



HAL
open science

Fabrication additive polymère par dépôt de filament fondu

Franck Pigeonneau

► **To cite this version:**

Franck Pigeonneau. Fabrication additive polymère par dépôt de filament fondu. Techniques de l'ingénieur, 2023, Plastiques et composites, bm7920, 10.51257/a-v1-bm7920 . hal-04369198

HAL Id: hal-04369198

<https://minesparis-psl.hal.science/hal-04369198>

Submitted on 2 Jan 2024

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

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



Distributed under a Creative Commons Attribution - NonCommercial - NoDerivatives 4.0 International License

Fabrication additive polymère par dépôt de filament fondu

Polymer additive manufacturing by fused filament fabrication

par **Franck Pigeonneau**

Directeur de recherche

Mines Paris, Université PSL, Centre de mise en forme des matériaux (CEMEF), UMR CNRS 7635,
Sophia Antipolis, France

Résumé

Cet article décrit les étapes clés de la fabrication additive par fusion de fil fondu de polymères. On y montre que l'échauffement et la fusion sont un compromis entre le transfert de chaleur provenant de l'extrudeuse et le transport du polymère. Les pertes de charge et la force nécessaire à l'extrusion sont rapportées. La morphologie des cordons extrudés dépend des vitesses d'extrusion et d'impression, de la distance entre la buse et le dépôt et du diamètre de la buse. Le refroidissement post-dépôt et la cristallisation de polymères semi-cristallins sont étudiés. Les interactions entre cordons sont présentées en se focalisant sur le refroidissement et la soudure.

Abstract

This article describes the key stages in additive manufacturing using fused filament fabrication. It shows that heating and melting are a compromise between heat transfer from the extruder and polymer transport. Pressure drop and the force required for extrusion are reported. The morphology of extruded threads depends on extrusion and printing velocities, the distance between the nozzle and the deposit, and the nozzle diameter. Post-deposition cooling and the crystallization of semi-crystalline polymers are studied. Thread-to-thread interactions are presented, focusing on cooling and welding.

Mots-clés

Polymère, extrusion, impression 3D, transfert thermique, mécanique des fluides.

Keywords

Polymer, extrusion, 3D printing, heat transfer, fluid mechanics.

Table des matières

1	Description du procédé de fabrication additive par dépôt fil fondu	2
2	Fusion du polymère dans l'extrudeuse	4
2.1	Fusion du polymère	4
2.2	Perte de charge dans l'extrudeuse	12
3	Dépôt du filament	15
3.1	Morphologie des filaments déposés	15
3.2	Refroidissement des filaments	18
3.3	Cristallisation lors du dépôt	21
3.4	Interaction entre cordons	25

Introduction

Selon la norme NF EN ISO/ASTM 52900, la fabrication additive (FA) regroupe les technologies permettant de fabriquer des pièces par couches successives de matière à partir d'un modèle numérique. Tout d'abord utilisée à la fin des années 1980 pour la réalisation de prototypes, la FA est maintenant déclinée pour la plupart des pièces d'usage courant ou de haute technologie. Elle s'applique aussi bien aux métaux, aux céramiques, aux polymères, aux bétons et encore plus récemment aux verres. Son domaine d'application ne fait que grandir permettant de produire des pièces pour des secteurs de pointe comme l'aéronautique, l'automobile et la santé.

Parmi toutes les techniques de FA, l'impression 3D par extrusion de matière plastique représente une grande part du marché. Connue sous le nom d'impression par dépôt de fil fondu (DFF) ou en anglais sous le nom de Fused Deposition Modelling (FDM) ou Fused Filament Fabrication (FFF), elle est assez facile à mettre en œuvre et nécessite des coûts modérés en énergie et matière (polymère thermoplastique) et d'acquisition. Néanmoins, les propriétés d'usage (mécanique, thermique) restent en deçà de celles des produits mis en forme par des méthodes plus classiques. Pour permettre une amélioration des propriétés et ouvrir encore plus les applications, le fonctionnement des imprimantes DFF reste à approfondir. Ainsi, l'objet du présent document est de détailler les étapes clés du procédé en ayant recours aux principes premiers de la physique et du génie des procédés.

Après avoir décrit le procédé dans ses grandes lignes, section 1, la manière dont le polymère fond dans l'extrudeuse est décrite dans la section 2. Le dépôt du filament sera ensuite étudié section 3 où sa morphologie et son refroidissement et la cristallisation seront abordés. A l'issue de ces deux sections, des perspectives sur le procédé FDM seront proposées.

1 Description du procédé de fabrication additive par dépôt fil fondu

Comme l'objectif de cet article n'est pas de faire une présentation exhaustive des technologies d'imprimantes 3D, nous renvoyons les lecteurs intéressés au livre de Jelliman [1] principalement dédié aux imprimantes 3D FDM. Le livre de Gibson *et al.* [2] détaille plus largement la fabrication additive et est à ce titre une source d'informations importantes sur l'ensemble des technologies. Citons également, le livre de Barlier et Bernard [3] qui dresse une revue très technologique des diverses techniques d'impression 3D. L'article de Laverne *et al.* [BM7017] de la collection TI présente également les bases de la fabrication additive. Il existe également un grand nombre de sites Internet détaillant le fonctionnement et prodiguant de nombreux conseils pour fabriquer, entretenir et utiliser une imprimante 3D. Nous nous contentons de donner les principes de fonctionnement d'une

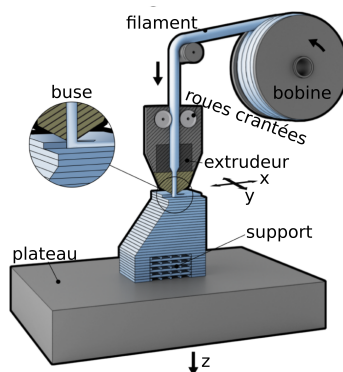


FIGURE 1 – Schéma de principe d'une imprimante 3D FDM (cartésienne) (source <https://www.manufacturingguide.com/>).

imprimante 3D FDM dans le but d'introduire les phénomènes physiques qui seront détaillés dans les sections suivantes.

Dans son principe, le procédé de fabrication additive par dépôt de fil fondu n'a guère changé depuis le brevet de Crump [B1] qui a conduit aux premières imprimantes 3D FDM commercialisées par Stratasys dès 1992. La Figure 1 représente le principe de fonctionnement d'une imprimante 3D FDM cartésienne avec les éléments essentiels à sa constitution. La pièce imprimée est portée par un plateau. Ce dernier est contrôlé en température, notée T_{sub} dans la suite de cet article. Il se déplace verticalement pour permettre la construction de la pièce. Sur certaines imprimantes, le plateau est fixe et c'est la tête d'impression qui se déplace, fixée à un chariot horizontal. La tête d'impression est principalement composée d'une extrudeuse qui permet la fusion du polymère, et d'un système d'alimentation du filament de polymère constitué de roues crantées. Grâce à un système mécanique, la tête peut se déplacer suivant les axes désignés de façon conventionnelle x et y . Sur les imprimantes à plateau fixé verticalement, la tête se déplace uniquement suivant x et le plateau, lui, se translate suivant l'axe y . Le filament est stocké sur une bobine. Sur la pièce, on distingue un support qui est également imprimé et qui sera enlevé en parachèvement.

L'encart sur la Figure 1 est un zoom au niveau du dépôt du filament fondu après son passage dans la buse d'extrusion. Il existe encore une autre technologie dite imprimante delta qui déplace la tête d'impression suivant les trois axes [1].

Les principaux polymères utilisés pour ce type d'impression sont des thermoplastiques amorphes (type ABS ou PC) ou semi-cristallins (type PLA, PP). Notons que ces matériaux ont des grades spécifiquement développés pour l'impression 3D FDM. Des informations complémentaires sur les polymères utilisables peuvent être trouvées dans [1]. Les filaments sont déclinés principalement en deux tailles; la plus courante étant celle dont le diamètre est égal à 1,75 mm mais on trouve également des filaments en 2,85 mm.

La tête d'impression dispose d'une buse d'impression. Cette dernière est solidaire d'un corps de chauffe permettant la fusion du polymère. Un système de roues dentées assure l'alimentation en matière. Le procédé est, entre autres, piloté par la température de l'extrudeuse notée par la suite T_{ext} . Pour des raisons d'efficacité thermique, il est nécessaire que le corps de chauffe transmette au mieux la chaleur. Il est généralement en aluminium, matériau bon marché qui possède une conductivité thermique élevée. Le polymère étant en mouvement dans la tête d'impression, le transfert de chaleur par conduction se couple à celui par convection. Une analyse de cette étape est faite dans la prochaine section.

Sur la base d'un fichier CAO de la pièce à réaliser, type STL, un logiciel de tranchage permet de codifier les opérations à faire par l'imprimante. Le langage le plus classiquement employé pour communiquer avec l'imprimante est le G-code. La pièce étant constituée par tranches, le dépôt de filament fondu se fait dans des plans parallèles au plan $x - y$. La vitesse d'impression, V , est une

variable qui sert à traduire la course de la tête d'impression. Elle rentre comme paramètre dans les logiciels de tranchage. Quand une tranche a été complètement réalisée, un déplacement suivant l'axe z est effectué sur une hauteur de la taille du cordon. La quantité de matière déposée à chaque mouvement rentre comme variable dans le fichier G-code. Il est alors nécessaire d'avoir recours à un calcul de bilan de masse pour connaître la vitesse débitante de polymère à la sortie de la buse, notée U . Bien que cette donnée ne soit pas utile au fonctionnement, elle est cruciale pour comprendre les limites thermiques du procédé, cf. § 2, et permettre la prédiction de la forme des cordons déposés. La section 3 permettra de voir que le rapport des vitesses U/V est un paramètre essentiel pour prédire la morphologie des cordons déposés.

Langage G-code

Ce langage a été développé dans les années 1960 pour piloter les machines-outils à commande numérique. Il repose sur la norme ISO 6983-1:2009. Ce langage est majoritairement utilisé sur les imprimantes 3D FDM permettant de définir le mouvement de la tête d'impression, du plateau, de la quantité de filament à fournir et les conditions thermiques.

La pièce imprimée est donc réalisée grâce à l'ajout des cordons apportés à chaque passage de la tête d'impression. Pour que la pièce ait une résistance mécanique suffisante, le soudage entre cordons est primordial. Il est contrôlé par le refroidissement subi par la pièce en cours d'impression et par la pression exercée par la tête au moment du dépôt. La température de l'air ambiant est un des paramètres influençant ce processus de refroidissement ainsi que les modes de transfert de chaleur entre la pièce et l'air ambiant. La quantité de chaleur apportée par le cordon fraîchement déposé est aussi un paramètre important. Cette quantité dépend fortement du diamètre de la buse : les cordons de faible taille se refroidissent assez vite. Il arrive fréquemment que l'impression de pièce avec des buses de faible diamètre, par exemple 0,15 mm, ne permette pas le soudage des cordons. Lors de cette étape de consolidation et de refroidissement, les autres phénomènes intervenants sont le retrait du polymère et la cristallisation (pour des polymères semi-cristallins).

Ce rapide survol du fonctionnement d'une imprimante 3D FDM montre que le polymère passe de l'état solide à liquide en quelques secondes avant de se solidifier de nouveau. Les phénomènes hors équilibres sont donc au cœur de ce procédé. Comment se produit la fusion du polymère dans la tête d'impression? Quelle est l'histoire thermique du polymère? Comment varie-t-elle avec la vitesse d'extrusion à la sortie de la buse? Les réponses à ces questions sont essentielles si l'objectif est d'étendre les applications de ce type de procédé.

A retenir

- L'impression 3D par fusion de fil fondu s'applique aux polymères thermoplastiques, amorphes et semi-cristallins.
- Basé sur une représentation CAO, l'objet à imprimer est tranché à l'aide de logiciels dédiés et envoyé à l'imprimante en langage G-code.
- La pièce est construite par l'ajout de cordon fondu dont les dimensions sont définies par la buse et la vitesse d'impression.
- Les trois étapes principales sont la fusion, le dépôt et la solidification.

2 Fusion du polymère dans l'extrudeuse

2.1 Fusion du polymère

La fusion du filament est une étape clé dans le procédé. Elle doit permettre l'extrusion du polymère à travers la buse et assurer que les cordons aient une morphologie contrôlée. La température à

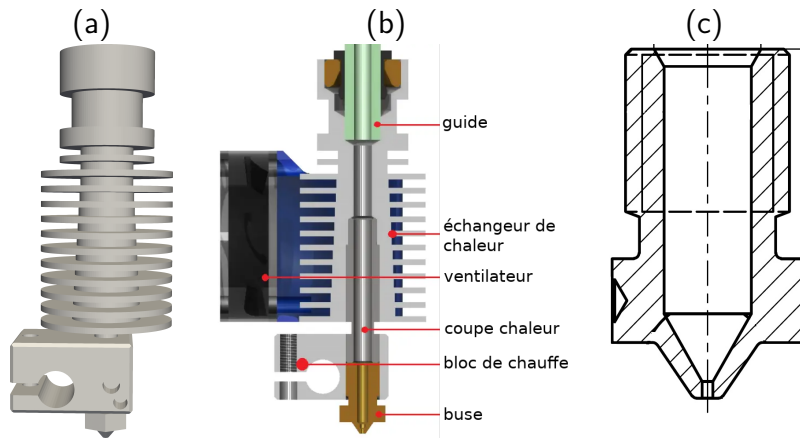


FIGURE 2 – Tête de chauffe E3D-V6 avec les éléments principaux : (a) vue en perspective, et (b) coupe. (c) Coupe d'une buse E3D-V6.

laquelle le polymère est porté est donc un paramètre important. Elle ne peut pas être trop élevée pour éviter la dégradation du polymère et la tenue thermique de l'extrudeuse. Par contre, elle doit être suffisante pour assurer une fusion complète du filament et minimiser les pertes de charge dans la buse. Il faut garantir que l'entraînement du polymère se fasse sur un matériau encore à l'état solide. Des dispositifs sont conçus comme ceux développés par E3D qui équipent nombre d'imprimantes. La figure 2 représente la tête de chauffe V6 conçue par E3D qui est un assemblage de pièces. La vue de gauche représente une perspective de l'assemblage. La vue centrale est une coupe de la tête E3D-V6. Le bloc de chauffe assure la mise en température à l'aide d'une cartouche chauffante alimentée électriquement. Une thermistance permet de contrôler la température. Pour éviter la diffusion de la chaleur vers la partie supérieure de l'extrudeuse et du filament, un échangeur à air constitué d'ailettes est implanté en amont du bloc de chauffe. De plus, pour accroître les échanges, une convection forcée est assurée par l'ajout d'un ventilateur. Finalement, un espace entre le bloc de chauffe et l'échangeur joue le rôle de « barrière thermique » ("heatbreak" en anglais). L'extrusion du polymère fondu est réalisée grâce à une buse formée d'un convergent et d'un tube capillaire de diamètre d et de longueur l . En figure 2(c), une coupe de la buse est représentée ce qui permet de voir que cette dernière est composée de trois parties : la première est la fin du conduit de même dimension que celle du bloc de chauffe. Ensuite, pour permettre l'extrusion du filament de polymère, on dispose d'une partie conique et d'un petit canal capillaire dont les dimensions varient en fonction de la taille de filament désiré.

Comme il est impossible de voir au travers du bloc de chauffe, la manière dont le polymère passe à l'état liquide reste débattue dans la littérature. Néanmoins, à l'instar de Peng *et al.* [4], il est classiquement admis que le polymère entre dans le bloc de chauffe à l'état solide, sa température étant de l'ordre de celle de l'air ambiant, notée par la suite T_0 . Compte-tenu de l'assemblage montré en Figure 2b, la fusion du polymère a lieu dans un canal dont la longueur est selon les dimensions constructeur de l'ordre de 17,5 mm. Pour les filaments de 1,75 mm, le canal a un diamètre D égal à 2 mm. Un gap d'air entre le polymère et le canal de l'ordre de 125 μm est donc présent. Ce dernier conditionne le transfert de chaleur entre le bloc de chauffe et le filament ainsi que la perte de charge. Comme le matériau constituant le corps de chauffe est bon conducteur, il est admis que la température de contact à l'intérieur du canal est égale à T_{ext} . Compte-tenu de la faible épaisseur du gap d'air, e_{air} , le coefficient d'échange thermique entre la paroi peut-être estimé à l'aide de la relation suivante

$$h_{\text{air}} = \frac{\lambda_{\text{air}}}{e_{\text{air}}}, \quad (1)$$

avec λ_{air} la conductivité thermique de l'air. L'ordre de grandeur de ce coefficient d'échange est de $320 \text{ WK}^{-1}\text{m}^{-2}$.

Une étude numérique récente de la fusion dans une extrudeuse tenant compte ou pas du gap d'air a été réalisée [5]. La taille de la lame d'air est prise en compte en changeant la valeur du coefficient d'échange, h_{air} . Ces calculs nécessitent de résoudre de façon couplée les équations de la mécanique du polymère et de la thermique selon les détails fournis dans la référence [5]. L'aspect non newtonien des polymères est pris en compte en utilisant une viscosité dynamique qui dépend du taux de cisaillement [6]. L'effet du gap d'air est étudié en changeant la valeur du coefficient d'échange. Pour quantifier l'importance de la résistance thermique, le nombre de Biot donné par

$$\text{Bi} = \frac{h_{\text{air}}D}{\lambda}, \quad (2)$$

est très utile avec λ la conductivité thermique du polymère. A faible valeur du nombre de Biot, la résistance thermique est importante limitant le transfert entre le bloc de chauffe et le polymère. Dans le cas inverse, le transfert est plus efficace. A la limite, lorsque le nombre de Biot tend vers l'infini, le contact est parfait. Pour les polymères classiquement utilisés, le nombre de Biot est de l'ordre de l'unité si le gap d'air est présent. Nous verrons ultérieurement que cette lame d'air, présente au début de l'impression, disparaît en partie du fait de la remontée du polymère fondu dans la chambre de chauffe.

Nombre de Biot

Lors d'échanges thermiques entre un corps et un milieu extérieur, le transfert de chaleur du corps vers le milieu externe est mesuré par un coefficient d'échange h donné en $\text{W}/\text{m}^2/\text{K}$. Ce coefficient h prend en compte les transferts de chaleur dus aux mouvements de convection du milieu extérieur d'origine naturelle ou forcée et éventuellement du transfert, important à haute température. Il est souvent appelé dans la littérature coefficient de transfert conducto-convectif. L'interaction entre les deux milieux se réduit à la condition aux limites suivante

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial n} = h(T_{\infty} - T), \quad (3)$$

où T_{∞} est la température de référence du milieu extérieur correspondant à la température loin de la frontière considérée comme repoussée à l'infini. Cette condition est dite de Fourier ou de Newton. La mesure du transfert thermique dans le corps sur une échelle de distance L avec un coefficient d'échange h permet de définir le nombre de Biot

$$\text{Bi} = \frac{hL}{\lambda}. \quad (4)$$

Un nombre de Biot faible correspond à un milieu qui sera bien isolé de l'extérieur. A grand nombre de Biot, la température du milieu extérieur s'applique à la paroi du corps.

La Figure 3 présente les champs de température en $^{\circ}\text{C}$ pour trois valeurs croissantes du nombre de Biot. Ces résultats ont été obtenus avec la méthode développée dans [5] pour un polycarbonate dont la température de transition vitreuse, T_g , est de 150°C . Pour cet exemple, la vitesse d'extrusion est de $2,25 \text{ m min}^{-1}$. Pour illustrer l'échauffement du polymère, l'isovaleur de $T = T_g$ a été représentée pour chaque cas de la Figure 3. A faible nombre de Biot, Figure 3-(a), la mise en température est lente. Une bonne partie du polymère reste à une température en dessous de la transition vitreuse. Le polymère est porté à la température de l'extrudeuse uniquement à son extrémité, dans la zone de la buse, et sur une faible couche de polymère ce qui peut entraîner des blocages de l'écoulement car la perte de charge devient trop élevée. Par contre, une réduction du gap d'air d'un facteur dix, soit $\text{Bi} = 10$, montre que l'échauffement est plus important. L'isovaleur T_g est observée pratiquement à l'entrée du bloc de chauffe. Le polymère sort à une température proche de celle imposée par le corps de chauffe. Si le nombre de Biot est encore plus grand, Figure 3-(c), l'échauffement est encore meilleur.

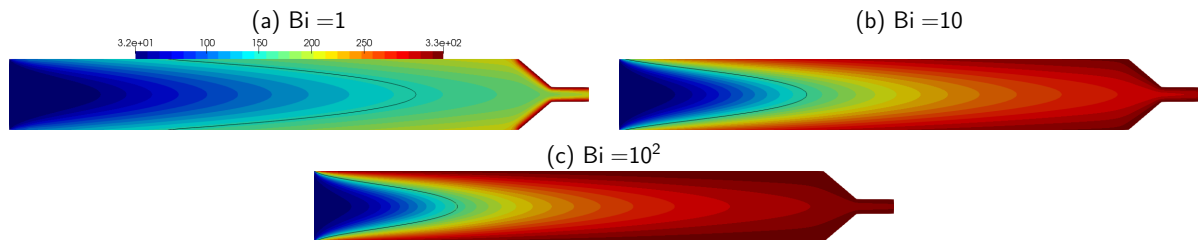


FIGURE 3 – Champs de température ($^{\circ}\text{C}$) dans le canal d'une tête d'impression 3D obtenu avec trois coefficients d'échange différents correspondant à des nombre de Biot de 1, 10 et 10^2 .

Pour contrôler l'histoire thermique, Peng *et al.* [4] ont placé un thermocouple dans un filament avant extrusion. En faisant passer le polymère au travers de l'extrudeuse, l'histoire thermique vécue par le polymère est alors enregistrée. À l'aide des développements numériques réalisés dans [5], il est possible de comparer la mise en température du polymère, et en particulier la température obtenue à la sortie de l'extrudeuse. Peng *et al.* [4] ont réalisé leurs expériences pour trois vitesses d'extrusion. La Figure 4 représente la température sur l'axe du canal. Diverses valeurs du nombre de Biot sont testées. Un nombre de Biot égal à ∞ signifie que le contact est parfait et que la température du polymère à la paroi est égale à celle du corps de chauffe. Pour les trois vitesses d'extrusion, un nombre de Biot de 1 ne permet pas de reproduire l'échauffement observé expérimentalement. Ceci montre que le gap d'air est plus faible que celui donné par la différence des diamètres du canal et du filament. Il est nécessaire d'avoir au moins un gap d'air cent fois plus faible pour avoir une température en sortie proche des données expérimentales. À la plus grande vitesse d'extrusion, la température obtenue numériquement reste plus faible que celle observée quel que soit le nombre de Biot.

À grande vitesse d'extrusion, la température dans le polymère n'est pas radialement homogène comme l'atteste la Figure 4-(d). Les profils de température pour les trois vitesses d'extrusion y ont été représentés en fonction de r , la coordonnée radiale, pour un contact parfait entre le polymère et le corps de chauffe, *i.e.* $\text{Bi} = \infty$. Pour la vitesse d'extrusion la plus élevée, le gradient est plus important. Les températures données numériquement encadrent celle enregistrées par le thermocouple. Ces résultats soulignent que le contact entre le polymère et le corps de chauffe prévaudrait. Récemment, Serdeczny *et al.* [7] ont modélisé l'introduction du polymère dans une tête d'impression E3D-V6. L'utilisation d'un modèle numérique permettant de transporter l'interface entre le polymère et l'air donne accès à la dynamique d'étalement du polymère sur les parois internes de la tête d'impression. Après une phase transitoire d'une durée inférieure à la minute, le bloc de chauffe est complètement rempli et donc le gap entre le bloc de chauffe et le filament disparaît. Une étude du même genre est reportée dans la référence [8] et corrobore les précédents résultats de Serdeczny *et al.* [7].

Grâce au modèle numérique développé par Marion *et al.* [8], il est possible de visualiser les premiers instants après la mise en contact du polymère avec la buse d'extrusion. La Figure 5 représente les domaines occupés par l'air et le polymère à deux instants successifs lorsque la vitesse d'extrusion est de 1 m min^{-1} . La température est également représentée sur la partie symétrique de la buse. Dès lors que le polymère rentre en contact avec la buse, il se forme deux lignes triples, correspondant à l'intersection entre le polymère, la paroi du tube et l'air. Une en aval de l'extrudeuse qui disparaît assez rapidement comme l'illustre la Figure 5. La ligne triple en amont remonte en fonction du temps sous l'effet principalement des forces de pression liées à la poussée du polymère. Les résultats de [8] suggèrent que le gap d'air persiste lorsque la vitesse d'extrusion devient suffisamment importante. C'est le cas par exemple pour une vitesse d'extrusion de 3 m min^{-1} . La Figure 6 représente les fractions de polymère et d'air pour deux vitesses d'extrusion. Ces états sont obtenus après des régimes transitoires détaillés dans [8]. La lame d'air (en bleu) a une extension le long du corps de

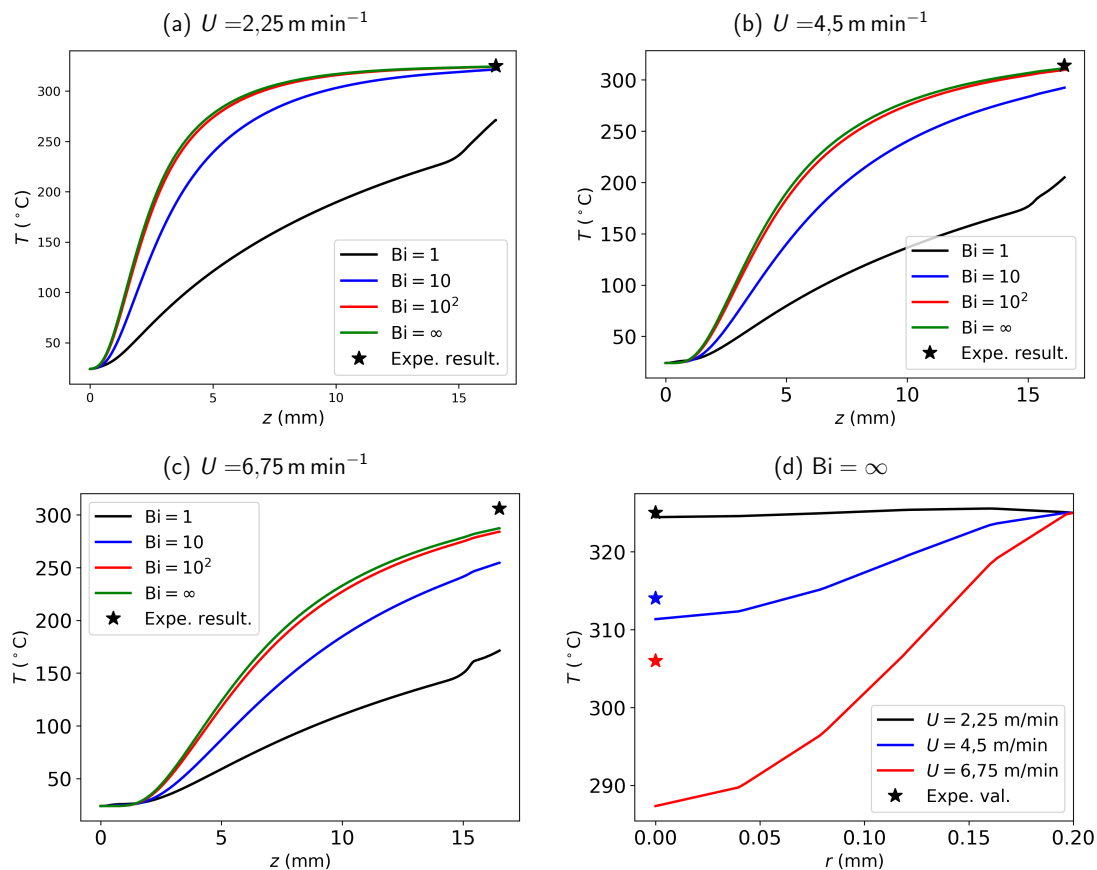


FIGURE 4 – T (°C) en fonction de z (mm), sur l'axe du canal pour (a) $U = 2,25$, (b) $U = 4,5$ et (c) $U = 6,75 \text{ m min}^{-1}$. Les profils radiaux de T sont représentés en (d) pour $Bi = \infty$.

chauffe qui croît avec la vitesse d'extrusion.

Pour étudier expérimentalement la persistance du gap d'air, Hong *et al.* [9] ont développé un dispositif où l'extrudeuse est constituée d'un tube transparent en verre. Le chauffage est réalisé à l'aide d'une chambre chauffée par de l'air chaud. Les expériences sont réalisées avec du PLA et de l'ABS. Dès lors que le polymère rentre en contact avec l'extrudeuse, il prend la température de cette dernière et fond comme l'illustre la Figure 5. Il se forme alors une couche mince de polymère fondu qui sera fortement cisailé. De même, retenons que la couche d'air joue bien son rôle d'isolant thermique. Les observations de Hong *et al.* [9] sont qualitativement en accord avec les simulations numériques de Marion *et al.* [8].

Des précédents résultats on retient que plus la vitesse d'extrusion est importante plus le polymère aura du mal à fondre. A grande vitesse d'extrusion, des imperfections ou des dysfonctionnements de l'imprimante sont à envisager. Sur la Figure 7, des cordons unitaires en ABS ont été réalisés avec une vitesse d'impression, V , de 1 m min^{-1} . L'augmentation de la vitesse d'extrusion entraîne des changements morphologiques mais permet surtout de voir qu'à partir de $U = 10 \text{ m min}^{-1}$, le cordon a du mal à être complètement fondu. Les inclusions observées à la surface des cordons sont liées à la présence d'eau dans le polymère qui s'évapore lors de la fusion. Un passage en étuve permettrait d'éviter ce type de défaut.

L'échauffement et la fusion du filament dans le canal sont apparentés au problème de Graetz abondamment étudié dans la littérature des thermiciens [10]. Lors de l'introduction du polymère dans le bloc de chauffe, il y a un équilibre entre deux modes de transfert de la chaleur. L'un est lié au transport par convection suivant l'axe longitudinal et l'autre est lié à la conduction thermique radiale.

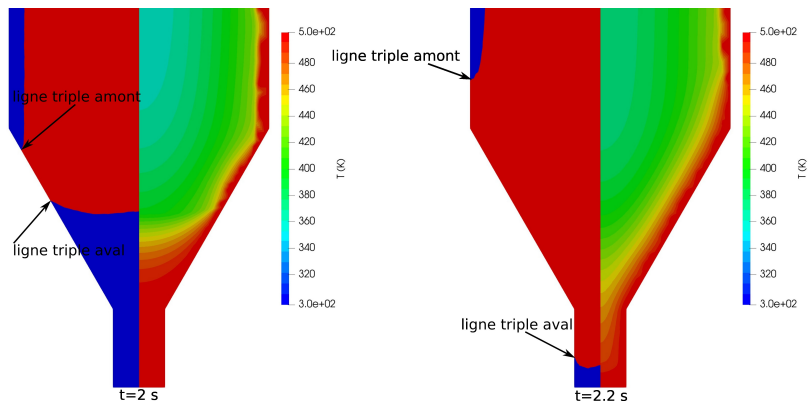


FIGURE 5 – Représentation des domaines occupés par l'air (en bleu) et le polymère (en rouge), partie gauche, et de la température (K) sur la partie de droite du plan de symétrie. Cet exemple est donné pour une vitesse d'extrusion $U = 1 \text{ m min}^{-1}$.

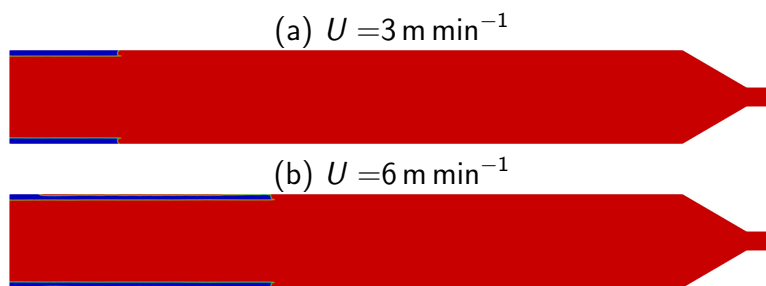


FIGURE 6 – Représentation du polymère (en rouge) à l'intérieur d'une extrudeuse obtenue par simulation numérique pour (a) $U = 3 \text{ m min}^{-1}$ et (b) $U = 6 \text{ m min}^{-1}$. Une couche d'air (en bleu) persiste sur une longueur variable de l'extrudeuse.

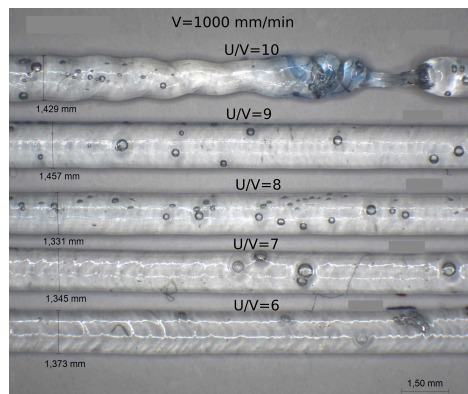


FIGURE 7 – Aspect des cordons déposés pour $V = 1 \text{ m min}^{-1}$ et diverses valeurs de U/V .

L'équation de la conservation de l'énergie prend alors la forme suivante [11, Chap. 3]

$$\rho C_p u(r) \frac{\partial T}{\partial x} = \frac{\lambda}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \frac{\partial T}{\partial r} \right), \quad (5)$$

avec ρ la masse volumique du matériau, C_p sa chaleur spécifique à pression constante et λ sa conductivité thermique. La vitesse $u(r)$ est supposée indépendante de l'axe longitudinal, x . Le terme de diffusion a été écrit en supposant que la conduction a lieu principalement de façon radiale. Ceci est justifié dans la mesure où le rapport D/L est petit devant l'unité. L'équation (5) prend alors un caractère parabolique selon la classification des équations aux dérivées partielles [12] dans la mesure où la dérivée seconde en x a disparu. Un des critères pour évaluer la vitesse au delà de laquelle l'extrusion deviendra difficile est d'estimer la vitesse pour laquelle le polymère sort de la buse avec une température de l'ordre de T_g . A partir de l'équation (5), la vitesse limite pour que la température soit de l'ordre de T_g à la sortie de la buse s'écrit en ordre de grandeur

$$u \sim \frac{\lambda}{\rho C_p} \frac{L}{D^2} \frac{T_{\text{ext}} - T_0}{T_g - T_0}. \quad (6)$$

La position de l'iso- T_g sur l'axe du canal a été déterminée numériquement dans [5] en résolvant les équations de la mécanique des fluides couplées aux transferts thermiques. La vitesse $u(r)$ évolue maintenant le long du corps de chauffe. La Figure 8 représente l'évolution de cette longueur rapportée à la température de transition vitreuse réduite en fonction de la vitesse d'extrusion exprimée sous forme réduite en terme de nombre de Péclet. θ_g et Pe sont définis ainsi

$$\theta_g = \frac{T_g - T_0}{T_{\text{ext}} - T_0}, \quad (7)$$

$$Pe = \frac{UD}{\kappa}, \quad (8)$$

avec U la vitesse d'extrusion et $\kappa = \lambda/(\rho C_p)$ la diffusivité thermique.

Cette figure rassemble plusieurs calculs où trois valeurs de température de l'extrudeuse ont été simulées ainsi que deux polymères. On obtient une courbe globale de $L_{\text{iso-}T_g}/\theta_g$ en fonction du nombre de Péclet ce qui permet alors de définir la vitesse limite en m s^{-1} à partir de laquelle l'iso- T_g atteint l'extrémité du bloc de chauffe sous la forme

$$U = 2,41 \cdot 10^2 \frac{T_{\text{ext}} - T_0}{T_g - T_0} \frac{\lambda}{\rho C_p} \frac{L}{D^2}. \quad (9)$$

Le comportement décrit par l'équation approchée (6) est bien retrouvé par l'équation (9) déduite, elle, du modèle numérique.

La Figure 9 reproduit les données expérimentales de Mackay *et al.* [13]. Elles représentent les vitesses d'extrusion au delà desquelles l'impression n'est plus possible en fonction de la température du bloc de chauffe. Trois polymères ont fait l'objet de ces expériences sur une imprimante Lulzbot Taz 4 à filament de 2,85 mm. Il va de soi qu'une température élevée de l'extrudeuse permet d'imprimer à des vitesses d'extrusion plus importantes. Les deux polymères PLA et PLA/PHA ont des comportements assez proches alors que l'ABS est décalé vers les plus hautes températures. Ceci est principalement dû au fait que l'ABS fond à plus haute température et que sa capacité thermique est deux fois plus grande que les deux autres polymères.

L'équation (9) rend bien compte de l'effet de la température de transition vitreuse ainsi que de l'effet de la chaleur spécifique du polymère. Néanmoins, les vitesses limites établies par Mackay *et al.* [13] sont fortement liées au mécanisme d'entraînement du filament, c'est-à-dire à la perte de charge du polymère au sein du bloc de chauffe abordée ci-après.

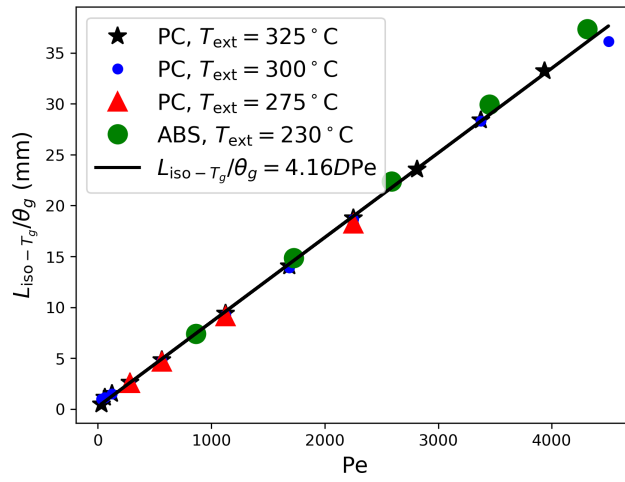


FIGURE 8 – $L_{iso} - T_g / \theta_g$ (mm) en fonction de Pe pour du poly-carbonate bisphenol-A et de l'ABS.

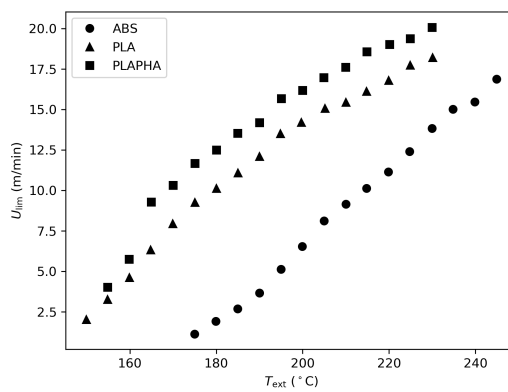


FIGURE 9 – Vitesse d'extrusion limite en fonction de la température du bloc de chauffe selon Mackay *et al.* [13].

2.2 Perte de charge dans l'extrudeuse

Le polymère est introduit par un système mécanique qui entraîne le filament par friction. Une force limite existe au delà de laquelle le polymère ne peut plus sortir de l'extrudeuse. Cette limite dépend en grande partie des pertes de charge au sein du bloc de chauffe et de la buse. Bellini *et al.* [14] ont été les premiers à entreprendre une description des pertes de charge au sein du bloc de chauffe. Leur analyse suppose que le polymère est à une température homogène. Tenant compte de la géométrie de l'extrudeuse comme montré sur les figures 2(c) et 3, ils décomposent ce dernier en trois parties : i) le canal principal de taille équivalente au filament ; ii) le convergent d'angle 2ϕ et iii) le capillaire. Le polymère est supposé être à la température de l'extrudeuse. Si de plus, on considère que le polymère est cisailé, la viscosité dynamique peut-être écrite sous la forme

$$\eta(\dot{\gamma}, T) = K a_T^n \dot{\gamma}^{n-1}, \quad (10)$$

avec

$$\dot{\gamma} = \sqrt{2\dot{\epsilon} : \dot{\epsilon}}, \quad (11)$$

le taux de cisaillement et $\dot{\epsilon}$ le tenseur des taux de déformation. Le coefficient a_T représente le facteur de glissement issu du principe de superposition temps-température. Le comportement rhéologique des polymères ainsi que l'origine du facteur de glissement sont résumés dans les deux encarts ci-dessous.

Comportement rhéologique des polymères fondus

De par leur nature, les polymères fondus présentent un comportement rhéologique différent des fluides newtoniens. Ce caractère tient au fait que les polymères sont formés de grandes chaînes enchevêtrées. Sous l'effet d'un cisaillement, ces enchevêtrements se défont entraînant une baisse de la viscosité. On parle alors de pseudo-plasticité ou de rhéofluidification. La loi la plus simple de viscosité dynamique est la loi puissance

$$\eta = K \dot{\gamma}^{n-1}, \quad (12)$$

avec K la consistance du matériau donnée en Pa s^n et n l'indice de pseudo-plasticité inférieur à un pour les fluides rhéo-fluidifiants.

Cette loi est valide à fort taux de cisaillement. Les polymères présentent en général un plateau newtonien à faible taux de cisaillement. Pour décrire la viscosité dynamique sur toute la gamme de taux de cisaillement, la loi de Carreau-Yasuda est couramment utilisée. Elle s'exprime sous la forme

$$\eta(T, \dot{\gamma}) = \frac{\eta_0 a_T}{[1 + (\tau a_T \dot{\gamma})^a]^{(1-n)/a}}, \quad (13)$$

avec η_0 la viscosité du plateau newtonien observée à la température de référence T_0 , a_T le facteur de glissement (voir ci-dessous), τ un temps caractéristique de relaxation du polymère et a le paramètre caractérisant la transition entre les deux comportements limites, cf. [AM3620 V2].

Principe de superposition temps-température

Dans le domaine linéaire de déformation d'un polymère, les mesures rhéologiques obtenues à une température T se déduisent de celles obtenues à une température T_0 . Si le comportement de η/a_T en fonction de $a_T\dot{\gamma}$ à différentes températures se réduit à une courbe maîtresse alors le matériau est dit thermorhéologiquement simple. Le coefficient a_T est le facteur de glissement qui est une fonction de la température. La première loi couramment utilisée est celle d'Arrhenius applicable aux polymères semi-cristallins et amorphes pour une température supérieure à $T_g + 100$ °C :

$$a_T = \exp \left[\frac{E_a}{R} \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_0} \right) \right], \quad (14)$$

La seconde est la loi de Williams-Landel-Ferry [15], applicable aux polymères amorphes entre T_g et $T_g + 100$ °C, donnée par

$$a_T = \exp \left(-C_1^0 \frac{T - T_0}{C_2^0 + T - T_0} \right). \quad (15)$$

E_a est une énergie d'activation et C_1^0 et C_2^0 sont des constantes empiriques obtenues par l'expérience.

La perte de charge totale est la somme des trois sections illustrées sur la figure 2(c). En utilisant la loi de viscosité (12) et en supposant la température constante, on obtient des expressions analytiques. Ces trois pertes de charge sont données par

$$\Delta P_I = \frac{4La_T^n K}{D} \left[\frac{2(3n+1)U_{in}}{nD} \right]^n, \quad \text{avec } U_{in} = U \left(\frac{d}{D} \right)^2, \quad (16)$$

$$\Delta P_{II} = \frac{2Ka_T^n}{3n \sin \phi} \left[\frac{3 \sin \phi}{4(1 - \cos \phi)^2(1 + 2 \cos \phi)} \right]^n \left[\frac{2(3n+1)U}{nd} \right]^n \left[1 - \left(\frac{d}{D} \right)^{3n} \right], \quad (17)$$

$$\Delta P_{III} = \frac{4la_T^n K}{d} \left[\frac{2(3n+1)U}{nd} \right]^n. \quad (18)$$

L est la longueur du canal de diamètre D et l la longueur du canal capillaire de la buse de diamètre d .

Ces lois de perte de charge peuvent être utilisées pour voir l'évolution de la pression dans l'extrudeuse. La Figure 10 illustre cette évolution de la pression en fonction de l'axe longitudinal de l'extrudeuse à la fois pour le modèle analytique présenté ci-dessus et pour un modèle numérique éléments finis [5] utilisant la loi de Carreau-Yasuda (13) thermodépendante. Trois vitesses d'extrusion sont présentées pour un polycarbonate dont les propriétés sont détaillées dans l'article [5]. Le niveau de pression est de l'ordre de la dizaine de mégapascal. L'intégration de la pression sur la section droite du filament donne des forces de l'ordre de la dizaine de Newton. Bien que l'ordre de grandeur entre les calculs numériques et ceux issus des pertes de charges analytiques soit correct, une différence importante est constatée dans le canal d'entrée. Ceci est principalement dû au fait que les expressions analytiques surestiment fortement la viscosité à faible taux de cisaillement. Les calculs numériques sont réalisés en tenant compte du plateau newtonien à faible taux de cisaillement. Par contre, lorsque la vitesse d'extrusion augmente la différence est moins grande. Ceci est dû à ce que dans la simulation numérique la température n'est pas uniforme. Comme montré sur la Figure 3, plus la vitesse d'extrusion est élevée, plus le polymère reste froid en entrée du canal. Ceci entraîne une augmentation de la viscosité donc de la perte de charge dans la première partie du bloc de chauffe. Une autre façon de quantifier les pertes de charge est de déterminer la force à appliquer pour extruder le filament au travers de la buse. Nienhaus *et al.* [16] en se basant sur un premier développement de Go *et al.* [17] ont créé un dispositif permettant de mesurer la force d'extrusion schématisé sur la Figure 11. Une tête d'impression avec le système de ventilation et le bloc de chauffe sont fixés sur

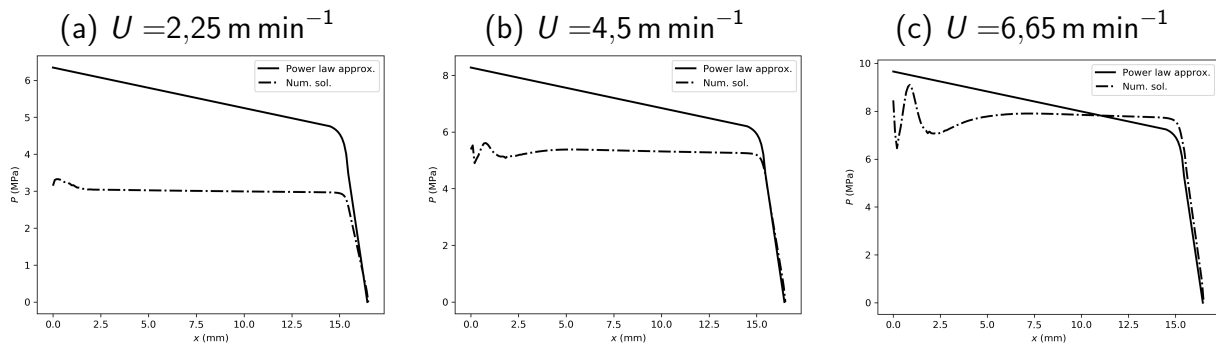


FIGURE 10 – Pression analytique et numérique (MPa) le long de l'axe longitudinal du bloc de chauffe pour trois valeurs de vitesse d'extrusion et pour un polycarbonate dont les données sont détaillées dans la référence [5]. La température de l'extrudeuse est de 325 °C.

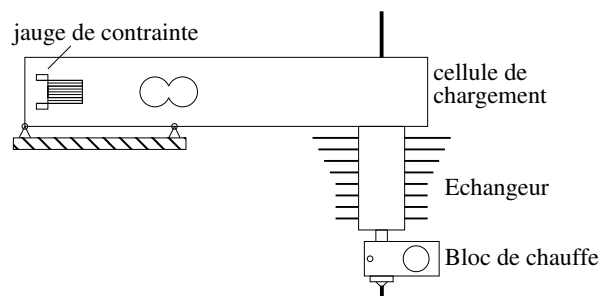


FIGURE 11 – Dispositif de mesure de la force d'extrusion à l'aide d'une cellule de chargement.

une cellule de chargement. Une jauge permet de mesurer les contraintes engendrées par la force lors de l'extrusion à une vitesse fixée.

Nienhaus *et al.* [16] ont mesuré les forces pour du PLA sur plusieurs machines. Ce dispositif a également été repris par Serdeczny *et al.* [18] en l'appliquant à de l'ABS chargé et à du PLA. Le calcul de la force a été réalisé à l'aide de la résolution des équations de Navier-Stokes par Marion *et al.* [8] pour de l'ABS. La Figure 12 présente l'évolution de la force expérimentale en fonction de la vitesse du polymère en entrée, U_{in} , qui est donnée par $(d/D)^2 U$, sur la même géométrie d'extrudeuse mais avec des polymères différents selon les auteurs. On remarque que les efforts sont de l'ordre de quelques dizaines de Newton. La force nécessaire à l'extrusion augmente avec la vitesse quasi linéairement à faible vitesse puis, on constate un changement de pente. Serdeczny *et al.* [18] ont étudié en détail ces phénomènes. Ils seraient principalement dus à des instabilités d'extrusion, cf. [6].

L'utilisation du modèle de Bellini *et al.* [14] ne permet pas d'avoir une bonne estimation de la force de remplissage. Osswald *et al.* [19] ont remis en cause le modèle proposé par Bellini *et al.* [14] et considèrent que la fusion du polymère ne se fait que sur une faible épaisseur. Le polymère n'est alors en écoulement que sur cette fine couche. Ils en déduisent une force de remplissage qui s'avère bien trop élevée au regard des mesures réalisées par Serdeczny *et al.* [18]. La force estimée par le modèle d'Osswald *et al.* [19] ne correspond qu'au régime transitoire. Comme montré à partir des simulations numériques dans [8], aux premiers instants de l'introduction d'un filament lors de la mise en route d'une impression, la fusion est bien observée uniquement lors du contact du polymère avec les parois de l'extrudeuse. Néanmoins cet état ne persiste pas car le transfert de chaleur permet l'échauffement et le passage à l'état fondu du polymère. Il en résulte une forte diminution de la force de remplissage.

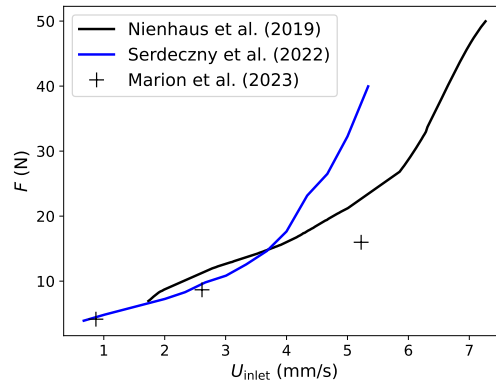


FIGURE 12 – Force de remplissage nécessaire à l’extrusion d’un filament en fonction de la vitesse en entrée du filament pour une extrudeuse E3D-V6 selon Nienhaus *et al.* [16] (PLA), Serdeczny *et al.* [18] (ABS) et Marion *et al.* [8] (sim. num. sur de l’ABS).

A retenir

- La présence d’un gap d’air dans le bloc de chauffe joue le rôle d’isolant thermique entre le bloc de chauffe et le polymère.
- Ce gap d’air est plus ou moins chassé par le polymère lors de son introduction en fonction de la vitesse de remplissage.
- La chauffe du polymère résulte de l’équilibre entre diffusion radiale de la chaleur et du transport longitudinal par advection.
- Les pertes de charge sont fortement corrélées à la façon dont le polymère fond.

3 Dépôt du filament

Après la fusion, le dépôt de filament extrudé est une étape importante dans le procédé. De sa forme découlent les propriétés de l’objet global. Un mauvais agencement des cordons entre eux entraînera des problèmes d’adhésion, des porosités néfastes aux propriétés mécaniques. Ainsi, la morphologie des filaments fraîchement déposés est une information importante à connaître.

3.1 Morphologie des filaments déposés

Les mesures d’aire de section droite de cordon réalisées par Hebda *et al.* [20] et plus récemment par Xu [21] montrent que la relation

$$\mathcal{A} = \frac{\pi d^2 U}{4 V}, \quad (19)$$

est bien vérifiée. \mathcal{A} est l’aire de la section droite du filament déposé sur le support d’impression avec une vitesse d’extrusion U et à une vitesse d’impression V avec une buse de diamètre de sortie d . La relation (19) exprime simplement la conservation du volume entre la sortie de la buse et une section droite prise suffisamment éloignée de la sortie de la tête. La Figure 13 présente des mesures obtenues par Xu [21] montrant la vérification de l’équation (19). La pente de la droite est directement l’aire de la section du filament à la sortie de la buse de $400\ \mu\text{m}$ de diamètre. Cette figure est issue de plusieurs expériences réalisées en imposant une vitesse d’impression avec des vitesses d’extrusion croissantes. Si la valeur de la vitesse d’impression est directement un paramètre de contrôle dans la programmation des imprimantes 3D, la vitesse d’extrusion est fixée de façon indirecte en donnant la quantité de filament à imprimer.

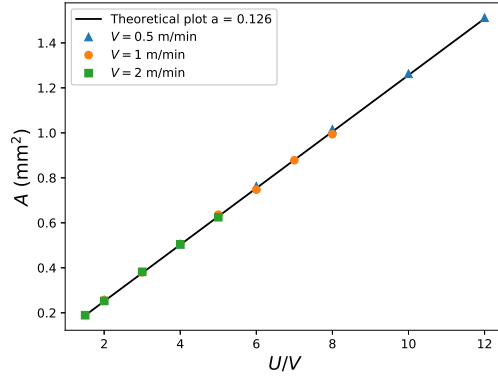


FIGURE 13 – \mathcal{A} en fonction du rapport U/V selon Xu [21].

Ce premier résultat permet de voir que le rapport U/V s'impose naturellement comme paramètre de contrôle. La question de la forme du cordon reste entière. La photographie reproduite sur la Figure 14 représente la section droite d'un cordon d'ABS pour $U=6 \text{ m min}^{-1}$ et $V=2 \text{ m min}^{-1}$. La forme s'écarte très clairement d'un rectangle. La partie inférieure en contact avec le support est plane alors que la partie supérieure est de forme elliptique.

Prédire la largeur ℓ et la hauteur h d'un cordon est un problème de mécanique des fluides. En plus des effets visqueux, la présence de l'interface entre le polymère et l'atmosphère nécessite en toute rigueur de prendre en compte la tension de surface entre le polymère et l'atmosphère notée γ . Au vu de la taille des filaments déposés, toujours inférieure au millimètre, la gravité n'a pas d'influence. La tension de surface permet d'avoir des cordons sans angles vifs. La force de pression engendrée par l'écoulement du polymère à la sortie de la buse a pour effet d'imposer une contrainte sur le support donnant une partie inférieure du cordon, en contact avec le support, plane. Si le gap entre la tête d'impression et le support est plus grand que le diamètre de sortie de la buse, cas de la Figure 14, la partie supérieure est de forme elliptique. Cette forme résulte des effets de tension de surface qui sont contrecarrés par la viscosité. Puisque, une fois déposé, les cordons ne subissent plus de cisaillement, la viscosité du polymère est celle du plateau newtonien qui peut être élevée. Le refroidissement du cordon engendre une augmentation supplémentaire de cette viscosité de plateau.

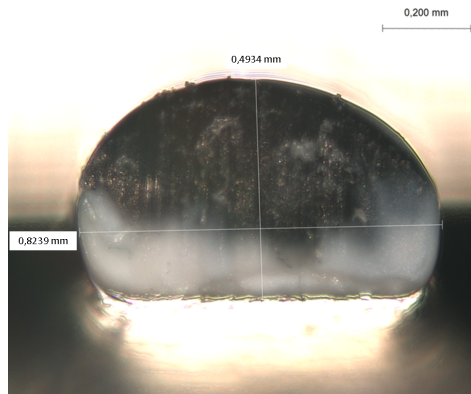


FIGURE 14 – Section droite d'un cordon obtenue par impression d'un cordon en ABS pour $U=6 \text{ m min}^{-1}$ et $V=2 \text{ m min}^{-1}$ selon Xu [21].

L'utilisation de l'analyse dimensionnelle [22] permet d'établir les grandeurs sans dimensions essentielles. Après un choix des paramètres pertinents, la largeur s'exprime à l'aide de la fonction suivante

$$\ell = F(e, d, U, V, \rho, a, n, \eta_0, \tau, \gamma). \quad (20)$$

Les paramètres considérés sont la géométrie de la tête d'impression avec e l'épaisseur entre le plan d'impression et la sortie de la buse et d le diamètre de sortie de la buse, les vitesses U et V

et les données matériaux. Ici, le polymère a été caractérisé par ses données de viscosité selon un comportement pseudo-plastique régi par une loi de comportement de Carreau-Yasuda, équation (13) ainsi que par sa tension superficielle, γ . En normalisant par d , U et η_0 et en appliquant le théorème de Vaschy-Buckingham [22], la fonction (20) devient

$$\frac{\ell}{d} = f \left(\frac{e}{d}, \frac{U}{V}, a, n, \text{Re}, \text{Wi}, \text{Ca} \right). \quad (21)$$

Les deux premiers rapports sans dimension apparaissent très naturellement. On a déjà vu précédemment que le rapport des vitesses intervenait directement dans l'aire des cordons. Les trois derniers nombres sans dimension sont listés dans le Tableau 1. Le premier est le nombre de Reynolds qui mesure l'importance des forces d'inertie rapportées à celles de viscosité. En prenant les propriétés d'un ABS, une buse de diamètre de $400 \mu\text{m}$ et une vitesse d'extrusion de 5 m min^{-1} , le nombre de Reynolds est très petit, signifiant que les effets d'inertie sont négligeables. Cette assertion est néanmoins à tempérer car la valeur de la viscosité a été prise à la valeur du plateau newtonien or, avec la température et le taux de cisaillement, le polymère se fluidifie. Néanmoins, cet effet reste assez modéré, signifiant que l'écoulement est dominé par les effets visqueux. Le nombre de Weissenberg, tel qu'il est défini ici, est relié à la constante de temps de la loi de viscosité choisie. De façon générale, ce nombre est défini à partir du comportement visco-élastique qui fait apparaître un temps de relaxation rapport de la viscosité et du module de cisaillement [6]. Les valeurs typiques du paramètre τ de la loi de Carreau-Yasuda montrent que les effets élastiques devraient avoir une influence. Le nombre capillaire qui compare les forces visqueuses à celle de tension de surface a été calculé en prenant une valeur de tension de surface de l'ABS égale à $3 \times 10^{-2} \text{ N m}^{-1}$. Ce nombre étant très grand, les effets visqueux dominant devant ceux liés à la capillarité. De plus, lorsque la température baisse après le dépôt du cordon, la viscosité est encore plus grande ce qui minimise encore les effets capillaires. La tension de surface ne devrait pas avoir d'influence sur la morphologie des filaments. Les simulations numériques réalisées par Gosset *et al.* [23] le confirment.

TABLEAU 1 – Définition des nombres sans dimension impliqués dans le dépôt avec leur valeur typique.

Nom	Symb.	Déf.	Valeur typ.
Reynolds	Re	$\frac{\rho U d}{\eta_0}$	$1,26 \times 10^{-5}$
Weissenberg	Wi	$\frac{\tau U}{d}$	6,68
Capillaire	Ca	$\frac{\eta_0 U}{\gamma}$	$8,45 \times 10^3$

Selon Barenblatt [24], les dépendances avec les nombres sans dimension grands ou petits peuvent être négligées en première approximation. C'est le cas du nombre de Reynolds de l'ordre de 10^{-5} . Comme déjà commenté plus haut, le nombre capillaire étant très grand, sa dépendance en première approximation peut-être également enlevée. L'influence du nombre de Weissenberg est plus difficile à estimer. Au premier ordre il va influencer le gonflement du polymère en sortie de buse ce qui aura une importance lorsque la distance entre la buse et le substrat est plus importante que le diamètre de la buse. En revanche il ne modifie pas l'écoulement de cisaillement, ni dans la buse, ni entre la buse et le substrat.

Tout ce qui vient d'être exposé pour ℓ vaut aussi pour h . Ainsi, à matériau fixé, on s'attend que largeur et hauteur d'un filament dépendent en priorité du rapport U/V et de e/d . Serdeczny *et al.* [25] ont fait des mesures de largeur et de hauteur de cordon sur une imprimante BQ Hephestos 2 comparées à des résultats de simulation numérique. Hebda *et al.* [20] ont suivi la même méthode en faisant plusieurs expériences pour déterminer la morphologie des cordons sur une imprimante MakerBot Replicator 2. Différents rapports e/d ont été explorés dans ces deux contributions. Xu [21] a réalisé un travail similaire mais pour des polymères différents et sur une imprimante Delta WASP 2040 turbo. Les trois imprimantes utilisées dans ces trois études ont chacune leur particularité.

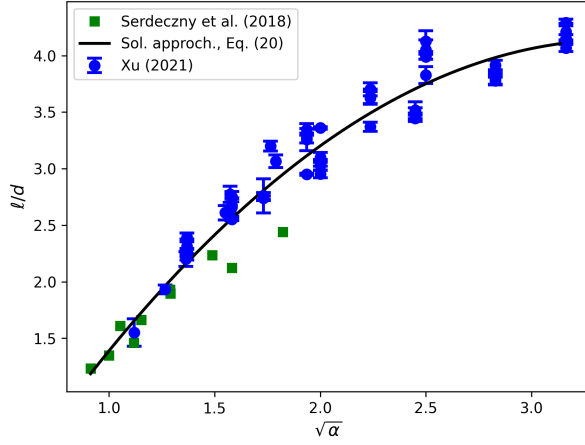
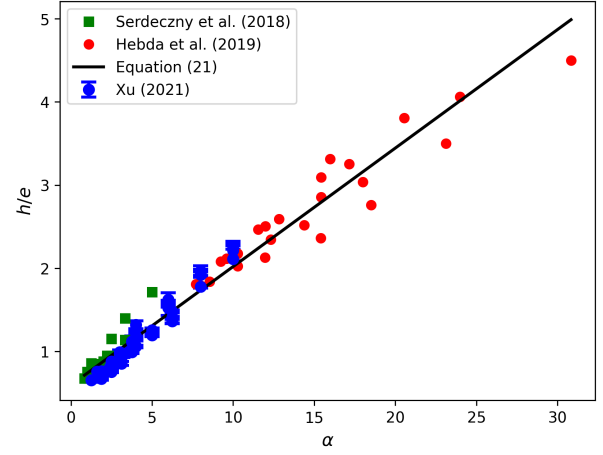
(a) ℓ/d (b) h/e 

FIGURE 15 – (a) ℓ/d vs. $\sqrt{\alpha}$ et (b) h/e vs. α selon Hebda *et al.* [20], Serdeczny *et al.* [25] et Xu [21].

L'imprimante BQ Hephestos 2 émane de la technologie RepRap développée par Jones *et al.* [26]. L'imprimante MakerBot Replicator 2 dispose d'un plateau mobile suivant z et l'imprimante WASP 2040 turbo fonctionne à l'aide d'une tête qui se déplace suivant les trois directions de l'espace. Par ailleurs, une analyse simplifiée faite par Agassant *et al.* [27] suggère que la largeur du cordon soit une fonction de la racine carrée du nombre sans dimension ainsi défini :

$$\alpha = \frac{dU}{eV}. \quad (22)$$

Pour la hauteur du cordon et en admettant que la forme des cordons est elliptique, la relation suivante ressort [28] :

$$\frac{h}{e} = \frac{dU}{eV} \frac{d}{\ell}. \quad (23)$$

En réunissant l'ensemble des données des contributions [25, 20, 21], la Figure 15 résume les comportements de ℓ/d et de h/e . Le rapport ℓ/d est représenté en fonction $\sqrt{\alpha}$ alors que h/e est tracé en fonction de α .

Sur la Figure 15-(a), la ligne continue a été obtenue par régression non linéaire permettant d'estimer ℓ/d ainsi :

$$\frac{\ell}{d} = -1.239 + 3.0863\sqrt{\alpha} - 0.4402\alpha. \quad (24)$$

Bien que ces données soient issues d'expériences différentes et obtenues sur des imprimantes de technologies différentes, l'accord est satisfaisant et montre que $\sqrt{\alpha}$ est bien le paramètre pertinent. A faible α , ℓ/d varie linéairement en $\sqrt{\alpha}$. Son évolution est parabolique à plus grande valeur de $\sqrt{\alpha}$. Les données de h/e se regroupent bien sur une courbe maîtresse. L'accord entre les données expérimentales de Serdeczny *et al.* [25] et Xu [21] est très acceptable à faible valeur de α . Pour les plus grandes valeurs de ce paramètre, seules les données de Hebda *et al.* [20] sont disponibles. Cependant, la zone de recouvrement entre les résultats des références [20] et [21] montre que l'accord reste satisfaisant. La courbe en noir continue est donnée par :

$$\frac{h}{e} = 0.5944 + 0.1425\alpha. \quad (25)$$

3.2 Refroidissement des filaments

Dès lors que le cordon a été déposé, il échange de la chaleur avec le reste de la pièce en cours d'impression et l'air ambiant. A l'inverse des procédés où l'apport de chaleur est délivré par un

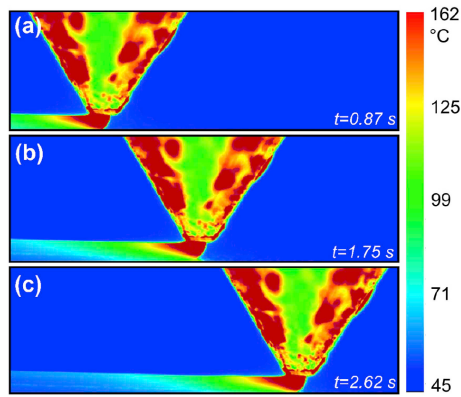


FIGURE 16 – Image thermique du dépôt d'un cordon à trois instants différents reproduite de l'article de Ravoori *et al.* [29] avec la permission d'Elsevier.

système de chauffe externe, la puissance thermique dans le procédé FDM provient de la mise en température du cordon. Ainsi, la puissance thermique libérée par un cordon est donnée par [29]

$$\dot{Q} = \rho \frac{\pi d^2}{4} U C_p (T_{\text{ext}} - T_{\text{air}}). \quad (26)$$

La température aux temps longs est égale à celle de l'air ambiant correspondant à l'état de l'objet après refroidissement total. Cette expression dépend du débit volumique et donc du diamètre de la buse au carré. Lors du dépôt des premières couches, l'adhésion ne pose pas de problème car le plateau est chauffé. Par contre, lorsque le dépôt s'effectue loin du plateau dans une atmosphère à température ambiante, l'apport de chaleur ne provient plus que du cordon fraîchement déposé. Cet apport de puissance thermique doit être suffisamment important pour garantir l'adhésion et le soudage entre cordons. Ainsi, pour les buses de taille petite, l'apport d'énergie peut être trop faible pour assurer le soudage. De plus, l'utilisation de filament très petit entraîne un refroidissement bien plus rapide. Ainsi, l'utilisation de buse de faible diamètre est à réserver aux pièces de petit format pour lesquelles un état de surface de bonne qualité est requis.

La Figure 16 réalisée par Ravoori *et al.* [29] montre le dépôt d'un cordon et le champ de température à trois instants successifs. Les thermogrammes sont très similaires permettant d'admettre que le régime est permanent si on se place dans le repère de l'extrudeuse. Le refroidissement est assez important car sur une distance de l'ordre de deux fois le rayon de la buse, la température chute de plus de 60 °C.

En dehors de la zone de dépôt, le cordon a une section quasi invariante le long de son axe. La Figure 17a est la vue du dépôt d'un cordon obtenu par simulation numérique par Xu *et al.* [28] en résolvant les équations de la mécanique des fluides couplées au transfert thermique. L'interface entre le polymère et l'air est implicitement suivi en utilisant une méthode de ligne de niveau [30]. Avec les conditions de dépôt de cette simulation, le cordon a une forme oblongue. Une partie de son périmètre est exposée à l'air et l'autre est en contact avec le substrat. La Figure 17b représente le champ de température du cordon obtenu numériquement. Ce dernier est le résultat des échanges avec l'air ambiant et le substrat intégrés dans le modèle numérique. Le filament qui sort avec une température égale à celle de la tête de chauffe subit un refroidissement important au contact du substrat. Ce dernier a une température T_{sub} dont la valeur est à définir en fonction du matériau imprimé. Par contre, après l'impression des premiers cordons, la nature du substrat sur laquelle est déposée de nouveaux cordons change ce qui est encore peu étudié numériquement. Le refroidissement avec l'air qui est à une température bien plus froide que le substrat reste beaucoup plus limité du fait de la faible conductivité thermique de l'air. Le champ de température dans la section droite du cordon illustré sur Figure 17b montre que le refroidissement des cordons est principalement dirigé selon la verticale du filament. Le refroidissement progressif le long du cordon est principalement dû aux échanges avec l'air ambiant.

(a) Cordon et repère

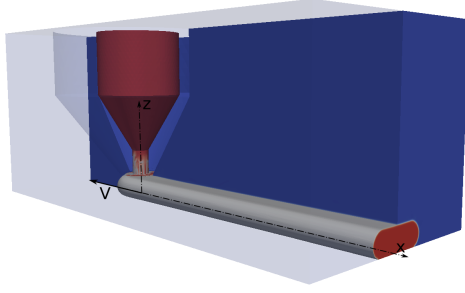
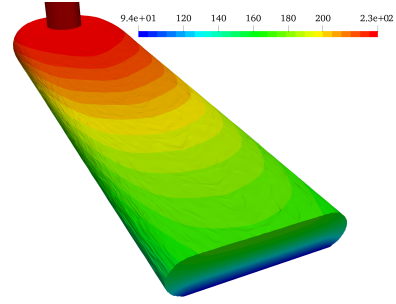
(b) T (°C)

FIGURE 17 – Représentation du dépôt d'un cordon à l'arrière d'une tête d'impression et de son champ de température obtenu par simulation numérique selon [28].

Bien que la section droite d'un cordon présente de fortes hétérogénéités de température, il est, à l'instar de Bellehumeur *et al.* [31], possible de développer un modèle analytique pour étudier comment se refroidit le cordon. Pour cela, un modèle en température moyenne [32, Chap. 5] est applicable. On considère le repère au niveau de l'axe de la buse indiqué sur la Figure 17a. On suppose que le régime est établi. La coordonnée x est dirigée selon l'axe longitudinal du cordon. En définissant la température moyenne surfacique $\langle T \rangle$ sous la forme

$$\langle T \rangle(x) = \frac{\int_{S(x)} T dS}{\mathcal{A}}, \quad (27)$$

le problème de transfert thermique du cordon déposé sur le substrat, à une température T_{sub} , est décrit par l'équation [31, 28] :

$$\rho C_p V \mathcal{A} \frac{d\langle T \rangle}{dx} = \mathcal{A} \lambda \frac{d^2\langle T \rangle}{dx^2} - \mathcal{P} [\eta_{\text{air}} \omega_{\text{air}} (\langle T \rangle - T_{\text{air}}) + \eta_{\text{sub}} \omega_{\text{sub}} (\langle T \rangle - T_{\text{sub}})]. \quad (28)$$

Dans cette dernière équation, ρ , C_p et λ désignent respectivement la masse volumique, la chaleur spécifique à pression constante et la conductivité thermique du matériau constituant le cordon. La section à une distance x de l'axe de la tête d'impression est notée $S(x)$. Son aire est \mathcal{A} et \mathcal{P} son périmètre supposés constants le long du cordon. Le membre de gauche de l'équation précédente est le terme de transport convectif. Le premier terme du membre de droite de l'équation (28) décrit le transfert par conduction suivant l'axe x . Le second terme correspond aux échanges avec l'air ambiant et le substrat. ω_{air} et ω_{sub} sont les fractions des périmètres en contact avec l'air et avec le substrat, respectivement et de somme unitaire. η_{air} et η_{sub} sont les coefficients de transfert entre l'air, le substrat et le cordon. Ces coefficients de transfert sont écrits de façon générale en prenant à la fois les effets de transfert conducto-convectif et ceux liés au rayonnement thermique.

En normalisant la température sous la forme

$$\langle \theta \rangle = \frac{\langle T \rangle - T_{\text{air}}}{T_{\text{ext}} - T_{\text{air}}}, \quad (29)$$

et la coordonnée x par

$$\bar{x} = \frac{x}{e}, \quad (30)$$

l'équation (28) devient

$$\frac{d^2\langle \theta \rangle}{d\bar{x}^2} - \text{Pe} \frac{d\langle \theta \rangle}{d\bar{x}} - \frac{\bar{\mathcal{P}}}{\bar{\mathcal{A}}} [\omega_{\text{air}} \text{Bi}_{\text{air}} + \omega_{\text{sub}} \text{Bi}_{\text{sub}}] \langle \theta \rangle = -\frac{\bar{\mathcal{P}}}{\bar{\mathcal{A}}} \omega_{\text{sub}} \text{Bi}_{\text{sub}} \theta_{\text{sub}}. \quad (31)$$

Pe est un nombre de Péclet qui est égal, dans ce cas de figure, à :

$$\text{Pe} = \frac{Ve}{\kappa}, \quad (32)$$

où κ est la diffusivité thermique, égale à $\lambda/(\rho C_p)$.

Le périmètre $\bar{\mathcal{P}}$ et l'aire $\bar{\mathcal{A}}$ sont normalisés sous la forme :

$$\bar{\mathcal{P}} = \frac{\mathcal{P}}{e}, \quad (33)$$

$$\bar{\mathcal{A}} = \frac{\mathcal{A}}{e^2}. \quad (34)$$

Les quantités Bi_{air} et Bi_{sub} sont des nombres de Biot (cf. encart de la section 2.1) ainsi définis :

$$\text{Bi}_{\text{air}} = \frac{h_{\text{air}} e}{\lambda}, \quad (35)$$

$$\text{Bi}_{\text{sub}} = \frac{h_{\text{sub}} e}{\lambda}. \quad (36)$$

Ces nombres correspondent au rapport du temps caractéristique du transfert de la chaleur par conduction sur celui lié au transfert conducto-convectif mesuré par les coefficients de transfert h_{air} et h_{sub} .

La solution exacte de (31) est donnée par

$$\langle \theta \rangle = \left[1 - \frac{\omega_{\text{sub}} \text{Bi}_{\text{sub}} \theta_{\text{sub}}}{\omega_{\text{air}} \text{Bi}_{\text{air}} + \omega_{\text{sub}} \text{Bi}_{\text{sub}}} \right] e^{-\beta \bar{x}} + \frac{\omega_{\text{sub}} \text{Bi}_{\text{sub}} \theta_{\text{sub}}}{\omega_{\text{air}} \text{Bi}_{\text{air}} + \omega_{\text{sub}} \text{Bi}_{\text{sub}}}, \quad (37)$$

pour $\bar{x} > 0$ et β

$$\beta = \frac{\text{Pe}}{2} \left(\sqrt{1 + \frac{4\bar{\mathcal{P}}}{\bar{\mathcal{A}} \text{Pe}^2} [\omega_{\text{air}} \text{Bi}_{\text{air}} + \omega_{\text{sub}} \text{Bi}_{\text{sub}}]} - 1 \right). \quad (38)$$

La Figure 18 présente la superposition de divers calculs numériques obtenus par Xu *et al.* [28]. Les données permettant de déterminer β , (38), sont obtenues en utilisant les relations (24) et (25) trouvées précédemment pour déterminer ℓ et h . Il est supposé que le cordon présente une section oblongue. Les nombres de Biot ont été adaptés pour avoir un bon accord avec la solution approchée. Les coefficients de transfert entre le cordon et le substrat sont très élevés, $\sim 10^3 \text{ W/m}^2/\text{K}$, traduisant le bon contact thermique. Par contre, les coefficients de transfert entre le cordon et l'air sont de l'ordre de $30 \text{ W/m}^2/\text{K}$ en assez bon accord avec les données de la littérature [6]. Plus de détails peuvent être trouvés dans la référence [28]. Le fait de représenter la température sans dimension en fonction de $\beta \bar{x}$ permet d'obtenir le comportement générique. La courbe en mixte noir est obtenue en utilisant l'équation (37) où les données nécessaires aux calculs de β et des constantes d'intégration de (37) ont été prises en faisant une moyenne des données issues des simulations numériques. Globalement, la température des cordons décroît de façon exponentielle en fonction de la distance à la tête d'impression. En se plaçant à une position fixe, cela signifie que la température décroît de façon exponentielle avec le temps.

3.3 Cristallisation lors du dépôt

Les imprimantes commerciales pour des applications industrielles permettent de plus en plus l'impression des polymères semi-cristallins, en particulier à haute performance tel que le PEEK. Lors de la solidification des cordons les régions cristallines agissent comme des charges renforçant ainsi le matériau. La cristallinité est un facteur majeur dans la détermination des propriétés mécaniques des pièces imprimées [33]. L'impression de polymères semi-cristallins peut donc améliorer les performances des objets imprimés. Par contre, la solidification des polymères semi-cristallins entraîne des retraits bien plus importants que ceux observés sur les polymères amorphes. Il peut alors apparaître des contraintes résiduelles et des déformations (gauchissement) des pièces imprimées. Pour mieux comprendre les effets de la cristallisation en cours d'impression, des études expérimentales

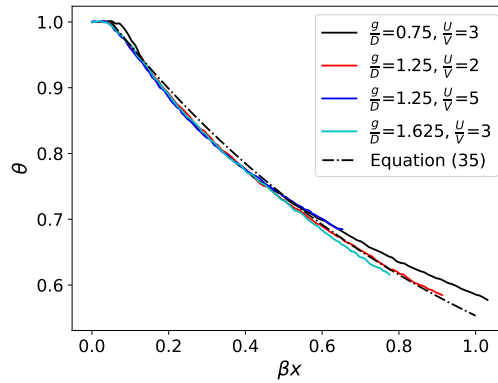


FIGURE 18 – $\langle \theta \rangle$ en fonction de $\beta \bar{x}$ pour différents e/d et U/V selon les résultats numériques de Xu *et al.* [28] avec β donné par (38). La courbe en ligne mixte noire est obtenue à l'aide de l'équation (37).

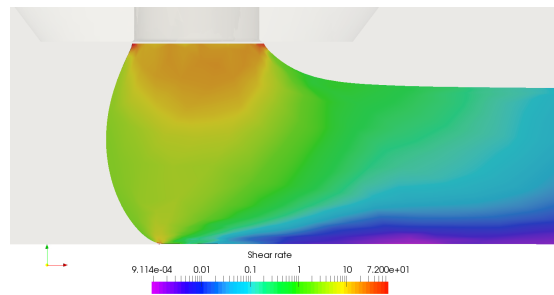


FIGURE 19 – Champ de taux de cisaillement obtenu par Xu [21] lors du dépôt d'un filament de polymère fondu.

avec des systèmes de mesure de plus en plus poussés sont mis en œuvre. Des modèles numériques sont également développés nécessitant la prise en compte de la cristallisation et le comportement visco-élastique du polymère.

La Figure 19 illustre la carte des taux de cisaillement autour de la sortie de la buse lors du dépôt d'un filament d'ABS. Cette simulation est faite pour une buse dont le diamètre de sortie est de 0,4 mm avec une distance entre la buse et le plan de dépôt de 0,65 mm, selon [21]. Sous la buse, les taux de cisaillement sont importants. Dès que le filament sort de la zone contrainte par les contacts sur la base de la tête d'impression et sur le substrat, le cisaillement décroît fortement pour complètement disparaître loin de la tête d'impression.

Ceci permet de décomposer le dépôt en deux régions [34] : (i) une région sous la buse avec un fort cisaillement et où la température est proche de celle de l'extrudeuse ; (ii) et une deuxième région, lorsque le filament est complètement dans l'axe de l'écoulement et seulement au contact de la pièce en cours d'impression. La température y décroît très rapidement et le taux de cisaillement y est nul. Afin d'étudier la cristallisation post-dépôt, Northcutt *et al.* [35] ont créé un montage expérimental reproduit en Figure 20(a). Une tête d'impression est maintenue immobile et forme un cordon sur un tapis roulant. Un spectromètre Raman est positionné en aval de la zone d'impression permettant de suivre la cristallisation dans le filament fraîchement déposé. L'étude a porté sur des filaments en polycaprolactone (PCL) dont la température de fusion est de l'ordre de 60 °C.

Afin d'étudier l'effet conjoint de la température et du cisaillement, l'extrudeuse a été portée à des températures de 90, 110 et 140 °C. Les vitesses en entrée d'extrudeuse vont de 1,8 à 3 mm s⁻¹. La Figure 20(b) représente le temps, noté t_{10} , pour obtenir une cristallisation de 10 % en surface supérieure du filament en fonction de la vitesse d'extrusion. Pour la plus haute température, le temps de cristallisation change peu avec la vitesse. Lorsque la température décroît, le temps diminue et décroît plus fortement avec l'augmentation de la vitesse d'extrusion. Ces résultats confirment les ob-

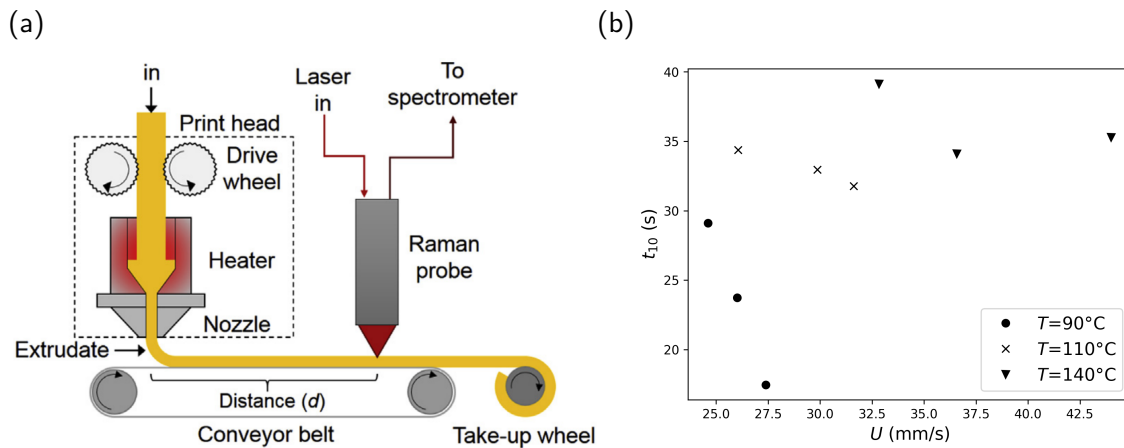


FIGURE 20 – (a) Montage expérimental quantifiant la cristallisation d'un filament de polycaprolactone, reproduit de l'article [35] avec la permission d'Elsevier; (b) temps de cristallisation à 10 % en fonction de la vitesse d'extrusion selon les travaux de Northcutt et al. [35].

servations thermiques illustrées plus haut. A haute température du polymère dans le bloc de chauffe, le filament se refroidit lentement retardant la cristallisation. Pour les plus basses températures, la cristallisation commence plus tôt dans des régions où le cisaillement du polymère est encore présent. L'augmentation de la vitesse d'extrusion s'accompagne d'un accroissement du taux de cisaillement. La réduction du temps de cristallisation lorsque U croît est le signe d'une cristallisation induite par l'écoulement.

La température de chauffe du polymère mais également de l'air ambiant sont des paramètres primordiaux pour contrôler la cinétique de cristallisation. Spoerk et al. [36] ont étudié l'effet de la température de l'environnement d'impression sur la cristallisation du polypropylène (PP), encore peu utilisé en fabrication additive du fait de son haut niveau de cristallinité et d'une forte tendance au gauchissement des pièces imprimées. Des formulations ont cependant vu le jour spécialement dédiées à l'impression 3D FDM. L'impression se fait dans une chambre à température régulée, notée T_{ch} . La Figure 21 présente deux images obtenues à l'aide d'un microscope à lumière polarisée de filaments imprimés [36]. La localisation des sphérulites semble peu sensible à la température de la chambre. Les sphérulites n'apparaissent pas particulièrement au niveau des zones de soudure. L'augmentation de la température crée des sphérulites moins nombreuses mais plus grosses. En effet, l'augmentation de la température de la chambre conduit le cordon déposé à être maintenu à une température proche de la température du taux de croissance maximum des sphérulites du PP. En revanche, à des températures inférieures à la température du taux de croissance cristalline maximum du PP, les sphérulites sont plus petites mais plus nombreuses.

L'augmentation de la température de la chambre induit également une réduction du gauchissement et de l'allongement à la rupture de la pièce finale. Spoerk et al. [36] montrent également que l'orientation de la phase cristalline est principalement dans le sens du dépôt. Cela a pour effet d'augmenter la conductivité thermique axiale qui affecte également les propriétés de traction, de flexion et de résistance de la pièce finale.

L'approche la plus courante pour modéliser la cristallisation des polymères considère la formation de germes correspondant à la germination ou nucléation et leur croissance. Cependant, les modèles isothermes traditionnels ne parviennent pas à saisir les effets complexes des gradients de température et des taux de refroidissement élevés que l'on trouve dans le procédé FDM.

La cristallisation des polymères sous écoulement n'est pas la même qu'à l'état de repos. Même un léger alignement des chaînes de polymères peut fortement augmenter la vitesse de nucléation [37], et par conséquent réduire les temps de cristallisation. C'est ce que suggèrent Graham et Olmsted [38] sur la base de simulations par méthode de Monte Carlo. Ils proposent alors de décrire le taux

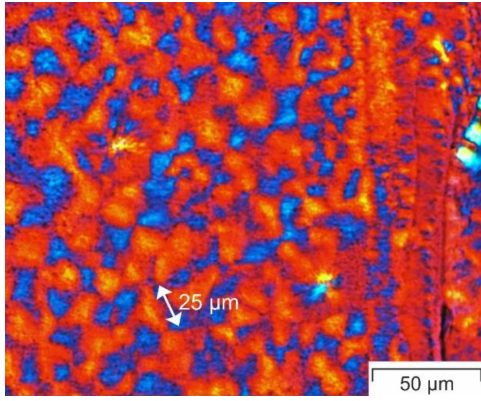
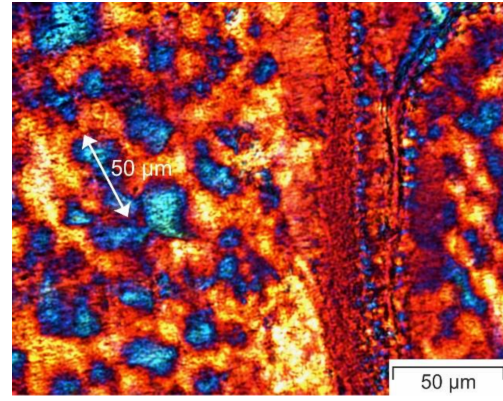
(a) $T_{ch}=25\text{ }^{\circ}\text{C}$ (b) $T_{ch}=50\text{ }^{\circ}\text{C}$ 

FIGURE 21 – Images obtenues en microscope à lumière polarisée de filaments de polypropylène pour une température d'air ambiant de (a) $25\text{ }^{\circ}\text{C}$ et de (b) $50\text{ }^{\circ}\text{C}$ reproduit de l'article de Spoerk *et al.* [36].

de nucléation sous la forme suivante :

$$\dot{N}(T, \Lambda) = \dot{N}_0(T) \left[1 + \zeta (\Lambda^4 - 1) \right], \quad (39)$$

avec $\dot{N}_0(T)$ le taux de nucléation en absence de mouvement, ζ une constante et Λ l'étirement des chaînes de polymère dont la définition sera précisée ultérieurement.

L'étirement des chaînes de polymères nécessite de prendre en compte le comportement viscoélastique des polymères. A faible déformation, des comportements linéaires prédominent. Par contre à grande déformation, c'est-à-dire lors de la mise en écoulement, les comportements deviennent non-linéaires. Ils nécessitent l'établissement de lois de comportement qui peuvent être assez compliquées. Les lecteurs intéressés peuvent se rapporter à l'article écrit par Carrot [AM3630 V2] ou au livre d'Oswald [39]. Pour décrire l'étirement, le tenseur de conformation \mathbf{A} défini par la relation suivante

$$\mathbf{A} = \frac{\langle \mathbf{R}\mathbf{R} \rangle}{2R_g^2} \quad (40)$$

est utilisé. \mathbf{R} est le vecteur bout à bout de la chaîne de polymère et R_g son rayon de giration. Dans un état non contraint, ce tenseur est isotrope. L'anisotropie résultant de la mise sous écoulement est mesurée par l'étirement des chaînes de polymère, Λ . Ce dernier est défini comme la trace du tenseur de conformation pondéré par la dimension de l'espace :

$$\Lambda = \sqrt{\frac{\text{tr}(\mathbf{A})}{3}}. \quad (41)$$

Sur la base des résultats de Graham et Olmsted [38], McIlroy *et al.* [34, 40] ont étudié la cristallisation dans le procédé de fabrication additive par extrusion de filament en utilisant un modèle de nucléation/croissance basé sur la théorie d'Avrami [41] et le modèle de Schneider *et al.* [42]. Pour plus d'information, le lecteur peut se rapporter à l'article de la collection écrit par Haudin [AM3120 V1] où la théorie de la nucléation et croissance des sphérulites dans les polymères est décrite en détail.

En décomposant le dépôt d'un cordon en différentes zones, McIlroy *et al.* [34] ont résolu numériquement la cristallisation et la dynamique du tenseur de conformation. Les résultats sont en accord avec les mesures de spectroscopie Raman et de microscopie optique *in-situ*. Ceci montre qu'il existe une fenêtre d'opération du procédé FDM au cours de laquelle les temps de cristallisation sont réduits en raison du cisaillement dans la buse. De plus, McIlroy *et al.* [34] ont montré que cette cristallisation favorisée par l'écoulement est localisée sur une fine couche près de la surface de soudure

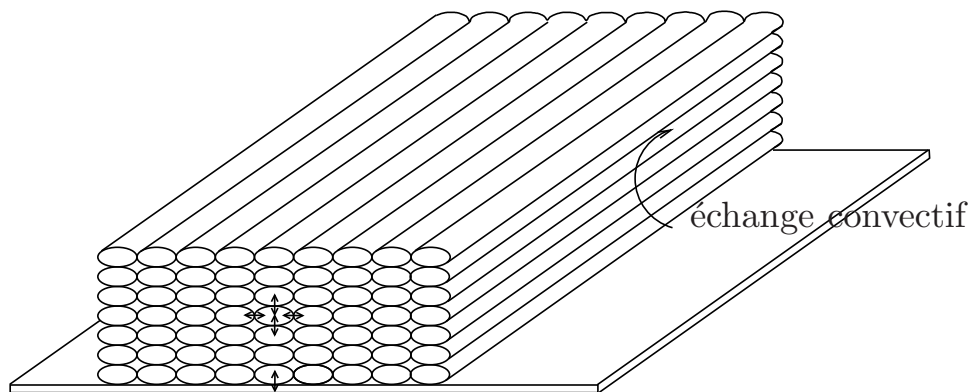


FIGURE 22 – Schéma du dépôt de plusieurs cordons formant une pièce imprimée. Les doubles flèches symbolisent les échanges par conduction alors que la flèche circulaire les échanges convectifs liés au mouvement de l'air.

des cordons. Ceci conduit au développement de structures cristallines plus petites dans la région de la soudure [40], visible sur la Figure 21. Ces résultats s'accordent avec d'autres études focalisées sur l'optimisation des propriétés mécaniques [43]. Les auteurs indiquent que l'augmentation du taux de cristallinité entraîne une augmentation de la limite à la rupture en traction. L'augmentation de cristallinité est par ailleurs favorisée par une température d'impression élevée mais aussi par des traitements thermiques post-impression.

3.4 Interaction entre cordons

Jusqu'à maintenant notre attention s'est focalisée sur le dépôt d'un seul cordon. L'impression de pièces nécessite bien sûr l'ajout de plusieurs cordons. Dès lors, il est nécessaire que ces cordons se soudent les uns aux autres. Pour cela, le refroidissement doit être contrôlé de sorte à permettre l'adhésion entre cordons. D'un point de vue thermique, les cordons échangent à la fois avec l'air ambiant et entre cordons. La Figure 22 illustre ce propos. On y a représenté divers cordons déposés selon une même direction par souci de simplification. Le plan de dépôt a été en partie représenté. Les échanges par conduction sont symbolisés par les doubles flèches et interviennent entre cordons et entre cordons et le plan de dépôt. Les échanges avec l'air ambiant sont dus aux transferts de chaleur conducto-convectifs. Dans l'air au repos, ce sont principalement des phénomènes de convection naturelle qui prévalent. L'ensemble de ces échanges conditionne le refroidissement global de la pièce en cours d'impression.

Pour quantifier ces échanges, Xu et al. [44] ont réalisé des expériences en introduisant un thermocouple dans un mur en cours d'impression. Le protocole consiste à imprimer sur une faible hauteur un mur formé de quatre cordons successifs. Après arrêt de l'impression sur une courte durée, un thermocouple est placé à mi-distance dans le mur. En reprenant l'impression, il est alors possible de suivre l'évolution de la température en ce point local du mur. Les expériences ont été réalisées en faisant des murs de 10 cm. La Figure 23 donne l'évolution de la température du thermocouple en fonction du temps pour trois vitesses d'extrusion et une vitesse d'impression. La température suit un comportement non monotone au cours du temps. Après le premier dépôt d'une couche complète au dessus du thermocouple, la température chute très rapidement du fait des échanges avec l'air ambiant. Par contre, l'ajout d'une nouvelle couche réchauffe de nouveau les cordons déposés au préalable. Ceci correspond au maximum local observé pour un temps de l'ordre de 50 s. Un autre maximum local est observé pour un temps de l'ordre de 120 s correspondant au dépôt d'une couche supplémentaire. Ce dernier est d'amplitude plus faible.

L'augmentation de la vitesse d'extrusion entraîne un accroissement global de la température lié à la puissance thermique délivrée par un cordon, cf. équation (26). La température initialement enregist-

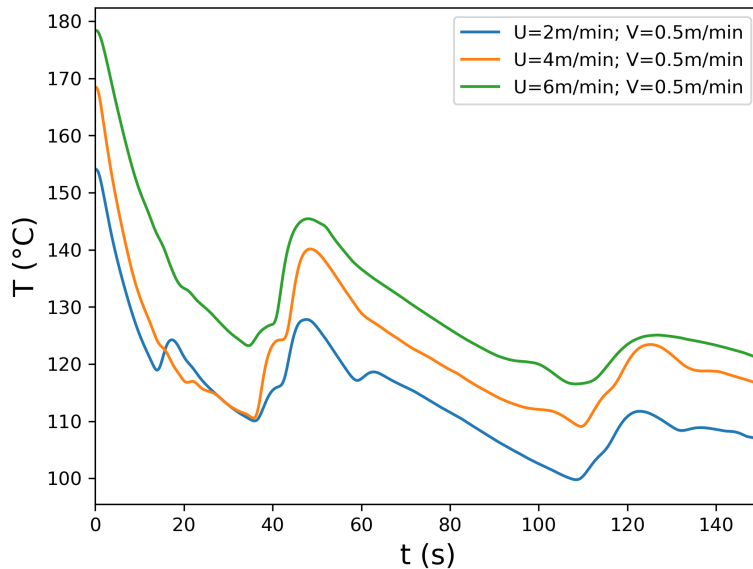


FIGURE 23 – Température enregistrée par un thermocouple après introduction dans un mur de 10 cm de long.

trée par le thermocouple reste toujours en deçà de celle de l'extrudeuse qui pour ces expériences est de 230 °C.

Pour étudier la thermique de l'impression de pièce à l'échelle macroscopique. Costa et al. [45] ont développé un modèle numérique basé sur une description des échanges de chaleur entre un cordon et son voisinage. Ils en déduisent un modèle numérique permettant d'assembler plusieurs cordons entre eux selon des schémas d'impression divers. Zhang et Shapiro [46] ont développé un modèle basé sur la description à une dimension comme présenté dans la sous-section 3.2. Ils décrivent le dépôt en suivant le parcours de la tête d'impression. La procédure de calcul est suffisamment optimisée pour permettre des calculs en temps réels sur des objets de forme complexe.

Un modèle numérique a également été développé par Xu *et al.* [44]. Il repose sur la discrétisation de l'objet à imprimer, en utilisant un programme G-code, en briques élémentaires activées en fonction de la trajectoire de dépôt des cordons. La thermique est décrite en résolvant l'équation de la chaleur par une méthode aux éléments finis. Pour évaluer les prédictions du modèle, des simulations correspondant à la procédure expérimentale présentée Figure 22 ont été réalisées. Comme déjà indiqué plus haut, quatre cordons constituent la largeur du mur qui varie en fonction des conditions opératoires de l'impression. La Figure 24 représente l'évolution de la température là où le thermocouple est introduit. La simulation numérique permet de reproduire de façon fidèle le comportement observé expérimentalement. Les cycles de chauffe et de refroidissement sont bien retrouvés. On constate très clairement que lorsque le nombre de couches devient important l'apport de chaleur des cordons fraîchement déposés n'a plus d'effet sur la température du thermocouple. Seul le refroidissement global dû à l'échange avec l'extérieur est observé.

Pour permettre une bonne adhésion, les cordons doivent rester à une température suffisamment élevée pour que la diffusion des chaînes moléculaires se produise. En considérant qu'en deçà de la température de transition vitreuse, tous les mouvements de diffusion sont quasi-gelés, il est intéressant de relever quand la température du matériau va devenir plus faible que T_g , matérialisé sur la Figure 24 par une ligne horizontale. Le temps nécessaire à l'adhésion et au soudage entre deux couches d'un polymère est fortement lié à la reptation des chaînes polymériques [47]. Selon de Gennes [48], une chaîne de polymère de longueur L initialement contrainte dans son voisinage dans un tube s'en échappe par diffusion sur un temps dit de reptation, t_R lié au comportement viscoélastique du polymère.

A l'interface entre deux cordons, l'inter-diffusion entre les deux couches se produit selon le mécanisme

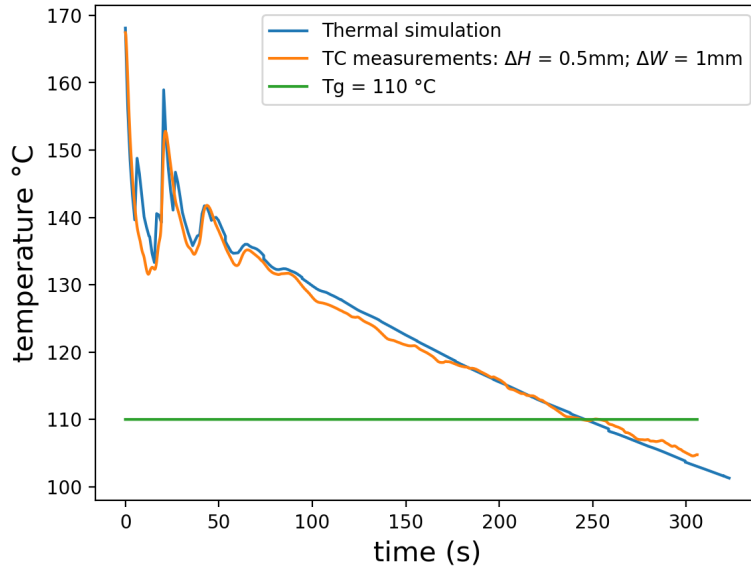


FIGURE 24 – Température enregistrée par un thermocouple en fonction du temps pour $U=4 \text{ m min}^{-1}$ et $V=4 \text{ m min}^{-1}$. Comparaison avec la solution numérique développée dans [44].

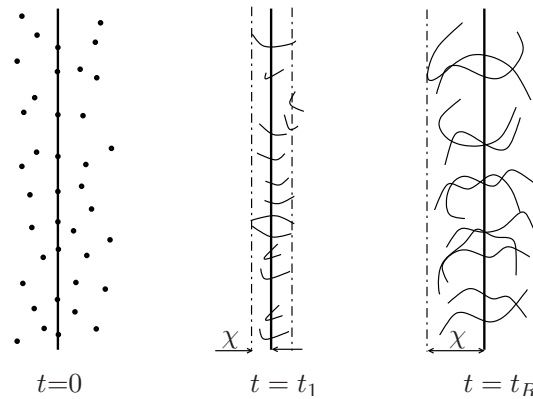


FIGURE 25 – Inter-diffusion à l'interface entre deux couches de polymères fondus selon Wool et al. [47].

représenté sur la Figure 25. La ligne verticale représente à l'instant initial, la mise en contact de deux interfaces. Les points représentent les extrémités de chaînes à l'instant initial. Sous l'effet de la diffusion, les chaînes polymériques sortent de leur tube original selon le processus de reptation. La taille caractéristique sur laquelle va se faire la diffusion est notée χ comme représenté sur la Figure 25. Cette distance d'inter-diffusion augmente avec le temps pour atteindre un maximum lorsque le temps de reptation, t_R , est atteint.

Yang et Pitchumani [49] définissent un degré de « cicatrisation » D_h en déterminant le rapport de la zone d'inter-diffusion χ à un instant t et celle obtenue pour un temps infini. Ce rapport est relié à la longueur des chaînes polymériques sorties de leur tube de confinement. Au lieu d'utiliser le temps de reptation, ils introduisent un temps de soudure, t_w , fonction de la température. Dans le cas isotherme, le degré de cicatrisation prend la forme suivante

$$D_h(t) = \sqrt[4]{\frac{t}{t_w(T)}}, \quad (42)$$

où $t_w(T)$ suit une loi d'Arrhénius selon la forme suivante :

$$t_w(T) = A \exp \left[\frac{E}{R} \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_{\text{ref}}} \right) \right], \quad (43)$$

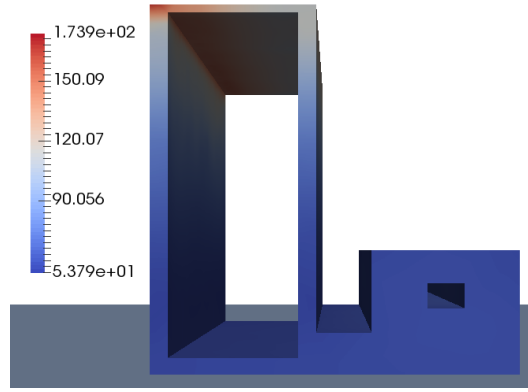


FIGURE 26 – Champ de température (°C) à la fin de l'impression de l'objet « digital » imprimé avec des parois épaisses et fines.

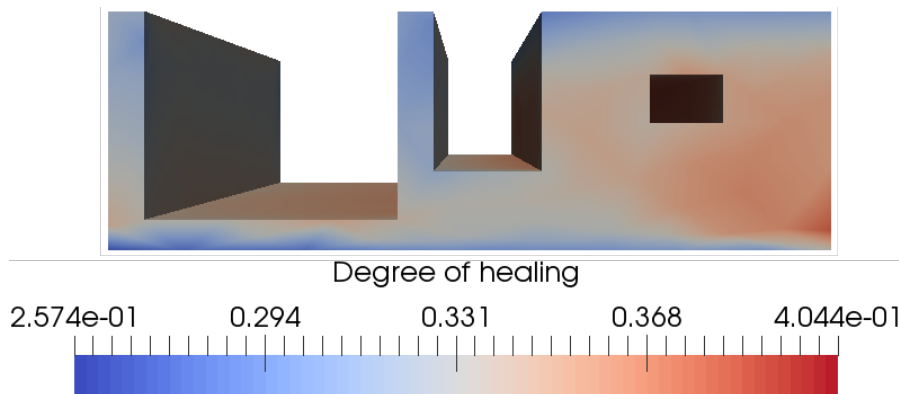


FIGURE 27 – Degré de cicatrisation sur l'objet « digital » imprimé.

avec E une énergie d'activation et T_{ref} une température de référence. Le pré-facteur A est un paramètre qui dépend du polymère. Si la température évolue au cours du temps, ce qui est le cas dans une opération d'impression, le degré de cicatrisation se généralise sous la forme

$$D_h(t) = \sqrt[4]{\int_0^t \frac{d\tau}{t_w[T(\tau)]}}. \quad (44)$$

Les simulations réalisées dans [21] ont été faites sur un polymère de type ABS, avec les valeurs déterminées par Ko et al. [50] pour un co-polymère PC-ABS de température de transition vitreuse très proche de celle du polymère utilisé dans les expériences développées dans [21].

Nota : Les valeurs de A et E données dans le table 6 de la référence [50] sont inversées.

Afin d'illustrer ce calcul, un objet « digital » a été imprimé à l'aide de la méthode numérique développée dans [44]. A chaque instant de l'impression, la température est connue en tout point de l'objet en cours d'impression. Le degré de cicatrisation, (44), peut être calculé en tout point de l'objet. Ce dernier a été conçu de sorte à avoir des murs fins et épais. Comme le refroidissement local de l'objet est lié à l'épaisseur des murs le constituant, il est attendu un effet de l'épaisseur des murs sur la cicatrisation. La géométrie et la température à la fin de l'impression sont données sur la Figure 26.

La Figure 27 représente une carte du degré de cicatrisation lors de l'impression de l'objet. On constate que sur les frontières de l'objet D_h est plus faible qu'à l'intérieur. Une faible valeur de D_h correspond à une soudure faible entre cordons. Les murs épais se refroidissant lentement restent au delà de T_g sur une échelle de temps plus longue. La soudure entre cordons y sera alors favorisée.

Cette méthode d'évaluation est pour l'instant exploratoire. Elle reste à être corroborée par des mesures expérimentales. Une approche similaire a été suivie par McIlroy and Olmsted [51]. Ces

derniers auteurs utilisent dans l'intégrale (44) un temps de reptation obtenu à partir de mesures rhéologiques. Ce temps de reptation prend également en compte l'état de cisaillement du polymère.

A retenir

- La hauteur et la largeur des cordons sont des fonctions de l'unique paramètre $(U/V)(d/e)$ où U est la vitesse d'extrusion, V celle d'impression, d le diamètre de sortie de la buse et e la hauteur à laquelle le cordon est déposé.
- Le refroidissement d'un cordon après dépôt est contrôlé par les échanges avec l'air ambiant et le support. La température moyenne du cordon décroît de façon exponentielle avec le temps à une position donnée.
- La cristallinité lors de l'impression de polymère semi-cristallins est favorisée par le cisaillement du polymère sous la buse d'impression.
- Le contrôle de la température de l'enceinte d'impression a un rôle important sur la cristallinité et sur la déformation de l'objet imprimé.

Conclusion

Cet article s'est focalisé sur les étapes clés de la fabrication additive par extrusion d'un filament. Le principe de ce procédé est simple mais, bien que la robotisation soit importante dans les imprimantes 3D, il est nécessaire de maîtriser les étapes successives du procédé, la fusion/plastification dans le corps de chauffe, le dépôt du cordon puis son refroidissement et son soudage avec les cordons voisins. L'élément crucial reste l'extrudeuse qui assure le passage des états solide à liquide dans un espace centimétrique. Le temps de résidence du polymère dans le bloc de chauffe n'est que de l'ordre de quelques secondes. Là encore, comme dans beaucoup de procédés de fabrication d'objet en matière plastiques, la rhéofluidification des polymères permet de créer des filaments de faibles diamètres avec des efforts modérés.

L'étude de la thermique dans l'extrudeuse montre que la vitesse d'alimentation du fil joue un rôle crucial sur l'échauffement et sur la force de remplissage. Il est possible de déterminer une vitesse d'extrusion limite pour éviter les blocages. Néanmoins, l'utilisation d'une imprimante FFF ne spécifie pas d'imposer la vitesse de remplissage ou d'extrusion. Dans son usage simple, l'utilisateur n'a qu'à spécifier la température de l'extrudeuse et celle du plateau d'impression ainsi que la valeur du gap entre la base de la buse et le substrat.

La forme du cordon déposé est un point clef. Elle dépend du rapport de vitesse U/V et du rapport entre le gap entre la tête et la surface d'impression et le diamètre de sortie de la buse. On a vu que, lorsque le gap est plus petit que le diamètre de buse, le cordon a une section de forme oblongue. A l'inverse, elle est plus proche d'une ellipse lorsque le gap est plus important que le diamètre de buse. Il est très important de maîtriser le refroidissement des cordons pour permettre une bonne adhésion entre filaments. Pour les polymères amorphes, on a vu que l'adhésion était d'autant meilleure que le temps passé au dessus de la température de transition vitreuse était grand. L'ouverture de l'impression 3D à des polymères techniques (en particulier semi-cristallins) nécessite de concevoir des imprimantes à contrôle de la température ambiante. De telles imprimantes existent déjà et ouvrent des perspectives prometteuses.

Le développement du procédé de fabrication additive par dépôt de fil nécessite en premier lieu l'amélioration de la fusion dans le bloc de chauffe. Des expériences sur des têtes de chauffe transparentes ont permis de visualiser ce qui se produit, cf. [9]. Des études numériques récentes [8] montrent qu'un espace libre d'air pourrait être présent à vitesse d'extrusion élevée.

Malgré les progrès considérables réalisés sur le procédé FFF au cours des dernières années, les propriétés mécaniques sont encore jugées insuffisantes du fait en particulier de l'existence de porosités.

La demande de création de pièces à propriétés mécaniques de bon niveau passe par l'utilisation de polymères semi-cristallins pour lesquels la fenêtre de température d'impression est plus grande que sur les polymères amorphes. De même, les outils de simulations numériques restent à perfectionner pour tenir compte de la physique propre aux polymères semi-cristallins et pour intégrer des effets visco-élastiques encore peu étudiés.

Bien que principalement dédié aux polymères, le procédé d'impression par fil fondu pourrait s'appliquer à d'autres matériaux. Dans son brevet original, Crump [B1] revendiquait l'application aux verres. Des premières tentatives ont d'ailleurs été récemment faites pour la réalisation de fibres optiques en verre de chalcogénure qui ont des températures de transition vitreuse proches de celles de polymères amorphes [52].

Glossaire

Méthode aux éléments finis ; *finite element method*

Méthode numérique permettant de résoudre des systèmes d'équations aux dérivées partielles linéaires ou non sur des domaines de géométrie quelconque suivant une formulation faible ou variationnelle.

Trancheur 3D ; *3D slicer*

Méthode consistant à découper en tranches suivant l'axe vertical d'impression (axe z) l'objet à imprimer.

ABS (*Acrylonitrile Butadiène Styène*)

Polymère amorphe de la famille des styréniques résistant bien au choc, $T_g = 105^\circ\text{C}$.

CAO (*Conception Assistée par Ordinateur*)

Ensemble de logiciels et de techniques permettant de concevoir des produits à l'aide d'un ordinateur.

DFF (*Dépôt de Fil Fondu*)

Procédé d'impression.

FA (*Fabrication Additive*)

Procédé par ajout de matière.

FDM (*Fused Deposition Modelling*)

Acronyme anglais pour désigné le procédé par dépôt de fil fondu.

FFF (*Fused Filament Fabrication*)

Acronyme anglais pour désigné le procédé par dépôt de fil fondu.

PC (*PolyCarbonate*)

Polymère amorphe aux bonnes propriétés mécanique et thermique, $T_g = 140^\circ\text{C}$.

PCL (*PolyCaproLactone*)

Polyester biodégradable utilisé dans le domaine biomédical, $T_g = -60^\circ\text{C}$.

PEEK (*Polyétheréthercétone*)

Polymère thermoplastique semi-cristallin thermostable, $T_g = 143^\circ\text{C}$ et de température de fusion $T_m = 343^\circ\text{C}$.

PLA (*PolyLactic Acid*)

Acide polylactique, polymère biodégradable, $T_g = 60^\circ\text{C}$, $T_m = 175^\circ\text{C}$.

PLA/PHA (*PolyLactic Acid/PolyHydroxyAlkanoates*)

Co-polymère d'Acide polylactique et de Polyhydroxyalcanoate.

PP (*PolyPropylène*)

Polymère thermoplastique semi-cristallin, $T_g = -10^\circ\text{C}$.

STL (*STereo-Lithography*)

Format de fichier décrivant uniquement la surface d'un objet tridimensionnel. Il a été développé initialement pour les logiciels stéréolithographie.

Sigles, notations et symboles

Caractères romains

Symbole	Description	Unité
A	Pré-facteur du temps de soudure entre deux cordons	s
\mathcal{A}	Aire de la section droite d'un cordon déposé	m^2
$\hat{\mathcal{A}}$	Aire de la section droite d'un cordon déposé normalisée par e^2	—
\mathbf{A}	Tenseur de conformation des chaînes de polymère	—
a	Paramètre caractérisant la transition entre les régimes newtonien et pseudo-plastique de la loi de Carreau-Yasuda	—
a_T	Facteur de glissement	—
Bi	Nombre de Biot	—
Ca	Nombre capillaire	—
C_1^0	Constante du facteur de glissement de la loi WLF	
C_2^0	Constante du facteur de glissement de la loi WLF	K
C_p	Chaleur spécifique à pression constante	$\text{J kg}^{-1} \text{K}^{-1}$
D	Diamètre du canal de l'extrudeuse	m
D_h	Degré de cicatrisation	—
d	Diamètre du tube capillaire de la buse	m
E	Énergie d'activation du temps de soudure	J mol^{-1}
E_a	Énergie d'activation du facteur de glissement	J mol^{-1}
e	Distance entre le plan d'impression et la section droite de la sortie de la buse	m
e_{air}	épaisseur d'air entre le filament et la paroi de l'extrudeuse	m
F	Force de remplissage appliquée sur le filament	N
G	Taux de croissance du rayon de sphérulite	m s^{-1}
h	Hauteur du cordon après impression	m
h	Coefficient d'échange thermique entre deux corps	$\text{WK}^{-1}\text{m}^{-2}$
h_{air}	Coefficient d'échange thermique entre la paroi de l'extrudeuse et le filament	$\text{WK}^{-1}\text{m}^{-2}$
h_{sub}	Coefficient d'échange thermique entre le plan d'impression et le filament	$\text{WK}^{-1}\text{m}^{-2}$
K	Consistance du matériau	Pas^n

L	Longueur totale de l'extrudeuse	m
$L_{\text{iso-}T_g}$	Distance maximale de la ligne d'iso- T_g	m
l	Longueur du canal capillaire de la buse d'impression	m
ℓ	Largeur du cordon après impression	m
N	Nombre de sphérulites par unité de volume	m^{-3}
\dot{N}	Taux de nucléation des sphérulites par unité de volume	$\text{m}^{-3}\text{s}^{-1}$
\dot{N}_0	Taux de nucléation des sphérulites par unité de volume sans écoulement	$\text{m}^{-3}\text{s}^{-1}$
n	Indice de pseudo-plasticité	—
\mathcal{P}	Périmètre de la section droite d'un cordon	m
$\bar{\mathcal{P}}$	Périmètre de la section droite d'un cordon normalisé par e	—
P	Pression	Pa, —
Pe	Nombre de Péclet	—
\dot{Q}	Débit volumique du polymère dans l'extrudeuse	m^3s^{-1}
R	Constante des gaz parfaits [8,314]	$\text{J mol}^{-1} \text{K}^{-1}$
\mathbf{R}	Vecteur bout à bout d'une chaîne de polymère	m
r	Coordonnée radiale du système de coordonnées cylindrique	m
Re	Nombre de Reynolds	—
R_g	Rayon de giration des chaînes de polymères	m
S	Aire d'une section droite d'un cordon	m^2
T	Température	K, °C
$\langle T \rangle$	Température moyenne sur une section droite d'un cordon	K, °C
T_{ch}	Température de régulation d'une chambre d'impression	K, °C
T_{ext}	Température de l'extrudeuse	K, °C
T_g	Température de transition vitreuse	K, °C
T_m	Température de fusion	K, °C
T_{sub}	Température du substrat (plateau)	K, °C
T_0	Température d'entrée dans le bloc de chauffe du polymère	K, °C
U	Vitesse débitante à la sortie de la buse	m s^{-1}
t	temps	s
t_R	temps de reptation des chaînes de polymère	s
t_w	temps de soudure entre deux cordons	s
U	Vitesse d'extrusion à la sortie de la buse d'extrusion	m s^{-1}
U_{in}	Vitesse du filament en entrée de l'extrudeuse	m s^{-1}
u	Vitesse axiale d'un écoulement dans une conduite	m s^{-1}
V	Vitesse d'impression	m s^{-1}
Wi	Nombre de Weissenberg	—
x	Coordonnée cartésienne ou axiale	m
\bar{x}	Coordonnée axiale d'un cordon déposé normalisé par e	—
y	Coordonnée cartésienne	m
z	Coordonnée cartésienne	m

Caractères grecques

Symbole	Description	Unité
α	Nombre sans dimension égal à $dU/(eV)$	—
β	Coefficient sans dimension défini par l'équation (38)	—
γ	Tension de surface entre le polymère et l'air environnant	N m^{-1}

$\dot{\gamma}$	Taux de cisaillement moyen	s^{-1}
ΔP_I	Perte de charge dans la partie I de l'extrudeuse	Pa
ΔP_{II}	Perte de charge dans la partie II de l'extrudeuse	Pa
ΔP_{III}	Perte de charge dans la partie III de l'extrudeuse	Pa
$\dot{\epsilon}$	Tenseur des taux de déformation	s^{-1}
ζ	constante multiplicative du taux de nucléation des sphérolites induites par l'écoulement	—
η	Viscosité dynamique	Pa s, —
η_0	Viscosité dynamique du plateau newtonien à faible taux de cisaillement	Pa s
θ	Température sans dimension	—
$\langle \theta \rangle$	Température moyennée sur la section droite d'un cordon sans dimension	—
κ	Diffusivité thermique	m^2/s
Λ	Étirement des chaînes de polymère	—
λ	Conductivité thermique	$WK^{-1}m^{-1}$
λ_{air}	Conductivité thermique de l'air	$WK^{-1}m^{-1}$
ξ	Taux de conversion des sphérolites	—
ρ	Masse volumique	kgm^{-3}
τ	le temps caractéristique de la transition entre les régimes newtonien et pseudo-plastique de la viscosité	s
ϕ	demi-angle du convergent de la buse	rad
χ	Épaisseur de la couche de inter-diffusion entre deux cordons	m
ω_{air}	Fraction du périmètre de la section droite d'un cordon en contact avec l'air	—
ω_{sub}	Fraction du périmètre de la section droite d'un cordon en contact avec le substrat de dépôt	—

Fabrication additive polymère par dépôt de filament fondu

par **Franck Pigeonneau**

Directeur de recherche

Mines Paris, Université PSL, Centre de mise en forme des matériaux (CEMEF), UMR CNRS 7635,
Sophia Antipolis, France

Sources bibliographiques

- [1] B. JELLIMAN. *L'impression 3D FDM. Le guide complet pour vos impressions 3D*. Editions ENI, 2020. ISBN : 978-2-409-02474-0.
- [2] I. GIBSON, D. ROSEN et B. STUCKER. *Additive Manufacturing Technologies : 3D Printing, Rapid Prototyping, and Direct Digital Manufacturing*. 2nd. Springer, 2015.
- [3] C. BARLIER et A. BERNARD. *Fabrication additive. Du prototypage rapide à l'impression 3D*. 2nd. Dunod, 2020.
- [4] F. PENG, B. D. VOGT et M. ÇAKMAK. "Complex flow and temperature history during melt extrusion in material extrusion additive manufacturing". In : *Addit. Manuf.* 22 (2018), p. 197-206. ISSN : 2214-8604. DOI : 10.1016/j.addma.2018.05.015.
- [5] F. PIGEONNEAU et al. "Heating and flow computations of an amorphous polymer in the liquefier of a material extrusion 3D printer". In : *Addit. Manuf.* 32 (2020), p. 101001. DOI : 10.1016/j.addma.2019.101001.
- [6] J.-F. AGASSANT et al. *Mise en forme des polymères : Approche thermomécanique de la plasturgie*. 4^{ème} éd. Lavoisier : Tec & Doc, 2014.
- [7] M. P. SERDECZNY et al. "Numerical modeling of the polymer flow through the hot-end in filament-based material extrusion additive manufacturing". In : *Addit. Manuf.* 36 (2020), p. 101454. DOI : 10.1016/j.addma.2020.101454.
- [8] S. MARION et al. "First steps of the melting of an amorphous polymer through a hot-end in Fused Filament Fabrication". In : *Addif. Manuf.* 65 (2023), p. 103435. DOI : 10.1016/j.addma.2023.103435.
- [9] Y. HONG et al. "In-situ observation of the extrusion processes of Acrylonitrile Butadiene Styrene and Polylactic Acid for material extrusion additive manufacturing". In : *Addit. Manuf.* 49 (2022), p. 102507. DOI : 10.1016/j.addma.2021.102507.
- [10] R. K. SHAH et A. L. LONDON. *Laminar flow forced convection in ducts. A Source book for compact heat exchanger analytical data*. New York : Academic Press, 1978.
- [11] A. BEJAN. *Convection heat transfer*. Third. Hoboken, New Jersey : John Wiley & Sons, 2013.
- [12] I. N. SNEDDON. *Elements of partial differential equations*. McGraw-Hill, 1957.
- [13] M. E. MACKAY et al. "The performance of the hot end in a plasticating 3D printer". In : *J. Rheol.* 61.2 (2017), p. 229-236. DOI : 10.1122/1.4973852.
- [14] A. BELLINI, S. GÜÇERİ et M. BERTOLDI. "Liquefier dynamics in fused deposition". In : *J. Manuf. Sci. Eng.* 126.2 (2004), p. 237-246. DOI : 10.1115/1.1688377.

- [15] M. L WILLIAMS, R. F LANDEL et J. D FERRY. "The temperature dependence of relaxation mechanisms in amorphous polymers and other glass-forming liquids". In : *J. Am. Chem. Soc.* 77.14 (1955), p. 3701-3707. DOI : 10.1021/ja01619a008.
- [16] V. NIENHAUS et al. "Investigations on nozzle geometry in fused filament fabrication". In : *Addit. Manuf.* 28 (2019), p. 711-718. DOI : 10.1016/j.addma.2019.06.019.
- [17] J. GO et al. "Rate limits of additive manufacturing by fused filament fabrication and guidelines for high-throughput system design". In : *Addit. Manuf.* 16 (2017), p. 1-11. DOI : 10.1016/j.addma.2017.03.007.
- [18] M. P. SERDECZNY et al. "Experimental and analytical study of the polymer melt flow through the hot-end in material extrusion additive manufacturing". In : *Addit. Manuf.* 32 (2020), p. 100997. DOI : 10.1016/j.addma.2019.100997.
- [19] T. A. OSSWALD, J. PUENTES et J. KATTINGER. "Fused filament fabrication melting model". In : *Addit. Manuf.* 22 (2018), p. 51-59. DOI : 10.1016/j.addma.2018.04.030.
- [20] M. HEBDA et al. "A method for predicting geometric characteristics of polymer deposition during fused-filament-fabrication". In : *Addit. Manuf.* 27 (2019), p. 99-108. ISSN : 2214-8604. DOI : 10.1016/j.addma.2019.02.013.
- [21] D. XU. "Thermomechanical analysis of the Fused Filament Fabrication process : Experimental and numerical investigations". Thèse de doct. Mines Paris – PSL University, 2021. URL : <https://pastel.archives-ouvertes.fr/tel-03652351>.
- [22] G. DELAPLACE et al. *Modélisation en génie des procédés par analyse dimensionnelle. Méthode et exemples résolus*. Tec & Doc, Lavoisier, 2014.
- [23] A. GOSSET et al. "Experimental and Numerical Investigation of the Extrusion and Deposition Process of a Poly(lactic Acid) Strand with Fused Deposition Modeling". In : *Polymers* 12 (2020), p. 2885. DOI : 10.3390/polym12122885.
- [24] G. I. BARENBLATT. *Scaling, Self-similarity, and intermediate asymptotics*. Cambridge Univ Press, 1996.
- [25] M. P. SERDECZNY et al. "Experimental validation of a numerical model for the strand shape in material extrusion additive manufacturing". In : *Addit. Manuf.* 24 (2018), p. 145-153. DOI : 10.1016/j.addma.2018.09.022.
- [26] R. JONES et al. "RepRap – the replicating rapid prototyper". In : *Robotica* 29.1 (2011), p. 177-191. DOI : 10.1017/S026357471000069X.
- [27] J.-F. AGASSANT et al. "Flow analysis of the polymer spreading during extrusion additive manufacturing". In : *Addit. Manuf.* 29 (2019), p. 100794. DOI : 10.1016/j.addma.2019.100794.
- [28] D. XU, J.-F. AGASSANT et F. PIGEONNEAU. "Dimensions of the deposited strand in the material extrusion process : Experimental and numerical investigations". In : *Addit. Manuf.* 59 (2022), p. 103107. DOI : 10.1016/j.addma.2022.103107.
- [29] D. RAVOORI et al. "Experimental and theoretical investigation of heat transfer in platform bed during polymer extrusion based additive manufacturing". In : *Polym. Test.* 73 (2019), p. 439-446. DOI : 10.1016/j.polymertesting.2018.11.025.
- [30] J. A. SETHIAN. *Level set methods and fast marching methods. Evolving interfaces in computational geometry, fluid mechanics, computer vision, and materials science*. Cambridge : Cambridge University Press, 1999.
- [31] C. BELLEHUMEUR et al. "Modeling of Bond Formation Between Polymer Filaments in the Fused Deposition Modeling Process". In : *J. Manuf. Processes* 6.2 (2004), p. 170-178. DOI : 10.1016/s1526-6125(04)70071-7.

- [32] J. TAINE, F. ENGUEHARD et E. IACONNA. *Transferts thermiques. Introduction aux transferts d'énergie*. 5ème. Paris : Dunod, 2014.
- [33] V. KISHORE et al. "Additive manufacturing of high performance semicrystalline thermoplastics and their composites". In : *International Solid Freeform Fabrication Symposium*. University of Texas at Austin. 2016, p. 906-915.
- [34] C. McILROY et R. S. GRAHAM. "Modelling flow-enhanced crystallisation during fused filament fabrication of semi-crystalline polymer melts". In : *Addit. Manuf.* 24 (2018), p. 323-340. DOI : 10.1016/j.addma.2018.10.018.
- [35] L. A. NORTHCUTT et al. "Effect of processing conditions on crystallization kinetics during materials extrusion additive manufacturing". In : *Polymer* 154 (2018), p. 182-187. DOI : 10.1016/j.polymer.2018.09.018.
- [36] M. SPOERK et al. "The consequences of different printing chamber temperatures in extrusion-based additive manufacturing". In : *International Conference on Polymers and Moulds Innovations - PMI*. Institute of Polymers et Composites, University of Minho, Portugal. 2018.
- [37] R. S. GRAHAM. "Understanding flow-induced crystallization in polymers : A perspective on the role of molecular simulations". In : *J. Rheol.* 63.1 (2019), p. 203-214. DOI : 10.1122/1.5056170.
- [38] R. S. GRAHAM et P. D. OLMSTED. "Coarse-Grained Simulations of Flow-Induced Nucleation in Semicrystalline Polymers". In : *Phys. Rev. Lett.* 103 (11 2009), p. 115702. DOI : 10.1103/PhysRevLett.103.115702.
- [39] P. OSWALD. *Rhéophysique ou comment coule la matière*. Collection Echelles. Belin, 2005.
- [40] C. McILROY, J. E. SEPPALA et A. P. KOTULA. "Combining modeling and measurements to predict crystal morphology in material extrusion". In : *Polymer-based additive manufacturing : recent development*. American Chemical Society, 2019. Chap. 6, p. 85-113.
- [41] M. AVRAMI. "Kinetics of phase change. II transformation-time relations for random distribution of nuclei". In : *J. Chem. Phys.* 8.2 (1940), p. 212-224. DOI : 10.1063/1.1750631.
- [42] W. SCHNEIDER, A. KOPPL et J. BERGER. "Non-isothermal crystallization of polymers. System of rate equations". In : *Int. Polym. Process.* 2.3 (1988), p. 151-154.
- [43] E. R. FITZHARRIS et al. "Interlayer bonding improvement of material extrusion parts with polyphenylene sulfide using the Taguchi method". In : *Addit. Manuf.* 24 (2018), p. 287-297. DOI : 10.1016/j.addma.2018.10.003.
- [44] D. XU, Y. ZHANG et F. PIGEONNEAU. "Thermal analysis of the fused filament fabrication printing process : Experimental and numerical investigations". In : *Int. J. Mater. Form.* 14.4 (2020), p. 763-776. DOI : 10.1007/s12289-020-01591-8.
- [45] S. F. COSTA, F. M. DUARTE et J. A. COVAS. "Estimation of filament temperature and adhesion development in fused deposition techniques". In : *J. Mater. Process. Technol.* 245 (2017), p. 167-179. DOI : 10.1016/j.jmatprotec.2017.02.026.
- [46] Y. ZHANG et V. SHAPIRO. *Linear-Time Thermal Simulation of As-Manufactured FDM Components*. Rapp. tech. MANU-17-1517. University of Wisconsin-Madison, 2017.
- [47] R. P. WOOL, B.-L. YUAN et O. J. MCGAREL. "Welding of polymer interfaces". In : *Polym. Eng. Sci.* 29.19 (1989), p. 1340-1367. DOI : 10.1002/pen.760291906.
- [48] P.-G. DE GENNES. "Reptation of a polymer chain in the presence of fixed obstacles". In : *J. Chem. Phys.* 55.2 (1971), p. 572-579. DOI : 10.1063/1.1675789.

- [49] F. YANG et R. PITCHUMANI. "Healing of thermoplastic polymers at an interface under nonisothermal conditions". In : *Macromolecules* 35.8 (2002), p. 3213-3224. DOI : 10.1021/ma010858o.
- [50] Y. S. Ko et al. "Improving the filament weld-strength of fused filament fabrication products through improved interdiffusion". In : *Addit. Manuf.* 29 (2019), p. 100815. DOI : 10.1016/j.addma.2019.100815.
- [51] C. McILROY et P. D. OLMSTED. "Disentanglement effects on welding behaviour of polymer melts during the fused-filament-fabrication method for additive manufacturing". In : *Polymer* 123 (2017), p. 376-391. DOI : 10.1016/j.polymer.2017.06.051.
- [52] J. CARCREFF. "Fibres optiques en verres de chalcogénures pour le moyen infrarouge : vers de nouvelles sources et solutions pour la spectroscopie infrarouge". Thèse de doct. Université de Rennes 1, 2021.

À lire également dans nos bases

CARROT, Christian – Viscoélasticité linéaire des polymères fondus. [AM3620 V2], Matériaux | Plastiques et composites (2020).

CARROT, Christian – Viscoélasticité non linéaire des polymères fondus. [AM3630 V2], Matériaux | Plastiques et composites (2020).

HAUDIN, Jean-Marc – Développement de structures dans les polymères - Concepts généraux. [AM3120 V1], Matériaux | Plastiques et composites (2015).

LAVERNE, Floriane; SEGONDS, Frédéric & DUBOIS, Patrice – Fabrication additive : Principes généraux. [BM7017], Mécanique | Travail des matériaux – Assemblage (2016).

ROGER, Frédéric – Simulation de la fabrication additive. [BM7990], Matériaux | Plastiques et composites (2018).

THOMAS, Marc; DAVOINE, Cécile & DRAWIN, Stefan – Fabrication additive en aéronautique et en spatial. [BM7940], Mécanique | Travail des matériaux – Assemblage (2019).

Outils logiciels

Logiciel de CAO

FreeCAD (système d'exploitation : Windows, MacOS et Linux) : logiciel gratuit totalement paramétrable.

CREO (système d'exploitation : Windows) : logiciel payant, un des leaders sur le marché spécialement dédié à la fabrication additive.

Fusion 360 (système d'exploitation : Windows, MacOS et Linux) : logiciel payant à coût modéré, incorpore des modules de calculs par éléments finis.

4D_Additive (système d'exploitation : Windows) : logiciel payant spécialement conçu pour la fabrication additive. Il incorpore un module de découpe.

AutoCAD (système d'exploitation : Windows, MacOS) : logiciel payant de CAO pour les professionnels.

OpenSCAD (système d'exploitation : Windows, MacOS et Linux) : logiciel libre de CAO pour professionnels.

Logiciel de découpe

CURA (système d'exploitation : Windows, MacOS et Linux) : développé par la société Ultimaker ce logiciel est simple à prendre en main.

Simplify3D (système d'exploitation : Windows et MacOS) : logiciel payant mais à coût modéré.

PrusaSlicer (système d'exploitation : Windows, MacOS et Linux) : logiciel gratuit spécialement développé pour les imprimantes du constructeur Prusa.

Sites Internet

3D Natives, le média de l'impression 3D <https://www.3dnatives.com/> (page consultée le 27 décembre 2021)

MakerShop, Guide de l'impression 3D pour les débutants <https://www.makershop.fr/content/42-guide-impression-3d> (page consultée le 27 décembre 2021)

all3dp <https://all3dp.com/pro/> (page consultée le 3 janvier 2023)

primante3d <https://www.primante3d.com/> (page consultée le 3 janvier 2023)

Évènements

Salons

3D Print Congress & Exhibition 11-12 octobre 2023, Parc des expositions, porte de Versailles, Paris, <https://www.3dprint-exhibition-paris.com/>.

3D Print Congress & Exhibition 4-6 juin 2024, Euroexpo, Lyon, <https://www.3dprint-exhibition-lyon.com/>.

Colloques, journées d'étude

Colloque SFIP-INSA Lyon-IMT Lille Douai Fabrication additive : les facteurs clés de succès pour la production série de pièces polymères, 3-4 avril 2019, Lyon.

Symposium 3D polymères, journée du 16 novembre 2020, école polytechnique et en ligne, Palaiseau.

Normes et standards

AFNOR *Fabrication additive – Principes généraux – Terminologie* NF EN ISO/ASTM 52900, 2017.
ISO *Systèmes d'automatisation industrielle et intégration - Commande numérique des machines - Format de programme et définitions des mots adresses - Partie 1 : format des données pour les systèmes de positionnement, de commande paraxiale de mouvement et de contourage* ISO 6983-1 :2009.

Brevets

[B1] S. S. CRUMP. "Apparatus and method for creating three-dimensional objects". Brev. amér. US5121329A. 1989. Jun. 9, 1992.

Annuaire

Constructeurs – Fournisseurs – Distributeurs (liste non exhaustive)

Constructeurs d'imprimantes 3D

Stratasys, <https://www.stratasys.com/fr/>

UltiMaker, <https://ultimaker.com/fr>

Prusa, <https://www.prusa3d.com/fr/>

Fabricants de filaments

Neofil3D, <https://www.sotec3d.com/neofil3d/>

Polymaker, <https://polymaker.com/>

Filaflex,

Distributeurs

Grossiste3D, <https://www.grossiste3d.com/>

makershop, <https://www.makershop.fr/>

3djake, <https://www.3djake.fr/>

Organismes – Fédérations – Associations (liste non exhaustive)

Association France Additive, <https://www.franceadditive.tech/>

AM-Platform, European Technology Platform in Additive Manufacturing, <https://www.rm-platform.com/am-platform>

Union de Normalisation de la Mécanique, commission UNM 920 « Fabrication additive », <https://www.unm.fr/fr/accueil/actualites/nouveaux-projets/2021-02/fabrication-additive>.

Laboratoires – Bureaux d'études – Écoles – Centres de recherche (liste non exhaustive)

Centre Technique Industriel de la Plasturgie et des Composites, <https://ct-ipc.com/>

IMT Nord Europe, Matériaux et Procédés, <https://imt-nord-europe.fr/>

Mines Paris | Université PSL, Département Mécanique et Matériaux,

<https://www.minesparis.psl.eu/Recherche/Domaines-de-recherche/Mecanique-et-materiaux/>