

## NRC Publications Archive Archives des publications du CNRC

### Effets des paramètres d'injection et les conditions de moulage sur la micro-morphologie et les propriétés mécaniques des pièces en plastique

Marquez-Lucero, Alfredo

#### Publisher's version / Version de l'éditeur:

*Report (Industrial Materials Research Institute (Canada)); no. IGM89RT-107-916-G, 1989*

#### NRC Publications Archive Record / Notice des Archives des publications du CNRC :

<https://nrc-publications.canada.ca/eng/view/object/?id=f75e90ae-f353-4957-a6eb-743742e54c6c>

<https://publications-cnrc.canada.ca/fra/voir/objet/?id=f75e90ae-f353-4957-a6eb-743742e54c6c>

Access and use of this website and the material on it are subject to the Terms and Conditions set forth at

<https://nrc-publications.canada.ca/eng/copyright>

READ THESE TERMS AND CONDITIONS CAREFULLY BEFORE USING THIS WEBSITE.

L'accès à ce site Web et l'utilisation de son contenu sont assujettis aux conditions présentées dans le site

<https://publications-cnrc.canada.ca/fra/droits>

LISEZ CES CONDITIONS ATTENTIVEMENT AVANT D'UTILISER CE SITE WEB.

**Questions?** Contact the NRC Publications Archive team at

PublicationsArchive-ArchivesPublications@nrc-cnrc.gc.ca. If you wish to email the authors directly, please see the first page of the publication for their contact information.

**Vous avez des questions?** Nous pouvons vous aider. Pour communiquer directement avec un auteur, consultez la première page de la revue dans laquelle son article a été publié afin de trouver ses coordonnées. Si vous n'arrivez pas à les repérer, communiquez avec nous à PublicationsArchive-ArchivesPublications@nrc-cnrc.gc.ca.

EFFETS DES PARAMETRES D'INJECTION ET LES CONDITIONS DE MOULAGE  
SUR LA MICRO-MORPHOLOGIE ET LES PROPRIETES MECANQUES  
DES PIECES EN PLASTIQUE

PAR

ALFREDO MARQUEZ-LUCERO

IGM, BOUCHERVILLE 1989.

## TABLE DES MATIERES

Chapître		Page
1.	INTRODUCTION	1
2.	PARAMETRES D'INJECTION ET CONDITIONS DE MOULAGE	1
3.	EFFETS DES PARAMETRES D'INJECTION ET LES CONDITIONS DE MOULAGE SUR LA MICRO-MORPHOLOGIE ET LES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES DES PLASTIQUES NON RENFORCES.	2
3.1.	Effets dans les thermoplastiques	2
3.1.1	L'orientation des molécules	2
3.1.2	La connexité moléculaire inter-moléculaire	4
3.1.3	La dégradation	4
3.1.4	La cristallinité	5
3.2	Distribution des micromorphologies dans les thermoplastiques	7
3.3	Propriétés mécaniques vs paramètres d'injection et conditions de moulage des thermoplastiques	8
3.3.1	Module élastique	8
3.3.2	Limite élastique et d'écoulement	9
3.3.3	Limite à la rupture	10
3.3.4	Déformation à la rupture	11
3.3.5	Résistance à l'impact	12
3.4	Effets dans les thermodurcissables	13
4.	EFFETS DES PARAMETRES D'INJECTION ET DES CONDITIONS DE MOULAGE SUR LA MICRO-MORPHOLOGIE ET LES PROPRIETES MECANIQUES DES PLASTIQUES RENFORCES	13
4.1	Effets sur la micro-morphologie et la distribution des renforts	13
4.1.1	La micro-morphologie de la matrice	14

4.1.2	L'orientation et distribution des fibres	14
4.1.3	La longueur des renforts	16
4.1.4	Le pourcentage des renforts	16
4.2	Effets des paramètres d'injection sur les propriétés mécaniques des plastiques renforcés	17
4.2.1	Effets de la température d'injection	17
4.2.2	Effets de la vitesse d'injection	17
4.2.3	Effets de la température du moule	17
4.2.4	Effets des seuils	17
4.2.5	Effets de la pression d'injection et de compactage	18
5.	CONCLUSION	18
6.	REFERENCES	20
7.	FIGURES	26
8.	TABLEAUX	75

## 1. INTRODUCTION.

Le présent rapport est le premier d'une série de trois, où nous essaierons de résumer l'information disponible dans la littérature à propos de l'influence des paramètres d'injection et des conditions de moulage sur les propriétés mécaniques des pièces en plastique moulées par injection. Cette recherche a été entamée en vue d'obtenir des lois de comportement mécanique susceptibles d'être utilisées par des logiciels experts qui évalueront la performance mécanique de ces pièces avant d'être produites, en tenant compte des caractéristiques du procédé de mise en forme.

## 2. PARAMETRES D'INJECTION ET CONDITIONS DE MOULAGE.

Nous allons nous limiter dans ce rapport, par souci de clarté, à l'étude des principaux paramètres et conditions d'injection comme la température ( $T_{inj}$ ), la pression ( $P_{inj}$ ) et la vitesse ( $V_{inj}$ ) d'injection, ainsi comme la température du moule ( $T_{mld}$ ), la pression de compactage ( $P_{hold}$ ), l'épaisseur de la cavité ( $h$ ), l'orientation par rapport à l'écoulement et la distance aux seuils d'injection ( $x$ ). Les autres paramètres seront identifiés à l'un de ces derniers (par exemple le temps de remplissage sera identifié à la vitesse d'injection) Par ailleurs, il faut mentionner que parmi les paramètres précédents, la température et la pression d'injection présentent les problèmes de définition suivants:

### a) La température d'injection ( $T_{inj}$ );

Plusieurs auteurs ne réfèrent qu'une seule température d'injection sans mentionner comment et où elle a été mesurée, par contre d'autres rapportent trois ou quatre températures à différentes sections du cylindre de la machine d'injection, mais sans mentionner à quelle température la matière arrive à la cavité. Nous allons nous référer dans le présent rapport à la température d'injection rapportée ou dans le cas de plusieurs températures rapportées à la dernière température du cylindre.

### b) La pression d'injection ( $P_{inj}$ );

La pression d'injection est assez mal définie dans la littérature consultée. A l'exception de quelques auteurs, on n'est jamais sûr si la pression rapportée est la pression maximale au moment du remplissage ou la pression de compactage. Par ailleurs, les pertes de pression le long des différentes canalisations ne sont presque jamais rapportées, donc la pression avec laquelle la matière arrive effectivement à la cavité est normalement inconnue. Heureusement, comme on le verra par la suite, la pression d'injection a une influence réduite sur les propriétés mécaniques des pièces moulées par injection, donc la précision dans la mesure de ce paramètre n'est pas extrêmement importante.

### 3. EFFETS DES PARAMETRES D'INJECTION ET CONDITIONS DE MOULAGE SUR LA MICRO-MORPHOLOGIE ET LES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES DES PLASTIQUES NON RENFORCES

Les propriétés mécaniques d'une pièce en plastique sont principalement fonction de trois facteurs; la micro-morphologie du matériau, le niveau de contraintes internes et la proportion de macro-défauts de cette pièce. Ces trois facteurs sont également importants, cependant dans le présent rapport on fera surtout attention à la micro-morphologie du matériau car il s'agit d'un facteur fondamental.

Par ailleurs, le moulage par injection est le procédé de mise en forme de polymères à l'état liquide qui sollicite, mécaniquement et thermiquement le plus le matériau, Fig. 3.1. Les paramètres d'injection et les conditions de moulage peuvent largement modifier la micro-morphologie des pièces en plastique, et en conséquence modifier les propriétés mécaniques de celles-ci. La façon dans laquelle ces paramètres vont affecter ces propriétés est fonction du type de polymère en question. Nous pouvons cependant, en faisant abstraction des principales caractéristiques morphologiques et mécaniques de chacune des familles de polymères, avoir un aperçu approximatif de l'influence de ces paramètres sur les propriétés mécaniques. La présente section a comme objectif de présenter cet aperçu pour le cas des plastiques non-renforcés.

#### 3.1 Effets dans les thermoplastiques

Les polymères thermoplastiques sont injectés à une température au-dessus de sa température d'amollissement (150-400°C), par un ou plusieurs seuils dans un moule relativement froid (25-100°C) où ils sont compactés et refroidis. La micro-morphologie finale des pièces ainsi injectées est fonction de quatre phénomènes physiques; l'orientation des molécules, la connexité entre celles-ci, la dégradation du matériau et, pour le cas des polymères semi-cristallins, la cristallisation.

##### 3.1.1. L'orientation des molécules

Pendant l'écoulement et le compactage de la matière dans le moule, une orientation moléculaire est produite. Cette orientation est due d'une part au champ de contraintes élongationnelles présent, pendant l'écoulement, à la sortie du seuil et à la paroi du moule, et d'autre part au champ de cisaillement dû à l'écoulement de la matière, pendant le remplissage et le compactage de la pièce, Fig. 3.2, [57,58,59,60,72].

"L'effet fontaine" présent dans le front de l'écoulement, Fig. 3.3, induit les molécules à s'orienter parallèlement à la paroi du moule. A l'intérieur de celui-ci les molécules ont tendance à s'orienter dans la direction de l'écoulement (MD)

ou éventuellement, comme on le verra par la suite, dans la direction perpendiculaire (TD).

A l'état fondu l'orientation moléculaire est d'autant plus élevée, pour les mêmes conditions de moulage, que la viscosité du matériau est grande [16,26]. Par ailleurs l'orientation moléculaire augmente avec les faibles températures d'injection, et avec les vitesses d'injection élevées [55], Figs. 3.4-5. Les faibles températures et vitesses d'injection sont donc les conditions idéales pour obtenir une forte orientation moléculaire à l'état fondu [26].

Lors de la solidification l'orientation moléculaire diminue quand les molécules commencent à relaxer. Pour éviter cette relaxation le matériau doit être refroidi rapidement. Les faibles températures du moule et les vitesses de refroidissement élevées sont couramment utilisés pour retenir cette orientation moléculaire pendant la solidification [26,29].

Par ailleurs l'éloignement du seuil d'injection et l'épaisseur de la cavité font aussi diminuer l'orientation moléculaire [57,58,59,60], car au fur et à mesure que les molécules s'éloignent du seuil elles relaxent et perdent leur orientation, de même si elles sont loin de la paroi du moule la friction inter-moléculaire et la vitesse de refroidissement diminuent permettant ainsi une relaxation plus rapide. Les Fig. 3.6-7 montrent la variation de la biréfringence des plaques (propriété directement reliée à l'orientation moléculaire) due aux effets précédents dans la section transversale d'une plaque moulée avec un polymère amorphe (polystyrène) et avec un polymère semi-cristallin (polyéthylène) [52,60].

Pour accroître les propriétés mécaniques des plastiques l'orientation moléculaire est toujours souhaitable, cependant il faut souligner que dans le cas des polymères à l'état amorphe, cette orientation fait augmenter, la résistance mécanique du matériau dans la direction parallèle à celle-ci, mais la fait généralement diminuer dans la direction perpendiculaire [18,52]. Les Figs. 3.8-9, montrent cet effet dans un polymère complètement amorphe (polystyrène), et dans un polymère semi-cristallin (polypropylène) à l'état amorphe dans la peau des pièces.

Par ailleurs, l'orientation moléculaire favorise la cristallisation, car elle augmente l'ordre moléculaire. De plus, plusieurs polymères semi-cristallins présentent une biorientation de la structure cristalline qui a pour effet d'augmenter, comme on le verra par la suite, la résistance mécanique dans la direction MD comme dans la direction TD [29], la direction diagonale (DD) devenant donc la plus faible, Figs. 3.23-43.

Enfin, en ce qui concerne la prédiction théorique de l'orientation moléculaire dans les pièces moules par injection, à l'heure actuelle les modèles capables de la prédire ne le font que d'une façon approximative [72-75].

### 3.1.2. La connexité inter-moléculaire.

Pendant le passage de la matière par la machine d'injection les molécules de plastique ont le temps et l'énergie nécessaires pour diffuser entre elles produisant une homogénéisation de la connexité inter-moléculaire à l'ensemble du produit. Cependant une fois dans le moule la matière se refroidit et l'énergie disponible pour la diffusion des molécules diminue, ceci est sans conséquences tandis que la matière reste uniformément unie pourtant, si différents fronts d'écoulement, ou un même front précédemment divisé (par exemple par un obstacle), se retrouvent dans un point à l'intérieur du moule les molécules normalement n'ont ni le temps ni l'énergie nécessaire pour diffuser de nouveau, des lignes de soudure sont alors produites. La connexité inter-moléculaire, dans ces lignes, est fortement perturbée et les propriétés mécaniques de la pièce sont amoindries de façon significative. Ces lignes sont particulièrement nuisibles aux propriétés mécaniques quand la rencontre des écoulements est frontale, car en plus du changement drastique dans l'orientation moléculaire dû à l'effet fontaine, la connexité moléculaire est diminuée aussi par une éventuelle formation de poches d'air qui se forment à cet endroit [41, 45], Fig. 3.10.

Les lignes de soudure sont peu recommandables dans n'importe quelle pièce en plastique, cependant elles sont surtout dangereuses dans les pièces en plastiques peu ductiles (polystyrène par exemple) [37,40]. Par ailleurs, le remède le plus efficace contre l'affaiblissement des pièces avec des lignes de soudure est d'augmenter la température de la matière lors de la mise en forme, soit en injectant à plus haute température, soit en élevant la température du moule [34,38]. Par exemple, la Fig. 3.11 illustre comment la résistance à l'impact des pièces en polystyrène avec une ligne de soudure centrale augmente avec la température d'injection et du moule. L'augmentation de la température de la matière n'est pas cependant toujours souhaitable, car elle fait diminuer les propriétés mécaniques du restant de la pièce. Heureusement, le recuit des pièces peut être aussi une solution au problème, Fig. 3.38, [40].

### 3.1.3. La dégradation.

Lors du moulage par injection des pièces en plastique, une dégradation de la matière première est inévitable, cependant cette dégradation est plus ou moins intense dépendamment de l'addition de stabilisateurs et de la valeur des paramètres d'injection, i.e. la température et la vitesse d'injection [80].

Si la température, ou la vitesse d'injection sont trop élevées, les chaînes moléculaires peuvent casser, réagir avec l'oxygène, ou encore, réagir entre elles. Cette dégradation du matériau réduit normalement la plupart de ses propriétés mécaniques. Par exemple, la Fig. 3.39 montre la diminution de la limite ultime de plusieurs grades de HDPE, quand la température de dégradation (300° C) est dépassée [26].

Par ailleurs, ce sont les propriétés rhéologiques du matériau qui sont les plus sensibles à la dégradation. Par exemple à la Figure 3.12, l'augmentation de l'indice de fluidité (MFI) dû à la dégradation est comparée à la diminution de la résistance à l'impact d'une pièce en PP. On observe dans cette figure que pour une augmentation de 17 fois la valeur initiale du MFI, la résistance à l'impact diminue seulement de moitié [70,80].

La dégradation de pièces en plastique continue après le moulage par injection dû à l'action de l'environnement. Un des problèmes les plus communs est l'absorption d'humidité par les pièces en plastique qui fait diminuer appréciablement la déformation à la rupture de celles-ci, Fig. 3.13

Enfin, il faut souligner que le vieillissement physique de la structure peut diminuer les propriétés mécaniques des plastiques, surtout dans les semaines suivantes à l'injection. Par exemple la Fig. 3.14 montre comment la résistance à l'impact des pièces en polypropylène, emmagasinées dans des conditions normales (23° C, 50% RH), diminue avec le temps. On remarque qu'au bout de 3 mois sa résistance a baissé de 30%. Il est donc dommage de constater que, dû à la précipitation de quelques chercheurs, les données expérimentales sont souvent obtenues dans la semaine suivante à l'injection dans une période d'instabilité structurelle majeure, donnant comme résultats de fausses relations paramètres d'injection - propriétés mécaniques [47].

#### 3.1.4 La cristallisation.

La résistance et la ductilité des pièces en plastiques semi-cristallins sont fortement reliées au pourcentage de phase cristalline dans celles-ci. Par exemple, la Fig. 3.15 illustre comment la résistance augmente et la ductilité diminue avec la proportion de phase cristalline présente dans les pièces en PEEK [73]. L'effet de la phase cristalline sur les propriétés mécaniques n'est pas cependant toujours le même, il dépend notamment du type de phase cristalline qui se développe et de la taille de celle-ci.

Il y a deux types d'empilement cristallin qui se développent pendant la solidification et le compactage des plastiques semicristallins; Les sphérolites et la structure "shish-kebab".

##### a) Structure sphérolitique:

Les sphérolites sont formées par un empilement radiale des lamelles (caractéristique que leur confère une parfaite isotropie mécanique). Les propriétés mécaniques de cette micro-morphologie sont, pour le même pourcentage de cristallinité, directement reliées à la taille des sphérolites, car si bien la structure sphérolitique est localement assez résistante elle est aussi très fragile, heureusement elle est entourée par une phase amorphe ductile qui connecte les sphérolites entre elles, cette phase compense la fragilité de celle-

ci, mais elle a tendance à s'affaiblir au fur et à mesure que les sphérolites grossissent. Par ailleurs, les grosses sphérolites sont aussi plus faibles que les plus petites parce qu'elles permettent un mouvement plus libre des micro-défauts à l'intérieur de celles-ci [66]. Il y a donc une taille sphérolitique idéale pour laquelle la résistance augmente sans trop fragiliser le matériau, Fig. 3.16, au-delà de cette taille toutes les propriétés mécaniques diminuent car le matériau, dans son ensemble, devient moins résistant et plus fragile [63,64].

La croissance des sphérolites est favorisée par les hautes températures d'injection, et les faibles vitesses de refroidissement, par contre une température du moule relativement élevée favorise plutôt sa nucléation produisant des sphérolites de petite taille (facteur qui accroît la résistance du matériau) [63].

Les cavités minces permettent une forte vitesse de refroidissement favorisant la formation de petites sphérolites et éventuellement de la structure "shish-kebab", ceci est une des raisons pour laquelle les pièces minces sont relativement plus résistantes que les plus grosses. Concernant les angles des pièces, la pratique qui consiste à augmenter les rayons de courbure pour les renforcer, peut produire l'effet contraire au delà d'un certain rayon, car les grands rayons de courbure empêchent le refroidissement et l'orientation moléculaire, facilitant ainsi la croissance de sphérolites qui fragilisent le matériau [49,50,62].

Les grandes distances au seuil permettent le refroidissement de la matière, condition qui favorise la formation de sphérolites de petite taille, par contre la zone du seuil reste normalement assez chaude provoquant la croissance des sphérolites, c'est pour cela que cette zone devient localement plus faible, Fig. 3.17, [22,58]. Par ailleurs, à l'endroit de lignes de soudure, par un effet de réorientation moléculaire, les sphérolites grossissent appréciablement aussi, fragilisant d'avantage ces lignes [32], Fig. 3.18.

#### b) Structure "shish-kebab"

La structure "shish-kebab" est formée par des amas des molécules, orientées perpendiculairement à la direction de l'écoulement de la matière dans le moule, reliées par des fines tiges de molécules orientées dans la direction parallèle à celui-ci [15,16,52], Fig. 3.19. Cette structure, moins dense et moins fragile que la sphérolitique, produit un réseau réticulaire cristallin, où la phase amorphe est placée aux interstices (fait qui minimise son influence dans les propriétés mécaniques). Ces caractéristiques rendent la structure résistante et tenace [16,26,52]. La structure "shish-kebab" est idéale pour accroître les propriétés mécaniques des pièces moulées, même si elle est hautement anisotrope malheureusement elle n'existe pas dans tous les plastiques.

La formation de cette structure est amorcée par une forte orientation moléculaire lors de la solidification, donc les paramètres d'injection qui

facilitent l'orientation moléculaire à l'état fondu (faible température d'injection et du moule) et ceux qui aident à la retenir pendant la solidification favorisent l'apparition de cette structure [16,26]. Le développement ultérieur de celle-ci requiert aussi, dans certains cas, une pression de compactage importante [15].

Contrairement à la structure sphérolitique, la structure "shish-kebab" ne se développe que parmi les grades polymériques où les molécules peuvent arriver à avoir un haut degré d'orientation (en particulier ceux avec un fort poids moléculaire). Cette structure se localise normalement dans la peau des pièces produites avec ces grades [26].

### 3.2 Distribution des micro-morphologies dans les thermoplastiques

#### a) Thermoplastiques semi-cristallins.

Les pièces faites en thermoplastiques semi-cristallins peuvent présenter toutes les micro-morphologies précédentes, incluant l'amorphe, superposées à travers son épaisseur. La Fig. 3.20 montre une coupe transversale typique d'une de ces pièces, en général on peut distinguer deux zones précises avec des micro-morphologies différentes; la peau et le coeur de la pièce. Plusieurs auteurs observent aussi une zone de cisaillement ou de transition entre ces deux zones. Les propriétés mécaniques finales de ces pièces sont déterminées par la proportion, la distribution et l'état structural de ces micro-morphologies.

Les micro-morphologies présentes dans la peau des pièces sont normalement très orientées [12,13,17,18], plutôt amorphes ou avec de cristaux de petit taille [12,13,17,18]. Mécaniquement elles sont très résistantes. Une forte proportion de ces micro-morphologies dans la pièce fait, normalement, augmenter la valeur du module élastique et de la limite d'écoulement, Fig. 3.21. La résistance à l'impact [12,13,24] et à la température [24,45] sont aussi largement tributaires de la proportion de ces micro-morphologies dans les pièces moulées.

Le développement de celles-ci vers l'intérieur de la pièce est stimulé par une forte vitesse de refroidissement locale. Les faibles températures et pressions d'injection et les faibles températures du moule sont donc les principaux paramètres d'injection qui favorisent sa croissance, Fig 3.22. En ce qui concerne les conditions d'injection, les faibles épaisseurs, les faibles rayons de courbure et les longues distances au seuil sont les conditions optimales pour le développement de ces micro-morphologies.

Les micro-morphologies du coeur des pièces, sont normalement sphérolitiques présentant éventuellement, pour les gros épaisseurs, des vides entre les sphérolites. Mécaniquement elles sont isotropes, fragiles et peu résistantes, sa résistance en plus diminue plus vite avec la température que celle des autres micro-morphologies [42]. Ces micro-morphologies sont généralement à éviter car elles sont responsables de la diminution de la résistance à l'impact, et de

l'affaiblissement rapide avec la température, des pièces moulées. Sa formation est défavorisée par une vitesse de refroidissement locale élevée, disparaissant même, pour les fortes vitesses (faibles températures du moule), ou pour les faibles épaisseurs dans la cavité [8].

#### b) Thermoplastiques amorphes.

La couche superficielle des pièces en thermoplastiques amorphes est plus orientée que dans le centre de ces pièces, présentant ainsi une sorte de division peau-cœur comme dans les plastiques semi-cristallins, division marquée par un minimum d'orientation moléculaire entre ces deux couches, Fig. 3.6.

La variation des propriétés mécaniques avec les paramètres d'injection, dans le cas des thermoplastiques amorphes, est fonction principalement de l'orientation moléculaire. Les propriétés mécaniques, normalement s'améliorent dans la direction parallèle à l'orientation moléculaire, par contre elles diminuent dans la direction perpendiculaire.

### 3.3. Propriétés mécaniques vs. paramètres d'injection et conditions de moulage des thermoplastiques.

#### 3.3.1. Module élastique.

La sensibilité du module élastique, des thermoplastiques semi-cristallins aux paramètres d'injection varie avec l'orientation par rapport à l'écoulement. Le module élastique dans la direction MD est normalement le plus élevé, et aussi le plus sensible à ceux-ci. Par contre, le module dans la direction DD est souvent le plus faible, particulièrement dans les thermoplastiques semicristallins qui présentent la structure "shish-kebab", et le moins sensible à ces paramètres [16,22,29]. En ce qui concerne les thermoplastiques amorphes la direction de l'écoulement ne semble pas affecter la valeur du module élastique, Table 3.1, [18].

Par ailleurs, la valeur du module élastique augmente surtout si l'on utilise des faibles températures d'injection [8,16,18,27,29,30], Fig. 3.23, des températures élevées du moule [8,18,27,29,30,70], Fig. 3.24, et des faibles vitesses d'injection, Figs. 3.24-6 [12, 17]

Les fortes pressions d'injection font augmenter, la valeur du module des plastiques très visqueux (par exemple le HMWPE [15]), par contre elles la font diminuer, ou légèrement augmenter, dans les plastiques peu visqueux [8,,30,12,17,29]. La Figure 3.27 montre cet effet dans deux grades de polyéthylène (HDPE, HMWPE).

La valeur du module des thermoplastiques augmente aussi si l'on utilise des seuils minces [23,30], Fig. 3.28, et diminue si la distance au seuil est importante [28], Fig. 3.29. Par ailleurs, les lignes de soudure ne semblent pas affecter la

valeur de ce module [39]. Concernant l'épaisseur de la cavité, les grosses épaisseurs font diminuer la valeur du module dans les polymères semicristallins [23,24] Fig. 3.30, et le font augmenter dans les polymères amorphes, Tableau 3.I[18].

Par ailleurs, Fujiyama et Kimura [53], ont montré que, avec des paramètres d'injection et des conditions de moulage fixes, la valeur du module des différents grades de PP augmente logarithmiquement avec l'indice de fluidité dans les directions transversale et diagonale, et diminue dans la direction parallèle à l'écoulement, Tableau 3.II. Les mêmes auteurs ont montré aussi que le rapport entre le module dans la direction de l'écoulement et celui dans la direction diagonale diminue exponentiellement avec cet indice [53], Fig. 3.31.

### 3.3.2. Limites élastique et d'écoulement plastique.

Les variations des valeurs des limites élastique ( $\sigma_y$ ) et d'écoulement plastique ( $\sigma_{max}$ ) des thermoplastiques sont toutes les deux reliées au même phénomène physique (la variation du taux de durcissement du matériau avec la déformation), et elles suivent à peu près les mêmes tendances. On fera donc référence juste à la limite d'écoulement plastique, dans cette section, pour faire allusion aux deux limites.

La valeur de la limite d'écoulement plastique diminue toujours avec l'utilisation des températures d'injection élevées, cependant l'importance de cette diminution dépend, d'une part, de l'orientation par rapport à la direction MD et, d'autre part, de la viscosité du grade utilisé [8,16,26]. La limite d'écoulement mesurée dans la direction MD est normalement plus élevée que dans les autres directions, cependant la température d'injection fait diminuer sa valeur plus rapidement que celles des autres, donc elle peut devenir égale ou même plus faible que celles-ci si on utilise des températures d'injection élevées. Par ailleurs, la valeur de la limite d'écoulement plastique et sa sensibilité à la température d'injection, dans n'importe quelle direction, augmentent avec la viscosité du matériau [16,26], Fig. 3.32 et Tableau 3.III.

En ce qui concerne la température du moule, sa réduction fait normalement augmenter la valeur de la limite d'écoulement [39,40,70], Fig. 3.33 mais dans certains polymères comme le PEEK elle peut la faire diminuer, Fig. 3.34 [17].

La valeur de la limite d'écoulement plastique des thermoplastiques augmente au fur et à mesure que la vitesse d'injection diminue [8,12,29,30,70], Fig. 3.35. Ceci est dû d'abord à la rhéofluidité et à l'autoéchauffement du matériau avec la vitesse qui font diminuer l'orientation moléculaire, et dans le cas de vitesses trop élevées, à l'éventuel écart du régime laminaire pendant le remplissage de la pièce, écart qui produit des lignes de soudure [38].

élevées, à l'éventuel écart du régime laminaire pendant le remplissage de la pièce, écart qui produit des lignes de soudure [38].

Concernant l'effet spécifique de la pression d'injection il faut signaler que son influence est plutôt faible, comparée aux autres paramètres, par exemple à la Fig. 3.42 l'effet de la température d'injection sur la limite d'écoulement plastique est comparé à celui de la pression d'injection. On remarque, dans cette Figure, qu'un accroissement de 60°C de la température d'injection produit une diminution notable de la limite d'écoulement du PP (approximativement 20% de réduction), par contre même si on double la valeur de la pression d'injection la diminution de cette limite est presque négligeable (1-3 %), [20].

Par ailleurs, une des conditions de moulage les plus désavantageuses pour la limite d'écoulement des thermoplastiques est souvent la présence de lignes de soudure dans une pièce, particulièrement quand la matière a été injectée à faible température ou dans un moule froid. La Figure 3.37 montre, par exemple, la diminution de cette limite, avec et sans la présence des lignes de soudure, en fonction de la température d'injection dans le PP [39,40]. On remarque dans cette Figure que la valeur de la limite d'écoulement diminue de 20% (dans le polystyrène à haute résistance à l'impact, HIPS) avec la présence de lignes de soudure. On note aussi que la limite d'écoulement des pièces avec des lignes de soudure est presque indépendante de la température d'injection, contrairement à celle des pièces libres de ces lignes. Concernant la température du moule, la diminution de celle-ci fait normalement diminuer la valeur de la limite d'écoulement des pièces avec des lignes de soudure [39,40,70], cet effet, qui est souvent dû à la présence des contraintes internes peut s'atténuer ou même disparaître avec le recuit des pièces [39], Fig. 3.38.

### 3.3.3. Limite à la rupture.

L'influence de la température d'injection sur la valeur de la limite à la rupture dépend fortement de la viscosité du matériau et de l'orientation par rapport à la direction MD [16,26]. La valeur de la limite à la rupture des grades très visqueux, testés dans la direction MD, diminue sensiblement avec l'accroissement de la température d'injection et reste à peu près constante dans la direction TD [24,26]. Par contre, dans les grades peu visqueux, testés soit dans la direction MD soit dans la direction TD la limite à la rupture augmente (par exemple dans le HDPE), ou diminue légèrement (par exemple dans le PP) avec la température d'injection [16, 26].

Concernant la pression d'injection, les pressions très élevées font augmenter la limite à la rupture des grades très visqueux, tandis que son influence est nulle ou négative sur les autres grades. La figure 3.40 montre cet effet dans deux grades de polyéthylène (HDPE, HWMPE).

Par ailleurs, une vitesse d'injection élevée fait normalement diminuer la limite à la rupture Figs. 3.41-42, et une température élevée du moule la fait augmenter dans le cas des polyoléfines, Fig. 3.42, mais la fait aussi diminuer dans le cas du PEEK, Fig. 3.41, [9,17].

Les Figs. 3.43-44 illustrent la distribution spatiale de la limite à la rupture, en compression et en tension, dans deux pièces (un disque et une plaque) faites avec deux polymères semi-cristallins (HDPE et PP). On observe, dans ces Figures, qu'au fur et à mesure qu'on s'éloigne du seuil, la limite à la rupture soit en compression soit en tension diminue toujours. On observe aussi que la limite à la rupture a communément sa valeur la plus élevée dans la direction MD et la plus faible dans la direction DD suivie par celle dans la direction TD [16,22,25,26].

L'effet de l'épaisseur des cavités sur la valeur de la limite à la rupture, en tension et en compression, est montré aux Figs. 3.43-44. Il est important de noter que la limite à la rupture diminue toujours avec une augmentation de l'épaisseur de la cavité (même avec des pourcentages de cristallinité identiques), car la taille des cristallites augmente toujours avec l'épaisseur [23,25].

### 3.3.4. Déformation à la rupture.

La déformation à la rupture des thermoplastiques semi-cristallins peu visqueux augmente avec la température d'injection jusqu'à que le matériau commence à se dégrader (300°C pour le HDPE) [26]. Par contre, la déformation à la rupture des thermoplastiques semi-cristallins très visqueux est plutôt insensible à la température d'injection dans la direction MD, mais dans la direction TD elle augmente sensiblement avec celle-ci, jusqu'à la température de dégradation [26], Fig. 3.45. Par ailleurs, les températures élevées du moule et les fortes vitesses d'injection font diminuer la déformation à la rupture de ce type de plastiques [70]. Fig. 3.46.

Concernant les thermoplastiques amorphes la déformation à la rupture communément augmente si l'on utilise de faibles températures d'injection [9,14,18,38,39], et de températures élevées du moule [9,14,18,39], Fig 3.47.

La déformation à la rupture diminue dans les pièces avec des lignes de soudure, spécialement quand elles sont injectées à basse température dans un moule froid, Fig. 3.48 [38], elle devient aussi insensible à la vitesse de déformation, car ces pièces cassent toujours à peu près à la même valeur de l'étirement à n'importe quelle vitesse de déformation [38], Fig. 3.48.

Par ailleurs, la déformation à la rupture des thermoplastiques semi-cristallins augmente avec la distance au seuil et l'épaisseur de la cavité [16,22]. En ce qui concerne l'épaisseur de la cavité, il faut souligner que les polyoléfines deviennent très fragiles, dans la zone proche du seuil des cavités minces ( $e < 1\text{mm}$ ). La

déformation à la rupture, dans cette zone, peut diminuer jusqu'à de 20 fois par rapport à la valeur observée loin du seuil pour ce type de matériaux [22], Tableau 3.IV.

Enfin, la plus faible valeur de la déformation à la rupture des thermoplastiques semi-cristallins se trouve normalement dans la direction MD, et la plus grande dans la direction diagonale (DD), par contre dans les thermoplastiques amorphes la plus grande valeur de la déformation à la rupture se trouve dans la direction MD et la plus petite dans la direction TD (Tableau 3.I) [18].

### 3.3.5. Résistance à l'impact.

L'influence des paramètres d'injection sur la résistance à l'impact des pièces en thermoplastiques semi-cristallins dépend notamment de la viscosité du matériau, de la direction par rapport à l'écoulement et du fait d'avoir la peau des pièces intacte ou non (c'est-à-dire dans l'absence de fentes ou de fissures qui laissent à découvert le cœur des pièces). Les Figs 3.49-51 résumant cette influence dans le PP et le HDPE. On observe dans ces figures que; a) la résistance à l'impact par chute des poids (drop-weight test) augmente avec la température, Figs 3.49c-50b, et avec la vitesse d'injection, Fig. 3.50a, mais diminue avec la température du moule, Fig. 3.50a. La résistance à l'impact en traction augmente toujours avec la température d'injection à l'exception des grades peu visqueux, Figs 3.49d-e. La résistance à l'impact mesurée avec le test izoid (échantillons avec la peau partiellement enlevée) diminue avec la température d'injection et du moule, ainsi qu'avec la vitesse d'injection dans la direction MD, Figs 49f-51, et augmente avec ces paramètres dans la direction TD, Figs. 50e,f,g,

Concernant les thermoplastiques amorphes, la résistance à l'impact est moins sensible à la présence ou absence de la peau des pièces. Une baisse de la température d'injection fait normalement augmenter la résistance à l'impact dans la direction MD [9,18,34], et la fait diminuer dans la direction TD [18], Tableau 3.I. Cette résistance augmente aussi si l'on utilise des faibles vitesses d'injection [9], par contre elle est plutôt insensible à la température du moule [9,18,34] et à la pression d'injection [18,38].

Par ailleurs, la résistance à l'impact se voit fortement diminuée avec la présence de lignes de soudure. Ces lignes sont particulièrement nuisibles quand le matériau est injecté à faible température d'injection dans un moule froid [34,32,38], conditions sous lesquelles la résistance des thermoplastiques, diminue jusqu'à quatre fois [34, 38], Fig. 3.52. Par ailleurs, la résistance à l'impact augmente avec la distance au seuil [10,33]. Par exemple, la Fig 3.53 montre la distribution de l'énergie de fracture obtenue par frappe de dards sur des plaques de polypropylène où la diminution de la résistance à l'impact avec les lignes de soudure et l'augmentation de celle-ci avec la distance au seuil peuvent être appréciées.

Enfin, les marques d'éjection n'ont pas d'influence dans la résistance à l'impact, si l'impact produit un champ des contraintes compressif dans celles-ci, par contre la résistance diminue si le champ produit est de traction [47], Tableau V.

### 3.4. Effets dans les thermodurcissables;

Les composants des polymères thermodurcissables sont injectés à une température inférieure à sa température de réaction, dans un moule chauffé à une température supérieure à celle-ci, par un ou plusieurs seuils. Les pièces en plastiques thermodurcissables passent par une période de cure avant d'être refroidies et éjectées.

Idéalement une pièce en résine thermodurcissable a une structure réticulaire complètement isotrope, cependant dans la pratique les molécules des composants s'orientent dans la direction de l'écoulement, et réagissent entre elles prioritairement dans la direction transversale, les réactions étant rarement achevées, un affaiblissement de la pièce finale, dans cette direction, est normalement observé [21].

Le paramètre d'injection le plus important est la température du moule [11], car les températures trop élevées dégradent rapidement le matériau tandis que les trop faibles ne permettent pas de compléter toutes les réactions chimiques. Par ailleurs, les pressions d'injection et de compactage jouent aussi un rôle critique dans le moulage par injection de ce type de polymères [11].

Les Figures 3.54-55, résument les effets des paramètres d'injection sur le module élastique et la limite à la rupture d'un thermodurcissable typique (résine phénolique).

## 4. EFFETS DES PARAMETRES D'INJECTION ET LES CONDITIONS DE MOULAGE SUR LA MICRO-MORPHOLOGIE ET LES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES DES PLASTIQUES RENFORCES.

Il existe une large bibliographie à propos des propriétés mécaniques des plastiques renforcés, malheureusement la plus part des auteurs ont travaillé surtout avec des pièces moulées par compression. Concernant le moulage par injection, la bibliographie est plus restreinte, mais suffisante pour l'objectif du présent rapport.

### 4.1. Effets sur la micro-morphologie et la distribution des renforts.

Les propriétés mécaniques des plastiques renforcés sont fonction, d'une part de la micro-morphologie de la matrice et, d'autre part de la proportion, de la géométrie et des dimensions du renfort ainsi comme de l'orientation et la distribution de celui-ci dans la pièce [70].

#### 4.1.1. La micro-morphologie de la matrice.

Les effets des paramètres d'injection des conditions de moulage sur la micro-morphologie de la matrice sont essentiellement les mêmes que dans le cas des plastiques non-renforcés, cependant il faut souligner les deux différences suivantes:

a) La présence des fibres peut amplifier ou réduire l'influence de la température d'injection et du moule, ainsi que celles de la vitesse d'injection et de refroidissement, sur la micro-morphologie de la matrice, car les renforts ont normalement un coefficient de transfert de la chaleur différent de celui de la matrice. Par exemple, le Tableau 4.1 montre qu'aux mêmes conditions d'injection, la cristallinité du PEEK est plus grande dans les pièces renforcées avec des fibres de verre, que celles renforcées avec des fibres de carbone (les fibres de carbone ont une conductivité thermique de deux ordres de grandeur supérieure à la conductivité des fibres de verre, et à celle du PEEK) [84]. Or, si la cristallinité de la matrice a une faible influence sur le module des plastiques renforcés, elle peut faire diminuer appréciablement la résistance à l'impact de ceux-ci [79], Fig. 4.1. Il est donc intéressant d'augmenter la température (ou refroidir moins vite), les plastiques renforcés avec des fibres thermiquement isolantes et faire le contraire avec ceux renforcés avec des fibres thermiquement conductrices, si on veut maintenir toujours la même micro-morphologie optimale de la matrice.

b) Par ailleurs, la matrice ne doit pas seulement avoir des bonnes propriétés mécaniques, mais elle doit aussi pouvoir adhérer aux renforts le mieux possible et surtout être libre de contraintes internes à l'interface avec ceux-ci. Le recuit des pièces fait diminuer, dans plusieurs cas, le niveau des contraintes internes. Par exemple le Tableau 4.11 [85] montre comment la résistance à la fracture ( $K_{IC}$ ) et le module élastique ( $E$ ), des pièces en polyphénile sulfide (PPS) renforcé avec des fibres de verre et de carbone, augmentent après un recuit à 230°C pendant 8h.

#### 4.1.2 L'orientation et la distribution des fibres.

Pendant le remplissage, les fibres ont tendance à s'orienter dans la direction TD au coeur des pièces et dans la direction MD dans la peau de celles-ci, par contre dans la zone de transition plusieurs couches avec différentes orientations peuvent se développer, Fig. 4.2. L'orientation et la proportion de ces zones dépendent principalement des facteurs suivants: a) de la géométrie de la cavité (en particulier de la convergence ou la divergence de l'écoulement au moment du remplissage [71-82]), ainsi que de la nature de la matrice et des fibres, b) des vitesses d'injection et de refroidissement, c) de la formation des lignes de soudure.

a) Effets de la nature de la matrice, des fibres et de la géométrie de la cavité;

La Fig. 4.3 montre l'orientation des fibres de verre, dans une matrice de polypropylène, produite par un écoulement convergent (dans une barre), et par un écoulement divergent (dans une plaque et un disque). On constate, dans ces figures, que les renforts sont orientés toujours dans la direction TD au coeur des pièces, par contre dans la peau de celles-ci les fibres sont de préférence orientées dans la direction MD de la barre, tandis que dans la plaque et le disque elles sont orientées au hasard [82].

La même Fig. 4.3 illustre les différentes orientations des fibres de verre dans une matrice de polypropylène (GFPP) et dans une autre de nylon 66 (GFPA). On observe, que la zone de la peau de la pièce en GFPA est plus épaisse et les fibres plus orientées, dans la direction MD, que dans la pièce en GFPP [82.]

Par ailleurs le Tableau 4.III résume les valeurs du module élastique et de la résistance ultime pour les géométries précédentes. Sur la base de ce tableau Bright [82] fait les observations suivantes :

- Dans presque tous les cas les pièces moulées avec un écoulement divergent (plaque et disque) montrent des meilleures propriétés mécaniques dans la direction TD, particulièrement s'il s'agit de grosses pièces. Ceci est dû à l'orientation des fibres au coeur de celles-ci qui est fondamentalement perpendiculaire à la direction de l'écoulement.

- Le module dans la direction MD peut être jusqu'à 30% plus faible dans un disque ou dans une plaque que dans une barre (direction 0 dans le Tableau 4.III). Or, les normes ASTM sont obtenues à partir d'échantillons semblables à la barre où l'écoulement est convergent, il faut donc faire attention avant d'utiliser ces données, pour déterminer les propriétés mécaniques des géométries où l'écoulement est divergent.

Par ailleurs, la figure 4.4 montre la distribution des fibres dans deux pièces en PEEK, avec 20 et 30% (du volume) de renforts, l'une est renforcée avec de fibres de verre et l'autre de carbone. On remarque dans la première pièce que les fibres ont une distribution et une orientation mieux définies que dans la deuxième, où elles sont plutôt au hasard [83].

b) Effets de la vitesse d'injection;

La figure 4.5 montre l'influence de la vitesse d'injection sur l'orientation des renforts des pièces moulées en GFPP et GFPA. On note que cette orientation est très sensible à la vitesse d'injection dans les pièces GFPA, tandis qu'elle est plutôt insensible à celle-ci dans celles en GFPP, [82].

### c) Effets des lignes de soudure;

Similairement à ce qui se passe dans les polymères non-renforcés, les lignes de soudure sont particulièrement néfastes aux propriétés mécaniques des plastiques renforcés. L'orientation moléculaire de la matrice et l'orientation des renforts, dues à l'effet fontaine, sont profondément perturbées dans ces lignes, spécialement quand deux fronts d'écoulement se trouvent face à face, Figure 4.62 (barre ASTM). Les renforts dans cette dernière situation s'orientent perpendiculairement à l'écoulement dans la ligne de soudure ne pouvant ainsi remplir son rôle à cet endroit, Fig. 4.62d (Moule A), les propriétés mécaniques chutent alors de façon dramatique, Fig. 4.7.

Un moyen intéressant d'éviter la chute des propriétés mécaniques, dans les pièces avec lignes de soudure, est de provoquer un écoulement de retour (back flow) lors du remplissage. Cet écoulement de retour provoque une déformation latérale de la ligne de soudure, Fig. 4.6d (moule B), qui réordonne l'orientation des renforts produisant une meilleure distribution de ceux-ci. L'écoulement de retour peut être produit, par exemple, en moulant la pièce dans un moule à cavités multiples [35], Fig. 4.6a (Moule B). La Fig. 4.6b montre par exemple comment la limite à la rupture augmente plus rapidement avec la pression de compactage dans le cas de pièces moulées avec un moule à cavités multiples (moule B) que dans un moule à cavité unique (moule A).

#### 4.1.3. Longueur des renforts.

Les propriétés mécaniques des plastiques renforcés sont aussi affectées par la longueur des fibres [77,86], Fig. 4.8. Or, cette longueur dans le cas des fibres très fragiles peut être fortement réduite par des conditions d'injection en dehors d'une certaine zone optimale. Par exemple, les trop faibles ou trop fortes vitesses d'injection et les seuils ponctuels provoquent la fracture des fibres de verre diminuant la longueur finale de celles-ci et par conséquent les propriétés mécaniques de la pièce.

#### 4.1.4 Le pourcentage des renforts.

Il est commun que le pourcentage des renforts dans les pièces finales soit plus faible que le pourcentage nominal de renforts de la matière première car, en plus cette matière contient normalement un peu moins de fibres, celles-ci ont tendance à être retenues dans la vis de la machine d'injection ou dans les différentes canalisations du moule (y compris le seuil) [81]. Par exemple le Tableau 4.V montre le pourcentage nominal et réel des fibres des pièces en polycarbonate renforcées avec des fibres de carbone et du verre, on note que le pourcentage nominal et réel des fibres est différent et que la perte de fibres de carbone est plus forte que celle de fibres de verre.

Au même Tableau 4.V et dans la Fig. 4.9, les propriétés mécaniques du polycarbonate renforcé sont résumées. On observe que sa déformation à la rupture et sa résistance à l'impact diminuent dramatiquement avec l'addition des fibres Tableau 4.V, particulièrement avec celles de carbone par contre la limite ultime et le module d'élasticité augmentent fortement avec le pourcentage des fibres, Fig. 4.9, surtout celui des fibres de carbone [80].

4.2. Effets des paramètres d'injection sur les propriétés mécaniques des plastiques renforcés.

4.2.1 Effets de la température d'injection.

Les Figures 4.10-11 illustrent les effets de la température d'injection sur les propriétés mécaniques de deux grades de polypropylène renforcés avec des fibres de verre. On remarque dans ces figures qu'à l'exception de la résistance à l'impact (qui diminue), et la limite ultime en flexion (qui augmente), Fig. 4.10, l'influence de la température d'injection est plutôt modeste est de fois inférieure à la précision des essais [16,81]

4.2.2 Effets de la vitesse d'injection.

Les trop petites et surtout les trop grandes vitesses d'injection provoquent l'endommagement des fibres de verre (Fig. 4.12) diminuant ainsi la longueur finale de celles-ci et par conséquent la limite ultime des plastiques renforcés [78].

Par ailleurs l'influence de la vitesse d'injection sur les propriétés élastiques des plastiques renforcés est très dépendante de la nature de la matrice. Par exemple, le Tableau 4.IV montre l'effet positif mais négligeable de la vitesse d'injection sur la valeur du module d'élasticité du GFPP et l'effet négatif et important de cette vitesse sur la valeur du module d'élasticité du GFPA [82].

4.2.3 Effets de la température du moule.

Similairement à la vitesse d'injection une température du moule trop faible ou trop élevée provoque la rupture des fibres de verre, réduisant ainsi les propriétés mécaniques de la pièce, Fig. 4.13.

4.2.4 Effets des seuils.

La Figure 4.14, illustre l'influence de la géométrie du seuil sur la longueur moyenne des fibres de verre dans une matrice de polyamide 66. On observe dans ces figures qu'un seuil ponctuel endommage plus les fibres de verre qu'un seuil plat, en conséquence la limite ultime des pièces injectées avec le premier type de seuil est plus faible que celles injectées avec le second [78].

#### 4.2.5 Effets des pressions d'injection et de compactage.

L'accroissement des pressions d'injection et de compactage a une influence normalement négative sur les propriétés mécaniques des plastiques renforcés [76,78,81], Fig. 4.15-16. La raison de ceci n'est pas bien comprise à l'heure actuelle, car quelques auteurs signalent l'endommagement des fibres comme la cause principale [78], tandis que d'autres indiquent des changements dans la micro-morphologie et du niveau des contraintes internes dans la matrice dus à l'accroissement de la température de fusion par la pression, comme principal responsable [81].

### 5. CONCLUSION

Une recherche bibliographique à propos des propriétés mécaniques des plastiques moulés par injection a été accomplie. Quatre points peuvent être soulignés:

a) En général, les paramètres d'injection qui affectent le plus la résistance mécanique des plastiques non-renforcés sont: la température d'injection et la température du moule. La température d'injection a une influence plutôt négative, tandis que la température du moule plutôt positive sur la résistance des plastiques.

Concernant la vitesse injection, la pression injection et la pression de compactage on peut dire qu'en dehors d'une zone critique (comme par exemple vitesses d'injection trop élevées qui provoquent l'écart de l'écoulement du régime laminaire, ou les trop faibles pressions qui causent un compactage déficient de la matière), leur influence sur les propriétés mécaniques des plastiques non-renforcés est plutôt secondaire (à l'exception des plastiques très visqueux).

b) Par contre, dans le cas des plastiques renforcés la vitesse d'injection et la pression de compactage deviennent des paramètres très importants car l'orientation des fibres et l'éventuel endommagement de celles-ci dépendent fortement de ces paramètres.

c) Par ailleurs, les conditions de moulage les plus importantes sont l'épaisseur de la cavité et la formation de lignes de soudure. Ces deux conditions réduisent la résistance mécanique des pièces en plastique, la première d'une façon relative et la deuxième d'une façon absolue (en particulier dans les plastiques renforcés ou peu ductiles).

La distance au seuil et le type du seuil sont aussi des facteurs ayant une certaine influence sur les propriétés mécaniques des plastiques non-renforcés. Le type du seuil a une importance particulière dans l'injection des plastiques renforcés, surtout s'il est susceptible d'endommager les renforts.

d) Enfin, parmi les plastiques semi-cristallins, deux polymères et ses composites ont été abondamment étudiés, dans la littérature, le polypropylène (PP) et le polyéthylène (PE).

Concernant les polymères amorphes, le polystyrène (PS), ses copolymères et leurs composites ont été acceptablement étudiés, mais il y a encore beaucoup de travail à faire.

Parmi les thermodurcissables, la résine phénolique a été particulièrement bien étudiée.

## 6. REFERENCES;

## Modèles Mécaniques.

1. U.F. KOCKS, Transactions of the ASTM, January, pp. 76-85, 1976.
2. U.F. KOCKS, J.J. JONAS and H.MECKING, Acta Metallurgica, Vol.27, pp. 419-432, 1979.
3. K.D. PAE, Journal of Materials Science 12, pp. 1209-1214, 1977.
4. R.M. CADDELL and A.R. WOODLIFF, J. of Materials Science 12, pp. 2028-2036, 1977.
5. B. BUDIANSKY, "Mechanics of Material Behavior", Edité par G.J. DVORAK and R.T. SHIELD, Evaniser Science Publishers B.V., Amsterdam, 1984.
6. Z. BIN AHMAD and M.F. ASHBY, J. of Materials Science, 23, pp. 2037-2050, 988.
7. G. MENGES and E. SCHMACHTENBERG, Kunststoffe 73, 9, pp. 543-546 1983.

## Comportement Constitutif

8. T.J. BAKHAI, These de maitrise, Universite de Lowell, Editee par University Microfilms International, London, England, (Cote a l'IGM, Q111.5 L912 1980 Bak), 1980.
9. L. SCHMIDT, J.OPFERMANN and G. MENGES, "Influence on processing conditions during injection molding of thermoplastic parts on structure and mechanical properties", ANTEC, pp. 516-520, 1982.
10. M.W. MURPHY, K. THOMAS and M.J. BEVIS. "Relationships between injection moulding conditions, micromorphology and impact properties of polypropylene: I. A typical commercial grade.", Plastics and Rubber Processing and Applications, Vol. 9, pp. 3-16, 1988
11. R.H. BECK, SPE Journal, Vol.27, May, pp. 43-48, (1971)
12. H.W. COX, CH.C. MENTZER, Plymer Eng. and Sci., Vol 26, Mid-April, No. 7, pp. 488-498, (1986)
13. R.M. CRIENS, M. HANDLER, H.G. MOSLE, Kunststoffe, Vol. 75, No. 8, pp. 507-508, (1985)

14. R.M. CRIENS, H.G. MOSLE, ANTEC'84, pp. 587-590, (1984)
15. K. DJURNER, J. KUBAT, M. RIGDAHL, Polymer, Vol 18, Oct, pp. 1068- 1074, (1977)
16. M. FUJIYAMA, H. AWAYA, S. KIMURA, J. of App. Polymer Sci., Vol. 21, pp. 3291-3309 (1977)
17. C. HSIUNG, M. CAKMAK, and J. WHITE, ANTEC'88, pp. 1685-1688, 1988.
18. G.B. JACKSON, R.L BALLMAN, SPE Journal, Oct, pp. 1147-1152, (1960)
19. S. JACOBSSON, S. HARD, A. BOLDIZAR, J. of Polymer Sci., Polymer Phy. Ed., Vol. 22, 471-474.
20. M.R. KANTZ, Intern. J. Polymeric Mater.,Vol.3, pp. 245-258, (1974)
21. B. KLEINEMEIER, G. MENGES, Polymer Eng. Sci., Vol. 18, No. 13, pp. 996-1000, (1978)
22. J. KREBS, Kunststoffe, Vol. 60, pp. 185-186, (1970)
23. J. KUBAT, J. MANSON, M. RIGDAHL, Polymer Eng. Sci., Vol. 23, No. 16, pp. 877-882, (1983)
24. J. KUBAT, J. MANSON, Polymer Eng. Sci., Vol. 23, No. 16, pp. 869- 876, (1983)
25. G. MENGES, A. TROOST, J. KOSKE, H. RIES, H. STABREY, Kunststoffe, Vol. 78, No. 9, pp. 806-809.
26. E. PASCHKE, Kunststoffe, Vol. 60, pp. 187-194, (1970)
27. A.S.D. POUZADA, M.J. STEVENS, Plas. and Rubber Proces. and App., Vol. 2, pp. 73-81, (1982)
28. A.S.D. POUZADA, M.J. STEVENS, Plast. and Rubber Proces. and App., Vol. 6, pp. 209-215, (1986)
29. T. OKAMOTO, Japan plastics age, July-Aug., pp. 22-26, (1977)
30. G. Salloum, G. Lague and A. Garcia-Rejon, ANTEC'87, pp. 1496-1500, 1987.

Lignes de soudure

31. R. Boukhili, R. Gauvin and B. Fisa, "Weld-line performance in injection & molded parts", *Plastics Engineering*, Nov., pp. 37-39.
32. C.B. Bucknall, "Application of fracture mechanics to the prediction of the ductile-brittle transition", *Pure & appl. Chem.* Vol 58, No.7, pp. 999-1014, 1986.
33. C.B. Bucknall, "Impact testing of Polypropylene mouldings", *Pure & Appl. Chem.* Vol 58, No.7, pp. 985-998, 1986.
34. R.M. Criens, "Impact strength of knit-lines in injection moulded parts", *Materials Chemistry and Physics*, Vol. 14, No. 1, pp. 69-83, 1986.
35. H. Hamada, Z. Maekawa, T. Horino, K. Lee, "Improvements of Weld Line Strength in Injection Molded FRTP Articles", *Intern. Polymer Processing II*, 3/4, pp. 131-136, 1988.
36. W.E. Haskell III, S.P. Petrie and R.W. Lewis., "Effects of flow on orientation of carbon short fiber reinforced polycarbonate", *ANTEC'82 Brookfield center, Conn USA*, pp. 292-294, 1982.
37. S.C. Malguarnera, "How to strengthen weld lines in injection & molded parts", *Plastics Engineering*, May, pp. 35-36, 1981.
38. S.C. Malguarnera, "Weld lines in polymer processing", *Polym. Ind. Technol. Eng.* 18(1), 1-45, 1982.
39. S.C. Malguarnera and A. Manisali, "The Effects of Processing Parameters on the Tensile Properties of Weld Lines in Injection Molded Thermoplastics", *Polymer Engineering Science*, July, Vol.21, No 10, pp. 586-593, 1981.
40. S.C. Malguarnera, A. Manisali and D.C. Ringgs, "Weld line structures and properties in injection Molded polypropylene", *Polymer Engineering Science*, mid-december, Vol.21, No 17, pp. 1149-1155, 1981.
41. U. WENDT, "Study of the Weld Line in Injection Mouldings", *Kunststoffe*, 78, 2, pp. 123-125, 1988.
42. H.G. Mosle, R.M. Criens, "The strength of the weld line in injection moulded polycarbonate sheets with moulded holes", *Kunststoffe* 72, 4, pp 19-21, 1982.
43. H.G. Mosle, R.M. Criens and H. Dick, "On the strength of knit-lines in injection moulded parts", *Antec'84*, pp. 772-776, 1984.
44. P.E. Reed, S. Turner, "Flexed plate impact of poly(ether sulphone)", *J. of Materials Science*, Vol. 23, pp 1985-1994, 1988.

45. Sang-Gook Kim and Nam P. Suh, "Performance Prediction of Weldline Structure in Amorphous Polymers", *Polymer Engineering and Science*, Sep., Vol. 26, No. 17, pp. 1200-1207, 1986.
46. B. Sanschagrín, R. Gauvin, B. Fisa, "Effect of filler shape on weld lines in polypropylene", *Plastic Compounding*, May/June, pp. 37-48, 1987.
47. S. Turner, "A study of impact strength testing and its relevance to real mouldings", *Pure & appl. Chem.* Vol 52, pp. 2739-2769, 1980.

#### Angles et Nervures

48. U. DELPY, "Ribbed, injection-moulded test specimens - influence of geometry on test results", *Kunststoffe*, Vol. 72, No. 12, pp. 799-801 1982.
49. H.G. MOSLE, O.S. BRULLER, H. DICK, ANTEC, SPE, pp. 290-296, 1980.
50. H.G. MOSLE, O.S. BRULLER, H. DICK, ANTEC, SPE, pp. 771-774, 1981.

#### Micro-morphologie

51. D.M. BIGG, "Mechanical Property Enhancement of Semicrystalline Polymers-A Review", *Polymer Engineering and Science*, Mid-July, Vol. 28, NO. 13, pp. 830-841, 1988.
52. M. FUJIYAMA, T. WAKINO and Y. KAWASAKI, "Structure of Skin Layer in Injection&moldded Polypropylene", *J. of App. Polymer Sci.*, Vol. 35, pp. 29-49 (1988).
53. M. FUJIYAMA, S. KIMURA, "Effect of Some Molecular Parameters on the Flexural Propieties of Injection\_Molded Polypropylene, *J. of App. Polymer Sci.*, Vol. 21, pp. 2283-2288, (1977)
54. V.B. GUPTA and I.M. WARD, *J. MACROMOL. SCI.-PHYS.*, Vol B2(1), pp.89- 113, (1968).
55. H. MENGES, H. RIES and T. WIEGMANN, "Internal Properties of Injection Moulded Parts made from Polypropylene", *Kunststoffe German Plastics* 77, pp. 433-437, 1987.
56. "Propilene polymers", *Encyclopedia of Polymer Science and Engineering A* Wiley-Interscience Publication, John Wiley & Sons, New York, 1987.
57. V. TAN and M.R. KAMAL, "Morphological Zones and Orientation in Injection&moldded Polyethylene", *J. Appl. Polymer Sci.*, Vol. 22, pp. 2341-2355, 1978.

58. V. TAN and M.R. KAMAL, "The Distribution and Development of Morphological and Strain States in Injection&moldded Thermoplastiques", Soc. Plast. Eng. Antec, Vol.22, pp. 339, 1976.
59. M.R. KAMAL and F.H. MOY, "Microstructural Characterization of Injection&moldded Articles, J. Appl. Polymer Sci., Vol. 28, pp. 1787-1804, 1983.
60. Z. BAKERDJIAN and M. KAMAL, "Distribution of Some Physical Propieties in Injection&moldded Thermoplastique Parts", Polymer Eng. and Sci., Vol. 17, No.7, pp.96, 1977.
61. P.V. DE CLEIR, These de maitrise, Universite de Lowell, Editee par University Microfilms International, London, England, 1984. (Cote a l'IGM, Q111.5 L912 1984 deC).
62. J.I. KROSCWITZ (Editor), "Polymers: An Encyclopedic Sourcebook of Engineering Properties", JOHN WILEY & SONS, New York, 1987.
63. Rapport du U.S. National Materials Advisory Board, "The Place for Therplastic Composites in Structural Components", Commission on Engineering and Technical Systems, U.S. National Research Council.
64. A.J. KINLOCH and R.J. YOUNG, "Fracture Behaviour of Polymers", Elsevier Applied Science Publishers, New York, USA, 1983.
65. J.H. REINSHAGEN and R.W. DUNLAP, "The Influence of Structure and Processing Conditions on Engineering Mechanical Properties in Bulk Crystallized Isotactic Polypropylene", J. of App. Polymer Science, Vol. 20, pp. 9-24, 1976.
66. B. ESCAIG, "A Metallurgical Approach to the Pre-Yield and Yield Behavior of Glassy Polymers", Polymer Engineering and Science, July, Vol. 24, No. 10, pp. 737-749.
67. H. RIES AND g. menges, "Degradation of Polypropylene in Injection Moulding", Kinststoffe, Vol. 78, No. 7, pp. 639-40, 1988.

#### Plastiques renforcés

70. W. MICHAELI and G. MENGES, "Prediction of Product Properties in Extrusion and Injection Molding", Adv. in Polymer Technology, Vol. 9, No. 1, pp. 69-85, 1989.

71. M.VINCENT and J.F. AGASSANT, *Polymer Composites*, April, vol. 7, No.2, pp. 76-83, 1986.
72. Z. TADMOR, "Molecular Orientation in Injection Molding", *J. of App. Polymer Sci.*, Vol. 18, pp. 1753-1772, 1974.
73. J.C. SEFERIS, 'Polyetheretherketone (PEEK): Processing-Structure and Properties Studies for a Matrix in High Performance Composites', *Polymer Composites*, June, Vol.7, No.3, pp. 158-169, 1986.
74. P.J. HOGG, "The Influence of Flow-induced Anisotropy on Impact Behaviour of Injection-moulded Short-Fibre Composites", *Composites Sci. and Tech.*, Vol. 29, pp. 89-102, 1987.
75. L. BAYER and J. ZOHREN, "Orientation of glass fibres in reinforced polyurethane", *Kunststoffe*, Vol. 74, No. 1, pp. 700-3, 1984.
76. W.E. HASKELL III, S.P. PETRIE and R.W. LEWIS, "Effects of flow on orientation of carbon short-fiber reinforced polycarbonate", *Polymer Com.*, Vol. 4, No. 1, pp. 47-52, 1983.
77. G. OBLIEGLO and B. ROLLER, "Modification of glass-fibre reinforced polyamides in injection moulding", *Kunststoffe*, Vol. 76, No. 8, pp. 709-12, 1986.
78. G. OBLIEGLO and B. ROLLER, "Injection moulding of glass fibre reinforced polyamides", *Kunststoffe*, Vol. 75, No. 3, pp. 179-181, 1985.
79. M.F. TALBOTT, G.S. SPRINGER and L.A. BERGLUND, *J. Com. Mat.*, Vol. 21, pp. 1056-81, 1987.
80. D. KOMPALIK and B. SCHMID, *Kunststoffe*, Vol. 78, No. 4, pp. 308, 1988.
81. S.F. XAVIER, D. TYAGI and A. MISRA, *Polymer Composites*, Vol. 3, No. 2, pp. 88-96, 1982.
82. P.F. BRIGHT and M.W. DARLINGTON, *Plast. and Rubber Proc. and App.*, Vol. 1, No. 2, pp. 139-147, 1981.
83. J. KARGER-KOCSIS and K. FRIEDRICH, *Plast. and Rubber Proc. and App.*, Vol. 8, No. 2, pp. 91-104, 1987.
84. M.J. FOLKES and D. KELLS, *Plast. and Rubber Proc. and App.*, Vol. 5, No. 2, pp. 125-131, 1985.

85. J. KARGER-KOCSIS and K. FRIEDRICH, *J. of Materials Science*, Vol. 22, pp. 947-961, 1987.

FIGURES

	Compression molding	Extrusion	Injection molding
Melting	Mass temperature Residence time	Mass temperature Residence time Shear rate	Mass temperature Residence time Shear rate
Forming	Mass temperature Pressure	Mass temperature Pressure Shear stress Cooling rate	Mass temperature Pressure Shear stress Cooling rate
Cooling	Cooling rate Pressure	Cooling rate	Cooling rate Pressure Shear stress

Increasing melt loading →

FIGURE 3.1 Sollicitation mécanique et thermique des polymères en fonction du type de procédé de mise en forme [70].

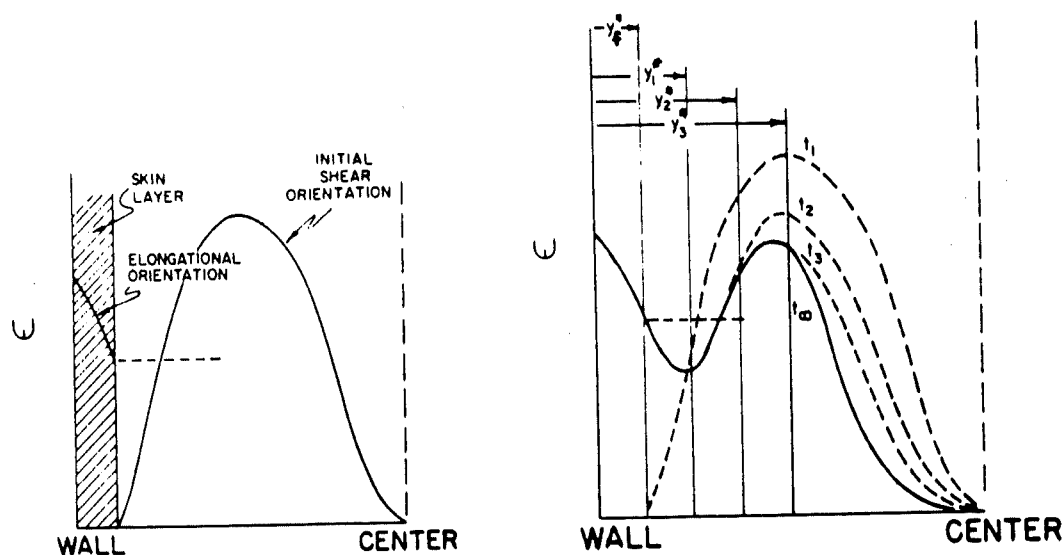


FIGURE 3.2 Développement de l'orientation moléculaire due au champs de déformation élongationnelle et de cisaillement; a) pendant le remplissage de la pièce, b) pendant la solidification de la pièce ( $y_1^*$ , est l'épaisseur de la couche solidifiée à l'arrêt de l'écoulement, et  $y_i^*$  est l'épaisseur de celle-ci dans les temps subséquents) [72].

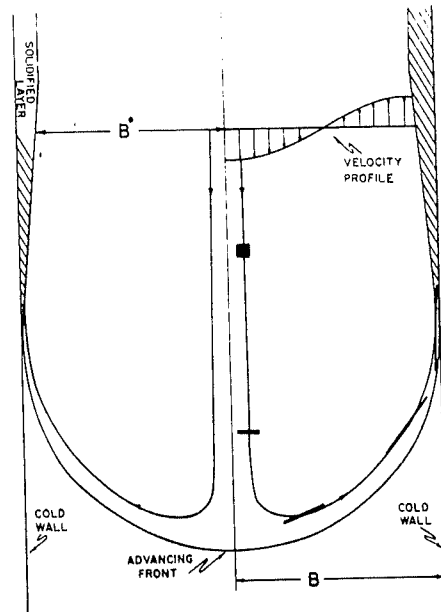
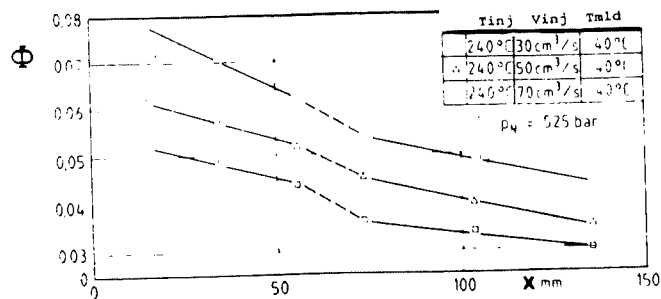
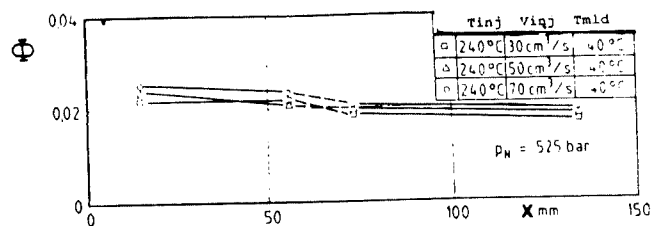


FIGURE 3.3 Effet fontaine dans un écoulement entre deux plaques parallèles.

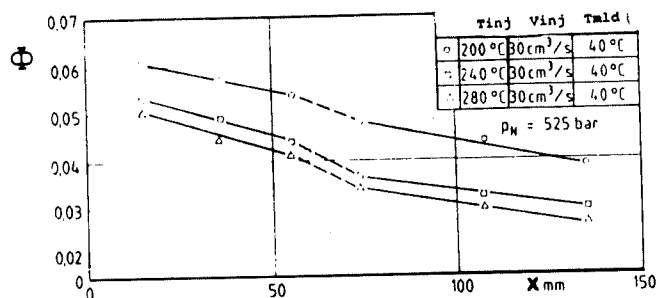


(a)

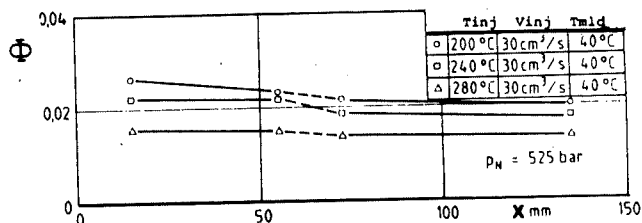


(b)

FIGURE 3.4 Influence de vitesse d'injection ( $V_{inj}$ ) et de la distance au seuil ( $x$ ) dans l'orientation moléculaire moyenne ( $\Phi$ ) d'une pièce en Polypropylène; a) dans la direction de l'écoulement (MD), b) dans la direction transversale à l'écoulement (TD) [55].



(a)



(b)

FIGURE 3.5 Influence de température d'injection ( $T_{inj}$ ) et de la distance au seuil ( $x$ ) dans l'orientation moléculaire moyenne ( $\Phi$ ) d'une pièce en Polypropylène; a) dans la direction de l'écoulement (MD), b) dans la direction transversale à l'écoulement [55].

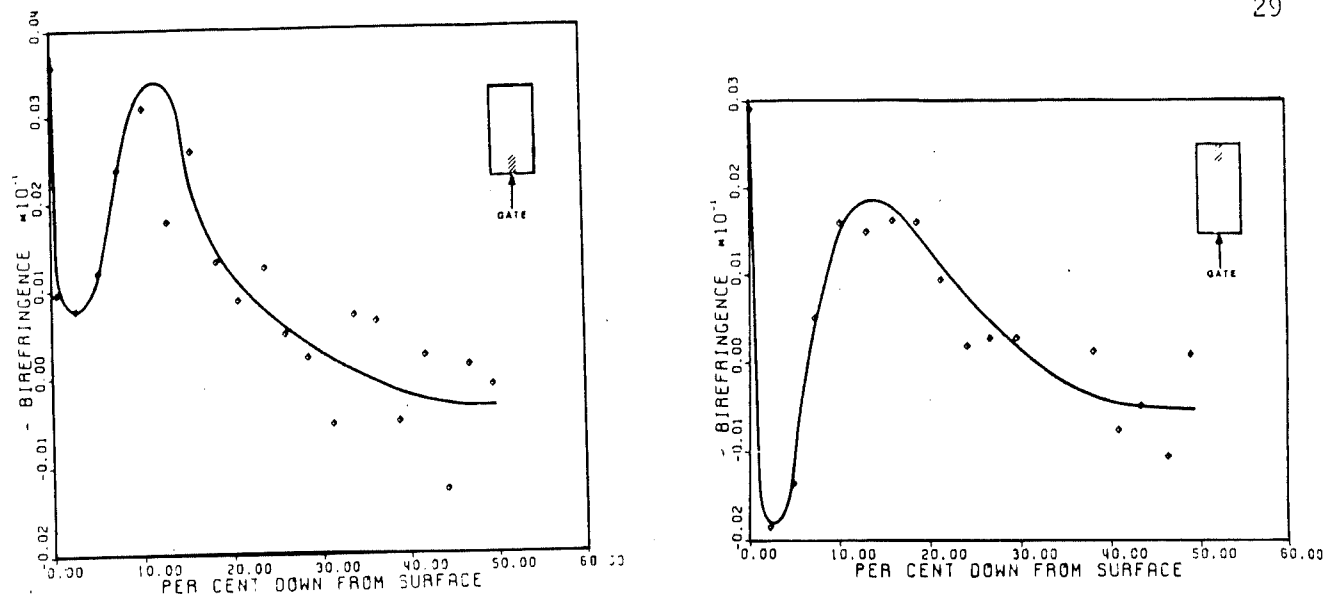


FIGURE 3.6 Variation de la biréfringence avec la distance à la surface d'une pièce en polystyrène; a) près du seuil, b) loin du seuil [60].

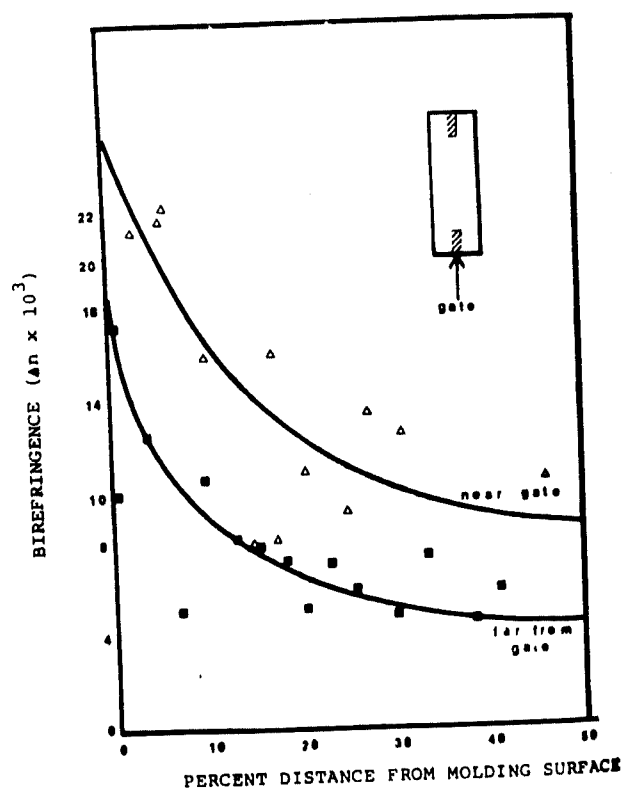


FIGURE 3.7 Variation de la biréfringence avec la distance à la surface d'une pièce en polyéthylène [60].

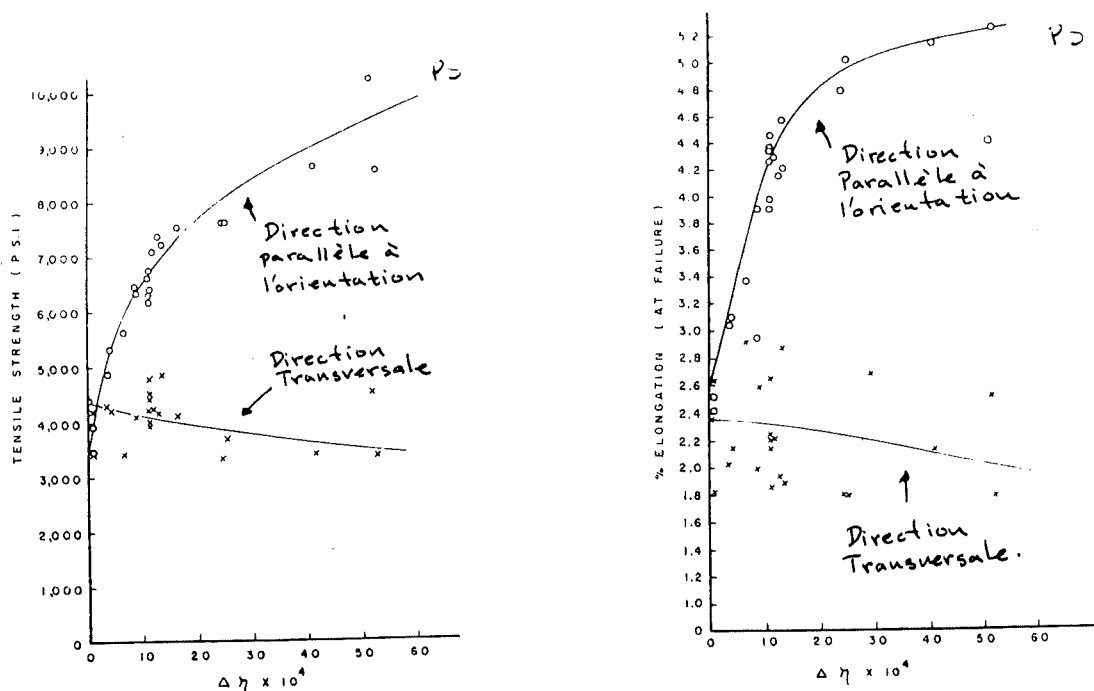


FIGURE 3.8 Variation avec la biréfringence de; a) la limite à la rupture, b) la déformation à la rupture, d'une pièce en polystyrène (amorphe) [18].

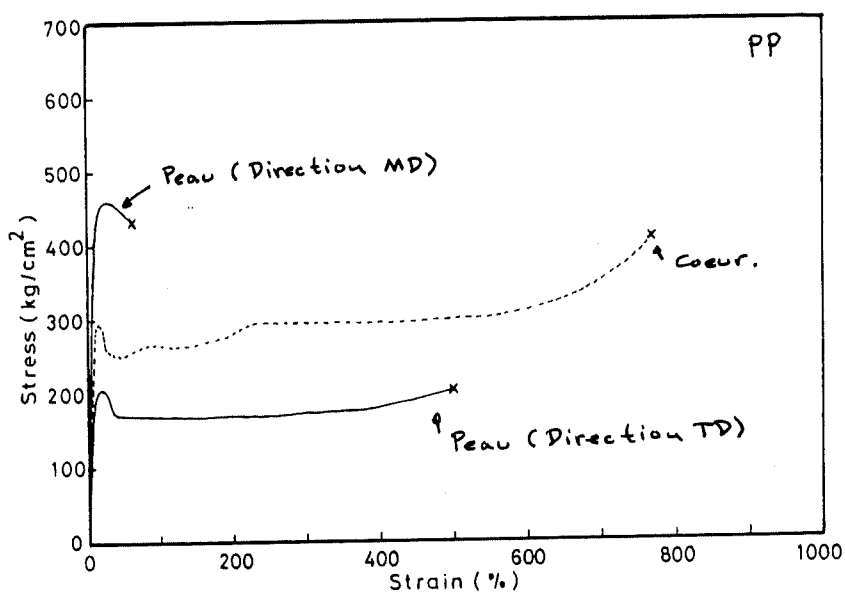


FIGURE 3.9 Contrainte nominale-déformation nominale dans la section de la peau (amorphe ou peu cristallisée) et du coeur (cristallin) d'une pièce en polypropylène dans la direction de l'écoulement (MD) et dans la direction transversale (TD) [52].

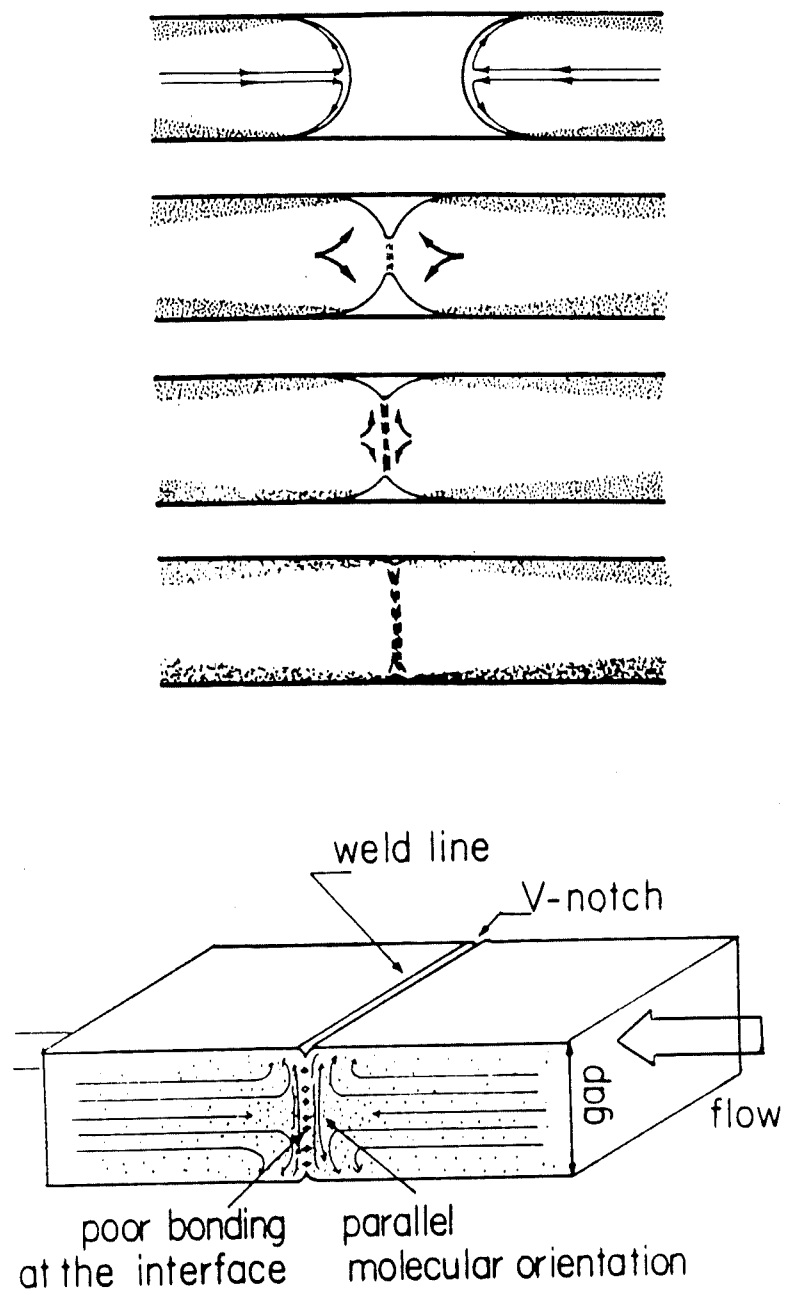


FIGURE 3.10 Formation des lignes de soudure.

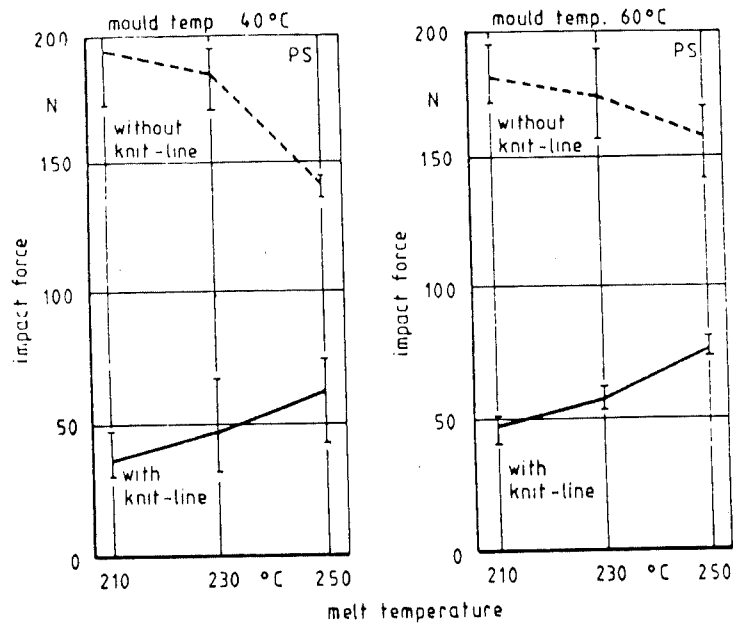


FIGURE 3.11 Résistance à l'impact des pièces en polypropylène, avec et sans lignes de soudure, en fonction des températures d'injection et du moule [34].

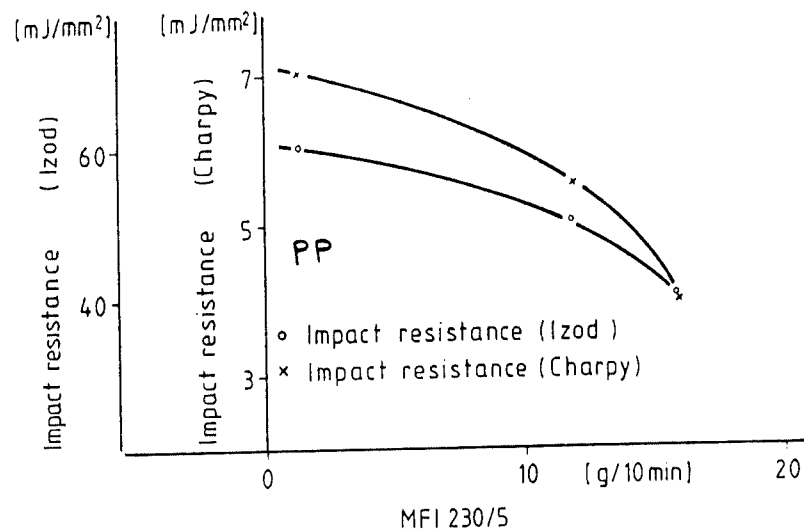


FIGURE 3.12 Résistance à l'impact vs. l'indice de fluidité MFI dans le polypropylène (la variation du MFI est due à la dégradation du matériau) [67].

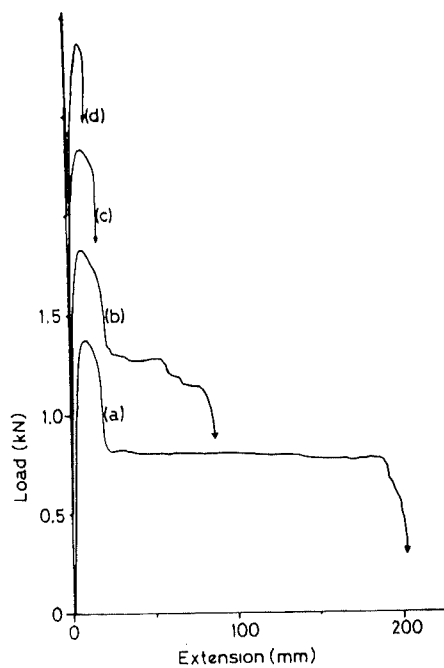


FIGURE 3.13 Courbes force-allongement des pièces en polypropylène submergées dans l'eau pendant; a) 0, b) 80, c) 104, d) 156 semaines (Chaque courbe a été déplacée de 0.5 KN).

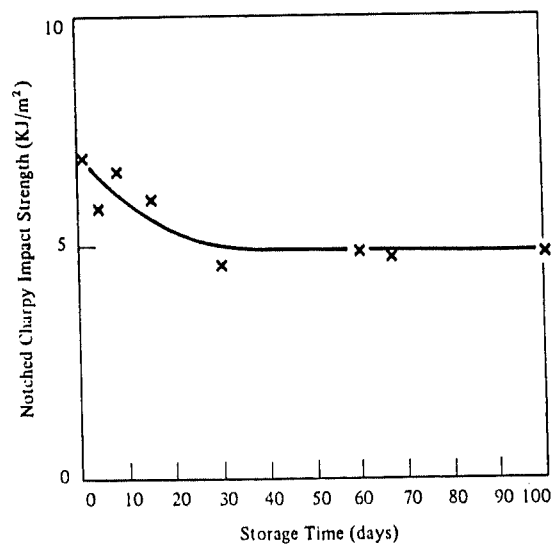


FIGURE 3.14 Résistance à l'impact des pièces en polypropylène en fonction du temps d'emmagasinement [47].

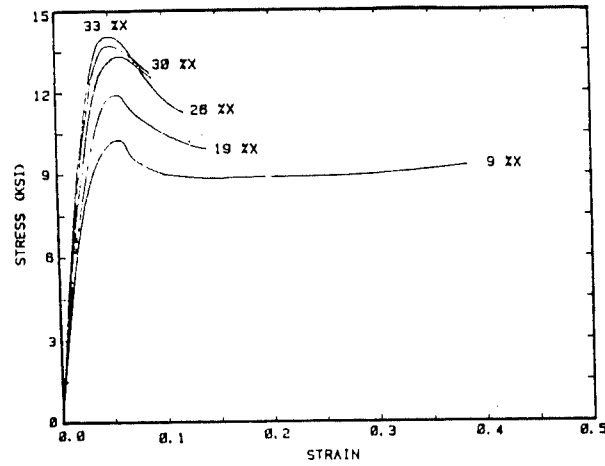


FIGURE 3.15 Courbes contrainte-déformation des pièces en PEEK avec différents pourcentages de cristallinité [73].

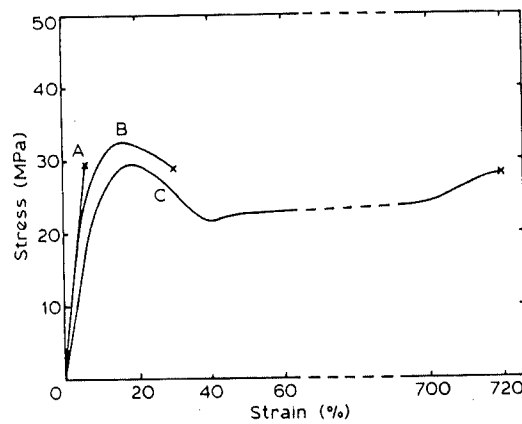


FIGURE 3.16 Courbes contrainte-déformation des pièces en polypropylène avec le même pourcentage de cristallinité mais avec des sphérolites de différents rayons; a)  $d = 126 \mu\text{m}$ , b)  $d = 87 \mu\text{m}$ , c)  $d = 46 \mu\text{m}$ , [64].

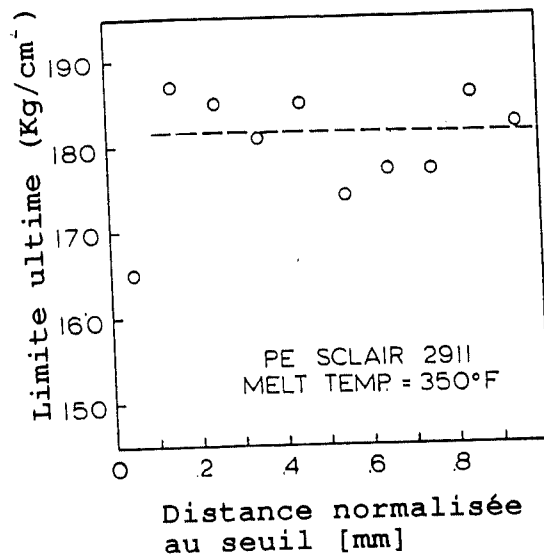


FIGURE 3.17 Limite ultime (dans la direction transversale à l'écoulement) vs. la distance normalisée au seuil [58].

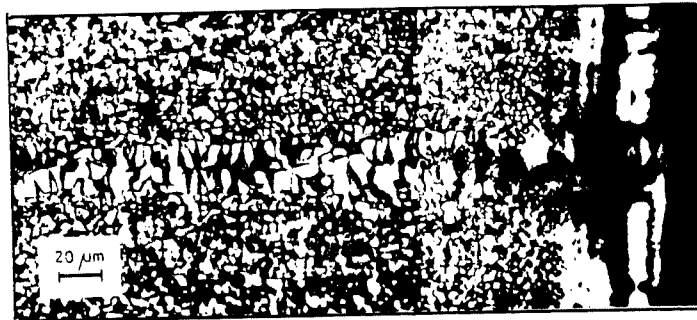


FIGURE 3.18 Micro-photographie d'une ligne de soudure dans une plaque de Nylon 66 (PA66), [32].

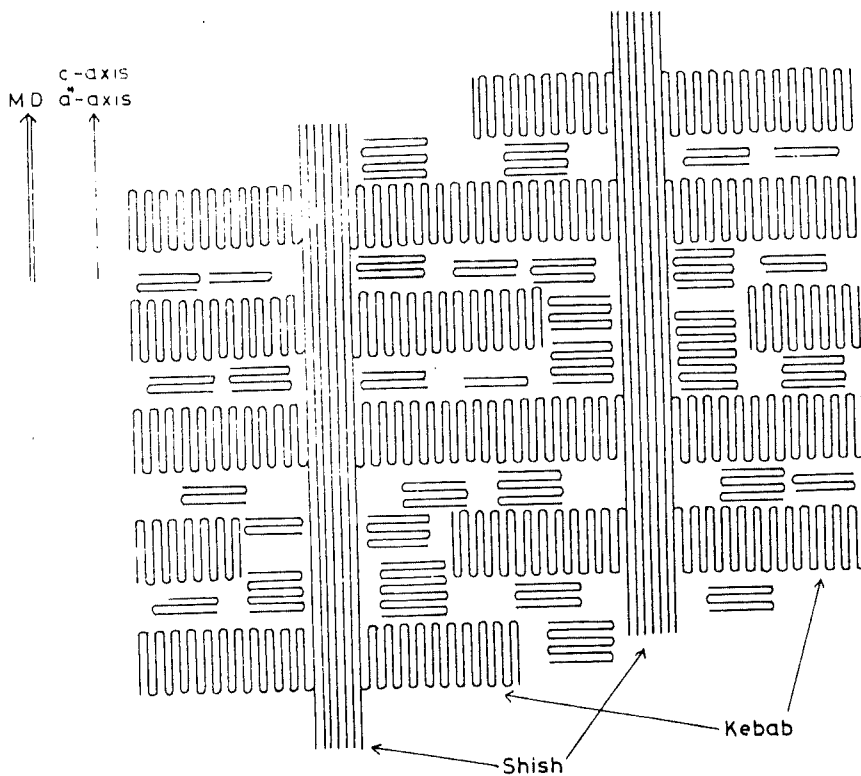


FIGURE 3.19 Modèle de la structure Shish-kebab selon Fujiyama [52].

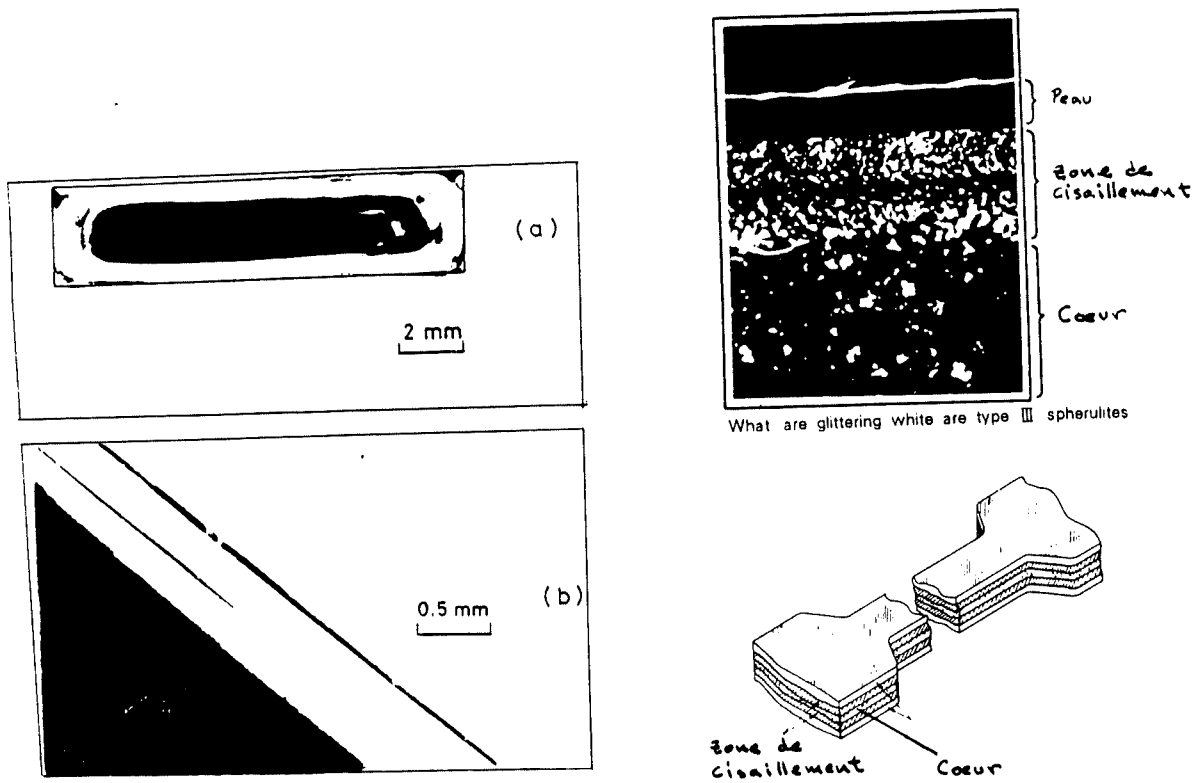


FIGURE 3.20 Micro-morphologies présentées par des pièces en polypropylène; a,b) contraste entre la peau et le coeur des pièces sous la lumière polarisée [52], c,d) différentes couches à travers l'épaisseur des pièces [29].

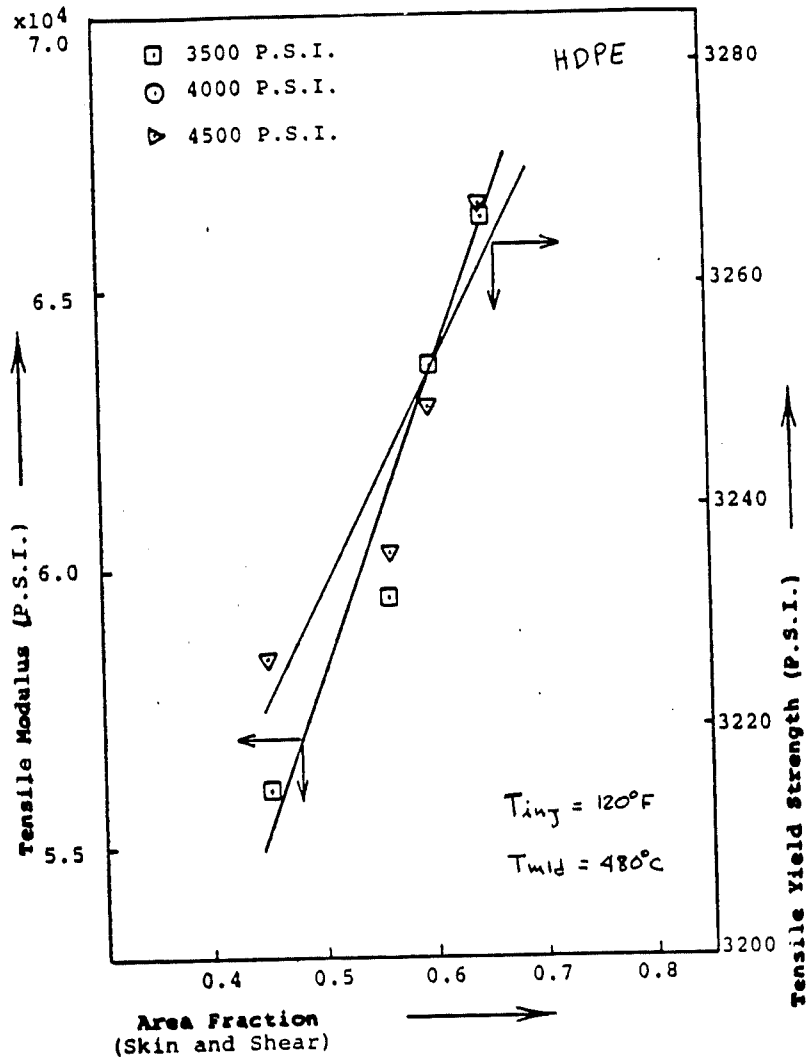
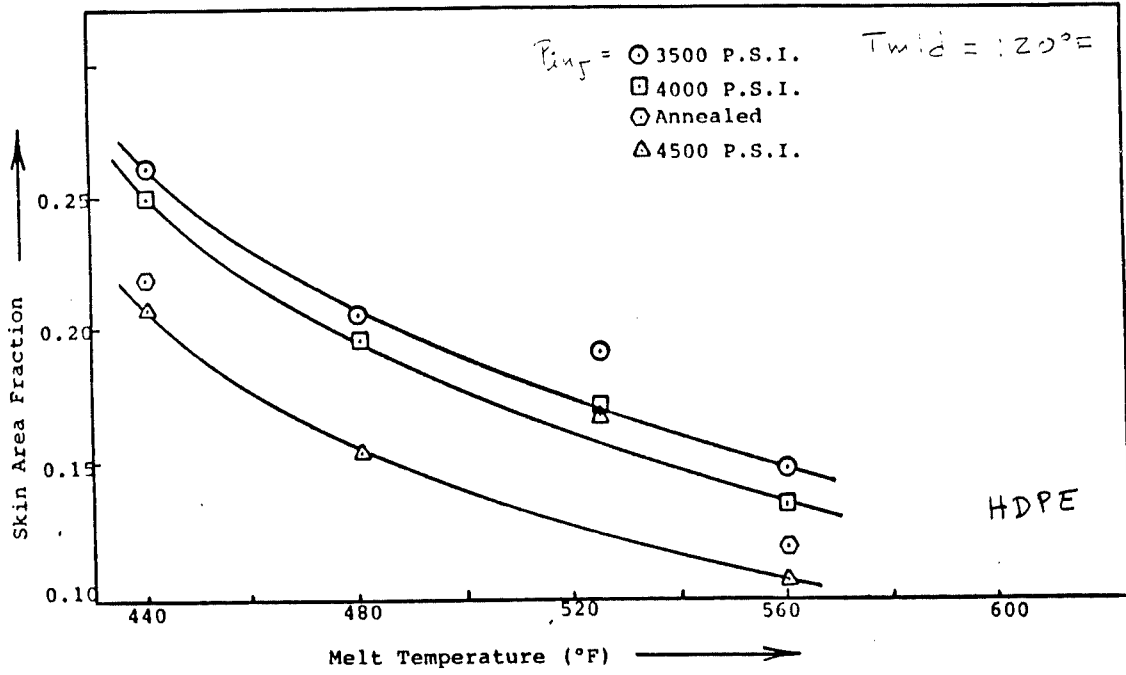
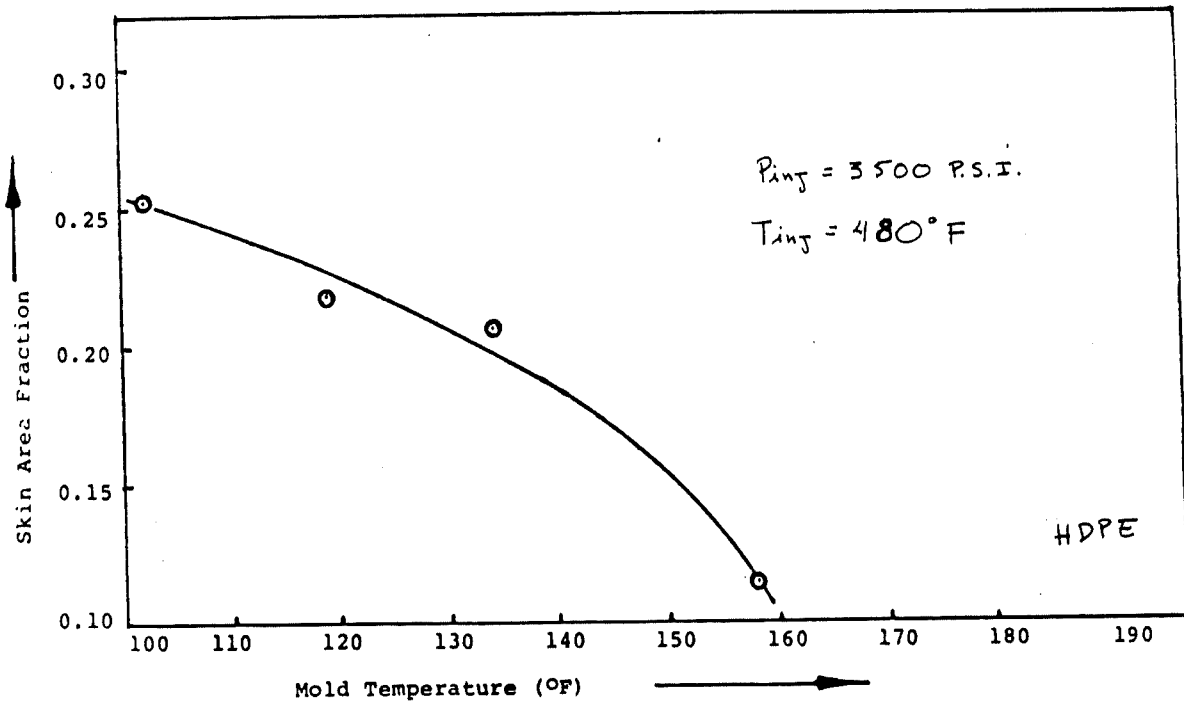


FIGURE 3.21 Accroissement de la valeur du module élastique et de la limite d'écoulement plastique avec la fraction volumique de peau et de la zone de cisaillement, dans les pièces en HDPE [8].

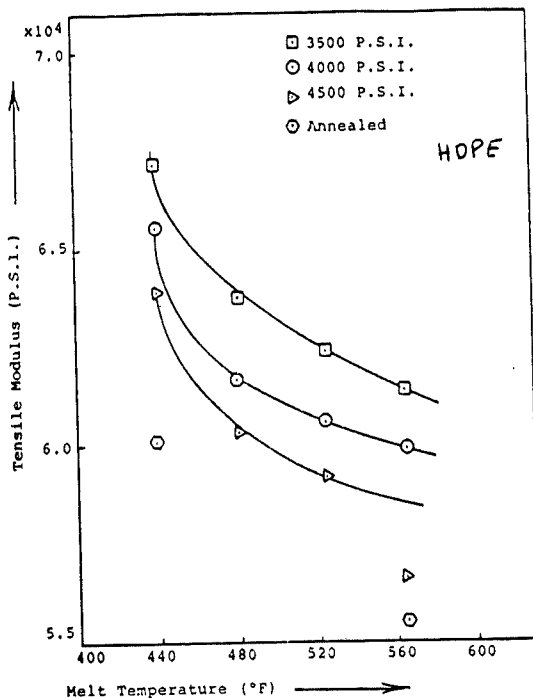


(a)

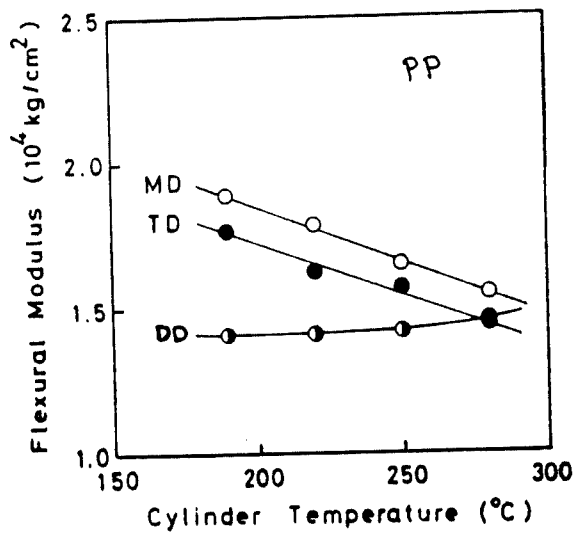


(b)

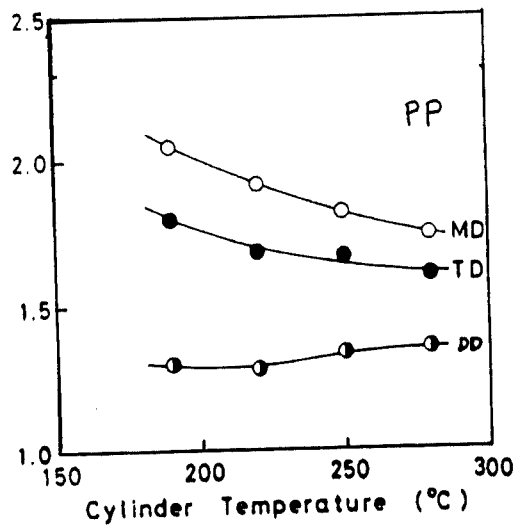
FIGURE 3.22 Variation de la fraction volumique de peau avec; a) la température et la pression d'injection, b) la température du moule, dans les pièces en HDPE [8]



(a)



(b)



(c)

FIGURE 3.23 Variation du module élastique avec la température d'injection; a) dans la direction parallèle à l'écoulement (MD) des pièces en HDPE [8], b) dans les directions parallèle (MD), diagonale (DD) et transversale (TD) à l'écoulement des pièces en PP [16].

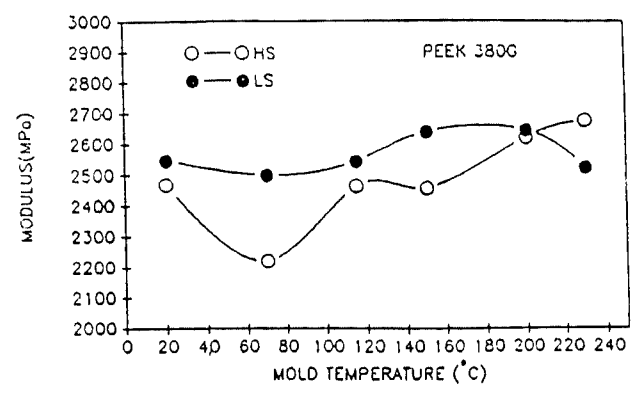


FIGURE 3.24 Variation du module élastique avec la température du moule et la vitesse d'injection dans les pièces en PEEK (HS = Haute vitesse d'injection, 7.2 cm/sec, LS = Basse vitesse d'injection, 1.8 cm/sec) [17].

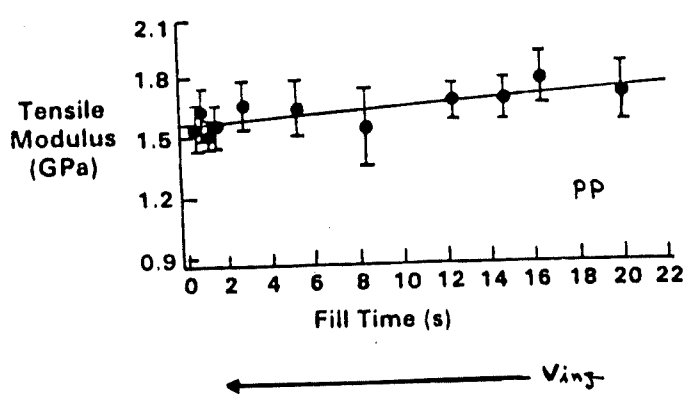


FIGURE 3.25 Module élastique en tension vs. le temps de remplissage (vitesse d'injection) des pièces en polypropylène [12].

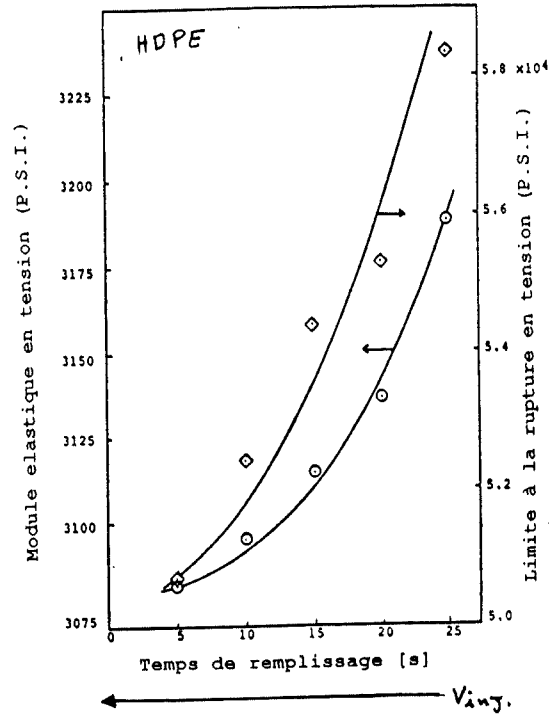


FIGURE 3.26 Module élastique et limite à la rupture en tension vs. temps de remplissage (vitesse d'injection) dans les pièces en polyéthylène [8].

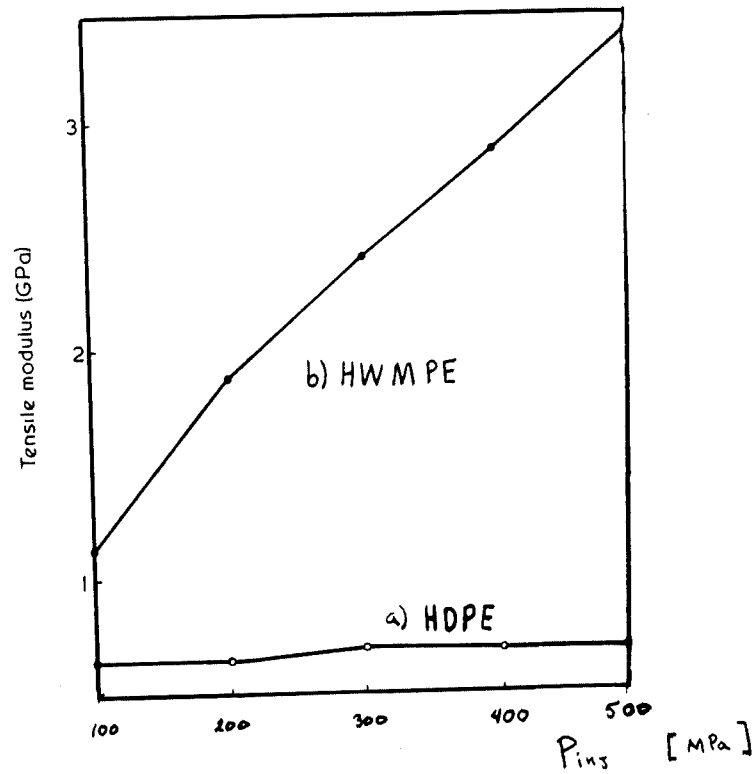


FIGURE 3.27 Variation du module élastique en tension avec la pression d'injection de deux grades de polyéthylène; a) HDPE (grade peu visqueux, MFI = 7 g/10 min), b) HMWPE (grade très visqueux, MFI = 0.1 g/10min) [28].

GATE DIMENSIONS

Number	Length (L) (in)	Width (W) (in)	Thickness (H) (in)	Area (A) (in <sup>2</sup> )
1	0.394	0.236	0.125	0.0297
2	0.394	0.354	0.125	0.0233
3	0.394	0.055	0.0394	0.00217
4	0.394	0.157	0.0788	0.0124

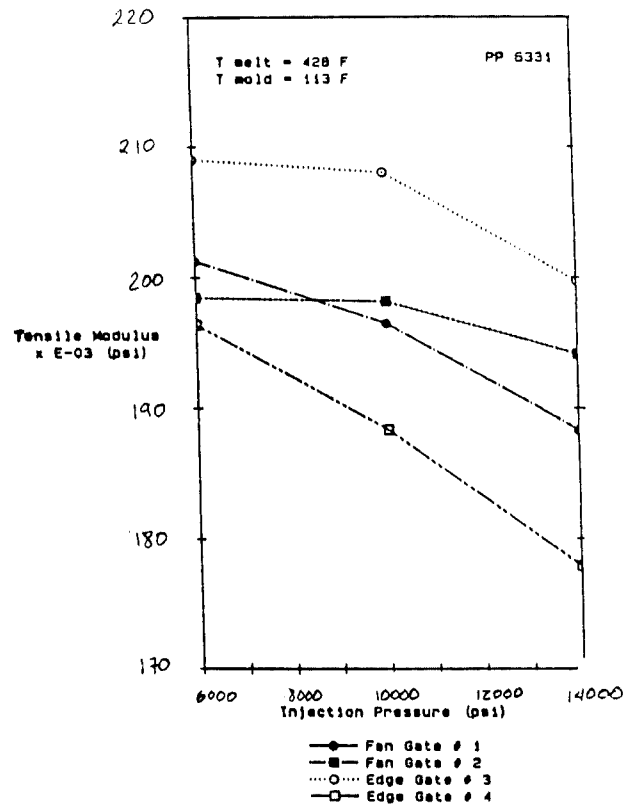


FIGURE 3.28 Courbes module élastique vs. pression d'injection, pour 4 types des seuils, dans les pièces en PP [30].

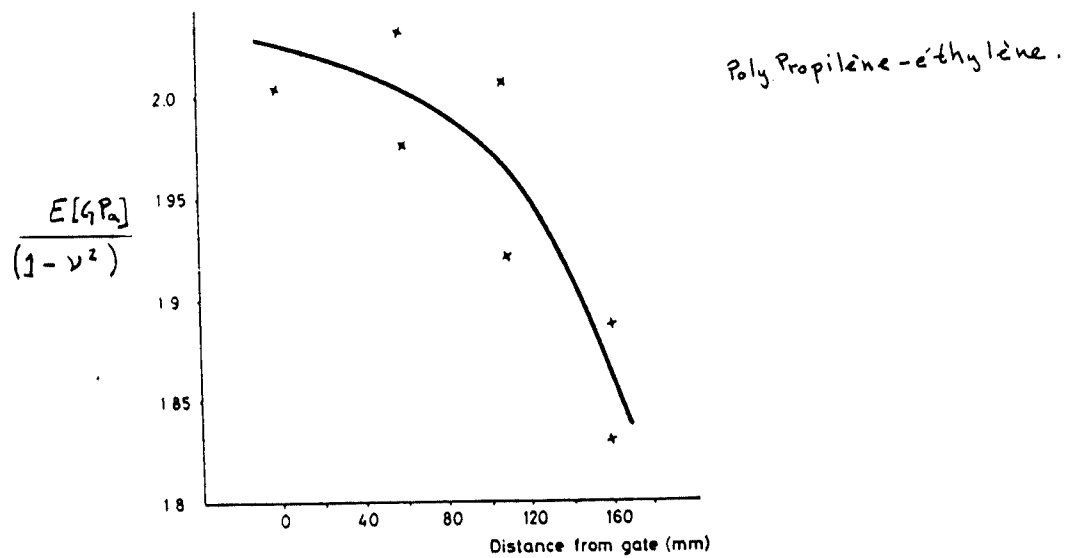


FIGURE 3.29 Compliance ( $E/1-\nu^2$ ) vs. la distance au seuil des disques coupés dans des plaques en polypropylène-éthylène (Si on considère le module de poisson constant cette courbe a la même allure que la Module élastique vs. distance au seuil) [28]

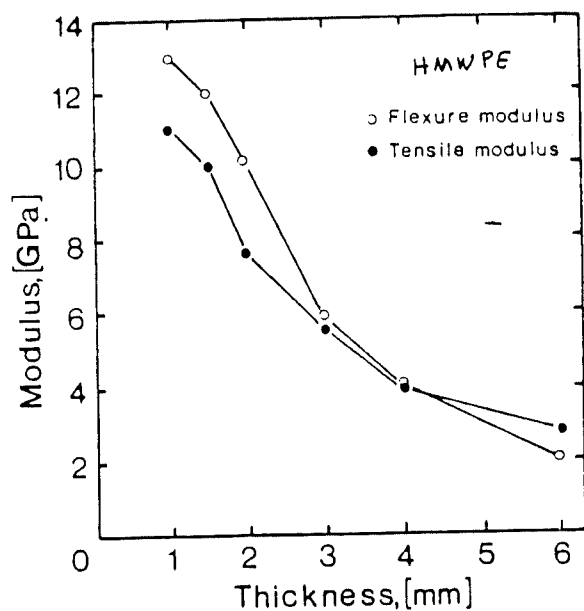


FIGURE 3.30 Variation du module élastique en traction et en fléxion avec l'épaisseur de la cavité dans les pièces en HMWPE [23].

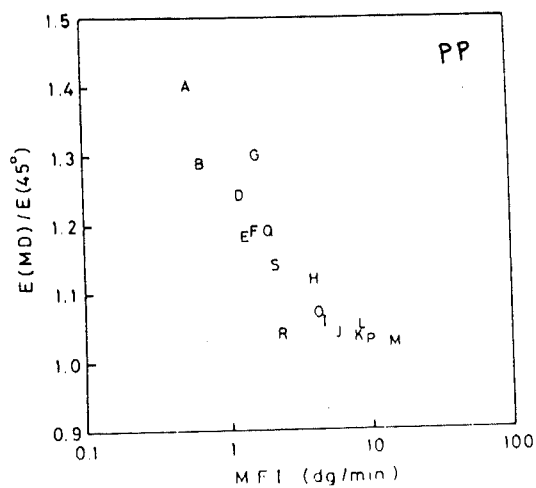


FIGURE 3.31 Variation du rapport des modules élastiques dans les directions parallèle et diagonale à l'écoulement  $E(MD)/E(DD)$  avec l'indice de fluidité dans les pièces en PP [53].

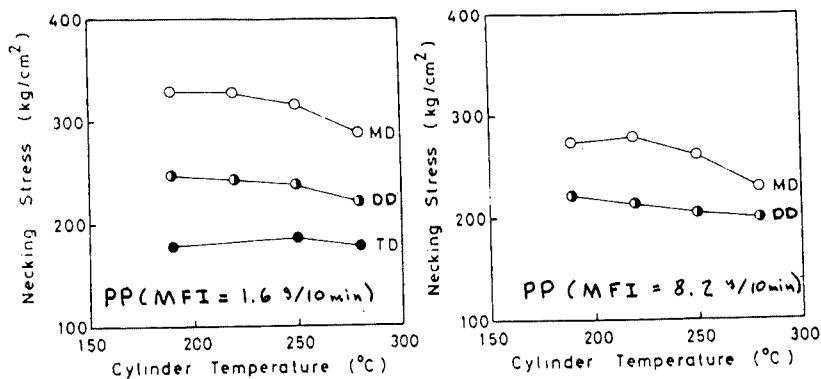


FIGURE 3.32 Limite d'écoulement vs. température d'injection dans les pièces en PP [16].

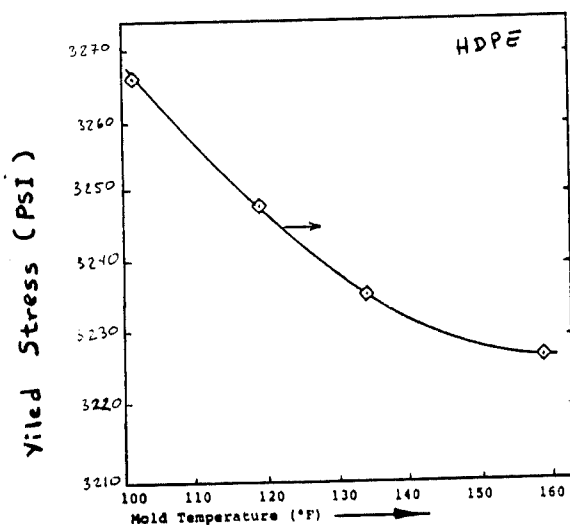


FIGURE 3.33 Variation de la limite d'écoulement avec la température du moule dans les pièces en HDPE [8].

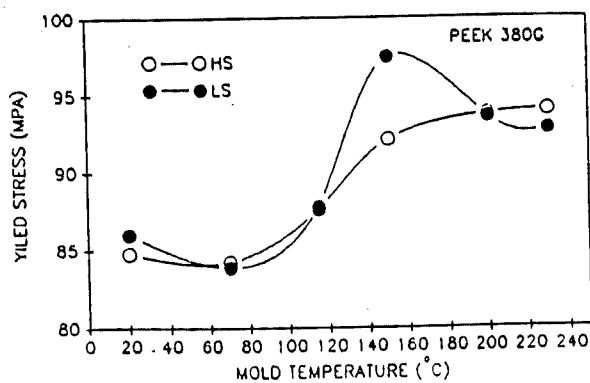
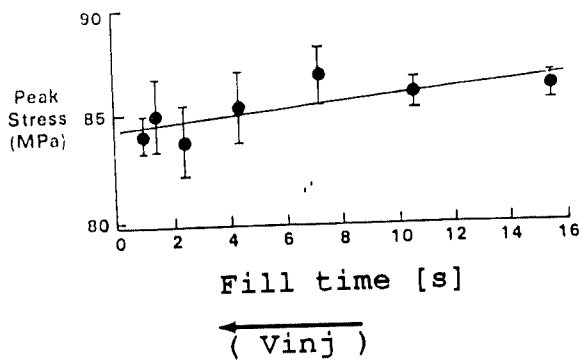
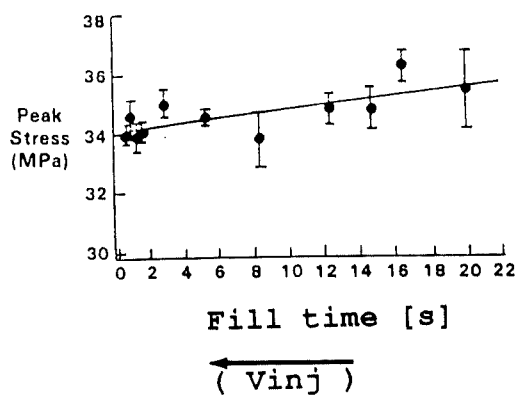


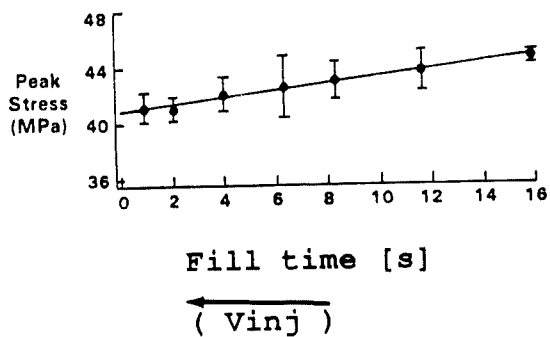
FIGURE 3.34 Variation de la limite d'écoulement avec la température du moule et la vitesse d'injection (HS= haute vitesse, LS= basse vitesse) dans les pièces en PEEK [17].



a) ABS



b) PP



c) Nylon 6

FIGURE 3.35 Limite d'écoulement vs. le temps de remplissage (vitesse d'injection) dans les pièces en; a) ABS, b) PP, c) Nylon [12].

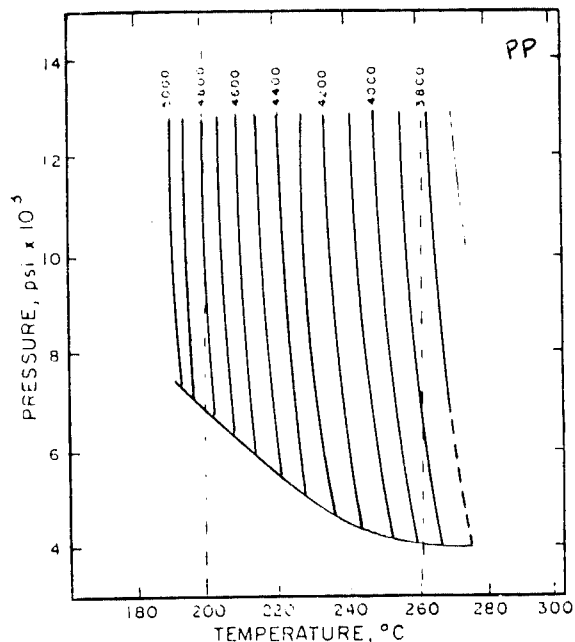


FIGURE 3.36 Variation de la limite à la rupture ( $\text{psi} \times 10^3$ ) dans l'espace pression-température d'injection pour le cas de pièces en PP [20].

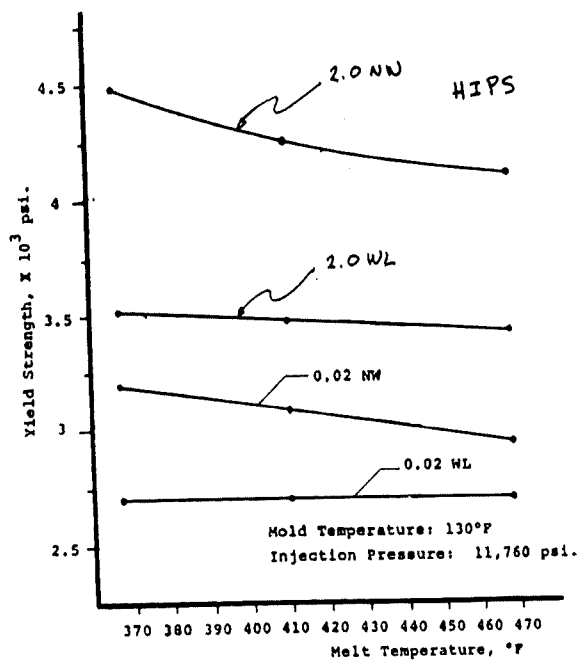


FIGURE 3.37 Variation de la limite d'écoulement avec la température d'injection et la vitesse de déformation (2.0 et 0.02 in/min) des échantillons en polystyrène à haute résistance à l'impact (HIPS) avec et sans une ligne centrale de soudu-re (WL, NW) [38].

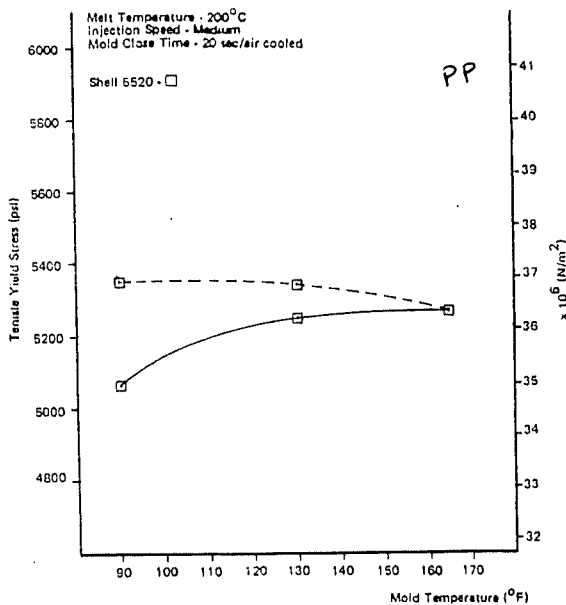
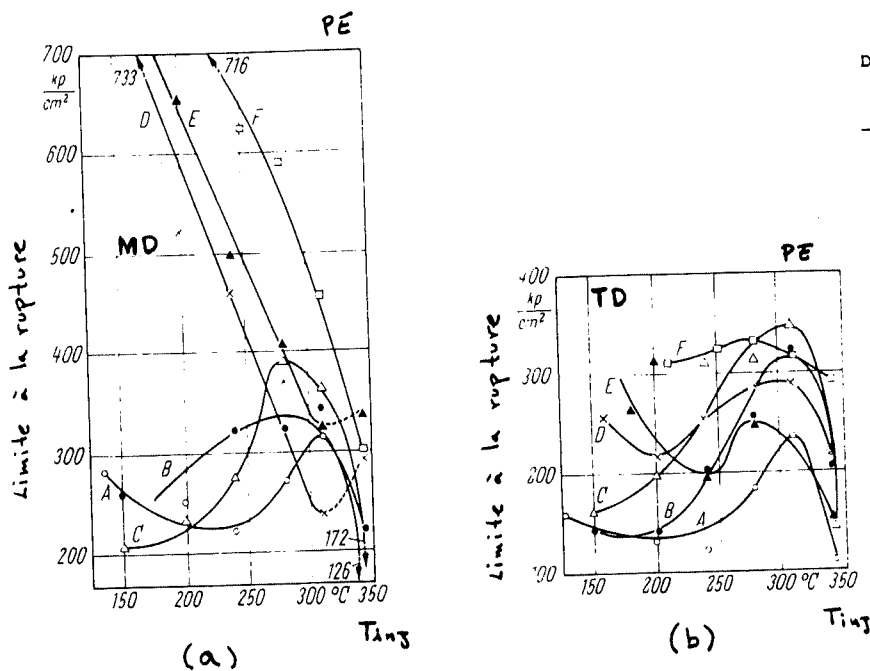


FIGURE 3.38 Limite d'écoulement vs. température du moule des échantillons en PP avec une ligne centrale de soudure, (les courbes en trait continu représentent les échantillons tels que moulés, tandis que celles en trait discontinu les échantillons après un recuit à 150°C pendant une heure [38]).



Designation	Melt index $i_5$ (190°C) [g/10 mins.]	Density [g/cm <sup>3</sup> ]
A	28.9	0.951
B	21.5	0.959
C	18.5	0.964
D	3.9	0.946
E	1.4	0.956
F	0.4	

FIGURE 3.39 Courbes limite à la rupture vs. température d'injection des six différents grades de HDPE; a) dans la direction de l'écoulement (MD) et, b) dans la direction transversale TD [26].

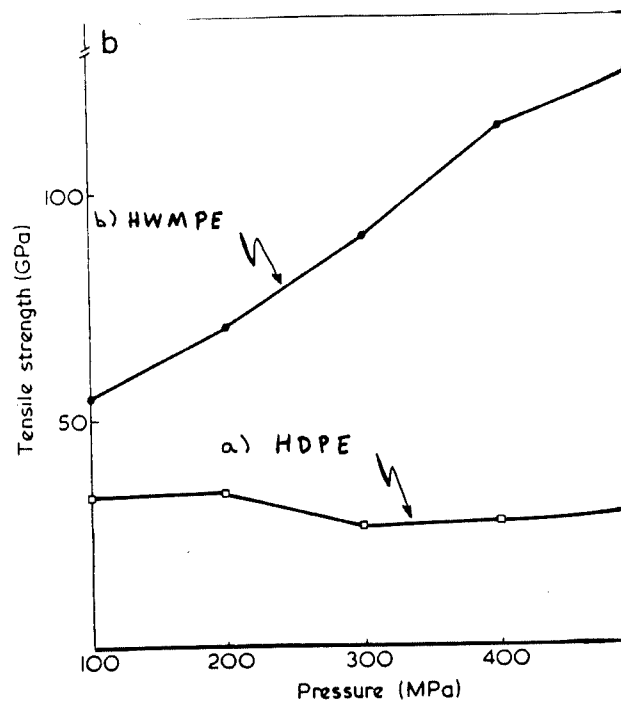


FIGURE 3.40 Variation de la limite à la rupture avec la pression d'injection pour deux grades de polyéthylène; a) HDPE (MFI= 7 g/10min), b) HWMPE (MFI= 0.1 g/10 min) [15].

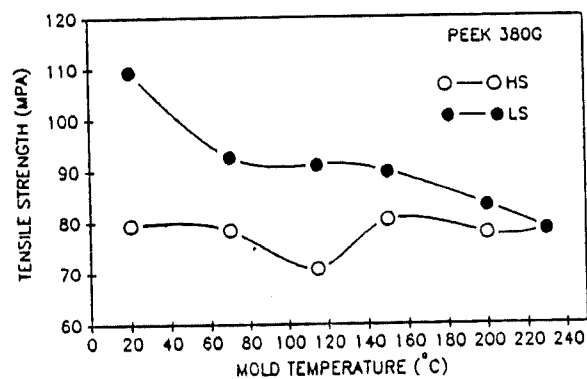


FIGURE 3.41 Variation de la limite à la rupture avec la température du moule et la vitesse d'injection dans les pièces en PEEK (HS = Haute vitesse d'injection, 7.2 cm/sec, LS = Basse vitesse d'injection, 1.8 cm/sec) [17].

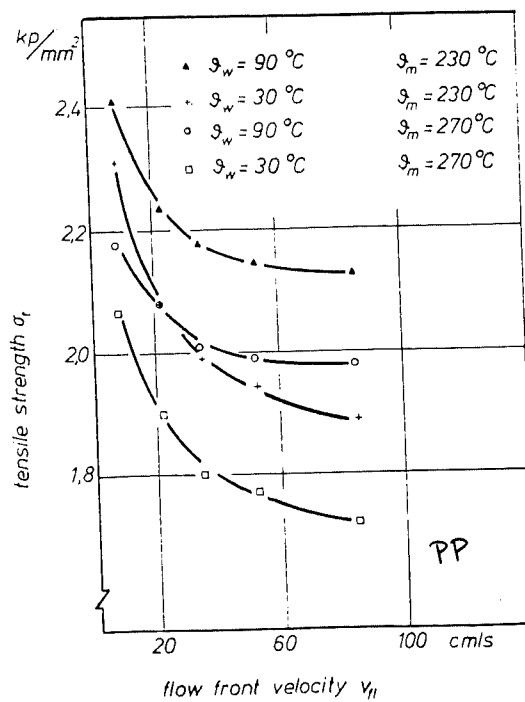
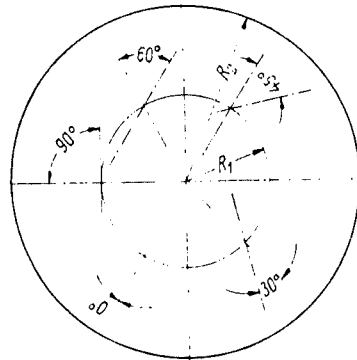
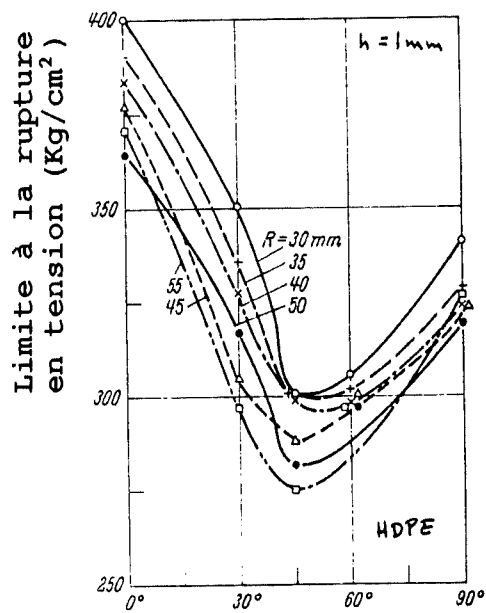


FIGURE 3.42 Courbes limite à la rupture vs. vitesse du front d'écoulement (vitesse d'injection) pour des pièces en PP [9].



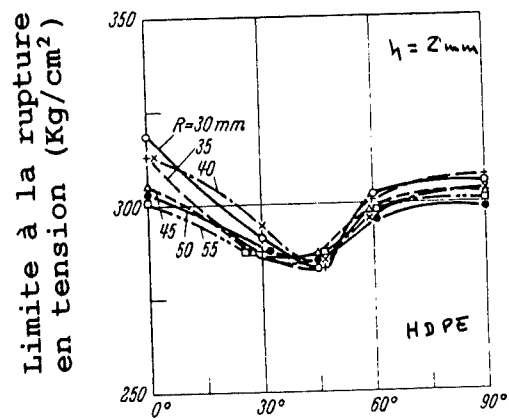
Position des échantillons

(a)



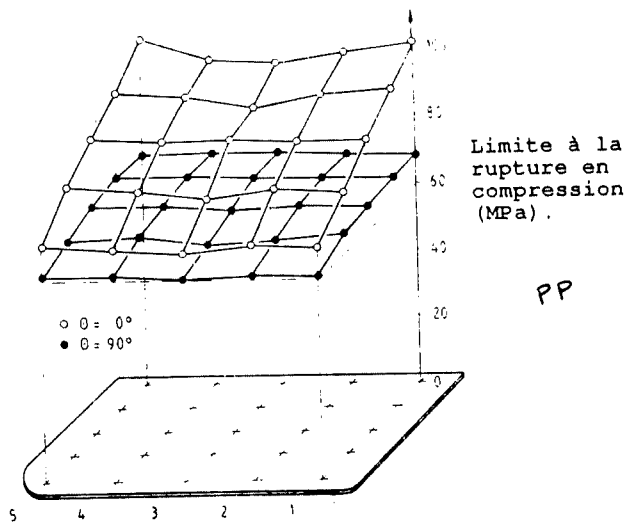
Orientation par rapport à l'écoulement.

(b)

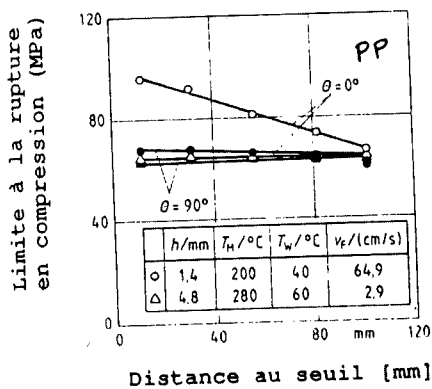


Orientation par rapport à l'écoulement.

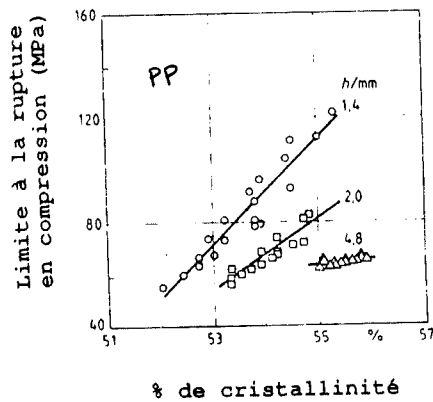
FIGURE 3.43 Distribution de la limite à la rupture dans les disques de HDPE avec des épaisseurs; a) 2 mm, b) 1 mm [22].



(a)

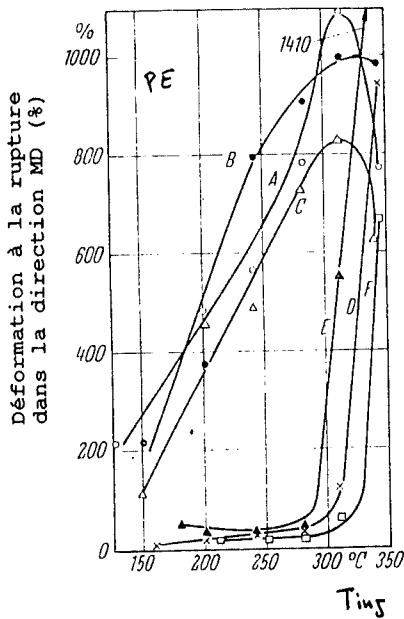


(b)

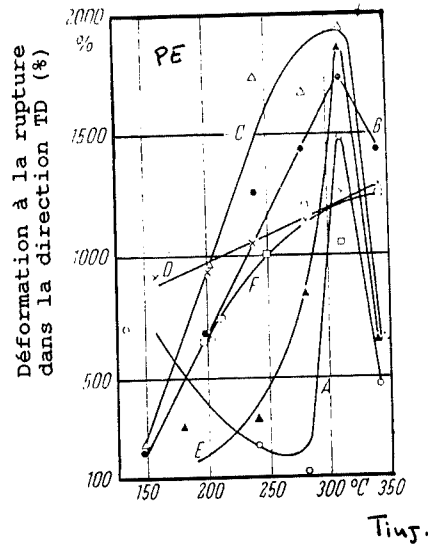


(c)

FIGURE 3.44 Limite à la rupture dans une plaque de PP; a) distribution spatiale, b) en fonction de la distance au seuil, de l'orientation par rapport à l'écoulement et des conditions d'injection, c) en fonction du pourcentage de cristallinité et de l'épaisseur de la cavité [25].



(a)



(b)

Designation	Melt index i (190 C) [g/10 mins.]	Density [g/cm ]
A	28.9	0.951
B	21.5	0.959
C	18.5	0.964
D	3.9	0.946
E	1.4	0.956
F	0.4	

FIGURE 3.45 Courbes déformation à la rupture vs. température d'injection des six différents grades de HDPE; a) dans la direction de l'écoulement (MD), b) dans la direction transversale (TD) [26].

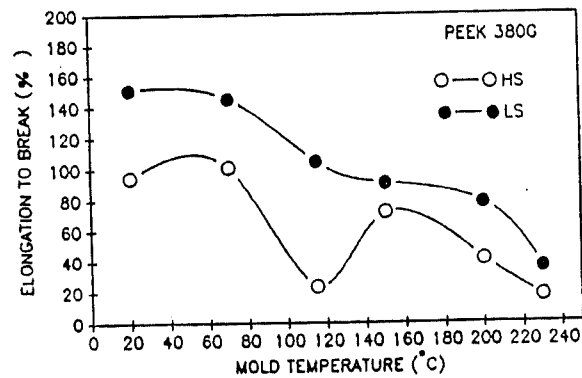


FIGURE 3.46 Variation de la déformation à la rupture avec la température du moule et la vitesse d'injection dans les pièces en PEEK (HS = Haute vitesse d'injection, 7.2 cm/sec, LS = Basse vitesse d'injection, 1.8 cm/sec) [17].

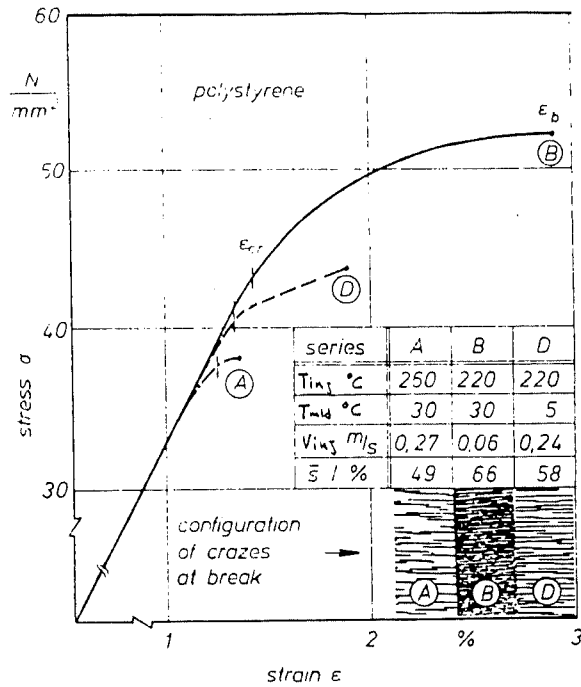


FIGURE 3.47 Influence des paramètres d'injection sur les courbes contrainte-déformation du PS.

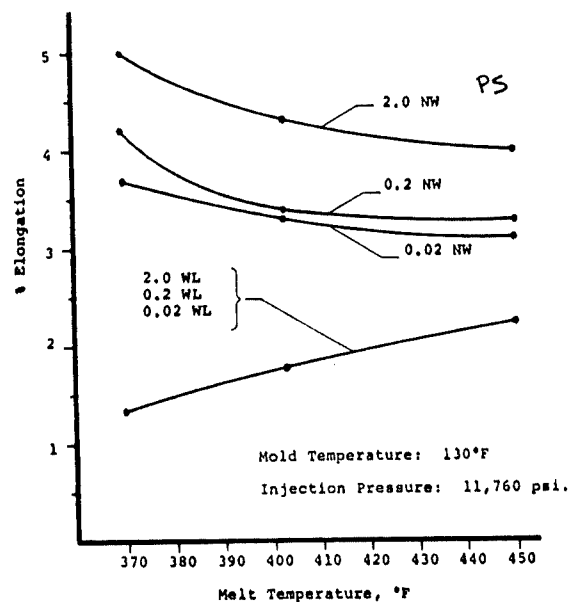


FIGURE 3.48 Courbes déformation à la rupture vs. température d'injection des échantillons en PS avec ou sans une ligne centrale de soudure (WL,NL), pour trois vitesses d'étirement (in/min) [38].

Designation	Melt index $i_5$ (190°C) (g/10 mins.)	Density (g/cm <sup>3</sup> )
A	28.9	0.951
B	21.5	0.959
C	18.5	0.964
D	3.9	0.946
E	1.4	0.956
F	0.4	

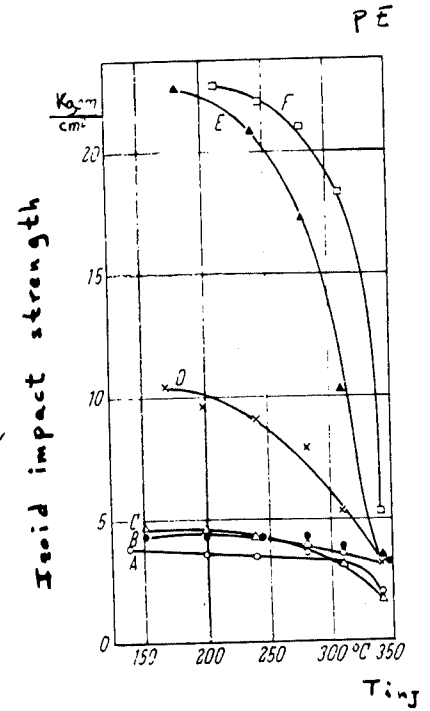
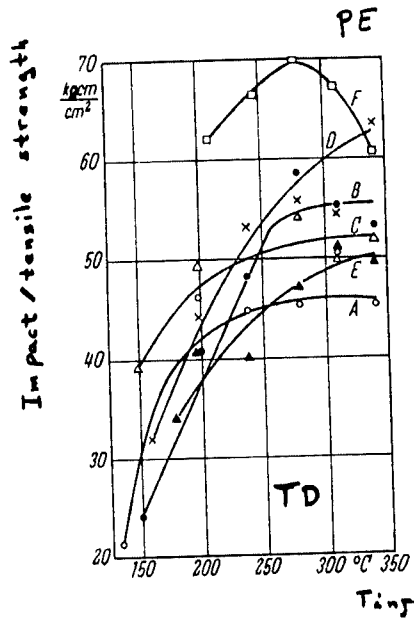
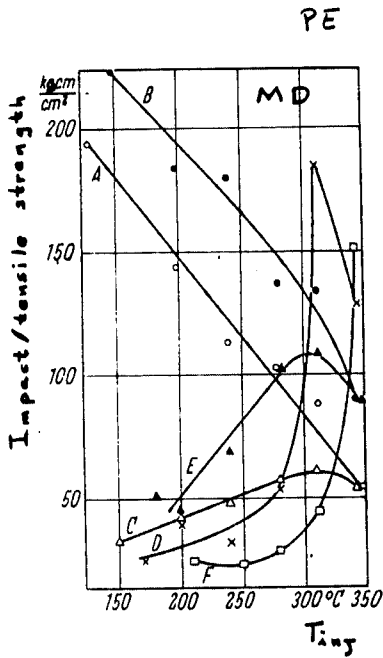
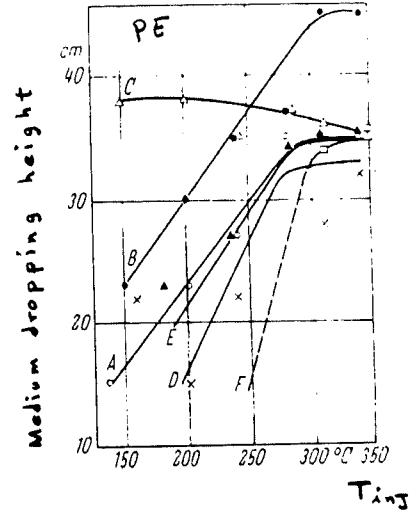
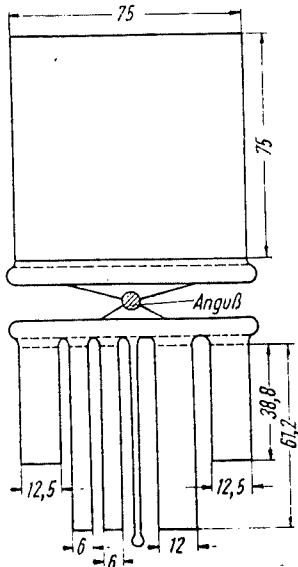


FIGURE 3.49 Influence de la température d'injection sur la résistance à l'impact de six grades de polyéthylène; a) géométrie du moule, b) caractéristiques des différents grades, c) hauteur de chute de poids maximale (disques frappés au milieu par un mandrill de 1 Kg avec une pointe sphérique de 1 cm de dia., d) résistance à l'impact en traction dans la direction MD, e) résistance à l'impact en traction dans la direction TD, f) résistance à l'impact izoid [26].

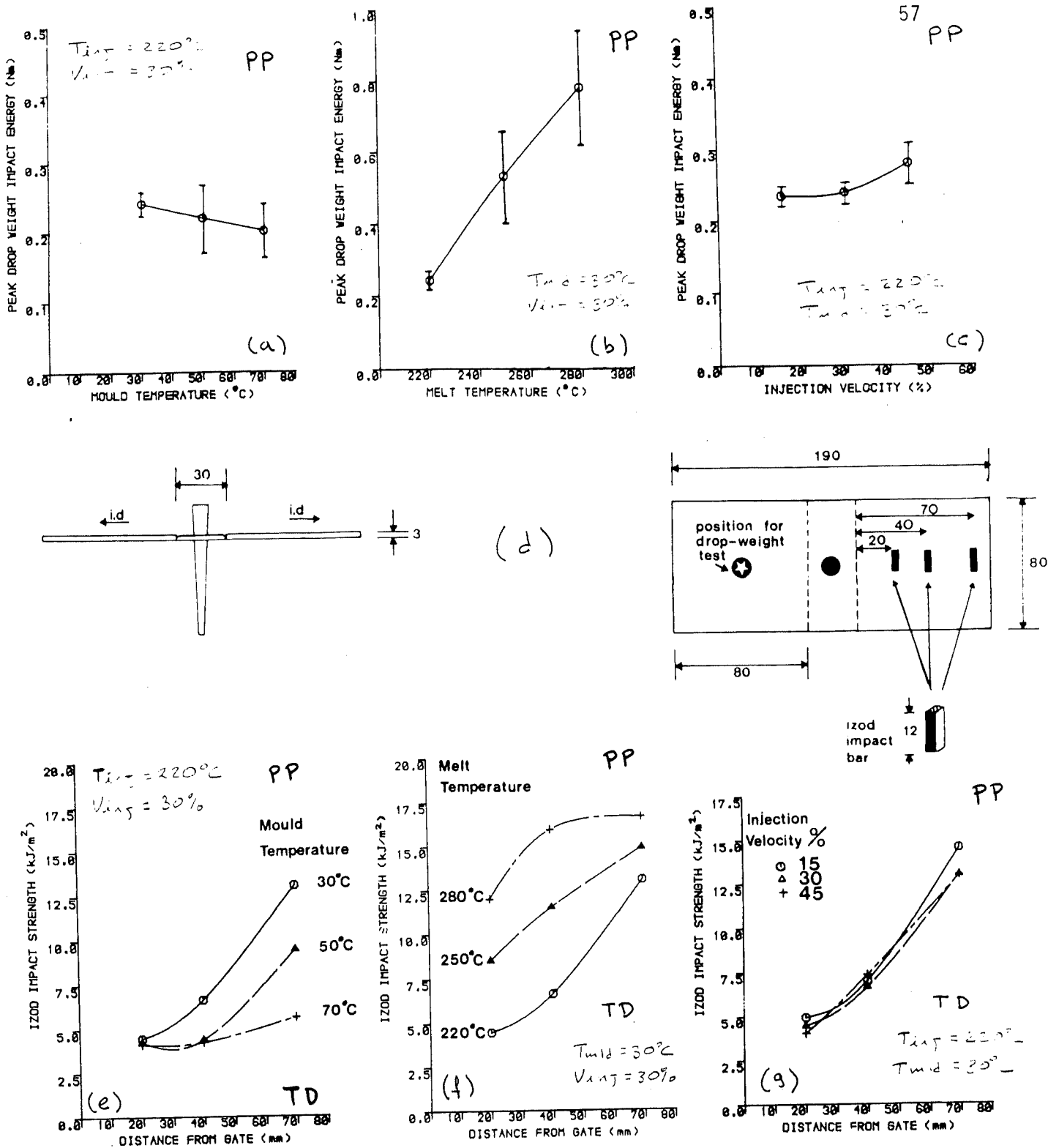


FIGURE 3.50 Influence des paramètres d'injection sur la résistance à l'impact des pièces en PP; a,b,c) résistance à l'impact par chute des poids (ISO/DIS 6603/1) en fonction de la température d'injection, du moule et de la vitesse d'injection, d) géométrie du moule et localisation des échantillons, e,f,g) résistance à l'impact (Izoid) dans la direction TD en fonction de la distance au seuil, de la température d'injection, du moule, et de la vitesse d'injection [10].

PP

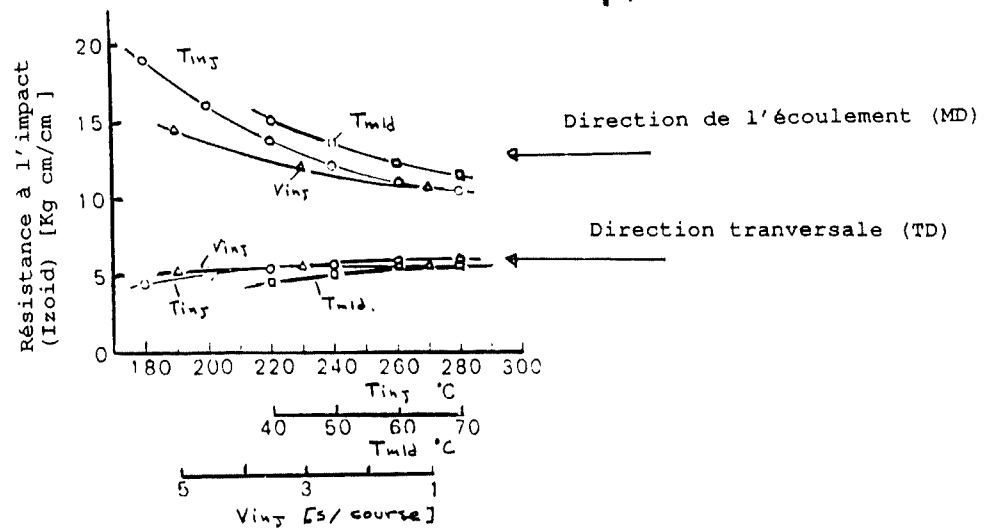


FIGURE 3.51 Influence des paramètres d'injection sur la résistance à l'impact, dans la direction de l'écoulement et dans la direction transversale, des pièces en polypropylène selon Okamoto et al. [29].

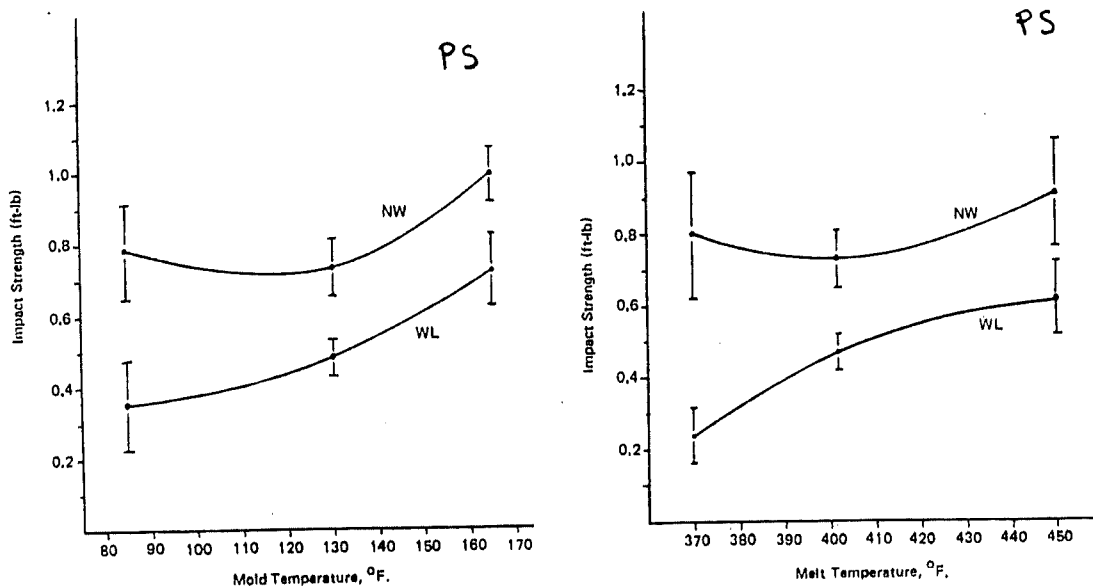


FIGURE 3.52 Variation de la résistance à l'impact avec la température d'injection et du moule des échantillons en polystyrène avec et sans une ligne centrale de soudure (WL, NL) [38].

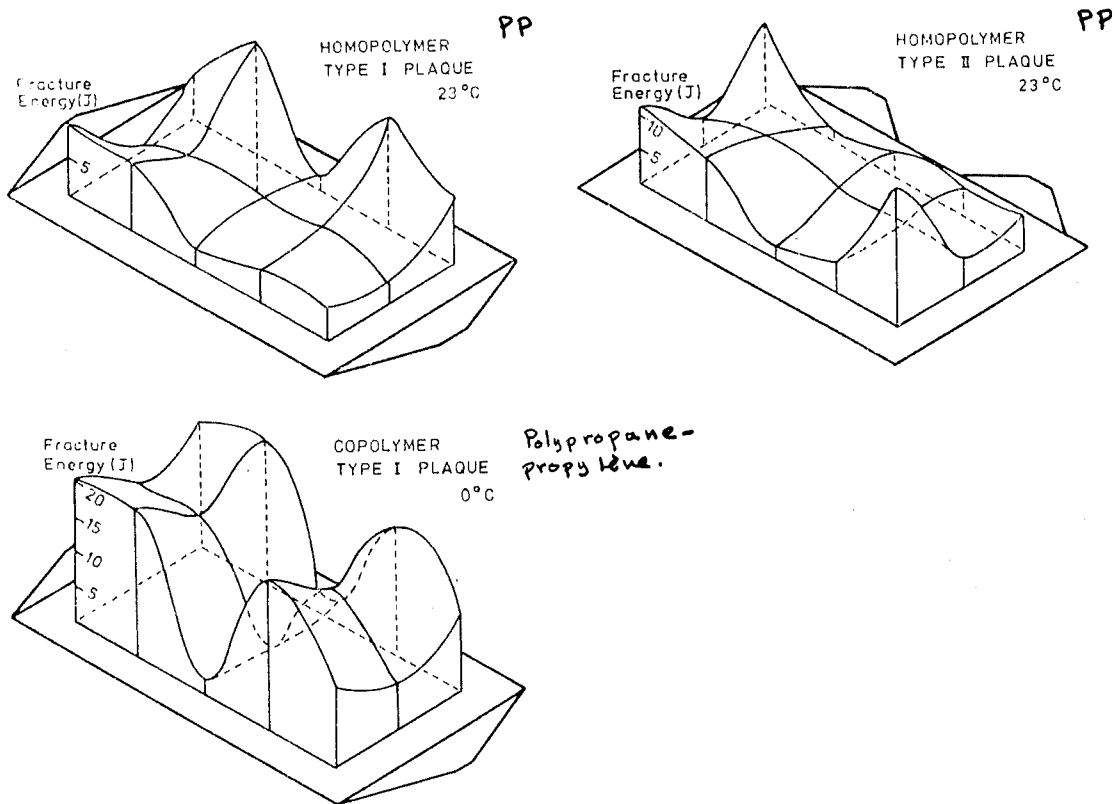


FIGURE 3.53 Distribution de l'énergie de fracture dans deux types de plaques (avec une ligne de soudure frontale ou latérale), et deux types de plastiques (Polypropylène homopolymère et Polypropane-propylène copolymère) [33].

**Standard cycle and parameter  
variation increments.**

Machine parameter	Variation increment	Standard setting
Injection pressure, psi	50	500
Back pressure, psi	50	100
Screw speed, rpm	25	60
Zone 1 barrel temperature, °F	No variation	170
Zone 2 barrel, nozzle, and screw temperature, °F	5	215
Mold temperature, °F	25	350
Screw delay, sec	25	56
Injection hold, sec	10	10
Total cycle time, sec	—	95

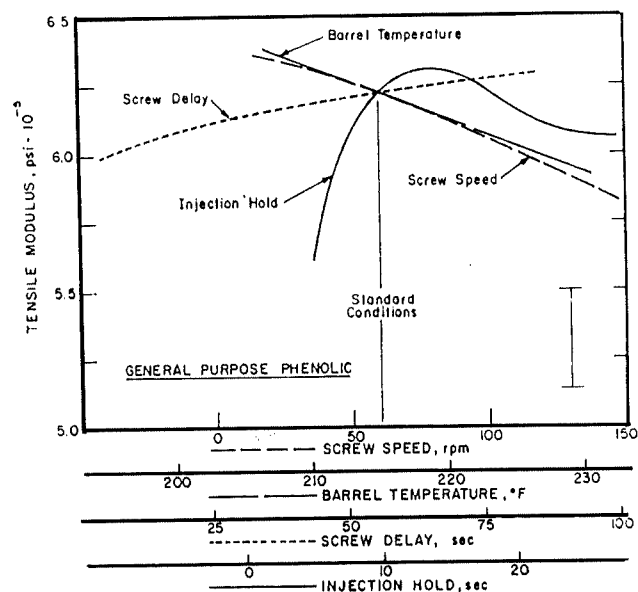
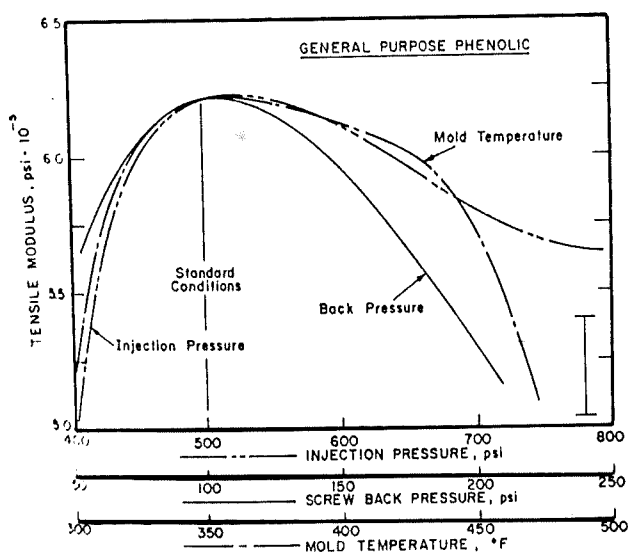
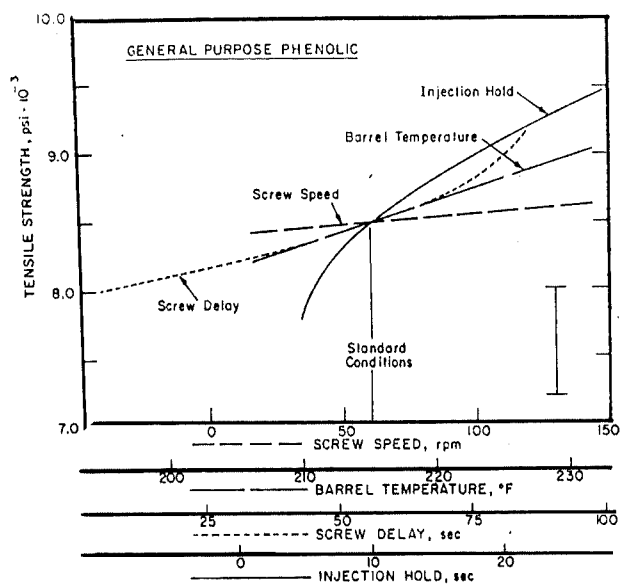
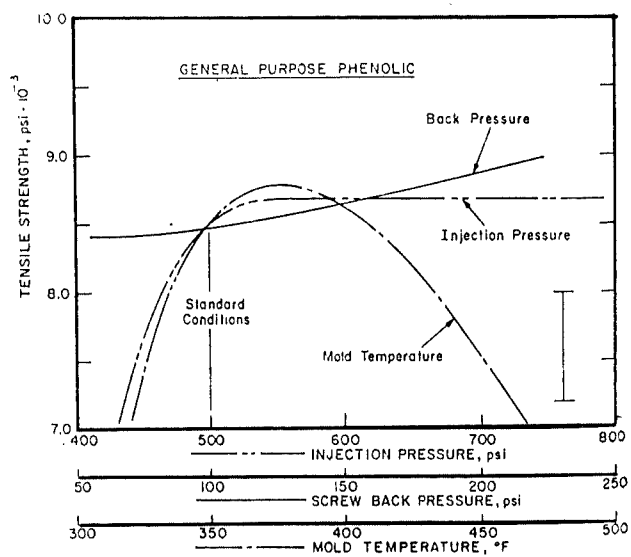


FIGURE 3.54 Influence des paramètres d'injection sur le module d'élasticité de la résine phénolique [11].

**Standard cycle and parameter  
variation increments.**

Machine parameter	Variation increment	Standard setting
Injection pressure, psi	50	500
Back pressure, psi	50	100
Screw speed, rpm	25	60
Zone 1 barrel temperature, °F	No variation	170
Zone 2 barrel, nozzle, and screw temperature, °F	5	215
Mold temperature, °F	25	350
Screw delay, sec	25	56
Injection hold, sec	10	10
Total cycle time, sec	—	95



**FIGURE 3.55** Influence des paramètres d'injection sur la limite à la rupture de la résine phénolique [11].

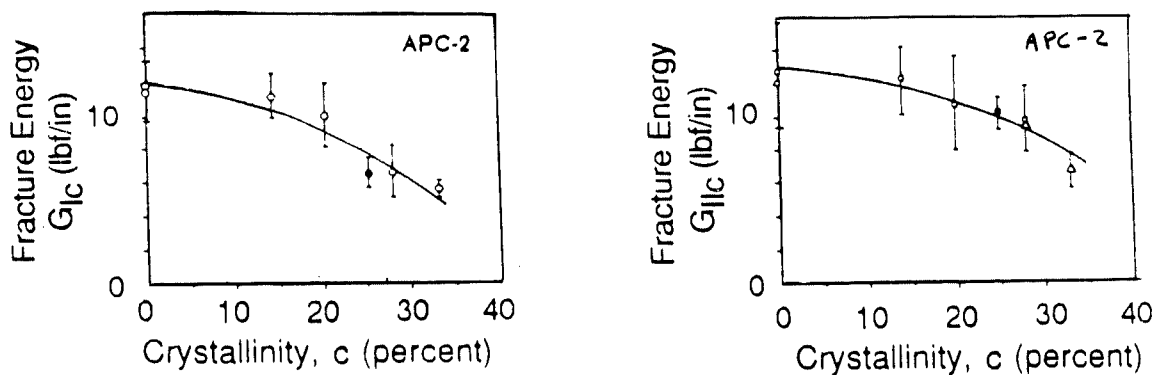


FIGURE 4.1 Energie de fracture en Mode I et Mode II du composite APC-2 (Carbon-PEEK) en fonction du pourcentage de phase cristalline de la matrice [79].

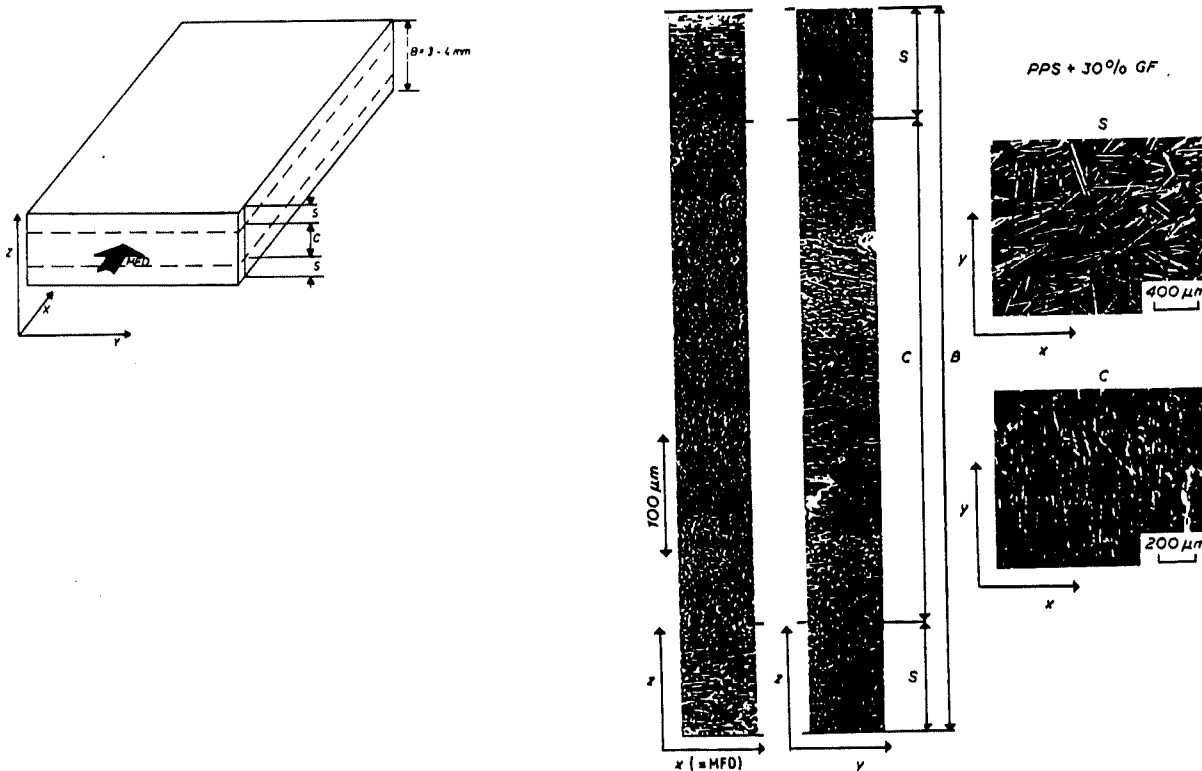


FIGURE 4.2 Couches avec différentes orientations des fibres de verre dans une pièce en PPS + 30 wt% GF (les axes  $x$  et  $z$  représentent la direction de l'écoulement et l'épaisseur de la pièce respectivement) [85].

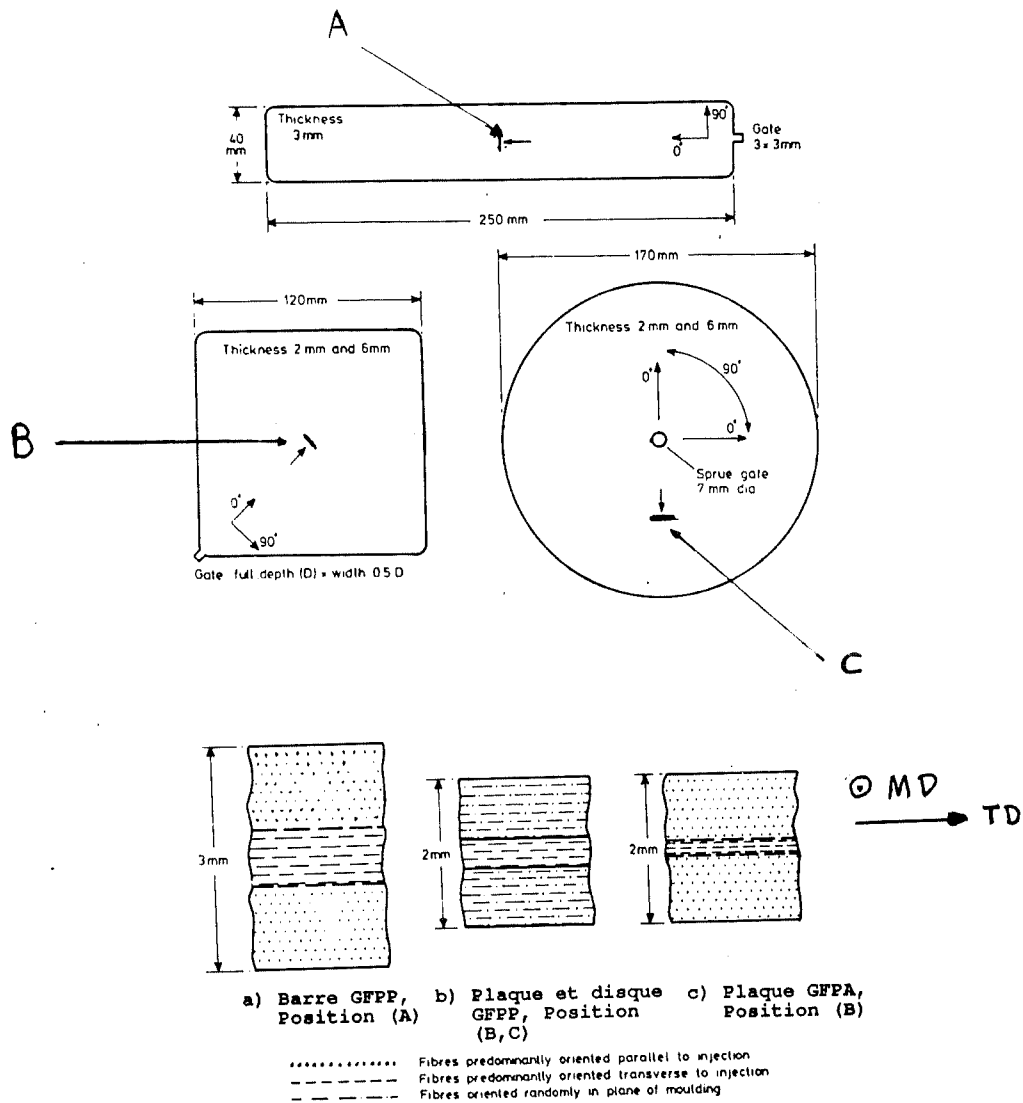


FIGURE 4.3 Orientation des fibres de verre à travers l'épaisseur des pièces en GFPP (polypropylène + 20 wt% GF) et en GFPA (Nylon 66 + 33 wt% GF) dans les positions; (A) dans la barre, (B) dans la plaque, (C) dans le disque [82].

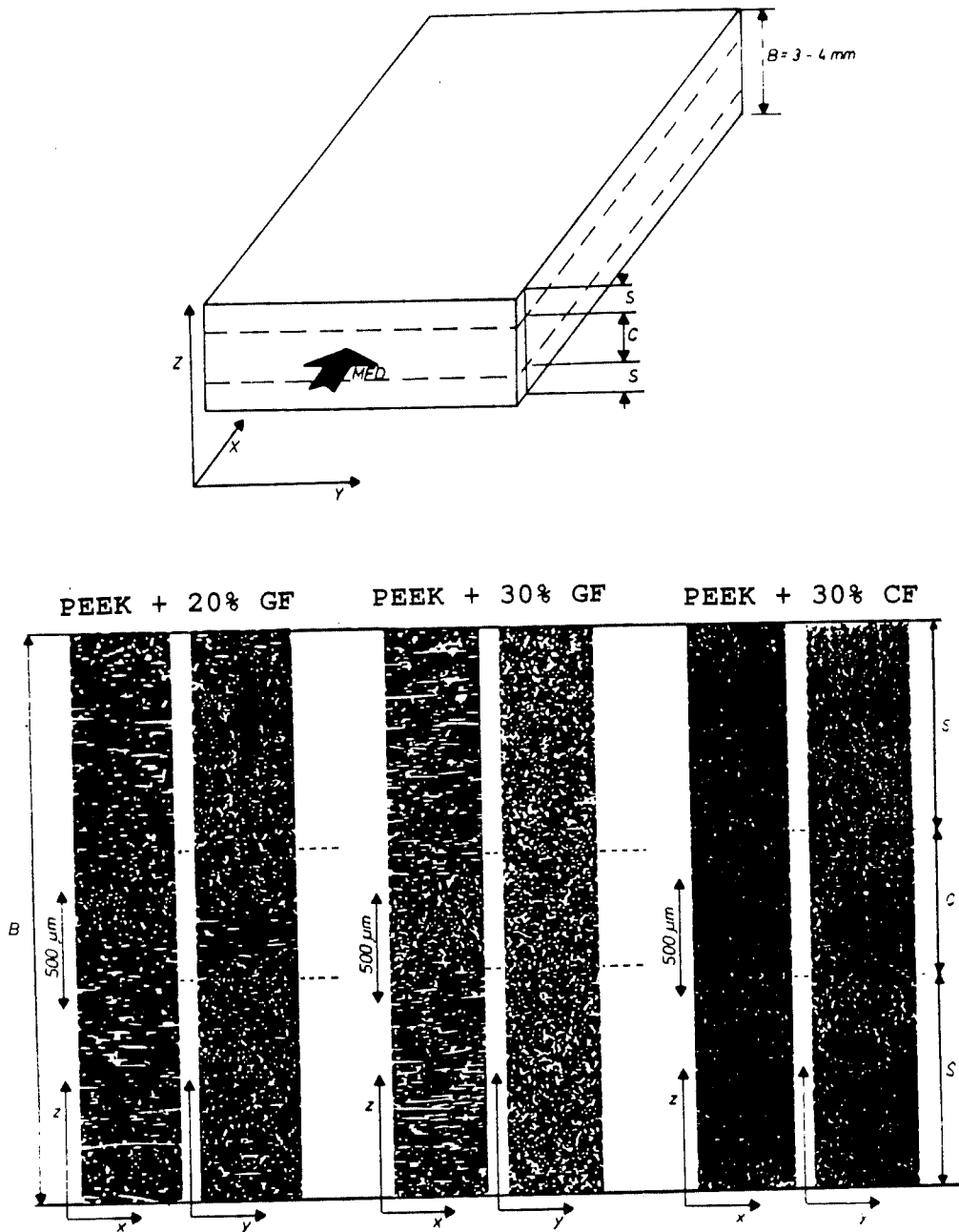
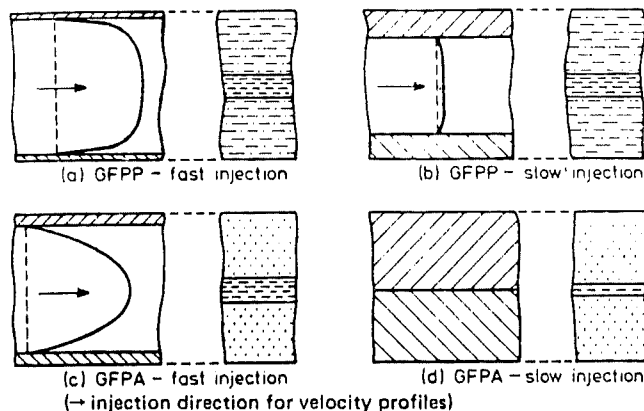


FIGURE 4.4 Orientation des fibres de verre et de carbone à travers l'épaisseur de plaques en PEEK renforcé (les axes  $x$  et  $z$  représentent la direction de l'écoulement et l'épaisseur de la pièce respectivement) [83].

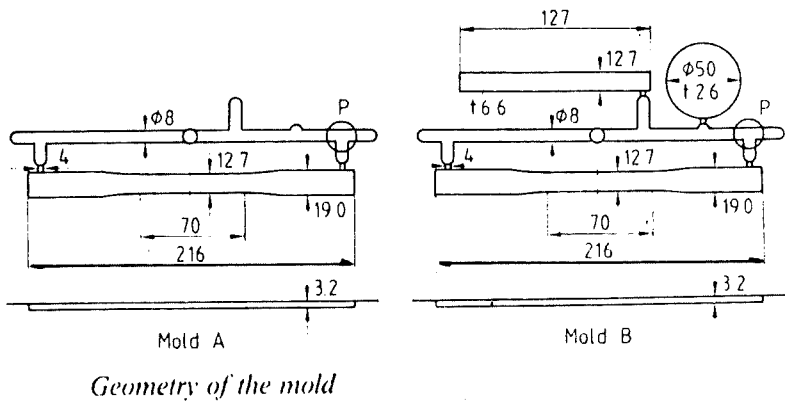


- (1) Maximum speed (13.5 cm/s):  
injection time = 0.2 s
- (2) Slow speed (0.5 cm/s):  
injection time = 3.5 s

(a)

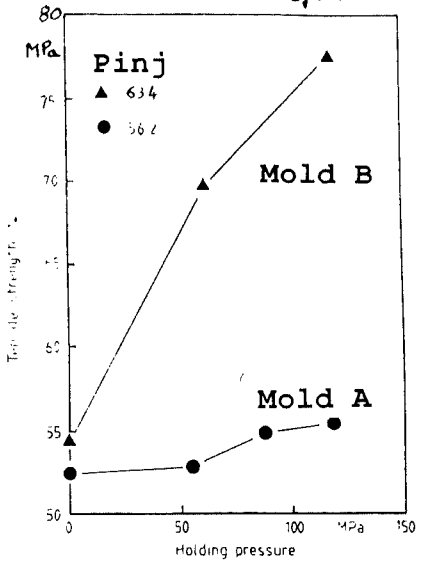
(b)

FIGURE 4.5 Orientation des fibres de verre à travers l'épaisseur des plaques en GFPP (polypropylène + 20 wt% GF) et en GFPA (Nylon 66 + 33 wt% GF) injectées à différentes vitesses: a) géométrie du moule, b) simulation théorique du profile de vitesses et de la couche solide dans le moule pendant le remplissage (première figure dans chaque schéma) en comparaison avec l'orientation des fibres observée expérimentalement à la position (D) des plaques (deuxième figure dans chaque schéma) [82].

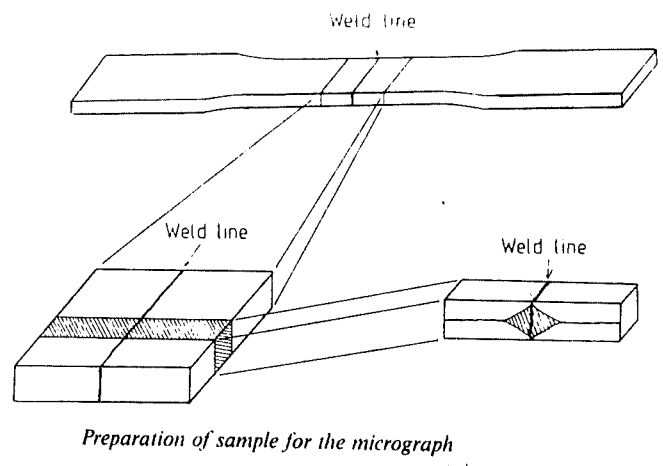


Geometry of the mold

a)

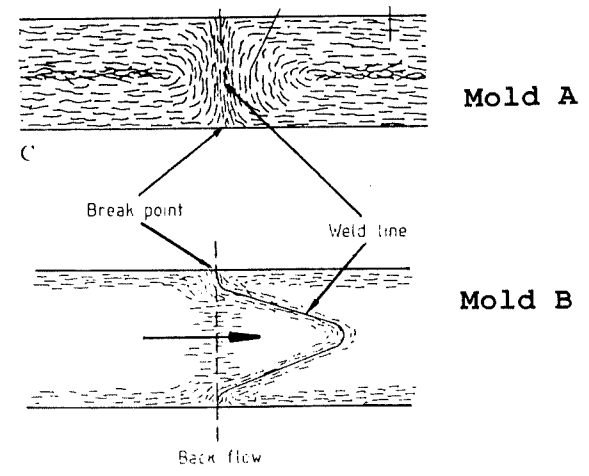


b)



Preparation of sample for the micrograph

c)



d)

FIGURE 4.6 Comparaison de limite à la rupture et de la distribution des fibres dans les pièces en GFPC (Polycarbonate + 20 wt% GF) moulées, avec une ligne de soudure, dans un moule à une seule cavité (moule A) ou à cavités multiples (moule B); a) Géométrie des moules, b) Limite à la rupture vs. la pression de compactage, c) Découpage des échantillons, d) Distribution des fibres dans la zone de soudure [35].

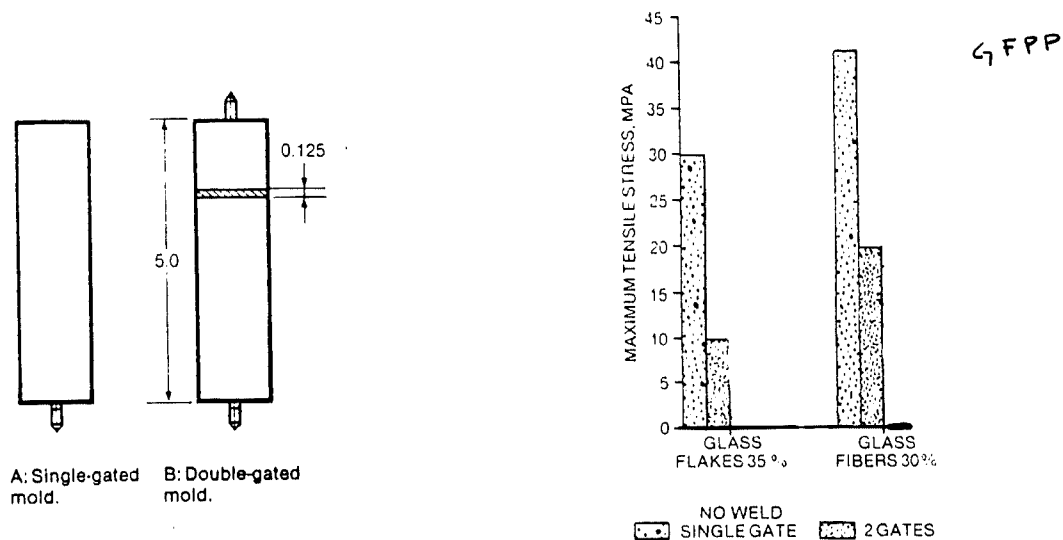


FIGURE 4.7 Comparaison de la limite d'écoulement plastique des pièces avec ou sans une ligne de soudure, fabriquées en PP renforcé avec des fibres (20 wt%), ou avec des écailles (20 wt%), de verre [46].

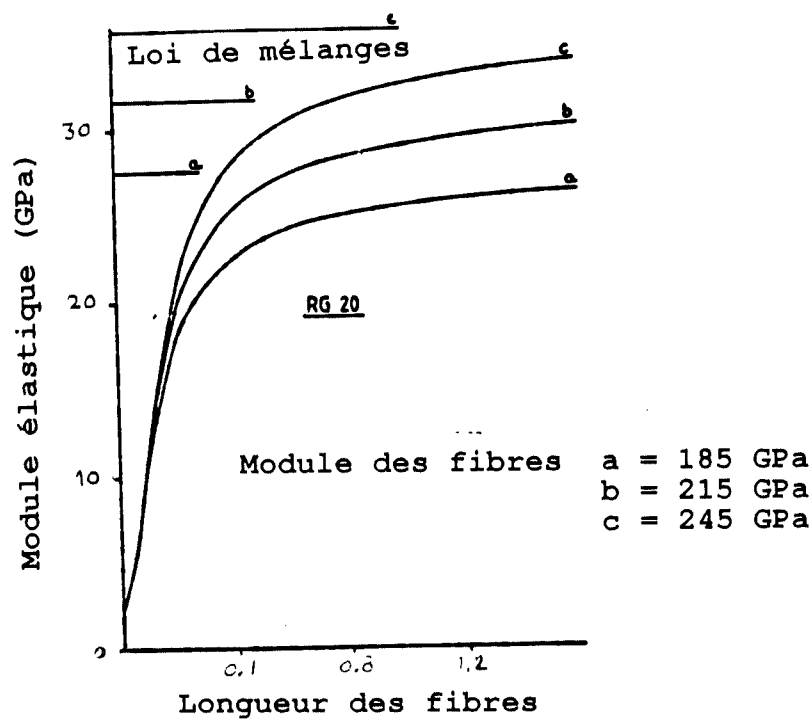
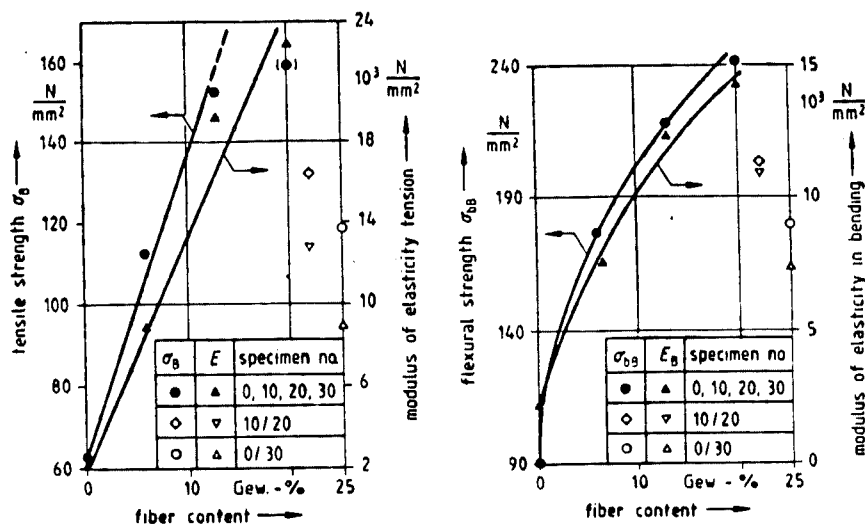


FIGURE 4.8 Comparaison du module élastique mesuré expérimentalement et calculé avec la loi de mélanges vs. la longueur des renforts, pour trois types des fibres de carbone (a,b,c), dans un composite Nylon 66 + 20 wt% CF [84].



Specimen designation	0	10	20	30	10/20	0/30
Actual fiber content weight %	0	6	13	20	6/16 <sup>1)</sup>	25 <sup>2)</sup>

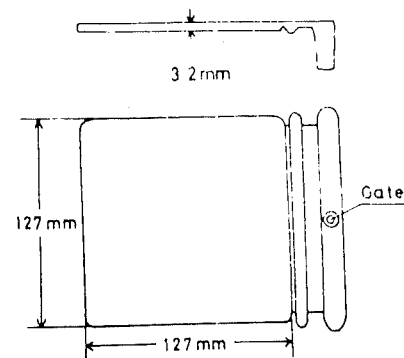
barrel temperature: 200 - 280 - 290 - 300 - 319 °C,  
 mold temperature: 90 °C,  
 melt temperature: 310 °C,  
 injection pressure: 1500 bar,  
 injection velocity: 10 mm/s,  
 holding pressure profile: 250 to 100 bar,  
 back pressure: 10 bar,  
 screw speed: 50 min<sup>-1</sup>.

FIGURE 4.9 Influence de la proportion des fibres de verre et de carbone dans une matrice de polycarbonate sur le module elastique et la limite à la rupture, en tension et en flexion, des pièces moulées [81].

Injection-Molding Conditions<sup>a</sup>

FZ	Cylinder temperature, °C			Injection pressure, kg/cm <sup>2</sup>
	CZ	MZ	AD	
180	180	190	180	400
180	200	220	200	420
180	230	250	230	350
180	260	280	260	350

<sup>a</sup> FZ = feed zone, CZ = compression zone, MZ = metering zone; AD = adaptor. Mold temperature: 40 °C, cooling time; 30 sec; injection speed; max.



Shape of mold cavity.

a)

b)

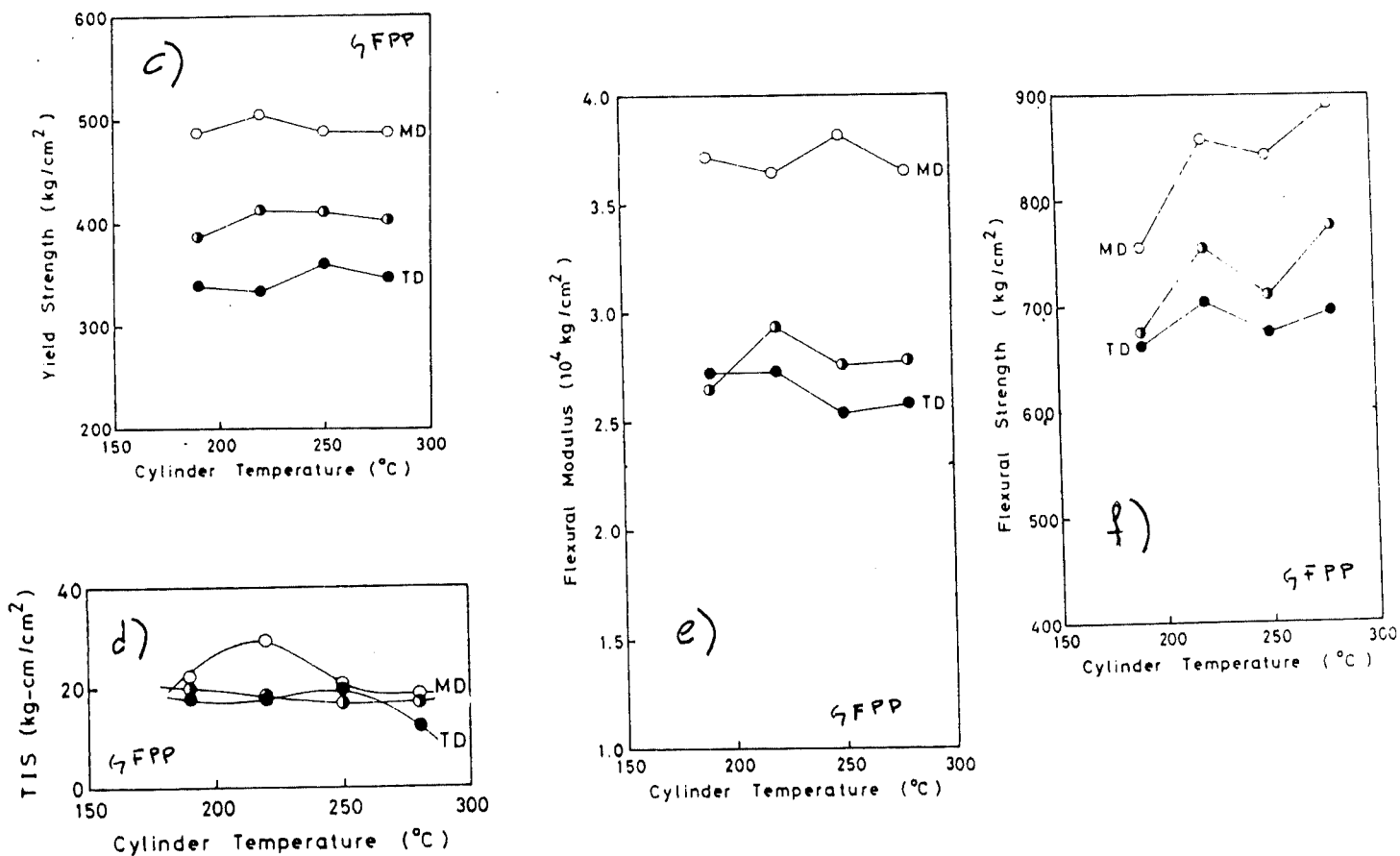


FIGURE 4.10 Influence de la température d'injection sur les propriétés mécaniques du polypropylène + 20 wt% GF; a) conditions d'injection, b) géométrie de la cavité, c) limite à la rupture en tension, d) résistance à l'impact en tension (TSI), e) module élastique en flexion, f) limite à la rupture en flexion, [16].

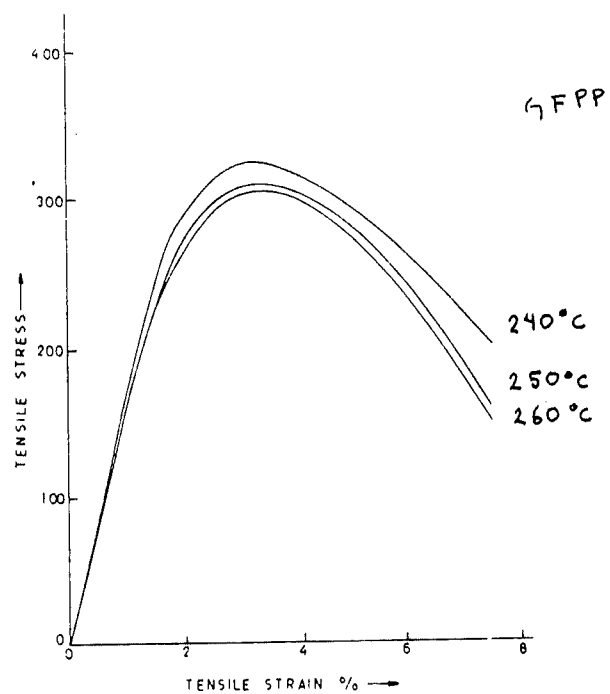


FIGURE 4.11 Courbes contrainte-déformation des pièces en polypropylène + 28 wt% GF moulées à trois températures d'injection (240, 250 et 260°C) [80].

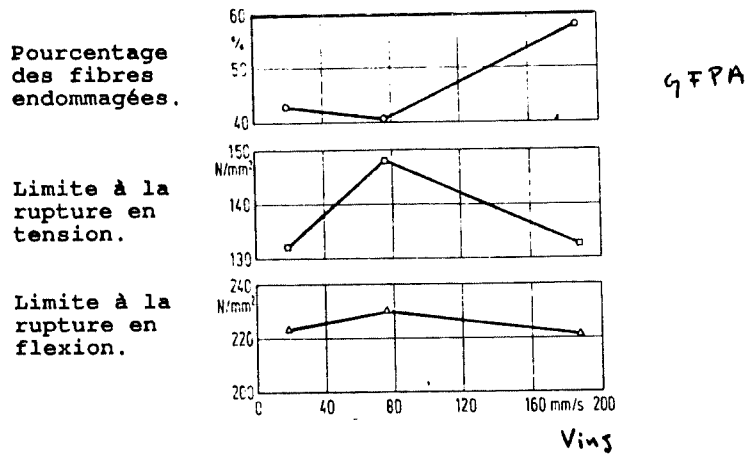


FIGURE 4.12 Pourcentage des fibres de verre endommagées par le procédé d'injection (fibres avec une longueur inférieure à 0.15mm), et influence de cet endommagement sur la limite à la rupture en tension comme en flexion, en fonction de la vitesse d'injection des pièces en polyamide 66 + 30 wt% GF, [78].

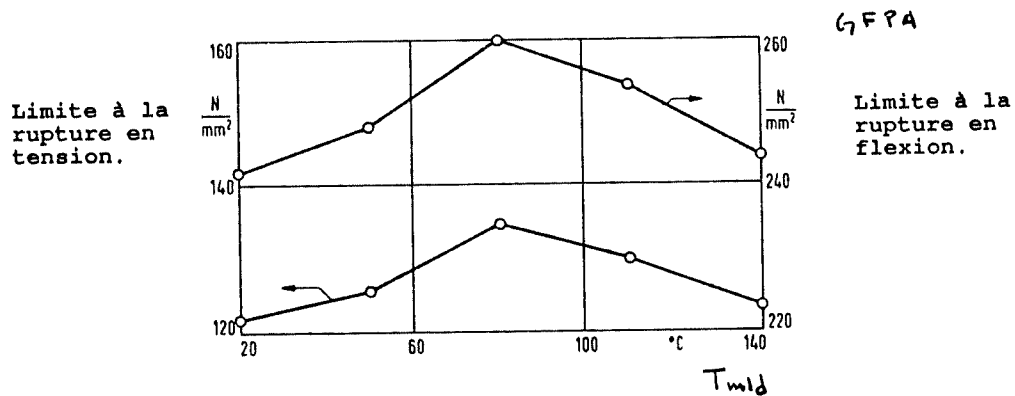


FIGURE 4.13 Limite à la rupture en tension et en flexion vs. la température du moule dans les pièces en polyamide 66 + 15-20 wt% GF (les pièces ont été injectées en utilisant un seuil ponctuel) [77].

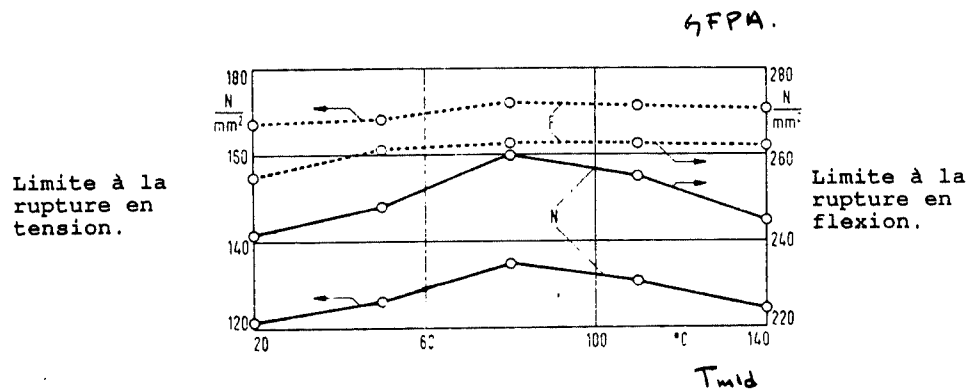
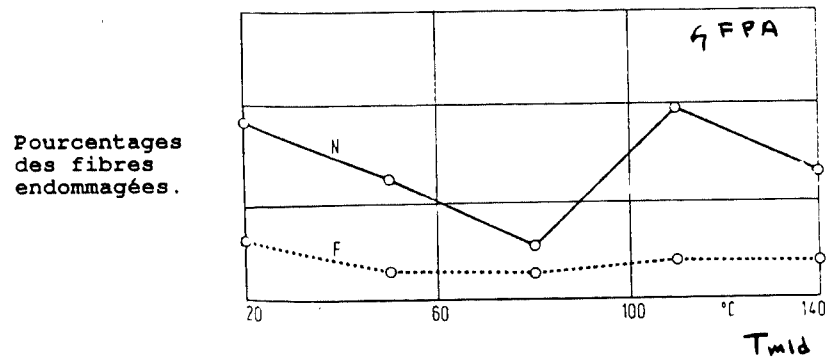


FIGURE 4.14 Pourcentage des fibres de verre endommagées par le le procédé d'injection (fibres avec une longueur inférieure à 0.02mm), et l'influence de cet endommagement sur la limite à la rupture en tension comme en flexion, en fonction de la la température du moule, et du type de seuil d'injection (N seuil ponctuel, F seuil plat), dans les pièces en polyamide 66 + 15-20 wt% GF [78]

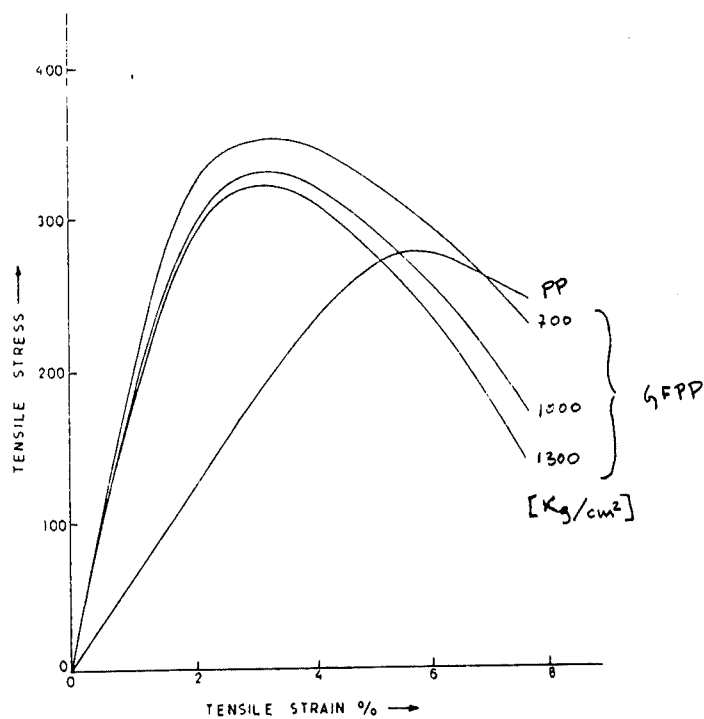


FIGURE 4.15 Courbes contrainte-déformation des pièces en polypropylène non-renforcé et en polypropylène + 28 wt% GF moulées à différentes pressions d'injection (700, 1000, 1300 Kg/cm ) [81].

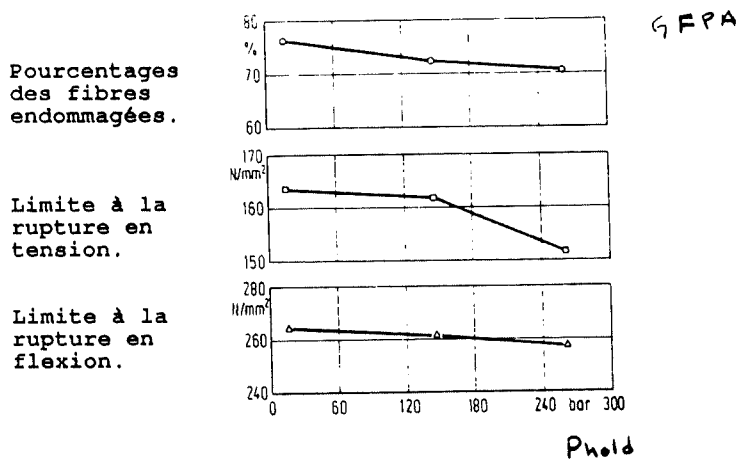
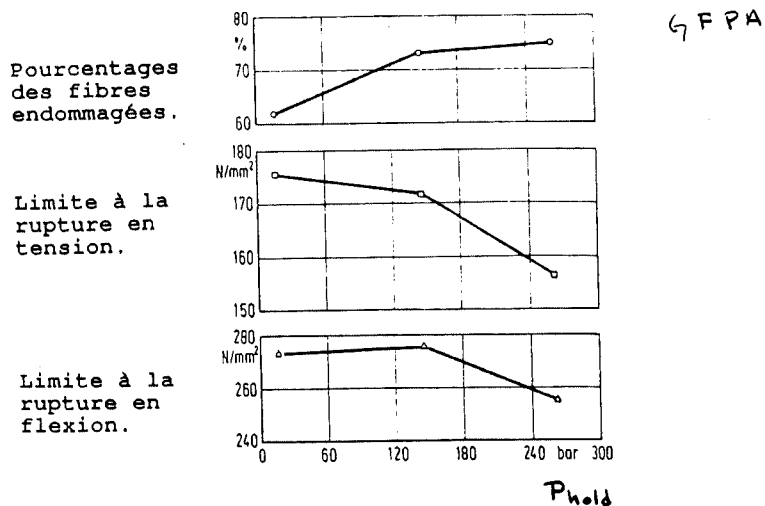


FIGURE 4.16 Pourcentage des fibres de verre endommagées par le procédé d'injection (fibres avec une longueur inférieure à 0.02mm), et l'influence de cet endommagement sur la limite à la rupture en tension comme en flexion, en fonction de la pression de compactage dans les pièces en; a) Polyamide 6 +50 wt% GF, b) Polyamide 66 +30 wt% GF [78].

TABLEAUX

\* ram-forward and die-closed time.

Run No.	Material	Thick-ness Cylinder (ins.)	T <sub>c</sub> (°F)	Die T <sub>D</sub> (°F)	Pres-sure P <sub>r</sub> (psi)	Cycle* (secs.)	Tensile Stress at fail (psi)		% Elongation		Modulus x 10 <sup>3</sup> (psi)		Izod Impact ft. lbs./in notch	
							⊥	∥	⊥	∥	⊥	∥	∥	⊥
1	Polystyrene	0.100	300	80	900	15/15								
2	Polystyrene	0.100	325	80	900	15/15	10,170	4550	4.4	2.5	2.43	1.96	1.58	.18
3	Polystyrene	0.100	350	80	900	15/15	7,650	3370	4.8	1.8	1.76	2.05	1.19	.18
4	Polystyrene	0.100	450	80	900	15/15	6,190	4540	4.5	2.6	1.59	1.73	.36	.15
5	Polystyrene	0.100	550	80	900	15/15	6,380	4350	3.9	2.7	1.80	1.71	.53	.19
6	Polystyrene	0.100	400	80	600	15/15	7,380	4190	4.2	1.9	2.52	3.18	.56	.20
7	Polystyrene	0.100	400	120	600	15/15	7,110	4270	4.3	2.2	1.75	2.03	.48	.19
8	Polystyrene	0.100	400	180	600	15/30	6,320	4110	3.9	2.6	1.66	1.77	.36	.20
9	Polystyrene	0.100	400	80	600	30/15	6,410	4450	4.4	2.2	1.80	2.00		
10	Polystyrene	0.100	400	80	600	20/15	6,300	3970	4.0	1.9	1.72	2.07	.44	.21
11	Polystyrene	0.100	400	80	600	10/15	6,610	4240	4.3	2.2	1.80	2.04	.41	.20
12	Polystyrene	0.100	400	80	600	7/15	6,330	4800	3.9	2.1	1.66	2.10	.35	.19
13	Polystyrene	0.100	400	80	600	5/15	6,750	4010	4.3	2.2	1.76	1.92	.44	.22
14	Polystyrene	0.100	400	80	600	4/15	6,450	4120	2.9	2.0	2.64	2.23	.34	.21
15	Polystyrene	0.100	400	80	600	3/15	5,640	3440	3.4	2.9	1.94	1.45	.32	.17
16	Polystyrene	0.100	550	180	290	15/30	3,470	4210	2.5	2.6	1.78	1.80	.27	.22
17	Polystyrene	0.100	550	180	230	15/30	4,430	3600	2.7	2.4	1.88	1.81	.24	.22
18	Polystyrene	0.100	550	180	230	20/30	3,940	3440	2.4	1.8	1.66	2.00	.24	.22
19	Polystyrene	0.100	550	180	230	30/30	5,340	4240	3.1	2.1	1.72	2.06	.32	.21
20	Polystyrene	0.100	550	180	300	25/30	4,890	4310	3.9	2.0	1.97	1.99	.15	.19
21	Polystyrene	0.100	330	80	900	15/15	8,600	3400	5.2	2.0	2.30	1.83	1.57	.18
22	Polystyrene	0.100	340	80	900	15/15	8,660	3440	5.2	2.1	2.10	1.83	1.54	.23
23	Polystyrene	0.100	350	80	900	15/15	7,640	3710	5.0	1.8	1.65	2.01	1.36	.18
24	Polystyrene	0.100	375	80	900	15/15	7,550	4140	4.2	1.9	2.27	2.79	.65	.21
25	Polystyrene	0.100	400	80	900	15/15	7,220	4870	4.5	2.9	1.71	1.67	.52	.22
-	Average	0.100					6,297	3910	3.8	2.1	1.84	1.92	0.59	0.19
30	Polystyrene	0.020	550	180	700	5/30	7,310	1140	6.1		2.31	2.03		
31	Polystyrene	0.020	550	180	700	5/30	6,200	2690	7.7	1.7	1.71	1.75		
32	Polystyrene	0.020	550	120	700	5/30	7,590	2630	6.8	1.3	1.61	2.27		
33	Polystyrene	0.020	600	120	800	10/20	7,140	2540	6.7	1.7	1.80	1.94		
34	Polystyrene	0.020	600	80	700	10/20	7,150	2300	6.1	1.7	1.86	1.82		
35	Polystyrene	0.020	600	80	700	6/20	5,340	2770	3.3	1.9	2.22	2.02		
36	Polystyrene	0.020	600	80 - 550	10/20	5,860	2890	5.9	1.9	1.75	1.75			
37	Polystyrene	0.020	600	80 - 1000	10/20	8,440	1290	7.0	.7	2.01	1.75			
-	Average	0.020					7,861	2178	7.1	1.8	2.18	2.19		

TABLEAU 3.I Paramètres d'injection et propriétés mécaniques des pièces en polystyrène (amorphe) [18].

Least-Squares Equations and Correlation Coefficients  $r_0$  Between Flexural Moduli  $E$  and Flexural Strengths  $FS$  in Various Directions and Logarithmic MFI for Homo-PPs<sup>a</sup>

Property	Direction	Least-squares equation	$r_0$
$E$	MD	$E_{MD} = -0.029 \times 10^4 \log(\text{MFI}) + 1.73 \times 10^4$	-0.094
	45°	$E_{45^\circ} = 0.226 \times 10^4 \log(\text{MFI}) + 1.42 \times 10^4$	0.779**
	TD	$E_{TD} = 0.061 \times 10^4 \log(\text{MFI}) + 1.60 \times 10^4$	0.278
$FS$	MD	$FS_{MD} = -17.9 \log(\text{MFI}) + 527$	-0.270
	45°	$FS_{45^\circ} = 80.5 \log(\text{MFI}) + 432$	0.866**
	TD	$FS_{TD} = -5.5 \log(\text{MFI}) + 525$	-0.109

<sup>a</sup>  $r(10, 0.01) = 0.708$ ;  $r(10, 0.05) = 0.576$ .

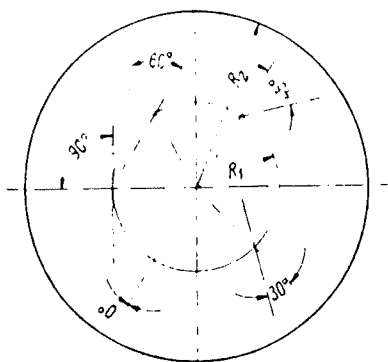
$T_{inj} = 260^\circ\text{C}$  ,  $T_{mld} = 40^\circ\text{C}$ ,  $P_{inj} = 300-400 \text{ Kg/cm}^2$   
 $t_{rem} = 8 \text{ sec}$ ,  $t_{ref.} = 30 \text{ sec}$ .

TABLEAU 3.II Relations linéaires entre, le module élastique et la résistance à la rupture dans différentes directions, et le logarithme de l'indice de fluidité (MFI) du PP [53].

Moulding temperature [°C]	Tensile yield in kgf/cm <sup>2</sup>		Moulding temperature [°C]	Tensile yield in kgf/cm <sup>2</sup>	
	longitudinal	transverse		longitudinal	transverse
product A			product B		
135	346	277	150	348	343
200	256	228	200	304	317
240	248	247	240	294	322
280	246	269	280	284	296
310	219	223	310	287	302
340	219	220	340	285	297
product C			product D		
150	418	340	160	—	261
200	324	312	200	—	257
240	292	308	240	—	264
280	282	298	280	—	258
310	272	279	310	272	254
340	287	291	340	208	216
product E			product F		
180	—	—	210	—	265
200	—	—	250	—	262
240	—	296	280	—	268
280	—	326	310	—	277
310	277	306	340	232	273
340	271	278			

Designation	Melt index $i_5$ (190°C)	Density
	[g/10 mins.]	[g/cm <sup>3</sup> ]
A	28.9	0.951
B	21.5	0.959
C	18.5	0.964
D	3.9	0.946
E	1.4	0.956
F	0.4	

TABLEAU 3.III Variation de la limite d'écoulement plastique avec la température d'injection, dans les directions longitudinale et transversale à l'écoulement, de pièces en polyéthylène (6 différents grades) [26].



Position des échantillons

Disque de 1 mm d'épaisseur					
Orientation	0°	30°	45°	60°	90°
Rayon [mm]	déformation à la rupture (%)				
30	20	30	160	100	5
35	20	130	220	170	5
40	40	210	300	350	15
45	70	320	550	640	30
50	90	280	470	610	30
55	390	550	540	630	35

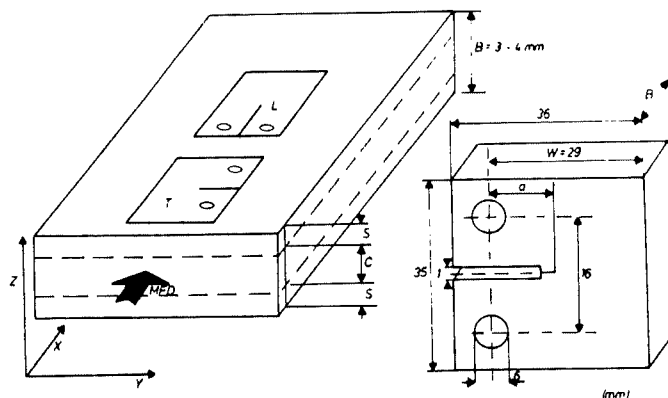
Disque de 2 mm d'épaisseur					
Orientation	0°	30°	45°	60°	90°
Rayon [mm]	déformation à la rupture (%)				
30	250	380	590	400	350
35	240	350	670	330	410
40	190	460	520	380	360
45	330	430	590	440	500
50	190	—	580	550	320
55	450	—	580	500	370

TABLEAU 3.IV Variation de la déformation à la rupture (%) avec l'orientation par rapport à l'écoulement et à la distance au seuil (rayon  $R_i$ ), des pièces en polyéthylène haute densité (HDPE) [22].

Microstructure of the matrix in the neat and reinforced injection-moulded PEEK samples (heat effects are related to the neat matrix; for the 100% crystalline PEEK a melt enthalpy of  $130 \text{ J g}^{-1}$  was assumed<sup>20</sup>)

Morphological and thermal properties	Unit	PEEK			
		Neat $B = \sim 3, 5 \text{ mm}$	Reinforced ( $B = \sim 3 \text{ mm}$ )		
			+ 20% GF	+ 30% GF	+ 30% CF
Skin (a)	$\mu\text{m}$	$\sim 350$	$\sim 300$	$\sim 0$	$\sim 200$
Recrystallization enthalpy at $T = \sim 170^\circ\text{C}$ in the 'a <sub>1</sub> ' zone	$\text{J g}^{-1}$	18	6	$\sim 0$	13
		5	2	$\sim 0$	5
Melt enthalpy ( $\Delta H_m$ ) at $T = T_m$	$\text{J g}^{-1}$	28-30	27-30	31-32	32-33
Average crystallinity from $\Delta H_m$	%	22-23	21-23	24-25	25
Crystallization enthalpy ( $\Delta H_c$ ) at $T = T_c$	$\text{J g}^{-1}$	28-30	27-28	29-31	24-27
Average crystallinity from $\Delta H_c$	%	22-23	21-22	22-24	18-21

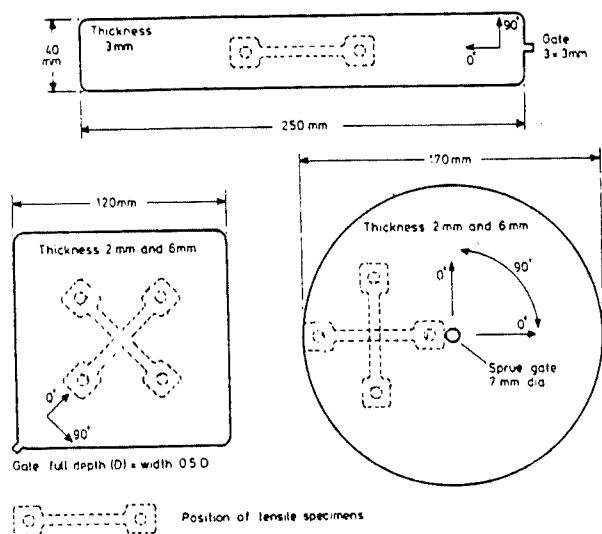
**TABEAU 4.1** Microstructure des pièces en PEEK pur et renforcé avec des fibres de verre et de carbone. Il faut noter que le taux de cristallinité le plus faible est celui du composite avec des fibres de carbone, et le plus fort celui du composite avec des fibres de verre, ceci est dû à la forte conductivité thermique des fibres de carbone [85].



Comparison of the normalized fracture toughness ( $K_c^{**}$ ) and  $E$ -modulus ( $E^{**}$ ) of the as-moulded and annealed PPS  
 $v = 10^1 \text{ mm min}^{-1}$

Temperature $T$ (C)	Crosshead speed ( $\text{mm min}^{-1}$ )	PPS + 30% GF				PPS + 30% CF			
		As-moulded		Annealed		As-moulded		Annealed	
		$K_c^{**}$	$E^{**}$	$K_c^{**}$	$E^{**}$	$K_c^{**}$	$E^{**}$	$K_c^{**}$	$E^{**}$
20	$10^0$	0.95	0.97	1.08	0.98	0.88	0.91	1.22	0.95
	$10^1$	1	1	1.03	0.98	1	1	1.17	1.05
	$10^2$	0.63	1.07	0.95	1.06	0.69	1.03	0.80	1.05
	$10^3$	0.2	1.15	0.15	1.11	0.16	1.10	0.11	1.12
180	$10^0$	0.58	0.35	0.85	0.40	0.43	0.36	0.59	0.39
	$10^1$	0.60	0.38	0.88	0.40	0.40	0.38	0.48	0.41
	$10^2$	0.53	0.43	0.58	0.42	0.51	0.41	0.51	0.43
	$10^3$	0.18	0.45	0.18	0.45	0.11	0.47	0.13	0.47

TABLEAU 4.II Comparaison de la résistance normalisée à la fracture ( $K_c$ ) et du module élastique ( $E$ ) des pièces en polyphényle sulfide (PPS) renforcé avec des fibres de carbone et de verre avant et après un recuit à  $230^\circ\text{C}$  pendant 8h [83].



Details of moulding conditions

	GFPP		GFPA	
	Max	Min	Max	Min
Injection speed (cm/s)	13.6	2.7	13.6	2.7
Mould temperature (°C)	85	45	100	70
Barrel temperature (°C)	240	200	300	265

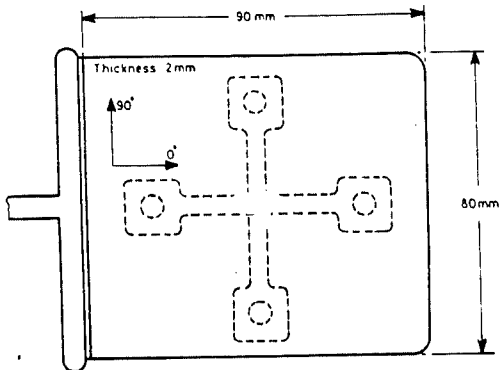
100-s tensile creep modulus,  $E$ , in  $\text{GN/m}^2$  of test specimens cut from the mouldings (measured at 23°C, 0.1% strain)

Sample	$E_0$	$E_{90}$	$E_0/E_{90}$
3-mm bar: GFPP	$3.51 \pm 0.3$	—	—
2-mm corner-gated plaque: GFPP	$2.80^{+0.2}_{-0.1}$	$3.20 \pm 0.15$	0.87
6-mm corner-gated plaque: GFPP	$2.65^{+0.2}_{-0.1}$	$3.75 \pm 0.2$	0.71
2-mm disc: GFPP	$2.85^{+0.1}_{-0.15}$	$3.48 \pm 0.1$	0.82
6-mm disc: GFPP	$2.68 \pm 0.15$	$3.49^{+0.15}_{-0.05}$	0.77
2-mm corner-gated plaque: GFPA	$5.55 \pm 0.25$	$3.65^{+0.05}_{-0.1}$	1.52
6-mm corner-gated plaque: GFPA	$5.3^{+0.6}_{-0.25}$	$6.25^{+0.25}_{-0.4}$	0.85

Ultimate tensile strength,  $S$ , in  $\text{MN/m}^2$  of test specimens cut from the mouldings (test temperature 23°C)

Sample	$S_0$	$S_{90}$	$S_0/S_{90}$
2-mm corner-gated plaque: GFPP	$48^{+3}_{-2}$	$55 \pm 2$	0.87
6-mm corner-gated plaque: GFPP	$45^{+5}_{-3}$	$60^{+4}_{-2}$	0.75
2-mm disc: GFPP	$42 \pm 1$	$53 \pm 2$	0.79
6-mm disc: GFPP	$40 \pm 1.5$	$50 \pm 2$	0.80
2-mm corner-gated plaque: GFPA	$94^{+5}_{-4}$	$69^{+1.5}_{-1}$	1.36
6-mm corner-gated plaque: GFPA	$95 \pm 3$	$109^{+7}_{-6}$	0.87

TABLE 4.III Module élastique et limite ultime des pièces en polypropylène + 20 wt% GF (GFPP) et en Nylon 66 + 33 wt% GF (GFPA) en fonction de la géométrie et l'épaisseur des pièces [84].



- (1) Maximum speed (13.5 cm/s):  
injection time = 0.2 s
- (2) Slow speed (0.5 cm/s):  
injection time = 3.5 s

Tensile modulus,  $E$ , in  $\text{GN/m}^2$  of specimens cut from flash-gated plaques moulded at two levels of injection speed (measured at  $23^\circ\text{C}$ , 0.1% strain)

		$E_0$	$E_{90}$	$E_0/E_{90}$
GFPP	Fast	2.68	3.09	0.87
	Slow	2.63	3.12	0.84
GFPA	Fast	6.24	5.64	1.11
	Slow	8.04	4.44	1.81

TABLE 4.IV

Module élastique des pièces en polypropylène + 30 wt% GF (GFPP) et en Nylon 66 + 33 wt% GF (GFPA) en fonction de la vitesse d'injection [84].

% Nominal de fibres (% en poids)	0	10	20	30	10/20	0/30
% Réel des fibres (% en poids)	0	6	13	20	6/16	0/25
Déformation à la rupture en tension (%)	108.4	2.1	1.3	1.0	1.6	2.0
Déformation à la rupture en flexion (%)	7.7	2.8	2.1	1.9	2.2	2.7
Résistance à l' impact (tension) J/m <sup>2</sup>	-	18.6	20.9	14.6	19.6	21.6
Résistance à l' impact J/m <sup>2</sup> (Izoid)	25.5	7.5	6.8	6.8	8.2	9.3

1) Fibres de carbon, 2) Fibres de verre.

barrel temperature: 200 - 280 - 290 - 300 - 319°C,  
mold temperature: 90°C,  
melt temperature: 310°C,  
injection pressure: 1500 bar,  
injection velocity: 10 mm/s,  
holding pressure  
profile: 250 to 100 bar,  
back pressure: 10 bar,  
screw speed: 50 min<sup>-1</sup>.

**TABLEAU 4.V** Influence de la proportion des fibres de verre et de carbone dans une matrice de polycarbonate sur la déformation à la rupture, en tension et en flexion (%), et sur la résistance à l'impact des éprouvettes entaillées et non-entaillées.