



# UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO

FACULTAD DE INGENIERIA

SOLUCIÓN MATEMÁTICA DE LOS CANALES DE ALIMENTACIÓN EN UN MOLDE PARA PROBETAS DE TRACCIÓN

T E S I S  
QUE PARA OBTENER EL TITULO DE:  
INGENIERO MECANICO  
P R E S E N T A :  
ROBERTO OROZCO AHEDO



DIR. M.I. MAGDALENA TRUJILLO BARRAGAN

MEXICO, D.F.

2007



Universidad Nacional  
Autónoma de México



**UNAM – Dirección General de Bibliotecas**  
**Tesis Digitales**  
**Restricciones de uso**

**DERECHOS RESERVADOS ©**  
**PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL**

Todo el material contenido en esta tesis esta protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

---

**Indice**

	Objetivo	01
Cap. 1	Introducción	02
Cap. 2	Reología y Propiedades del Flujo Polimérico	03
	Fluidos Newtonianos y no Newtonianos	05
	Efectos de la Temperatura y Presión sobre la viscosidad	11
Cap. 3	Medición de las Propiedades Reológicas	14
	Modelos Reológicos	16
	Modelo General de Reología	16
	Reogramo	17
	Ecuaciones Relevantes para la Generación del Reogramo	18
	Relaciones MFI – Carga	18
	Relaciones MFI – Viscosidad	19
	Relaciones MFI - Temperatura	19
Cap. 4	Proceso de Inyección	22
	Calentamiento y Preparación para la Inyección	22
	Llenado del Molde	23
	Presión de Conformación en la Cavidad de Moldeo	27
	Enfriamiento	28
	Expulsión	29
Cap. 5	Ecuaciones de Comportamiento del flujo en Canales de Alimentación	31
	Ecuaciones que Gobiernan la Fase de Llenado	31
	Ecuaciones para los Canales de Inyección	33
	Integración de las ecuaciones para los Canales de Inyección	36
	Resumen de Fórmulas	38
	Formulación de Elemento Finito para Canales	39
Cap. 6	Aplicación del Estudio Reológico para Probetas de Tracción	43
	Propiedades del Polipropileno y Poliestireno	43
	Cálculo de la Velocidad de Inyección	44
	Cálculo de la Viscosidad	49
	Cálculo de la Fluidez	50
	Cálculo de Caída de Presión	50
	Resumen	50
Cap. 7	Conclusiones	53

---

Apéndice A	ISO 294-1 Injection Moulding Test Specimens of Thermoplastic materials – General Principles and multipurpose specimens –	54
	Plastics – Determination of tensile properties –	79
	Bibliografía	84

**Objetivo.**

Desarrollar el cálculo reológico, en el cual, a través de las variables críticas del Proceso de Inyección de plásticos; presión, temperatura y tiempo de inyección, se pueda determinar un diámetro óptimo para los canales de alimentación, tanto para el procesamiento de un material amorfo (Poliestireno) como un material semi-cristalino (Polipropileno), dadas las características geométricas del producto final.

## **Introducción.**

En el moldeo por inyección, una vez que el molde cierra, el polímero fundido fluye desde la unidad de inyección de la máquina de moldeo, hacia un molde relativamente frío a través de los canales de alimentación hasta la cavidad que posee la forma que tomará nuestra pieza una vez que el polímero solidifique.

Durante el recorrido a través de los canales de alimentación del molde, el polímero sufre una serie de cambios internos derivados de los factores geométricos de los canales y de las variables propias del proceso de inyección, tales como, presión, temperatura y tiempo de inyección.

Además los cambios internos del polímero son consecuencia de su naturaleza, que provoca que al ser fundido se comporte como un fluido no Newtoniano cuyas características no convencionales son estudiadas a través de la reología.

A partir del estudio reológico se determina que estos, se ajustan rápidamente a una configuración de equilibrio dentro del canal de alimentación que hace que se comporten como materiales viscosos y en los extremos del canal, donde las condiciones de corte son variables se comporten como materiales elásticos, recibiendo, su comportamiento, el nombre de Viscoelástico.

Para poder medir las propiedades reológicas se utilizan los viscosímetros que nos proporcionan el valor de la viscosidad, que aplicado a un estudio más completo, nos otorga la variación de la viscosidad con respecto al esfuerzo de corte aplicado y la temperatura.

A partir de conocer el valor de las propiedades reológicas de dos polímeros; Poliestireno (PS) y Polipropileno (PP), aplicaremos las ecuaciones que gobiernan el comportamiento del fluido viscoso a través de los canales de alimentación para demostrar que la diferencia estructural entre estos dos materiales, no solo provoca que las variables del proceso de inyección sean modificadas, sino que las características dimensionales de los canales de alimentación también deban modificarse.

Para demostrar lo anterior utilizaremos un ejemplo teórico de un molde de inyección, para producir probetas de tracción, según la norma ISO 294, en el que podemos suponer y variar las condiciones del proceso y las condiciones dimensionales de los canales, para posteriormente realizar un comparativo e inferir, tomando en cuenta la presión, temperatura y tiempo de inyección, cual será el mejor diámetro de nuestros canales de alimentación, haciendo un comparativo entre el Poliestireno y el Polipropileno.

## Capítulo 2. Reología y Propiedades de Flujo Polimérico

La mayoría de los materiales plásticos que se utilizan en el moldeo de inyección son termoplásticos, que son materiales poliméricos lineales o ramificados que funden cuando son calentados y resolidifican cuando enfrían. En teoría, el procesamiento de termoplásticos involucra únicamente cambios físicos, aunque en realidad existen pequeños cambios químicos. Los materiales termoplásticos pueden ser amorfos, semi-cristalinos, líquido-cristalinos.

**Termoplásticos Amorfos:** Los polímeros amorfos consisten de moléculas de polímero con una configuración no definida (configuración aleatoria). Cuando los polímeros amorfos son calentados (tal como en el cilindro de plastificación en la máquina de moldeo), las cadenas entrelazadas son más móviles y ocurre un deslizamiento de las cadenas, resultando en un reblandecimiento gradual y finalmente la fluencia. Conforme se incrementa el nivel de actividad molecular, el material se vuelve más líquido, debido a que las fuerzas de atracción entre moléculas de polímero disminuyen, al mismo tiempo que la distancia entre cadenas aumenta. Después del reblandecimiento, el polímero amorfo toma forma (durante el llenado del molde), el polímero es enfriado y regresa a ser sólido reduciéndose la movilidad molecular. Algunos ejemplos de polímeros amorfos son el Poliestireno, Policarbonato y Polimetil metacrilato.

**Termoplásticos Semi- Cristalinos:** Algunas moléculas de polímero tienen suficiente regularidad y flexibilidad dentro de su estructura química, que pueden formar arreglos moleculares ordenados. Estas regiones ordenadas son cristales que se forman cuando el termoplástico enfría y solidifica. Cuando se recalienta, los cristales permanecen intactos hasta que el polímero sobrepasa su temperatura de transición vítrea. En el estado fundido, estos materiales tienen una configuración amorfa.

El grado de cristalinidad (porcentaje relativo de áreas cristalinas vs. Amorfos en el material) es influenciada tanto por la estructura química del polímero, como por las condiciones de procesamiento; particularmente la velocidad a la cual el polímero enfría. Las variables del procesamiento que reducen la velocidad de enfriamiento generalmente aumentan el grado de cristalinidad. Los polímeros tales como el Polietileno, Polipropileno y las Poliamidas (Nylon) son ejemplos de polímeros semi – cristalinos.

**Termoplásticos Líquido-cristalinos:** Al igual que los semi-cristalinos, los líquido cristalinos (LCPs) tienen un arreglo ordenado en sus cadenas en estado sólido, la diferencia es que también exhiben un ordenamiento molecular en estado fundido. Los LCPs ofrecen grandes ventajas de procesamiento y desarrollo incluyendo baja viscosidad en estado fundido, poca contracción, resistencia química, rigidez, resistencia a la fractura y sobretodo estabilidad dimensional.

Como acabamos de mencionar, las moléculas de polímero son largas y forman cadenas que dan lugar a su morfología especial. Las propiedades que se observan y utilizan de estos materiales, aunque son de origen químico, provienen de su forma característica. Estas propiedades controlan el comportamiento durante el proceso de fabricación y en la calidad funcional de los polímeros.

Cuando se comparan las propiedades del polímero con los procedimientos que se usan para obtener productos, se halla que para los sistemas de baja viscosidad, como las pinturas, los plastisoles de cloruro de polivinilo y los sistemas de resina/ vidrio, se necesitan plantas simples de bajo consumo de energía, pero otros, como las técnicas de extrusión e inyección de plásticos y el tratamiento del caucho, requieren maquinaria muy potente. Para conocer las razones de esta situación hay que examinar las propiedades reológicas de los estados líquidos de dichos sistemas.

Por definición reología es el estudio del flujo, y la reología de los polímeros básicamente se concentra en la descripción de la deformación de los polímeros fundidos bajo la influencia de la aplicación de esfuerzos. Los termoplásticos fundidos son materiales viscoelásticos en el sentido que su respuesta a la deformación varía entre líquido viscoso y sólido elástico. Solamente como líquido viscoso, la energía mecánica es disipada en los sistemas en forma de calor y no puede ser recuperada cuando cesa el esfuerzo. Por otra parte, el sólido ideal se deforma elásticamente de tal forma que la deformación es reversible y la energía de deformación es completamente recuperable cuando el esfuerzo cesa.

La reología provee las herramientas para entender los diferentes tipos de comportamientos de los materiales viscoelásticos. La figura 2.1 muestra un fluido sometido a una deformación simple entre dos platos paralelos. El plato inferior es estacionario, mientras que el plato superior se mueve a una velocidad  $u$  como consecuencia de una fuerza  $F$  aplicada al mismo. Esta representación típica y simplificada, tiene mucha similitud con el comportamiento de los plásticos tanto en el husillo de la máquina de inyección como en el correr del flujo de los canales, por tanto que a continuación se analiza este comportamiento.

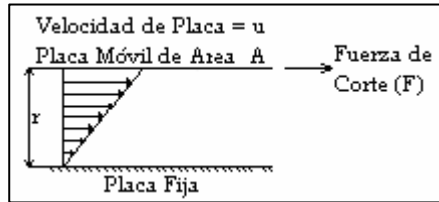


Fig 2.1. Fluido sometido a deformación entre dos placas paralelas

El movimiento del plato establece un gradiente de velocidad en el fluido. Esta geometría puede ser usada para definir algunos parámetros reológicos tales como:

Esfuerzo de corte ó cizalla ( $\tau$  ).

Se define como la fuerza por unidad de área necesaria para alcanzar una deformación dada.

$$\tau = \frac{F \text{ (Fuerza)}}{A \text{ (Área)}} \quad (2.1)$$

Velocidad de Corte ó Cizalla ( $\gamma$  )

Se define como el cambio de velocidad  $v$  a través de la distancia  $r$  entre los dos platos. Las unidades son 1/segundo. La velocidad de corte se incrementa a medida que la velocidad del plato superior aumenta y la distancia entre los dos platos se hace más pequeña.

$$\gamma = \frac{dv}{dr} = (s^{-1}) \quad (2.2)$$

El fluido entre los platos resiste el movimiento del plato superior y esta resistencia al flujo es determinada por la viscosidad del fluido ( $\eta$ ).

Viscosidad ( $\eta$  )

Se define como la relación entre el esfuerzo de corte aplicado y la velocidad de corte adoptada por el fluido. La viscosidad se expresa en Poise.

$$\eta \text{ (viscosidad)} = \frac{\tau \text{ (Esfuerzo de corte)}}{\gamma \text{ (Velocidad de corte)}} = \text{Poise ó Pas}$$

Existen dos tipos diferentes de comportamientos reológicos bien definidos:



### Fluidos Newtonianos y Fluidos No Newtonianos.

En el primer fluido la viscosidad es constante independientemente del esfuerzo de corte al cual se somete el fluido y obedece la siguiente relación que parte de la figura 2.1:

$$\tau = \mu \left( \frac{u}{r} \right) \quad (2.3)$$

donde la constante  $\mu$  se conoce como el coeficiente de viscosidad. Y en el segundo tipo de fluido la viscosidad depende del esfuerzo de corte aplicado. Un gráfico de esfuerzo de corte ó viscosidad en función de la velocidad de corte se conoce como reograma. El reograma para un fluido Newtoniano es una línea recta cuya pendiente es la Viscosidad. La mayoría de los materiales plásticos son no Newtonianos y existen varios tipos de comportamientos no Newtoniano.

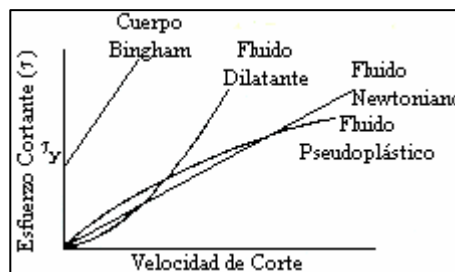


Fig 2.2. Reograma para diferentes tipos de Fluidos

- Flujo Dilatante: La viscosidad aumenta a medida que aumenta el esfuerzo de corte al cual es sometido el fluido.
- Flujo de Bingham ó Plástico: El producto presenta un valor umbral de esfuerzo de corte ( $\tau_y$ ), el cual es necesario sobrepasar para que el fluido se ponga en movimiento.
- Flujo Pseudoplástico: La viscosidad disminuye a medida que aumenta el esfuerzo de corte sobre el fluido.

Una consecuencia directa de la forma en la curva del flujo pseudoplástico, es que no existe una constante de proporcionalidad entre el esfuerzo cortante y la velocidad de corte. Por tanto, en lugar de hablar del coeficiente de viscosidad que utilizamos en los líquidos Newtonianos, es más común referirnos a la “viscosidad aparente”,  $\mu_a$ , definida como el esfuerzo cortante / velocidad de corte. La viscosidad aparente decrece con la velocidad de corte para pseudoplásticos, es independiente de la velocidad de corte para fluidos Newtonianos y se incrementa con la velocidad de corte para fluidos dilatantes.

Es importante destacar que para una velocidad de corte dada, la viscosidad aparente  $\mu_a$ , no es la (tangente) pendiente de la curva esfuerzo cortante-velocidad de corte, pero si es la pendiente de la secante dibujada desde el origen hasta el punto de corte. Esto está claramente ilustrado en la figura 2.3

Comúnmente hay dos explicaciones para el origen del comportamiento pseudoplástico:

- (a) Cuando existen moléculas asimétricas o partículas que son extensivamente enlazadas y/u orientadas al azar en reposo. Bajo una fuerza de corte, las moléculas (o partículas) se orientan y los puntos de enlace se reducen. A velocidades de corte muy altas, la orientación puede estar completa y en este intervalo se puede observar un comportamiento cercano al Newtoniano. (Algunos resultados experimentales confirman esta posibilidad.)

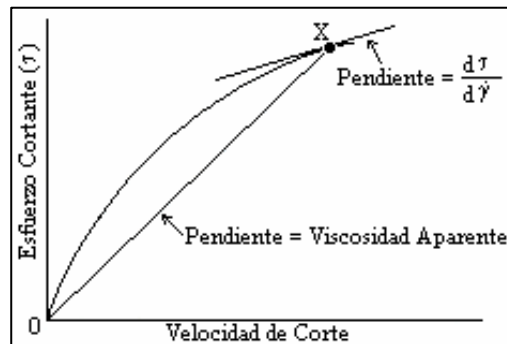


Fig 2.3. Gráfica Esfuerzo Cortante Vs. Velocidad de Corte de un fluido No Newtoniano

(b) Cuando las moléculas son de alta solubilidad o bajo la presencia de partículas. Con el incremento en la velocidad de corte, las capas solubles se pueden romper resultando en una disminución en la interacción de las partículas (debido a su diminuto tamaño efectivo) y consecuentemente la reducción en la viscosidad aparente, debido a que el proceso puede ocurrir a una velocidad finita.

Skelland (1976) ha resumido las ecuaciones que se han propuesto para describir el comportamiento pseudoplástico. Las matemáticas involucradas en solucionar cualquiera de estos problemas son difíciles y raramente justificadas. La única ecuación encontrada con un uso real es la ecuación de energía (también conocida como la ecuación de Ostwald-de Waele). Esta ecuación tiene la forma

$$\tau = K(\dot{\gamma})^n \quad (2.4)$$

Donde las constantes de la ley de energía son  $K$  y  $n$ ,  $\tau$  es el esfuerzo cortante,  $\dot{\gamma}$  es la velocidad de corte. En gran medida la razón para un comportamiento no newtoniano se debe a la presencia de partículas en la formulación del fluido. La figura 2.4 muestra el flujo de una partícula sometida a un esfuerzo de corte. El campo de corte generado en el fluido establece un gradiente de velocidad a través de la partícula. Sin embargo siendo rígida la partícula puede moverse a través del fluido sólo a una única velocidad. Por esta razón, el gradiente de velocidad generado en el fluido provoca la rotación de la partícula.



Fig. 2.4 Flujo de una partícula sometida a esfuerzo cortante

La energía usada para rotar la partícula disminuye la energía disponible para la fluencia del líquido. Por lo tanto la presencia de la partícula causa un incremento en la viscosidad del fluido. Lo cual significa que se necesita mayor fuerza para alcanzar la misma fluencia que se alcanzaría en el líquido sin partículas. La viscosidad relativa de una suspensión ( $\mu_r$ ) se define como la relación entre la viscosidad de la suspensión y la viscosidad del medio en el cual se encuentra la suspensión. ( $\mu_r = \mu_{ap} / \mu_s$ ). En este punto es útil observar la relación entre la viscosidad aparente  $\mu_a$ , y las constantes de la ley de energía  $K$  y  $n$  para un fluido dado. Ahora

$$\mu r = \tau / \dot{\gamma} \quad \text{por definición} \quad (2.5)$$

y si la viscosidad aparente es  $\eta$ , tenemos

$$\eta = \tau / \dot{\gamma} \quad (2.6)$$

y

$$\tau = K(\dot{\gamma})^n \quad \text{la ley de energía.} \quad (2.7)$$

Combinando estas dos ecuaciones, obtenemos

$$\eta = K(\dot{\gamma})^{n-1} \quad (2.8)$$

Cuando  $n = 1$   $K = \eta$ . Existen algunas limitaciones obvias para este modelo, la más obvia es que es inválida para velocidades de corte muy bajas, también la viscosidad en velocidad de corte cero no aparece como un parámetro, las velocidades de corte negativas no ofrecen una viscosidad, y la más importante es que las unidades de la viscosidad dependen de  $n$ .

La ley de energía puede ser alterada para suplir las principales limitaciones utilizando

$$\eta = \eta_0 |\lambda \dot{\gamma}|^{n-1} \quad (2.9)$$

Donde  $\lambda$  es un estado característico del material tal como la velocidad de corte donde  $\eta_0$  es medido primero. La mayoría de las ecuaciones de polímeros (2.8) y (2.7) son suficientes para el rango de velocidad de corte, que comúnmente se utiliza en el procesamiento, pero falla a velocidades muy bajas.

El comportamiento opuesto al pseudoplástico es conocido como *dilatancia*. Los materiales dilatantes muestran un incremento en la viscosidad aparente con el incremento en la velocidad de corte.

Las suspensiones de alta concentración frecuentemente exhiben dilatancia, particularmente las pastas de PVC. El efecto aparece más comúnmente con materiales que consisten de partículas de forma irregular las cuales no empaquetan fácilmente bajo altas velocidades de corte. Esto mismo ha sido observado con polímeros fundidos bajo condiciones especiales donde la cristalización del fundido ocurre durante el flujo (Westover, 1961).

Una vez más la ecuación de energía es la ecuación empírica más útil para describir la dilatancia pero en este caso el valor de  $n$  es mayor que 1.

La fuente de comportamiento pseudoplástico ( shear thinning) de una suspensión se puede ver en la figura 2.5

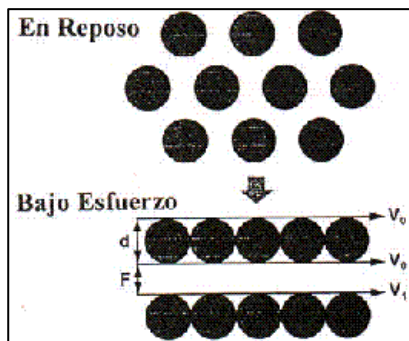


Fig. 2.5 Comportamiento Pseudoplástico de una sustancia al ser sometida a un esfuerzo de corte

Cuando son sometidas a un esfuerzo de corte ó cizallamiento las partículas se orientan por si mismas en capas las cuales pueden fluir muy fácilmente causando una disminución de la viscosidad. Si las partículas interaccionan para formar grandes agregados se puede observar un comportamiento plástico. Esto significa que por debajo de una cierta fuerza de cizalla ( $\tau$ ) la suspensión se comporta como un sólido. A medida que la fuerza de cizalla aumenta la estructura interna del fluido se rompe y el sistema comienza a fluir. Mayores incrementos en la fuerza de cizalla causa la ruptura de aglomerados de partículas como se muestra en la figura 2.6. Este fenómeno aumenta la fracción de volumen de la suspensión y por lo tanto la viscosidad (comportamiento dilatante) Si las partículas interaccionan para formar grandes agregados se puede observar un comportamiento plástico.

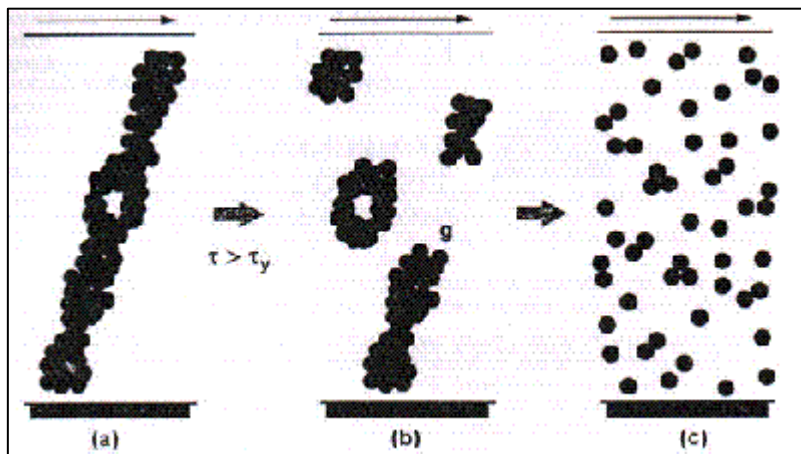


Fig. 2.6 Comportamiento de una sustancia ante el incremento en la fuerza de cizalla ( $\tau$ )

Cuando las fuerzas responsables del movimiento cesan, el fluido puede exhibir tixotropía dependiendo de la velocidad a la cual las partículas se vuelven a asociar, un sistema tixotrópico exhibe un descenso en viscosidad como consecuencia de la acción de una fuerza de cizalla como se puede ver en la figura 2.7.

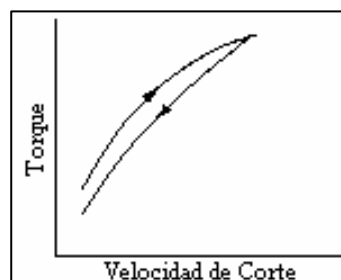


Fig. 2.7. Gráfica Torque Vs. Velocidad de Corte de un sistema Tixotrópico

La mayoría de los estudios realizados en el comportamiento dependiente del tiempo se refieren a los efectos reversibles tales como tixotropía y reopexia.

Tixotropía es aquella propiedad de un cuerpo donde la viscosidad aparente es temporalmente reducida por una deformación previa. Esto significa que la viscosidad de un material tixotrópico depende del tiempo de movimiento en comparación con un material pseudoplástico el cual depende de la velocidad de corte. Un material tixotrópico frecuentemente también es pseudoplástico, pero no al revés.

La palabra “reopexia” se utiliza para describir un incremento en la viscosidad del cuerpo con el tiempo (no necesariamente bajo deformación). Comúnmente se utiliza para describir la solidificación de un sistema tixotrópico bajo la influencia de movimiento simple. Es importante hacer notar que cualquier material tixotrópico incrementa su viscosidad conforme la intensidad del cortante se reduce. Y el término “reopexia” preferentemente se utiliza cuando se refiere a un “incremento en la velocidad de solidificación bajo la influencia de movimiento”.

Existen un gran número de materiales que muestran propiedades intermedias entre sólidos y líquidos. En muchas instancias el material puede aparentar estar “sólido” pero bajo esfuerzo la deformación no es instantánea y algunas veces solo es parcialmente reversible, a tales materiales, se les conoce como viscoelásticos, existe también un gran número de materiales aparentemente líquidos capaces de tener una deformación infinita pero cuando se liberan del esfuerzo de deformación muestran cierta recuperación en la forma.

En polímeros fundidos el comportamiento viscoelástico es generalmente descrito desde el hecho que las cadenas largas de moléculas toman una configuración orientada en la aplicación de un esfuerzo, pero a la liberación del mismo, las cadenas rotan provocando que las moléculas se desorienten. Esto permite una contracción en (usualmente) una sola dirección y una expansión en las direcciones perpendiculares. En otros casos estos efectos pueden deberse a la “estructura” de las partículas fijas en una matriz de fluido. También se ha encontrado que si se dispersan gotas de un fluido Newtoniano en otro, ocurre una recuperación elástica a la liberación de un esfuerzo de deformación (Oldroyd, 1953).

Bajo esta consideración, esta correctamente argumentado que, en un tubo o canal, los polímeros rápidamente se ajustan a una configuración de equilibrio y durante este estado se comportan como materiales viscosos. Los efectos elásticos se manifiestan en los extremos del canal (ambos entrada y salida) y donde las condiciones de corte son variables, como resultado, por ejemplo, de cambios en la sección transversal del canal. La conclusión de este argumento se basa en, que en canales suficientemente largos, de sección transversal constante, los efectos finales llegan a ser muy pequeños. Por otro lado, en extrusores, máquinas de inyección y calandreado, estas condiciones obviamente no aplican.

Algunas gráficas cualitativas se pueden obtener como referencia a ciertos modelos idealizados. Uno de los más simples, el modelo de *Maxwell*, se puede considerar como una introducción a la teoría viscoelástica debido a que provee una descripción matemática de un material “viscoelástico” crudo.

La base teórica del fluido de Maxwell es que asume que a la aplicación de un esfuerzo sobre un cuerpo “ordinariamente elástico” ocurre una deformación instantánea, esto esta seguido por una deformación viscosa de tipo Newtoniano. Una analogía mecánica de este sistema esta hecha por un resorte y un amortiguador conectados en serie. El resorte esta estipulado para mostrar un comportamiento elástico lineal (Hookoneano) y el amortiguador para tener características Newtonianas. El diagrama deformación-tiempo corresponde a un esfuerzo aplicado en un tiempo  $t_1$  y permanece hasta un tiempo  $t_2$ , cuando el esfuerzo es removido, esto se muestra en la figura 2.8

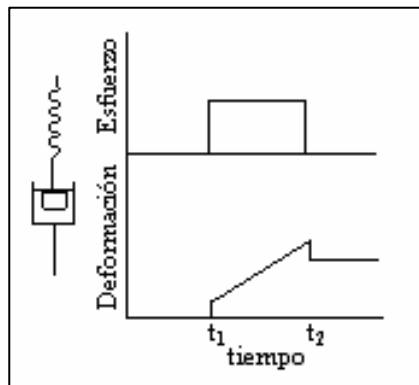


Fig. 2.8. Modelo de Maxwell

Los polímeros solubles tienen una gran influencia sobre las propiedades viscoelásticas como así también sobre la viscosidad elongacional ó extensional del flujo.

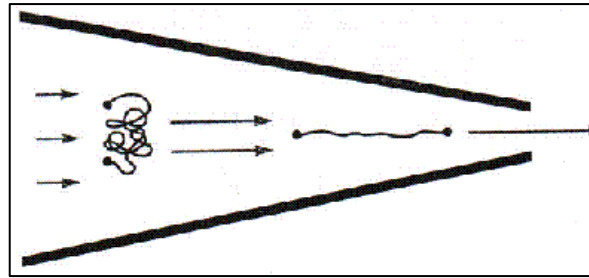


Fig. 2.9. Cadena Polimérica sometida a Flujo Elongacional

Un campo de flujo elongacional es aquel en el cual un material sufre una aceleración en la dirección del flujo, mientras que en un campo de flujo de corte los cambios en la velocidad del fluido se producen en una dirección perpendicular al flujo. Una cadena polimérica sometida a un flujo elongacional será extendida en la dirección del flujo como se muestra en la figura de 2.9. El estado normal de un polímero, el cual puede ser denominado estado de descanso es el de un ovillo de manera tal que se resiste a ser extendido por fuerzas aplicadas en el sentido del flujo causando un incremento en la viscosidad elongacional.

Es esperable que las propiedades viscoelásticas jueguen un papel importante en propiedades tales como cuarteo de película, salpicado, rayado y piel de naranja. La viscosidad se mide utilizando instrumentos denominados reómetros ó viscosímetros.

Por analogía con la deformación cortante, se pueden predecir tres tipos de comportamiento del flujo elongacional:

- i. La viscosidad de elongación es independiente de la velocidad de elongación e igual a tres veces la velocidad cero de corte, viscosidad aparente de corte. Estos materiales se pueden describir como Troutonianos y la viscosidad de elongación se puede referir como la viscosidad Troutoniana. El símbolo  $\lambda^*$  fue sugerido por Reiner para denotar tal comportamiento.
- ii. La viscosidad de elongación se incrementa con el esfuerzo de tensión. Este material, por lo tanto, es rígido a la tensión. Esto es análogo a la dilatancia en regímenes cortantes.
- iii. La viscosidad elongacional decrece con el incremento en el esfuerzo de tensión. Esto es análogo al comportamiento pseudoplástico.

En los moldes de inyección, cuando un polímero fundido es inyectado en una pieza con entrada central, el flujo se esparce por la pieza en forma de disco como se muestra en la Fig. 2.10. En la dirección radial (A) el flujo es meramente del tipo cortante, pero en la dirección anular (B) ocurre un flujo elongacional conforme el flujo se incrementa en diámetro.

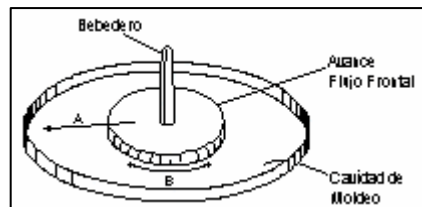


Fig. 2.10. Disco de entrada central: orientación en la dirección radial (A) debido a corte; orientación en la dirección circunferencial (B) debido a flujo elongacional.

En el plano medio del disco, el plano equidistante de las dos caras planas del molde, el cortante es despreciable pero el flujo elongacional es mayor que en cualquier otra parte. A esta profundidad la orientación molecular es mayor en la dirección circunferencial que en la dirección radial.

## Efectos de la Temperatura y la Presión sobre la Viscosidad

### Dependencia de la Viscosidad a la Temperatura

Un aumento en temperatura provoca el movimiento térmico de las moléculas del polímero, dando por resultado su dislocación, que se basa en el movimiento libre disponible y la superación de las fuerzas de interacción intermolecular. Actualmente existen dos expresiones utilizadas para evaluar la dependencia de la viscosidad – una basada en el concepto de volumen libre, llamado por la ecuación propuesta por Williams – Landel – Ferry (W-L-F), y la segunda, la de Arrhenius, basada en la teoría de la velocidad de procesamiento.

Desde un punto de vista fundamental, la velocidad de corte constante "energía de activación" es incorrecta porque la ecuación de Arrhenius es una ecuación basada en la velocidad, por lo tanto llevar a cabo la constante del proceso de la velocidad haría que el tratamiento de los datos no tengan sentido. Así, en sentido estricto, la validez de la Eq. de Arrhenius se restringe solamente al esfuerzo de corte constante aunque se ha utilizado extensivamente para la energía de activación a la velocidad de corte constante y la energía de activación a esfuerzo de corte constante. Por lo tanto, únicamente, para líquidos Newtonianos y para polímeros fluidos a temperaturas muy por encima de la temperatura de transición vítrea  $T_g$ , la viscosidad obedece la ecuación de Arrhenius-Eyring.

$$\eta = Ke^{E/RT} \quad (2.10)$$

En esta ecuación, K, para un esfuerzo cortante dado, es una constante característica del polímero y de su peso molecular, E es la energía de activación para el proceso del flujo, R es la constante universal de los gases y T es la temperatura en grados Kelvin. La energía de activación generalmente se encuentra en un intervalo entre 5,000 y 50,000 cal/mole ( $2.09 \times 10^7$  a  $2.09 \times 10^8$  joules/kg mole). El valor de 4 Kcal/mole para el Dimethyl silicone es el menor valor conocido y es el resultado de la gran flexibilidad en la cadena de polímero del silicon. La energía de activación para el flujo se incrementa conforme se incrementa el tamaño de sus grupos laterales y por lo tanto la cadena llega a ser más rígida. El siguiente ejemplo ilustra la dependencia de la viscosidad a la temperatura. Si E = 20,000 cal/mole, cambiando la temperatura de 300° K a 310° K disminuye la viscosidad en un factor de 2.96.

El valor de la energía de activación depende en gran medida si la viscosidad a diferentes temperaturas es evaluada con un esfuerzo cortante constante ó velocidad cortante constante. Si E se evalúa con un esfuerzo cortante constante, E es esencialmente una constante independiente del valor que tome  $\tau$ . Si E es evaluada con una velocidad de corte constante, la energía de activación generalmente disminuye con el incremento en la velocidad de corte.

Para polímeros amorfos a temperaturas menores de 100° C sobre su  $T_g$ , la ecuación de Arrhenius no describe de manera correcta el comportamiento del polímero. Una mejor ecuación es la de Williams-Landel-Ferry o Ecuación W-L-F :

$$\log_{10} \frac{\eta}{\eta_g} = - \left[ \frac{17.44(T - T_g)}{51.6 + T - T_g} \right] - \log_{10} \left( \frac{T_g \rho_g}{T \rho} \right) \quad (2.11)$$

$$T_g \leq T \leq T_g + 100$$

La viscosidad a  $T_g$  a bajas velocidades de corte es  $\eta_g$ , T es la temperatura en grados Kelvin,  $\rho$  es la densidad dada la temperatura, y  $\rho_g$  es la densidad a  $T_g$ . La ecuación de Arrhenius es generalmente satisfactoria si la temperatura es mayor que ( $T_g + 100^\circ$ ); para menores temperaturas, la ecuación WLF deberá ser utilizada con un valor empírico ajustable de  $\eta_g$ .

Para fluidos que obedecen la ecuación de Arrhenius, la energía de activación  $E$  es casi independiente de la Temperatura. Mientras que para la ecuación WLF, la aparente energía de activación ó el coeficiente de temperatura de viscosidad, no solo depende de la temperatura, sino también de la temperatura de transición vítrea.

### **Efecto de la Presión sobre la Viscosidad**

La viscosidad de los polímeros termoplásticos depende también de la presión. La viscosidad generalmente se incrementa con el incremento de la presión. La presión reduce el volumen libre y como resultado, reduce la movilidad molecular; de cualquier forma estos efectos solamente se aprecian a muy altas presiones. La alta presión aumenta tanto la temperatura de transición vítrea y la temperatura de flujo, lo cual también se refleja como un aumento en la viscosidad. En general, durante la mayoría de las soluciones prácticas, los flujos termoplásticos se asumen incompresibles por facilidad y sencillez.

Dentro de las operaciones de procesamiento de los polímeros, la combinación de alta presión y baja temperatura tiende a promover la cristalización, orientación, cambios estructurales, calidad en productos, y en algunos casos, flujos inusuales y defectos.

La gran dependencia de la viscosidad a la velocidad de corte generalmente obscurece al efecto de la presión. Westover describió un aparato de doble pistón para medir la viscosidad en función de la presión arriba de 25,000 psi. Encontró que la viscosidad del Poliestireno se incrementa en un factor superior a 100 veces mientras que la viscosidad del polietileno se incrementa en un factor de 5 veces, con una velocidad de corte constante, mientras que la presión se incrementa. Maxwell y Jung encontraron que la viscosidad del Poliestireno se incrementa en un factor de 135 veces cuando la presión se incrementa desde 0 a 18,000 psi a 385° F. La viscosidad del polietileno se incrementa 14 veces para el mismo intervalo de presión a 300° F.

El comportamiento no Newtoniano es de gran importancia en el procesamiento y fabricación de plásticos y elastómeros. Primero, la disminución en viscosidad hace que el polímero fundido sea más fácil de procesar o fluya a través de pequeños canales, como en llenado de un molde. Al mismo tiempo la energía requerida para operar una gran máquina de inyección o extrusor se reduce por este mismo fenómeno. Segundo, la disminución en viscosidad esta asociada con el desarrollo de elasticidad en el polímero fundido. Esta elasticidad produce fenómenos como la recuperación del flujo, cuando es extruido. La orientación molecular en objetos moldeados también esta muy relacionada a la elasticidad del polímero.

La causa básica del comportamiento no Newtoniano de los polímeros fundidos es la orientación de sus segmentos moleculares a través del campo de flujo, esta orientación aumenta la elasticidad en el fundido. La elasticidad es medida mediante el módulo de elasticidad. La orientación reduce la entropía del sistema.

Los enlaces moleculares aumentan la posibilidad de orientación en el campo de flujo. Los enlaces actúan como reticulaciones temporales por lo tanto el polímero fundido puede tener muchas de las características de las reticulaciones de gomas. A muy bajas velocidades de corte los enlaces tienen tiempo para deslizarse y romperse antes de que un esfuerzo pueda desarrollarse en ellos y oriente a las moléculas. A altas velocidades de corte los segmentos entre los enlaces llegan a orientarse antes de que los enlaces puedan desaparecer.

De la discusión anterior podemos determinar que un polímero fundido en reposo debe tener mayor concentración de enlaces que un polímero que está fluyendo. El cambio en la concentración de los enlaces tiene dos efectos: primero, un polímero debe tener menos viscosidad y menor elasticidad, inmediatamente después de haber fluido que cuando estuvo en reposo por un gran tiempo. Los enlaces no solamente incrementan la elasticidad sino que también incrementan la viscosidad debido a que es más difícil que ocurra un movimiento relativo en las moléculas cuando estas están entrelazadas. Segundo, a muy altas velocidades de corte prácticamente no pueden existir enlaces, en este punto la elasticidad debe desaparecer y la viscosidad tiene un valor relativamente tan pequeño que llega a ser independiente de la velocidad de corte.



En otras palabras, se esperaría que el comportamiento en los polímeros fundidos llegara a ser Newtonianos a velocidades de corte muy altas. Esta región newtoniana superior normalmente no es tomada en cuenta en situaciones prácticas debido al calentamiento viscoso y la inestabilidad del flujo. Sin embargo en la práctica industrial y de simulación de flujo es común que se idealice el flujo hacia el comportamiento Newtoniano con fines representativos de comparación.

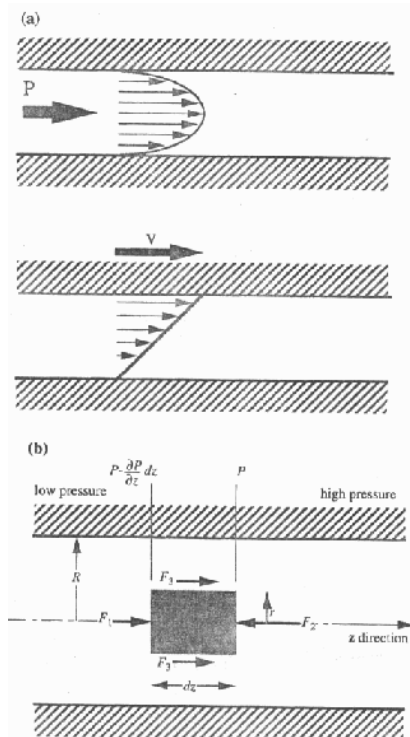
Referencias.

1. J.A. Brydson (1981) Flow Properties of Polymer Melts, Second edition, George Godwin Limited, 1-13, 104-119.
2. Birley W, Arthur, Haworth, Barry, Batchelor, Jim, Physics of Plastics Processing Properties and Materials Engineering, Hanser, Germany 1992, 1-17, 160-179
3. Shenoy, A.V., Saini, D.R., Thermoplastic Melt Rheology and Processing, New York 1996, 53-79
4. N. Wilkinson Arthur, J. Ryan Anthony, Polymer Processing and Structure Development, Kluwer Academic Publishers, 1998, 159-179.
5. Shenoy, A.V., Saini, D.R., Thermoplastic Melt Rheology and Processing, New York 1996, 56-71

### Capítulo 3. Medición de las Propiedades Reológicas

Si midiéramos la viscosidad del flujo polimérico, el valor obtenido dependerá obviamente de la estructura química, masa y arquitectura molecular del polímero. La magnitud de la viscosidad dependerá también, en gran medida, en el sentido que fue medida, la velocidad de corte, la temperatura y la presión.

En el procesamiento de polímeros se trabaja con flujos en una geometría bien definida, para ello consideraremos 2 tipos de flujo, flujo conducido por presión y flujo por fricción, los cuales son ilustrados en la figura 3.1(a). los flujos manejados por presión se observan, por ejemplo, el llenado de los moldes de inyección, teniendo como resultado una caída de presión. Los flujos por fricción ocurren cuando un fluido es confinado entre paredes las cuales se mueven relativamente una con otra.



(a) Representación esquemática de un flujo manejado por presión y flujo por fricción. Las flechas gruesas representan la dirección de la presión,  $P$ , y la velocidad de la pared  $v$ , las líneas delgadas representan la distribución de la velocidad. (b) Geometría del flujo para un elemento de un fluido en un flujo capilar conducido por presión.

Ahora puede ser analizado un fluido incompresible bajo la ley de energía, en un canal horizontal de sección transversal circular comenzando por las fuerzas de balance (ec. 3.1) y refiriéndonos a la figura 3.1

$$\tau = \frac{r}{2} \left( \frac{\partial P}{\partial z} \right) \tag{3.1}$$

Partiendo de la definición de Viscosidad y apoyándonos en la ecuación (2.2)

$$\tau = \eta \dot{\gamma} = \eta \frac{\partial v}{\partial r} \tag{3.2}$$

por lo tanto

$$\frac{\partial v}{\partial r} = \frac{r}{2\eta} \frac{\partial P}{\partial z} \tag{3.3}$$

de la ecuación (2.9)

$$\eta = \eta_0 \left( \frac{\dot{\gamma}}{\dot{\gamma}_0} \right)^{n-1} = \eta_0 \left( \frac{\partial v / \partial r}{\dot{\gamma}_0} \right)^{n-1} \quad (3.4)$$

por lo tanto en la ecuación (3.3)

$$\frac{\partial v}{\partial r} = \frac{r}{2\eta_0 \left( \frac{\partial v / \partial r}{\dot{\gamma}_0} \right)^{n-1}} \frac{\partial P}{\partial z} \quad (3.5)$$

dándonos

$$\left( \frac{\partial v}{\partial r} \right)^n = \frac{r \dot{\gamma}_0^{n-1}}{2\eta_0} \frac{\partial P}{\partial z} \quad (3.6)$$

La puede ser integrada entre los límites  $v = v$  en el radio  $r$  y  $v = 0$  en el radio  $R$

$$v = \left( \frac{n}{n+1} \right) \dot{\gamma}_0^{\frac{n-1}{n}} \left( \frac{\partial P / \partial z}{2\eta_0} \right)^{\frac{1}{n}} \left( r^{\frac{n+1}{n}} - R^{\frac{n+1}{n}} \right) \quad (3.7)$$

Cuando  $r = 0$   $v = v_0$

$$v_0 = \left( \frac{n}{n+1} \right) \dot{\gamma}_0^{\frac{n-1}{n}} \left( \frac{\partial P / \partial z}{2\eta_0} \right)^{\frac{1}{n}} R^{\frac{n+1}{n}} \quad (3.8)$$

Por lo tanto la velocidad en cualquier radio puede ser expresado por

$$v = v_0 \left( 1 - \left( \frac{r}{R} \right)^{\frac{n+1}{n}} \right) \quad (3.9)$$

El gasto volumétrico puede obtenerse a través de

$$Q = \int_0^R 2\pi r v dr = 2\pi v_0 \int_0^R r \left( 1 - \left( \frac{r}{R} \right)^{\frac{n+1}{n}} \right) dr \quad (3.10)$$

dando

$$Q = \left( \frac{n+1}{3n+1} \right) \pi R^2 v_0 \quad (3.11)$$

la cual aún contiene el parámetro  $v_0$  que es difícil de medir, que es la velocidad en el centro del canal. La velocidad de corte se obtiene a partir de

$$\dot{\gamma}_0 = \frac{\partial v}{\partial r} = \frac{\partial}{\partial r} \left( v_0 \left( 1 - \left( \frac{r}{R} \right)^{\frac{n+1}{n}} \right) \right) = - \frac{\left( \frac{n+1}{n} \right) v_0}{R} \left( \frac{r}{R} \right)^{\frac{1}{n}} \quad (3.12)$$

si sustituimos  $Q$  de la ecuación (3.11) y la velocidad de corte en la pared se obtiene al considerar  $r = R$ , tenemos;

$$\dot{\gamma}_w = - \left( \frac{3n+1}{4n} \right) \frac{4Q}{\pi R^3} \quad (3.13)$$

Obviamente todas las ecuaciones desde la (3.4) hasta (3.13) caen en comportamiento Newtoniano si  $n=1$

Existe un gran número de modelos reológicos propuestos para representar el comportamiento del flujo polimérico. La ecuaciones constitutivas que relacionan esfuerzo cortante o viscosidad aparente con velocidad de corte, involucran el uso desde 2 hasta 5 parámetros.

### Modelos Reológicos

De la curva típica de viscosidad y velocidad de corte de un polímero fundido, mostrada en la figura 2.2, se puede observar que en el rango de bajas velocidades de corte, el flujo, en su comportamiento, es esencialmente Newtoniano con viscosidad aparente constante, la cual a velocidad de corte cero es llamada viscosidad en cortante cero  $\eta_0$ . En el rango de velocidad cortante media, la viscosidad aparente  $\eta$  comienza a disminuir. Es bastante obvio a partir de esta figura que una ecuación constitutiva con 3 ó 4 parámetros será necesaria para describir el comportamiento reológico de un polímero fundido sobre el rango completo de velocidad de corte. De cualquier forma, cuando atacamos problemas de procesamiento, solo ciertos rangos de velocidad de corte tienen significado por lo que solo, las ecuaciones constitutivas deben describir algunas porciones de la curva del flujo. Uno de estos modelos es el modelo general de Reología.

### Modelo General de Reología

Este modelo fue formulado por Shenoy a través de las líneas originalmente propuestas por Churchill y Churchill, pero con las siguientes diferencias:

1. El modelo relaciona viscosidad  $\eta$  con velocidad de corte  $\dot{\gamma}$ , mientras que Churchill y Churchill prefiere trabajar con un modelo que relaciona viscosidad  $\eta$  y esfuerzo cortante  $\tau$ .
2. El modelo de la ley de energía es utilizado para limitar el comportamiento para grandes esfuerzos cortantes, mientras que  $\eta_\infty$  se asume que es el valor límite tal que  $\tau \rightarrow \infty$  (ó  $\dot{\gamma} \rightarrow \infty$ ) en el modelo anterior.
3. El modelo requiere cuatro constantes, mientras que el anterior involucra 5 constantes en su forma general

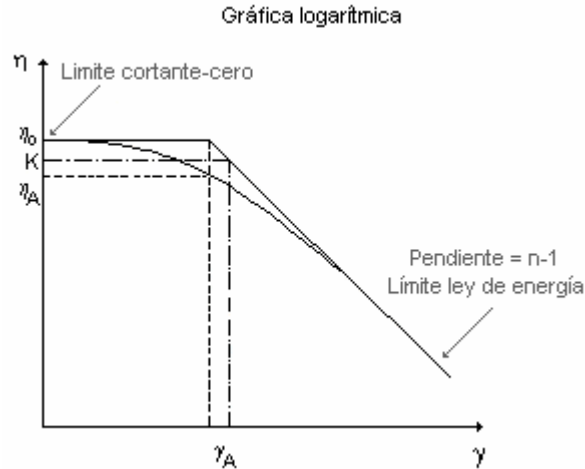


Fig. 2.2 Curva de Viscosidad vs. velocidad de corte, que representa el método para determinar los parámetros del modelo general de reología

4. El modelo de Churchill y Churchill requiere esencialmente postular el comportamiento asintótico tanto de esfuerzos (o velocidades) de corte grandes como pequeños debido a que dos valores limitantes son información insuficiente para aplicar este modelo.

El modelo general de reología fue desarrollado básicamente para las curvas de viscosidad vs velocidad de corte para polímeros fundidos utilizando el índice de fluidez (MFI) como un parámetro de normalización. Puede ser escrito en una forma general, aplicable a cualquier curva de viscosidad vs velocidad de corte de un polímero fundido simple, añadiendo MFI como unidad a obtener

$$\eta = \eta_0 \left[ 1 + \left( \frac{\bar{K}}{\eta_0} \right)^P \dot{\gamma}^{[n-1]P} \right]^{1/P} \quad (3.14)$$

Las cuatro constantes en el Modelo General de Reología son evaluados de la siguiente forma:

1. La gráfica de  $\eta$  contra  $\dot{\gamma}$  en una escala logarítmica desde velocidades de corte pequeñas a medianas, presenta el valor límite de viscosidad cortante cero para mayor entendimiento se muestra en la figura 3.2
2. El comportamiento funcional a velocidades de corte grandes en la misma gráfica logarítmica, en la figura 3.2, si es lineal define directamente a  $\bar{K}$  y  $n$ . La pendiente de la línea recta define  $n-1$ , y  $\bar{K}$  es el valor de  $\eta$  cuando  $\dot{\gamma}=1$ .
3. El exponente  $P$  se evalúa determinando el punto de intersección entre las dos soluciones correspondientes a los puntos  $(\dot{\gamma}_A, \eta_0)$ . Por tanto,

$$P = \frac{\ln 2}{\ln(\eta_A/\eta_0)} \quad (3.15)$$

### Reógramo

El conocimiento de una curva completa de flujo (Reógramo) representa la variación de la viscosidad sobre el rango industrialmente relevante, de esfuerzo de corte y temperatura. Es esencial para el diseño en los equipos para procesamiento, para la optimización de procesos y para la solución de problemas. Uno de los parámetros más accesibles es el índice de fluidez del material (MFI). El MFI se especifica por el proveedor del material o puede ser fácilmente medido utilizando un viscosímetro.

El índice de fluidez (MFI) básicamente se define como la cantidad del polímero (en gramos) extruídos en 10 min. a través del tubo capilar de diámetro y longitud específica, aplicando una presión a través de una carga bajo condiciones conocidas de temperatura. ASTM D1238 especifica los detalles de la prueba para los polímeros de uso común. Las condiciones de temperatura se encuentran entre 125° C y 300° C con diferentes cargas aplicadas desde 0.325 hasta 21.6 Kg dando presiones desde 0.46 hasta 30.4 Kgf/cm<sup>2</sup>.

### Ecuaciones Relevantes para la Generación del Reógramo

Las expresiones para el esfuerzo cortante  $\tau$  y el esfuerzo cortante  $\dot{\gamma}$  en el aparato de flujo están dadas por las ecuaciones convencionales:

$$\tau = \frac{R_N F}{2\pi R_p^2 \ell_N} \quad (3.16)$$

$$\dot{\gamma} = \frac{4Q}{\pi R_N^3} \quad (3.17)$$

Donde el radio del pistón  $R_p = 0.4737$  cm, el radio de la apertura  $R_N = 0.105$  cm, la longitud de la apertura  $\ell_N = 0.8$  cm para ASTM D1238 y  $\ell_N = 2.326$  cm para ASTM D3364, fuerza  $F =$  carga de la prueba  $L$  (Kg)  $\times 9.807 \times 10^5$  dyn. La cantidad de flujo  $Q$  (cm<sup>3</sup>/s) se obtiene a través de la definición de MFI, de la siguiente manera:

$$MFI = 10 \times 60 \times \dot{w} \quad (3.18)$$

Donde  $\dot{w}$  es la cantidad de flujo (en gr/s) y

$$\dot{w} = Q\rho \quad (3.19)$$

Donde  $\rho$  es la densidad en (gr/cm<sup>3</sup>)

$$Q = \frac{MFI}{600\rho} \quad (3.20)$$

Debido a la geometría del indicador de flujo las ecuaciones anteriores se reducen para dar

$$\tau = \left\{ \begin{array}{l} 9.13 \times 10^4 L \text{ (Para todos los plásti cos comunes excepto PVC)} \\ 3.1 \times 10^4 L \text{ (Para PVC)} \end{array} \right\} \quad (3.21)$$

$$\dot{\gamma} = 1.83 \frac{MFI}{\rho} \quad (3.22)$$

### Relaciones MFI-Carga

Como el valor de MFI es generado para una temperatura y una carga dada, se obtendrá un punto sobre la curva esfuerzo de corte contra velocidad de corte para esa temperatura en específico.

Si se utilizan dos diferentes condiciones de carga para obtener dos diferentes valores de MFI, entonces utilizamos la siguiente relación:

$$\frac{MFI_2}{MFI_1} = \left( \frac{L_2}{L_1} \right)^{1/n} \quad (3.23)$$

Donde  $MFI_1$  y  $MFI_2$  representan los valores de MFI para las cargas  $L_1$  y  $L_2$ , respectivamente. Esta ecuación puede ser utilizada efectivamente para estimar el MFI para una condición conocida de carga si éste valor se conoce para alguna condición estándar.

### Relaciones MFI-Viscosidad

Boenig fue el primero en indicar que existe una relación inversa entre MFI y la viscosidad en cortante cero. Mostró para el PE la siguiente relación:

$$\text{Log MFI} = \text{const.} - \log \eta_0 \quad (3.24)$$

Por otro lado, Busse, dio una relación entre MFI y la viscosidad inherente, para lo cual derivó la correlación inversa entre MFI y la viscosidad en cortante cero, como sigue:

$$MFI \approx \{n\}^{-4.9} \approx [n]^{-4.9} \approx (\bar{M}_v)^{-3.5} \approx \eta_0^{-1} \quad (3.25)$$

Utilizando el hecho de que  $\eta = \tau/\dot{\gamma}$ , la siguiente relación se puede derivar fácilmente:

$$\eta = \left\{ \begin{array}{l} \frac{4.98 \times 10^4 \rho L}{MFI} \text{ (Para todos los plásticos comunes excepto PVC)} \\ \frac{1.7 \times 10^4 \rho L}{MFI} \text{ (Para PVC)} \end{array} \right\} \quad (3.26)$$

Hay que hacer notar que la viscosidad en cortante cero es solamente un caso especial de  $\eta$  para  $\dot{\gamma} \rightarrow 0$ , la relación inversa entre MFI y  $\eta_0$  es evidente.

### Relaciones MFI-Temperatura

Saini y Shenoy mostraron una relación entre MFI y la temperatura. Sugirieron un procedimiento simple para obtener la energía de activación (tanto  $E$  como  $E_\tau$ ). En contraste con el método convencional para determinar la energía de activación de un flujo a través de la medición de la viscosidad, especialmente a partir de la viscosidad en cortante cero, su trabajo utiliza el MFI para estimar los valores de  $E$ . La ventaja de este método radica en que el MFI es un parámetro mucho más fácil de determinar en comparación con la viscosidad en cortante cero. Debido a que la medición de MFI esta hecha a un esfuerzo cortante constante, y naturalmente resulta en un valor de  $E$  estándar a partir de la relación de Arrhenius.

Para cada sistema polimérico, la densidad  $\rho$  es constante, y la condición de carga esta dada tanto para ASTM D1238 como para ASTM D3364 en la ecuación anterior. Por lo tanto  $\eta \times MFI = \text{constante}$  y este hecho se puede utilizar para modificar la ecuación de Arrhenius, para obtener

$$MFI = B \exp\left(-\frac{E_\tau}{RT}\right) \quad (3.27)$$

$E_\tau$  se puede calcular a través de la pendiente de la gráfica de  $\ln MFI$  contra  $T^{-1}$  nos dará un resultado invariante que representa la energía de activación del flujo para un esfuerzo cortante constante.

Hay que hacer notar que la energía de activación denotada por  $E_\tau$ , se denota en la práctica común como  $E$  sin el subíndice  $\tau$ .

Cuando se conoce la energía de activación  $E_\tau$  para un polímero, se puede utilizar para determinar el valor de MFI para cualquier temperatura desconocida a partir del valor conocido de MFI y  $T$ . Esto a partir de reagrupar la ecuación anterior, de la manera siguiente:

Ecuación Modificada de Arrhenius

$$\frac{MFI_{T_2}}{MFI_{T_1}} = \exp\left[\frac{E}{R}\left(\frac{1}{T_2} - \frac{1}{T_1}\right)\right] \quad (3.28)$$

Utilizando la relación inversa entre  $\eta$  y MFI, la ecuación WLF, se puede escribir de manera reorganizada como sigue:

Ecuación WLF modificada

$$\log\left(\frac{MFI_{T_2}}{MFI_{T_1}}\right) = \frac{8.86(T_2 - T_s)}{101.6 + (T_2 - T_s)} - \frac{8.86(T_1 - T_s)}{101.6 + (T_1 - T_s)} \quad (3.29)$$

Donde  $T_1$  es la temperatura de prueba recomendada por ASTM (K),  $T_2$  es la temperatura requerida por MFI (K),  $T_s$  es la temperatura estándar de referencia ( $=T_g + 50$ ) (K),  $T_g$  es la temperatura de transición vítrea (K),  $R$  es la constante universal de los gases y  $E$  es la energía de activación para flujo viscoso (Kcal / mol).

La técnica para la unificación de las curvas de viscosidad contra velocidad de corte para varios grados de polímeros a diferentes temperaturas están basadas en las ecuaciones de velocidad de corte y esfuerzo cortante, estas dos ecuaciones se reorganizan para escribirse de la siguiente forma:

$$\frac{\dot{\gamma}}{MFI} = \frac{1.83}{\rho} \quad (3.30)$$

$$\eta \times MFI = \begin{cases} 4.98 \times 10^4 \rho L \text{ (Para todos los plásticos comunes excepto PVC)} \\ 1.7 \times 10^4 \rho L \text{ (Para PVC)} \end{cases} \quad (3.31)$$

Para un polímero dado, la densidad y las condiciones de carga están especificadas, debido a que el MFI indicado del material es directamente proporcional a la velocidad de corte aparente e inversamente proporcional a la viscosidad aparente bajo las condiciones de Temperatura y presión preescritas en la prueba.

Con el fin de utilizar el método MFI, adaptaremos la ecuación otorgada por el modelo General de Reología (ec. 3.14) de la siguiente forma:

$$\eta \times MFI = \eta_0 \times MFI \left[ 1 + \left( \frac{K}{\eta_0 \times MFI} \right)^P \times \left( \frac{\dot{\gamma}}{MFI} \right)^{(n-1)P} \right]^{1/P} \quad (3.32)$$

Donde  $\eta_0 \times MFI$  es la función de viscosidad modificada de viscosidad en cortante cero,  $\eta \times MFI$  es la función modificada de viscosidad no-Newtoniana,  $\dot{\gamma}/MFI$  es la función modificada de la velocidad de corte,  $K$  es el índice de consistencia,  $N$ ,  $\alpha'$ ,  $P$  y  $n$  son parámetros dimensionales asociados con el comportamiento de la ley de energía.



Referencias

1. A.V. Shenoy D.R. Saini, Thermoplastic Melt Rheology and Processing, Marcel Dekker, Inc. New York 1996, 115-242.
2. J.A. Brydson (1981) Flow Properties of Polymer Melts, Second edition, George Godwin Limited, 29-53.
3. Lawrence E. Nielsen, Introduction to Polymer Rheology, 11-27.
4. N. Wilkinson Arthur, J. Ryan Anthony, Polymer Processing and Structure Development, Kluwer Academic Publishers, 159 - 172

## Capítulo 4. Proceso de Inyección

### Moldeo de Inyección de Termoplásticos

El proceso de inyección de termoplásticos consiste, en principio, de forzar a un polímero fundido dentro de un molde relativamente frío donde el material toma forma. Es difícil obtener un análisis preciso del comportamiento del flujo debido al estado no estacionario y a su naturaleza no isotérmica que complica a los patrones de flujo que ocurren en los estados de calentamiento y en el moldeo.

La calidad del moldeo y la velocidad a la cual se produce depende en gran manera de las condiciones de moldeo, incluyendo la configuración de los canales de alimentación.

El proceso de moldeo se divide convenientemente en los siguientes estados:

- i. Calentamiento del polímero y preparación para la inyección;
- ii. Llenado del molde, que involucra un estado no estacionario y no isotérmico de flujo, de un material viscoelástico a través de un canal complejo y variable del molde;
- iii. La presión de conformación o empaquetamiento en la cavidad de moldeo;
- iv. Enfriamiento del polímero.
- v. Expulsión o extracción del producto

#### i. Calentamiento del Polímero y Preparación para la Inyección

En la mayoría de las máquinas de inyección, la fundición del polímero se lleva al cabo en un cilindro y posteriormente es inyectado dentro del molde por la acción de un extrusor. La transferencia de calor se lleva a cabo por conducción y para evitar distancias grandes de transferencia de calor, comúnmente se inserta un torpedo, también conocido como propagador, al frente del cilindro. Éste asegura que todo el polímero pase muy cerca de la pared del cilindro.

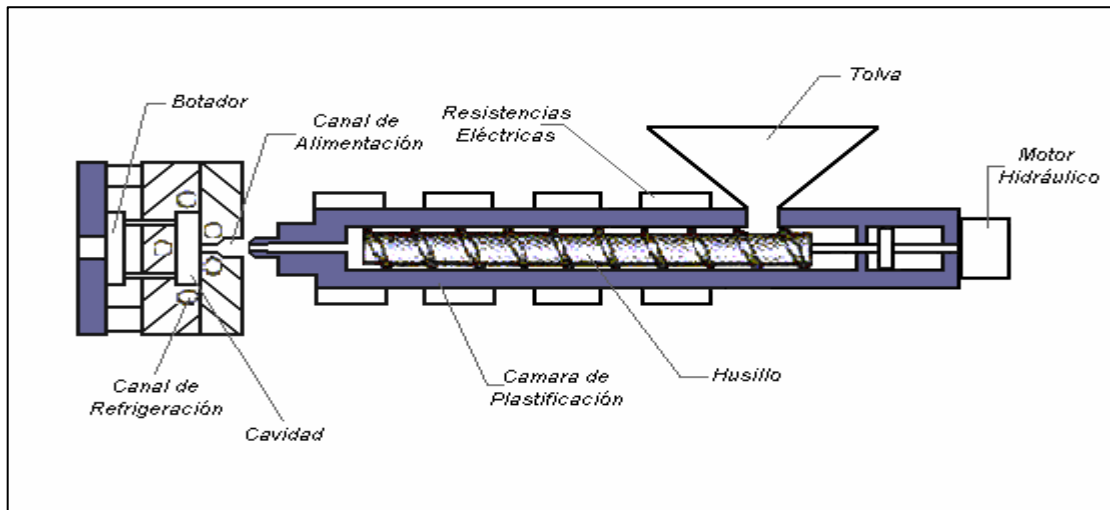


Fig . 4.1. Diagrama esquemático del proceso de Inyección.

El extrusor o husillo rota y empuja al material hacia el frente del barril. En este momento el material aún no está listo para abandonar el barril, y para acomodar la masa acumulada de polímero, el rotor es forzado a retroceder. Este movimiento de retroceso continúa hasta un punto determinado que asegura que existe suficiente material para llenar el molde, aun más importante, para asegurar que hay un cojín de masa entre la punta del extrusor y el inyector. (Si no fuera de esta manera, el extrusor llegaría hasta la pared del inyector y sería incapaz de transmitir presión al flujo dentro de la cavidad de moldeo).

Cuando el molde está vacío, y después de un determinado tiempo, el extrusor se mueve hacia delante, usualmente sin rotación, actuando como un pistón para inyectar el material dentro del molde.

### ii. Llenado del Molde

La función del molde es doble: impartir la forma deseada a la masa plastificada y solidificar (por enfriamiento en caso de los termoplásticos y calentamiento en el caso de los termoestables) la pieza inyectada.

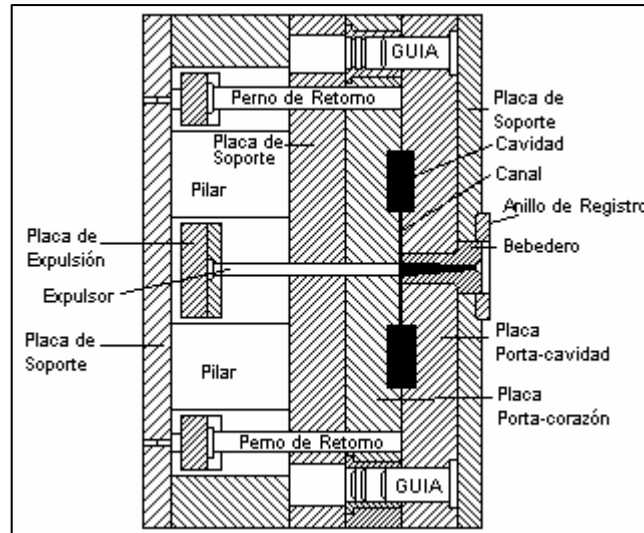


Fig. 4.2. Configuración general de un molde.

El llenado de un molde tradicional, se lleva a cabo a través de un canal central de alimentación, llamado bebedero. Este bebedero, se encuentra localizado en el porta-bebedero, es de forma cónica para facilitar el desmontaje de la pieza. El molde está alineado con el cilindro de inyección, por ello el anillo de registro o centrador en la mitad fija del molde, dentro de la cual asienta el inyector. El anillo de registro rodea al porta-bebedero y se utiliza para localizar el molde concéntricamente con el inyector de la máquina.

Una vez que el flujo ha pasado a través del bebedero, deberá pasar a través de los canales de alimentación, en el camino hacia el llenado de la cavidad. El camino por el cual el polímero fundido fluye a través del sistema de alimentación debe ser siempre lo más liso y menos tortuoso, sobre la distancia más corta posible.

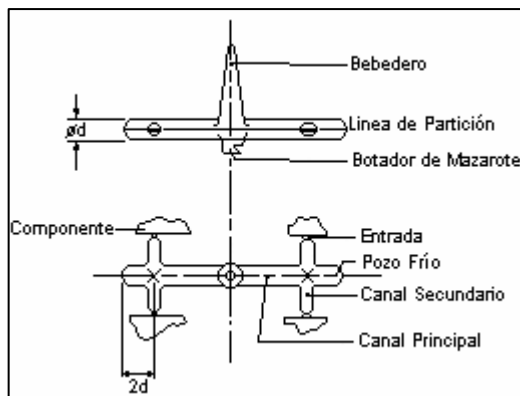


Fig. 4.3. Sistema Básico de Alimentación de un Molde.

Cuando la masa caliente de polímero entra en contacto con el metal frío del molde, tal como sucede en los canales, la superficie en contacto del polímero se enfría formando una pequeña capa. La geometría del canal tiende a dictaminar la forma de la capa solidificada del flujo, resultando en una caída de presión que ocurre proporcional a la caída en el volumen efectivo del flujo. Conociendo los patrones de la capa solidificada, algunas secciones de canales y su capa solidificada resultante, se ilustran en la Figura 4.4.

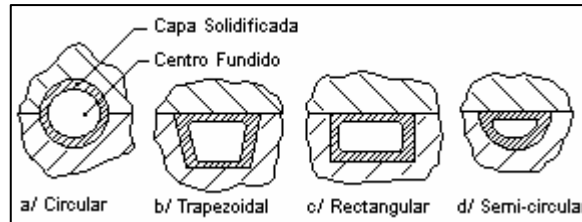


Fig. 4.4. Secciones Comúnmente Encontradas y sus Capas Solidificadas Resultantes.

Las características del flujo solidificado, creado por la geometría del canal tiene un efecto muy marcado en la velocidad de flujo y en la transmisión de presión. Las secciones que exhiben superficies planas o en forma angular, Ej. Cuadrado, rectangular, tienen características pobres en el flujo solidificado. La reducción resultante de volumen de dichas secciones de canales, incrementan la caída de presión en el sistema, por lo tanto se reduce el control de presión en la cavidad de moldeo. El perfil del canal también afecta la fuerza de expulsión requerida para el sistema de alimentación. Los canales curvos o en forma angular, Ej. Circulares, semi-circulares o secciones trapezoidales, requieren menor fuerza de expulsión en comparación con los canales cuadrados o rectangulares. Las secciones de canal circulares ofrecen las mejores características de flujo y expulsión de todos los diseños de canales.

La configuración de los canales debe exhibir los siguientes atributos:

- a) Permitir una transmisión de presión igual a cada impresión del molde
- b) Utilizar la ruta de flujo más corta posible para cada impresión
- c) Ser expulsado de forma sencilla del molde
- d) Tener el menor peso posible por disparo mientras que su funcionamiento sea el adecuado.

Con respecto a todos los diseños de sistemas de alimentación, todas las intersecciones deben ser redondeadas con un radio que permita minimizar la caída de presión inducida por el flujo de polímero a través del sistema. La adición de pozos fríos en canales y uniones, sirven para reducir los efectos producidos por el enfriamiento del polímero formado al frente del flujo conforme avanza a través del sistema.

#### Entradas

La localización de la entrada es de importancia con respecto al camino en el cual el polímero fluye dentro de la cavidad. Otros factores que deben tenerse en consideración cuando se escoge la localización de una entrada, incluyen:

- (a) consideraciones estéticas de la pieza;
- (b) requerimientos de desprendimiento de la pieza;
- (c) complejidad en el diseño de la pieza;
- a) requerimientos de temperaturas de moldeo;
- b) naturaleza del polímero a procesar;
- c) volumen del polímero que va a ser alimentado a través de la entrada y la velocidad de alimentación;
- d) significado y posiciones de las líneas de unión producidas;

- e) la posible localización y efectos de trampas de gas creadas como un resultado del perfil de llenado.

Si la pieza se alimentara por canales fríos, las opciones de localización de la entrada están restringidas a las limitaciones de diseño del molde de dos platos. Las restricciones existen debido a la necesidad de tener la entrada sobre un solo plano cerca de la línea de partición del molde.

El diseño más simple de entrada es la entrada de borde y la más fácil de producir. Este tipo de entrada esta limitada en su uso, primeramente debido a las pobres características de llenado del diseño. La geometría de la entrada dicta un pobre patrón de difusión sobre el flujo existente. En el peor de los casos, cuando el patrón de salida no difunde todo el material, resulta un flujo ondulado.

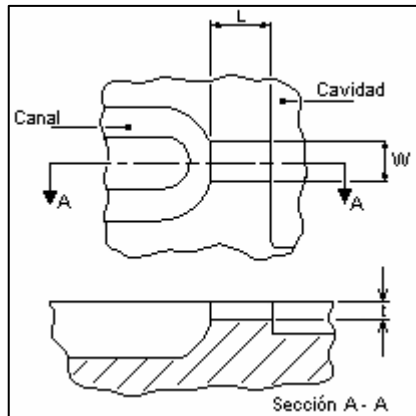


Fig. 4.5. Geometría de la Entrada:

- W, ancho de la entrada; influencia el patrón de flujo a la salida de la entrada.
- L, longitud de la entrada; influencia la caída de presión creada por la presencia de la entrada.
- T, espesor de la entrada; influencia el flujo volumétrico de la entrada.

El llenado de la cavidad del molde

Por comodidad consideramos una cavidad simple que puede ser considerado tanto como tubular como rectangular.

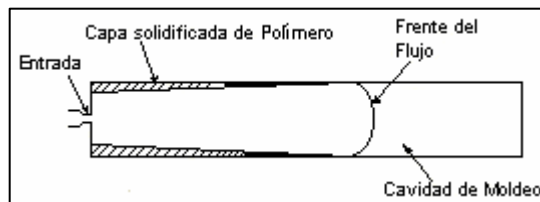


Fig. 4.6. Llenado del Molde.

Conforme el material es inyectado dentro de la cavidad, el material fluye hacia a fuera de la entrada, inicialmente en uno de dos sentidos. (a) el material emerge como en una extrusión, o (b) el flujo se abre desde la entrada con un incremento constante hacia el frente.

En el último proceso mencionado, las esquinas cercanas a la entrada llegan a ser llenadas y el material entonces comienza a fluir por el canal que forma la cavidad. Como el molde se encuentra más frío que el flujo, este se enfría, dándole suficiente tiempo, endureciendo el material cercano a la pared. El material continúa moviéndose en la cavidad del molde que progresivamente con el tiempo es más angosta. Este canal puede ser considerado como afilado, haciéndose más angosto al final de la entrada y más ancho al frente.

Queda muy claro que el grado de estrechez del canal, al igual que el espesor de la capa solidificada, es una función de la velocidad de inyección, de la diferencia de temperatura entre el flujo y la cavidad del molde y de las características térmicas.

Presión de Inyección. Se refiere a la máxima presión que eventualmente se desarrolla, una vez que la cavidad de moldeo esta llena, está medida en el frente del ariete de inyección (extrusor). En este momento, cuando el molde esta lleno, no existe flujo cortante en el sentido usual del término. Durante el llenado del molde, la presión dinámica de inyección esta determinada por la velocidad del ariete, la geometría del sistema y las características de viscosidad del material.

Las presiones dinámicas de inyección fueron estudiadas por primera vez por Barrie (1969). En su análisis Barrie dividió la caída de presión dentro de dos componentes:

- (I) La caída de presión a través de los canales (cilindro de inyección, inyector, bebedero, canales y entradas) que él llamó distribución de presión,  $\Delta P$
- (II) La caída de presión  $P_0$  en la cavidad de moldeo relativamente fría en el instante justo que se llena el molde.

Por lo tanto la caída total de presión  $P_m$  esta dada por

$$P_m = \Delta P + P_0$$

La caída de presión  $\Delta P$  aumenta a través del flujo cortante en secciones de canal uniforme y a través de flujo cortante y elongacional en secciones convergentes (y divergentes).

Es razonable suponer que la caída de presión (distribución de presión) se incrementará:

- (I) Con la disminución en la sección transversal de los canales de flujo
- (II) Con el incremento en la longitud del flujo
- (III) Con el incremento en la viscosidad del flujo (tanto en corte como en tensión)
- (IV) Con el incremento en el gasto,  $Q$ .

La viscosidad depende de la temperatura y del gasto. Incrementando el gasto se reduce la viscosidad por el comportamiento pseudoplástico normal y también por el calentamiento provocado por la fricción.

El efecto geométrico fue encapsulado en un parámetro, la relación de flujo (definido como la relación de la longitud de la trayectoria del flujo con respecto al espesor de la cavidad de moldeo). Como se puede esperar,  $P_0$  se incrementa casi linealmente con la relación de flujo. El incremento en la temperatura de flujo, reduciendo la viscosidad, provoca una reducción en  $P_0$ .

El efecto de incrementar la velocidad de inyección es más complejo, Muy altas velocidades de inyección provocan muy altas pérdidas de presión ( $P_0$ ). De cualquier forma, la reducción en la velocidad de inyección también incrementa el tiempo de llenado. Esto permite que más flujo se enfríe antes de que el molde sea llenado, provocando un considerable incremento en la viscosidad y por tanto un incremento en la caída de presión para una velocidad de inyección dada. Además, el espesor de la capa solidificada será mayor y esto reducirá el espesor efectivo del canal de flujo. La curva de caída de presión en la cavidad ( $P_0$ ) contra el gasto ( $Q$ ) toma la forma que se muestra en la figura 4.7.

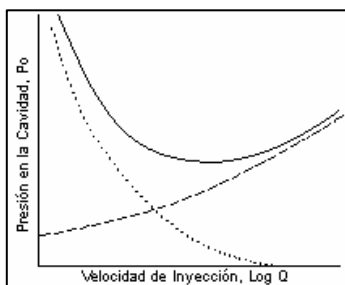


Fig. 4.7. Forma general de la curva de  $P_0$  contra  $\log Q$

### iii. Presión de Conformación en la Cavity de Moldeo

Cuando el molde está lleno la presión en la cavidad se incrementa rápidamente, alcanzando un máximo en un segundo o dos. Esto ocurre debido al continuo bombeo de fluido hidráulico a la parte posterior del ariete de inyección provocando que el fluido de polímero siga siendo empujado. Cuando el molde está lleno hay un considerable aumento en la resistencia al flujo, provocando un incremento en la presión del flujo (presión estática) en la cavidad de moldeo.

Algo que debe estar muy claro es que la presión de inyección estática puede estar no ligada a la presión de inyección dinámica la cual está involucrada durante el llenado del molde. En la figura 4.8. Se muestra una curva típica de presión en la cavidad contra tiempo del ciclo. En el llenado del molde (I) no hay presión en la cavidad hasta el momento en que el molde se llena, cuando rápidamente aumenta la presión (II). Esto está seguido por un estado de consolidación (III) hasta que la entrada solidifica (IV). Una vez que la entrada ha solidificado, el comportamiento en la cavidad es muy independiente de lo que suceda en el resto de la máquina. Dentro de la cavidad la masa comienza a enfriar y las moléculas pierden algo de su energía y por tanto a ejercer menos presión sobre las paredes del molde. Idealmente cuando la presión de la cavidad cae hasta cero es cuando el material solidifica.

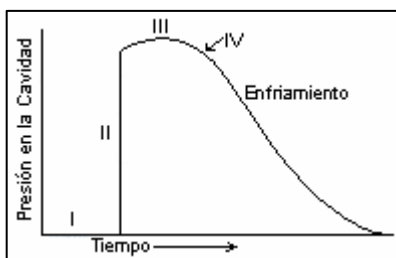


Fig. 4.8. Gráfica de presión en la cavidad contra tiempo durante el ciclo de moldeo por inyección.

Durante el ciclo de moldeo por inyección, casi el 75% del tiempo total del ciclo es el necesario para enfriar el componente moldeado.

Para posteriores consideraciones debemos observar que la contracción del componente (la diferencia entre el tamaño de la cavidad y el tamaño de la pieza) dependerá de las condiciones de procesamiento. En el caso de polímeros amorfos, moldeados correctamente, las contracciones son del orden de 0.003 – 0.005 mm/mm.

Con polímeros cristalinos, tales como poliolefinas y Nylon el comportamiento con respecto a la contracción es un poco más compleja. En adición a la caída de presión a través de la cual las moléculas llegan a ser menos activas, el proceso de cristalización substancialmente aumenta el grado de empaquetamiento en el polímero. Por tanto para polímeros cristalinos la contracción estará en el rango de 0.015 – 0.060 mm/mm.

La cantidad de cristalización de una pieza para un polímero dado es una función de la temperatura. En primera instancia la velocidad de cristalización (tanto de nucleación como crecimiento) depende de la temperatura, de manera similar a la mostrada en la figura 4.9.

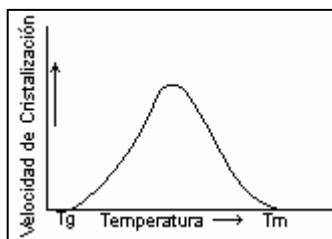


Fig. 4.9. Curva velocidad de cristalización – temperatura para un polímero cristalino lineal.

Por encima del punto de fusión ( $T_m$ ) no ocurre cristalización (por definición de  $T_m$ ). Por debajo de la temperatura de transición vítrea ( $T_g$ ) las moléculas no tienen suficiente energía o movilidad para ser capaces de moverse a una posición cristalina. La velocidad más rápida de cristalización ocurre a alguna temperatura  $T_{max}$  cercana a la intermedia entre  $T_g$  y  $T_m$ . En particular, cerca de  $T_{max}$ , ocurre la mayor cantidad de cristalización.

Algunos polímeros, por ejemplo nylon 66, muestran una contracción posterior (la contracción puede continuar por un periodo mayor a dos años después del moldeo). Esto se debe a que dichos polímeros tienen temperaturas efectivas de transición vítrea por debajo de las temperaturas normales de operación. Esto significa que la cristalización llegará al equilibrio solo lentamente.

Como regla general, la contracción en polímeros cristalinos se incrementa:

- (a) Por incremento en la temperatura de moldeo (la cual permite más tiempo para que la cristalización ocurra a una velocidad razonable)
- (b) Por disminución en el tiempo de inyección (un incremento en el tiempo de inyección permite que más material se compacte dentro del molde)
- (c) Por disminución en la presión de inyección (un incremento en la presión de inyección provoca mayor empaquetamiento del material).

La temperatura del flujo no afecta el volumen de contracción pero si la contracción en una dirección en particular, presumiblemente siendo una función de la relajación molecular que puede ocurrir antes de que el material solidifique.

#### iv. Enfriamiento

El sistema de enfriamiento del molde tiene una importancia sobresaliente, ya que, una falla en el balance de la temperatura del molde durante su uso, afecta la estabilidad dimensional e integridad de la pieza moldeada. Conforme aumenta la temperatura del molde, se deben incrementar los tiempos de enfriamiento para compensar, por la reducción en la eficiencia de enfriado. Esto produce un incremento en los costos de producción por unidad producida.

Para un enfriamiento efectivo de moldeo, es práctica común colocar canales de enfriamiento, que deben estar adecuadamente colocados en las paredes de la cavidad de moldeo. Los efectos del enfriamiento deben ser mayores donde el polímero está más caliente y progresivamente menos efectivos donde la pieza esté más fría.

El área con mayor temperatura se puede encontrar en el centro de la pieza en la vecindad inmediata a la entrada. Las áreas más frías se encontrarán en o cerca de los lados del componente, donde el flujo polimérico se reduce durante el llenado de la cavidad. Para obtener una pieza con un mínimo de deformación y esfuerzos residuales, se requiere de un máximo de remoción de calor desde el centro y reducir la remoción en sus extremos fríos.

Para obtener el máximo efecto del sistema de enfriamiento del molde, los canales de enfriamiento deben estar adecuadamente localizados y dimensionalmente correctos. El efecto de enfriamiento en cada canal tiende a ser radial, de acuerdo a la Figura 4.10.

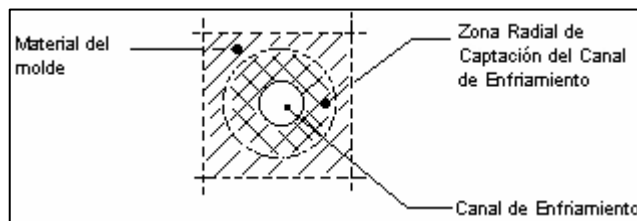


Fig. 4.10. Efecto de Enfriamiento Radial de un Canal de Enfriamiento.



## v. Expulsión

En la fase final del proceso de moldeo por inyección, el molde abre y la pieza es expulsada del molde. Idealmente, esta fase de expulsión se completa sin producir daño o distorsión alguna a la parte moldeada. Las consideraciones de diseño que tienen influencia en la facilidad de expulsión y la expulsión relacionada con los costos de herramental incluyen:

- Angulo de salida
- Acabado superficial
- Requerimientos estéticos
- La presencia de agujeros
- Expulsión en el plato fijo o móvil
- Localización de la línea de partición

Los ángulos de salida se utilizan generalmente para facilitar la expulsión de cualquier parte moldeada que tenga un espesor significativo. Cuando se producen partes utilizando la configuración estándar de cavidad y corazón, la cavidad es la parte fija mientras que el corazón se fija a la placa móvil. En la mayoría de los casos, la pieza tiende a quedarse con el corazón cuando el molde abre porque (i) la contracción del material provoca una presión y fuerzas normales de fricción entre la pieza y el corazón, y (ii) la contracción del material a través del espesor de la pared tiende a empujar la pieza fuera de la pared de la cavidad.

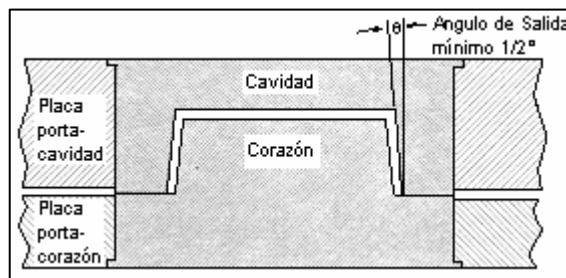


Fig. 4.11. Ángulos de salida utilizados para facilitar la expulsión cuando el molde abre.

La expulsión con botadores es el tipo de expulsión más común y simple de incorporar en el molde. En ésta técnica la pieza se expulsa por la aplicación de una fuerza a través de una barra de acero circular, llamado expulsor o botador. El perno tiene una cabeza que facilita su sujeción al plato expulsor.

En operación, el plato expulsor, al cual el perno se fija, se mueve relativamente al plato del molde. Por lo tanto el perno empuja a la pieza fuera de la cavidad. La parte posterior del perno se fija dentro de un barrenado adecuado, el cual es maquinado en el plato de retención. La cara posterior de la cabeza del perno esta apoyada por el plato expulsor. El perno tiene que estar perfectamente centrado con el barrenado, de tal forma que el perno flote, debido a que cuando el ensamble del expulsor actúa, existe un movimiento relativo lateral entre el perno y el plato de retención.

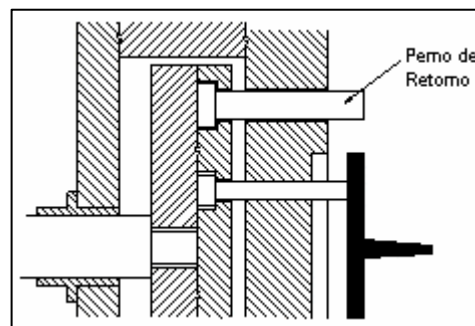


Fig. 4.12. Sistema Básico de expulsión.

Referencias

1. J.A. Brydson (1981) Flow Properties of Polymer Melts, Second edition, George Godwin Limited. 121 - 138
2. J.P. Trotignon, J. Verdu, Matières Plastiques, Afnor 1996
3. P.S. Cracknell and. Dyson, Handbook of Thermoplastics Injection Mould Design, Chapman & Hall, London 1993, 67-76.

## Capítulo 5. Ecuaciones de Comportamiento del Flujo en Canales de Alimentación.

Las ecuaciones que gobiernan el comportamiento de un fluido viscoso, compresible se describen a continuación. Estas ecuaciones son aplicables al flujo polimérico y se obtienen utilizando los principios de conservación de masa, momento y energía.

Las ecuaciones que gobiernan la Fase de llenado del molde son: continuidad, momento y energía;

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + (\nabla \cdot \rho \vec{v}) = 0 \quad (5.1)$$

$$\frac{\partial(\rho \vec{v})}{\partial t} = \rho \vec{g} + [\nabla \cdot \underline{\sigma}] - [\nabla \cdot \rho \vec{v} \vec{v}] \quad (5.2)$$

$$\rho c_p \left( \frac{\partial T}{\partial t} + \vec{v} \cdot \nabla T \right) = \beta T \left( \frac{\partial p}{\partial t} + \vec{v} \cdot \nabla p \right) + p \nabla \cdot \vec{v} + (\underline{\sigma} : \{\nabla \vec{v}\}) - \nabla \cdot (\kappa \nabla T) \quad (5.3)$$

Estas ecuaciones son muy generales. Se cumplen para todos los fluidos comunes. Para hacer la solución conforme a los datos de un material polimérico, se hacen ciertas consideraciones, con el fin de simplificar las ecuaciones para el análisis de la fase de llenado durante el proceso de inyección de plásticos.

Compresibilidad

**Consideración:** Únicamente durante la fase de llenado, el fluido se asume incompresible, como primer paso. Esta consideración significa que la densidad es constante, por tanto la ecuación (5.2) queda de la siguiente forma:

$$\nabla \cdot \vec{v} = 0 \quad (5.4)$$

En la ecuación (5.4) se hacen algunas simplificaciones de la ecuación de momento. Considerando el término que envuelve el producto  $\vec{v} \vec{v}$  en la ecuación (5.2) utilizando la identidad  $(\nabla \cdot \vec{a} \vec{s}) = (\vec{a} \cdot \nabla \vec{s}) + \vec{s} (\nabla \cdot \vec{a})$  tenemos entonces:

$$\begin{aligned} [\nabla \cdot \rho \vec{v} \vec{v}] &= \rho [\nabla \cdot \vec{v} \vec{v}] \\ &= \rho [\vec{v} \cdot \nabla \vec{v}] + \rho \vec{v} (\nabla \cdot \vec{v}) \\ &= \rho [\vec{v} \cdot \nabla \vec{v}] \text{ donde } (\nabla \cdot \vec{v}) = 0 \end{aligned} \quad (5.5)$$

Modelo del Fluido

**Consideración:** El fluido se puede representar como un fluido Newtoniano generalizado.

Esta consideración implica que los efectos viscoelásticos se ignorarán. Más aún asumimos la siguiente relación:

$$\begin{aligned} \underline{\sigma} &= -p \underline{I} + \underline{\tau} \\ \underline{\sigma} &= -p \underline{I} + \eta (\dot{\gamma}) \underline{\gamma} \end{aligned} \quad (5.6)$$

Observe que debido a la anterior consideración, el tensor de esfuerzo y la velocidad del tensor de esfuerzo son iguales.

Esta consideración altera las expresiones  $(\nabla \cdot \underline{\sigma})$  y  $(\underline{\sigma} : \nabla \underline{\vec{v}})$  en las ecuaciones (5.2) y (5.3) respectivamente.

Utilizando las ecuaciones  $\underline{\sigma} = -p\underline{I} + \tau$  y  $\underline{\sigma} = -p\underline{I} + \eta(\underline{\dot{\gamma}})\underline{\dot{\gamma}}$ , tenemos

$$\begin{aligned} [\nabla \cdot \underline{\sigma}] &= [\nabla \cdot (p\underline{I} + \eta\underline{\dot{\gamma}})] \\ &= -\nabla p + [\nabla \cdot \eta\underline{\dot{\gamma}}] \end{aligned} \quad (5.7)$$

y

$$\begin{aligned} (\underline{\sigma} : \{\nabla \underline{\vec{v}}\}) &= (-p\underline{I} + \underline{\tau}) : \nabla \underline{\vec{v}} \\ &= (\{-p\underline{I} + \eta\underline{\dot{\gamma}}\} : \nabla \underline{\vec{v}}) \\ &= (-p\underline{I} : \nabla \underline{\vec{v}}) + (\eta\underline{\dot{\gamma}} : \nabla \underline{\vec{v}}) \\ &= -p(\nabla \cdot \underline{\vec{v}}) + (\eta\{\nabla \underline{\vec{v}} + \nabla \underline{\vec{v}}^\top\} : \nabla \underline{\vec{v}}) \\ &= \eta(\nabla \underline{\vec{v}} : \nabla \underline{\vec{v}} + \nabla \underline{\vec{v}}^\top : \nabla \underline{\vec{v}}) \end{aligned}$$

Como el fluido es incompresible

(5.8)

$$\begin{aligned} &= \frac{1}{2} \eta (\nabla \underline{\vec{v}} : \nabla \underline{\vec{v}} + \nabla \underline{\vec{v}}^\top : \nabla \underline{\vec{v}} + \nabla \underline{\vec{v}} : \nabla \underline{\vec{v}}^\top + \nabla \underline{\vec{v}}^\top : \nabla \underline{\vec{v}}^\top) \\ &= \frac{1}{2} \eta (\{\nabla \underline{\vec{v}} + \nabla \underline{\vec{v}}^\top\} : \{\nabla \underline{\vec{v}} + \nabla \underline{\vec{v}}^\top\}) \\ &= \frac{1}{2} \eta (\underline{\dot{\gamma}} : \underline{\dot{\gamma}}) \\ &= \eta \dot{\gamma}^2 \end{aligned}$$

Donde  $\dot{\gamma}^2 = \frac{1}{2} \underline{\dot{\gamma}} : \underline{\dot{\gamma}}$  es la velocidad de corte.

### Propiedades Térmicas del Flujo

**Consideración:** La conductividad térmica del material es constante.

Despreciando el hecho de que la conductividad térmica, k, de los polímeros depende de la temperatura, esto se asume forzado por la dificultad de obtener datos del material.

Utilizando la consideración, el término que involucra k en la ecuación (5.3) llega a ser:

$$\nabla \cdot (k \nabla T) = k \nabla^2 T \quad (5.9)$$

### Ecuaciones Resultantes

Con las consideraciones dadas tenemos las siguientes tres ecuaciones:

$$(\nabla \cdot \underline{\vec{v}}) = 0 \quad (5.10)$$

$$\rho \frac{\partial \underline{\vec{v}}}{\partial t} = \rho \underline{\vec{g}} - \nabla p + [\nabla \cdot \eta \underline{\dot{\gamma}}] - \rho [\underline{\vec{v}} \cdot \nabla \underline{\vec{v}}] \quad (5.11)$$

$$\rho c_p \left( \frac{\partial T}{\partial t} + \vec{v} \cdot \nabla T \right) = \beta T \left( \frac{\partial p}{\partial t} + \vec{v} \cdot \nabla p \right) + \eta \dot{\gamma}^2 + \kappa \nabla^2 T \quad (5.12)$$

Que representa el comportamiento de un flujo polimérico idealizado.

### Ecuaciones para los Canales de Inyección

Las consideraciones hechas acerca del comportamiento del material en la sección anterior son también válidas para el sistema de canales. Nuestro punto de partida serán las ecuaciones de continuidad, momento y energía dadas en la sección anterior.

La Figura 5.1. muestra la geometría de un canal circular y su sistema de coordenadas. Para este tipo de análisis se utilizan coordenadas cilíndricas  $(r, \theta, x)$ .

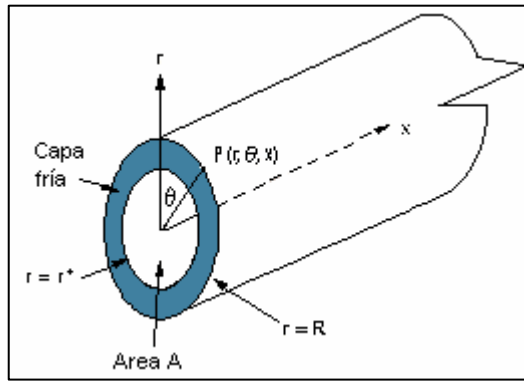


Fig. 5.1. Geometría y Sistema Coordinado para Canales. Circulares

Para simplificar el análisis se hace la siguiente consideración:

**Consideración:** La temperatura y el campo de flujo en canales con sección transversal circular se consideran simétricos con respecto al eje longitudinal del canal.

Lo anterior significa que ninguna cantidad dependerá de  $\theta$ . En particular, significa que la interfase entre el flujo y la capa fría se puede representar solamente como una función de  $r$  y  $x$ . En la figura la interfase se encuentra en la posición  $r = r^*$ .

### Ecuación de Continuidad para Canales

En coordenadas cilíndricas, la velocidad  $\vec{v}(r, \theta, x)$  tiene componentes  $v_r$ ,  $v_\theta$  y  $v_x$ . Utilizando la ecuación  $(\nabla \cdot \vec{v}) = 0$  tenemos:

$$\begin{aligned} 0 &= \nabla \cdot \vec{v} \\ &= \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} (r v_r) + \frac{1}{r} \frac{\partial v_\theta}{\partial \theta} + \frac{\partial v_x}{\partial x} \end{aligned} \quad (5.13)$$

La ecuación se simplifica gracias a las suposiciones que hicimos anteriormente acerca de la simetría con el eje del canal;

$$0 = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} (r v_r) + \frac{\partial v_x}{\partial x} \quad (5.14)$$

### Ecuaciones de Momento para Canales

En coordenadas cilíndricas la ecuación de momento (5.11) tiene las siguientes tres ecuaciones escalares:

- Componente  $r$  de momento

$$\begin{aligned} \rho \frac{\partial v_r}{\partial t} = & \rho f_r - \frac{\partial p}{\partial r} \\ & + \frac{2}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left( r \eta \frac{\partial v_r}{\partial r} \right) + \frac{\partial}{\partial x} \left( \eta \left( \frac{\partial v_r}{\partial x} + \frac{\partial v_x}{\partial r} \right) \right) - \frac{2v_r}{r^2} \\ & - \rho \left( v_r \frac{\partial v_r}{\partial r} - \frac{v_\theta^2}{r} + v_x \frac{\partial v_r}{\partial x} \right) \end{aligned} \quad (5.15)$$

- Componente  $\theta$  de momento

$$\begin{aligned} \rho \frac{\partial v_\theta}{\partial t} = & \rho f_\theta - \frac{1}{r} \frac{\partial p}{\partial \theta} \\ & + \frac{1}{r^2} \frac{\partial}{\partial r} \left( r^3 \eta \frac{\partial}{\partial r} \left( \frac{v_\theta}{r} \right) \right) + \frac{\partial}{\partial x} \left( \eta \frac{\partial v_\theta}{\partial x} \right) \\ & - \rho \left( v_r \frac{\partial v_\theta}{\partial r} - \frac{v_\theta v_r}{r} + v_x \frac{\partial v_\theta}{\partial x} \right) \end{aligned} \quad (5.16)$$

- Componente  $x$  de momento

$$\begin{aligned} \rho \frac{\partial v_x}{\partial t} = & \rho f_x - \frac{\partial p}{\partial x} \\ & + \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left( r \eta \left( \frac{\partial v_r}{\partial x} + \frac{\partial v_x}{\partial r} \right) \right) + 2 \frac{\partial}{\partial x} \left( \eta \frac{\partial v_x}{\partial x} \right) \\ & - \rho \left( v_r \frac{\partial v_x}{\partial r} + v_x \frac{\partial v_x}{\partial x} \right) \end{aligned} \quad (5.17)$$

Debido a las consideraciones de simetría, todas las derivadas con respecto a  $\theta$  se pueden hacer cero. Las magnitudes relativas de cada uno de los términos en las ecuaciones (5.15) a (5.17) se pueden establecer utilizando análisis dimensional. Por tanto las ecuaciones se simplifican a:

$$\begin{aligned} \frac{\partial p}{\partial r} &= 0 \\ \frac{\partial p}{\partial \theta} &= 0 \\ \frac{\partial p}{\partial x} &= \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left( r \eta \frac{\partial v_x}{\partial r} \right) \end{aligned} \quad (5.18)$$

Ecuación de Energía para Canales

Utilizando el operador gradiente y Laplaciano en coordenadas cilíndricas y asumiendo simetría en el eje de la vena, la ecuación de energía (5.12) llega a ser:

$$\rho c_p \left( \frac{\partial T}{\partial t} + v_r \frac{\partial T}{\partial r} + v_x \frac{\partial T}{\partial x} \right) = \beta T \left( \frac{\partial p}{\partial t} + v_r \frac{\partial p}{\partial r} + v_x \frac{\partial p}{\partial x} \right) + \eta \dot{\gamma}^2 + \kappa \left( \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left( r \frac{\partial T}{\partial r} \right) + \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} \right) \quad (5.19)$$

Una vez más, se puede utilizar análisis dimensional para determinar la magnitud relativa de los términos en ésta ecuación. Con base en ello, los términos de presión y de conducción en la dirección x pueden ser ignorados. Por lo tanto la ecuación (5.19) se simplifica a:

$$\rho c_p \left( \frac{\partial T}{\partial t} + v_r \frac{\partial T}{\partial r} + v_x \frac{\partial T}{\partial x} \right) = \eta \dot{\gamma}^2 + \frac{\kappa}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left( r \frac{\partial T}{\partial r} \right) \quad (5.20)$$

Donde

$$\dot{\gamma} = \frac{\partial v_x}{\partial r} \quad (5.21)$$

Existe una simplificación más, podemos ignorar la transferencia de calor por convección en la dirección radial. Esta consideración podría ser un error al frente del flujo. Pero este es un efecto transitorio, una vez que el frente del flujo ha pasado un punto determinado, el flujo tiende a ser laminar y por tanto la consideración es válida.

**Consideración:** La transferencia de calor por convección en la dirección radial puede ser ignorada.

Con esta última consideración obtenemos la forma final de la ecuación de la energía para canales:

$$\rho c_p \left( \frac{\partial T}{\partial t} + v_x \frac{\partial T}{\partial x} \right) = \eta \dot{\gamma}^2 + \frac{\kappa}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left( r \frac{\partial T}{\partial r} \right) \quad (5.22)$$

### Ecuaciones Resultantes Para Canales de Alimentación

Después de hacer las consideraciones necesarias del material y utilizando los efectos de la geometría, las ecuaciones que gobiernan el flujo de un polímero, en un canal de sección circular, son:

- Continuidad:

$$0 = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} (r v_r) + \frac{\partial v_x}{\partial x} \quad (5.23)$$

- Momento:

$$\frac{\partial p}{\partial x} = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left( r \eta \frac{\partial v_x}{\partial r} \right) \quad (5.24)$$

- Energía:

$$\rho c_p \left( \frac{\partial T}{\partial t} + v_x \frac{\partial T}{\partial x} \right) = \eta \dot{\gamma}^2 + \frac{\kappa}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left( r \frac{\partial T}{\partial r} \right) \quad (5.25)$$

### Integración de las Ecuaciones de Momento para Canales de Alimentación

La ecuación (5.24) puede integrarse dos veces con respecto a  $r$  con el fin de obtener una expresión para el componente  $x$  de velocidad,  $v_x$ .

Multiplicando ambos lados de la ecuación (5.24) por  $r$  e integrando con respecto a  $r$  desde  $r=0$  hasta  $r$ , obtenemos

$$\begin{aligned} \frac{\partial p}{\partial x} \int_0^r r' dr' &= \int_0^r \frac{\partial}{\partial r'} \left( r' \eta \frac{\partial v_x}{\partial r'} \right) dr' \\ \frac{1}{2} \frac{\partial p}{\partial x} r^2 &= r \eta \frac{\partial v_x}{\partial r} \end{aligned} \quad (5.26)$$

Dividiendo ambos lados entre  $r\eta$  e integrando de nuevo desde 0 hasta  $r$ , obtenemos:

$$\begin{aligned} \frac{1}{2} \frac{\partial p}{\partial x} \int_0^r \frac{r'}{\eta} dr' &= \int_0^r \frac{\partial v_x}{\partial r'} dr' \\ &= v_x(r) - v_x(0) \end{aligned} \quad (5.27)$$

La  $r^+$  denota el valor de  $r$  en la interfase de la capa solidificada y el flujo. Como  $v_x$  es cero en la capa solidificada, tenemos de la ecuación (5.27)

$$\begin{aligned} v_x(0) &= v_x(r^+) - \frac{1}{2} \frac{\partial p}{\partial x} \int_0^{r^+} \frac{r'}{\eta} dr' \\ &= -\frac{1}{2} \frac{\partial p}{\partial x} \int_0^{r^+} \frac{r'}{\eta} dr' \end{aligned} \quad (5.28)$$

Por tanto la ecuación (5.27) puede escribirse como

$$v_x(r) = \frac{1}{2} \frac{\partial p}{\partial x} \left\{ \int_0^r \frac{r'}{\eta} dr' - \int_0^{r^+} \frac{r'}{\eta} dr' \right\} \quad (5.29)$$

Una velocidad promedio en la dirección  $x$ ,  $\bar{v}_x(x)$  se puede definir como, el gasto total a través de la sección transversal del canal dividida entre el área,  $A_c$ , del canal de alimentación. Esto es,

$$\bar{v}_x(x) = \frac{1}{A_c} \int_{A_c} v_x(r) dA \quad (5.30)$$

De la Figura del canal de alimentación y nuestras consideraciones de simetría, tenemos,  $A = \pi r^2$  y  $dA/dr = 2\pi r$ . Por tanto,



$$\begin{aligned}
 \bar{v}_x &= \frac{1}{A_c} \int_{A_c} v_x(r) dA \\
 &= \frac{1}{\pi r^{+2}} \int_0^{r^+} 2\pi v_x(r) r dr \\
 &= \frac{2}{r^{+2}} \int_0^{r^+} v_x(r) r dr
 \end{aligned} \tag{5.31}$$

Sustituyendo la ecuación (5.29) en la ecuación anterior obtenemos:

$$\begin{aligned}
 \bar{v}_x &= \frac{1}{A_c} \int_{A_c} v_x(r) dA \\
 &= \frac{1}{\pi r^{+2}} \int_0^{r^+} 2\pi v_x(r) r dr \\
 &= \frac{2}{r^{+2}} \int_0^{r^+} v_x(r) r dr \\
 &= \frac{1}{r^{+2}} \frac{\partial p}{\partial x} \left\{ \int_0^{r^+} \left( \int_0^r \frac{r'}{\eta} dr' \right) r dr - \int_0^{r^+} \left( \int_0^{r^+} \frac{r'}{\eta} dr' \right) r dr \right\} \\
 &= \frac{1}{r^{+2}} \frac{\partial p}{\partial x} \left\{ \int_0^{r^+} \left( \int_0^r \frac{r'}{\eta} dr' \right) r dr - \left( \int_0^{r^+} r dr \right) \int_0^{r^+} \frac{r'}{\eta} dr' \right\} \\
 &= \frac{1}{r^{+2}} \frac{\partial p}{\partial x} \left\{ \int_0^{r^+} \left( \int_0^r \frac{r'}{\eta} dr' \right) r dr - \frac{1}{2} r^{+2} \int_0^{r^+} \frac{r'}{\eta} dr' \right\}
 \end{aligned} \tag{5.32}$$

La doble integración del corchete en la ecuación (5.32) puede ser evaluada utilizando integración por partes

$$\begin{aligned}
 u &= \frac{1}{2} r^2 \\
 v &= \int_0^r \frac{r'}{\eta} dr'
 \end{aligned} \tag{5.33}$$

Entonces

$$\begin{aligned}
 \int_0^{r^+} \left( \int_0^r \frac{r'}{\eta} dr' \right) r dr &= \int_0^{r^+} v \frac{\partial u}{\partial r} dr \\
 &= vu \Big|_{r=0}^{r=r^+} - \int_0^{r^+} u \frac{\partial v}{\partial r} dr \\
 &= \frac{1}{2} r^{+2} \int_0^{r^+} \frac{r'}{\eta} dr' - \frac{1}{2} \int_0^{r^+} \frac{r'^3}{\eta} dr'
 \end{aligned} \tag{5.34}$$

Substituyendo esta ecuación en la ecuación (5.32) tenemos:

$$\begin{aligned}\bar{v}_x(x) &= -\frac{1}{2r^+} \frac{\partial p}{\partial x} \left\{ \int_0^{r^+} \frac{r'^3}{\eta} dr' \right\} \\ &= -\frac{S_1}{r^+} \frac{\partial p}{\partial x}\end{aligned}\quad (5.35)$$

Donde la fluidez,  $S_1$ , se define por

$$S_1 = \frac{1}{2r^+} \int_0^{r^+} \frac{r'^3}{\eta} dr' \quad (5.36)$$

Observar que el subíndice indica que la fluidez es para un flujo unidimensional.

Integración de la Ecuación de Continuidad para Canales

A partir de la ecuación (5.14), tenemos la ecuación de continuidad

$$\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} (rv_r) + \frac{\partial v_x}{\partial x} = 0 \quad (5.37)$$

Integrando el lado izquierdo de la ecuación sobre el área del canal, obtenemos

$$\begin{aligned}\int_{A_c} \left\{ \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} (rv_r) + \frac{\partial v_x}{\partial x} \right\} dA &= 2\pi \int_0^{r^+} \left\{ \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} (rv_r) + \frac{\partial v_x}{\partial x} \right\} r dr \\ &= 2\pi \left\{ \int_0^{r^+} \frac{\partial}{\partial r} (rv_r) dr + \int_0^{r^+} \frac{\partial v_x}{\partial x} r dr \right\} \\ &= 2\pi \left\{ (rv_r) \Big|_{r=0}^{r=r^+} + \frac{\partial}{\partial x} \int_0^{r^+} v_x(r) r dr \right\} \\ &= 2\pi \frac{\partial}{\partial x} \left( \frac{\bar{v}_x(x) r^{+2}}{2} \right) \\ &= -\pi \frac{\partial}{\partial x} \left( r^+ S_1 \frac{\partial p}{\partial x} \right)\end{aligned}\quad (5.38)$$

Donde, en los últimos dos pasos utilizamos la definición de velocidad media dada en la ecuación (5.31) y la ecuación (5.35) respectivamente. Por tanto la ecuación de continuidad se reduce a

$$\frac{\partial}{\partial x} \left( r^+ S_1 \frac{\partial p}{\partial x} \right) = 0 \quad (5.39)$$

Nuestras ecuaciones originales de continuidad (5.14) y momento (5.18) se reducen a una sola ecuación para la presión. La ecuación aún es complicada porque la fluidez depende de la viscosidad, lo cual se ve afectada por la presión.

## Resumen de Fórmulas

Comenzando con las ecuaciones básicas de fluidos (continuidad, momento y energía), se hicieron consideraciones relacionadas con el material y con la geometría de los canales de alimentación. Las ecuaciones resultantes son:

- Ecuación de Presión para Canales Circulares

$$\frac{\partial}{\partial x} \left( r^+ S_1 \frac{\partial p}{\partial x} \right) = 0 \quad (5.40)$$

$$\text{Donde } S_1 = \frac{1}{2r^+} \int_0^{r^+} \frac{r'^3}{\eta} dr'$$

- Ecuación de Energía para Canales Circulares

$$\rho c_p \left( \frac{\partial T}{\partial t} + v_r \frac{\partial T}{\partial r} \right) = \eta \dot{\gamma}^2 + \frac{\kappa}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left( r \frac{\partial T}{\partial r} \right) \quad (5.41)$$

### Formulación de Elemento Finito para Canales

La ecuación que se utiliza para la presión en canales circulares derivada anteriormente es la siguiente

$$\frac{\partial}{\partial x} \left( r^+ S_1 \frac{\partial p}{\partial x} \right) = 0 \quad (5.42)$$

donde  $r^+$  se define como la coordenada radial de la interfase entre la capa solidificada y el flujo, y

$$S_1 = \frac{1}{2r^+} \int_0^{r^+} \frac{r'^3}{\eta} dr' \quad (5.43)$$

En éste momento podemos admitir que  $r^+$  y  $S_1$  varían con  $x$ .

La Figura 5.2. Ilustra un canal circular. Cada elemento esta definido por dos nodos localizados en  $x_1$  y  $x_2$ . la presión en los nodos 1 y 2 se denota por  $p_1$  y  $p_2$ , respectivamente. El gasto dentro del elemento en el nodo 1 se denota por  $q_1$  y el gasto a la salida, en el nodo 2 es  $q_2$ .

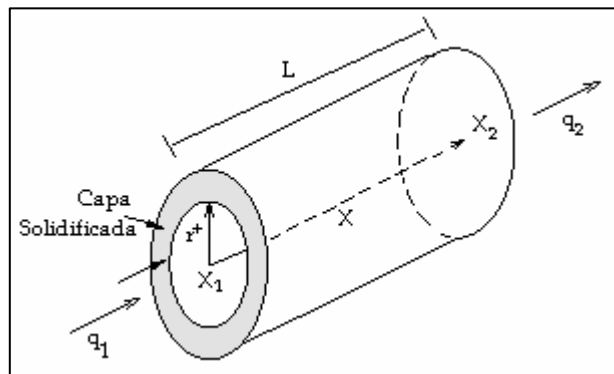


Fig. 5.2. Elemento de Canal Circular.

Consideramos que la presión en el elemento se puede representar como una función lineal de las presiones en los nodos. Utilizando el método para elemento finito. La solución aproximada para la presión se escribe:

$$\tilde{p} = \left( \frac{x_2 - x}{x_2 - x_1} \right) p_1 + \left( \frac{x - x_1}{x_2 - x_1} \right) p_2 \quad (5.44)$$

Esto es,

$$\tilde{p} = N_1 p_1 + N_2 p_2 \quad (5.45)$$

Donde

$$N_1 = \frac{x_2 - x}{x_2 - x_1} = \frac{x_2 - x}{L} \quad (5.46)$$

$$N_2 = \frac{x - x_1}{x_2 - x_1} = \frac{x - x_1}{L}$$

y  $L$  es la longitud del elemento

El residuo  $R(x)$  creado para sustituir la ecuación aproximada en la ecuación (5.42) es

$$R(x) = \frac{\partial}{\partial x} \left( r^+ S_1 \frac{\partial \tilde{p}}{\partial x} \right) \quad (5.47)$$

Utilizando el método Galerkin, que establece que

$$\int_{x_1}^{x_2} R(x) N_i dx = 0 \quad i = 1, 2 \quad (5.48)$$

Podemos entonces Sustituir la ecuación (5.47) en (5.48) obtenemos

$$0 = \int_{x_1}^{x_2} R(x) N_i dx$$

$$= \int_{x_1}^{x_2} \frac{\partial}{\partial x} \left( r^+ S_1 \frac{\partial \tilde{p}}{\partial x} \right) N_i dx \quad i = 1, 2 \quad (5.49)$$

$$= \left( r^+ S_1 \frac{\partial \tilde{p}}{\partial x} N_i \right) \Big|_{x_1}^{x_2} - \int_{x_1}^{x_2} r^+ S_1 \frac{\partial \tilde{p}}{\partial x} \frac{\partial N_i}{\partial x} dx \quad i = 1, 2$$

Esto nos deja dos ecuaciones, correspondientes a  $i = 1$  y  $i = 2$ :

$$\begin{aligned}
 0 &= \int_{x_1}^{x_2} R(x) N_1 dx \\
 &= \left[ r^+ S_1 \frac{\partial \tilde{p}}{\partial x} N_1 \right]_{x=x_1}^{x=x_2} - \int_{x_1}^{x_2} r^+ S_1 \frac{\partial \tilde{p}}{\partial x} \frac{\partial N_1}{\partial x} dx \\
 &= - \left( r^+ S_1 \frac{\partial \tilde{p}}{\partial x} \right) \Big|_{x=x_1}^{x_2} - \int_{x_1}^{x_2} r^+ S_1 \frac{\partial \tilde{p}}{\partial x} \frac{\partial N_1}{\partial x} dx \\
 \text{y } 0 &= \int_{x_1}^{x_2} R(x) N_2 dx \\
 &= \left[ r^+ S_1 \frac{\partial \tilde{p}}{\partial x} N_2 \right]_{x=x_1}^{x=x_2} - \int_{x_1}^{x_2} r^+ S_1 \frac{\partial \tilde{p}}{\partial x} \frac{\partial N_2}{\partial x} dx \\
 &= \left( r^+ S_1 \frac{\partial \tilde{p}}{\partial x} \right) \Big|_{x=x_2}^{x_1} - \int_{x_1}^{x_2} r^+ S_1 \frac{\partial \tilde{p}}{\partial x} \frac{\partial N_2}{\partial x} dx
 \end{aligned} \tag{5.50}$$

Diferenciando la ecuación (5.46) encontramos

$$\frac{\partial N_1}{\partial x} = -\frac{1}{L} \quad \frac{\partial N_2}{\partial x} = \frac{1}{L} \tag{5.51}$$

y a partir de la ecuación (5.44),

$$\begin{aligned}
 \frac{\partial \tilde{p}}{\partial x} &= \frac{\partial}{\partial x} \{ N_1 p_1 + N_2 p_2 \} \\
 &= \frac{\partial N_1}{\partial x} p_1 + \frac{\partial N_2}{\partial x} p_2 \\
 &= -\frac{1}{L} (p_1 - p_2)
 \end{aligned} \tag{5.52}$$

Los primeros términos en la ecuación de (5.50) se pueden identificar como el gasto volumétrico dentro y fuera de los nodos 1 y 2 respectivamente. Utilizando la ecuación (5.52) se definen los gastos,  $q_1$  y  $q_2$  de la manera siguiente:

$$\begin{aligned}
 q_1 &= \left[ r^+ S_1 \frac{\partial \tilde{p}}{\partial x} N_1 \right]_{x=x_1}^{x=x_2} \\
 &= - \left[ \frac{r^+ S_1}{L} (p_1 - p_2) \right]_{x=x_1} \\
 q_2 &= \left[ r^+ S_1 \frac{\partial \tilde{p}}{\partial x} N_2 \right]_{x=x_1}^{x=x_2} \\
 &= \left[ \frac{r^+ S_1}{L} (p_1 - p_2) \right]_{x=x_2}
 \end{aligned} \tag{5.53}$$

Por tanto (5.50) llega a ser

$$\begin{aligned}
 0 &= q_1 - \int_{x_1}^{x_2} r^+ S_1 \frac{\partial \bar{p}}{\partial x} \frac{\partial N_1}{\partial x} dx \\
 0 &= q_2 - \int_{x_1}^{x_2} r^+ S_1 \frac{\partial \bar{p}}{\partial x} \frac{\partial N_2}{\partial x} dx
 \end{aligned} \tag{5.54}$$

Considerando ahora el segundo término en la ecuación (5.54), y utilizando (5.51) y (5.52) tenemos

$$\begin{aligned}
 \int_{x_1}^{x_2} r^+ S_1 \frac{\partial \bar{p}}{\partial x} \frac{\partial N_1}{\partial x} dx &= \int_{x_1}^{x_2} \frac{r^+ S_1}{L^2} (p_1 - p_2) dx \\
 &= \frac{r^+ S_1}{L} (p_1 - p_2) \\
 \int_{x_1}^{x_2} r^+ S_1 \frac{\partial \bar{p}}{\partial x} \frac{\partial N_2}{\partial x} dx &= - \int_{x_1}^{x_2} \frac{r^+ S_1}{L^2} (p_1 - p_2) dx \\
 &= - \frac{r^+ S_1}{L} (p_1 - p_2)
 \end{aligned} \tag{5.55}$$

Donde, en el último paso se asumió que  $r^+$  y  $S_1$  son constantes sobre el elemento.

Utilizando las ecuaciones (4553) y (5.55), podemos escribir la ecuación (5.50) en la forma:

$$\begin{aligned}
 0 &= \int_{x_1}^{x_2} R(x) N_1 dx \\
 &= q_1 - \frac{r^+ S_1}{L} (p_1 - p_2) \\
 0 &= \int_{x_1}^{x_2} R(x) N_2 dx \\
 &= q_2 + \frac{r^+ S_1}{L} (p_1 - p_2)
 \end{aligned} \tag{5.56}$$

También puede ser escrito en manera matricial:

$$\frac{r^+ S_1}{L} \begin{bmatrix} 1 & -1 \\ -1 & 1 \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} p_1 \\ p_2 \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} q_1 \\ q_2 \end{Bmatrix} \tag{5.57}$$

A partir de las ecuaciones que se acaban de deducir, podremos determinar, para un diámetro de canal de alimentación y un material propuesto, la caída de presión que sufre el material en su trayecto hacia la cavidad. De esta manera podremos comprobar si el diámetro de canal propuesto es o no el óptimo, como lo veremos en el siguiente capítulo.

#### Referencias

1. Kennedy, Peter, Flow Analysis of Injection Molds, Hanser Publishers, 1995 New York, 59-221.

## Capítulo 6. Aplicación del Estudio Reológico para Probetas de Tracción.

El Polipropileno (PP) es un Material semi-cristalino, cuyas características radican en que, debido a la ausencia de impedimentos estéricos, las moléculas lineales se empaquetan y se alinean mucho más fácilmente que las moléculas ramificadas o con enlaces transversales. La estructura lineal, semejante a fideos, se pliegan perfectamente, y las moléculas se alinean sin dificultad en un patrón regular. Esta alineación crea orden y presenta difracción.

El Poliestireno (PS) es un material Amorfo, cuyas uniones entre átomos a través de la cadena molecular principal es flexible, en el sentido de que las cadenas pueden rotar a través de los enlaces. En el estado fundido las cadenas incrementan su movilidad y tienden a adoptar una configuración desordenada, si desciende la temperatura y en ausencia de fuerzas externas, la configuración molecular permanece desordenada.

En la figura 6.1 se representa esquemáticamente el calentamiento y la inyección del polímero, desde el cilindro a la cavidad, durante el proceso de moldeo. En los dos diagramas se compara el moldeo del Poliestireno y Polipropileno bajo idénticas condiciones, y ponen de manifiesto la diferente respuesta de estos dos materiales, factor que afecta particularmente al diseño de los canales de inyección.

		POLIESTIRENO		POLIPROPILENO			
		molde	volumen 1.000 pulg <sup>3</sup>	cilindro	molde	volumen 1.000 pulg <sup>3</sup>	cilindro
<b>ETAPA INICIAL</b>	(A)				(A)		
	temperatura (°C)	---		20	temperatura (°C)	---	20
	presión (lbf/pulg <sup>2</sup> )	---		0	presión (lbf/pulg <sup>2</sup> )	---	0
	volumen, (pulg <sup>3</sup> )	---		1.000	volumen, (pulg <sup>3</sup> )	---	1.000
peso (onzas)	---		0.6069	peso (onzas)	---	0.5318	
densidad (onzas/pulg <sup>3</sup> )	---		0.6069	densidad (onzas/pulg <sup>3</sup> )	---	0.5318	
<b>ETAPA DE COMPRESIÓN</b>	(B)				(B)		
	temperatura (°C)	---		250	temperatura (°C)	---	250
	presión (lbf/pulg <sup>2</sup> )	---		0	presión (lbf/pulg <sup>2</sup> )	---	0
	volumen, (pulg <sup>3</sup> )	---		1.108	volumen, (pulg <sup>3</sup> )	---	1.240
peso (onzas)	---		0.6069	peso (onzas)	---	0.5318	
densidad (onzas/pulg <sup>3</sup> )	---		0.5479	densidad (onzas/pulg <sup>3</sup> )	---	0.4289	
<b>ETAPA DE CONTRACCION</b>	(C)				(C)		
	temperatura (°C)		250	250	temperatura (°C)		250
	presión (lbf/pulg <sup>2</sup> )		12000	12000	presión (lbf/pulg <sup>2</sup> )		12000
	volumen, (pulg <sup>3</sup> )		1.000	0.033	volumen, (pulg <sup>3</sup> )		1.000
peso (onzas)		0.5875	0.0194	peso (onzas)		0.4600	
densidad (onzas/pulg <sup>3</sup> )		0.5875	0.5875	densidad (onzas/pulg <sup>3</sup> )		0.4600	
<b>ETAPA DE CONTRACCION</b>	(D)				(D)		
	temperatura (°C)		20	---	temperatura (°C)		20
	presión (lbf/pulg <sup>2</sup> )		0	---	presión (lbf/pulg <sup>2</sup> )		0
	volumen, (pulg <sup>3</sup> )		0.9680	---	volumen, (pulg <sup>3</sup> )		0.8652
peso (onzas)		0.5875	---	peso (onzas)		0.4600	
densidad (onzas/pulg <sup>3</sup> )		0.6069	---	densidad (onzas/pulg <sup>3</sup> )		0.5318	

Figura 6.1 – Ciclo de inyección: Cambios en el volumen, peso y densidad.

De la figura anterior podemos determinar que, el volumen del polipropileno (figura 6.1 B), en estado fundido es mucho mayor que el del Poliestireno. Cuando aplicamos presión para inyectar el polímero (figura 6.1 C), el volumen total disminuye ligeramente, pero su valor permanece aún por encima de la unidad. (Para simplificar, no hay pérdidas de presión entre el cilindro y el molde). En el caso de estos dos materiales, existe una marcada diferencia en la compresibilidad. El material, a esta presión y temperatura, se inyecta dentro de la cavidad y se observa que una pulg<sup>3</sup> de polímero llena una pulg<sup>3</sup> de cavidad, pero equivale a menos de una pulg<sup>3</sup> de moldeo original (a temperatura ambiente y sin presión). Si ahora enfriamos el molde y el polímero y cerramos el canal que transmite la presión externa (figura 6.1 D), ocurren dos cosas: primero, que el material se contrae, y segundo, que la presión hidrostática interna dentro del polímero aumenta, y de aquí proviene la contracción térmica volumétrica.

### Velocidad de Inyección

Muy altas velocidades de inyección provocan muy altas pérdidas de presión ( $P_0$ ), y la reducción en la velocidad de inyección, incrementa el tiempo de llenado permitiendo que más flujo se enfríe antes de que el molde sea llenado, provocando un considerable incremento en la viscosidad y por tanto un incremento en la caída de presión.

Además que el espesor de la capa solidificada será mayor y esto reducirá el espesor efectivo del canal de flujo.

Para calcular la velocidad de inyección nos basamos en la norma ISO 294-2 secc. 3.20;

$$V_I = \frac{V_s}{t_I \cdot A_c \cdot n} \quad (6.1)$$

Donde

$V_I$  es la velocidad de inyección, en mm/s

$n$  es el número de cavidades

$A_c$  es la sección transversal, en mm<sup>2</sup>

$V_s$  es el volumen total de disparo, en mm<sup>3</sup>

$t_I$  es el tiempo de inyección, en s

Volumen de disparo ( $V_s$ ): Según la norma ISO 294 Secc. 3.17 es el volumen hueco total del molde, incluyendo a las cavidades, canales, y el bebedero, se expresa en milímetros cúbicos, mm<sup>3</sup>. Para los fines de nuestros cálculos despreciaremos la influencia de la contracción.

Volumen total de disparo = Volumen bebedero ( $V_B$ ) + Volumen canales de alimentación ( $V_C$ ) + Volumen de entrada ( $V_G$ ) + Volumen de cavidades ( $V_{CA}$ ).

$$V_s = V_B + V_C + V_G + V_{CA} \quad (6.2)$$

Volumen del Bebedero ( $V_B$ ): Considerando que el bebedero es un cuerpo cónico, que deberá terminar con el diámetro de los canales de alimentación; tenemos

$$V_B = \frac{\pi}{12} h (D^2 + Dd + d^2) \quad (6.3)$$

Donde

$h$  = Altura del cono

$D$  = diámetro mayor del cono (deberá ser ligeramente mayor al diámetro del canal principal)

$d$  = diámetro menor del cono (deberá ser ligeramente mayor que el diámetro de la boquilla de inyección de la máquina inyectora).



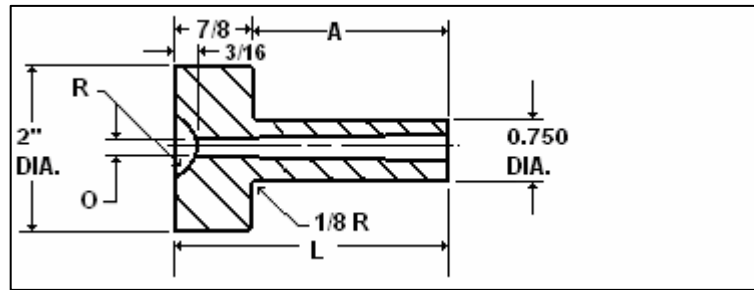


Figura 6.2. Boquilla para inyección de plástico

Como se puede observar en la figura 6.2, h (altura del cono) es igual a L menos 3/16; en este caso la altura es la correspondiente a la placa fija del molde, ésta es de 43.5 mm, por lo tanto la altura del cono es de 38.7375 mm. Suponiendo un orificio para el diámetro de boquilla de 5/32". De esta forma, la ecuación queda de la siguiente manera.

$$V_B = \frac{\pi}{12} \cdot 38.7375 (D^2 + D \cdot 3.96875 + 3.96875^2) \quad (6.4)$$

Donde  $D$ , es diámetro del canal principal de inyección, utilizando los siguientes parámetros, tenemos;

Diámetro de prueba: 7.00 mm

Volumen de Bebedero ( $V_B$ ):  $3.035597 \times 10^2$  (mm<sup>3</sup>)

Volumen Cavidades ( $V_{CA}$ ): Basándonos en la norma ISO 294, la cual especifica las dimensiones que deberá tener una probeta de tensión.

Volumen de las cavidades ( $V_{CA}$ ): 8396.19522 (mm<sup>3</sup>)

Volumen de la entrada ( $V_G$ ): La misma norma ISO 294 secc. 4.1.1.4d, señala que la altura de la entrada deberá ser al menos 2/3 de la altura de la cavidad en el punto donde la entrada se une a la cavidad, y el ancho deberá ser igual al de la cavidad

Volumen de la entrada ( $V_G$ ): 79.184 mm<sup>3</sup>.

Volumen de Canales de Alimentación ( $V_C$ ): Los canales secundarios deben ser 20% menores que el canal principal, por lo tanto, para el canal principal, contando los pozos fríos tenemos una longitud de 100.9 mm. Para los canales secundarios tenemos una longitud de 88 mm.

Así mismo conociendo el volumen de la cavidad y la entrada, conoceremos, el volumen total de disparo.

Diámetro de prueba: 7.00 mm

Diámetro de Canales Secundarios: 5.00 mm

Volumen de Canal Principal:  $3.184593 \times 10^3$  (mm<sup>3</sup>)

Volumen de Canales Secundarios:  $1.727.87 \times 10^3$  (mm<sup>3</sup>)

Volumen de Canales de Alimentación ( $V_C$ ):  $5.053841 \times 10^3$  (mm<sup>3</sup>)

Por lo tanto;

$$V_S = V_B + V_C + V_G + V_{CA}$$

$$V_S = 3.035597 \times 10^2 \text{ (mm}^3\text{)} + 5.053841 \times 10^3 \text{ (mm}^3\text{)} + 158.368 \text{ (mm}^3\text{)} + 16792.39044 \text{ (mm}^3\text{)}$$

$$V_S = 2.23166 \times 10^4 \text{ (mm}^3\text{)}$$

Tiempo de Inyección ( $T_I$ ): Es el tiempo desde que el extrusor comienza su movimiento en retroceso hasta el cambio del periodo de inyección, al periodo de conformación.

Tiempo de Inyección de Prueba( $T_I$ ): 0.12 (s)

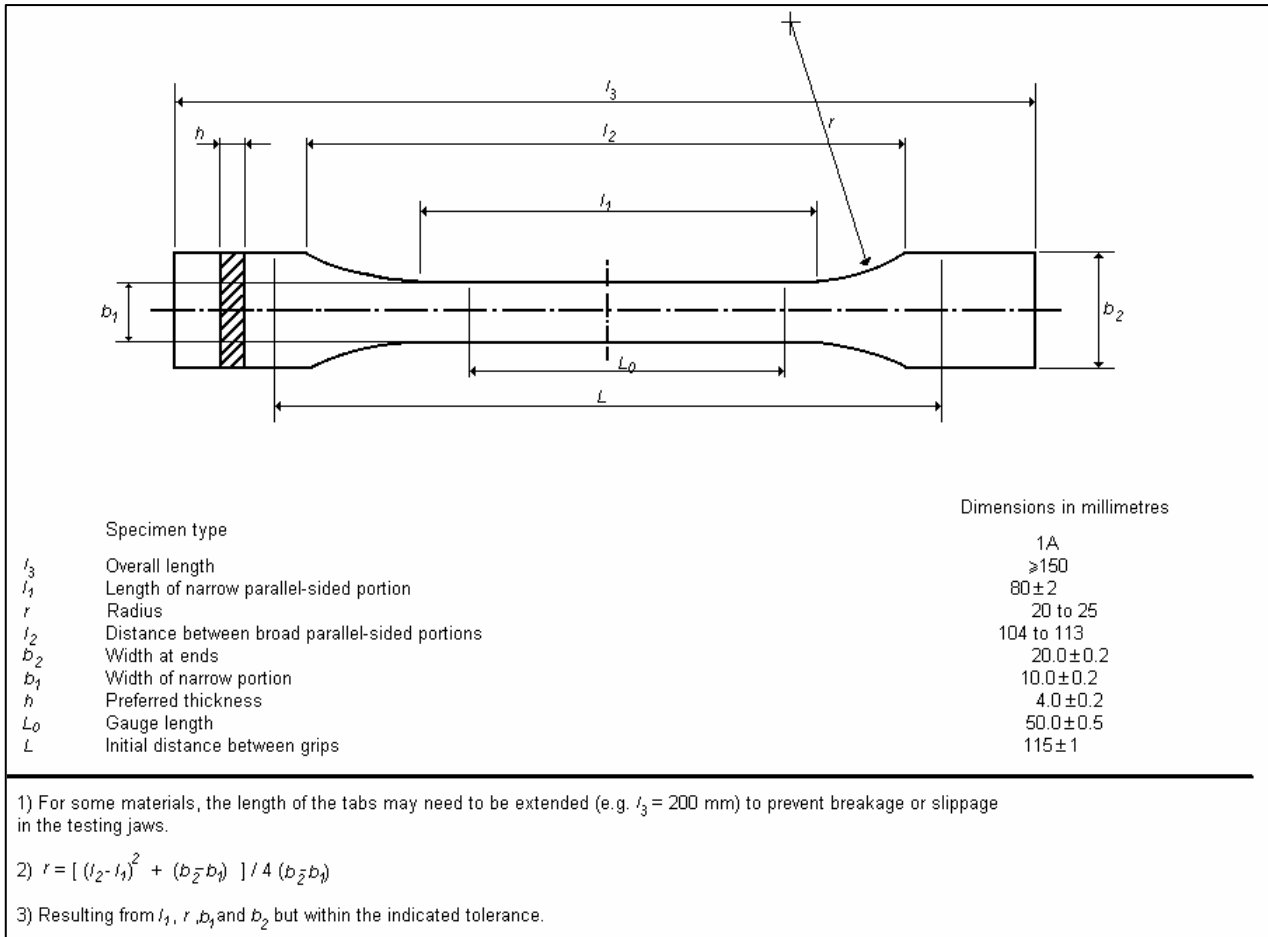


Fig. 6.3. Espécimen de prueba Norma ISO 294

Por lo tanto;

$$V_S = V_B + V_C + V_G + V_{CA}$$

$$V_S = 3.035597 \times 10^2 \text{ (mm}^3\text{)} + 5.053841 \times 10^3 \text{ (mm}^3\text{)} + 158.368 \text{ (mm}^3\text{)} + 16792.39044 \text{ (mm}^3\text{)}$$

$$V_S = 2.23166 \times 10^4 \text{ (mm}^3\text{)}$$

Tiempo de Inyección ( $T_i$ ): Es el tiempo desde que el extrusor comienza su movimiento en retroceso hasta el cambio del periodo de inyección, al periodo de conformación.

Tiempo de Inyección de Prueba( $T_i$ ): 0.12 (s)

Sección Transversal ( $A_C$ ): Es el área de sección transversal de un molde en la posición que forma la porción crítica del espécimen de prueba. Se expresa en milímetros cuadrados ( $\text{mm}^2$ )

La porción crítica del espécimen de prueba para las barras de tensión es su sección angosta, que soporta los mayores esfuerzos durante la prueba.

Considerando la siguiente figura  
Sección Transversal ( $A_C$ ): 800  $\text{mm}^2$ .

No. De Cavidades ( $n$ ): Según la norma ISO "Plastics – Injection moulding of test specimens of thermoplastic materials" en la secc. 4.1.1.2, los especimenes de prueba, deben ser moldeados en moldes ISO tipo A de dos cavidades utilizando canales Z o T, además los caminos de flujo de geometría idéntica y posicionamiento simétrico de las cavidades en el molde asegura que todos los especimenes de prueba correspondientes a un disparo, son equivalentes en sus propiedades.

No se permiten arreglos en serie de cavidades.

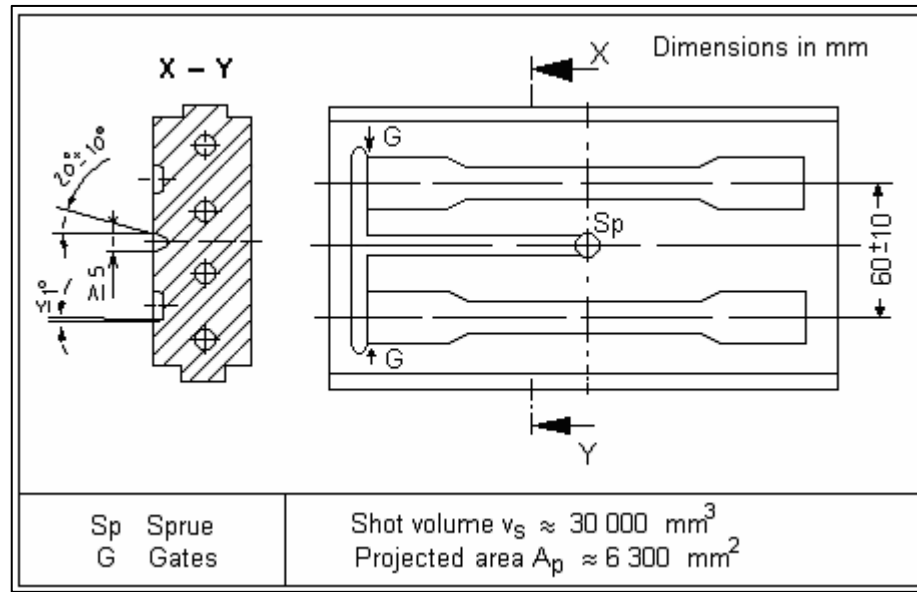


Fig. 6.4. Plato de Cuidad de Molde ISO tipo A

$$V_l = \frac{V_s}{t_l \cdot A_c \cdot n}$$

$$V_s = 2.23166 \times 10^4 \text{ (mm}^3\text{)}$$

$$T_l = 0.12 \text{ (s)}$$

$$A_c = 800 \text{ mm}^2$$

$$n = 2$$

$$V_l = 115.45 \text{ (mm/s)}$$

Utilizando el modelo general de reología podremos determinar el valor de la viscosidad del polímero a ciertas condiciones de procesamiento.

El modelo general de reología tiene la siguiente forma;

$$\eta \times MFI = \eta_0 \times MFI \left[ 1 + \left( \frac{K}{\eta_0 \times MFI} \right)^P \times \left( \frac{\dot{\gamma}}{MFI} \right)^{(n-1)P} \right]^{1/P}$$

$\eta_0 \times MFI$  es la función de viscosidad modificada de viscosidad en cortante cero

$\eta \times MFI$  es la función modificada de viscosidad no-Newtoniana

$\dot{\gamma}/MFI$  es la función modificada de la velocidad de corte

K es el índice de consistencia

N,  $\alpha'$ , P y n son parámetros dimensionales asociados con el comportamiento de la ley de energía.

Directamente de la ecuación anterior podemos despejar, para obtener la viscosidad, quedando

$$\eta = \left( \frac{1}{MFI} \right) \times \eta_0 \times MFI \left[ 1 + \left( \frac{K}{\eta_0 \times MFI} \right)^P \times \left( \frac{\dot{\gamma}}{MFI} \right)^{(n-1)P} \right]^{1/P} \quad (6.5)$$

Sustituyendo todos los valores encontraremos la viscosidad del material, que dependerá de la temperatura de procesamiento, el diámetro del canal y la velocidad de inyección.

De acuerdo a los parámetros Reológicos, que debe proporcionar el fabricante de polímeros, y recopilados en tablas publicadas por Shenoy y Saini en el libro "Thermoplastic Melt Rheology and Processing"

**Para el Poliestireno (PS) Amoco H5M  
(Temp. 230°C)**

$$\begin{aligned} \text{MFI} &= 47.7 \text{ (}^\circ\text{C/ Kg)} \\ \eta_0 \times \text{MFI} &= 4 \times 10^6 \text{ (Poise X gx10min)} \\ K &= 3.32 \times 10^5 \text{ [(g /cm s}^{2-n} \text{ X (g x 10 min.)}^n\text{]} \\ n &= 0.368 \\ p &= - 1.253 \end{aligned}$$

**Para el Polietileno (PP) Amoco 10-1046  
(Temp. 230°C)**

$$\begin{aligned} \text{MFI} &= 6.3 \text{ (}^\circ\text{C/ Kg)} \\ \eta_0 \times \text{MFI} &= 1.2 \times 10^5 \text{ (Poise X gx10min)} \\ K &= 1.75 \times 10^5 \text{ [(g /cm s}^{2-n} \text{ X (g x 10 min.)}^n\text{]} \\ n &= 0.340 \\ p &= - 1.076 \end{aligned}$$

Para obtener la viscosidad a través del modelo general de Reología tendemos que conocer la velocidad de corte del polímero durante el procesamiento, para ello utilizamos la ecuación 3.13

$$\dot{\gamma}_w = - \left( \frac{3n+1}{4n} \right) \frac{4Q}{\pi R^3} \tag{6.6}$$

El valor del gasto (Q) lo podemos determinar fácilmente a través de la ecuación que contiene dos variables conocidas en estos momentos:

$$Q_{CP} = \frac{V_s}{t_I} \tag{6.7}$$

$V_s$  = Volumen total de Disparo

$t_I$  = Tiempo de Inyección

Para nuestro caso práctico sustituyendo valores en la formula anterior,  $Q_{CP} = 1.84723227 \times 10^5 \text{ mm}^3/\text{s}$

Si  $n=1$ , el término  $4Q/\pi R^3$  solamente nos proporcionara la velocidad de corte aparente en la pared  $\gamma_{app}$ , con  $n = 0.5$  la velocidad de corte real en la pared es de  $1.25 \gamma_{app}$  y con  $n = 0.1$  el error es de  $3.25 \gamma_{app}$ . El perfil de velocidad comienza a verse como un tapón para valores de  $n \rightarrow 0$ . Para valores típicos de  $n$  de polímeros de alto peso molecular, la velocidad de corte ( $= \partial v / \partial r$ ) es alta únicamente en regiones muy cercanas a la pared y relativamente baja en la región central del canal. Mas aún, la región con mayor velocidad de corte es la región con menor velocidad, por ello cuando el material abandona el canal, solo una corta parte de ese material habrá experimentado los efectos de la velocidad de corte en las paredes. Por lo tanto, la deformación del material que abandona el canal, es altamente no uniforme y esto tiene grandes consecuencias en el procesamiento del polímero.

Conociendo los parámetros geométricos del molde, la temperatura y las propiedades térmicas del flujo, la presión mínima requerida para llenar la cavidad de un molde, se puede estimar a través de insertar el valor de  $n$  (índice de pseudoplasticidad) de la siguiente tabla y utilizando el valor de MFI a la temperatura apropiada. De cualquier forma, el valor de MFI es gobernado por las condiciones de prueba de temperatura y carga según las normas ASTM D1238 y ASTM D3364.

		Carga de Prueba
Termoplásticos	$n$	(Kg)
PP	0.34	2.16
PS	0.68	5.00

Tabla 6.1. Valores del índice de pseudoplasticidad para valores de carga determinados, normas ASTM

Para el polietileno, buscando el valor del gasto, encontramos que la velocidad de corte es de  $7.84089 \times 10^3 \text{ S}^{-1}$  con este valor, tenemos todas las variables que requiere el modelo general de reología para determinar la viscosidad del polímero a través del procesamiento con las condiciones de temperatura, presión y diámetro de canal, descritas al comienzo de la práctica.

Por lo tanto, en sustitución directa tenemos:

$$\eta = \left( \frac{1}{47.7} \right) \times 4 \times 10^6 \left[ 1 + \left( \frac{3.32 \times 10^5}{4 \times 10^6} \right)^{-1.253} \times \left( \frac{7.84089 \times 10^3}{47.7} \right)^{(0.3668-1)-1.253} \right]^{1/-1.253} \quad (6.8)$$

$$\eta = 273.785 [\text{poise}]$$

Como sabemos la viscosidad del Poliestireno descrita en nuestro molde prueba es de 273.785 (poise) cuando el diámetro del canal principal es de 7.00 mm, la temperatura de inyección de 230°C y el tiempo de inyección de 0.12 (s). Si variamos las condiciones observaríamos que la viscosidad;

- Aumenta cuando aumentamos el diámetro, aunque dicho incremento no es lineal, es decir, si aumentamos 1.00 mm el diámetro del canal principal, desde 7.00 mm hasta 8.00 mm observaremos que la viscosidad tiene un incremento del 18.74%. Si aumentamos nuevamente 1.00 mm el diámetro del canal principal desde 8.00 mm hasta 9.00 mm, obtenemos que el incremento en la viscosidad es de 16.06%.
- Aumenta la viscosidad si aumentamos el tiempo de inyección, este incremento tiende a ser un incremento lineal, el cual puede predecirse a través de incrementos de 0.01 (s)
- Conforme aumentamos la temperatura del polímero, la viscosidad descende, incrementando 20°C desde 210°C hasta 230°C tendremos un decremento en la viscosidad de 34.46% y si aumentamos 20° más desde 230° hasta 250°C tendremos una disminución en la viscosidad del 29.84%.

Tomando en cuenta las deducciones anteriores, suponemos que si se aumenta en 20°C la temperatura de inyección, 20% el diámetro del canal principal y 20% el tiempo de inyección, el valor de la viscosidad sería de 354.54 (poise) que implica un incremento del 10.89%. respecto al caso anterior.

Realizando el mismo análisis del procesamiento con un material semi-cristalino como el Polipropileno, tenemos que para un diámetro de canal principal de 7.00 mm, una temperatura de inyección de 230°C y tiempo de inyección de 0.12(s), la viscosidad toma un valor de 243.364 (poise) y al variar las condiciones de procesamiento encontramos que;

- La viscosidad aumenta cuando aumentamos el diámetro, el incremento no es lineal, si aumentamos 1.00 mm el diámetro del canal principal, desde 7.00 mm hasta 8.00 mm observaremos que el incremento en la viscosidad es mayor que para el poliestireno ya que esta vez es de 19.58%. Si aumentamos nuevamente 1.00 mm el diámetro del canal principal desde 8.00 mm hasta 9.00 mm, obtenemos que el incremento en la viscosidad es de 16.82%. Como los incrementos en la viscosidad son mayores que para el Poliestireno, entonces, existe un diámetro suficientemente grande en el cual la viscosidad del polímero Amorfo es mayor que la viscosidad del polímero cristalino bajo las mismas condiciones de procesamiento.
- Cuando aumentamos el tiempo de inyección, aumenta la viscosidad aunque requiere mayor tiempo en que el incremento llegue a la linealidad y dichos incrementos son de menor magnitud

que los del Poliestireno, por lo que, si tan solo aumentamos el tiempo de inyección la viscosidad será siempre mayor en el Poliestireno que en el Polipropileno.

- Conforme aumentamos la temperatura del polímero, la viscosidad desciende, incrementando 20°C desde 210°C hasta 230°C tendremos un decremento en la viscosidad de 16.78% y si aumentamos 20° más desde 230° hasta 250°C tendremos una disminución en la viscosidad del 14.82%.

Una vez, que ya hemos conseguido llegar a un valor para la viscosidad, que depende de las variables geométricas y de la temperatura, debemos comenzar a describir el proceso para llegar a determinar la caída de presión que sufre el material a través de su camino por el sistema de alimentación hasta la cavidad.

$$\text{A través de la formula } S_1 = \frac{1}{2r^+} \int_0^{r^+} \frac{r'^3}{\eta} dr' \text{ conoceremos la fluidez (S}_1\text{)} \quad (6.9)$$

Desarrollando la integral y sustituyendo directamente la viscosidad y el radio del canal, podremos encontrar la fluidez del material. Cabe mencionar que para efectos teóricos tomaremos  $r^+$  como el radio del canal, aunque, como ya se explico,  $r^+$  es el radio del canal que ha sido reducido por la capa de material que ha enfriado.

Para nuestro caso práctico de Poliestireno, la fluidez es de  $2.79 \times 10^{-11} \text{ m}^4/\text{s/Kg}$  este valor nos es útil para conocer la caída de presión que sufre el polímero en su camino hacia la cavidad del molde.

Para conocer la caída de presión utilizamos la fórmula

$$\frac{r^+ S_1}{L} \begin{bmatrix} 1 & -1 \\ -1 & 1 \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} p_1 \\ p_2 \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} q_1 \\ q_2 \end{Bmatrix} \quad (6.10)$$

Vamos a partir de una Presión inicial ( $p_1$ ) de inyección de referencia que nos ayude a encontrar el valor de la presión final ( $p_2$ ).

La longitud total que debe recorrer el material desde la entrada hasta la cavidad es de 130.463 mm, donde 82.75 mm corresponde únicamente al canal principal, supondremos una presión de inyección de 1800 (bar), con lo que obtendremos  $p_2$  y  $q_2$ , después de un despeje simple y sustituyendo los valores conocidos;

$$0 = q_1 - \frac{r^+ S_1}{L} (p_1 - p_2) \quad (6.11)$$

$$0 = q_2 + \frac{r^+ S_1}{L} (p_1 - p_2)$$

Al desarrollar las formulas anteriores, obtenemos, en nuestro caso práctico, intuyendo la presión de Inyección de 1800 bar, tendremos una caída del 1.67% en el caso del Poliestireno y de 1.809% para el caso del Polipropileno.

### Resumen

Partimos, tanto en el caso del Poliestireno como en el Propileno de los siguientes Datos Geométricos:

Volumen de las cavidades ( $V_{CA}$ ): 8396.19522 ( $\text{mm}^3$ )

Volumen de la entrada ( $V_G$ ): 79.184  $\text{mm}^3$ .

Sección Transversal de Cavidad ( $A_C$ ): 800  $\text{mm}^2$ .

Longitud del Canal Principal: 82.75 mm

Longitud de los Canales Secundarios: 47.71 mm

A partir de estos datos y suponiendo, el diámetro del canal Principal, la temperatura, el tiempo y la presión de Inyección, pudimos determinar la caída de presión que sufre el polímero a través de su paso por los canales de inyección, encontrando los siguientes resultados:

Poliestireno (PS)	Temp. 210° C	Temp. 230° C	Temp. 250° C
Presión de Inyección	1200 bar	1200 bar	1200 bar
Tiempo de Inyección	0.18 seg.	0.18 seg.	0.18 seg.
Diámetro Canal Principal	5.0 mm	5.0 mm	5.0 mm
Caída de Presión	110.03 bar	72.26 bar	50.88 bar
Diámetro Canal Principal	7.0 mm	7.0 mm	7.0 mm
Caída de Presión	56.43 bar	36.89 bar	25.77 bar
Diámetro Canal Principal	9.0 mm	9.0 mm	9.0 mm
Caída de Presión	34.85 bar	22.66 bar	15.67 bar

Tabla. 6.2. Resultados Obtenidos para el Poliestireno (PS)

Polipropileno (PP)	Temp. 200° C	Temp. 230° C	Temp. 250° C
Presión de Inyección	1200 bar	1200 bar	1200 bar
Tiempo de Inyección	0.18 seg.	0.18 seg.	0.18 seg.
Diámetro Canal Principal	5.0 mm	5.0 mm	5.0 mm
Caída de Presión	76.00 bar	63.30 bar	53.97 bar
Diámetro Canal Principal	7.0 mm	7.0 mm	7.0 mm
Caída de Presión	39.94 bar	33.21 bar	28.26 bar
Diámetro Canal Principal	9.0 mm	9.0 mm	9.0 mm
Caída de Presión	25.09 bar	20.82 bar	17.67 bar

Tabla. 6.3. Resultados Obtenidos para el Polipropileno (PP)

Análisis de los Resultados:

- Si cambiamos únicamente el tamaño del canal podemos igualar las condiciones de caída de presión en ambos materiales para que de esta manera se pueda modificar los canales de alimentación conservando los parámetros propuestos, como se observa en la tabla 6.3
- Se puede igualar las caídas de presión de ambos materiales si reducimos la temperatura del Polipropileno y aumentamos el diámetro del canal principal.
- Para ambos materiales, si aumentamos el tiempo de inyección y el diámetro del canal se reduce la caída de presión.

Referencias

1. N. Wilkinson Arthur, J. Ryan Anthony, Polymer Processing and Structure Development, Kluwer Academic Publishers, 1998, 159-179.
2. A.V. Shenoy D.R. Saini, Thermoplastic Melt Rheology and Processing, Marcel Dekker, Inc. New York 1996, 238-245.
3. Kennedy, Peter, Flow Analysis of Injection Molds, Hanser Publishers, 1995 New York, 59-221.
4. Douglas, M. Bryce, Secrets of gate, runner, and vent design, Plastics Design Forum, September 1994, 27-30.
5. ISO 294 Standard, New Standard Test Method for Plastics – Injection moulding of test specimens of thermoplastic materials – General principles and multipurpose test specimens.
6. R. M. Ogorkiewicz, Termoplásticos: Influencia de los procesos de transformación en sus propiedades, Madrid: Instituto de plásticos y caucho, Patronato de Investigación Científica y Técnica “Juan de la Cierva”, 1972.
7. A.V. Shenoy D.R. Saini, Thermoplastic Melt Rheology and Processing, Marcel Dekker, Inc. New York 1996, 115-242.



## Capítulo 7. Conclusiones

▪ Del capítulo anterior se desprende tanto para el caso del Polipropileno como del Poliestireno, que a menor diámetro en los canales de alimentación, mayor es la caída de presión ya que al paso del flujo caliente la superficie en contacto del polímero se enfría formando una pequeña capa resultando en una caída de presión que ocurre proporcional a la caída en el volumen efectivo del flujo. Esto significa que ambos materiales presentan características similares de comportamiento a pesar de que provienen de familias diferentes.

▪ Si decidiéramos fabricar los canales con el mayor diámetro posible para disminuir la caída de presión, implicaría que existe mayor área de transferencia de temperatura que provocaría que nuestro flujo enfríe rápidamente, incluso con el riesgo de no llenar completamente la cavidad o producir defectos en la pieza moldeada como consecuencia de enfriamientos en el material.

▪ En el solo caso de aumentar la temperatura de procesamiento, disminuimos la caída de presión debido a que aumenta la fluidez y con ello el movimiento del polímero dentro de los canales de alimentación, el incremento en temperatura debe controlarse hasta los parámetros indicados por el fabricante para no degradar el material y no acarrear defectos en la pieza moldeada, tales como rechupes o vacuolas.

▪ Aumentando el tiempo de inyección disminuimos la caída de presión pero aumenta el tiempo del ciclo de inyección, con los consecuentes riesgos de no llenar la cavidad.

▪ A través del cálculo reológico y de la suposición de variables, hemos demostrado que el diámetro de los canales de alimentación juega un papel sumamente importante junto con la presión, la temperatura y el tiempo de inyección y que el equilibrio entre estas 4 variables será el responsable de la conformación del producto moldeado.

▪ Si tenemos establecidos los parámetros de temperatura, presión y tiempo de inyección podemos conocer el diámetro óptimo de canal de alimentación para evitar caídas drásticas de presión o defectos de llenado que se reflejen en la pieza.

▪ En la práctica se determina el diámetro de alimentación con base en tablas derivadas del tipo de material, pero que no toman en cuenta la geometría de la pieza ni mucho menos las variables del proceso, para ello se debe determinar, mediante el cálculo reológico, el balance entre todos los factores involucrados en la inyección de termoplásticos.

### Notas:

▪ Este trabajo se enfocó a la manipulación de la información sobre las condiciones de operación del proceso de inyección y su relación con la configuración geométrica de los canales del molde, mas no se tomó en cuenta el comportamiento del material.

▪ La utilización de las temperaturas entre 200 y 250°C se debe a las propuestas hechas por los fabricantes de ambas materias primas, sin embargo, sabemos que la Tg del PS (90°C) es muy superior a la del PP (-20°C) y su Tm = 165°C, lo que significa que ambos materiales a pesar de ser amorfos y semi-cristalinos, respectivamente, se pueden trabajar en condiciones similares como lo indican los cálculos obetenidos.

▪ Este trabajo realizó el análisis únicamente de los tamaños de canales sin considerar las entradas a la cavidad, dado que formaría parte del análisis de las cavidades.

▪ El análisis del flujo en las cavidades ya fue realizado según la referencia "Tesis: Simulación del llenado de moldes de inyección de plásticos"

New Standard Test Method for

**Plastics – Injection moulding of test specimens of thermoplastics materials –**

General principles and multipurpose test specimens

## FOREWORD

This third edition cancels and replaces the second edition (ISO 294: 1995), which has been extended to improve the definitions of the injection moulding parameters and has been rearranged presenting the general principles suitable to define for ISO mould types for processing basic specimen types required for the determination of comparable test data.

Care has been taken to allow that all ISO mould types described in the three parts of this international Standard can be fitted resulting in a common injection moulding equipment with a system of interchangeable cavity plates.

ISO 294 will consist of the following parts, under the title

Plastics – Injection moulding of test specimens of thermoplastic materials

- Part 1: General principles, multipurpose-test specimens ( ISO mould type A ) and bars ( ISO mould type B )
- Part 2: Small tensile bars ( ISO mould type C )
- Part 3: Plates ( ISO mould type D )
- Part 4: Determination of moulding shrinkage

Annexes A, B, C and D of this part of ISO 294 are for information only.

## Introduction

Many factors in the injection moulding process may influence the properties of moulding specimens and the values measured using various test procedures. The mechanical properties of test specimens are strongly dependent on the conditions of the moulding process used to prepare the specimens. An exact definition for each of the essential parameters of the moulding process is a basic requirement for the standardization of reproducible and comparable operating conditions.

It is important in defining moulding conditions to consider any influence of the condition used in the moulding process on the material properties to be determined. Thermoplastics may show differences in molecular orientation (important mainly for amorphous polymers), in crystallisation morphology (for crystalline and semicrystalline polymers), in phase morphology (for heterogeneous thermoplastics) as well as in orientation of anisotropic fillers (for short fibers e. g.). Residual ("frozen-in") stresses in the moulded specimens and thermal degradation of the polymer during moulding may also influence properties. Each of these phenomena must be controlled to avoid fluctuation of numerical values of measured properties.

## 1 SCOPE

This part of this International Standard provides the general principles to be followed for injection moulding test specimens of thermoplastics and gives details of mould designs for preparing specimen types for reference data, i. e. for multi-purpose test specimens according to ISO 3167 and for bars 80 mm x 10 mm x 4 mm. It provides a basis for establishing reproducible moulding conditions. Its purpose is to promote uniformity in describing the various essential parameters of the moulding operation and also to establish a uniform practice in reporting moulding conditions. The special conditions required

to prepare specimens in a comparable and reproducible state will vary for each material used. These conditions are given in the International Standard for the relevant material or are to be agreed upon between interested parties.

Note 1 – ISO round-robin tests with acrylonitrile/ buta – diene/ styrene (ABS), styrene/ butadiene ( S/ B ) and polyme – thylmethacrylate ( PMMA ) showed that design of the mould is one of the important factors in preparation of test specimens.

1.1 This Standard is technically equivalent to ISO DIS 294-1

## 2 Referenced Documents

### 2.1 ISO Standrds<sup>1</sup>

ISO 294-2<sup>2)</sup>, Plastics – Injection moulding of test specimens of thermoplastic materials – Part 2: Small tensile bars ( ISO mould type C )

ISO 294-23<sup>2)</sup>, Plastics – Injection moulding of test specimens of thermoplastic materials – Part 3: Plates ( ISO mould type D )

ISO 294-4<sup>2)</sup>, Plastics – Injection moulding of test specimens of thermoplastic materials – Part 4: Determination of moulding shrinkage

ISO 3167: 1993, Plastics – Multipurpose test specimens

<sup>1</sup> Available from ANSI, 11 West 42<sup>nd</sup> Street, New York, NY 10036

ISO 10350: 1993, Plastics – The acquisition and presentation of comparable single-point data

ISO 11403-1: 1994, Plastics – Acquisition and presentation of comparable multipoint data – Part 1: Mechanical properties

ISO/ DIS 11403-2.2: 1994, Plastics – Acquisition and presentation of comparable multipoint data – Part 2: thermal and processing properties

ISO 11403-3<sup>2)</sup>, Plastics – Acquisition and presentation of comparable multipoint data – Part 3: Environmental influences on properties

- 1) To be published
- 2) In preparation

### 3 Terminology

For the purposes of this International Standard the following Definitions apply.

3.1 mould temperature  $T_C$ : The average temperature of the mould cavity surfaces measured after the system has attained stationary equilibrium under operating conditions and immediately after opening the mould ( see 4.2.5 and 5.3 ).

It is expressed in degrees Celsius, °C.

3.2 melt temperature  $T_M$ : The temperature of the molten plastic in a free shot ( see 4.2.5 and 5.4 ).

It is expressed in degrees Celsius, °C.

3.3 melt pressure  $p$ : The pressure of the plastic material in front of the screw at any time of the moulding process, (see figure 1 ).

It is expressed in megapasclas, MPa.

The melt pressure is calculated based upon the force  $F_s$  acting axially upon the screw, generated e. g. hydraulically, see equation ( 1 ).

$$p = \frac{4 \cdot 10^3 \cdot F_s}{\pi \cdot D^2} \quad (1)$$

Where

$P$  is the melt pressure, in MPa

$F_s$  is the axial force acting upon the screw, in KN

$D$  is the screw diameter, in mm

3.4 hold pressure  $p_s$ : The melt pressure, see 3.3, during the hold time interval ( see figure 1 ).

It is expressed in megapascals, Mpa.

3.5 moulding cycle: the complete sequence of operations in the moulding process required for the production of one set of test specimens ( see figure 1 ). The time required for a complete moulding cycle is related to the following times as indicated on figure 1.

3.6 cycle time  $t_T$ : The total used to carry out the complete sequence of operations making up the moulding cycle.

It is expressed in seconds, s.

The sum of cooling time  $t_C$  and mould open time  $t_O$  is the total time required to perform one moulding cycle ( see 3. 7 and 3.10 ).

3.7 cooling time  $t_C$ : The time from the beginning of screw for – ward movement until the mould starts to open.

It is expressed in seconds, s.

3.8 injection time  $t_i$ : The time from the beginning of screw forward movement until switching over from the injection pe – riod to the hold period.

It is expressed in seconds, s.

3.9 hold time  $t_S$ : The time interval of hols pressure, ( see 3.4 ).

It is expressed in seconds, s.

3.10 mould open time  $t_O$ : The time interval from the instant the mould starts to open until the mould is closed and attains full clamping pressure.

It is expressed in seconds, s.

This includes the time for removing the moulded parts from the Mould.

3.11 cavity: the part of hollow space of the mould that forms one specimen.

3.12 single-cavity mould: Mould with one cavity only ( see fi – gure 4 ).



3.13 multi-cavity mould: Mould that contains two or more identical cavities in a parallel flow arrangement ( see figure 2 and 3 ).

The number of cavities of one multi-cavity mould is  $n$ .

Identical geometries of flow paths and symmetrical positioning of cavities in the mould ensure that all test specimens from one shot are equivalent in their properties. No series arrangement of cavities is permitted.

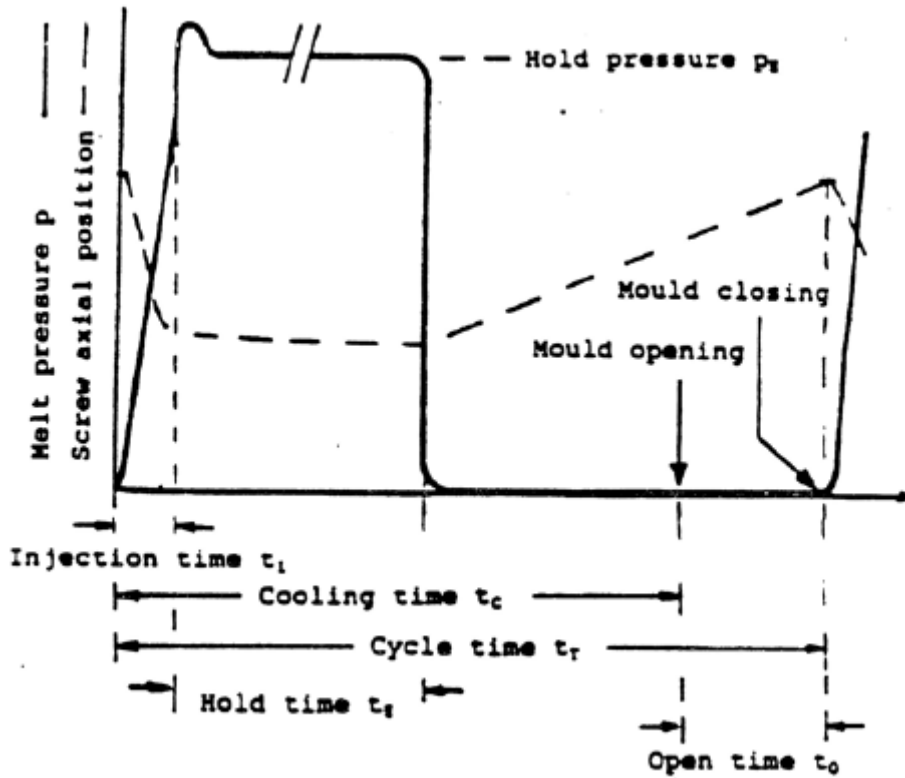


Figure 1 – Schematic diagram of an injection moulding cycle. Melt pressure ( full line ) and screw axial position ( dotted line ) as function of time

3.14 family mould: Mould that contains more than one cavity, not all of which are identical ( see figure 5 ).

3.15 ISO mould: Fixed plate with central sprue, combined with a cavity plate forming the central part of a preferred multi – cavity mould, see 3.13.

It is recommended to install interchangeable cavity plates, ejector pins and pressure sensors, which, however, are not mandatory for an ISO mould, see 4. 1. 1. 4. For a complete mould see e. g. annex C.

3.15 cross section  $A_C$ : Cross – sectional area of a cavity of a single – or multi – cavity mould at the position that forms the critical portion of the test specimen.

It is expressed in square millimeters,  $\text{mm}^2$ .

The critical portion of the test specimen for tensile bars e. g. is their narrow section, which bears the most stress during testing.

3.17 shot volume  $V_S$ : the total hollow volume of the mould including the cavity ( ies ), runner ( s ) and the sprue.

It is expressed in cubic millimeters,  $\text{mm}^3$ .

For purpose of this standard it is estimated being the ratio between the mass of the moulding and the density of the solid plastic, i. e. neglecting the influence of moulding shrinkage.

3.18 projected area  $A_P$ : The projected area of the shot volume ( see 3.17 ), projected to the parting surface.

It is expressed in square millimeters,  $\text{mm}^2$ .

3.19 clamping force  $F_M$ : The force clamping the plates of the mould.

It is expressed in Kilonewton, KN.

The clamping force is recommended to be higher than the product of the projected area and the maximum melt pressure, see equation ( 2 ).

$$F_M \geq A_P \cdot P_{MAX} \cdot 10^3 \quad ( 2 )$$

Where

$F_M$  is the clamping force ( see 3.19 ), in KN

$A_P$  is the projected area ( see 3.18 ), in  $mm^2$

$P_{MAX}$  is the maximum value of the melt pressure ( see 3.3 ), in MPa

It is expressed in millimeters per second, mm/ s.

3.20 injection velocity  $V_I$ : The average velocity of the melt as it passes through the cross section ( s )  $A_C$  ( see 3.16 ).

It is expressed in millimeters per second, mm/s.

It can be used for single- and multi- cavity moulds only and is calculated according to equation ( 3 ).

$$V_I = \frac{V_s}{t_I \cdot A_C \cdot n} \quad ( 3 )$$

Where

$V_I$  is the injection velocity, in mm/s

$n$  is the number of cavities, see 3.13

$A_C$  is the cross section, see 3.16, in  $mm^2$

$V_S$  is the shot volume, see 3.17, in  $mm^3$

$T_I$  is the injection time, see 3.8, in s

4 APPARATUS

4.1 Moulds

4.1.1 ISO moulds ( multi-cavity )

4.1.1.1 ISO moulds, see 3.15, are strongly recommended for the use of test specimens are suitable for use in disputes involving International Standards.

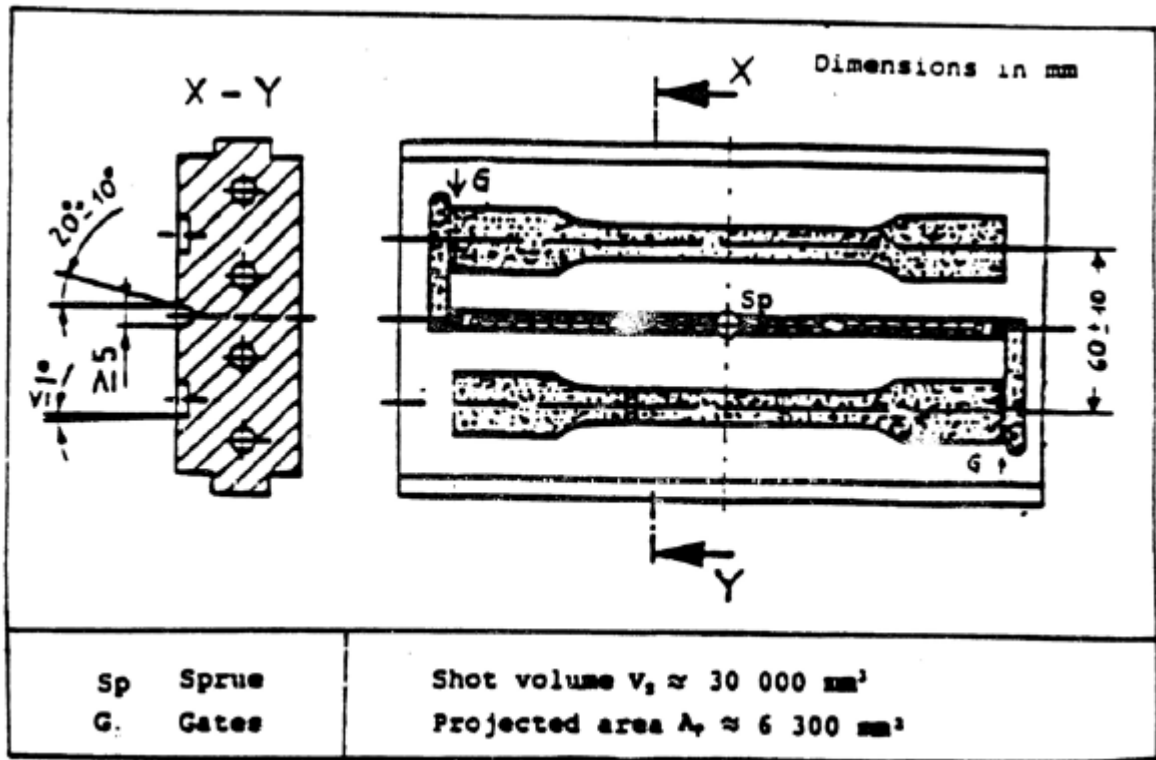


Figure 2 – Cavity plate of ISO mould type A

4.1.1.2 Multipurpose test specimens conforming to ISO 3167 shall be moulded in the two-cavity ISO mould type A using a Z or T runner ( see annex A ) as shown in figure 2 and conforming to 4.1.1.4. From these two types of runners the z runner is preferred with respect to its better symmetry for the clamping force. The T type may be deleted on occasion of the next revision of this standard. The bars moulded shall have the dimensions of the specimen type A, ISO 3167.

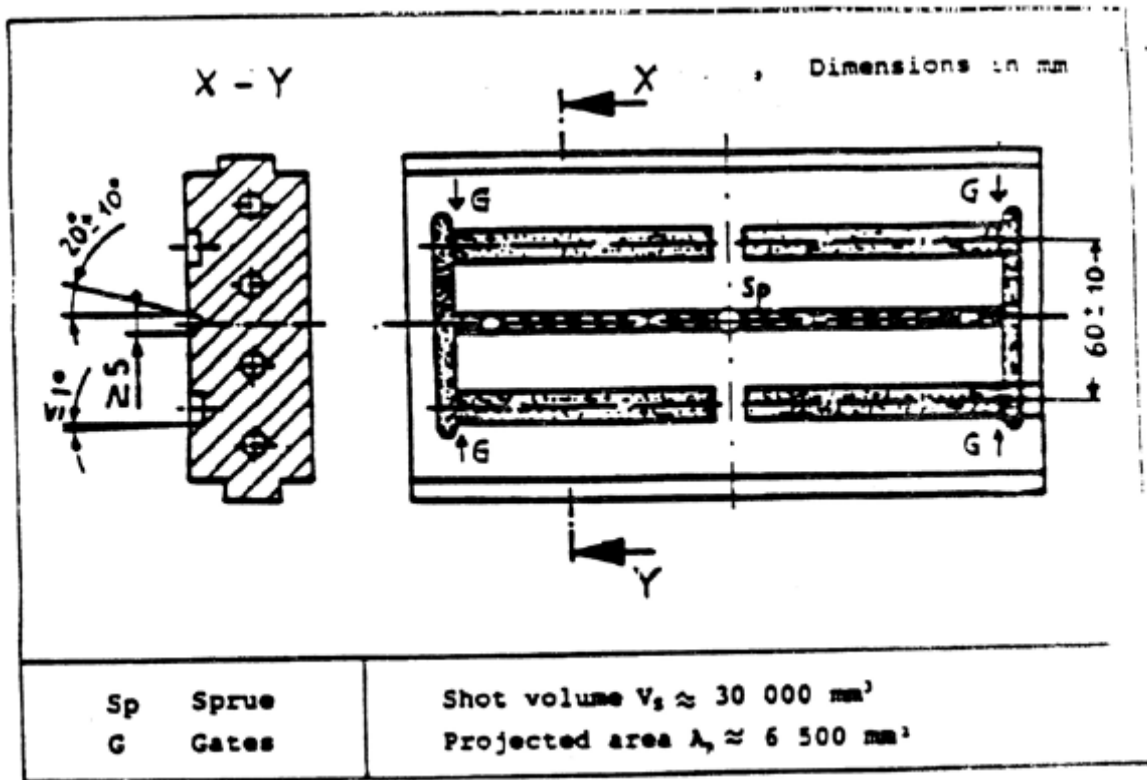


Figure 3 – Cavity plate of ISO mould type B

4.1.1.3 Rectangular bars ( 80 mm x 10 mm x 4 mm ) shall be moulded in the four-cavity ISO mould type B with double-T runner as shown in figure 3 and conforming to 4.1.1.4. The bars moulded shall have the same cross-section dimensions as the tensile bars at their central part, see ISO 3167, and the length 80 mm  $\pm$  2 mm, see note 2.

4.1.1.4 The main construction details of the ISO moulds type A and B shall conform to figures 2 and 3 and to the following common requirements:

- a) The sprue diameter on the nozzle side shall be at least 4 mm
- b) Both width and height ( or diameter ) of the runner system shall be at least 5 mm.
- c) The cavities shall be one-end gated as shown in the relevant figures 2 and 3.
- d) The height of the gate shall be at least 2/3 of the Height of the cavity at the point where the gate enters the cavity, and the width of the gate shall equal width of the cavity
- e) The gate shall be as short as possible, not exceeding 3mm
- f) The draft angle of runners shall be at least 10°, but not more than 30°. The cavity shall have a draft angle not greater than 1°, except in the area of tensile-specimen shoulders where the draft angle shall be not greater than 2°.
- g) The dimensions of the cavities shall result in test specimens, whose dimensions conform to the requirements given in the relevant testing standard. To allow for different levels of moulding shrinkage select the dimensions.

of the cavity between the nominal and the upper values of the relevant fixed dimensions for the test specimen. In case of the ISO moulds A and B the essential dimensions of the cavities in mm are as follows ( see ISO 3167 ).

Thickness	4,0 to 4,2
( Central ) Width	10,0 to 10,2
Length (mould B )	80 to 82

- h) Ejector pins, if used, shall be located outside the test Area of the test specimen, i. e. at the shoulders of tensile bars of the ISO mould type A and of type C, see ISO 294-2, outside the central 20 mm length of the bars of the ISO mould type B and outside the central area of 50 mm diameter of the plates of the ISO mould type D, see ISO 294-3.
- i) The heat transfer system of the mould plates shall be designed so that differences in temperature at any point on a cavity surface and between both plates of the mould, under operating conditions are less than 5° C.
- j) Interchangeable cavity plates and gate inserts are recommended to permit rapid changes from production of one type of test specimen to production of another type. This is made easy by taking values of the shot volume  $V_S$  as similar as possible. A perspective drawing of an example is given in Annex A.
- k) It is recommended to install a pressure sensor within the central runner, which gives proper controlling of the injection period and which is mandatory for part 4 of this International Standard. For a position suitable for common use with different ISO moulds, see 294-3, 4.1.1.1 and figure 2.

- l) For a common layout of interchangeable cavity plates suitable for the different ISO moulds take notice of the figures 2 and 3, the parts 2 and 3 of this International Standard and additional details as follows.
- It is recommended to use the cavity length of 170 mm for the multipurpose-test specimens to be moulded in the ISO mould type A. This results in the maximum length of 180 mm that commonly can be used for low volume within the cavity plates.
  - The value of a common width of the mould plates results from the minimum distance of couplings of the cooling channels. Additionally the optional installation of inserts may be respected for the ISO mould type B, suitable for the injection moulding of notched bars, see ISO 179.
  - Common cutting lines, e. g. 170 mm apart, may be provided in order to separate the test specimens from the runners for the ISO moulds type A, B and C ( see Part 2 ). A second pair of cutting lines 80 mm apart may be suitable for taking bars from multipurpose-test specimens ( mould type A ) as well as for separating injection moulded plates, see Part 3.
- m) For critical checking of the symmetry of multi-cavity moulds it is recommended to mark the individual cavities but outside the test area of the specimen, see h). This e. g. may simply be provided by suitably engraving symbols on the heads of the ejector pins, thus avoiding any damage of the surface of the cavity plate.
- n) A mould consists of many parts described in other International Standards, a survey of which is given in annex B.



#### 4.1.2 Single cavity moulds

The cavity of a single cavity mould ( see figure 4 and 3.12 ) may be that a dumbbell bar, a disc, or other desired shape. A single cavity mould generally gives values for some specific properties different from those based upon the recommended ISO moulds, see note 2.

Note 2 – This may occur because the ratio of the cavity volume to the total volume of the mould may be different from those of the ISO moulds. Also, the smaller total volume of this type of mould makes conformance with the volume ratio requirements of 4.2.1 different and failure to conform to these requirements may contribute to erratic values.

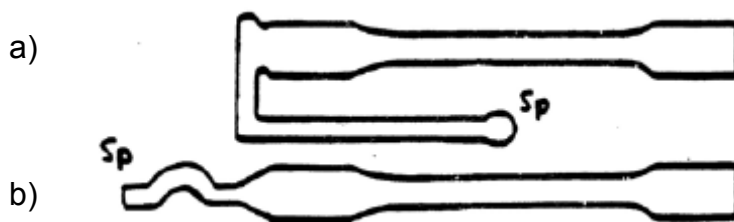


Figure 4 – Examples of single cavity mouldings, with sprue  $S_p$   
 a) normal to the moulding plate and  
 b) parallel, at the parting surface. ( The deflecting runner prevents from jetting )

#### 4.1.3 Family moulds

A family mould ( see figure 5 and 3.13 ) may contain, for example, flat bars combined with dumbbell bars and discs. A family mould may be used when the properties of test specimens obtained correspond to those obtained when using ISO moulds, see note 3.

Note 3 – In most cases, simultaneous and steady filling of the different types of cavities is not possible under different moulding conditions with a family mould. This is why this type of mould is not suitable in principle for reference test specimen preparation. Additionally the injection velocity  $V_i$  ( see 3.20 ) can not be defined using family moulds.

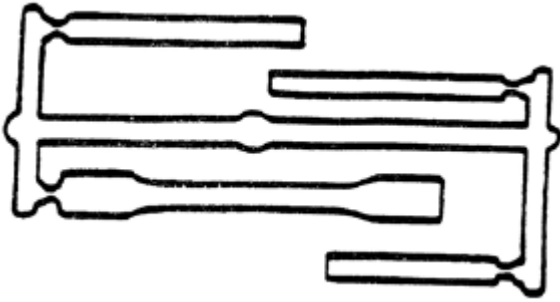


Figure 5 – Example of a family moulding

## 4.2 Injection moulding machine

### 4.2.1 Screw- stroke volume ( 1 )

For preparation of reducible and comparable test specimens, only reciprocating screw injection moulding machines equipped with the necessary devices for control and maintenance of conditions shall be used. The ratio of the shot volume  $V_S$  of the mould, see 3.17, to the screw-stroke volume of the machine should be between 20% 80%, unless a higher ratio may be required in the relevant International Standard for the material or in the manufacturers recommendations.

### 4.2.2 Control system

The control system of the machine shall be capable of maintaining the operating conditions within the following ranges:

Injection time	$t_i$ ( see 3.8 )	$\pm 0,1$ s
Hold pressure	$p_H$ ( see 3.4 )	$\pm 5$ %
Hold time	$t_H$ ( see 3.9 )	$\pm 5$ %
Melt temperature	$T_M$ ( see 3.2 )	$\pm 3$ °C
Mould temperature	$T_1$ ( see 3.1 )	$\pm 3$ °C up to 80 °C $\pm 5$ °C above 80 °C
Mass of the moulding		$\leq 2$ %

#### 4.2.3 Screw

The type of screw shall be suitable for the moulding material ( e. g. length, depth of flights, compression ratio )

It is recommended to use a screw diameter in the range between 18 mm and 40 mm.

#### 4.2.4 Clamping force

The clamping force  $F_M$  of the machine shall be grate enough to prevent flashing under all operating conditions.

According to clause 3.19 the minimum clamping force  $F_M$  for the ISO moulds type A and B is  $F_M/ KN \geq 6,5 \cdot P_{max}/ MPa$ , e. g. 520 KN for 80 MPa

For an injection moulding system with interchangeable moulds also take into account Parte 3 of this International Standard i. e. the ISO mould type D with  $AP \approx 11\ 000\ mm^2$

#### 4.2.5 Calibrated thermometers

A calibrated, needle-type thermometer accurate to  $\pm 1$  °C shall be to measure the melt temperature  $T_M$  (see 3.2 ). A calibrated surface thermometer accurate to  $\pm 1$  °C shall be used to measure the temperature of the surface of the mould, which gives the mould temperature  $T_C$  according to 3. 1.

## 5 PROCEDURE

### 5.1 Conditioning of materials

Condition the pellets or granules of thermoplastic materials prior to moulding, as required in the relevant International Standard for the material, or according to the manufacturers recommendations, if no International Standard covers this subject.

Avoid exposing materials to an atmosphere with temperatures significantly below the temperature of the workshop to prevent condensation of moisture onto the plastic material.

### 5.2 Injection moulding

5.2.1 Set the machine to the conditions specified in the relevant material International Standard or by agreement to the interested parties if no International Standard covers this subject.

5.2.2 For many thermoplastics, the suitable range of the injection velocity  $V_I$  is  $200 \text{ mm/s} \pm 100 \text{ mm/s}$  using the ISO moulds type A and type B.

5.2.3 For adjustment of the commonly not specified parameter hold pressure  $p_S$  modify the pressure until the mouldings are free from sink marks, voids and another visible faults and have minimal flash.

5.2.4 Ensure that the hold pressure is maintained constant during the hold time  $t_H$  which is selected until the plastic material in the gate section has frozen, i. e. until the mass of the moulding has reached an upper limiting value under these conditions. Changes of the screw speed during the injection period are to be kept as low as possible.

5.2.5 Discard the mouldings until the machine has reached steady state conditions. Then record the operating conditions and begin specimen collection.

During the moulding process, maintain steady state conditions by suitable means, e. g. by control of the mass of the moulding.

5.2.6. After any change of material, clean the machine carefully and thoroughly.

### 5.3 Measurement of mold temperature

Determine the mould temperature  $T_C$  after the system has attained thermal equilibrium and immediately after opening the mould. Carry out measurements of the temperature of the mould cavity surface at several cavity points on both the opposite of the mould using a calibrated surface pyrometer. Between each pair of these multiple readings the mould shall be recycled for a minimum of ten cycles. Record each measurement individually and calculate the mould temperature as the average of these measurements.

### 5.4 Measurement of the melt temperature

Measure the melt temperature  $T_M$  as follows. After thermal equilibrium or steady state temperature has been attained inject a free shot of 30 ccm minimum into a non-metallic container of suitable size and insert the needle of a rapid response, preheated, needle thermometer immediately into the center of the molten plastic cake and move it gently until the reading of the thermometer has reached a maximum. Ensure that the preheating temperature is sufficiently close to the melt temperature to be measured. Use the same injection conditions for the free shot as those to be used to mould the specimens including allowance of identical cycle time between free shots.

The melt temperature may alternatively be measured by means of a suitable temperature sensor, provided the values obtained are the same as those by the free shot method. The sensor should allow only low heat loss and should respond rapidly to melt temperature changes. The sensor has to be mounted in a suitable place, such as in the nozzle of the injection moulding machine. In case of doubt, however, the method described in the first paragraph counts.

### 5.5 Post-moulding treatment of test specimens

Allow test specimens removed from the mould to cool gradually and uniformly to room temperature in order to avoid any differences in treatment of individual test specimens. Specimens made of thermoplastics sensitive to atmospheric exposure are to be protected by use of impermeable containers perhaps adding a desiccant.

## 6 PRECISION

The precision of this test method is not known, because interlaboratory data are not available. When interlaboratory data are obtained, a precision statement will be added with the next revision.

## 7 REPORT

The report shall include the following items:

- a) a reference to this part of this International Standard
- b) date, time, and place of moulding;
- c) full description of material ( type, designation, manufacturer, lot number );
- d) conditioning of the material prior to moulding, if applicable;
- e) mould type A, B or details in case of another mould

- ( specimen type, relevant International Standard, number of cavities, gate size and location );
- f) injection moulding machine details ( manufacturer, maximum stroke volume, clamping force, control systems );
- g) moulding conditions:
- melt temperature  $T_M$ , see 3.2, in degrees Celsius, °C
  - mould temperature  $T_C$ , see 3.1, in degrees Celsius, °C
  - injection velocity  $V_I$ , see 3.20, in millimeters per second, mm/ s
  - injection time  $t_I$ , see 3.8, in seconds, s
  - hold pressure  $p_H$ , see 3.4, in megapascals, MPa
  - cooling time  $t_C$ , see 3.7, in seconds, s
  - cycle time  $t_T$ , see 3.6, in seconds, s
  - mass of the moulding, in grams, g
- h) other relevant details ( e. g. number of mouldings initially discarded, number retained, post-moulding treatment ).

## 8. Keywords

Injection moulding, thermoplastic materials, plastics

Annex A  
 ( informative )  
 Example for runner configurations

The layout of the mould may be changed by means of gate inserts as shown in figure A1

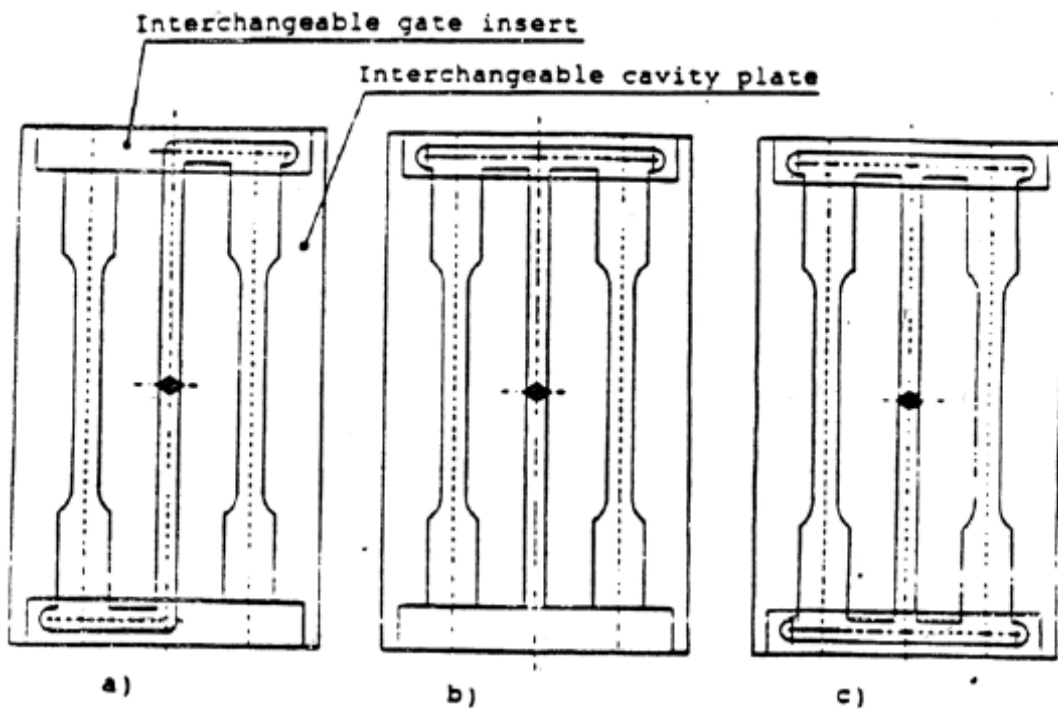


Figure A 1 – Variations of the gate position

- a) Injection mould as recommended in this International Standard ( Z-runner )
- b) Variation with T- runner ( not recommended )
- c) Variation with double- T- runner ( e. g. for studing weld line strength )



Annex B  
( informative )  
Standardizing parts of injection moulds

The following list of International Standards for parts of mouldings has selected from the document ISO/TC 29/ SC 8, N 314 ( 1993- 04- 13 ) “Report of the work of ISO/ TC 29/ SC 18 – Tools for pressing and moulding”

ISO 6751: 1986 <sup>1)</sup>	Ejector pins with cylindrical head – Basic dimensions
ISO 6753: 1982 <sup>2)</sup>	Machined plates for press tools, moulds, jigs and fixtures – Nominal dimensions
ISO 8017: 1985	Mould guide pillars, straight and shouldered, and locating guide pillars, shouldered
ISO 8018: 1985	Mould guide bushes, headed, and locating guide bushes, headed
ISO 8404: 1986	Angle pins – Basis dimensions
ISO 8405: 1986 <sup>2)</sup>	Ejector sleeves with cylindrical head – Basic series for general purposes
ISO 8406: 1991	Mould bases – locating elements
ISO 8693: 1987 <sup>1)</sup>	Tools for moulding – Flat ejector pins
ISO 8694: 1987 <sup>1)</sup>	Tools for moulding – shouldered ejector pins
ISO 9449: 1990	Tools for moulding – Centring sleeves
ISO/ DIS 10072	Moulds – Sprue bushes – Dimensions
ISO/ DIS 6753- 1	Tools for pressing and moulding – Machined plates – Part 1: Machined plates for press tools, jigs and fixtures – Nominal dimensions
ISO 10073: 1991	Moulds – support pillars – Dimensions
ISO/ CD 6753- 2	Tools for pressing and moulding – Machined plates – Part 2: Machined plates for moulds Type B, C, D, E and F – Nominal dimensions
ISO/ CD 10907- 1	Tools for moulding – Locating rings – Part 1: Locating rings for mounting without thermal insulating sheets in small or medium moulds Type A and B

1) Proposed for revision

2) Under revision: ISO/ DIS 6753- 1 and ISO/ CD 6753- 2

Annex C  
( informative )  
Example of a mould system

Figure C. 1 Shows a spatial view of a mould with the interchangeable two-cavity plate: ISO mould Type A.

Annex D  
( informative )  
Bibliography

( 1 ) Johannaber, F. , Kunststoffe, German Plastics 79 ( 1989 ), 1,  
15 – 28

New Standard Test Method for  
**Plastics – Determination of tensile properties –**

And

Test conditions for moulding and extrusion plastics

**1 Scope**

1.1 This standard specifies the test conditions for determining the tensile properties of moulding and extrusion plastics

1.2 The methods are selectively suitable for use with the following range of materials:

- rigid and semirigid thermoplastics moulding, extrusion and cast materials, including compounds filled and reinforced by e.g. short fibres, small rods, plates or granules but excluding textile fibers ( see ISO 527-4 and ISO 527-5 ) in addition to unfilled types;
- rigid and semirigid thermosetting moulding and cast materials, including filled and reinforced compounds but excluding textile fibers as reinforcement ( see ISO 527-4 and ISO 527-5 );
- Thermotropic liquid crystal polymers

The methods are not suitable for use with materials reinforced by textile fibers ( see ISO 527-4 and ISO 527-5 ), with rigid cellular materials or sandwich structures containing cellular material.

1.3 The methods are applied using specimens which may be either moulded to the chosen dimensions or machined, cut or punched from injection or compression – moulded plates. The multipurpose test specimen is preferred ( see ISO 3167: 1993, Plastics – Multipurpose test specimens).

1.4 This standard is technically equivalent to ISO 527-2: 1993

**2 Referenced Documents**

**2.1 ISO Standards<sup>1</sup>**

ISO 37: 1977, Rubber, vulcanized – Determination of tensile stress-strain properties.

ISO 293: 1986, Plastics – Compression moulding test specimens of thermoplastic materials

ISO 294: - <sup>1)</sup> Plastics – Injection moulding of test specimens of thermoplastic materials.

ISO 295: 1991, Plastics – Compression moulding of test specimens of thermosetting materials.

ISO 527-1: 1993, Plastics – Determination of tensile properties of rigid materials.

ISO 1926: 1979, Cellular plastics- Determination of tensile properties of rigid materials

ISO 2818: - Plastics – Preparation of test specimens by machining.

1) Available from ANSI, 11 West 42<sup>nd</sup> Street, New York, NY 10036

3 Principle

See ASTM Dxxx, Section 3.

4 Terminology

See ASTM Dxxx, Section 4.

5 Apparatus

See ASTM Dxxx, Section 5.

6 Test specimens

6.1 Shape and dimensions

Wherever possible, the test specimens shall be dumb-bell-shaped types 1A and 1B as shown in figure 1. Type 1A is preferred for directly-moulded multipurpose test specimens, type 1B for machined specimens.

Note 1 Types 1A and 1B test specimens having 4 mm thickness are identical to the multipurpose test specimens according to ISO 3167, types A and B, respectively.

For the use of small specimens, see annex A.

**6.2 Preparation of test specimens**

Test specimens shall be prepared in accordance with the relevant material specification. Where none exists, or unless otherwise specified, specimens shall be either directly compression- or injection moulded from the material in accordance with ISO 293, ISO 294 or ISO 295, as appropriate, or machined in accordance with ISO 2818 from plates that have been compression or injection- moulded from the compound.

All surfaces of the test specimens shall be free from visible flaws, scratches or other imperfections. From moulded specimens all flash, if present, shall be removed, taking care not to damage the moulded surface.

Test specimens from finished goods shall be taken from flat areas or zones having minimum curvature. For reinforced plastics, test specimens should not be machined to reduce their thickness unless absolutely necessary. Test specimens with machined surface will not give results comparable to specimens having non- machined surfaces.

6.3 Gauge marks

See ASTM Dxxx, Section 6.3

6.4 Checking the test specimens

See ASTM Dxxx, Section 6.4

7 Number of test specimens

See ASTM Dxxx, Section 7

8 Conditioning

See ASTM Dxxx, Section 8

9 Procedure

See ASTM Dxxx, Section 9

For the measurement of the moulds of elasticity, the speed of testing shall be 1mm/min for specimen types 1A and 1B (see figure 1). For small specimens see annex A.

10 Calculation and expression of results

See ASTM Dxxx, Section 10

11 Precision

The precision of this test method is not known, because interlaboratory data are not available. When interlaboratory data are obtained, a precision statement will be added with the next revision.

The test report shall include the following information:

a) a reference to this part of Dxxx including the type of specimen and the testing speed according to:

Tensile test

ISO 527-2/ 1A/ 50

Type of specimen  
( see figure 1 )

Testing speed in millimeters per minute  
( see ISO 527-1, 1992, table 1 )

For items b) to q) in the test report, see  
12 b) to q)

ASTM Dxxx

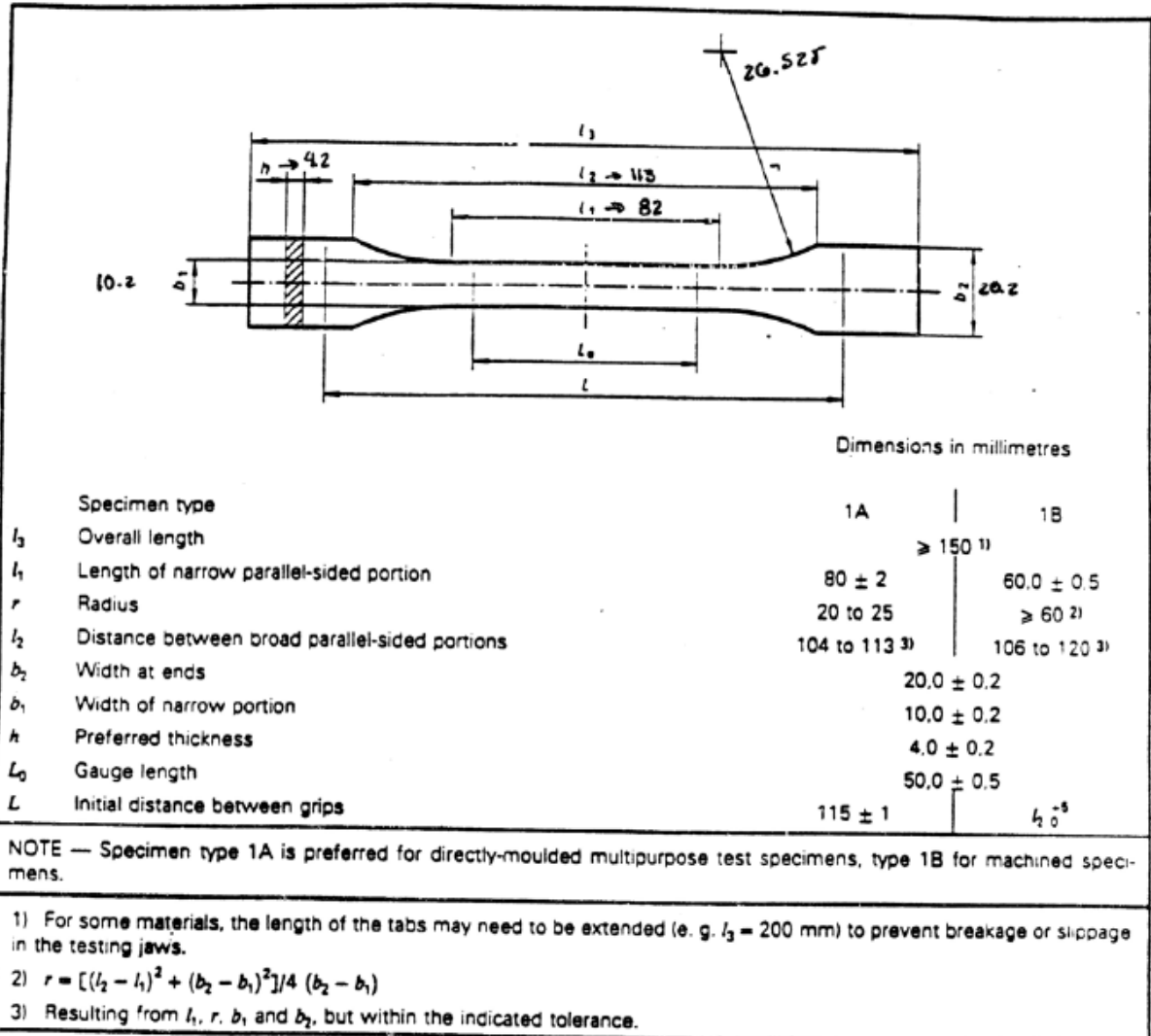


Figure 1 – Test specimen types 1A and 1B

12 Keywords

Tensile properties, test conditions, plastics

**Annex A**

**Small specimens**

If for any reason is not possible to use a standard type 1 test specimen, specimens of the type 1BA, 1BB ( see figure A.1 ), 5A or 5B ( see figure A.2 ) may be used, provided that the speed of testing is adjusted to the value given in 5. 1. 2, table 1 of ASTM Dxxx which gives the normal strain rate for the small test specimen closest to that used for the standard- size specimen. The rate of nominal strain is the quotient

Of the speed of testing ( see 4.2 in ASTM Dxxx and the initial distance between grips. Where modulus measurements are required. The test speed shall be 1 mm/min. It may be technically difficult to measure modulus on small specimens because of small gauge lengths and short testing times. Results obtained from small specimens are not comparable with those obtained from type 1 specimens.

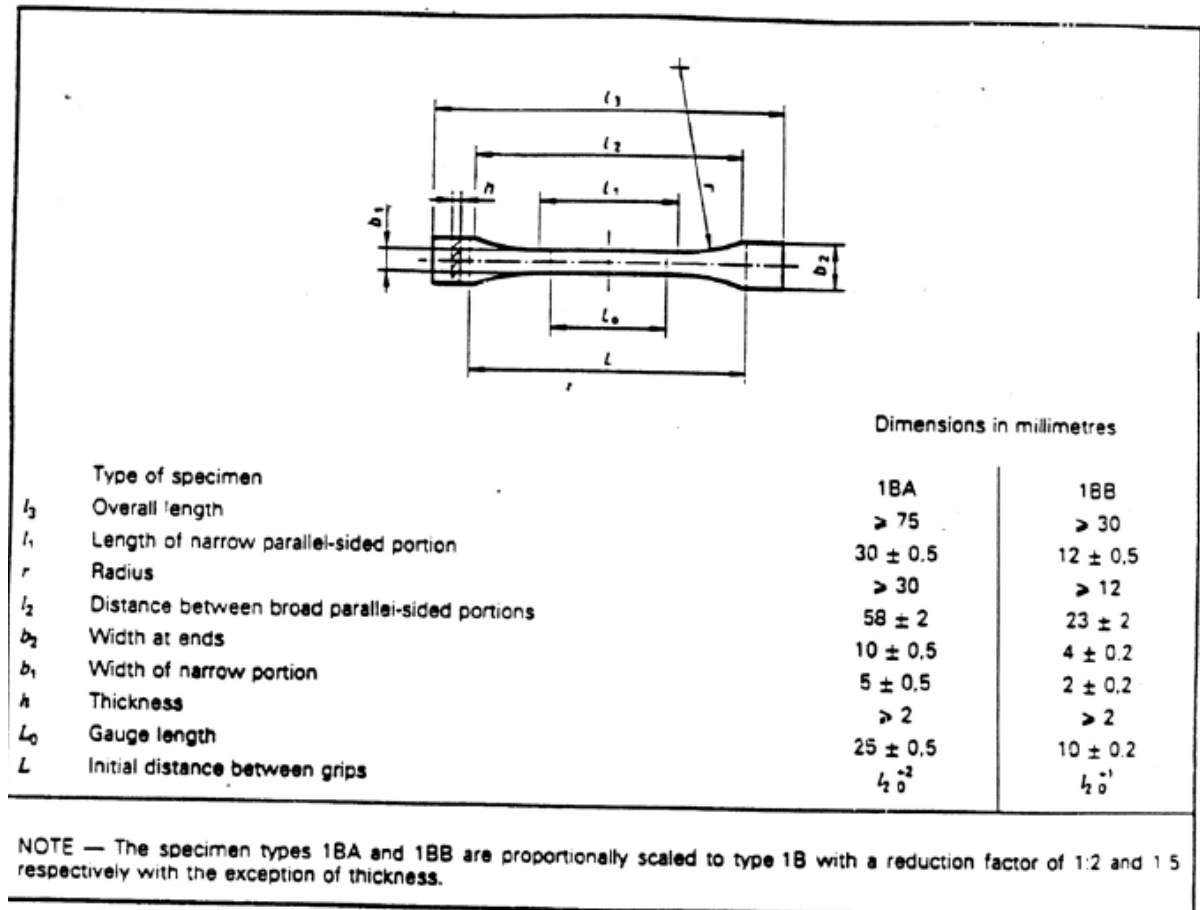


Figure A.1 – Test specimen types 1BA and 1BB

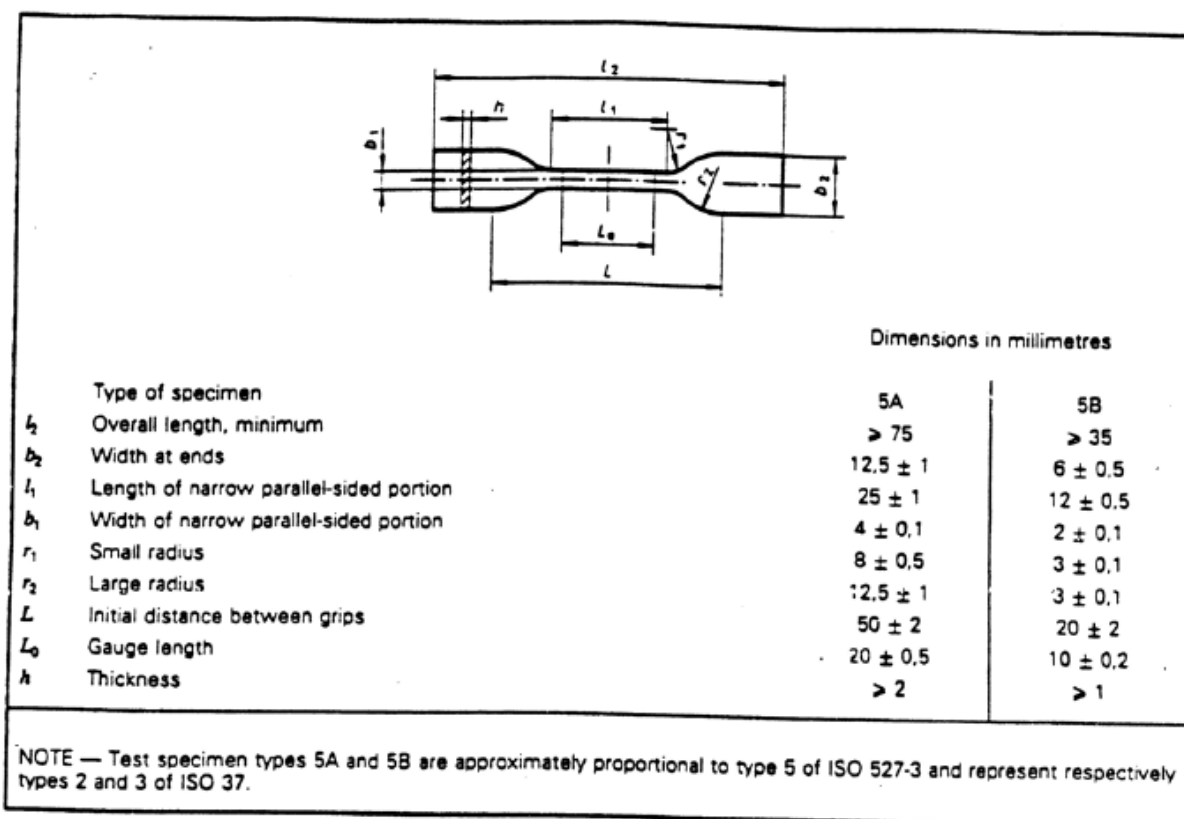


Figure A.2 – Test specimen types 5A and 5B

## Bibliografía

- J.A. Brydson (1981) Flow Properties of Polymer Melts, Second edition, George Godwin Limited.
- Birley W, Arthur, Haworth, Barry, Batchelor, Jim, Physics of Plastics Processing Properties and Materials Engineering, Hanser, Germany 1992.
- Shenoy, A.V., Saini, D.R., Thermoplastic Melt Rheology and Processing, New York 1996.
- N. Wilkinson Arthur, J. Ryan Anthony, Polymer Processing and Structure Development, Kluwer Academic Publishers.
- A.V. Shenoy D.R. Saini, Thermoplastic Melt Rheology and Processing, Marcel Dekker, Inc. New York 1996.
- Lawrence E. Nielsen, Introduction to Polymer Rheology, 11-27.
- J.P. Trotignon, J. Verdu, Matières Plastiques, Afnor 1996
- P.S. Cracknell and R.W. Dyson, Handbook of Thermoplastics Injection Mould Design, Chapman & Hall, London 1993.
- PYE, R.G.W., Injection Mould Design, Logman Scientific & Technical, New York 1989, Fourth Edition.
- Douglas, M. Bryce, Secrets of gate, runner, and vent design, Plastics Design Forum, September 1994.
- A.A. Collier and L.A. Utracki, Polymer Rheology and Processing by Elsevier Applied Science, Crown House, Linton Road, Barking, Essex, England 1990.
- Kennedy, Peter, Flow Analysis of Injection Molds, Hanser Publishers, 1995 New York, 59-221.
- Anguita Delgado Ramón, Moldeo por Inyección, Ed. Blume, Madrid 1975.
- Whelan Tomy & Goff John, Injection Molding of Thermoplastics Materials – 1, by Van Nostrand & Reinhold, 115 Fifth Avenue, New York, New York, 10003, 1990 Vol. 1
- Ogorkiewicz, RM, Termoplásticos: Influencia de los Procesos de Transformación en sus Propiedades. Madrid: Instituto de Plásticos y Caucho, Patronato de Investigación Científica y Técnica “Juan de la Cierva” 1972.
- “ Enciclopedia del Plástico Mexicano” Instituto Mexicano del Plástico Industrial, México 1997.
- Olagoke, Olabisi, “Handbook of Thermoplastics”, Marcel Dekker Inc. New York 1997
- Menges / Mohren. “How to Make Injection Molds”, Hauser Publish
- Dubois, J.H. “Ingeniería de Moldes para Plástico” Enciclopedia de la Química Industrial. Tomo 5. Ediciones URMO. España 1972.
- Rosato, Dominick V., P.E. “Injection Molding Handbook” 2nd Edition, Van Nostrand Reinhold. New York 1991.
- Linder, E. and Unger, P. “ Injection Molds. Gastrow, 180 Proven Designs” 2<sup>nd</sup>. Edition, Hanser Publishers. Munich 1993.
- B. Seymour, Raimond / E Carraher Charles. “Introducción a la Química de los Polímeros”. Ed. Reverte S.A. Barcelona 1995.
- Mink Spe, Walker. “Introducción a los Plásticos”. Ed. G.Gill S.A. México D.F. 1981
- Birely W, Arthur, Haworth, Barry, Batchelor Jim. “Physics of Plastics Processing and Materials Engineering”. Hanser. Germany 1992.
- D.H. Morton – Jones. “Procesamiento de Plásticos”. Ed. Limusa. México D.F. 1993.
- Rojas Pilon Ubaldo Guillermo. “Tesis: Simulación del llenado de Moldes de Inyección de Plásticos”. México D.F. 2001
- Bird Armstrong, “Dynamics of Polymeric Liquids” Vol. I y Vol II., New York : J. Wiley, 1977-1999
- Macosko, Christopher W., “Rheology : principles, measurements, and applications”, New York VCH, 1994
- New Standard Test Method for “Plastics – Injection moulding of test specimens of thermoplastic materials – General principles and multipurpose test specimens”
- New Standard Test Method for “Plastics – Determination of Tensile properties – Test conditions for moulding and extrusion plastics”