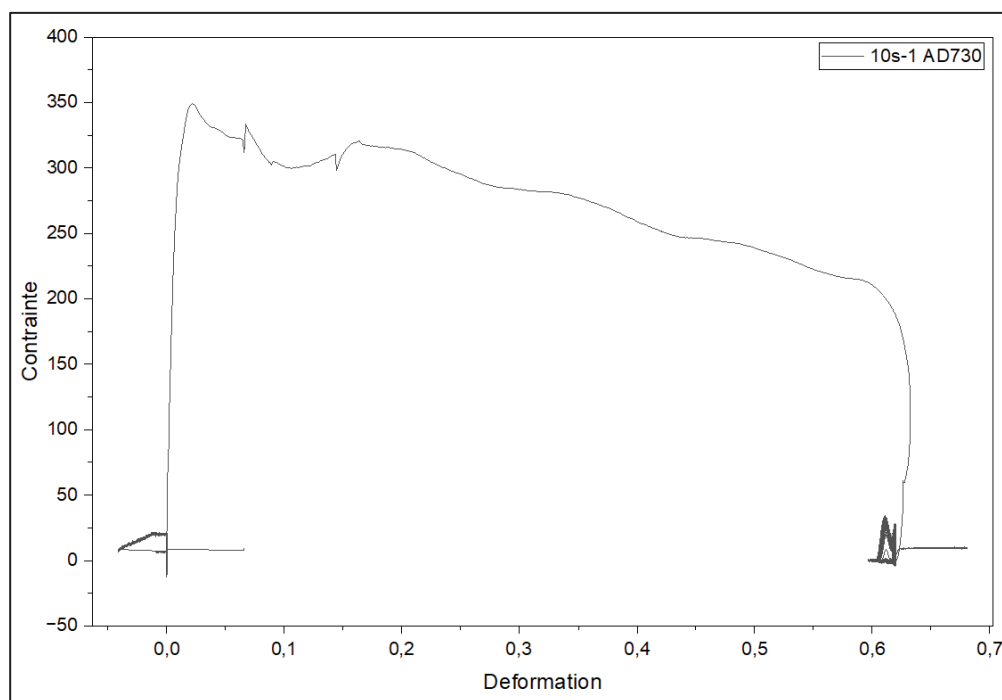


Figure 3-10 Courbe contrainte-déformation 10 s^{-1} ; AD730

L'ensemble des courbes brutes ayant été présenté et commenté, il convient désormais de les soumettre à un protocole de lissage afin d'en extraire les grandeurs caractéristiques exploitables pour la modélisation. En effet, le bruit de mesure inhérent aux essais à haute vitesse de déformation sur le GLEEBLE, visible sur l'ensemble des courbes présentées précédemment, rend difficile l'identification précise des valeurs de pic, de creux et de plateau directement sur les données brutes. Le protocole décrit dans la section suivante vise à remédier à cela tout en préservant les tendances physiques réelles.

3.2 Protocole de lissage et Analyse

3.2.1 Lissage Excel et Origin

Deux méthodes de lissage complémentaires ont été appliquées aux données brutes issues du GLEEBLE et sont présentées ici pour expliquer les différentes esthétiques des courbes lisses issues des essais.

La première, réalisée sous Excel, consiste en un lissage par moyenne glissante : pour chaque point de la courbe, la valeur lissée est calculée comme la moyenne arithmétique des 50 points précédents et des 50 points suivants, soit une fenêtre de 101 points centrée sur la valeur considérée. Cette méthode simple et robuste permet d'atténuer efficacement le bruit haute fréquence tout en conservant les tendances générales de la courbe. Elle présente cependant l'inconvénient d'arrondir les pics et les creux marqués, ce qui peut conduire à une légère sous-estimation de l'amplitude du Yield Drop.

La seconde méthode, appliquée sous Origin, repose sur le filtre de Savitzky-Golay. Contrairement à la moyenne glissante, ce filtre ajuste localement un polynôme d'ordre fixé sur une fenêtre glissante de points, ce qui permet de mieux préserver la forme des extrema tout en lissant le bruit. Il est ainsi mieux adapté à l'identification précise des valeurs de pic de contrainte, du creux du Yield Drop et du plateau stationnaire.

Les deux méthodes ont donné des résultats d'égale précision pour la suppression des bruits haute fréquence, confirmant la cohérence des données brutes. En revanche, les oscillations

basse fréquence, attribuées au comportement du régulateur PID de la machine et à son réglage, n'ont pas pu être supprimées par ces méthodes. Ces oscillations sont néanmoins conservées telles quelles, dans la mesure où elles ne dénaturent pas les tendances physiques observées et restent sans incidence sur l'extraction des grandeurs caractéristiques utilisées pour la modélisation.

3.2.2 Bruits et analyse de l'effet du lissage

L'analyse des courbes brutes révèle la présence de deux types de bruit distincts, identifiables par leur fréquence et leur amplitude, et attribuables à des sources différentes.

Le premier type correspond à un bruit haute fréquence, se manifestant sous la forme de petits pics réguliers d'amplitude maximum de 30 MPa, visibles sur l'ensemble des courbes quelle que soit la vitesse de déformation considérée. Ce bruit est présent de manière similaire sur les courbes AD730 et IN718, ce qui indique qu'il est indépendant du matériau testé. Il est attribué à un artefact combiné du système de mesure et de la machine, lié à la résolution du capteur L-Strain et aux vibrations mécaniques générées par le vérin hydraulique lors des essais à haute vitesse de déformation. Ce bruit est efficacement supprimé par les deux méthodes de lissage décrites en section 3.2.1, sans incidence sur l'extraction des grandeurs caractéristiques.

Le second type correspond à un bruit basse fréquence, se manifestant sous la forme d'ondulations plus larges d'amplitude comprise entre 75 et 100 MPa et de période d'environ 0,15 en déformation, bien visible par exemple sur la courbe IN718 à 8 s^{-1} . Contrairement au bruit haute fréquence, ce bruit présente une dépendance marquée à la vitesse de déformation : son amplitude et sa période semble augmenter avec la vitesse de déformation, ce qui constitue un indicateur fort de son origine. Ce comportement est cohérent avec les caractéristiques d'un régulateur PID dont les paramètres, bien qu'optimisés lors des essais préparatoires sur IN718, ne peuvent compenser parfaitement les transitions dynamiques rapides imposées aux vitesses de déformation les plus élevées. Ces oscillations basse fréquence n'ont pas pu être supprimées par les méthodes de lissage employées. Elles sont néanmoins conservées dans les courbes

lissées, dans la mesure où leur période et leur amplitude sont suffisamment distinctes des phénomènes physiques d'intérêt, notamment le Yield Drop et le pic de recristallisation dynamique, pour ne pas en dénaturer l'interprétation.

3.3 Comparaison et Écarts

3.3.1 Visualisation globale

La Figure 3-11 présente l'ensemble des courbes contrainte-déformation lissées de l'AD730 à 1120°C pour les cinq vitesses de déformation étudiées. Plusieurs tendances globales se dégagent de cette visualisation comparative.

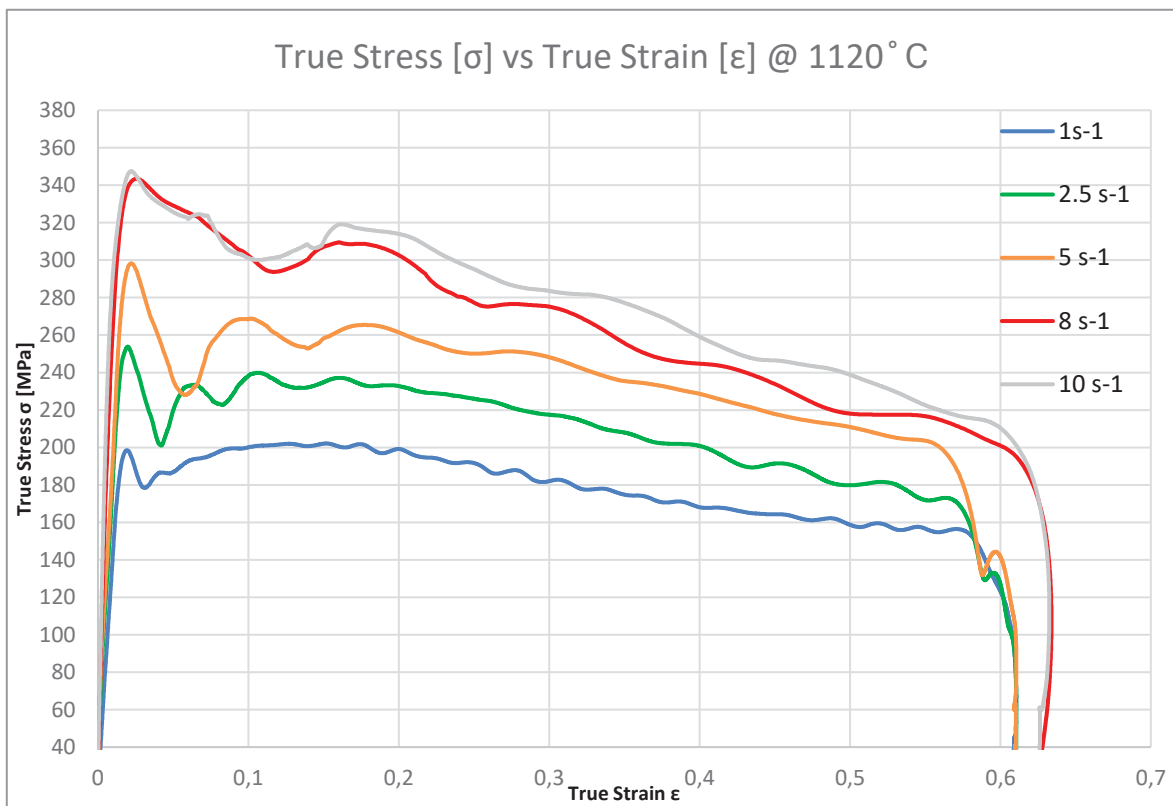


Figure 3-11 Courbes contrainte-déformation de l'AD730

La première tendance est la sensibilité positive à la vitesse de déformation, clairement visible entre 1 et 5 s⁻¹ : les courbes sont bien séparées et les niveaux de contrainte augmentent de

manière régulière et significative avec la vitesse de déformation, traduisant le caractère viscoplastique attendu de l'AD730 à haute température. Cette tendance se confirme sur l'ensemble de la plage de déformation étudiée pour ces trois vitesses.

En revanche, au-delà de 5 s^{-1} , les courbes à 8 et 10 s^{-1} présentent des niveaux de contrainte remarquablement proches, voire superposés sur une grande partie de leur étendue. Ce resserrement marque une saturation de la sensibilité à la vitesse de déformation, suggérant que le matériau atteint un régime limite au-delà duquel l'augmentation de la vitesse de déformation n'engendre plus d'augmentation proportionnelle de la contrainte d'écoulement.

Une deuxième observation notable concerne l'évolution du pic du Yield Drop et du pic de recristallisation dynamique : avec l'augmentation de la vitesse de déformation, ces deux pics se décalent progressivement vers des déformations légèrement plus élevées, traduisant un retard dans l'activation des mécanismes d'adoucissement lorsque la sollicitation est plus rapide.

Enfin, malgré des niveaux de contrainte initiaux très différents selon la vitesse de déformation, les courbes tendent à converger vers des valeurs de contrainte relativement proches en fin d'essai, aux alentours de $\varepsilon = 0,55-0,60$. Cette convergence est cohérente avec l'atteinte progressive d'un état stationnaire de recristallisation dynamique, pour lequel la contrainte d'équilibre dépend moins fortement de la vitesse de déformation que la contrainte de pic, traduisant une dissipation plus homogène de l'énergie stockée par les mécanismes d'adoucissement.

3.3.2 Écarts

3.3.2.1 Écarts entre échantillons de nos recherches

Afin de vérifier la répétabilité des essais, trois essais ont été réalisés dans des conditions expérimentales strictement identiques à 1 s^{-1} et 1120°C . La Figure 3-12 présente les trois courbes contrainte-déformation brutes superposées.

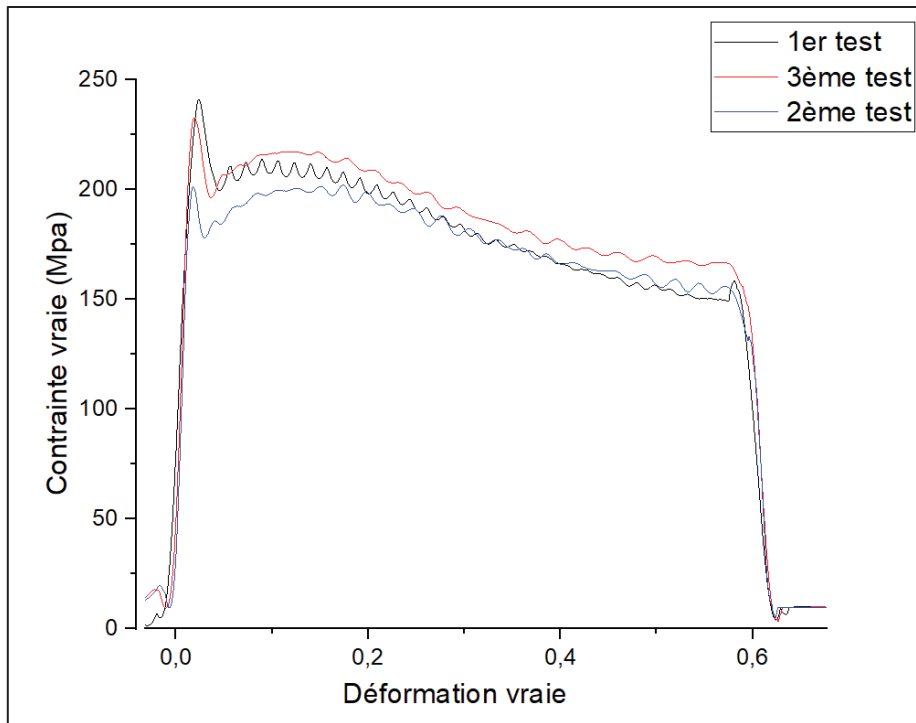


Figure 3-12 Courbes contrainte déformation des 3 essais réalisés à 1s^{-1} dans les mêmes conditions expérimentales

Les trois courbes présentent une excellente cohérence sur l'ensemble de la plage de déformation étudiée. Le domaine élastique et la transition élasto-plastique sont quasi parfaitement superposés, confirmant la bonne reproductibilité de la mise en place expérimentale et du cycle thermique. Le Yield Drop est présent sur les trois courbes avec un pic atteignant ≈ 240 MPa, la courbe du premier test présentant le pic le plus élevé, et un creux à ≈ 200 MPa. L'allure générale des courbes, notamment la descente caractéristique de la DDRX et la convergence vers un plateau stationnaire à $\approx 160\text{-}170$ MPa en fin d'essai, est identique pour les trois essais.

Des écarts sont néanmoins observables à partir du Yield drop, où les trois courbes se séparent progressivement. L'écart moyen entre la courbe la plus haute (3ème test, rouge) et la plus basse (2ème test, bleu) est d'environ 20-25 MPa sur la plage $\epsilon = 0,10$ à 0,55, avec un écart maximal pouvant atteindre 30-40 MPa ponctuellement. Le premier test se situe quant à lui entre ces deux courbes sur la majorité de cette plage. Ces écarts, d'amplitude modérée au regard des

niveaux de contrainte absolus et du bruit basse fréquence discuté en section 3.2.2, sont attribuables aux légères variations inévitables du réglage PID de la machine et des conditions de préparation expérimentale pré-essai d'un test à l'autre (parallélisme des échantillons, lubrification,). Ils ne remettent pas en cause la validité des tendances physiques observées ni l'exploitation des courbes pour la modélisation.

Dans tout ce mémoire, les courbes présentées et utilisées pour l'analyse et la modélisation correspondent aux essais dont les valeurs caractéristiques - contrainte de pic, amplitude du Yield Drop et contrainte au plateau - sont les plus proches des valeurs moyennes et/ou les plus représentatives issues des essais de répétabilité, garantissant ainsi la représentativité des données exploitées.

3.3.2.2 Écarts avec les recherches précédentes

La Figure 3-13 présente les courbes contrainte-déformation issues des travaux de Lieutaud (2016) réalisés sur presse MTS, couvrant une plage de vitesses de déformation allant de $0,0001$ à 1 s^{-1} , soit des conditions partiellement comparables avec les nôtres à 1 s^{-1} .

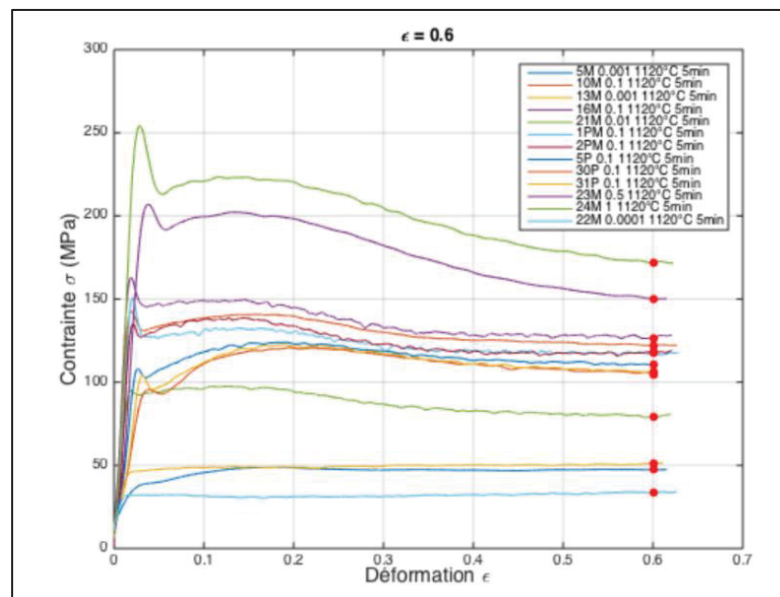


Figure 3-13 Contrainte pour une déformation de 0,6

Tiré de Lieutaud (2016)

La comparaison directe entre la courbe à 1 s^{-1} de Lieutaud (2016) et notre essai à la même vitesse de déformation révèle un écart systématique d'environ 15-20 MPa, nos valeurs se situant en dessous de celles des travaux précédents sur l'ensemble de la plage de déformation. Cet écart est attribué à la différence de machine utilisée : les essais de Lieutaud (2016) ont été réalisés sur une presse MTS, impliquant des conditions de préparation pré-essai et un mode de chauffage différents de ceux du GLEEBLE utilisé dans le présent travail. En particulier, le chauffage par effet Joule propre au GLEEBLE et le système de maintien par mors en cuivre refroidis à l'eau peuvent induire des gradients thermiques légèrement différents de ceux d'une presse conventionnelle, ce qui peut se répercuter sur les niveaux de contrainte mesurés. Cet écart systématique et constant ne remet pas en cause la validité des tendances observées dans les deux études.

Au-delà de cette différence, la cohérence globale entre les deux jeux de données est satisfaisante. Les tendances physiques sont identiques : sensibilité positive à la vitesse de déformation, présence du Yield Drop, pic caractéristique de la DDRX suivi d'une descente vers un plateau stationnaire. De plus, la progression des niveaux de contrainte avec la vitesse de déformation observée dans les travaux de Lieutaud (2016) entre $0,0001$ et 1 s^{-1} s'inscrit de manière cohérente dans le prolongement de nos résultats entre 1 et 10 s^{-1} , confirmant que notre campagne d'essais constitue bien une extension valide vers les hautes vitesses de déformation des travaux antérieurs.

3.4 Microstructure résultante et observations

Dans le cadre de ce mémoire, seules les micrographies des échantillons AD730 sont présentées et analysées dans cette section. Les observations microstructurales des échantillons IN718, bien que réalisées selon le même protocole expérimental, n'ont pas pu être intégrées dans les délais impartis et feront l'objet d'analyses complémentaires ultérieures.

Les observations microstructurales présentées dans cette section ont été réalisées selon un protocole commun à l'ensemble des échantillons déformés. Après découpe et préparation

métallographique décrite en section 2.3.1, chaque échantillon est observé dans le plan perpendiculaire à la direction de compression, tel qu'illustré en Figure 3-14.

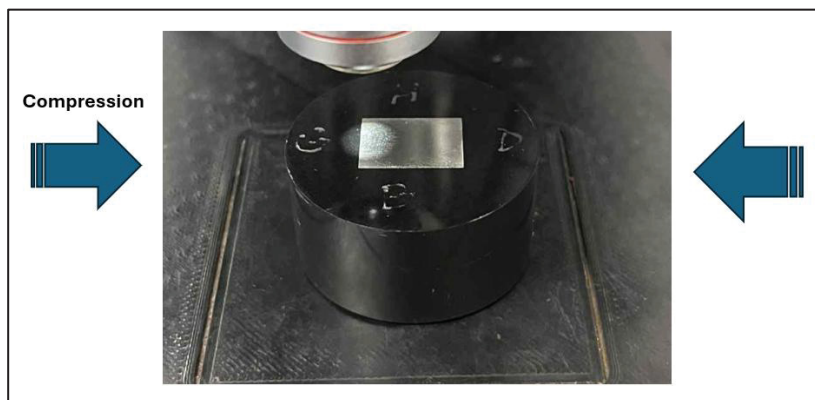


Figure 3-14 Méthode d'observation employée

Ce plan d'observation, contenant l'axe radial de l'échantillon, est celui qui permet de révéler le plus fidèlement les évolutions microstructurales induites par la déformation à chaud, notamment la recristallisation dynamique et l'évolution de la taille de grain.

Afin d'assurer la reproductibilité et la cohérence des observations d'un échantillon à l'autre, chaque échantillon a été marqué selon les quatre directions — haut, bas, gauche, droite — avant observation, permettant ainsi de toujours se référer à la même orientation lors de l'analyse. Les observations sont réalisées au microscope optique confocal à l'objectif x50, offrant un grossissement total de 500x. Afin d'obtenir une vue représentative de l'ensemble de la section de l'échantillon et de s'affranchir des éventuelles hétérogénéités locales, chaque micrographie présentée dans cette section est constituée d'un assemblage par stitching de plusieurs champs d'observation adjacents, couvrant ainsi la totalité de la surface polie de l'échantillon. Cette approche permet de combiner la résolution nécessaire à l'identification des grains recristallisés avec une vue d'ensemble suffisamment large pour évaluer l'homogénéité microstructurale. De plus, des micrographies plus zoomées et précises des zones d'intérêts seront fournies.

La mesure des tailles de grains a été réalisée par analyse d'images avec le logiciel libre Fiji (ImageJ), selon la méthode par segmentation suivie d'une mesure des particules. Pour chaque échantillon, l'analyse a été conduite sur un minimum de deux assemblages d'images indépendants issus de zones distinctes de la section polie, afin de s'affranchir des hétérogénéités locales et d'assurer la représentativité statistique des mesures. Un seuillage adapté a été appliqué de manière à exclure les objets de taille incompatible avec des grains recristallisés, notamment les précipités γ' , les carbures et les inclusions, dont les dimensions sont nettement inférieures à celles des grains de la matrice γ . Cette procédure permet d'intégrer plusieurs dizaines à plusieurs centaines de milliers de grains dans chaque mesure, conférant aux valeurs de taille de grain rapportées dans ce travail une robustesse statistique élevée et une sensibilité suffisante pour détecter les évolutions microstructurales entre conditions d'essai.

À titre de référence et de base de réflexion pour l'interprétation des évolutions microstructurales induites par les essais de compression à chaud, la Figure 3-15 présente la micrographie de l'AD730 à l'état brut de réception, avant tout traitement thermomécanique.

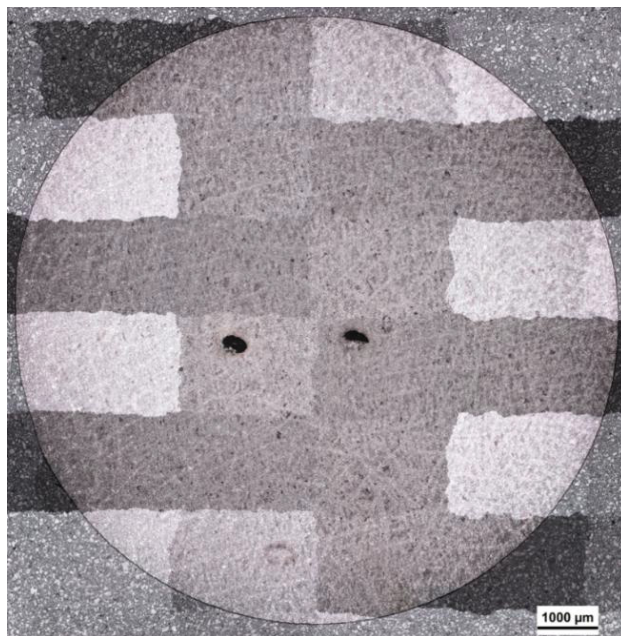


Figure 3-15 Micrographie AD730 tel que reçu

La microstructure initiale se caractérise par des grains très grossiers et hétérogènes, nettement plus grands que ceux observés sur l'ensemble des échantillons déformés, confirmant que la déformation à chaud et la recristallisation dynamique associée conduisent systématiquement à un affinement significatif de la microstructure quelle que soit la vitesse de déformation appliquée. Une hétérogénéité marquée est également visible sous la forme de bandes alternées claires et sombres, attribuée à une ségrégation chimique héritée du procédé de forgeage initial du cylindre brut.

Les zones sombres correspondent à des régions plus riches en précipités, tandis que les zones claires en sont relativement appauvries. Les précipités γ' , phases durcissantes caractéristiques de l'AD730, sont mis en évidence par l'attaque chimique au Kalling's n°2 et sont clairement identifiables sur la micrographie. Enfin, deux inclusions noires, probablement des carbures ou oxydes, sont visibles au centre de l'échantillon.

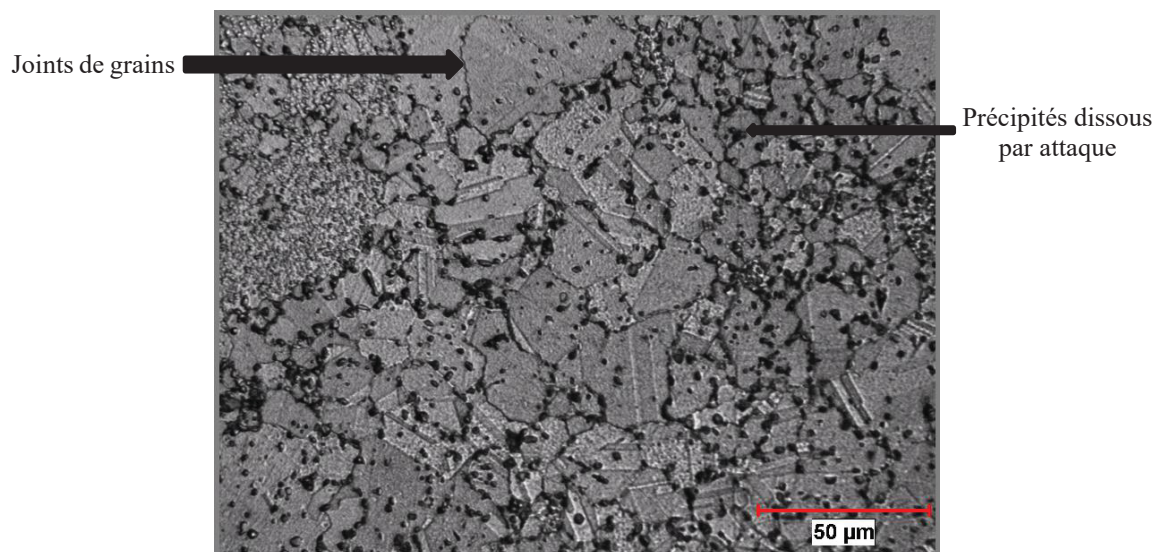


Figure 3-16 Micrographie en x500 de l'AD730 tel que reçu

La microstructure initiale de l'AD730 à l'état brut de réception en Figure 3-16 présente une structure bimodale caractéristique d'un état subsolvus : des grains primaires grossiers, dépassant 50 µm, aux joints bien définis et présentant des macles de recuit, coexistent avec une

matrice de grains fins issus des étapes de forgeage antérieures. Les zones sombres correspondent aux précipités γ' révélés par l'attaque au Kalling's n°2, dont la distribution hétérogène reflète la ségrégation chimique héritée du procédé de fabrication.

Cette microstructure initiale grossière et hétérogène constitue ainsi le point de départ commun à tous les essais de compression à chaud réalisés dans ce travail, et souligne l'importance de la déformation à chaud comme outil de contrôle microstructural pour l'AD730.

3.4.1 Vitesses de déformation : 1s^{-1}

L'observation de la micrographie complète de l'échantillon déformé à 1s^{-1} révèle une hétérogénéité microstructurale caractéristique des essais de compression à chaud, cohérente avec le phénomène de croix du forgeron qui sera décrit en section 4.1.1.



Figure 3-17 Micrographie observée à 1s^{-1}

Sur les faces planes de contact avec les pistons, les coins et bords présentent des grains plus grossiers, En revanche, sur les surfaces latérales déformées radialement, les grains sont significativement plus fins, témoignant d'une déformation effective plus importante dans ces zones et d'une recristallisation dynamique plus avancée. Cette observation mérite une précision importante concernant la localisation des grains grossiers et fins au sein de l'échantillon. Les grains grossiers caractéristiques de la croix du forgeron se situent spécifiquement au voisinage des faces planes de contact avec les pistons, là où le frottement résiduel limite l'écoulement plastique malgré la lubrification appliquée. En revanche, les coins et bords latéraux de l'échantillon, qui correspondent aux zones de déformation radiale maximale lors du barrelling, présentent au contraire des grains particulièrement fins résultant d'une recristallisation dynamique plus complète dans ces zones. Cette distinction géométrique est importante pour l'interprétation des mesures de taille de grain moyennes, qui intègrent ces deux populations de grains aux comportements opposés.

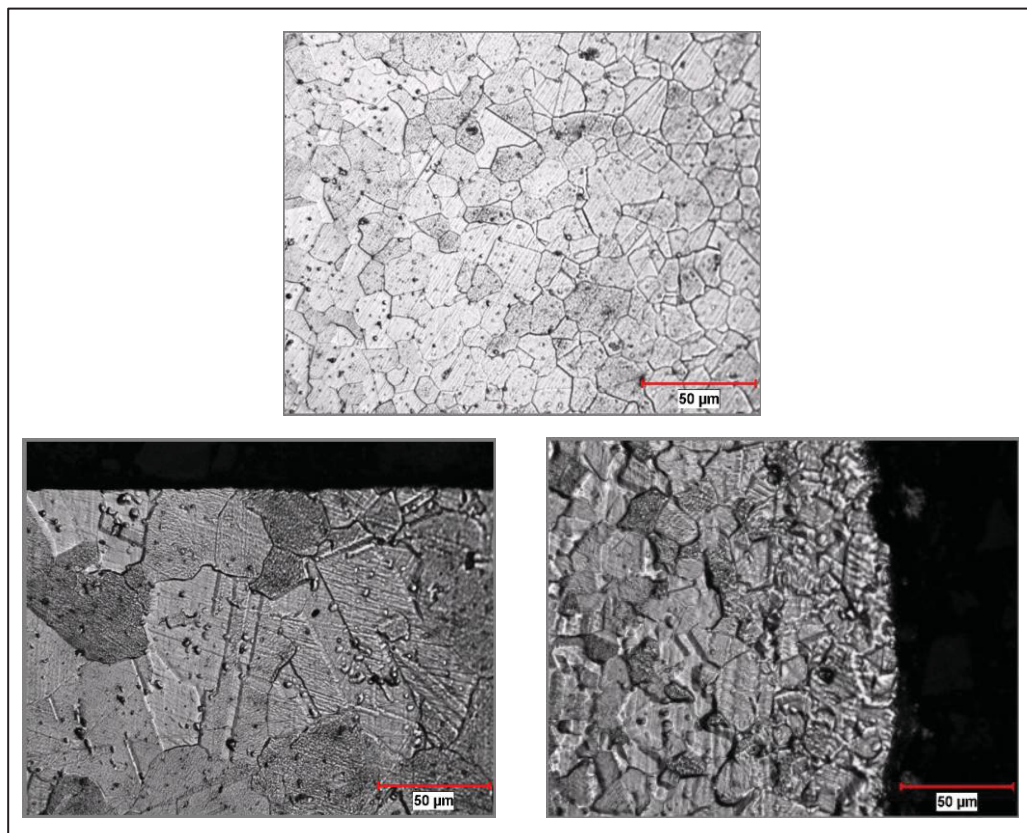


Figure 3-18 Micrographie $1s^{-1}$ avec en haut le centre de l'échantillon, en bas à gauche la zone morte et en bas à droite la zone fortement déformée

Dans le reste de la section, la microstructure est de taille de grain relativement homogène, signe d'une recristallisation dynamique bien établie à cette vitesse de déformation. Une légère augmentation de la taille de grain est néanmoins observable au centre de l'échantillon, attribuable à l'échauffement adiabatique localement plus important en cette zone, causé par la concentration de contrainte qui y est maximale. Cet échauffement local favorise en effet la croissance des grains recristallisés, conduisant à une taille de grain légèrement supérieure à celle observée dans le reste de la zone homogène.

Les trois micrographies obtenues à 1 s^{-1} en Figure 3-18 illustrent l'hétérogénéité microstructurale caractéristique de la croix du forgeron. La zone centrale (en haut) présente une microstructure homogène de grains fins et équiaxes, témoignant d'une recristallisation dynamique discontinue bien établie à cette vitesse de déformation. La zone morte (en bas à gauche), au voisinage des faces de contact avec les pistons, révèle des grains sensiblement plus grossiers aux joints bien définis et présentant des macles de recuit marquées, signe d'une déformation effective limitée par le frottement résiduel à l'interface échantillon-piston malgré la lubrification. À l'inverse, la zone fortement déformée (en bas à droite), correspondant au bord latéral de l'échantillon, présente les grains les plus fins de la section, résultant d'une recristallisation dynamique plus complète dans cette région de déformation radiale maximale. Ce contraste entre les trois zones confirme la forte hétérogénéité de déformation au sein de l'échantillon à 1 s^{-1} et justifie l'approche d'analyse multizones adoptée dans ce travail.

Par ailleurs, la micrographie révèle que l'échantillon présente une forme de coupe après déformation, c'est-à-dire une section transversale non parfaitement symétrique. Ce phénomène, couramment observé dans les essais de compression à chaud, résulte d'une répartition non uniforme des efforts de compression au sein de l'échantillon. Plusieurs facteurs expérimentaux peuvent en être à l'origine : une lubrification non parfaitement homogène sur les faces de contact, un léger défaut de parallélisme entre les deux faces planes de l'échantillon introduit lors de la découpe, ou encore un léger désalignement de l'échantillon par rapport à l'axe du vérin hydraulique lors de la mise en place dans la machine. Bien que ce phénomène soit inévitable en pratique, son amplitude reste limitée et n'affecte pas significativement la

représentativité des observations microstructurales ni la validité des courbes contrainte-déformation obtenues.

3.4.2 Vitesses de déformation : 2.5s^{-1}

L'observation de la micrographie à $2,5\text{ s}^{-1}$ révèle les mêmes phénomènes microstructuraux qu'à 1 s^{-1} , mais avec une intensité sensiblement plus marquée. Les zones mortes de déformation au voisinage des faces planes de contact avec les pistons présentent des grains grossiers encore plus développés qu'à 1 s^{-1} , témoignant d'un effet de croix du forgeron plus prononcé à cette vitesse. À l'inverse, les zones de déformation radiale maximale aux bords latéraux de l'échantillon présentent des grains encore plus fins, traduisant une recristallisation dynamique plus complète dans ces régions.

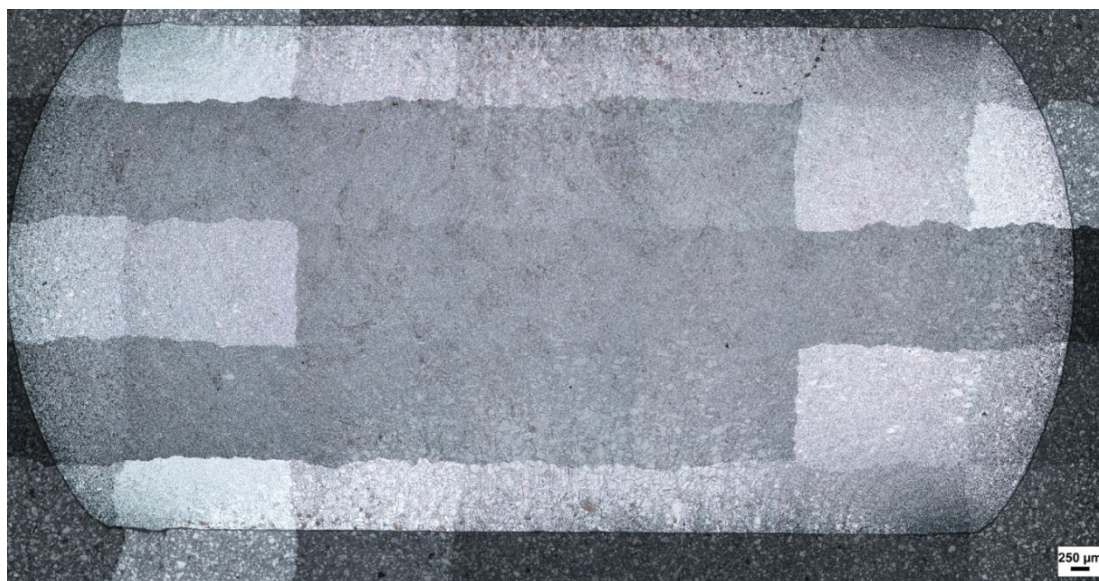


Figure 3-19 Micrographie observée à $2,5\text{s}^{-1}$

Dans le reste de la section, la microstructure demeure globalement homogène avec des grains fins recristallisés. Cependant, une nouveauté notable par rapport à l'essai à 1 s^{-1} est l'apparition de grains éparses sensiblement plus grossiers que la moyenne au sein de la microstructure homogène. Ces grains isolés de taille anormalement élevée sont attribuables à l'échauffement

adiabatique, dont l'intensité est plus importante à $2,5 \text{ s}^{-1}$ qu'à 1 s^{-1} en raison de la vitesse de déformation plus élevée. Cet échauffement, localement hétérogène au sein de l'échantillon, crée des zones ponctuelles de température plus élevée favorisant la croissance des grains recristallisés au-delà de la taille d'équilibre attendue pour les conditions thermomécaniques nominales de l'essai.

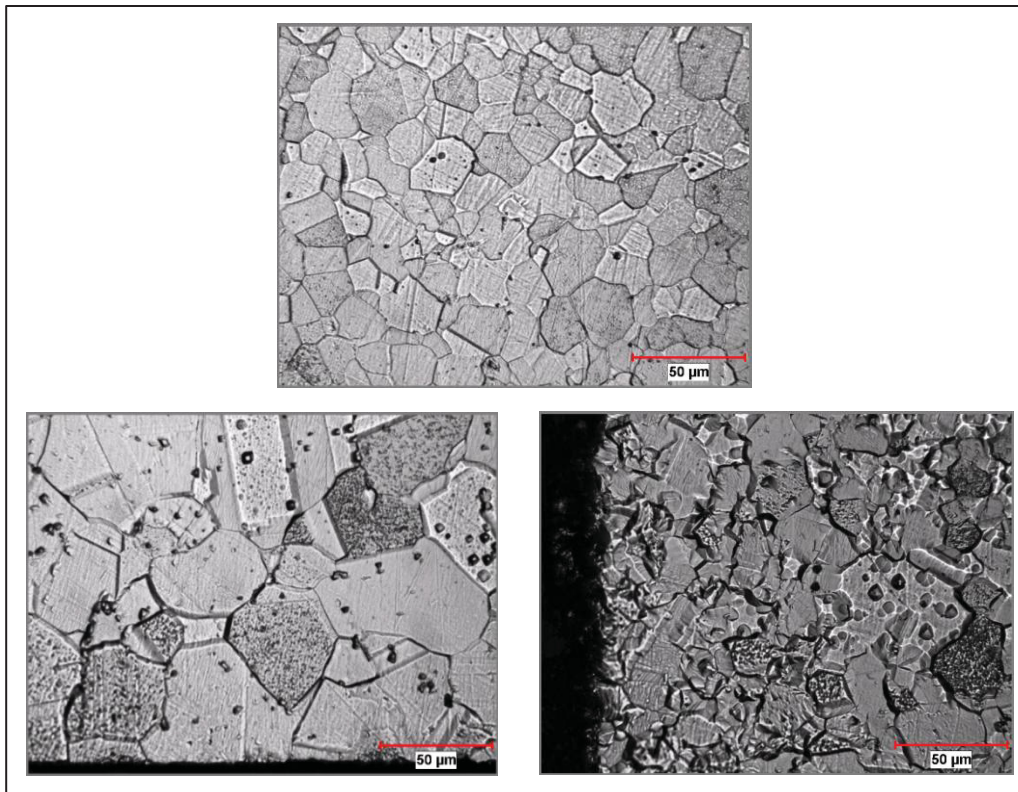


Figure 3-20 Micrographie $2,5 \text{ s}^{-1}$ avec en haut le centre de l'échantillon, en bas à gauche la zone morte et en bas à droite la zone fortement déformée

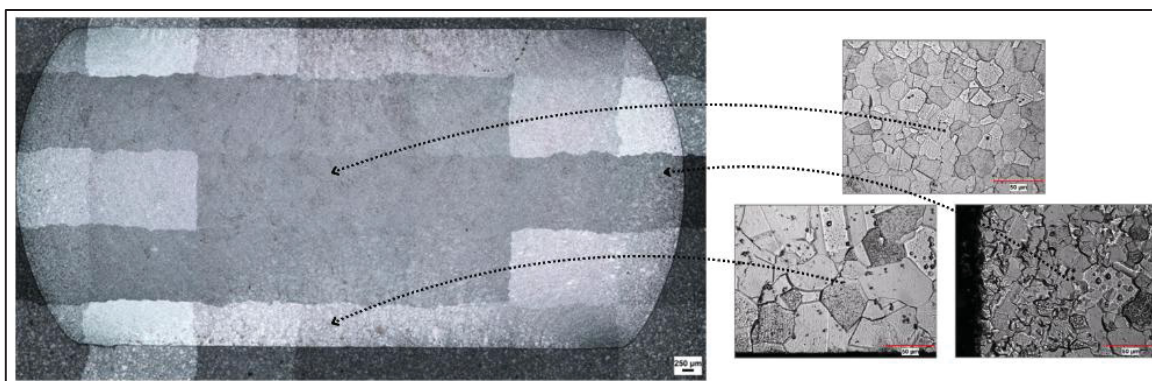


Figure 3-21 : Position dans les échantillons des micrographies des différentes zones

À $2,5 \text{ s}^{-1}$, le contraste entre les trois zones s'accroît par rapport à 1 s^{-1} . La zone centrale (en haut) présente une microstructure globalement recrystallisée avec des grains équiaxes, mais dont la taille est sensiblement plus grande qu'à 1 s^{-1} , avec l'apparition de grains isolés plus grossiers attribuables à l'échauffement adiabatique plus intense à cette vitesse de déformation. La zone morte (en bas à gauche) révèle des grains encore plus développés qu'à 1 s^{-1} , avec des joints de grains très nets, des macles bien marquées et une absence quasi-totale de recrystallisation, traduisant une limitation encore plus prononcée de l'écoulement plastique dans cette région. La zone fortement déformée (en bas à droite) présente quant à elle des grains fins aux joints irréguliers et une morphologie plus anguleuse qu'à 1 s^{-1} , signe d'une recrystallisation dynamique plus avancée et d'une densité de nucléation plus élevée. L'ensemble confirme l'intensification du phénomène de croix du forgeron avec l'augmentation de la vitesse de déformation.

3.4.3 Vitesses de déformation : 5 s^{-1}

À 5 s^{-1} , la progression observée entre 1 et $2,5 \text{ s}^{-1}$ se poursuit et s'accroît. Les zones mortes de déformation au voisinage des faces planes continuent de présenter des grains grossiers caractéristiques de la croix du forgeron, avec une intensité croissante par rapport aux vitesses

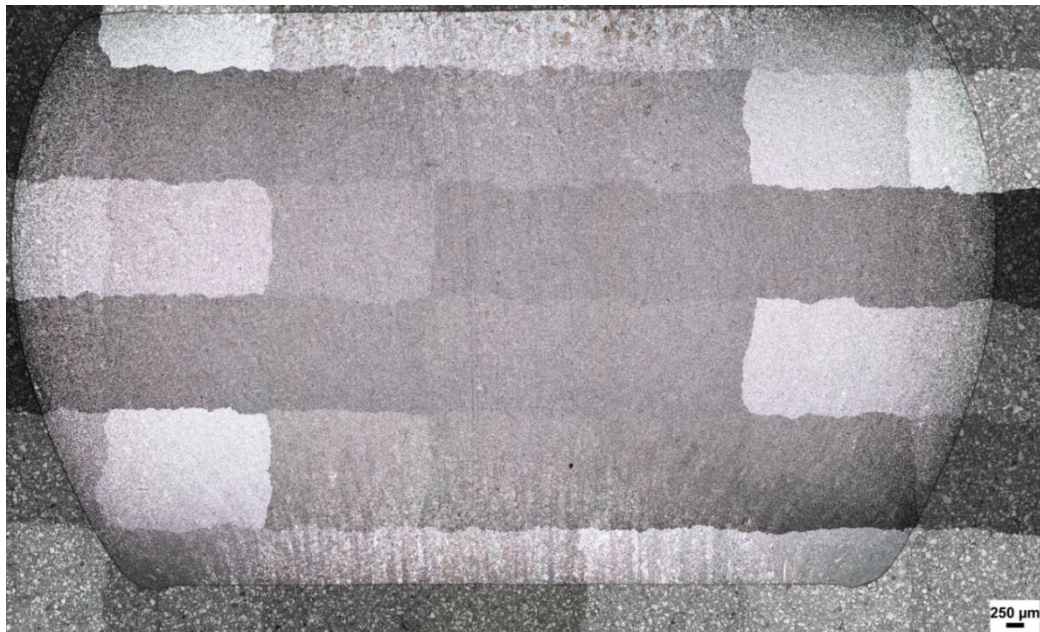


Figure 3-22 Micrographie à 5 s^{-1}

précédentes. Le raffinement général de la microstructure dans les zones effectivement déformées est également plus prononcé, avec des grains fins dont la taille continue de diminuer avec l'augmentation de la vitesse de déformation.

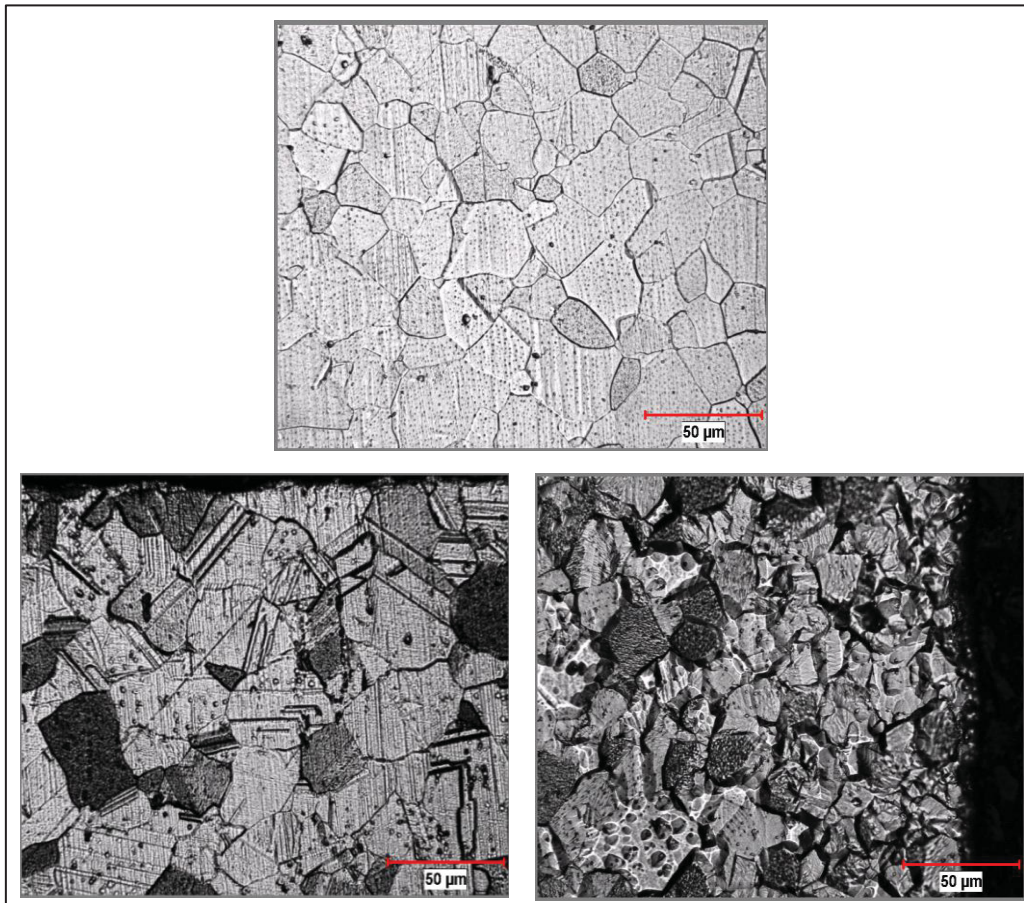


Figure 3-23 Micrographie 5s^{-1} avec en haut le centre de l'échantillon, en bas à gauche la zone morte et en bas à droite la zone fortement déformée

Une évolution qualitative notable apparaît cependant à cette vitesse : la morphologie des grains recristallisés devient sensiblement plus anguleuse et mieux définie. Ces grains, bien que fins, présentent des joints de grains plus nets et une forme plus régulière, traduisant une recristallisation dynamique plus complète et homogène au sein de la microstructure. Cette évolution morphologique, déjà amorcée entre 1 et $2,5\text{ s}^{-1}$, devient suffisamment marquée à 5 s^{-1} pour être clairement identifiable. Elle est cohérente avec l'augmentation de l'énergie stockée par déformation avec la vitesse de déformation, qui favorise une nucléation plus intense et une croissance plus homogène des nouveaux grains recristallisés. Par ailleurs, le nombre de grains

éparses grossiers, observés à $2,5 \text{ s}^{-1}$, semble diminuer, suggérant une distribution thermique plus homogène ou une recristallisation suffisamment rapide pour contrebalancer les effets de croissance de grain induits par l'échauffement adiabatique.

À 5 s^{-1} , les tendances observées aux vitesses précédentes se confirment et s'accroissent comme montré en Figure 3-22. La zone centrale (en haut) présente une microstructure recristallisée avec des grains équiaxes bien définis, dont la taille augmente encore par rapport à $2,5 \text{ s}^{-1}$, avec une hétérogénéité plus marquée liée à l'échauffement adiabatique croissant. La zone morte (en bas à gauche) révèle des grains très grossiers aux joints fortement marqués, accompagnés de précipités de phases secondaires visibles sous forme de plaquettes allongées aux joints de grains, témoignant d'une déformation quasi nulle dans cette région et d'une microstructure proche de l'état initial. La zone fortement déformée (en bas à droite) présente les grains les plus fins observés jusqu'ici à cette vitesse, avec une morphologie anguleuse très prononcée et des joints de grains irréguliers caractéristiques d'une recristallisation dynamique particulièrement active, cohérente avec l'augmentation de l'énergie stockée par déformation. Le contraste entre la zone morte et la zone fortement déformée atteint ainsi son maximum à 5 s^{-1} parmi les vitesses étudiées jusqu'à présent.

3.4.4 Vitesses de déformation : 8s^{-1}

À 8 s^{-1} , la microstructure présente plusieurs évolutions notables par rapport aux vitesses précédentes.

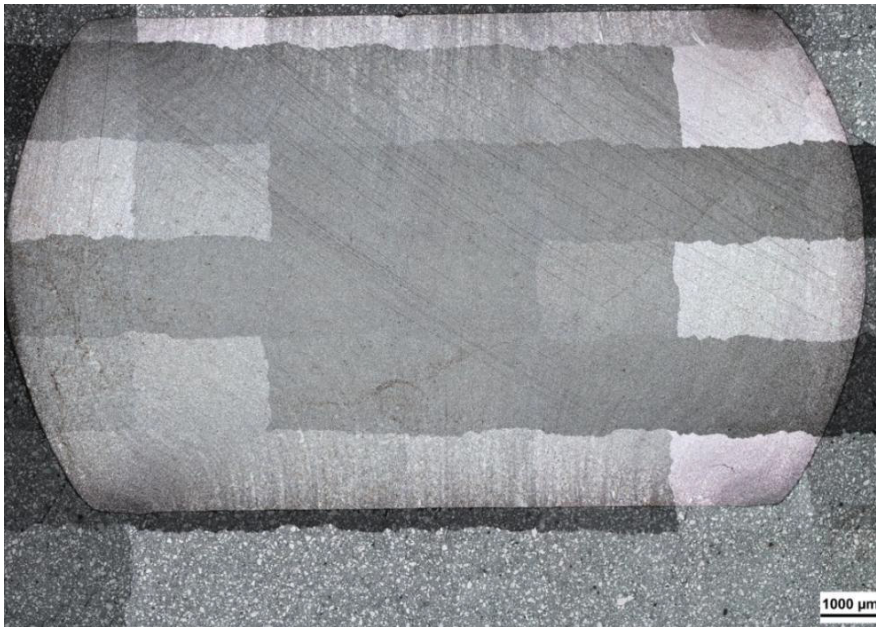


Figure 3-24 Micrographie observée à 8s^{-1}

Le phénomène de croix du forgeron semble s'estomper : bien que les zones mortes de déformation au voisinage des faces planes restent identifiables, les grains qui s'y trouvent présentent une taille comparable à celle observée précédemment, suggérant que l'augmentation de la vitesse de déformation ne contribue plus à accentuer ce phénomène au-delà d'un certain seuil.

La taille moyenne de grain dans la zone homogène centrale est globalement plus petite qu'aux vitesses précédentes, ce qui est cohérent avec l'augmentation du paramètre de Zener-Hollomon Z avec la vitesse de déformation, favorisant une nucléation plus intense et donc un affinement plus prononcé. Cependant, on observe de manière plus générale des grains individuellement plus grossiers qu'à 5 s^{-1} , traduisant une hétérogénéité microstructurale plus marquée, probablement liée à l'intensification de l'échauffement adiabatique à cette vitesse qui crée des gradients thermiques locaux plus importants favorisant ponctuellement la croissance de certains grains.

Enfin, une asymétrie notable est observée entre les deux zones mortes de déformation : celles-ci présentent des tailles de grains différentes ainsi que des étendues géométriques inégales. Cette dissymétrie, absente ou peu marquée aux vitesses inférieures, est attribuée aux conditions de compression de la machine à cette vitesse de déformation élevée, qui peuvent induire un léger désalignement dynamique ou une répartition non parfaitement symétrique des efforts lors de l'impact initial du piston.

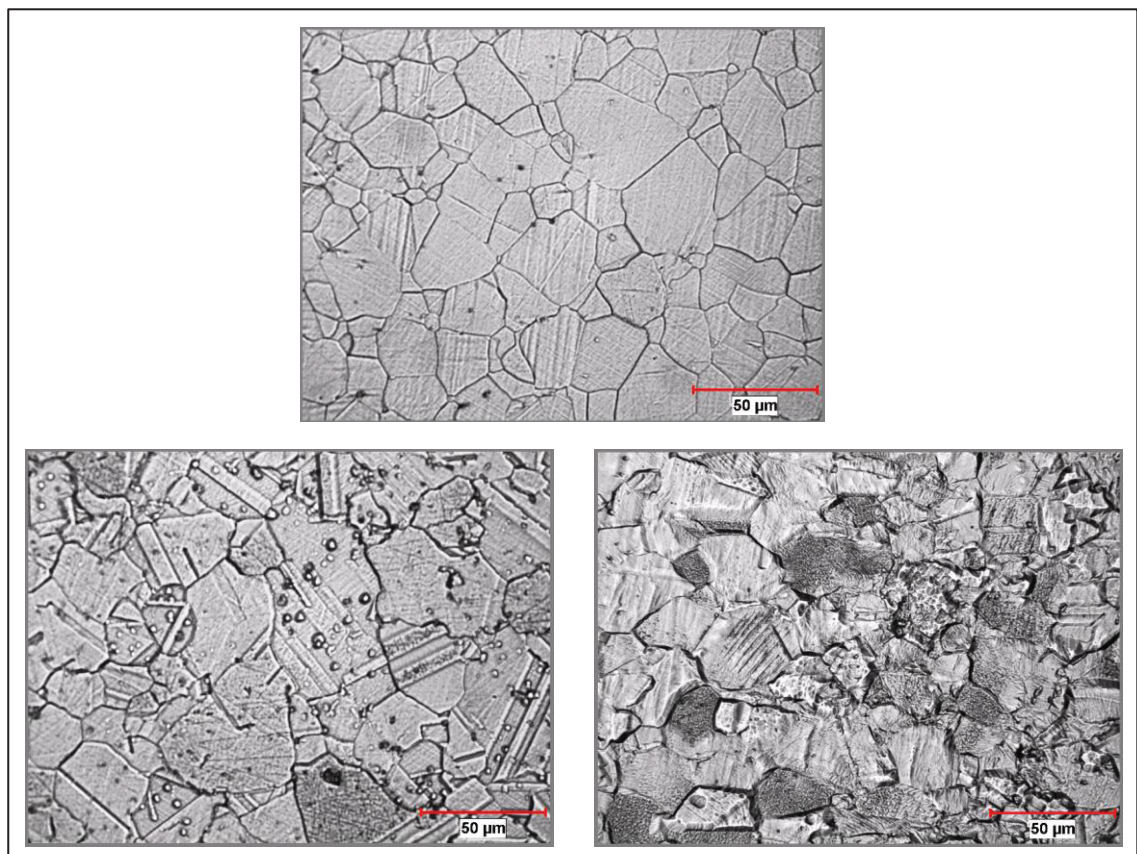


Figure 3-25 Micrographie 8s^{-1} avec en haut le centre de l'échantillon, en bas à gauche la zone morte et en bas à droite la zone fortement déformée

À 8 s^{-1} , la microstructure évolue de manière notable par rapport aux vitesses précédentes comme illustrée en Figure 3-24. La zone centrale (en haut) présente des grains recristallisés équiaxes avec des joints très nets et peu de précipités visibles, traduisant une recristallisation complète favorisée par l'échauffement adiabatique particulièrement intense à cette vitesse, qui

compense partiellement l'effet d'affinement attendu par l'augmentation du paramètre de Zener-Hollomon. La zone morte (en bas à gauche) conserve des grains très grossiers accompagnés de plaquettes de phases secondaires bien visibles aux joints, similaires à ceux observés à 5 s^{-1} , confirmant la persistance d'une déformation quasi nulle dans cette région quelle que soit la vitesse appliquée. La zone fortement déformée (en bas à droite) présente une microstructure mixte avec une coexistence de grains fins recristallisés et de grains plus grossiers, reflétant l'hétérogénéité thermique locale induite par l'échauffement adiabatique plus intense à cette vitesse. Ce comportement est cohérent avec la saturation de la contrainte d'écoulement observée au-delà de 8 s^{-1} , où la compétition entre écrouissage et échauffement adiabatique atteint un régime limite.

3.4.5 Vitesses de déformation : 10 s^{-1}

À 10 s^{-1} , la microstructure s'inscrit dans la continuité directe que l'on s'attendait à observer entre 5 s^{-1} et 8 s^{-1} , avec une intensification des tendances déjà identifiées. La taille moyenne de grain atteint son minimum sur l'ensemble de la campagne d'essais, traduisant une recristallisation dynamique particulièrement active à cette vitesse de déformation, cohérente avec les valeurs élevées du paramètre de Zener-Hollomon associées à ces conditions.

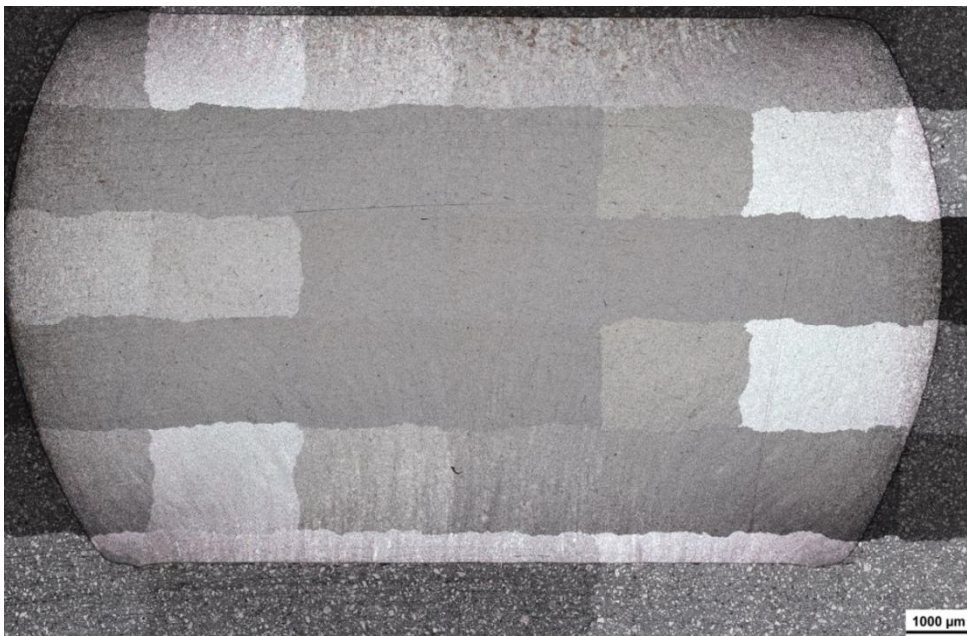


Figure 3-26 Micrographie observée à 10 s^{-1}

La morphologie des grains recristallisés présente une juxtaposition marquée entre des grains très fins, parmi les plus petits observés dans cette étude, et des grains localement plus grossiers. Cette coexistence de deux populations de tailles de grain est attribuée à l'échauffement adiabatique, dont l'intensité est maximale à cette vitesse de déformation, créant des hétérogénéités thermiques locales suffisamment importantes pour favoriser ponctuellement la croissance de certains grains au détriment de l'homogénéité microstructurale globale.

Par ailleurs, la dissymétrie des zones mortes de déformation caractéristiques de la croix du forgeron, déjà observée à 8 s^{-1} , est à nouveau présente à 10 s^{-1} , avec des zones mortes présentant des étendues géométriques et des tailles de grain inégales d'un côté à l'autre de l'échantillon. Ce phénomène, attribué aux conditions dynamiques de compression à haute vitesse de déformation, confirme que la dissymétrie observée à 8 s^{-1} n'est pas un artefact isolé mais une tendance se reproduisant de manière cohérente aux vitesses de déformation les plus élevées de cette étude.

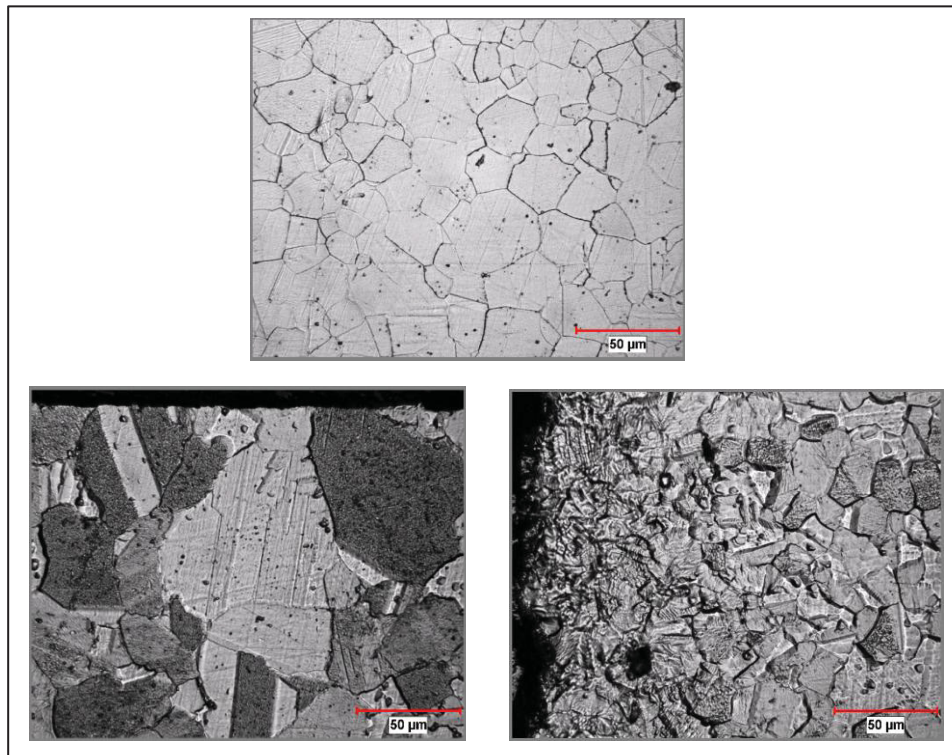


Figure 3-27 Micrographie 10 s^{-1} avec en haut le centre de l'échantillon, en bas à gauche la zone morte et en bas à droite la zone fortement déformée

À 10 s^{-1} , la microstructure, présentée en Figure 3-26, s'inscrit dans la continuité directe de celle observée à 8 s^{-1} , confirmant la saturation du comportement microstructural dans ce régime. La zone centrale (en haut) présente des grains recristallisés équiaxes avec des joints très nets, similaires à ceux observés à 8 s^{-1} , cohérent avec le plateau de contrainte d'écoulement documenté entre ces deux vitesses et traduisant la dominance de l'échauffement adiabatique sur l'affinement attendu par l'augmentation de Z . La zone morte (en bas à gauche) révèle des grains extrêmement grossiers, parmi les plus développés de l'ensemble de la campagne, avec des joints larges et des contrastes de teinte marqués entre grains voisins indiquant des désorientations cristallographiques importantes, confirmant l'absence totale de recristallisation dans cette région. La zone fortement déformée (en bas à droite) présente la microstructure la plus fine et la plus désorganisée de toute la campagne, avec une densité élevée de petits grains aux joints irréguliers et une distribution hétérogène reflétant les gradients thermiques locaux maximaux atteints à cette vitesse. La similitude globale entre les microstructures à 8 et 10 s^{-1} constitue une confirmation microstructurale directe de la saturation de la sensibilité à la vitesse de déformation identifiée mécaniquement en section 4.3.

CHAPITRE 4

DISCUSSION

L'ensemble des analyses présentées dans ce chapitre porte principalement sur l'AD730, à l'exception de l'étude du Yield Drop pour laquelle les deux alliages sont examinés conjointement. Ce choix est motivé par le fait que l'IN718 est un matériau industriellement mature, dont le comportement thermomécanique et la microstructure en déformation à chaud ont fait l'objet d'une abondante littérature. Les paramètres constitutifs et les cinétiques de recristallisation de l'IN718 sont ainsi bien documentés et maîtrisés, ce qui rend son analyse systématique dans le cadre de cette étude peu nécessaire. En revanche, l'AD730 est un alliage plus récent dont la caractérisation à hautes vitesses de déformation reste limitée, ce qui justifie qu'il constitue le matériau central de ce travail. L'étude du Yield Drop fait exception à cette logique : ce phénomène étant encore débattu quant à son origine, la comparaison entre les deux alliages apporte des éléments de réponse supplémentaires sur sa nature physique ou expérimentale. Les développements microstructuraux et la modélisation constitutive — modèle de Zener-Hollomon, cinétique JMAK et loi d'Arrhenius — sont en conséquence restreints à l'AD730.

4.1 Microstructure

4.1.1 Phénomènes microstructuraux et conséquences sur le matériau

L'observation des micrographies complètes des échantillons déformés révèle un phénomène inhérent aux essais de compression à chaud : la croix du forgeron. Ce phénomène, bien documenté dans la littérature sur la déformation à chaud des superalliages, résulte de l'hétérogénéité de la déformation au sein de l'échantillon cylindrique due au frottement aux interfaces échantillon-piston, malgré la lubrification appliquée.

Comme illustré en Figure 3-23 ou 3-21, la microstructure résultante présente deux zones distinctes. La zone centrale, qui représente la majorité de la section de l'échantillon, est caractérisée par des grains fins et relativement homogènes, résultant d'une déformation effective et d'une recristallisation dynamique complète ou avancée. En revanche, deux zones triangulaires localisées aux surfaces de contact avec les pistons présentent des grains sensiblement plus grossiers, organisés en triangles dont les sommets pointent vers le centre de l'échantillon. Ces zones correspondent aux zones mortes de la déformation, où le frottement résiduel aux interfaces a limité l'écoulement plastique et donc la recristallisation dynamique, permettant aux grains de conserver une taille plus importante.

Il convient de noter que les mesures de taille de grain présentées dans ce mémoire (ici en Tableau 4-1) sont calculées en moyennant l'ensemble des grains observés sur la totalité de la section de l'échantillon, zones triangulaires incluses. Cette approche, bien que représentative de la microstructure globale de l'échantillon, peut conduire à une légère surestimation de la taille de grain moyenne par rapport à la zone centrale homogène seule, qui est davantage représentative des conditions thermomécaniques effectives subies par le matériau lors de la déformation. Cet effet sera pris en compte lors de la comparaison des tailles de grains mesurées avec les prédictions des modèles microstructuraux en section 4.1.2.

Tableau 4-1 Taille de grains finale (d_{drx})
en fonction de la vitesse de déformation

Strain rate ($\dot{\epsilon}$)	d_{drx}
(1/s)	(μm)
0,01	14,56
0,1	13,24
1	10,88
2,5	9,42
5	8,77
8	7,79
10	7,17
Raw	16,75

Un phénomène transversal à l'ensemble des observations microstructurales de cette étude est l'échauffement adiabatique, dont les effets sont clairement identifiables sur les micrographies, particulièrement aux vitesses de déformation les plus élevées. Ce phénomène résulte de la conversion partielle de l'énergie mécanique de déformation en chaleur au sein du matériau calculée ainsi :

$$\Delta T = \frac{\beta}{\rho C_p} \int_0^\epsilon \sigma d\epsilon \quad (4.1)$$

Dans des conditions de déformation rapide, cette chaleur générée localement ne peut pas être dissipée suffisamment vite vers l'extérieur de l'échantillon en raison de la faible conductivité thermique caractéristique des superalliages base nickel, créant ainsi des gradients thermiques locaux pouvant varier selon la vitesse de déformation entre 20 et 50°C au sein même de l'échantillon malgré le contrôle en température assuré par les thermocouples de surface du GLEEBLE.

Dans le cadre de nos essais, l'échauffement adiabatique se manifeste principalement de deux manières. D'une part, il est responsable de la présence de grains isolés plus grossiers que la moyenne au sein de la microstructure homogène, observés dès 2,5 s⁻¹ et dont la fréquence et la taille augmentent avec la vitesse de déformation. Ces grains grossiers correspondent à des zones localement plus chaudes où la croissance des grains recristallisés a été favorisée au-delà de la taille d'équilibre attendue pour les conditions nominales de l'essai. D'autre part, l'échauffement adiabatique contribue à la légère augmentation de la taille de grain au centre de l'échantillon, zone où la concentration de contrainte est maximale et où la chaleur adiabatique générée est la plus importante. Il convient de noter que cet échauffement, bien qu'inévitable à ces vitesses de déformation, est intrinsèque aux conditions thermomécaniques du LFW, pour lequel des gradients thermiques similaires sont attendus, ce qui renforce la pertinence de nos essais comme approximation des conditions réelles du procédé.

4.1.2 Modèle d'évolution de la taille des grains

La détermination de la taille de grain recristallisé dynamiquement est fondée sur le paramètre de Zener-Hollomon (Z), dont l'usage permet de regrouper les effets respectifs de la température et de la vitesse de déformation en une unique variable compensée en température, telle que définie en section 1.2.2.2. À partir des tailles de grain mesurées en section 4.1.1, le paramètre Z est calculé avec une énergie d'activation apparente $Q = 468\,320$ J/mol, la constante des gaz parfaits $R = 8,314$ J/mol·K et la température d'essai $T = 1393,15$ K (1120 °C). La représentation en échelle logarithmique de la taille de grain en fonction de Z , présentée en Figure 4-1, met en évidence la relation linéaire suivante :

$$\ln(d_{DRX}) = -0.0992 \ln(Z) + 6.3109 \quad (4.2)$$

Ce qui correspond, sous forme explicite, à :

$$d_{DRX} = 550,5 Z^{-0,0992} \quad (4.3)$$

Le choix de la valeur de Q est fondé sur une recherche précédente (Mirzaie et al., 2025) et est adapté aux conditions de température utilisées dans la présente étude.

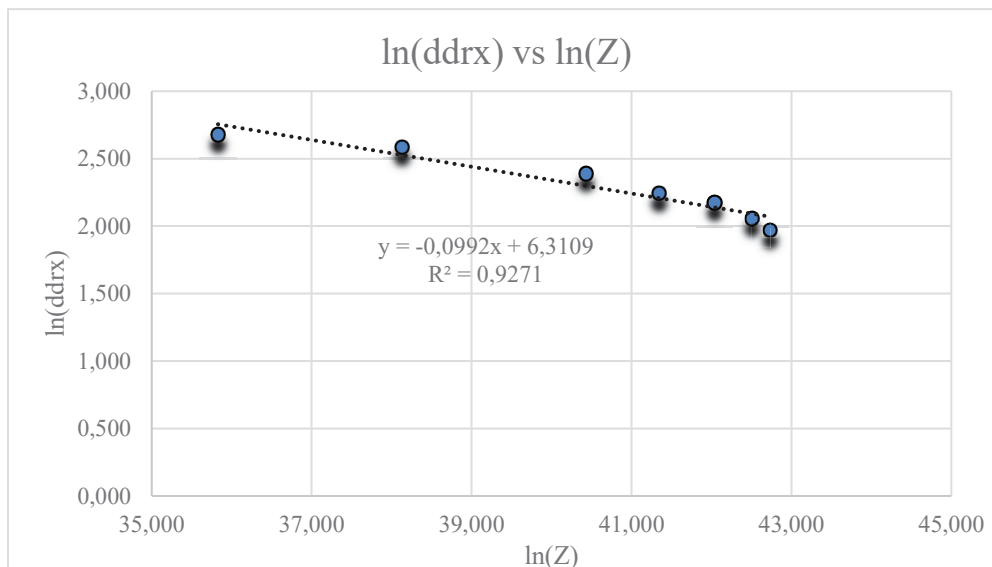


Figure 4-1 Tailles de grains finale en fonction du paramètre de Zenner-Hollomon

Afin d'évaluer la capacité prédictive du modèle (représenté graphiquement en Figure 4-1) au-delà de la plage expérimentale couverte dans ce travail, celui-ci a été appliqué à des conditions de déformation sensiblement plus lentes, en particulier à une vitesse de déformation de $0,001 \text{ s}^{-1}$ à 1120 °C . Pour cette condition, le paramètre de Zener-Hollomon calculé est $Z = 3,65 \times 10^{14} \text{ s}^{-1}$, ce qui conduit à une taille de grain prédite de $d_{\text{DRX}} = 19,78 \text{ }\mu\text{m}$. Cette valeur est en accord satisfaisant avec les résultats de Brindeau (2023), qui rapporte une taille de grain la plus fréquente de $17 \text{ }\mu\text{m}$ pour des conditions thermomécaniques similaires, soit un écart inférieur à 15 % par rapport à la prédiction du modèle. Cet accord valide la pertinence de l'approche fondée sur le paramètre de Zener-Hollomon pour décrire l'évolution microstructurale de l'AD730 sur une large plage de vitesses de déformation, s'étendant de $0,001$ à 10 s^{-1} .

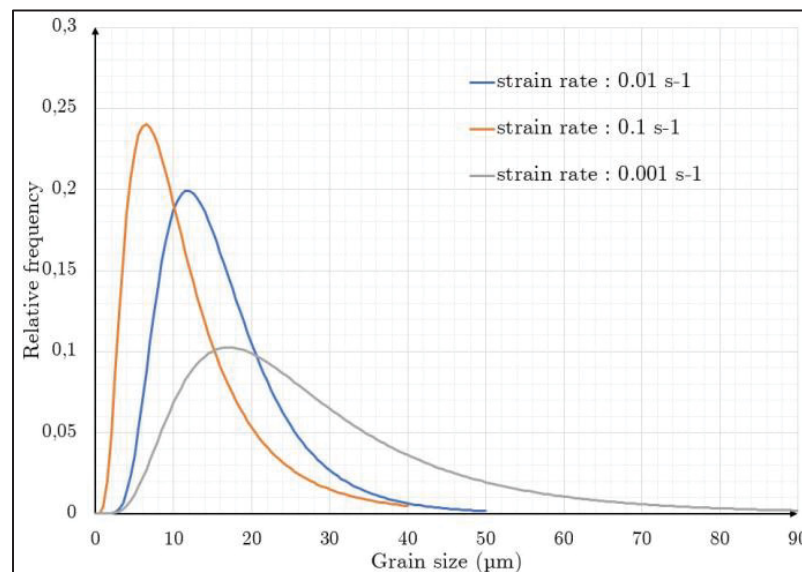


Figure 4-2 Répartition de la taille de grains
Tiré de Brindeau (2023)

4.2 Yield Drop

4.2.1 Confirmation de cause physique

La présente étude apporte des éléments déterminants permettant de trancher définitivement la question de l'origine du Yield Drop, débattue depuis les travaux de Lieutaud (2016). Deux

arguments majeurs, issus directement de nos résultats expérimentaux, établissent sans ambiguïté que le Yield Drop est un phénomène d'origine physique intrinsèque au matériau et non un artefact expérimental.

Le premier argument repose sur le changement de machine. Les travaux de Lieutaud (2016) avaient été conduits sur une presse MTS, tandis que la présente campagne expérimentale a été intégralement réalisée sur le DSI-GLEEBLE 3800-GTC. Or, le Yield Drop est observé de manière systématique et reproductible sur l'ensemble de nos essais, pour les deux alliages et sur toute la plage de vitesses de déformation étudiée. Cette reproduction sur deux équipements de technologies fondamentalement différentes élimine toute hypothèse d'artefact lié au comportement dynamique spécifique d'une machine particulière.

Le second argument tient à la constance remarquable des caractéristiques géométriques du Yield Drop sur les courbes contrainte-déformation. Quelle que soit la vitesse de déformation considérée, de 1 s^{-1} à 10 s^{-1} , le Yield Drop intervient toujours à la même valeur de déformation ($\epsilon \approx 0,01\text{--}0,02$) et présente une durée sensiblement constante exprimée en termes de temps. Un artefact expérimental d'origine machine varierait de manière aléatoire ou présenterait une dépendance diffuse aux conditions opératoires. En revanche, un mécanisme physique gouverné par un seuil d'activation thermodynamique se manifeste de façon reproductible et localisée, ce qui est précisément ce que nos résultats documentent. Ces deux éléments convergent pour établir que le Yield Drop résulte d'un mécanisme de verrouillage-déverrouillage des dislocations, analogue à l'effet d'atmosphère de Cottrell, dont l'activation est gouvernée par la température et la vitesse de déformation.

Tableau 4-2 Analyse temporelle du Yield Drop
selon la vitesse de déformation

Strain rate ($\dot{\epsilon}$)	time at peak	time at drop	Δt
(1/s)	s	s	s
1	417.15082	417.16562	0.0148
2.5	417.52607	417.53842	0.01235
5	417.51677	417.52532	0.00855
8	417.51197	417.52092	0.00895

4.2.2 Analyse des résultats et comparaison aux études précédentes

L'analyse quantitative du Yield Drop sur l'ensemble de la campagne d'essais révèle une dépendance claire et progressive à la vitesse de déformation pour les deux alliages. Pour l'AD730, l'amplitude de la chute de contrainte augmente de manière marquée entre 1 s^{-1} (environ 30 MPa) et 5 s^{-1} (environ 70–75 MPa), confirmant la tendance identifiée par Lieutaud (2016) et l'étendant à des régimes de déformation supérieurs. Cette amplification avec la vitesse de déformation est cohérente avec un mécanisme de verrouillage par les éléments formateurs de γ' : à plus haute vitesse, les dislocations s'accumulent plus rapidement au voisinage des précipités dissous, augmentant l'énergie emmagasinée avant déverrouillage et donc l'amplitude de la chute.

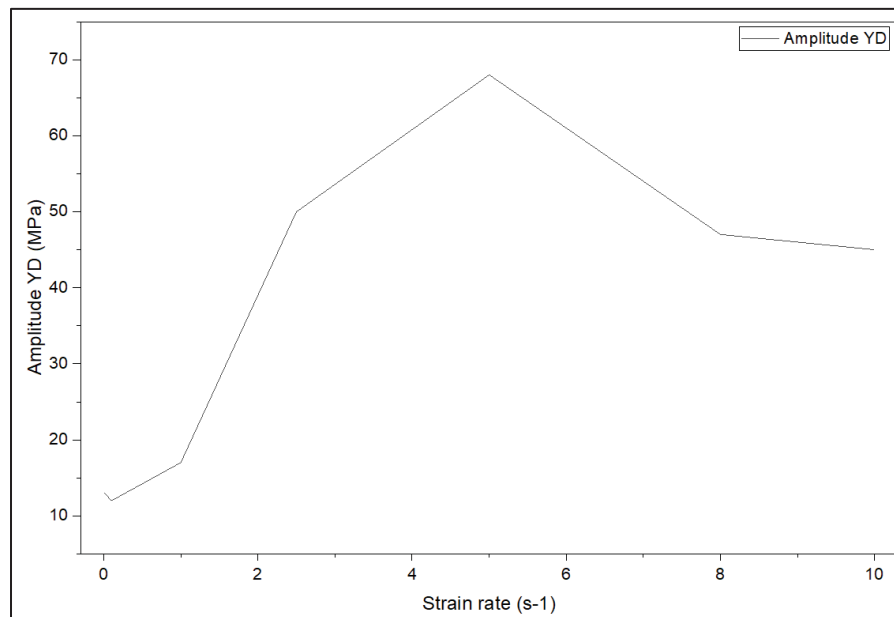


Figure 4-3 Amplitude du YD en fonction de la vitesse de déformation

Au-delà de 5 s^{-1} , cette tendance s'infléchit sensiblement : l'amplitude du Yield Drop tend à se stabiliser à 8 et 10 s^{-1} , diminuant même par rapport aux valeurs mesurées à 5 s^{-1} . Ce changement de comportement n'est pas isolé, il est analogue à la saturation de la contrainte d'écoulement globale documentée en section 4.3, où le matériau adopte un comportement

asymptotique au-delà de 8 s^{-1} . Cette convergence entre le comportement du Yield Drop et celui de la contrainte d'écoulement suggère qu'ils partagent une origine commune : à très haute vitesse de déformation, les mécanismes de blocage des dislocations atteignent une limite de saturation physique, au-delà de laquelle ni la contrainte globale ni l'énergie emmagasinée avant déverrouillage ne peuvent croître davantage. Le Yield Drop apparaît ainsi non pas comme un phénomène superposé au comportement mécanique global, mais comme l'une de ses manifestations directes, sensible aux mêmes transitions de régime.

Par ailleurs, une évolution qualitative notable est observée facilement au-delà de 8 s^{-1} mais aussi sur toute la gamme de vitesse de déformation : le creux du Yield Drop s'étale sur une plage de déformation sensiblement plus large, et l'amplitude de la chute semble se stabiliser, voire légèrement diminuer. Ce comportement, couplé au plateau de contrainte observé entre 8 et 10 s^{-1} discuté en section 4.3, suggère que le mécanisme de déverrouillage des dislocations se produit de manière toujours identique en termes de temps et s'active à peu près tout le temps à la même déformation même à ces vitesses extrêmes.

L'IN718 présente un comportement d'amplitude plus faible, avec un Yield Drop nettement moins prononcé à toutes les vitesses étudiées. Cette différence est cohérente avec la composition de l'IN718, dont le durcissement est principalement assuré par la phase γ'' (Ni_3Nb) et dans une moindre mesure par γ' , alors que l'AD730, plus riche en aluminium et en titane, présente une fraction volumique de γ' plus importante favorisant un verrouillage plus intense des dislocations. Le comportement du Yield Drop pour l'IN718 présente une évolution sensiblement différente et plus difficile à interpréter. Le phénomène apparaît à partir de 1 s^{-1} et voit son amplitude augmenter jusqu'à 5 s^{-1} , suivant en cela une tendance comparable à celle de l'AD730. Cependant, au-delà de cette vitesse, le Yield Drop ne se stabilise pas comme pour l'AD730 mais disparaît progressivement, devenant difficilement discernable sur les courbes contrainte-déformation à 8 et 10 s^{-1} . Ce comportement est plus délicat à analyser car il se superpose à deux effets antagonistes : d'un côté l'augmentation de la vitesse de déformation qui devrait amplifier le mécanisme de verrouillage, de l'autre une possible accélération des mécanismes d'adoucissement propres à l'IN718, notamment liés à la précipitation γ'' et à sa cinétique de dissolution, qui masquerait ou inhiberait le Yield Drop aux hautes vitesses. Cette

disparition progressive distingue clairement les deux alliages et suggère que, bien que le mécanisme sous-jacent soit possiblement de même nature physique, sa manifestation dépend fortement de la composition et de la microstructure initiale du matériau, en particulier de la nature et de la fraction volumique des précipités durcissants.

Concernant l'effet du Yield Drop sur la microstructure, les observations réalisées sur les échantillons déformés à $\varepsilon = 0,12$ aux vitesses de 1 s^{-1} et 5 s^{-1} apportent un éclairage direct (Figure 4-4).

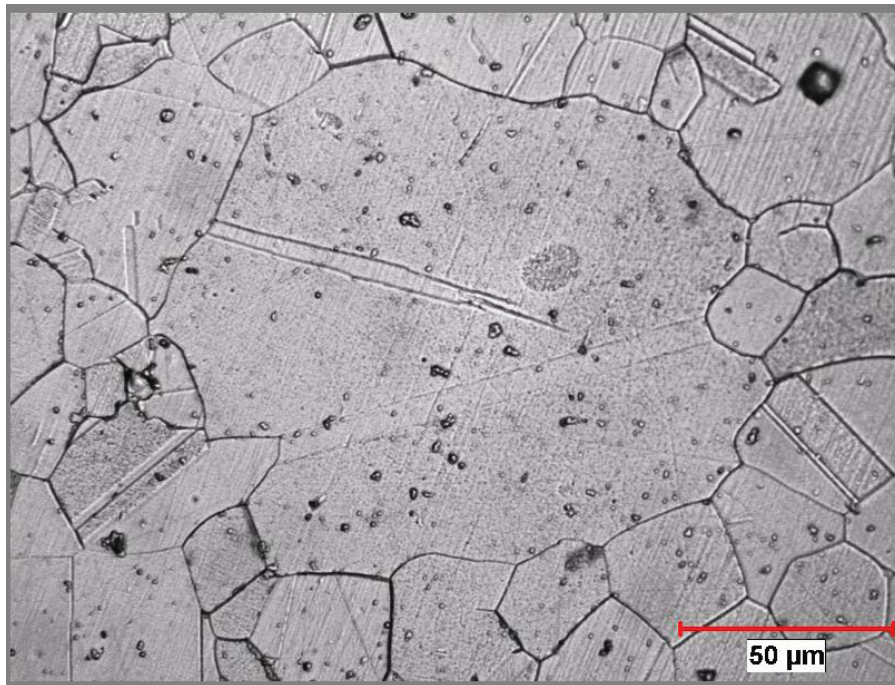


Figure 4-4 Micrographie observée à 1 s^{-1} , 0.12 de déformation

À ce niveau de déformation, qui correspond précisément au domaine couvert par le Yield Drop et à sa terminaison, les micrographies révèlent une recristallisation dynamique courte et incomplète : quelques germes de grains recristallisés sont visibles aux joints de grains, mais la fraction recristallisée reste faible et la microstructure conserve largement sa structure déformée. Ce résultat indique que le Yield Drop provoque le déclenchement de la recristallisation dynamique mais ne parvient pas à compléter le processus et n'en est pas la cause principale. En revanche, la taille finale des grains mesurée à déformation complète ($\epsilon = 0,6$) n'est pas clairement affectée par le Yield Drop : les grains recristallisés atteignent des tailles comparables indépendamment de l'amplitude du phénomène, ce qui indique que la perturbation transitoire est compensée par la suite de la déformation.

Tableau 4-3 Analyse de l'amplitude du Yield Drop en fonction de la vitesse de déformation et effet sur la taille de grains

Taille des grains	Amplitude YD	Strain rate
14,56	13	0,01
13,24	12	0,1
10,88	17	1
9,42	50	2,5
8,77	68	5
7,79	47	8
7,17	45	10

La maîtrise de ce phénomène dépasse l'intérêt purement académique de trancher sur son origine. D'un point de vue pratique, le Yield Drop correspond à un pic de contrainte transitoire pouvant dépasser de 20 à 25 % la contrainte d'écoulement stabilisée (Tableau 4-3) ; ignorer ce pic dans le dimensionnement d'un outillage ou d'une machine de LFW conduirait à sous-estimer les efforts instantanés requis lors de l'initiation de la phase de friction, avec un risque de sous-dimensionnement mécanique. D'un point de vue numérique, un modèle de comportement qui ne capture pas le Yield Drop, comme c'est le cas du modèle d'Arrhenius classique utilisé dans ce travail (section 4.4.1), sous-estime systématiquement la contrainte

réelle dans les tout premiers instants de la déformation, ce qui peut fausser la prédiction du champ de contrainte initial et, par extension, l'estimation de la chaleur générée par déformation plastique en tout début de procédé. La confirmation de l'origine physique et intrinsèque du phénomène, établie dans ce travail, est donc une étape nécessaire avant de pouvoir l'intégrer explicitement dans une future loi de comportement dédiée à la simulation du LFW.

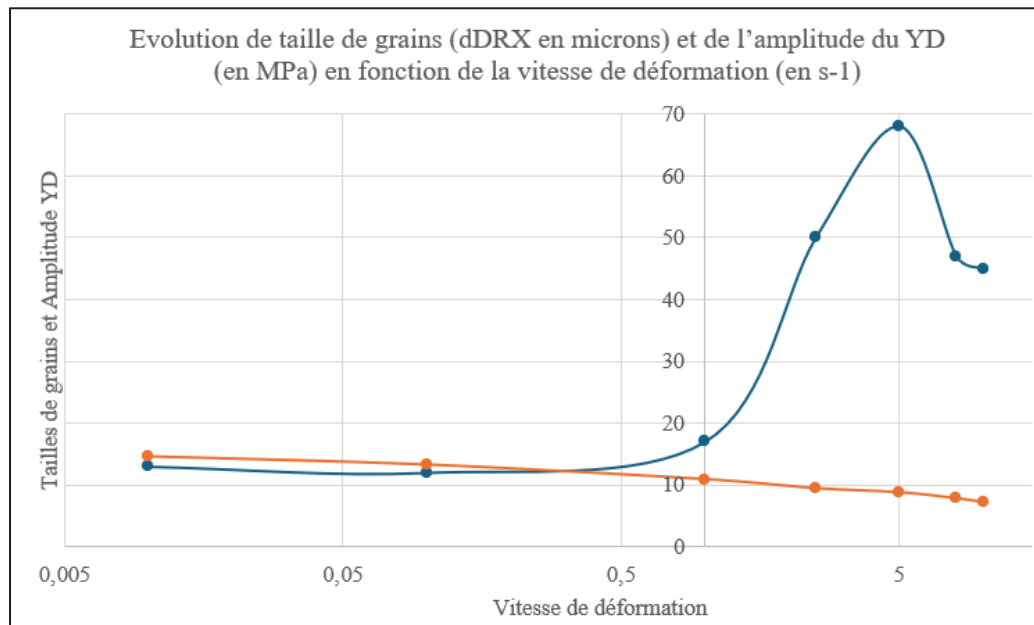


Figure 4-5 : Evolution de taille de grains (dDRX en microns) et de l'amplitude du YD (en MPa) en fonction de la vitesse de déformation (en s-1)

4.3 Sensibilité à la vitesse de déformation

Afin de caractériser la sensibilité de l'AD730 à la vitesse de déformation dans le régime étudié, la démarche adoptée est analogue à celle proposée par Lieutaud (2016) : pour chaque vitesse de déformation, la contrainte finale est extraite à déformation finale constante ($\epsilon = 0,6$). Les valeurs ainsi obtenues à 1, 2.5, 5, 8 et 10 s⁻¹ sont reportées en fonction de la vitesse de déformation et modélisées par une loi de type puissance de la forme :

$$\sigma = k \dot{\epsilon}^m \quad (4.4)$$

Avec k une constante matériau et m le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation. La Figure 4-8 présente ce résultat et la modélisation associée.

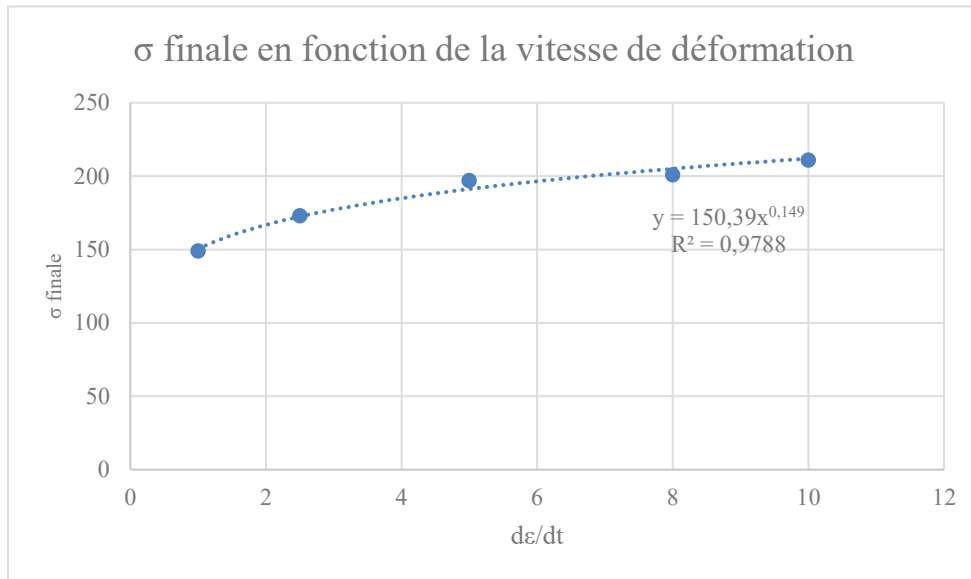


Figure 4-6 Contrainte finale en fonction de la vitesse de déformation

L'ajustement sur l'ensemble des cinq points expérimentaux conduit à $k = 150,39$ MPa et $m = 0,149$, avec un coefficient de détermination $R^2 = 0,9788$, attestant d'une qualité d'ajustement satisfaisante sur l'ensemble de la plage considérée. Cette valeur de m est caractéristique d'un comportement en loi de puissance, en accord avec les résultats de Lieutaud (2016) qui identifie $m = 0,2$ pour l'AD730 entre $0,001$ et 1 s⁻¹. L'écart entre les deux valeurs ($0,149$ contre $0,2$) est cohérent avec le fait que notre plage de vitesses est sensiblement plus élevée : à mesure que la vitesse de déformation augmente, les mécanismes d'adoucissement tendent à saturer, ce qui se traduit par une augmentation de contrainte de moins en moins marquée et donc par un exposant m plus faible.

Ce phénomène de saturation est d'ailleurs clairement visible sur la Figure 4-5. Entre 1 et 5 s⁻¹, la contrainte finale augmente de manière significative, passant d'environ 150 MPa à 200 MPa. En revanche, au-delà de 8 s⁻¹, cette progression marque un net ralentissement : la contrainte passe de 202 MPa à 8 s⁻¹ à 210 MPa à 10 s⁻¹, soit un écart de seulement 8 MPa pour une

augmentation de la vitesse de déformation. Ce comportement asymptotique, absent dans les travaux de Lieutaud (2016) dont la plage de vitesses ne dépassait pas 1 s^{-1} , constitue l'un des apports majeurs de la présente étude. Il indique que la loi puissance, bien que représentative de la tendance globale sur l'ensemble de la plage, ne capture pas fidèlement ce changement de régime au-delà de 8 s^{-1} , et que son pouvoir prédictif devra être interprété avec précaution dans ce domaine de vitesses.

D'un point de vue physique, cette saturation peut être attribuée à la compétition croissante entre l'écroutissage et l'échauffement adiabatique généré à haute vitesse de déformation. À mesure que la vitesse de déformation augmente, la chaleur dissipée localement dans le matériau ne peut être évacuée suffisamment rapidement compte tenu de la faible conductivité thermique des superalliages base nickel, ce qui élève localement la température effective et favorise les mécanismes d'adoucissement, compensant ainsi partiellement le durcissement attendu. Ce phénomène est intrinsèque aux essais à haute vitesse de déformation et constitue également une caractéristique des conditions thermomécaniques rencontrées lors du LFW, renforçant la pertinence de nos essais comme outil de simulation du procédé.

4.4 Modèle d'Arrhenius

4.4.1 Paramétrisation et modélisation

La loi d'Arrhenius généralisée, dont la forme est rappelée en section 1.2.2.1, est ici calibrée sur les données expérimentales de l'AD730 à haute vitesse de déformation. Cette loi relie la vitesse de déformation à la contrainte d'écoulement et à la température via le paramètre de Zener-Hollomon $Z = \dot{\epsilon} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$, selon l'expression :

$$\dot{\epsilon} = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (4.5)$$

La procédure d'identification des paramètres est conduite de manière séquentielle, conformément à la méthode classique exposée notamment par Lieutaud (2016). Ici sera

présenté cette méthode appliquée aux contraintes finales (déformation de 0,6) trouvées pour nos vitesses de déformation.

Identification de α

Le paramètre α est déterminé à partir de β et n_1 , identifiés respectivement par régression linéaire de $\ln(\dot{\epsilon})$ en fonction de σ (régime puissance, basses contraintes) et de $\ln(\dot{\epsilon})$ en fonction de $\ln(\sigma)$ (régime exponentiel, hautes contraintes). On obtient $\beta = 0,03770028 \text{ MPa}^{-1}$ et $n_1 = 6,711$, ce qui conduit à :

$$\alpha = \frac{\beta}{n_1} = 0,0056173 \text{ MPa}^{-1} \quad (4.6)$$

Cette valeur est cohérente avec celles rapportées dans la littérature pour les superalliages base nickel, typiquement comprises entre 0,003 et 0,008 MPa^{-1} .

Identification de n

La pente de la représentation de $\ln[\sinh(\alpha \cdot \sigma)]$ en fonction de $\ln(\dot{\epsilon})$ à température constante (1120°C) est évaluée sur les quatre vitesses de déformation disponibles (1 ; 2,5 ; 5 ; 8 et 10 s^{-1}), les contraintes correspondantes étant respectivement 149, 173, 197, 201 et 201 MPa. La régression linéaire conduit à **$n = 5,102$** .

Identification de Q

L'énergie d'activation apparente Q est déterminée par Lieutaud (2016) à vitesse de déformation constante (1 s^{-1}) sur une plage de températures couvrant 1060, 1090, 1120 et 1150°C. La pente de la représentation de $\ln[\sinh(\alpha \cdot \sigma)]$ en fonction de $1/T$ permet d'identifier **$Q = 526\,427 \text{ J/mol}$** .

Cette valeur est sensiblement supérieure à celle adoptée dans la section 4.1.2 (468 320 J/mol issue de Mirzaie et al., 2025), ce qui reflète la sensibilité de ce paramètre à la plage de vitesses de déformation utilisée pour son identification. L'écart entre les deux valeurs souligne la nécessité de calibrer Q sur des données couvrant simultanément une large plage de vitesses et

de températures pour maximiser la robustesse du modèle mais dans notre cas et pour notre étude, nous nous baserons sur les valeurs de la littérature qui sont cohérentes avec nos paramètres d'expériences.

Identification de A

Le paramètre de fréquence A est finalement extrait de la représentation de $\ln(Z)$ en fonction de $\ln[\sinh(\alpha \cdot \sigma)]$, dont l'ordonnée à l'origine fournit $\ln(A)$. On obtient : **$\ln(A) = 56,2524$; soit $A \approx 2.69 \times 10^{24} \text{ s}^{-1}$**

En répétant ce processus à un maximum de déformation, on obtient l'évolution des paramètres que nous venons de trouver ce qui donne d'après la littérature souvent une évolution suivant un polynôme de degré 5 ou 6. Pour réaliser la modélisation de nos vitesses de déformation par la loi d'Arrhenius, il faut maintenant implémenter ces polynômes définissant nos paramètres dans une équation finale obtenue de la manière suivante partant de l'équation :

$$\dot{\varepsilon} = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (4.7)$$

En définissant le paramètre de Zener-Hollomon, l'équation devient :

$$\dot{\varepsilon} = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \frac{\dot{\varepsilon}}{Z} \quad (4.8)$$

Soit,

$$\left(\frac{Z}{A}\right)^{1/n} = \sinh(\alpha\sigma) \quad (4.9)$$

Or la fonction réciproque du sinus hyperbolique, arcsinh, a comme propriété :

$$\text{arcsinh}(p) = \ln(p + \sqrt{1 + p^2}) \quad (4.10)$$

Ce qui nous permet de mettre l'équation (4.7) sous la forme finale :

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} \times \ln \left[\left(\frac{Z}{A}\right)^{1/n} + \sqrt{1 + \left(\frac{Z}{A}\right)^{2/n}} \right] \quad (4.11)$$

Cette équation fiable car validée lors des études précédentes nous permet donc bien d'obtenir toutes les contraintes par modèle en fonction de la déformation que nous souhaitons évaluer.

Afin d'évaluer la transférabilité du modèle d'Arrhenius identifié par Lieutaud (2016) vers les régimes de haute vitesse de déformation étudiés dans ce travail, ses paramètres constitutifs ont été appliqués aux conditions expérimentales de la présente campagne, soit de 1 à 10 s⁻¹. Les résultats obtenus sont globalement probants : le modèle reproduit avec une précision satisfaisante les niveaux de contrainte d'écoulement mesurés, en particulier la progression des contraintes de pic et des contraintes au plateau en fonction de la vitesse de déformation. Cette cohérence confirme que le cadre constitutif d'Arrhenius, calibré à des vitesses modérées, conserve une capacité prédictive raisonnable lorsqu'il est extrapolé à des vitesses plus élevées, du moins dans la plage de 1 à 5 s⁻¹. Il convient cependant de noter que le modèle ne capture pas le phénomène de Yield Drop, dont l'origine physique est établie en section 4.2 mais dont la modélisation nécessiterait l'introduction de termes supplémentaires décrivant le mécanisme de verrouillage-déverrouillage des dislocations, ce qui dépasse le cadre de la loi d'Arrhenius classique.

Les résultats expérimentaux obtenus dans ce travail permettraient en principe de recalibrer l'évolution des paramètres constitutifs, notamment n , α et A , sur une plage de vitesses de déformation étendue, en y intégrant les données à 1, 2,5, 5, 8 et 10 s⁻¹. Toutefois, le comportement asymptotique clairement mis en évidence au-delà de 8 s⁻¹, discuté en section 4.3, nuance fortement l'intérêt d'une telle démarche. En effet, la saturation de la contrainte d'écoulement observée dans ce régime traduit une transition de comportement que la formulation sinus hyperbolique de la loi d'Arrhenius ne peut pas restituer fidèlement : celle-ci suppose une dépendance continue et monotone de la contrainte à la vitesse de déformation, ce qui semble ne plus être vérifié au-delà de ce seuil. Une recalibration des paramètres sur l'ensemble de la plage conduirait ainsi à dégrader la précision du modèle dans les régimes intermédiaires, sans pour autant améliorer sa représentativité pour des vitesses les plus élevées. La loi d'Arrhenius atteint donc ici une limite intrinsèque, et une description fidèle du comportement de l'AD730 au-delà de 8 s⁻¹ nécessiterait le recours à des formulations constitutives plus adaptées aux régimes de déformation fortement non linéaires.

4.4.2 Précision et limite du modèle

Afin d'évaluer la transférabilité du modèle, les paramètres constitutifs identifiés par Lieutaud (2016) ont été appliqués aux quatre conditions expérimentales de la présente campagne (1, 2,5, 5 et 8 s⁻¹), en utilisant 16 points de déformation équivalente répartis sur l'ensemble de la courbe contrainte-déformation pour chaque vitesse. La comparaison entre les contraintes prédites par le modèle d'Arrhenius polynomial de Lieutaud (2016) et les valeurs expérimentales obtenues dans ce travail révèle une tendance marquée : la précision du modèle s'améliore significativement avec la vitesse de déformation. À 8 s⁻¹, l'erreur relative sur la contrainte de pic n'est que de 7,3 %, ce qui constitue une précision satisfaisante pour un modèle appliqué en dehors de sa plage de calibration initiale. À 5 s⁻¹, cette erreur reste modérée à 17,7 %. En revanche, aux vitesses plus basses (2,5 et 1 s⁻¹), les écarts atteignent respectivement 25,1 % et 44,9 %, révélant une divergence croissante du modèle à mesure que l'on s'éloigne du régime de calibration de Lieutaud. Ces erreurs élevées sur la contrainte de pic sont en grande partie imputables au phénomène de Yield Drop, dont l'amplitude est d'autant plus prononcée que la vitesse de déformation est faible, et que la formulation d'Arrhenius est structurellement incapable de reproduire. En effet, le modèle prédit une montée monotone vers une contrainte de pic fixe, sans tenir compte de la chute brutale associée au déverrouillage des dislocations mobilisées.

À l'état stationnaire (identifié comme la fin de la courbe ici) en revanche, la précision est nettement meilleure : les erreurs relatives sont inférieures à 5,1 % pour les vitesses de 2,5, 5 et 8 s⁻¹, avec un RMSE global de 19,1 MPa sur les quatre conditions. Seule la condition à 1 s⁻¹ présente un écart plus important (+20,3 %), vraisemblablement lié au décalage de la cinétique de recristallisation dynamique à cette vitesse. Ces résultats confirment que le modèle

d'Arrhenius reste un outil pertinent pour la prédiction des contraintes d'écoulement en régime établi, dans une gamme de vitesses comprises entre 2,5 et 8 s⁻¹.

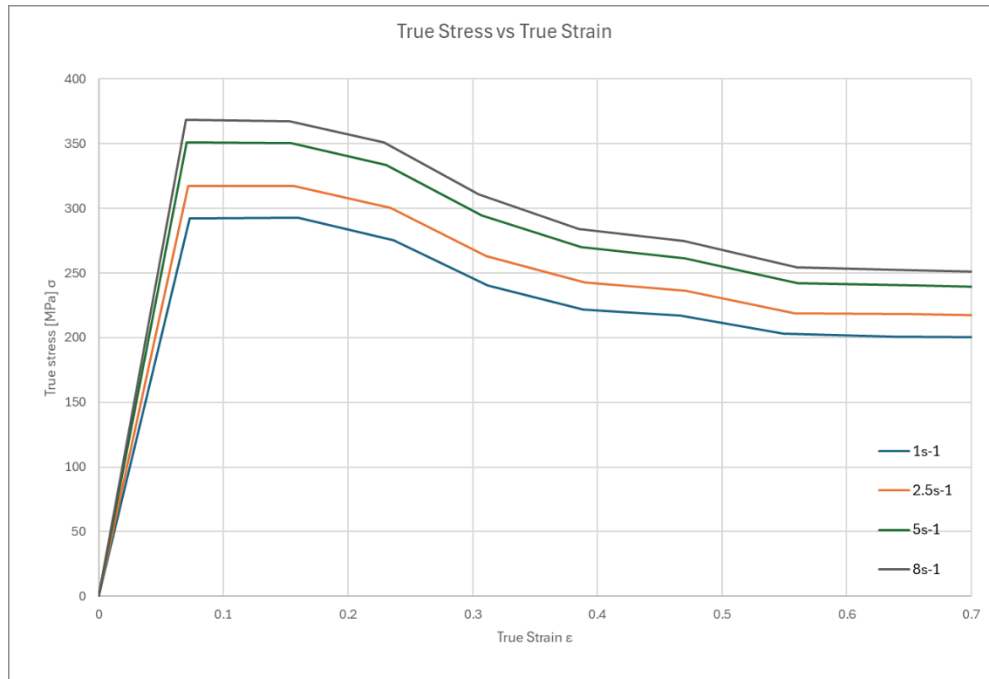


Figure 4-7 Simulation de nos essais expérimentaux avec le modèle d'Arrhenius paramétré par M. Lieutaud (2016)

Toutefois, comme discuté en section 4.3, le comportement asymptotique observé à 8 et 10 s⁻¹, où la contrainte de pic tend à saturer malgré l'augmentation de la vitesse de déformation, constitue une limite intrinsèque à toute tentative de recalibration du modèle à des vitesses supérieures. La loi d'Arrhenius suppose une dépendance continue et monotone de la contrainte à la vitesse de déformation via le paramètre de Zener-Hollomon, hypothèse qui n'est plus satisfaite au-delà de ce seuil. Une recalibration sur l'ensemble de la plage 1-10 s⁻¹ dégraderait la précision aux vitesses intermédiaires sans améliorer la représentativité aux vitesses les plus élevées. La description fidèle du comportement de l'AD730 dans ce régime de transition nécessiterait le recours à des formulations constitutives plus flexibles, capables d'intégrer la non-linéarité de la sensibilité à la vitesse de déformation.

Ce travail met en lumière ce qui manque encore à l'AD730TM pour être un alliage pleinement qualifié vis-à-vis du LFW. Aubert & Duval fournit des données techniques solides sur les propriétés mécaniques classiques et la microstructure à l'état de réception, mais ces données restent cantonnées aux régimes quasi statiques du forgeage conventionnel : aucune donnée constitutive publique au-delà de 1 s^{-1} , aucune caractérisation du Yield Drop en fonction du lot ou de l'état de surface, et ni la composition chimique précise ni l'historique thermomécanique du matériau brut ne sont communiqués. Cette absence est d'autant plus limitante que les superalliages base nickel sont sensibles aux variations de lot, ce qui empêche de distinguer, dans les écarts observés entre études successives sur l'AD730 (Lacomme, Lieutaud, Brindeau, ce travail), la part due aux conditions d'essai de celle liée au matériau lui-même. Ce travail comble une partie de ce déficit sur la plage $1\text{-}10 \text{ s}^{-1}$, mais la qualification complète de l'AD730TM pour le LFW dépendra encore de données non publiquement accessibles.

Il convient toutefois de replacer ces écarts dans leur contexte expérimental avant d'en tirer des conclusions définitives sur la qualité du modèle. Plusieurs sources d'incertitude, inhérentes à la fois aux essais de Lieutaud (2016) et à la présente campagne, contribuent nécessairement aux erreurs observées. D'une part, le modèle d'Arrhenius polynomial a été calibré sur un lot d'AD730 dont la composition chimique exacte et l'état microstructural initial (taille de grain, fraction volumique de précipités γ' ...) peuvent différer du matériau utilisé dans ce travail. Or les superalliages base nickel sont connus pour leur sensibilité aux variations de lot, et un écart même modeste sur la fraction de phase γ' est susceptible de décaler les niveaux de contrainte de plusieurs dizaines de MPa (Malik Durand, 2021). D'autre part, les essais Gleeble présentent une incertitude expérimentale incompressible, liée à la correction des effets de friction, à l'échauffement adiabatique et à la variabilité inhérente aux essais thermomécaniques à haute vitesse, discutée au chapitre 3. Dans ce contexte, viser une précision inférieure à 5-10 % serait illusoire même avec un modèle parfaitement recalibré.

Au regard des objectifs du présent mémoire, la précision obtenue apparaît néanmoins tout à fait acceptable. L'ambition de ce travail n'est pas de produire un nouveau jeu de paramètres constitutifs pour l'AD730 à haute vitesse de déformation, mais bien de caractériser le

comportement thermomécanique du matériau dans des conditions représentatives du soudage par friction linéaire et d'évaluer la transférabilité du modèle de Lieutaud vers cette plage de sollicitation. De ce point de vue, une erreur de 7,3 % sur la contrainte de pic à 8 s^{-1} est pleinement satisfaisante et s'inscrit dans la fourchette de précision classiquement rapportée pour les modèles d'Arrhenius dans la littérature sur la déformation à chaud des superalliages (5-15 %). Les erreurs sur la contrainte d'état stationnaire, inférieures à 5 % pour les vitesses de 2,5 à 8 s^{-1} , sont quant à elles particulièrement encourageantes, cette grandeur étant la plus directement pertinente pour la simulation numérique du LFW en régime établi.

CONCLUSION

Ce mémoire avait pour objectif principal de caractériser le comportement thermomécanique des superalliages base nickel AD730 et IN718 à hautes vitesses de déformation, dans des conditions représentatives du soudage par friction linéaire, et d'évaluer la capacité des modèles constitutifs existants à décrire ce comportement dans ce régime de sollicitation étendu.

Les essais de compression à chaud réalisés sur le DSI-GLEEBLE 3800-GTC à 1120 °C, pour des vitesses de déformation comprises entre 1 et 10 s⁻¹, ont permis d'atteindre les objectifs fixés et d'apporter des réponses concrètes aux cinq questions de recherche formulées en introduction. Sur le comportement thermomécanique à hautes vitesses de déformation, les courbes contrainte-déformation obtenues confirment la sensibilité positive de l'AD730 et de l'IN718 à la vitesse de déformation sur l'ensemble de la plage étudiée. Cette sensibilité, bien décrite par une loi puissance avec $m = 0,149$ pour l'AD730, présente cependant une saturation marquée au-delà de 8 s⁻¹, où les niveaux de contrainte tendent vers un plateau asymptotique. Ce comportement, absent des études antérieures dont la plage de vitesses ne dépassait pas 1 s⁻¹, constitue l'un des apports majeurs de ce travail et traduit la compétition croissante entre écrouissage et échauffement adiabatique à très haute vitesse de déformation.

Sur l'origine du Yield Drop, la présente étude apporte une réponse définitive au débat ouvert par Lieutaud (2016) : le phénomène est d'origine physique intrinsèque au matériau, et non un artefact expérimental. Deux arguments convergents établissent cette conclusion : la reproduction systématique du Yield Drop sur deux machines de technologies fondamentalement différentes, et la constance remarquable de ses caractéristiques géométriques en termes de déformation d'apparition et de durée, quelle que soit la vitesse de sollicitation. Le mécanisme sous-jacent est cohérent avec un verrouillage-déverrouillage des dislocations analogue à l'effet d'atmosphère de Cottrell, gouverné par les éléments formateurs de γ' .

Sur l'effet du Yield Drop sur la microstructure, les observations réalisées à $\varepsilon = 0,12$ montrent que ce phénomène déclenche la recristallisation dynamique sans en être la cause principale ni en affecter la taille finale des grains recristallisés à déformation complète.

Sur la modélisation microstructurale, le modèle de Zener-Hollomon calibré sur les données de la présente étude reproduit fidèlement l'évolution de la taille de grain recristallisé en fonction des conditions thermomécaniques, avec une validité s'étendant de $0,001$ à 10 s^{-1} confirmée par accord satisfaisant avec les résultats de Brindeau (2023) sans recalibration.

Sur la transférabilité du modèle d'Arrhenius, les paramètres constitutifs identifiés par Lieutaud (2016) conservent une capacité prédictive acceptable sur la plage de $2,5$ à 8 s^{-1} , avec des erreurs relatives sur la contrainte d'état stationnaire inférieures à 5% . En revanche, la saturation observée au-delà de 8 s^{-1} constitue une limite intrinsèque à la formulation d'Arrhenius classique, dont l'hypothèse de dépendance continue et monotone de la contrainte à la vitesse de déformation n'est plus satisfaite dans ce régime. Une description fidèle du comportement de l'AD730 dans cette zone de transition nécessiterait le recours à des formulations constitutives plus flexibles.

Au-delà de leur intérêt académique, ces résultats répondent à un besoin industriel concret. La qualification de nouveaux procédés d'assemblage à l'état solide comme le LFW pour les disques aubagés monobloc en AD730 nécessite des lois de comportement validées dans le domaine de vitesse de déformation effectivement rencontré en service, faute de quoi les paramètres de procédé (force de forgeage, amplitude et fréquence d'oscillation, durée du cycle) ne peuvent être optimisés que par essai-erreur, une démarche coûteuse pour des composants aéronautiques critiques. En étendant la caractérisation expérimentale et la validation des modèles constitutifs jusqu'à 10 s^{-1} , ce travail réduit directement l'incertitude sur la fenêtre de fonctionnement du LFW pour l'AD730 et fournit des données directement exploitables pour le dimensionnement et la simulation numérique du procédé par les motoristes et leurs partenaires.

En synthèse, les essais de compression à chaud à hautes vitesses de déformation constituent un outil pertinent et représentatif pour caractériser le comportement thermomécanique de l'AD730 dans des conditions proches de celles du LFW, tant d'un point de vue mécanique que microstructural. Les résultats obtenus valident et étendent les travaux antérieurs, tout en identifiant clairement les limites des modèles constitutifs classiques dans les régimes de déformation extrêmes. Ils fournissent ainsi une base expérimentale solide pour le développement futur d'un modèle couplé mécanique-microstructural destiné à la simulation numérique du soudage par friction linéaire de l'AD730 et de l'IN718.

RECOMMANDATIONS

Les résultats obtenus dans ce mémoire ouvrent plusieurs pistes de recherche et d'amélioration qui méritent d'être poursuivies dans le cadre des travaux futurs sur le comportement thermomécanique de l'AD730 et de l'IN718 pour le soudage par friction linéaire.

Compléter la caractérisation à températures variables. Les essais à température variable prévus dans le plan d'expérience initial (1060, 1090, 1120 et 1150 °C à vitesse de déformation fixe) n'ont pas tous pu être réalisés dans le cadre de ce travail. Leur réalisation permettrait d'identifier de manière indépendante l'énergie d'activation apparente Q du modèle d'Arrhenius sur la base des données propres à cette étude, plutôt que de s'appuyer sur des valeurs issues de la littérature. Cela renforcerait considérablement la robustesse et la cohérence interne du modèle constitutif sur l'ensemble de la plage thermomécaniques visée.

Développer un modèle constitutif adapté au régime de saturation. La saturation de la contrainte d'écoulement observée au-delà de 8 s^{-1} constitue une limite intrinsèque de la loi d'Arrhenius classique. Il serait pertinent d'explorer des formulations constitutives plus flexibles, telles que les modèles de Johnson-Cook modifiés ou les approches basées sur la densité de dislocations, capables d'intégrer la non-linéarité de la sensibilité à la vitesse de déformation dans ce régime de transition. Une telle démarche permettrait de disposer d'un outil prédictif fiable sur l'ensemble de la plage $1\text{--}10 \text{ s}^{-1}$ et au-delà.

Étudier l'effet de l'état de surface sur le Yield Drop. Bien que l'origine physique du Yield Drop soit maintenant établie, la contribution potentielle de l'état de surface des échantillons à l'amplitude du phénomène n'a pas encore été étudiée. Des essais comparatifs avec différents états de surface (poli miroir, rectifié, tel que découpé) permettraient de quantifier cette contribution et de définir un protocole de préparation optimal minimisant les sources d'incertitude expérimentale.

Implémenter les modèles dans un environnement éléments finis. L'objectif final de cette ligne de recherche est la simulation numérique du LFW par éléments finis. Il est recommandé d'implémenter le modèle d'Arrhenius calibré ainsi que le modèle de Zener-Hollomon pour l'évolution de la taille de grain dans un logiciel de simulation tel que FORGE ou DEFORM, afin de valider leur capacité prédictive à l'échelle du procédé par comparaison avec des microstructures issues de soudures LFW réelles sur AD730 et IN718.

Valider le changement de régime par des essais à très hautes vitesses de déformation. La saturation de la contrainte d'écoulement identifiée au-delà de 8 s^{-1} dans ce travail suggère une transition de régime dont la nature physique reste à confirmer. Il est donc recommandé de réaliser des essais de compression à chaud à des vitesses de déformation supérieures à 10 s^{-1} , idéalement jusqu'à 50 s^{-1} si les capacités machine le permettent, afin de déterminer si le comportement asymptotique observé se prolonge, s'accroît ou évolue vers un nouveau régime. Ces données seraient également indispensables pour calibrer et valider tout nouveau modèle constitutif destiné à remplacer la loi d'Arrhenius dans ce domaine, et pour établir sur des bases expérimentales solides la frontière entre le régime correctement décrit par Arrhenius et celui nécessitant une formulation alternative.

ANNEXE I

Exemples de graphiques ayant servi à la paramétrisation du modèle d'Arrhenius

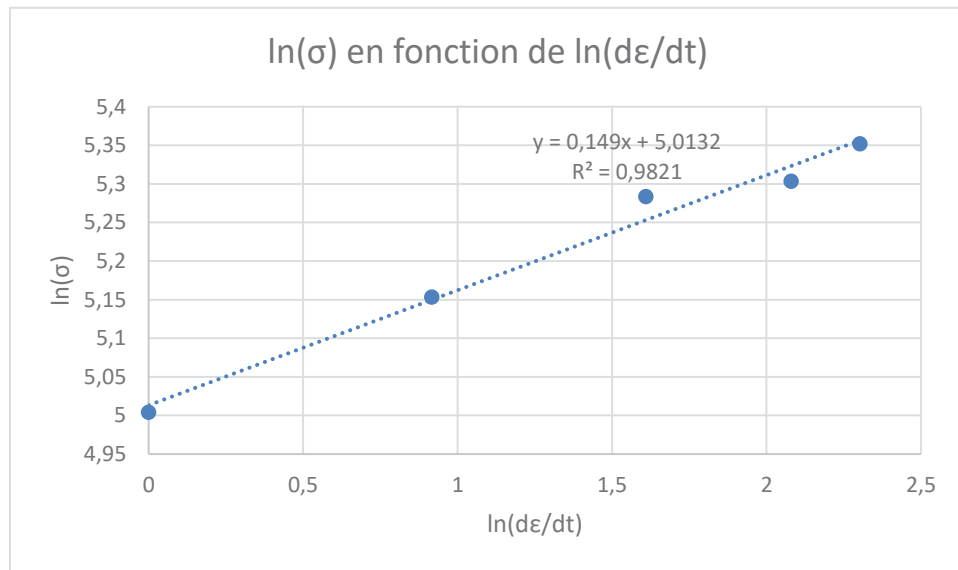


Figure A I-1 $\ln(\sigma)$ en fonction de $\ln(d\epsilon/dt)$ pour
essai à 0,6 de ϵ finale

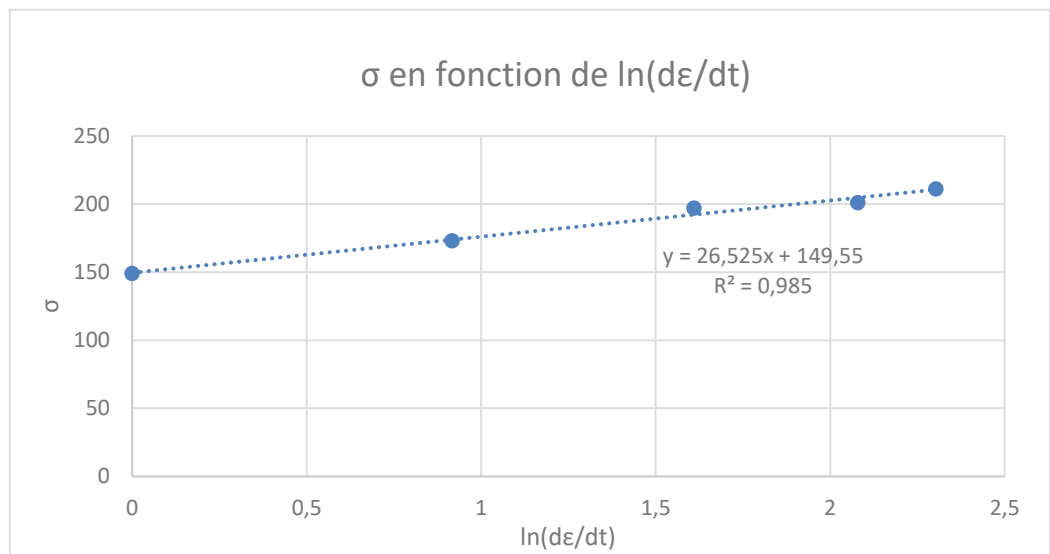


Figure A I-2 σ en fonction de $\ln(d\epsilon/dt)$ pour
essai à 0,6 de ϵ finale

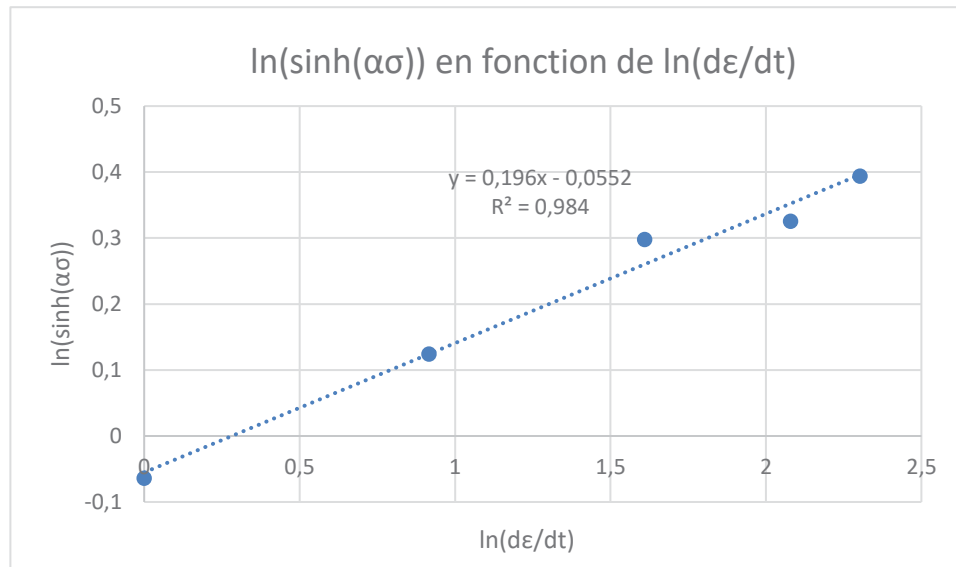


Figure A I-3 $\ln(\sinh(\alpha\sigma))$ en fonction de $\ln(d\varepsilon/dt)$ pour essai à 0,6 de ε finale

BIBLIOGRAPHIE

- Bertrand, S. (2019). *Finite Element Modeling of the Linear Friction Welding Process*. MONTRÉAL : ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE UNIVERSITÉ DU QUÉBEC.
- Brindeau, L. (2023). *Evolution de la microstructure au cours des traitements thermomécaniques sur le superalliage base Nickel AD730TM pour les applications aérospatiales*. Téléport 2 – 1 avenue Clément Ader 86961 Futuroscope Chasseneuil : ECOLE NATIONALE SUPERIEURE DE MECANIQUE ET D'AEROTECHNIQUE.
- Chamanfar, A., Jahazi, M., Gholipour, J., Wanjara, P., & Yue, S. (2014). Evolution of flow stress and microstructure during isothermal compression of Waspaloy. *Materials Science and Engineering: A*, 615, 497-510. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.07.093>
- Chamanfar, Ahmad. (2012). *Evolution of Microstructure and Mechanical Properties in Linear Friction Welded Waspaloy*. McGill University, Montreal, Canada.
- Chamanfar, Ahmad, Jahazi, M., & Cormier, J. (2015). A Review on Inertia and Linear Friction Welding of Ni-Based Superalloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 46(4), 1639-1669. <https://doi.org/10.1007/s11661-015-2752-4>
- Choi, J.-W., Hino, R., Ushioda, K., Fujii, H., & Lee, S.-J. (2026). Critical Review of Solid-State Welding for Al Alloys with High Joint Efficiency: Friction Stir Welding (FSW) vs. Linear Friction Welding (LFW). *Metals and Materials International*, 32(1), 139-163. <https://doi.org/10.1007/s12540-025-02007-5>
- Czaplicki-Bordas, M. C. (2023). *Mécanismes d'amorçage de fissures en régime d'interactions fatigue-temps de maintien dans l'Inconel 718*. ÉCOLE NATIONALE SUPÉRIEURE DE MÉCANIQUE ET D'AÉROTECHNIQUE, ISAE-ENSMA Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique - Poitiers.
- Durand, M. (2022). Analyse des mécanismes métallurgiques survenant dans l'alliage AD730TM au cours du revenu de relaxation des contraintes.
- Geng, P., Qin, G., Ma, H., Zhou, J., & Ma, N. (2021). Linear friction welding of dissimilar Ni-based superalloys: microstructure evolution and thermo-mechanical interaction. *Journal of Materials Research and Technology*, 11, 633-649. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.01.036>
- Guimaraes, A. A., & Jonas, J. J. (1981). Recrystallization and aging effects associated with the high temperature deformation of waspaloy and inconel 718. *Metallurgical Transactions A*, 12(9), 1655-1666. <https://doi.org/10.1007/BF02643571>

- Javidikia, M., Sadeghifar, M., Champlaud, H., & Jahazi, M. (2023). Grain size and temperature evolutions during linear friction welding of Ni-base superalloy Waspaloy: Simulations and experimental validations. *Journal of Advanced Joining Processes*, 8. <https://doi.org/10.1016/j.jajp.2023.100150>
- Li, W.-Y., Ma, T., & Li, J. (2010). Numerical simulation of linear friction welding of titanium alloy: Effects of processing parameters. *Materials & Design*, 31(3), 1497-1507. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2009.08.023>
- Lieutaud, M. (2016). *INFLUENCE DES PARAMÈTRES DES TRAITEMENTS THERMOMÉCANIQUES SUR L'ÉVOLUTION DE LA MICROSTRUCTURE DU SUPERALLIAGE AD730*. MONTRÉAL : ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE UNIVERSITÉ DU QUÉBEC.
- Masoumi, F., Shahriari, D., Monajati, H., Cormier, J., Flipo, B. C. D., Devaux, A., & Jahazi, M. (2019). Linear friction welding of AD730TM Ni-base superalloy: Process-microstructure-property interactions. *Materials & Design*, 183. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.108117>
- Masoumi, Fatemeh. (2018). *Evolution of microstructure and mechanical properties during linear friction welding of AD730TM Ni-based superalloy*. ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE UNIVERSITÉ DU QUÉBEC, MONTRÉAL.
- Mirzaie, Z., Ebrahimi, G. R., & Ezatpour, H. R. (2025). Hot deformation behavior and dynamic recrystallization of AD730 Ni-based superalloy in a wide range of temperatures and strain rates. *Journal of Materials Research and Technology*, 37, 5237-5250. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2025.07.131>
- Momeni, A., Ebrahimi, G. R., Jahazi, M., & Bocher, P. (2014). Microstructure evolution at the onset of discontinuous dynamic recrystallization: A physics-based model of subgrain critical size. *Journal of Alloys and Compounds*, 587, 199-210. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.10.180>
- Okeke, S. I., Harrison, N. M., & Tong, M. (2022). Computational modelling of dynamic recrystallisation of Ni-based superalloy during linear friction welding. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 119(7-8), 4461-4484. <https://doi.org/10.1007/s00170-021-08559-1>
- Ortiz-de-Zarate, G., Tiba, I., Madariaga, A., Linaza, A., Garay, A., Germain, G., & Arrazola, P. J. (2025). Udimet 720Li as a potential alternative for optimised aeroengine turbines: Thermophysical and thermomechanical characterisation under wide-ranging testing conditions. *Materials & Design*, 252. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2025.113700>
- Reed, R. C. (2008). *The Superalloys: Fundamentals and Applications*. University of Birmingham : Cambridge University Press.

- Seret, A. (2020). Influence de la mise en forme sur les cinétiques de précipitation durcissante dans les superalliages base nickel Inconel® 625 et AD730TM.
- Shen, G., Semiati, S. L., & Shivpuri, R. (1995). Modeling microstructural development during the forging of Waspaloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 26(7), 1795-1803. <https://doi.org/10.1007/BF02670767>
- Tabaie, S. (2021). *Linear Friction Welding of AD730TM Ni-Based Superalloy to Additively Manufactured Inconel 718*. ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE UNIVERSITÉ DU QUÉBEC, MONTREAL.
- Tabaie, S., Rézaï-Aria, F., Flipo, B. C. D., Cormier, J., & Jahazi, M. (2021). Post-Weld Heat Treatment of Additively Manufactured Inconel 718 Welded to Forged Ni-Based Superalloy AD730 by Linear Friction Welding. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 52(8), 3475-3488. <https://doi.org/10.1007/s11661-021-06319-0>
- Tabaie, S., Rézaï-Aria, F., Flipo, B. C. D., & Jahazi, M. (2021). Grain size and misorientation evolution in linear friction welding of additively manufactured IN718 to forged superalloy AD730TM. *Materials Characterization*, 171, 110766. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2020.110766>
- Tabaie, S., Rézaï-Aria, F., Flipo, B. C. D., & Jahazi, M. (2022). Dissimilar linear friction welding of selective laser melted Inconel 718 to forged Ni-based superalloy AD730TM: Evolution of strengthening phases. *Journal of Materials Science & Technology*, 96, 248-261. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2021.03.086>
- Turner, R., Gebelin, J.-C., Ward, R. M., & Reed, R. C. (2011). Linear friction welding of Ti-6Al-4V: Modelling and validation. *Acta Materialia*, 59(10), 3792-3803. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.02.028>
- Vairis, A., & Frost, M. (2000). Modelling the linear friction welding of titanium blocks. *Materials Science and Engineering: A*, 292(1), 8-17. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(00\)01036-4](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(00)01036-4)
- Vernier, S. (2018). *Évolution de la microstructure du superalliage base nickel AD730 au cours des opérations de forgeage industrielles*. Université de recherche Paris Sciences et Lettres PSL Research University, Paris. Repéré à <https://pastel.hal.science/tel-02149391v1/document>
- Xia, Y., Du, X., Sun, F., Zheng, D., Zou, H., Zeng, Y., & Yang, W. (2025). Influence of dynamic recrystallization mechanisms on the texture evolution of GH4706 alloy during hot deformation. *Journal of Central South University*, 32(10), 3675-3692. <https://doi.org/10.1007/s11771-025-6086-0>
- Yang, X., Meng, T., Chu, Q., Su, Y., Guo, Z., Xu, R., ... Li, W. (2024). A review of linear friction welding of Ni-based superalloys. *International Journal of Minerals*,

Metallurgy and Materials, 31(6), 1382-1391. <https://doi.org/10.1007/s12613-023-2782-7>

