

**UNIVERSIDADE DE CAXIAS DO SUL**  
**ÁREA DO CONHECIMENTO DE CIÊNCIAS EXATAS E TECNOLOGIA**  
**PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA – PPGMEC**  
**MESTRADO PROFISSIONAL**

**TIAGO SCOPEL**

**AVALIAÇÃO DOS PARÂMETROS QUE INFLUENCIAM NAS ALTERAÇÕES  
DIMENSIONAIS E NAS TENSÕES RESIDUAIS DO POLIPROPILENO MOLDADO  
POR INJEÇÃO**

**CAXIAS DO SUL**

**2018**

**UNIVERSIDADE DE CAXIAS DO SUL**  
**ÁREA DO CONHECIMENTO DE CIÊNCIAS EXATAS E TECNOLOGIA**  
**PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA – PPGMEC**  
**MESTRADO PROFISSIONAL**

**TIAGO SCOPEL**

**AVALIAÇÃO DOS PARÂMETROS QUE INFLUENCIAM NAS ALTERAÇÕES  
DIMENSIONAIS E NAS TENSÕES RESIDUAIS DO POLIPROPILENO MOLDADO  
POR INJEÇÃO**

Dissertação apresentada ao Programa de Mestrado Profissional em Engenharia Mecânica da Universidade de Caxias do Sul, visando a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Área de concentração: Projeto e fabricação

Orientador: Prof. Dr. Alexandre Fassini Michels

**CAXIAS DO SUL**

**2018**

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação (CIP)  
Universidade de Caxias do Sul  
Sistema de Bibliotecas UCS - Processamento Técnico

S422a Scopel, Tiago

Avaliação dos parâmetros que influenciam nas alterações dimensionais e nas tensões residuais do polipropileno moldado por injeção / Tiago Scopel. – 2018.

118 f. : il. ; 30 cm

Dissertação (Mestrado) - Universidade de Caxias do Sul, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, 2018.

Orientação: Alexandre Fassini Michels.

1. Polipropileno. 2. Tensões residuais. 3. Moldagem por injeção de plástico. 4. Resistência de materiais. 5. Engenharia mecânica. I. Michels, Alexandre Fassini, orient. II. Título.

CDU 2. ed.: 678.742.3

Catálogo na fonte elaborada pela(o) bibliotecária(o)  
Ana Guimarães Pereira - CRB 10/1460

**“AVALIAÇÃO DOS PARÂMETROS QUE INFLUENCIAM NAS ALTERAÇÕES DIMENSIONAIS E NAS TENSÕES RESIDUAIS DO POLIPROPILENO MOLDADO POR INJEÇÃO.”**

**Tiago Scopel**

Dissertação de Mestrado submetida à Banca Examinadora designada pelo Colegiado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade de Caxias do Sul, como parte dos requisitos necessários para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica, Área de Concentração: Projeto e Fabricação.

Caxias do Sul, 02 de agosto de 2018.

Banca Examinadora:

Dr. Alexandre Fassini Michels  
Orientador  
Universidade de Caxias do Sul

Dr. Diego Piazza  
Universidade de Caxias do Sul

Dr. Rodrigo Panosso Zeilmann  
Universidade de Caxias do Sul

Dra. Rosmary Nichele Brandalise  
Universidade de Caxias do Sul

## AGRADECIMENTOS

Sou imensamente grato à minha família por todo apoio e incentivo que recebi durante o desenvolvimento deste trabalho. Meus pais, Orimar e Olga, pela exemplar educação recebida que foi fundamental para tornar-me quem sou hoje. Meus irmãos Felipe e Samuel, pelas vezes que foram tão compreensivos quando não pude acompanhá-los para ficar estudando.

Agradeço à minha esposa Jordana, por toda ajuda, compreensão, companheirismo, carinho e paciência. O apoio recebido nesta caminhada impulsionou-me a seguir em busca dos objetivos.

Aos amigos que me apoiaram, compreenderam minhas ausências e torceram pelo meu sucesso. Em especial ao amigo Me. Eng. Cassiano Zanella, pela amizade, ajuda, apoio e incentivo recebidos desde o primeiro dia de aula.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Alexandre Fassini Michels, por todo conhecimento transmitido, paciência e atenção ao longo do desenvolvimento deste estudo.

Ao professor e amigo Dr. Eduardo Nabinger pela ajuda, conhecimento e disponibilidade de tempo para as medições das tensões residuais.

À Universidade de Caxias do Sul, pela disponibilização do laboratório de polímeros, laboratório de instrumentação avançada termo mecânica, laboratório de metrologia e laboratório de pesquisa de química dos materiais. Agradeço também à universidade pela ajuda financeira recebida para o pagamento de algumas atividades desenvolvidas neste estudo.

À empresa Belga Indústria de Matrizes Ltda por permitir a execução de alguns experimentos internamente. Especialmente ao senhor Víctor José Tasca pela ajuda na realização das simulações computacionais e ao líder de engenharia, Eng. Maiko Schulze, pelo auxílio e apoio recebidos.

À empresa Lusa Matrizes, pela usinagem e montagem do molde utilizado neste trabalho.

Enfim, agradeço a todos aqui não mencionados que, de alguma forma, contribuíram para a realização deste trabalho.

*“Se você quer chegar onde a maioria não chega,  
faça o que a maioria não faz.”*

Bill Gates

## RESUMO

A qualidade final dos produtos poliméricos moldados por injeção pode ser comprometida devido à ocorrência de tensões residuais provenientes do processo de moldagem, as quais podem gerar contrações e empenamentos, alterando as dimensionais finais do produto. A determinação das tensões residuais pode ser realizada pelo método do furo cego, ensaio pouco difundido para materiais poliméricos pois é normalizado para materiais metálicos. Assim, com o objetivo de avaliar os parâmetros que influenciam nas alterações dimensionais e nas tensões residuais do polipropileno moldado por injeção, este trabalho utilizou simulações computacionais, análises térmicas, medições de empenamento e contração, ensaios de resistência à tração e ao impacto e avaliação das tensões residuais via método do furo cego. Após a moldagem, os corpos de prova foram submetidos a três condições pós-moldagem (restrição física + água, restrição física + estufa, neutro). Nos ensaios experimentais os corpos de prova moldados com menores pressões de recalque, como também os moldados com nervuras apresentaram maiores empenamentos, o que corroborou as simulações computacionais e a literatura. Nas condições pós-moldagem observou-se que os corpos de prova lisos submetidos à restrição física + estufa apresentaram menores empenamentos em relação aos que não foram submetidos à essa condição. Em relação às contrações, para ambas as geometrias dos corpos de prova, não houve variações significativas das médias. A análise térmica apontou menor grau de cristalinidade nas amostras com condição pós-moldagem neutra em relação à condição restrição física + estufa. As análises das tensões residuais concluíram que os corpos de prova com nervuras apresentaram tensões residuais superiores aos corpos de prova lisos, o que corroborou a literatura que indica maior concentração de tensões residuais em peças de geometrias complexas. Devido ao alívio das tensões, os corpos de prova lisos com maiores empenamentos apresentaram menores tensões residuais. Foi observado que a restrição física utilizada para restringir o empenamento auxiliou na retenção das tensões residuais na estrutura do polímero. Assim, considerando os recursos utilizados neste estudo, mostrou-se que o empenamento está relacionado com a geometria do produto, com os parâmetros de processo, com as condições pós-moldagem e com o alívio de tensões residuais existentes na estrutura do polipropileno moldado por injeção.

**Palavras-chave:** contração, cristalinidade, empenamento, moldagem por injeção, polipropileno, tensões residuais.

## ABSTRACT

The final quality of the injection molded polymer products can be compromised due to the occurrence of residual stresses from the molding process, which can generate shrinkage and warpage, altering the final product dimensions. The determination of the residual stresses can be carried out by the hole-drilling method, which is not widely used for polymeric materials since it is standardized for metallic materials. Therefore, in order to evaluate the main parameters that influence in the dimensional change and in the residual stresses of the injection molded polypropylene, this report used computer simulation, thermal analysis, warpage and shrinkage measurements, tensile and impact strength tests and evaluation of the residual stresses by hole-drilling method. After molding, the specimens were submitted to three post-molding conditions (physical restraint + water, physical restraint + heating chamber, neutral). In the experimental tests, the molded specimens with lower packing pressure, as well as the ribbed molded showed greater warpage, which corroborated the computer simulations and the literature. In the post-molding conditions, it was observed that the smooth specimens submitted to the physical restraint + heating chamber showed lower warpage in relation to those that were not submitted to this condition. Regarding the shrinkage, for both geometries specimens, there were not significant variations of the averages. The thermal analysis presented lower crystallinity in the specimens with neutral post-molding condition in relation to the physical restraint + heating chamber condition. The residual stresses analysis concluded that ribbed specimens showed greater residual stresses than smooth specimens, which corroborates the literature which indicates higher concentration of residual stresses in complex geometries parts. Due to the residual stresses relief, smooth specimens with greater warpage showed lower residual stresses. It was observed that the physical restraint used to restrain warpage assisted the retention of residual stresses in the polymer structure. Therefore, considering the resources used in this study, it was showed that the warpage is related to the product geometry, to the process parameters, the post-molding conditions and the residual stress relief existing in the injection molded polypropylene structure.

**Key words:** shrinkage, crystallinity, warpage, injection molding, polypropylene, residual stresses.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Principais componentes de uma máquina injetora .....	19
Figura 2 – Mudança da forma esférica para elíptica no fluxo de material e mecanismo de orientação molecular e da fibra. ....	20
Figura 3 – Deformação sofrida pelas macromoléculas (metade superior) e linhas de fluxo de várias camadas do fluido (metade inferior) .....	20
Figura 4 – Orientação molecular de polímeros amorfos e semicristalinos no estado sólido.22	
Figura 5 – Variação do volume específico com as temperaturas $T_g$ e $T_m$ de um sólido no estado amorfo, cristalino e de um polímero semicristalino.....	23
Figura 6 – Estrutura química do mero referente ao polipropileno.....	24
Figura 7 – Representação das taticidades do polipropileno.....	25
Figura 8 – Apresentação de uma curva obtida por DSC .....	27
Figura 9 – Deformação de uma peça injetada devido às diferenças de temperaturas entre as placas do molde.....	28
Figura 10 – Deformação da frente de fluxo devido às diferenças de temperatura entre as placas do molde.....	29
Figura 11 – Contração volumétrica de um produto moldado por injeção .....	31
Figura 12 – Comportamento PVT para os polímeros amorfos e semicristalinos .....	32
Figura 13 – Efeito da pressão de recalque sobre a contração da peça na direção do fluxo para PP com molde a 25 °C .....	32
Figura 14 – Parâmetros que interferem na contração de polímeros .....	33
Figura 15 – Rampa de carga de uma aeronave empenada devido ao relaxamento das tensões residuais promovido pela realização do alívio de massa.....	34
Figura 16 – Métodos para medição das tensões residuais .....	39
Figura 17 – Deformação causada pelo método do furo cego .....	39
Figura 18 – Medições das tensões residuais pelo método do furo cego .....	40
Figura 19 – Tensões residuais obtidas pelo método do furo cego para uma amostra de policarbonato de 4,00 mm de espessura resfriada em água. ....	41
Figura 20 – Distribuição das tensões residuais em uma amostra plana de poliestireno .....	42
Figura 21 – Geometria complexa de corpos de prova para análise das tensões residuais.....	43
Figura 22 – Método do furo cego aplicado em um material polimérico .....	44
Figura 23 – Organograma com a sequência das etapas desenvolvidas no estudo.....	48

Figura 24 – Dimensões do corpo de prova utilizado no ensaio de contração.....	49
Figura 25 – Geometrias dos corpos de prova utilizados na moldagem .....	50
Figura 26 – Molde completo utilizado na moldagem e nas simulações computacionais .....	50
Figura 27 – Dimensões do sistema de refrigeração para o inserto macho.....	51
Figura 28 – Disposição dos termopares no inserto macho .....	51
Figura 29 – Disposição das cavidades para as simulações computacionais .....	54
Figura 30 – Posições das medições das contrações nos corpos de prova simulados.....	54
Figura 31 – Resultado para a medição da contração .....	55
Figura 32 – Plano de ancoragem para as medições dos empenamentos.....	55
Figura 33 – Medição dos empenamentos dos corpos de prova .....	56
Figura 34 – Dispositivo para restringir o empenamento dos corpos de prova após a moldagem.....	58
Figura 35 – Calha utilizada para o resfriamento dos corpos de prova sujeitos à condição pós-moldagem restrição física + água.....	59
Figura 36 – Medição do empenamento em amostras .....	60
Figura 37 – Dispositivo utilizado para apoio nas medições dos empenamentos das amostras.....	61
Figura 38 – Medição do empenamento em um corpo de prova liso.....	61
Figura 39 – Medições da largura, comprimento e cruzada realizadas nos corpos de prova...	62
Figura 40 – Corpos de prova para os ensaios de impacto e tração .....	63
Figura 41 – Posição e orientação do <i>strain-gage</i> colado no corpo de prova.....	65
Figura 42 – Equipamentos utilizados para as medições das tensões residuais.....	65
Figura 43 – Curva DSC do PP-CP241 virgem .....	67
Figura 44 – Empenamento dos corpos de prova com quatro nervuras.....	69
Figura 45 – Fração da camada solidificada obtida via simulações computacionais.....	70
Figura 46 – Empenamento dos corpos de prova lisos .....	70
Figura 47 – Gráfico de Pareto para os empenamentos dos corpos de prova lisos.....	71
Figura 48 – Gráfico de Pareto para os empenamentos dos corpos de prova com quatro nervuras .....	72
Figura 49 – Corpo de prova com nervuras empenado .....	76
Figura 50 – Canais de refrigeração do molde para o corpo de prova com nervuras .....	76
Figura 51 – Corpo de prova liso empenado.....	77
Figura 52 – Teste de Fisher para o empenamento dos corpos de prova lisos.....	78
Figura 53 – Teste de Fisher para o empenamento dos corpos de prova com nervuras .....	79

Figura 54 – Teste de Fisher para as contrações na direção perpendicular dos corpos de prova lisos.....	82
Figura 55 – Teste de Fisher para as contrações na direção perpendicular dos corpos de prova com nervuras .....	82
Figura 56 – Curvas DSC para as quatro condições de moldagem.....	83
Figura 57 – Teste de Fisher para os ensaios de resistências ao impacto das amostras.....	85
Figura 58 – Teste de Fisher para os módulos de elasticidade das amostras .....	87
Figura 59 – Teste de Fisher para as tenacidades das amostras .....	88
Figura 60 – Um dos corpos de prova ao final do processo de furação .....	89
Figura 61 – Tensões residuais medidas no corpo de prova 5L.....	90
Figura 62 – Tensões residuais medidas no corpo de prova 8L.....	91
Figura 63 – Tensões residuais medidas no corpo de prova 1N .....	91
Figura 64 – Tensões residuais medidas no corpo de prova 4N .....	92
Figura 65 – Determinação do ângulo $\beta$ .....	93
Figura 66 – Disposição do ângulo $\beta$ para os quatro corpos de prova .....	93
Figura 67 – Círculos de Mohr para os quatro corpos de prova .....	95
Figura 68 – Termopares tipo K utilizados no molde .....	106
Figura 69 – Equipamentos utilizados para calibração dos termopares.....	107
Figura 70 – Gráficos de calibração para os quatro termopares .....	108

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Propriedades características do PP isotático comercial.....	25
Tabela 2 – Variáveis do processo de moldagem por injeção e suas respectivas influências no produto final .....	38
Tabela 3 – Propriedades do PP CP 241.....	49
Tabela 4 – Planejamento das condições para as simulações computacionais.....	52
Tabela 5 – Parâmetros de processo utilizados na máquina injetora.....	56
Tabela 6 – Planejamento fatorial para a moldagem dos corpos de prova .....	57
Tabela 7 – Dados obtidos e calculados pelas curvas DSC.....	67
Tabela 8 – Empenamentos dos corpos de prova obtidos via simulações computacionais....	69
Tabela 9 – Contrações dos corpos de prova obtidos via simulações computacionais .....	73
Tabela 10 – Codificação utilizada para as amostras moldadas .....	75
Tabela 11 – Valores dos empenamentos para os corpos de prova lisos e com nervuras .....	75
Tabela 12 – Contrações dos corpos de prova moldados .....	81
Tabela 13 – Dados obtidos e calculados por meio das curvas DSC .....	83
Tabela 14 – Resistência ao impacto para as amostras 1N, 4N, 5L e 8L .....	85
Tabela 15 – Propriedades mecânicas obtidas nos ensaios de resistência à tração .....	86
Tabela 16 – Tensões residuais medidas nos quatro corpos de prova moldados .....	90
Tabela 17 – Leituras das temperaturas para os quatro termopares .....	107

## LISTA DE SIGLAS

pvT	Pressão, volume e temperatura
DSC	Calorimetria exploratória diferencial
CAD	Projeto Assistido por Computador
MDS	Método da mínima diferença significativa de Fisher
LPOL	Laboratório de Polímeros da Universidade de Caxias do Sul
CNC	Comando numérico computadorizado
LIATM	Laboratório de Instrumentação Avançada Termo Mecânica
5L	Amostra de número 5 com geometria lisa
8L	Amostra de número 8 com geometria lisa
1N	Amostra de número 1 com geometria nervurada
4N	Amostra de número 4 com geometria nervurada

## LISTA DE SÍMBOLOS

$\alpha$	Nível de significância [%]
$T_g$	Temperatura de transição vítrea [°C]
$T_m$	Temperatura de fusão cristalina [°C]
$X_c$	Grau de cristalinidade [%]
$\Delta H_f$	Calor de fusão da amostra [J/g]
$\Delta H_{f0}$	Calor de fusão do polímero 100% cristalino [J/g]
$k$	Incremento para as etapas de profundidade do furo [-]
$\sigma_x$	Tensão uniforme normal no plano x [MPa]
$\sigma_y$	Tensão uniforme normal no plano y [MPa]
$\tau_{xy}$	Tensão uniforme de cisalhamento no plano xy [MPa]
$S_{max}$	Tensão principal máxima [MPa]
$S_{min}$	Tensão principal mínima [MPa]
$\beta$	Ângulo, no sentido horário, a partir do eixo x até a direção da tensão máxima principal [°]
$H_0$	Hipótese nula para o teste de Fisher [-]
$MQ_e$	Soma quadrática das médias para o teste de Fisher [-]
$N$	Número de fatores [-]
$\bar{y}_i$	Média dos tratamentos das amostras i [-]
$\bar{y}_j$	Média dos tratamentos das amostras j [-]
$L_m$	Comprimento da cavidade do corpo de prova usinada no molde na direção paralela ao fluxo de injeção [mm]
$L_s$	Largura obtida no corpo de prova moldado na direção paralela ao fluxo de injeção [mm]
$S_l$	Contração do corpo de prova na direção paralela ao fluxo de injeção [%]
$W_m$	Largura da cavidade do corpo de prova usinada no molde na direção perpendicular ao fluxo de injeção [mm]
$W_s$	Comprimento obtido no corpo de prova moldado na direção perpendicular ao fluxo de injeção [mm]
$S_w$	Contração do corpo de prova na direção perpendicular ao fluxo de injeção [%]
$C_m$	Medição cruzada da cavidade do corpo de prova usinada no molde [mm]
$C_s$	Medição cruzada obtida no corpo de prova moldado [mm]
$S_s$	Contração do corpo de prova na direção cruzada [%]

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO .....</b>	<b>17</b>
1.1	CONTEXTUALIZAÇÃO .....	17
1.2	JUSTIFICATIVA .....	17
1.3	OBJETIVOS .....	18
<b>1.3.1</b>	<b>Objetivo Geral .....</b>	<b>18</b>
<b>1.3.2</b>	<b>Objetivos Específicos .....</b>	<b>18</b>
<b>2</b>	<b>REFERENCIAL TEÓRICO.....</b>	<b>19</b>
2.1	MOLDAGEM POR INJEÇÃO .....	19
2.2	DIFERENTES ESTRUTURAS MOLECULARES DOS POLÍMEROS NO ESTADO SÓLIDO.....	21
<b>2.2.1</b>	<b>Polipropileno.....</b>	<b>23</b>
<b>2.2.2</b>	<b>Cristalinidade .....</b>	<b>26</b>
2.3	CALORIMETRIA EXPLORATÓRIA DIFERENCIAL .....	27
2.4	EMPENAMENTO DOS POLÍMEROS NO PROCESSO DE MOLDAGEM POR INJEÇÃO.....	28
2.5	CONTRAÇÃO DOS POLÍMEROS NO PROCESSO DE MOLDAGEM POR INJEÇÃO.....	30
2.6	TENSÕES RESIDUAIS .....	34
2.7	MÉTODO DO FURO CEGO .....	38
2.8	PROPRIEDADES MECÂNICAS .....	45
2.9	PLANEJAMENTO FATORIAL .....	46
<b>3</b>	<b>MATERIAIS E MÉTODOS.....</b>	<b>48</b>
3.1	POLÍMERO UTILIZADO NO ESTUDO .....	48
3.2	GEOMETRIA DOS CORPOS DE PROVA MOLDADOS.....	49
<b>3.2.1</b>	<b>O Molde.....</b>	<b>50</b>
3.3	ENSAIO DE ANÁLISE TÉRMICA PARA O POLIPROPILENO VIRGEM.....	51
3.4	SIMULAÇÕES COMPUTACIONAIS .....	52
<b>3.4.1</b>	<b>Medições das contrações dos corpos de prova simulados .....</b>	<b>54</b>
<b>3.4.2</b>	<b>Medições dos empenamentos dos corpos de prova simulados .....</b>	<b>55</b>
3.5	MOLDAGEM DOS CORPOS DE PROVA .....	56

3.6	MEDIÇÕES DOS EMPENAMENTOS E DAS CONTRAÇÕES DOS CORPOS DE PROVA MOLDADOS .....	60
<b>3.6.1</b>	<b>Medições dos empenamentos dos corpos de prova moldados.....</b>	<b>60</b>
<b>3.6.2</b>	<b>Medições das contrações dos corpos de prova moldados .....</b>	<b>61</b>
3.7	ENSAIOS DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO E AO IMPACTO .....	63
3.8	ENSAIO DE ANÁLISE TÉRMICA PARA O POLIPROPILENO MOLDADO .....	64
3.9	MÉTODO DO FURO CEGO .....	64
<b>3.9.1</b>	<b>Colagem dos strain-gage.....</b>	<b>64</b>
<b>3.9.2</b>	<b>Medições das tensões residuais .....</b>	<b>65</b>
<b>4</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÃO .....</b>	<b>67</b>
4.1	CARACTERIZAÇÃO POR CALORIMETRIA EXPLORATÓRIA DIFERENCIAL DO POLIPROPILENO VIRGEM .....	67
4.2	RESULTADOS DAS SIMULAÇÕES COMPUTACIONAIS .....	68
<b>4.2.1</b>	<b>Resultados das medições para os empenamentos dos corpos de prova simulados.....</b>	<b>68</b>
<b>4.2.2</b>	<b>Resultados das medições para as contrações dos corpos de prova simulados.....</b>	<b>72</b>
4.3	RESULTADOS DAS MEDIÇÕES PARA OS EMPENAMENTOS E CONTRAÇÕES DOS CORPOS DE PROVA MOLDADOS .....	74
<b>4.3.1</b>	<b>Resultados das medições para os empenamentos dos corpos de prova moldados.....</b>	<b>74</b>
<b>4.3.2</b>	<b>Resultados das medições para as contrações dos corpos de prova moldados .....</b>	<b>80</b>
4.4	CARACTERIZAÇÃO POR CALORIMETRIA EXPLORATÓRIA DIFERENCIAL DO POLIPROPILENO MOLDADO.....	83
4.5	CARACTERIZAÇÃO POR ENSAIOS DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO E AO IMPACTO .....	84
<b>4.5.1</b>	<b>Caracterização por ensaio de resistência ao impacto .....</b>	<b>84</b>
<b>4.5.2</b>	<b>Caracterização por ensaio de resistência à tração .....</b>	<b>86</b>
4.6	MEDIÇÕES DAS TENSÕES RESIDUAIS PELO MÉTODO DO FURO CEGO .....	88
<b>4.6.1</b>	<b>Medições das tensões residuais nos corpos de prova moldados.....</b>	<b>89</b>
<b>4.6.2</b>	<b>Ângulo <math>\beta</math> em relação ao fluxo de injeção.....</b>	<b>93</b>
<b>4.6.3</b>	<b>Círculo de Mohr .....</b>	<b>94</b>
<b>5</b>	<b>CONCLUSÃO .....</b>	<b>96</b>

<b>SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS.....</b>	<b>98</b>
<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....</b>	<b>99</b>
<b>APÊNDICE A – CALIBRAÇÃO DOS TERMOPARES .....</b>	<b>106</b>
<b>APÊNDICE B – MEDIÇÕES DOS EMPENAMENTOS PARA CADA CONDIÇÃO .....</b>	<b>111</b>
<b>APÊNDICE B – CONTINUAÇÃO .....</b>	<b>112</b>
<b>APÊNDICE B – CONTINUAÇÃO .....</b>	<b>113</b>
<b>APÊNDICE C – MEDIÇÕES DAS CONTRAÇÕES PARA CADA CONDIÇÃO.....</b>	<b>114</b>
<b>APÊNDICE C – CONTINUAÇÃO .....</b>	<b>115</b>
<b>APÊNDICE C – CONTINUAÇÃO .....</b>	<b>116</b>
<b>APÊNDICE C – CONTINUAÇÃO .....</b>	<b>117</b>
<b>APÊNDICE C – CONTINUAÇÃO .....</b>	<b>118</b>

# 1 INTRODUÇÃO

## 1.1 CONTEXTUALIZAÇÃO

Moldagem por injeção de materiais poliméricos é um processo de transformação altamente versátil, muito utilizado para produção de artefatos poliméricos. O processo de moldagem por injeção possibilita a obtenção de produtos com diversas geometrias e tamanhos, o que permite o fornecimento de diferentes tipos de componentes para a indústria de eletrônicos, automobilística, construção civil, entre outras (MALLOY, 2011). Segundo Kurt *et al.* (2010), pode-se obter com este processo componentes com geometrias complexas, aliando ótima qualidade de superfície com tolerâncias dimensionais restritas.

Durante as etapas de preenchimento, recalque e resfriamento no processo de moldagem por injeção, as propriedades finais do polímero poderão ser alteradas. Assim, tensões residuais podem ser geradas devido às altas pressões, diferenças de temperaturas e relaxamento das cadeias poliméricas, que podem resultar na alteração dimensional (contração) e empenamento do produto (GUEVARA-MORALES; FIGUEROA-LÓPEZ, 2014).

As distorções e as contrações de peças moldadas por injeção podem ser influenciadas por diversos parâmetros envolvidos na sua manufatura, entre eles destacam-se: o projeto da peça, a seleção do material, o projeto do molde e o processamento (FISCHER, 2002).

Segundo Leães (2008), a preocupação em obter-se um produto que atenda às especificações de engenharia e de boa qualidade, vem desde o momento onde é traduzida a necessidade do consumidor até a conversão dessas especificações em termos de parâmetros de processo.

Assim, este estudo avaliou os parâmetros que interferem nas alterações dimensionais e nas tensões residuais, o que ocasionam dispêndio de tempo no projeto e retrabalhos em componentes obtidos pelo processo de moldagem por injeção.

## 1.2 JUSTIFICATIVA

O processo de moldagem por injeção de polímeros pode apresentar tensões residuais no produto, as quais podem gerar empenamentos e contrações, comprometendo a qualidade final do produto. Este é um problema recorrente nas matrizarías, dificultando o projeto e a confecção dos moldes, uma vez que o empenamento e a contração podem definir a aprovação ou a rejeição de produtos poliméricos.

As tensões residuais podem ser determinadas por diversos métodos, entre eles o método do furo cego. No entanto, este método é normalizado para materiais metálicos e pouco difundido para materiais poliméricos. Neste sentido, avaliou-se os parâmetros que influenciam nas alterações dimensionais e nas tensões residuais do polipropileno (PP) moldado por injeção, visto que este polímero tem sido amplamente utilizado na indústria automobilística para a produção de diferentes componentes, como: para-lamas, para-choques, grades dianteiras e painéis.

### 1.3 OBJETIVOS

#### 1.3.1 Objetivo Geral

Este estudo tem por objetivo geral avaliar os parâmetros que influenciam nas alterações dimensionais e nas tensões residuais do polipropileno moldado por injeção.

#### 1.3.2 Objetivos Específicos

- Avaliar, por meio de simulações computacionais, qual parâmetro de processo possui maior influência no empenamento e na contração durante o processo de moldagem por injeção do PP;
- Variar o parâmetro de processo obtido nas simulações e utilizar diferentes condições pós-moldagem para avaliar a influência no empenamento e na contração de corpos de prova com distintas geometrias;
- Por meio de ensaios de análise térmica, avaliar a influência na cristalinidade dos corpos de prova;
- Utilizar ensaios de resistência à tração e ao impacto para avaliar as propriedades mecânicas dos corpos de prova;
- Verificar pelo método do furo cego o comportamento das tensões residuais nos corpos de prova e sua correlação com o empenamento.

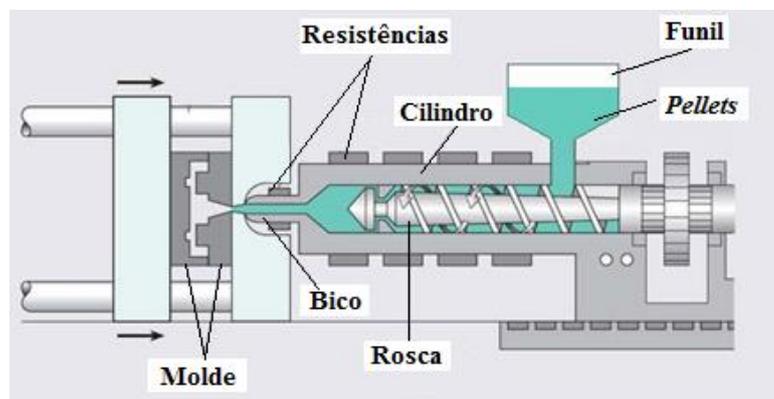
## 2 REFERENCIAL TEÓRICO

### 2.1 MOLDAGEM POR INJEÇÃO

O processo de moldagem por injeção de polímeros abrange os estágios de plastificação, preenchimento, recalque, refrigeração e extração. O início do processo ocorre com a plastificação, que consiste na fusão e homogeneização do polímero (BRETAS e D'ÁVILA, 2005). Segundo Kazmer (2016), a fusão do polímero ocorre por meio da condução de calor do cilindro combinada com o aquecimento interno causado pela deformação molecular do polímero ao ser forçado pela rosca, localizada dentro do cilindro da máquina injetora e responsável pelo transporte dos *pellets* (grânulos sólidos de polímero). A Figura 1 apresenta os componentes principais de uma máquina injetora.

De acordo com Kazmer (2016), após a plastificação, o polímero fundido é forçado do cilindro para o interior do molde por meio do bico da máquina injetora. A massa polimérica flui pelos canais de alimentação, por meio de um ou mais *gates* (ponto de entrada do material na cavidade) e preenche uma ou mais cavidades do molde.

Figura 1 – Principais componentes de uma máquina injetora

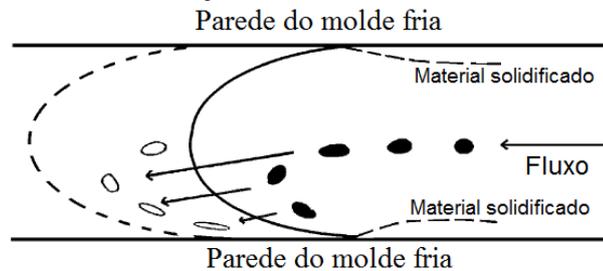


Fonte: Adaptado de Tudo Sobre Plásticos (2017) (Fonte foi aumentada)

A forma como ocorre o preenchimento do molde, especialmente próximo às superfícies, pode influenciar a direção e o tipo de orientação molecular da moldagem, devido às diferenças de temperatura que ocorrem entre as paredes do molde e do polímero fundido. Conforme pode ser observado na Figura 2, à medida que o material flui para o interior do molde, um volume esférico de material da frente de fluxo é deformado e avança para uma forma elíptica. O material fundido é estirado e resfriado rapidamente quando entra em contato com as paredes do molde, mantendo as orientações moleculares. Uma nova camada de

material é formada entre as camadas solidificadas para criar uma nova frente de fluxo, isto continua até que o molde esteja totalmente preenchido (FISCHER, 2002).

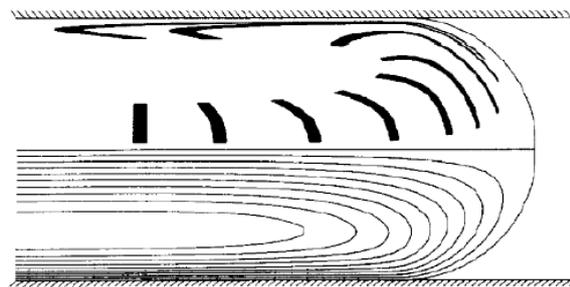
Figura 2 – Mudança da forma esférica para elíptica no fluxo de material e mecanismo de orientação molecular e da fibra.



Fonte: Adaptado de McCrum; Buckley; Bucknall, 1997 *apud* Fischer, 2002 (Traduzido)

Durante o preenchimento é criado um perfil de velocidades na frente de fluxo do polímero, onde a velocidade é máxima no centro do escoamento e nula no ponto de contato com as paredes do molde. Assim, ocorre uma brusca desaceleração da velocidade do polímero no sentido do fluxo para as paredes, movimento este conhecido como “efeito fonte”. Por meio deste movimento, gera-se no polímero uma tensão de cisalhamento e uma rápida redução na temperatura e, conseqüentemente, contração do material (BASSO, 2011). A Figura 3 apresenta o resultado de um algoritmo desenvolvido por Mavridis *et al.* (1988), no qual descreve o deslocamento das moléculas atrás da frente de fluxo.

Figura 3 – Deformação sofrida pelas macromoléculas (metade superior) e linhas de fluxo de várias camadas do fluido (metade inferior)



Fonte: (MAVRIDIS *et al.*, 1988)

Segundo Almeida *et al.* (2007), o grau de orientação das moléculas tende a aumentar com o aumento da velocidade de injeção, sendo maior a orientação nas regiões próximas às paredes do molde e menor na posição central da frente de fluxo. De acordo com o autor, isto ocorre devido ao efeito fonte que é desenvolvido na frente de fluxo. O núcleo do polímero, apesar de estar sujeito a altas taxas de resfriamento, é capaz de relaxar significativamente e,

além disso, podem não apresentar taxa de cisalhamento nesta região, o que leva a uma menor orientação das moléculas em relação às regiões próximas às paredes do molde.

Ao finalizar o preenchimento da cavidade do molde e, a fim de preencher o volume restante que há na cavidade e compensar a contração, aplica-se uma pressão de recalque (GUEVARA-MORALES; FIGUEROA-LÓPEZ, 2014). Segundo Harada (2004), se houver retração da rosca da injetora imediatamente após a o tempo de preenchimento, tende-se a criar uma contrapressão no interior do molde, promovendo uma superfície da peça rugosa ou com rechupes.

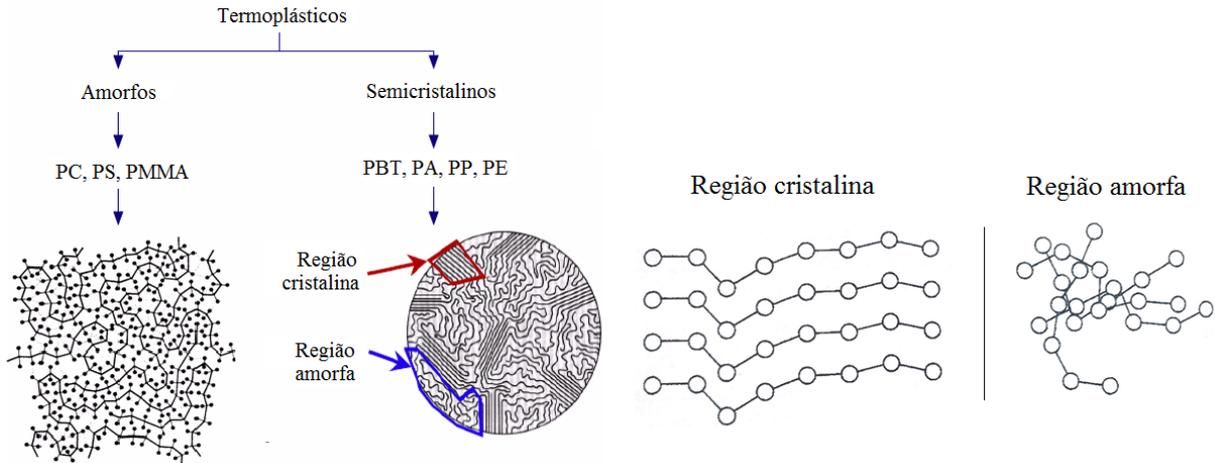
De acordo com Kazmer (2016), a contração do polímero pode variar conforme as propriedades e aplicações do material utilizado e, geralmente, são adicionados de 1 a 10% a mais de polímero fundido na fase de recalque para compensar a contração. Quando o *gate* solidifica-se, a pressão de recalque é cessada e utiliza-se um tempo adicional para que o polímero solidifique-se e torne-se rígido o suficiente para a extração, fase que normalmente demanda a maior parte do tempo total de ciclo. O resfriamento do componente ocorre durante todo o ciclo, e é realizado pelos canais de refrigeração do molde (SÁNCHEZ *et al.*, 2012; MANRICH, 2005).

De acordo com Kabanemi *et al.* (1998), as etapas de preenchimento, recalque e refrigeração podem introduzir tensões residuais no componente moldado por injeção e, conseqüentemente, contração e empenamento.

## 2.2 DIFERENTES ESTRUTURAS MOLECULARES DOS POLÍMEROS NO ESTADO SÓLIDO

Os materiais poliméricos podem apresentar duas diferentes estruturas moleculares no estado sólido. Na estrutura molecular amorfa, as moléculas estão entrelaçadas aleatoriamente umas sobre as outras, desordenadas, como pode ser visto na Figura 4. Para a estrutura molecular cristalina, as moléculas estão unidas em padrões estruturais regulares e repetidas, ordenadas, chamadas de regiões cristalinas (Figura 4). Polímeros que apresentam regiões cristalinas são conhecidos como polímeros semicristalinos, uma vez que nenhum polímero é totalmente cristalino (possuem algumas regiões amorfas) (STRONG, 2006).

Figura 4 - Orientação molecular de polímeros amorfos e semicristalinos no estado sólido

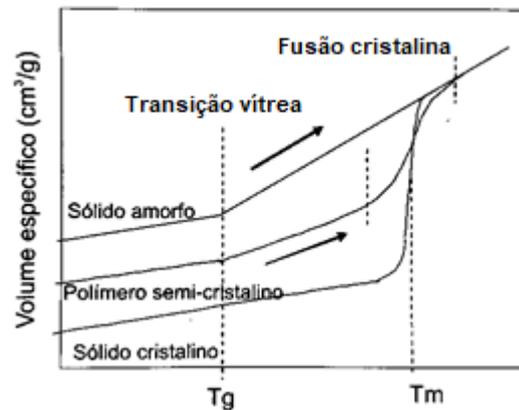


Fonte: Adaptado de Posch; Granata e Colzani, 2004 *apud* Leães (2008) e Strong (2006) (Imagens das duas fontes foram unidas)

O grau de cristalinidade dos polímeros é um fator extremamente importante para o fenômeno de contração. A Figura 5 apresenta que, para os polímeros semicristalinos e amorfos, temperaturas acima da temperatura de transição vítrea ( $T_g$ ) permitem a mobilidade das cadeias poliméricas da fase amorfa, sendo caracterizada por uma transição termodinâmica de segunda ordem. Para os polímeros semicristalinos, quando atingida a temperatura de fusão cristalina ( $T_m$ ), ocorre a fusão dos cristalitos e desaparecem as regiões cristalinas. Neste ponto, o sistema possui energia superior às forças intermoleculares secundárias entre as cadeias da fase cristalina e desordenar a estrutura original de empacotamento. Assim, ocorre a mudança do estado borrachoso para o estado viscoso (fundido), mudança esta caracterizada por uma mudança termodinâmica de primeira ordem (LATI, 2008; CANEVAROLO JÚNIOR, 2006).

A Figura 5 também apresenta que a fusão é seguida de um brusco aumento de volume de material para os polímeros semicristalinos e resulta em uma rápida expansão térmica, fenômeno este que antecede a injeção do polímero no molde. Assim que o resfriamento da massa polimérica no interior do molde se inicia, as cadeias poliméricas tendem a organizar-se espacialmente de forma regular, o que permite a formação dos cristalitos. Novos cristais são formados por meio das ordenações das cadeias de outros pontos, isso acontece em toda a massa polimérica, originando a cristalização da massa fundida. Assim, devido ao menor espaço livre entre as moléculas nas novas regiões reordenadas, ocorre uma redução no volume específico e conseqüente contração do componente (LATI, 2008; CANEVAROLO JÚNIOR, 2006).

Figura 5 – Variação do volume específico com as temperaturas  $T_g$  e  $T_m$  de um sólido no estado amorfo, cristalino e de um polímero semicristalino.



Fonte: Adaptado de Canevarolo Júnior, 2006 (modificadas as fontes da transição vítrea e fusão cristalina, e adicionada a palavra “cristalina” ao lado de fusão)

De acordo com Linck (2016), temperaturas de processamento elevadas do polímero propiciam maiores tempos de resfriamento, o que permitem melhores arranjos das cadeias poliméricas, conseqüentemente, melhor empacotamento e maior quantidade de regiões cristalinas.

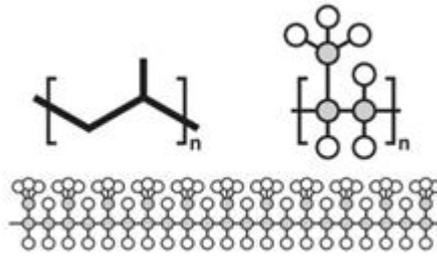
Uma vez que a cristalinidade dos polímeros está relacionada com a quantidade de regiões cristalinas, maiores serão os empenamentos e as contrações do produto final quanto maiores forem os graus de cristalinidade do polímero (HURTADO, 2015). Segundo Linck (2016), a densidade do polímero é diretamente proporcional ao grau de cristalinidade, uma vez que o empacotamento das cadeias poliméricas ocorre de forma mais efetiva em regiões cristalinas do que em regiões amorfas.

### 2.2.1 Polipropileno

De acordo com Nunes (2014), o polipropileno (PP) encontra-se na classe das poliolefinas obtidas por hidrocarbonetos alifáticos que, segundo Canevarolo Júnior (2006), é um dos polímeros mais comumente utilizados.

Segundo Nunes (2015), com pouca ou nenhuma insaturação, o polipropileno é um polímero de hidrocarboneto linear que apresenta o padrão de repetitividade das ligações covalentes ao longo da cadeia (meros) conforme a Figura 6. As esferas cinzas representam os átomos de carbono enquanto que as esferas brancas representam os átomos de hidrogênio.

Figura 6 – Estrutura química do mero referente ao polipropileno



Fonte: Nunes (2015)

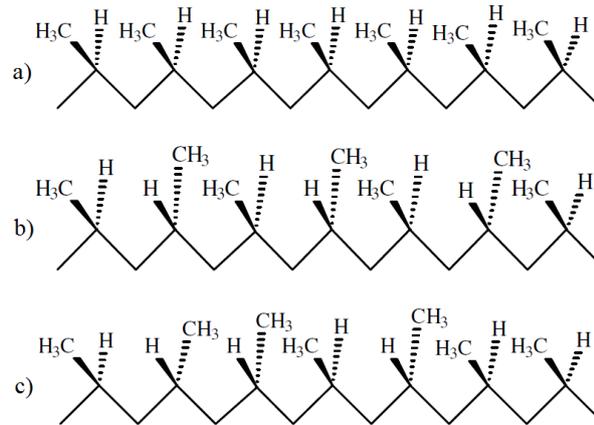
A taticidade do polipropileno pode apresentar-se de três formas distintas: atática, isotática e sindiotática. Com grupos laterais na sua estrutura ( $-CH_3$ ), possuem suas propriedades diretamente influenciadas pelas posições destes grupos, ou seja, a posição da metila ao longo da cadeia polimérica pode variar de acordo com o catalisador aplicado na polimerização (NUNES, 2015). Segundo Dal Castel (2012), esta configuração molecular é irreversível, ou seja, não são alteradas nas transformações físicas posteriores do polímero.

O PP isotático apresenta os grupos laterais dispostos do mesmo lado da cadeia principal (Figura 7a). Com excelentes propriedades térmicas e mecânicas, possui aplicações na moldagem por injeção e na produção de fibras e filmes. Segundo Wiebeck e Harada (2005) e Nunes (2015), esta versatilidade aliada com baixo custo tornou esse termoplástico em um dos mais importantes comercialmente, isto é, polipropilenos comerciais são geralmente 90 - 95% isotáticos. De acordo com Moori (2014), devido à regularidade das cadeias do PP isotático, este possui elevada cristalinidade, o que resulta em boas propriedades de rigidez e resistência à tração.

Quando os grupos laterais estão localizados de forma alternada com a cadeia principal (Figura 7b), o PP possui configuração sindiotática e atática (PEREIRA, 2012). Polipropilenos com configuração sindiotática apresentam dureza inferior ao PP isotático, porém, possui resistência ao impacto superior e boa transparência (MOORI, 2014). Dal Castel (2012) informa que o PP sindiotático tem sua produção relativamente baixa (2% da produção total de PP).

O PP atático não apresenta regularidade na disposição das ramificações, ou seja, os grupos laterais dispõem-se aleatoriamente ao longo da cadeia principal (Figura 7c). Assim, devido à sua irregularidade na estrutura, possui cristalinidade baixa, resultando em um material amorfo, pegajoso, e é utilizado geralmente na produção de alcatrões de cobertura e adesivos.

Figura 7 – Representação das taticidades do polipropileno



Fonte: Bacchi (2011)

Nota: a) PP isotático, b) PP sindiotático e c) PP atático

Devido às altas temperaturas de processamento e serviço, o polipropileno possui aplicações em dispositivos médicos esterilizáveis, recipientes de alimentos para máquinas lava-louças e componentes para ferramentas. A considerável resistência mecânica e o baixo custo do PP, comparado aos polímeros de engenharia, são fatores que têm motivado a elevada utilização deste polímero em aplicações estruturais. Quando necessário maior rigidez para uma determinada aplicação, a utilização de fibras de vidro é realizada. Por exemplo, a adição em massa de fibras de vidro curtas pode dobrar a resistência à tração (STRONG, 2006). A Tabela 1 apresenta as características do PP isotático (comercial).

Tabela 1 - Propriedades características do PP isotático comercial

PROPRIEDADES	PP ISOTÁTICO
Densidade (g·cm <sup>-3</sup> )	0,9
Módulo elástico (MPa)	16,5
Resistência ao impacto (-23 °C) (kJ·m <sup>-2</sup> )	16
Opacidade (%)	85
Cristalinidade	40 – 60
T <sub>m</sub> (°C)	165 – 175
T <sub>g</sub> (°C)	4 – 12
Coefficiente de Poisson	0,32
Resistência ao escoamento (MPa)	23
Resistência máxima (MPa)	24 – 38
Alongamento até a fratura (%)	200 – 600

Fonte: Adaptado de Brydson (1999) *apud* Nunes (2015); Mano e Mendes (2004); Ebewele (2000)  
(Informações das fontes foram mescladas em tabela única)

No processamento do polipropileno, por se tratar de um polímero não-higroscópico, a umidade não é um fator crítico, porém pode haver umidade superficial nos grânulos e gerar

defeitos no produto final. Assim, a temperatura e o tempo de secagem recomendados para a secagem do PP são, respectivamente, 80 °C e 2 horas (TUDO SOBRE PLÁSTICOS, 2017). A temperatura de fusão cristalina do PP situa-se entre 140 °C e 170 °C, e a temperatura do molde recomendada é de 20 °C a 70 °C. A contração deste polímero pode variar de 1,3% a 2% (ALMEIDA, 2014).

### 2.2.2 Cristalinidade

Segundo Canevarolo Júnior (2004), o processo de cristalização pode afetar as propriedades mecânicas e térmicas do polímero devido às alterações da densidade e da cristalinidade.

Quando inicia-se o processo de resfriamento de um polímero semicristalino, pequenas regiões cristalinas começam a ser formadas pela aproximação das cadeias moleculares. Se o resfriamento for lento, maiores serão os cristais e maior será o número de moléculas que possui tempo para organizar-se e formar regiões cristalinas, o que resulta em uma maior cristalinidade. O resfriamento do polímero durante a moldagem pode variar consideravelmente devido a diferentes espessuras da peça, diferença de temperatura do molde ou pelo projeto de resfriamento do molde ineficiente, o que pode alterar a cristalinidade do polímero (HARADA, 2004).

Maiores graus de cristalinidade proporcionam maior rigidez ao polímero devido ao melhor entrelaçamento das cadeias, à elevação da quantidade de moléculas de ligação e maior orientação sob cisalhamento ou alongamento. Porém, o aumento da resistência à deformação provoca a redução da capacidade em absorver energia, o que reduz a resistência ao impacto do polímero. Ao mesmo tempo, tensões não aliviadas que foram produzidas por moléculas longas que não tiveram tempo de resfriamento suficiente para relaxar podem reduzir a resistência ao impacto do material (OJEDA, 1996).

De acordo com Sperling (2006), a cristalinidade ( $X_C$ ) dos polímeros pode ser determinada pelo quociente entre o calor de fusão da amostra ( $\Delta H_f$ ), o calor de fusão de um polímero 100% cristalino ( $\Delta H_f^0$ ) e o percentual de polímero na amostra ( $n$ ), conforme Equação 1. Segundo o autor, o calor de fusão da amostra ( $\Delta H_f$ ) é dado pela área do evento da fusão obtida por meio de DSC. Para Sperling (2006) e Canevarolo Júnior (2004), o calor de fusão para o polipropileno 100% cristalino mais utilizado na literatura é  $\Delta H_f^0 = 209 \text{ J/g}$ .

$$X_C (\%) = \frac{1}{n} \cdot \frac{(\Delta H_f)}{(\Delta H_f^0)} \cdot 100 \quad (1)$$

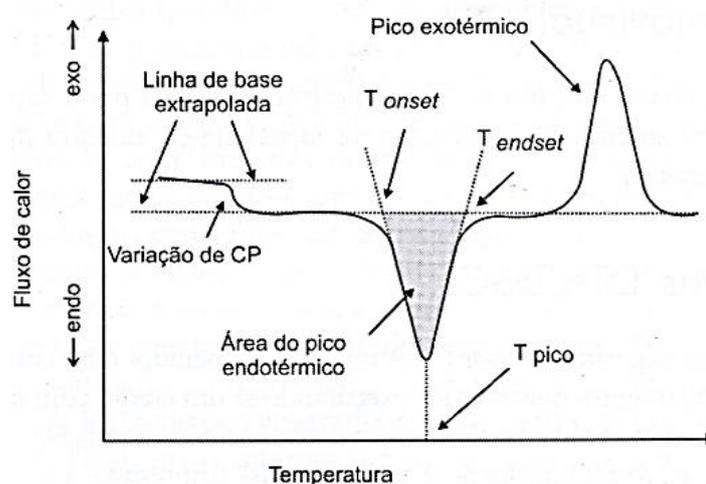
### 2.3 CALORIMETRIA EXPLORATÓRIA DIFERENCIAL

A Calorimetria Exploratória Diferencial (DSC) consiste em uma técnica onde uma amostra e um material de referência são submetidos a um aquecimento ou resfriamento controlado. Durante o ensaio de DSC, a temperatura da amostra é aumentada ou diminuída e a diferença de fluxo de calor entre a amostra e a referência é registrada. A amostra e a referência são mantidas à mesma temperatura por meio do ajuste contínuo da energia dos aquecedores, em resposta aos efeitos térmicos da amostra. Assim, independentemente das constantes térmicas da referência ou de mudanças no comportamento térmico da amostra, a energia elétrica necessária para manter ambas a mesma temperatura é fornecida pela área do evento gerado (CANEVAROLO JÚNIOR, 2006).

A partir do ensaio de DSC é possível obter: temperatura de cristalização ( $T_c$ ), temperatura de fusão cristalina ( $T_m$ ), entalpia de fusão ( $\Delta H_f$ ), grau de cristalinidade ( $X_c$ ), temperatura de transição vítrea ( $T_g$ ), calor específico ( $C_p$ ), transições de fase, entre outros (CANEVAROLO JÚNIOR, 2006; AZEREDO, 2010; STRAPASSON, 2004).

Segundo Azeredo (2010), eventos endotérmicos caracterizam a fusão, enquanto que eventos exotérmicos caracterizam a cristalização do material. Ainda segundo este autor, por meio da área dos eventos é possível obter-se a troca de calor envolvida na transição. Bernal *et al.* (2002) informa que processos exotérmicos são representados por eventos para cima e processos endotérmicos são apresentados por eventos para baixo (Figura 8).

Figura 8 – Apresentação de uma curva obtida por DSC



Fonte: Canevarolo Júnior (2004)

## 2.4 EMPENAMENTO DOS POLÍMEROS NO PROCESSO DE MOLDAGEM POR INJEÇÃO

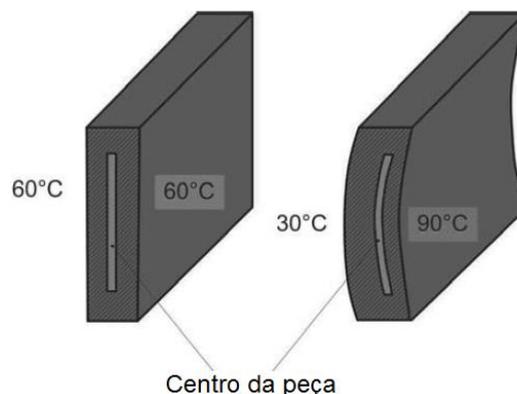
O empenamento pode ser entendido como a distorção de um componente obtido pela moldagem por injeção. Este fenômeno é causado devido à diferença de contração que ocorre na peça, ou seja, caso haja uma contração maior em uma direção do que em outra, acontece o empenamento do componente (FISCHER, 2002).

Segundo Hurtado (2015), o aumento da temperatura do molde tende a aumentar o empenamento. O autor comparou a injeção entre o Poli (ácido láctico) (PLA) e o Poliamida 6,6 (PA6,6), em que afirma que devido a maior cristalinidade do PA6,6 e maiores valores de contração longitudinal e transversal, aliados com um resfriamento não uniforme, obtém-se um empenamento maior que peças injetadas em PLA.

Segundo Lanxess (2007) *apud* Hurtado (2015), peças de paredes espessas tendem a resfriar com menor velocidade, uma vez que apresentam taxas de cristalização reduzidas e permitem maior tempo para reagrupamento das cadeias do polímero, resultando em maiores graus de contração e empenamento.

Segundo Bociaga *et al.* (2010), uma refrigeração desigual do molde pode causar problemas de empenamento na peça injetada. O autor indica que a diferença de temperatura entre as placas de um molde faz com que a peça injetada apresente uma concavidade no lado de maior temperatura e uma convexidade no lado menor temperatura (Figura 9). De acordo com o autor, este comportamento ocorre devido à tensão no material proveniente da diferença de temperatura, o lado onde apresentar maior temperatura é contraído.

Figura 9 – Deformação de uma peça injetada devido às diferenças de temperaturas entre as placas do molde.

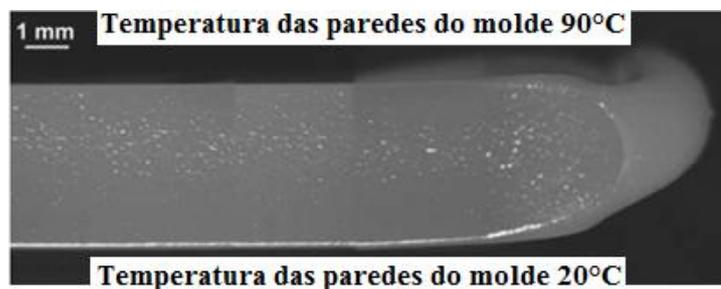


Fonte: Adaptado de Zollner (1997) *apud* Bociaga *et al.* (2010) (Traduzido)

Segundo Leães (2008), uma diferença de temperatura entre as placas inferior a 20 °C é suficiente para obter-se um empenamento considerável, o que pode acontecer eventualmente na manufatura. Em seu estudo, o autor comparou o empenamento de materiais amorfos (poliestireno) e semicristalinos (polipropileno), obtendo empenamentos mais acentuados para os materiais semicristalinos.

A fim de observar o fluxo do polímero fundido, Bociaga *et al.* (2010) utilizou um tempo de injeção menor que o normal, interrompendo o fluxo de injeção e, por meio de um microscópio, obteve o resultado apresentado na Figura 10. É possível verificar que a frente de fluxo do material é atraída pelo lado mais quente do molde, em consonância com o apresentado anteriormente. Segundo o autor, se o molde apresentar diferenças de temperaturas entre as placas, o fluxo de massa fundida de polímero pode apresentar velocidades diferentes de escoamento no interior da cavidade. Esta diferença de velocidades provoca uma estrutura interna assimétrica e gera diferentes tensões, o que resulta no empenamento da peça injetada.

Figura 10 – Deformação da frente de fluxo devido às diferenças de temperatura entre as placas do molde.



Fonte: Adaptado de Bociaga *et al.* (2010) (Traduzido)

Leães (2008) também indica que a diferença de temperatura entre as placas de um molde é o fator de maior significância no empenamento, uma vez que esta pode gerar desbalanceamento das tensões residuais resultantes da distribuição desigual da temperatura por meio da espessura da peça. O autor informa que a amplificação do empenamento pode ser obtida pela ausência de recalque e que a qualidade final de peças injetadas pode ser melhorada aumentando o tempo de recalque, o que reduz o empenamento e minimiza a contração.

Segundo Alves (2008), para todo processo de injeção existe um valor para a pressão de recalque em que o empenamento tende a aproximar-se de zero. O autor, em seu estudo, obteve distorções angulares próximas de zero conforme a pressão de recalque aumentava de 7 MPa para 51 MPa, obtendo-se a menor distorção para o valor de 51 MPa.

Guevara-Morales e Figueroa-Lopez (2014) elaboraram uma revisão bibliográfica na qual identificou os parâmetros de maior influência no empenamento de componentes moldados por injeção. Os autores verificaram que a pressão de recalque foi o fator que apresentou maior influência no empenamento, seguido pela temperatura do molde. Segundo os autores, elevados tempos de resfriamento permitem pequenos índices de empenamento no produto final.

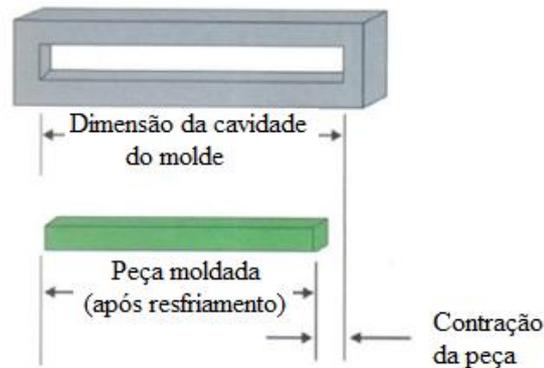
Kabanemi *et al.* (1998) obteve por meio de simulações numéricas para amostras de policarbonato (PC) empenamento de 0,3 mm, enquanto que o valor experimental do empenamento foi de 0,47 mm. Para amostras de polietileno, o autor informa que obteve valores de empenamento que variaram de 3 a 8 mm. Segundo o autor, empenamentos maiores foram obtidos com temperaturas maiores do polímero fundido, enquanto que maiores tempos de resfriamento minimizaram os empenamentos. Espessuras maiores das amostras tendem a empenar mais após a moldagem que amostras com espessuras pequenas.

O tempo e a pressão de injeção são parâmetros que podem influenciar no empenamento de produtos moldados por injeção. Curtos tempos e/ou pressões de injeção fazem com que o material polimérico esfrie antes da cavidade ser totalmente preenchida, o que não permite o perfeito empacotamento das moléculas e possibilita maior espaço para as moléculas moverem-se livremente antes da solidificação. Ao mesmo tempo, enquanto a camada externa encontra-se solidificada, a camada interna ainda está solidificando, o que permite o movimento das moléculas e determina o grau de empenamento (BRYCE, 1997).

## 2.5 CONTRAÇÃO DOS POLÍMEROS NO PROCESSO DE MOLDAGEM POR INJEÇÃO

A diferença entre as dimensões da cavidade do molde e as dimensões da peça injetada, à temperatura ambiente e após ter alcançado o equilíbrio térmico, é denominada contração (FISCHER, 2002; HARADA, 2004). De acordo com Harada (2004), quando resfriado, ocorre uma contração volumétrica no produto final, o que proporciona uma redução nas dimensões finais do produto em comparação com as dimensões da cavidade do molde (Figura 11). Assim, segundo o autor, a contração do material deve ser levada em consideração no projeto do molde.

Figura 11 – Contração volumétrica de um produto moldado por injeção



Fonte: Adaptado de HARADA, 2012 *apud* HURTADO, 2015 (Informações escritas editadas)

Segundo Fischer (2002), entre os fatores que podem causar variações na contração de produtos, destacam-se: tamanho e geometria da peça; comprimento, tamanho e geometria dos canais de alimentação, entrada e bico da injetora; efetividade dos canais de refrigeração do molde; espessuras das paredes da peça; forma de preenchimento do material no interior do molde e os parâmetros do processo utilizados na injetora.

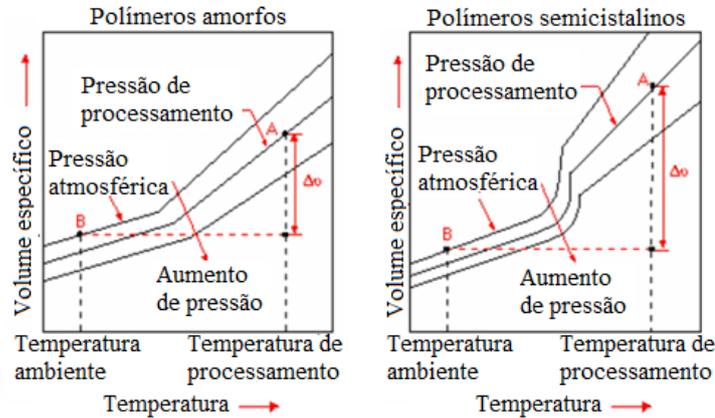
A contração será mínima quando uma quantidade máxima de material for forçada para o interior da cavidade do molde durante um tempo máximo possível, mantendo-se uma pressão elevada até o polímero resfriar e solidificar, a fim de promover o melhor empacotamento das cadeias poliméricas. Uma quantidade inadequada de material forçada para o interior do molde, juntamente com uma pressão mantida por um curto período de tempo, levará a uma contração máxima (FISCHER, 2002).

Polímeros semicristalinos contraem mais que polímeros amorfos devido à organização ordenada das moléculas após o resfriamento abaixo da temperatura de fusão cristalina. Polímeros amorfos não apresentam diferença na organização das moléculas após a transição da fase fundida para a fase sólida. Assim, devido à esta diferença de comportamento, materiais semicristalinos possuem maior variações no volume específico entre as fases (LEÃES, 2008).

A variação do volume específico para os polímeros amorfos e semicristalinos está apresentada na Figura 12, por meio das representações pressão, volume, temperatura (PVT). Pode-se observar que a transição do ponto A (temperatura e pressão de injeção) para o ponto B (temperatura e pressão ambientes) origina uma variação maior no volume específico para os polímeros semicristalinos. Isto pode ser explicado devido ao arranjo mais ordenado das cadeias poliméricas no retículo cristalino. Verifica-se também na Figura 12 que, conforme aumenta-se a pressão de injeção (transição da curva superior para a curva inferior) há uma

menor variação do volume específico, tanto para os polímeros amorfos quanto para os semicristalinos, o que provoca uma menor contração (IPIRANGA, 2003 *apud* LEÃES, 2008).

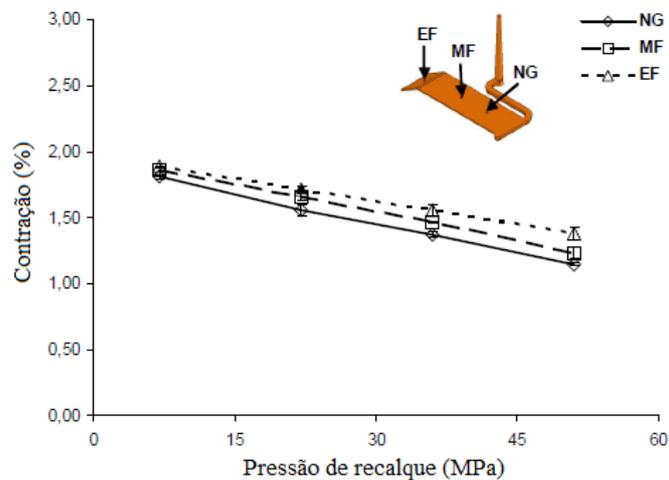
Figura 12 – Comportamento PVT para os polímeros amorfos e semicristalinos



Fonte: Adaptado de Ipiranga (2003) *apud* Leães (2008) (Informações escritas editadas)

Segundo Alves (2008), conforme o fluxo de material afasta-se do *gate* no interior do molde, ocorre uma queda de pressão, o que gera uma redução na velocidade na frente de fluxo e, conseqüentemente, redução da temperatura do polímero fundido. Assim, por este motivo, ocorre um aumento da contração do material na direção do fluxo. O autor informa que a contração do material possui comportamento inversamente proporcional à pressão de recalque, ou seja, menor será a contração quanto maior for a pressão de recalque, apresentando um comportamento linear conforme Figura 13.

Figura 13 – Efeito da pressão de recalque sobre a contração da peça na direção do fluxo para PP com molde a 25 °C



Fonte: Adaptado de Alves (2008) (Traduzido)

Nota: NG: Próximo ao *gate*, MF: Meio do fluxo e EF: Final do fluxo

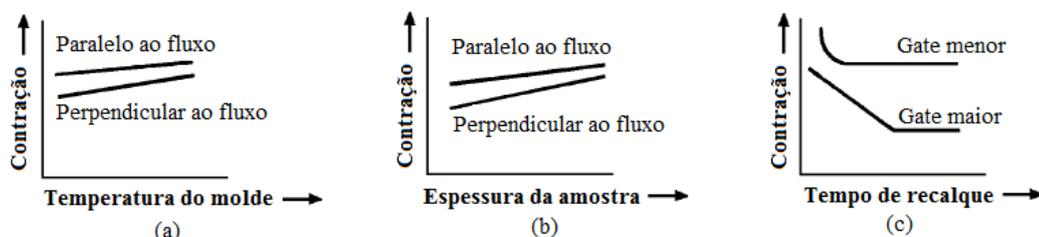
Malloy (2010) *apud* Hurtado (2015), afirma que a contração de materiais poliméricos é maior ao longo da direção do fluxo de injeção e menor na direção perpendicular. Hurtado (2015) informa que a cristalinidade do material é diretamente proporcional à contração do mesmo, ou seja, maiores valores de contração são esperados em materiais de elevada cristalinidade, e vice-versa. Em seus estudos, Hurtado (2015) obteve um aumento da contração longitudinal de peças injetadas conforme a temperatura do molde foi elevada, uma vez que o aumento de temperatura proporciona maiores extensões de áreas cristalinas.

Segundo Guevara-Morales e Figueroa-Lopez (2014), o tempo de recalque é o fator de maior importância na contração volumétrica, onde longos tempos de recalque possibilitam a injeção de maiores quantidades de polímero para o interior do molde e proporcionam melhores arranjos das cadeias poliméricas, o que gera menores contrações do produto final.

A influência dos parâmetros (temperatura do molde, espessura da amostra e tempo de recalque) que interferem na contração de polímeros moldados por injeção estão apresentados na Figura 14. Observa-se o por meio da Figura 14a que ocorre um aumento da contração do polímero para maiores temperaturas do molde, tanto na direção paralela quanto na direção perpendicular ao fluxo de injeção. Isto ocorre pois, maiores temperaturas do molde permitem mais tempo para as moléculas desorganizarem-se, o que proporciona o relaxamento das tensões (FISCHER, 2002).

A Figura 14b apresenta que maiores contrações são obtidas com maiores espessuras das amostras, uma vez que maiores tempos para o relaxamento das tensões e cristalização de polímeros semicristalinos são obtidos. Por meio da Figura 14c verifica-se que menores contrações ocorrem para maiores tempos de recalque devido a maior quantidade de material ser forçado para o interior da cavidade antes do *gate* solidificar. Nota-se também que, quanto maior o *gate* menores contrações são obtidas, permitindo que uma quantidade maior de material flua para o interior da cavidade antes de ocorrer a solidificação do *gate* (FISCHER, 2002).

Figura 14 – Parâmetros que interferem na contração de polímeros



Fonte: Adaptado de Fischer (2002) (Traduzido e retirados gráficos não relevantes)

Nos estudos de Machado (2013), o autor obteve maiores valores de contrações para o polipropileno moldado por injeção com menores pressões de recalque. O autor informa menores valores de contrações (1,21%) pontos próximos ao local da injeção e maiores valores de contrações (1,43%) em pontos mais afastados do local da injeção. Segundo o autor, menores temperaturas do molde proporcionaram menores valores de contrações para a peça, uma vez que maiores temperaturas proporcionam maiores graus de cristalização.

## 2.6 TENSÕES RESIDUAIS

A presença de tensões bloqueadas nas estruturas dos materiais, independentemente da presença de carga externa ou não, são chamadas de tensões residuais. Estas tensões internas, que podem ser de tração ou compressão, equilibram-se de forma a criar momentos e forças resultantes iguais a zero dentro da estrutura do material. Alguns fatores responsáveis por criar tensões residuais são: deformação plástica não uniforme, modificação da superfície e fase do material/mudanças na densidade (frequentemente na presença de elevados gradientes térmicos) (SCHAJER, 2013).

Como exemplo, se houver a realização de um furo em um material tensionado internamente, assim que cessada a operação ocorre a redistribuição das tensões internas para manter o equilíbrio das forças e momentos iguais a zero. Esta redistribuição das tensões pode causar a distorção do componente (SCHAJER, 2013). A Figura 15 apresenta um exemplo de um componente empenado após a realização de alívios de massa na sua estrutura.

Figura 15 – Rampa de carga de uma aeronave empenada devido ao relaxamento das tensões residuais promovido pela realização do alívio de massa



Fonte: (SCHAJER, 2013).

Deformações em componentes devido o relaxamento das tensões residuais podem ser um problema quando altas precisões dimensionais são necessárias para o projeto. Tratamentos térmicos e produtos simétricos podem ser utilizados para minimizar este efeito (SCHAJER, 2013).

Tensões residuais presentes no interior de componentes moldados por injeção são geradas principalmente pelo perfil não uniforme de temperatura que ocorre no interior do molde durante as fases de preenchimento, empacotamento e resfriamento (KIM e YOUN, 2007). Valentini, Benincasa e Bertelli (2009) destacam que, além do perfil não uniforme de temperatura, a distribuição da pressão e da densidade podem causar tensões residuais em polímeros moldados por injeção, as quais podem alterar a forma final e reduzir substancialmente a vida útil dos produtos.

Ainda Valentini, Benincasa e Bertelli (2009) informam que tensões residuais são comumente encontradas em produtos moldados por injeção, onde suas magnitudes não são fáceis de serem mensuradas, uma vez que dependem de uma gama de variáveis, incluindo o projeto do molde, o material polimérico utilizado e dos parâmetros de processo.

Segundo Machado (2013), à medida que o polímero fundido entra em contato com as paredes do molde, a solidificação ocorre em diferentes níveis de pressão e tempo, o que pode originar tensões térmicas e, conseqüentemente, contração e empenamento do componente moldado.

No processo de moldagem, o polímero fundido pode passar por uma rápida taxa de resfriamento, sujeitando-se a ações mecânicas e térmicas. Na fase inicial de resfriamento, devido às diferenças entre as taxas de resfriamento após a fusão, podem ocorrer tensões de tração na superfície e tensões de compressão no interior. Na fase final de resfriamento, uma vez que a compressão no interior é maior que na superfície, ocorrem tensões de tração no interior e tensões de compressão na superfície. Estas tensões que são formadas pelo resfriamento rápido e não uniforme chamam-se tensões térmicas. As tensões não aliviadas, devido à natureza viscoelástica e responsáveis pela permanente orientação molecular do polímero, são chamadas de tensões residuais (ANGELINI, 1999).

Durante a solidificação do material, tensões induzidas devido à temperatura e pressão do interior da cavidade acumulam-se ao longo da peça. Estas, por sua vez, podem originar tensões residuais e, conseqüentemente, ocorre a distorção da peça acabada devido ao empenamento. Alguns mecanismos que podem causar a não homogeneidade das tensões internas são: complexidade geométrica da peça; variações na contração; diferentes pressões na cavidade; refrigeração desbalanceada; anisotropia; entre outros (ALVES, 2008).

De acordo com Fischer (2002), alterações nas condições de moldagem para reduzir a contração podem aumentar as tensões internas da peça. Segundo o autor, devido às fortes ligações covalentes formadas no eixo de orientação das moléculas de polímero, propriedades como módulo e rigidez mecânica são superiores às ligações formadas no sentido perpendicular de orientação das moléculas. Assim, conforme descrito pelo autor, na direção perpendicular ao eixo de orientação o módulo diminui e a flexibilidade aumenta.

Tensões internas podem ser causadas devido à temperatura do molde. Ciclos mais rápidos são obtidos com temperaturas baixas do molde, porém a ocorrência de superfícies pouco brilhantes, aparecimento de linhas de junção e tensões internas são comuns em temperaturas baixas (HARADA, 2004).

Segundo Manrich (2005), o módulo de cisalhamento viscoelástico possui extrema utilidade na análise das tensões residuais, uma vez que quando um material possui baixa temperatura de transição vítrea, o relaxamento das tensões pode reduzir significativamente as tensões residuais do polímero.

Conforme Angelini (1999), o alívio das tensões residuais pode ser realizado por meio do tratamento térmico de *annealing*, em temperaturas próximas da  $T_g$ , o qual altera o estado de equilíbrio molecular. *Annealing* é definido com um processo de tratamento térmico por meio de aquecimento, utilizado para melhorar o desempenho por meio da remoção das tensões internas formadas durante a produção. O material é mantido a uma determinada temperatura por um período de tempo, e logo após, resfriado em líquido (normalmente água, também são utilizados óleos e ceras) e/ou ar, de modo a resfriar o material até a temperatura ambiente. Este tratamento possui o objetivo de permitir o relaxamento das tensões, a fim de evitar distorções e obter estabilidade do controle dimensional do componente. O tratamento de *annealing* pode aumentar a resistência ao impacto do polímero, além de prevenir fissuras e rachaduras de produtos excessivamente estressados (ROSATO e ROSATO, 2000).

Murakami (2009) cita que os parâmetros do processo de moldagem que resultam em componentes com baixas tensões residuais são: tempo de injeção; temperatura de molde; temperatura do polímero fundido; tempo de recalque e pressão de recalque. O autor estudou os fatores mais relevantes sobre a tensão residual na superfície de acrilonitrilo-butadieno-estireno (ABS) moldado por injeção, em que obteve o tempo de injeção e a pressão de recalque como fatores mais importantes no processo. Segundo o autor, a obtenção de peças com baixas tensões residuais são possíveis com baixas velocidades de injeção, o que penaliza o custo de fabricação pois mais tempo é necessário ao ciclo de injeção.

Guevara-Morales e Figueroa-Lopez (2014) elaboraram uma tabela onde apresentam alguns parâmetros de processo obtidos na literatura que possuem relação com as tensões residuais em componentes moldados por injeção. Segundo os autores, altas temperaturas do polímero fundido e do molde possibilitam baixas tensões residuais no produto, e a taxa de resfriamento é o fator dominante no desenvolvimento das tensões residuais. Os autores também informam que altas pressões, diferenças de temperaturas e relaxamento das cadeias dos polímeros podem causar tensões residuais em componentes moldados por injeção, as quais resultam no empenamento e contração do produto final.

A velocidade de injeção e a temperatura do polímero fundido possuem elevada influência nas tensões residuais. Velocidades mais elevadas permitem o arranjo das cadeias do polímero na direção do fluxo do polímero fundido. Com altas velocidades de injeção a taxa de cisalhamento da massa fundida aumenta, o que permite uma melhor orientação das cadeias e, conseqüentemente, a diminuição das tensões residuais. Por meio da alta velocidade de injeção, a temperatura do polímero fundido ao longo da cavidade tende a permanecer uniformemente elevada, resultando em baixas tensões residuais (XIE *et al.*, 2014).

De acordo com Angelini (1999), temperaturas de molde mais elevadas permitem velocidades elevadas e diminuem problemas na desmoldagem, as quais resultam em tensões congeladas.

Para obter componentes poliméricos com baixas tensões residuais, deve-se utilizar velocidades de injeção elevadas, a fim de evitar que o polímero fundido resfrie antes de preencher completamente as cavidades do molde. Uma vez que altas velocidades de injeção contribuem para a orientação das moléculas no sentido do fluxo, se houver o congelamento do polímero antes desta orientação, a peça ficará com moléculas instáveis, tensionadas, estiradas, o que torna-se prejudicial se houver assimetria da distribuição dessas orientações. Assim, altas velocidades de injeção diminuem o nível de tensões localizadas e, conseqüentemente, reduzem o empenamento (MANRICH, 2005).

Manrich (2005) informa que, para controlar a espessura da camada congelada do polímero fundido, alguns parâmetros podem ser utilizados para variar a velocidade e a temperatura, são eles: velocidade de injeção, temperatura do molde, temperatura do polímero fundido e até mesmo a espessura do molde.

Segundo Fischer (2002), diferenças de contrações e tensões residuais contribuem para o empenamento de componentes moldados por injeção. Durante o resfriamento do polímero, parte das tensões relaxam e, ao final do preenchimento, outras permanecem na estrutura, as quais tendem a distorcer o produto final.

Se a peça moldada for retirada do molde à uma temperatura elevada, maior será o tempo de resfriamento fora do molde, conseqüentemente, maior será a contração da peça, uma vez que as paredes frias do molde tendem a resfriar a peça em um volume restringido. Contudo, o resfriamento rápido restringido geralmente resulta em altas tensões residuais na peça final (FISCHER, 2002).

Uma vez que as tensões residuais em peças moldadas por injeção podem causar empenamento, fratura e deformação a longo prazo, as condições de processo devem ser otimizadas para minimizar estes problemas (KIM e YOUN, 2007).

Para ilustrar os parâmetros de processo que interferem no empenamento, na contração e nas tensões residuais, elaborou-se a Tabela 2, que apresenta um resumo das variáveis de processo e sua respectiva significância no processo de moldagem por injeção.

Tabela 2 – Variáveis do processo de moldagem por injeção e suas respectivas influências no produto final

EFEITO DA VARIÁVEL DO PROCESSO	VARIÁVEL DO PROCESSO	AUTOR
Redução das tensões residuais	↑ Temperatura do molde	Nunes (2015); Guevara-Morales e Figueroa-Lopez (2014)
	↑ Velocidade de injeção	Xie <i>et al.</i> (2014); Manrich (2005)
	↑ Temperatura do polímero fundido	Guevara-Morales e Figueroa-Lopez (2014)
Aumento das tensões residuais	↓ Temperatura do molde	Harada (2004)
	Resfriamento não uniforme	Alves (2008)
	Velocidade de injeção não uniforme	Bociaga <i>et al.</i> (2010)
Redução do empenamento	↑ Velocidade de injeção	Manrich (2005)
	↑ Tempo de recalque	Leães (2008)
	↑ Pressão de recalque	Alves (2008)
Aumento do empenamento	↑ Temperatura do polímero fundido	Kabanemi <i>et al.</i> (1998)
	Resfriamento não uniforme	Hurtado (2015); Bociaga <i>et al.</i> (2010); Guevara-Morales e Figueroa-Lopez (2014)
	Velocidade de injeção não uniforme	Bociaga <i>et al.</i> (2010)
Redução da contração	↑ Tempo de recalque	Fischer (2002); Leães (2008)
	↑ Pressão de recalque	Alves (2008)
Aumento da contração	Resfriamento não uniforme	Guevara-Morales e Figueroa-Lopez (2014)

Fonte: O autor (2017)

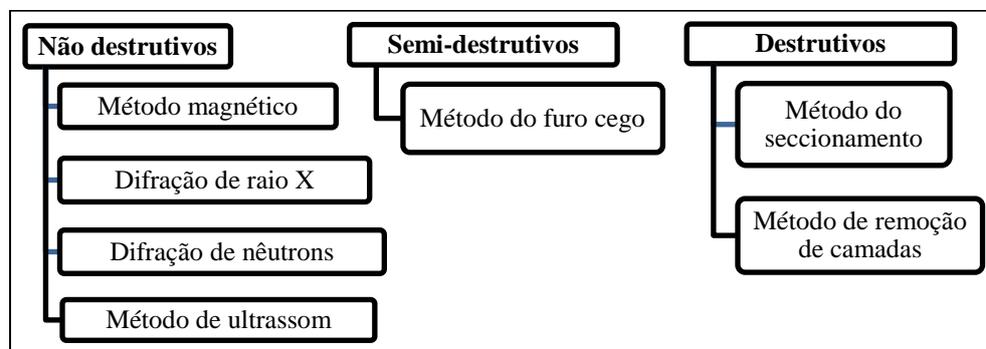
## 2.7 MÉTODO DO FURO CEGO

Diferentemente de outros métodos que necessitam de amostras planas e consideram que as tensões residuais não variam com a espessura, o método do furo cego pode ser aplicado

em amostras de geometrias complexas com campos de tensões não uniformes (KABANEMI *et al.*, 1998).

Existem atualmente diversos métodos para a medição das tensões residuais, os quais são classificados como destrutivos, semi-destrutivos e não destrutivos (Figura 16). Os métodos destrutivos e semi-destrutivos realizam as medições por meio das deformações causadas pelo relaxamento das tensões provenientes da remoção do material. Os métodos não destrutivos são aqueles que normalmente utilizam técnicas para medir alguns parâmetros relacionados ao estresse do material (ROSSINI, 2012).

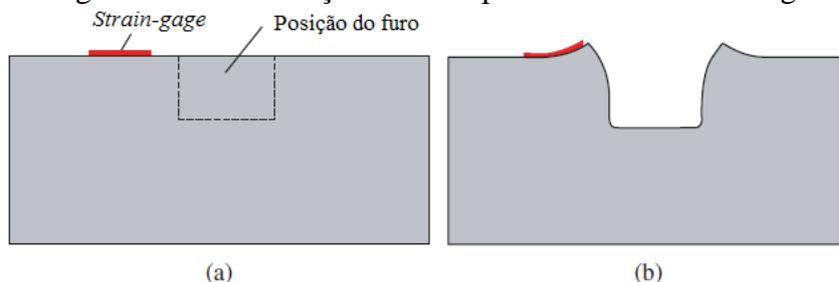
Figura 16 – Métodos para medição das tensões residuais



Fonte: Adaptado de Rossini (2012) (Traduzido e retirado dois métodos semi-destrutivos)

O método do furo cego consiste na realização de um furo em um material tensionado, o qual tende a relaxar as tensões próximas ao furo e deformar estas regiões (Figura 17). A distribuição das tensões causadas por estas deformações podem ser medidas utilizando um *strain-gage* tipo roseta, conforme Figura 18a (KIM, 2007).

Figura 17 – Deformação causada pelo método do furo cego



Fonte: Adaptado de Schajer (2013) (Traduzido)

Nota: (a) Antes da realização do furo

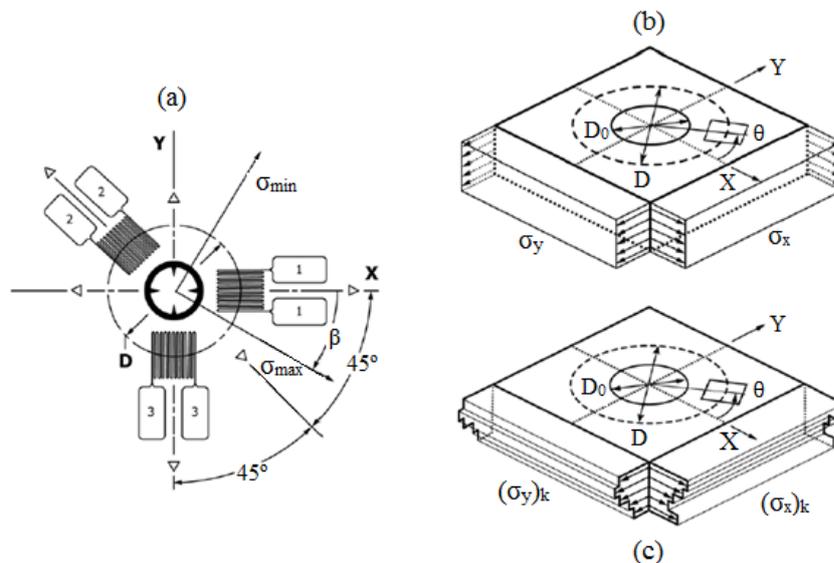
(b) Após a realização do furo

O *strain-gage* é fixado em uma região da superfície do componente onde as tensões residuais precisam ser determinadas. O furo é realizado no centro geométrico do *strain-gage* e

uma série de equações são utilizadas para determinar as tensões residuais originadas pela remoção de material (ASTM E837, 2013).

As medições das tensões aliviadas são realizadas após uma série de incrementos com profundidade  $k$ , obtendo os dados necessários para calcular as tensões  $\sigma_x$ ,  $\sigma_y$  e  $\tau_{xy}$  em cada incremento (Figura 18b e 18c). A partir destas tensões, calculam-se as tensões principais correspondentes  $\sigma_{\max}$  e  $\sigma_{\min}$  e sua respectiva orientação  $\beta$ . Para pequenas espessuras de amostras, assume-se que as tensões nos planos x e y são uniformes (Figura 18b), e para espessuras grandes de amostras é assumido que as tensões variam na espessura (Figura 18c) (ASTM E837, 2013).

Figura 18 – Medições das tensões residuais pelo método do furo cego



Fonte: Adaptado de ASTM (2013) (Figuras estavam separadas)

Nota: (a) Geometria esquemática de fixação de um típico *strain-gage* tipo roseta

(b) Tensões residuais uniformes ao longo da espessura

(c) Tensões residuais não-uniformes ao longo da espessura

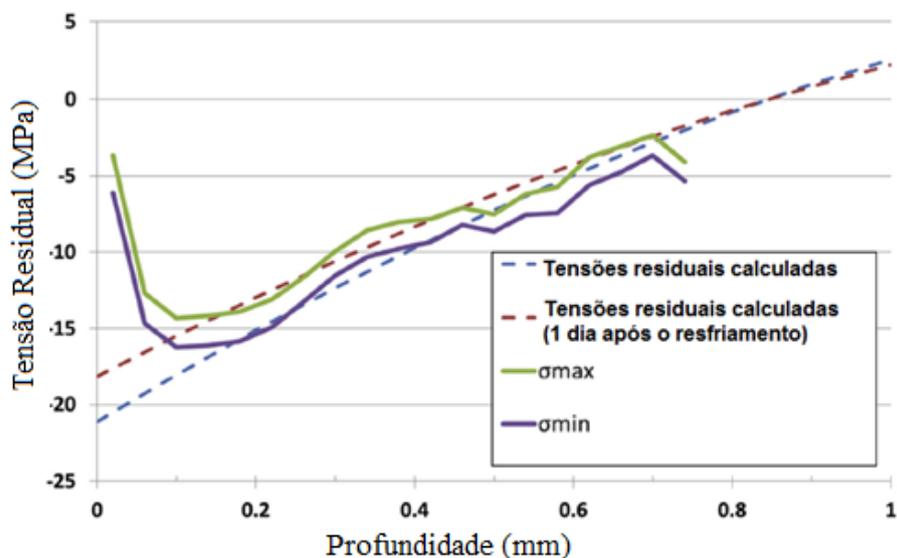
De acordo com Basso (2011), o método do furo cego possui vantagens como baixa incerteza, boa precisão e resolução, ampla faixa de medição, medição rápida e possibilidade de realizar medições dinâmicas. Como desvantagens o autor destaca o alto custo do extensômetro, medições pontuais ao invés de amplas medições e o fato de ser um ensaio semidestrutivo.

Durante o processo de perfuração, o material é comprimido e cortado, ocorrendo uma deformação viscoelástica local na vizinhança do furo. Erros de medições devidos à variação de temperatura e deformações próximas ao local do furo devem ser levados em conta para o

cálculo de tensões residuais após o processo de furação (MAGNIER; SCHOLTES; NIENDORF, 2017).

Uma amostra de policarbonato de 4,00 mm de espessura foi resfriada de 150 °C até 17 °C em água. Na Figura 19, as curvas contínuas representam as tensões residuais principais  $\sigma_{\max}$  e  $\sigma_{\min}$  obtidas pelo método do furo cego com passes de 40  $\mu\text{m}$  e profundidade total de 760  $\mu\text{m}$  abaixo da superfície e medidas um dia após o resfriamento, e as curvas pontilhadas foram calculadas com base na literatura (MAGNIER; SCHOLTES; NIENDORF, 2017).

Figura 19 – Tensões residuais obtidas pelo método do furo cego para uma amostra de policarbonato de 4,00 mm de espessura resfriada em água.



Fonte: Adaptado de Magnier, Scholtes e Niendorf (2017) (Traduzido)

Como pode ser observado na Figura 19, ambos os valores experimentais obtidos para as tensões residuais principais  $\sigma_{\max}$  e  $\sigma_{\min}$  em uma amostra de policarbonato estão de acordo com o a teoria prevista, com exceção dos valores muito próximos à superfície (MAGNIER; SCHOLTES; NIENDORF, 2017).

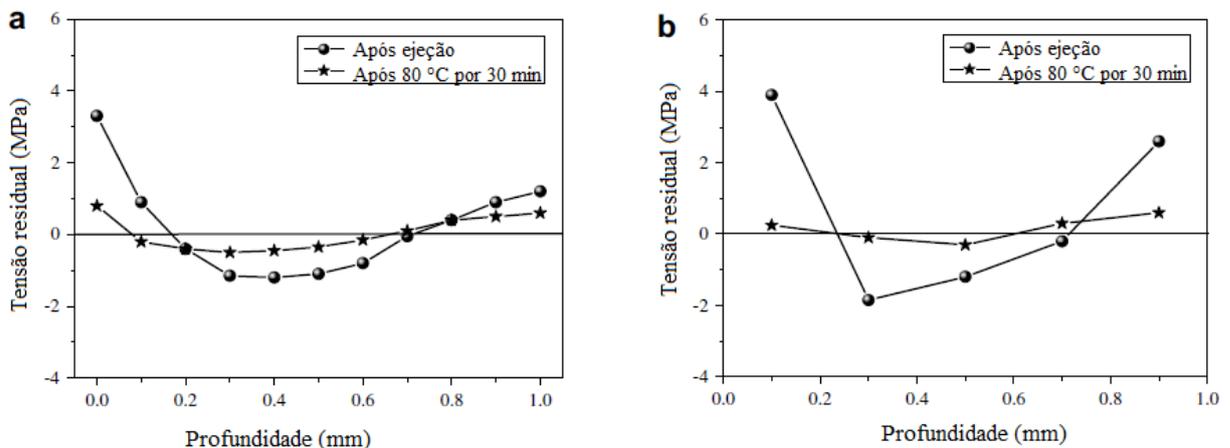
Este método é aplicado em áreas pequenas de uma peça ou também utilizado para peças de geometrias complexas. Diferentes dos materiais metálicos que possuem comportamento elástico, os materiais poliméricos moldados por injeção possuem propriedades viscoelásticas que fazem com que o método do furo cego possua aplicações limitadas (HWAN KIM *et al.*, 2007).

Kim *et al.* (2009) realizou medições das tensões residuais em peças moldadas por injeção com geometrias complexas pelo do método do furo cego. Para comparar as medições e validar a precisão dos valores obtidos, o autor utilizou o método de remoção de camadas e

análise numérica tridimensional. O experimento foi realizado com amostras de poliestireno e blendas de PP/PE e PC/ABS. Após a moldagem, segundo o autor, as amostras foram armazenadas em um forno a 80 °C por 30 minutos, a fim de promover o relaxamento das tensões.

Conforme pode ser observado na Figura 20, a distribuição das tensões residuais obtidas pelo método do furo cego (Figura 20b) e pelo método de remoção de camadas (Figura 20a) variam da forma tração-compressão-tração, da superfície ao centro da peça. Tensões residuais de tração na superfície podem ser explicadas devido às fronteiras das cavidades do molde e às interações físicas entre as moléculas do polímero moldado e as paredes do molde. Observa-se também que após o armazenamento das amostras a 80 °C por 30 minutos, o comportamento da distribuição das tensões permanece o mesmo, porém as medições das tensões residuais para ambos os métodos são menores, devido ao relaxamento das moléculas causado pela alta temperatura (KIM *et al.*, 2009).

Figura 20 – Distribuição das tensões residuais em uma amostra plana de poliestireno



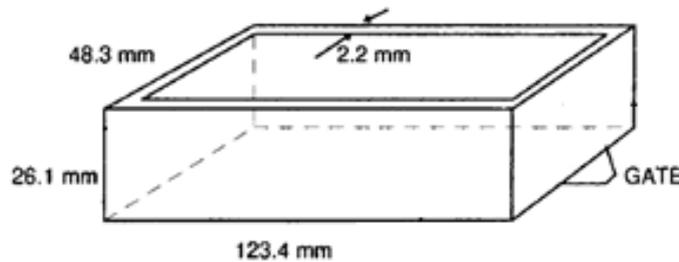
Fonte: Adaptado de Kim *et al.* (2009) (Traduzido)

Nota: a) Método de remoção de camadas e b) Método do furo cego

Kim e Youn (2007) realizaram um estudo no qual avaliaram a influência do tratamento térmico após a moldagem de corpos de prova em poliestireno. Os autores propuseram quatro condições diferentes, sem tratamento térmico, *annealing* em 90 °C por 60 horas, *annealing* a 90 °C por 60 horas com resfriamento imediato em água a 0 °C e *annealing* a 95 °C por 24 horas com resfriamento imediato em água a 0 °C. Os autores concluíram que o tratamento de *annealing* reduziu significativamente as tensões residuais, com valores de 0,6 MPa para as amostras com tratamento de *annealing* e 5,6 MPa para as amostras que foram resfriadas imediatamente em água após o *annealing*.

Por meio de simulações numéricas, Kabanemi *et al.* (1998) utilizou amostras moldadas por injeção de policarbonato e polietileno com uma geometria considerada complexa, conforme Figura 21. Na simulação, considerou-se que a fase final de preenchimento foi imediatamente seguida pela fase de resfriamento, o que não permitiu o relaxamento das tensões.

Figura 21 – Geometria complexa de corpos de prova para análise das tensões residuais



Fonte: Kabanemi *et al.* (1998)

De acordo com Kabanemi *et al.* (1998), na superfície obtiveram-se tensões de compressão, enquanto que no centro foram obtidas tensões de tração. Na região de injeção (*gate*), foi obtida para o policarbonato tensões de tração de 30 MPa e na região oposta à injeção o resultado para as tensões de compressão foi de 90 MPa. Segundo o autor, esses valores elevados de tensões se devem ao fato do impedimento de relaxamento das tensões durante a fase de resfriamento, assim como pela alta taxa de resfriamento. Considerando o relaxamento das tensões, o autor obteve tensões de tração e compressão de 3 MPa e 10 MPa, respectivamente, para o policarbonato e 3 MPa e 20 MPa, respectivamente, para o polietileno. Para as amostras de policarbonato, o autor utilizou o método do furo cego para medir as tensões residuais e obteve valores de 4 MPa e 13 MPa.

Em temperaturas próximas e acima da transição vítrea do polímero, o fenômeno de relaxamento é muito rápido e o polímero encontra-se em equilíbrio termodinâmico, o que provoca o relaxamento instantâneo de todas as tensões. O acúmulo de tensões ocorre na região de transição devido às diferenças de temperaturas entre o centro, que está quente, e a superfície do polímero, que está solidificada. Estes fatores explicam o porquê das tensões residuais serem menores considerando o efeito de relaxamento (KABANEMI *et al.*, 1998).

A profundidade máxima sugerida para medição das tensões residuais utilizando o *strain-gage* tipo roseta é entre 1,5 e 2 mm. Porém, medições acima 1,00 mm podem não ser válidas por três motivos. Temperaturas elevadas podem ocorrer conforme a profundidade aumenta, promovendo o relaxamento das tensões próximas ao furo. A profundidade do furo

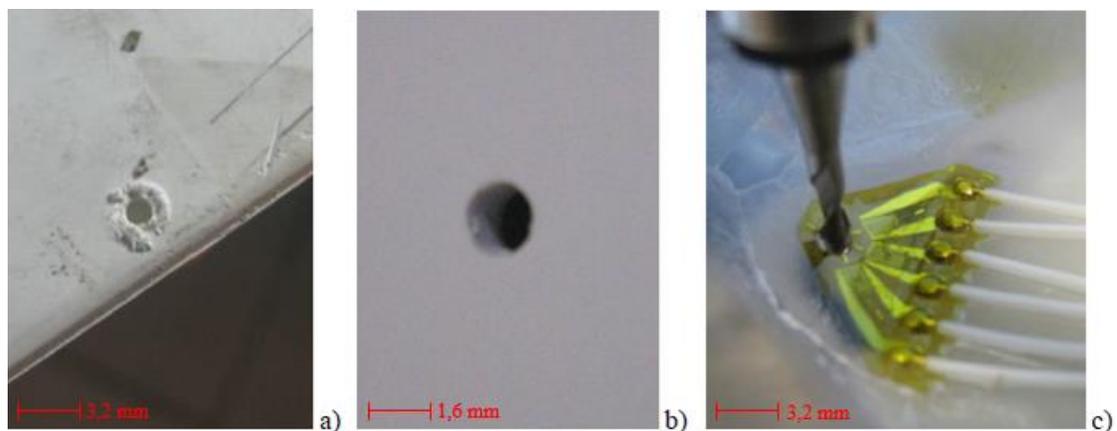
torna-se grande em comparação com a espessura do material e afeta a estrutura da amostra. A sensibilidade do *strain-gage* em profundidades acima de 1,00 mm é pequena o suficiente para obter erros experimentais maiores que a variação das tensões devida ao furo (KABANEMI *et al.*, 1998).

Withers e Bhadeshia (2001) informam que as profundidades máximas do furo devem ser de uma a duas vezes o diâmetro do furo, com incrementos de 0,05 mm, e também destacam que a precisão do método está limitada ao aumento da profundidade do furo.

Para amostras de poliestireno, Basso (2011) utilizou uma rotação da fresa de 300 rpm, velocidade de avanço  $0,1 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$  e passo de 0,26 mm. O autor informa que com rotação baixa os cavacos gerados foram curtos, de alta rugosidade e projetavam-se para fora da região de operação, o que indica a remoção ainda no estado sólido e não ocorrência de fusão durante a usinagem. Segundo o autor, em ensaios com rotações acima de 1.000 rpm ocorreu a fusão do poliestireno, caracterizado por cavacos longos e lisos que solidificavam entre as hélices da peça, o que aliviou as tensões residuais nas proximidades da fresa.

Segundo Valentini, Benincasa e Bertelli (2009), rotações abaixo de 200 rpm permitem minimizar o aquecimento e a formação de tensões induzidas no local da furação. Os autores dizem que a rotação da fresa é o parâmetro de maior influência no método do furo cego aplicado a polímeros. A utilização da turbina de ar, técnica normalmente aplicada a metais, permite altas rotações e gera um elevado aquecimento na área próxima ao *strain-gage*, podendo em muitos casos provocar a fusão da região polimérica de furação. Na Figura 22 é possível se observar a diferença entre a utilização de turbina de ar e motor elétrico para a aplicação do método do furo cego em polímeros.

Figura 22 – Método do furo cego aplicado em um material polimérico



Fonte: Adaptado de Valentini; Benincasa; Bertelli (2009) (Inseridas barras de escalas)

Nota: a) Método do furo cego realizado com turbina de ar

b) Método do furo cego realizado com motor elétrico e rotações abaixo de 200 rpm

c) *Strain-gage* utilizado durante o método do furo cego

A Figura 22a apresenta a furação utilizando turbina de ar, onde fica evidenciada a fundição do polímero em torno do furo. Na Figura 22b a furação foi realizada com motor elétrico, com rotações abaixo de 200 rpm, onde verifica-se a qualidade final do furo realizado. E a Figura 22c apresenta o *strain-gage* durante o método do furo cego (VALENTINI; BENINCASA; BERTELLI, 2009).

## 2.8 PROPRIEDADES MECÂNICAS

As propriedades mecânicas dos polímeros apresentam elevada dependência da temperatura e do tempo, sensibilidade esta que está associada com a natureza viscoelástica dos polímeros (EBEWELE, 2000). Materiais viscoelásticos apresentam comportamento elástico e viscoso durante a deformação mecânica, ou seja, sob deformação estes materiais recuperam parte da deformação após a retirada da força atuante (MANRICH, 2005).

Segundo Callister Júnior (2016), as propriedades mecânicas dos polímeros são altamente sensíveis à taxa de deformação, à temperatura e à natureza química do ambiente (presença de água, oxigênio, solventes orgânicos, entre outros.). O autor informa que as propriedades mecânicas dos polímeros são informadas pelos parâmetros dos metais e que, por meio dos ensaios tensão x deformação, é possível determinar-se o módulo de elasticidade, a ductilidade do material, o limite de escoamento, limite de resistência à tração, resiliência e tenacidade.

De acordo com Canevarolo Júnior (2006), o módulo de elasticidade define a rigidez do polímero. Esta propriedade apresenta os limites de tensão que um determinado componente suporta sem que haja deformação permanente. A área abaixo da curva tensão *versus* deformação traduz a propriedade de tenacidade do material, ou seja, polímeros com elevada resistência à tração podem apresentar baixa deformação com ruptura de forma frágil durante o uso (MANRICH, 2005).

Para analisar a habilidade que um polímero possui em permitir o movimento interno de suas cadeias ou deformar-se para absorver a energia de um impacto utiliza-se o ensaio de resistência ao impacto (STRONG, 2006). Esta propriedade é determinada a partir da energia potencial gerada quando um pêndulo é liberado de uma altura fixa sobre um corpo de prova com entalhe, determinando-se a quantidade de energia absorvida pelo material (CANEVAROLO JÚNIOR, 2006).

Segundo Azeredo (2010), a resistência ao impacto dos polímeros está diretamente relacionada com a tenacidade do material. Materiais frágeis apresentam baixa resistência ao

impacto, conseqüentemente, baixa tenacidade, enquanto que materiais dúcteis possuem elevada tenacidade e resistência ao impacto.

De acordo com Manrich (2005), o ensaio de resistência ao impacto é utilizado para comparação de polímeros de mesmo tipo, uma vez que diferentes polímeros possuem orientações moleculares diferentes e, conseqüentemente, reagem diferentemente ao impacto.

## 2.9 PLANEJAMENTO FATORIAL

Um planejamento fatorial deve ser utilizado quando existem vários fatores com  $n$  níveis de interesse em um experimento. Ou seja, são investigadas todas as combinações possíveis entre os fatores existentes e seus respectivos níveis. Por exemplo, se um experimento possui dois fatores,  $A$  e  $B$ , com  $a$  níveis do fator  $A$  e  $b$  níveis do fator  $B$ , cada replicação do experimento terá todas as combinações  $ab$  de tratamento (HINES *et al.*, 2006).

Para estudar o efeito dos fatores sobre uma resposta, planejamentos experimentais são largamente utilizados em experimentos que contenham vários fatores, onde o mais importante é o de  $n$  fatores, cada um com dois níveis. Estes níveis podem ser quantitativos ou qualitativos, e este método é chamado de planejamento fatorial  $2^n$  (MONTGOMERY, 2003).

Por exemplo, se um experimento possuir  $n = 4$  fatores com dois níveis, tem-se  $2^4 = 16$  execuções, assim como  $\frac{n(n-1)}{2} = 6$  interações de dois fatores. O número total de efeitos será  $6 + 4 = 10$  efeitos (WALPOLE, 2009).

Para investigar em um experimento quais médias dos tratamentos diferem entre si utilizam-se métodos de comparações múltiplas. No presente trabalho será utilizado o método de Fisher da mínima diferença significativa (MDS), o qual realiza uma comparação entre todos os pares de médias com as hipóteses nulas  $H_0: \mu_i = \mu_j$  (para todo  $i \neq j$ ) por meio da estatística  $t$  (Equação 2). O par de médias é dito significativamente diferente se  $|\bar{y}_i - \bar{y}_j| > \text{MDS}$  (MONTGOMERY, 2016).

$$t_0 = \frac{\bar{y}_i - \bar{y}_j}{\sqrt{\frac{2MQe}{n}}} \quad (2)$$

Sendo  $\bar{y}_i$  e  $\bar{y}_j$  são as médias dos tratamentos, MQe é a soma quadrática das médias e  $n$  é o número de fatores.

O teste de Fisher pode ser considerado como um procedimento que é realizado em duas etapas, onde a hipótese nula  $H_0$  é testada na primeira etapa por um teste  $F$  de nível  $\alpha$ . Se  $F$  não for significativo na primeira etapa, o procedimento termina sem necessidade de análises detalhadas nos pares das médias, do contrário, cada diferença entre os pares é testada por um teste  $t$  e significância  $\alpha$  (ACTION, 2018).

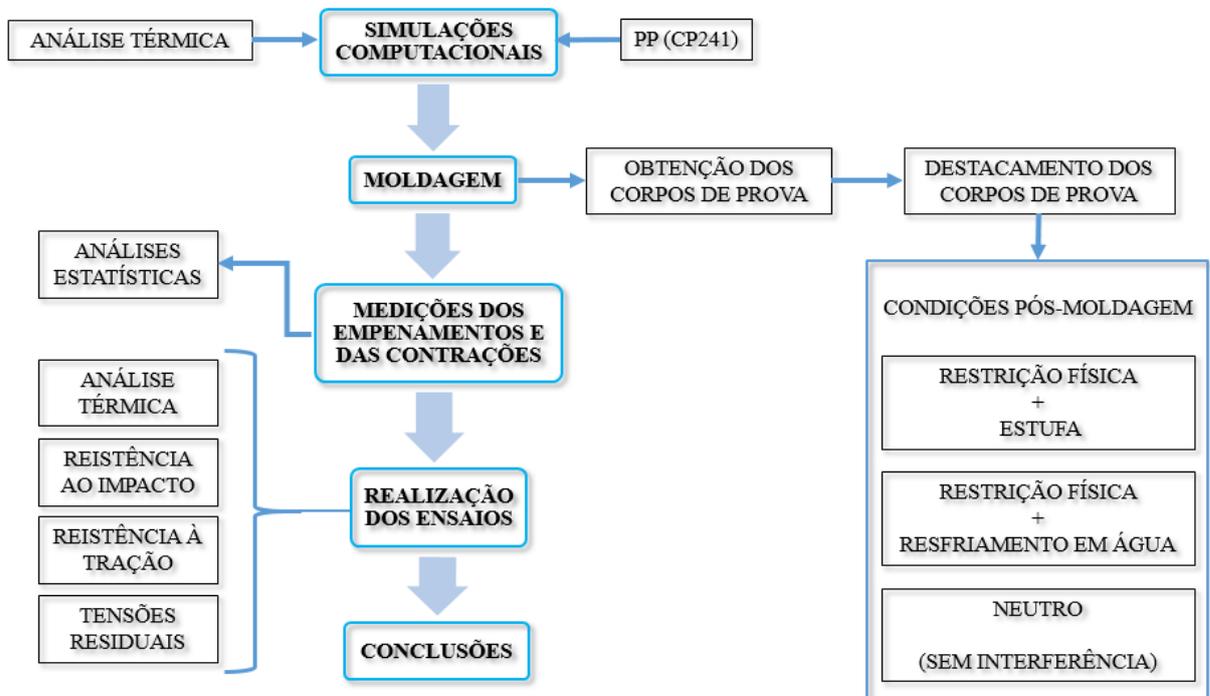
Desta forma, o presente estudo utilizou trabalho utilizou simulações computacionais para definir qual o parâmetro de maior influência no empenamento e na contração. Em seguida, o parâmetro obtido das simulações foi alternado juntamente com as condições pós-moldagem (restrição física + água, restrição física + estufa, neutro) durante o processo de moldagem por injeção. Foram realizadas análises estatísticas dos empenamentos e das contrações para os corpos de prova moldados, a fim de verificar quais apresentaram maiores influências no empenamento e na contração. E, ao final, foram realizados ensaios de análise térmica, resistência à tração, resistência ao impacto e avaliação das tensões residuais por meio do método do furo cego.

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

Foram realizadas simulações computacionais para verificar qual variável apresentou maior influência no empenamento e na contração do polipropileno no processo de moldagem por injeção. Corpos de prova foram moldados para avaliar o empenamento, a contração e as tensões residuais em componentes poliméricos moldados por injeção em polipropileno.

Para avaliar as propriedades mecânicas inerentes ao material, foram realizados ensaios de resistência ao impacto, ensaios de resistência à tração e análises da cristalinidade, conforme apresentado neste capítulo. A Figura 23 mostra o organograma com a sequência das atividades desenvolvidas durante a realização deste estudo.

Figura 23 – Organograma com a sequência das etapas desenvolvidas no estudo



Fonte: O autor (2018)

#### 3.1 POLÍMERO UTILIZADO NO ESTUDO

O presente estudo utilizou o polipropileno CP 241 da Braskem, um copolímero heterofásico de propeno e eteno. As propriedades do polímero estão apresentadas na Tabela 3.

Tabela 3 – Propriedades do PP CP 241

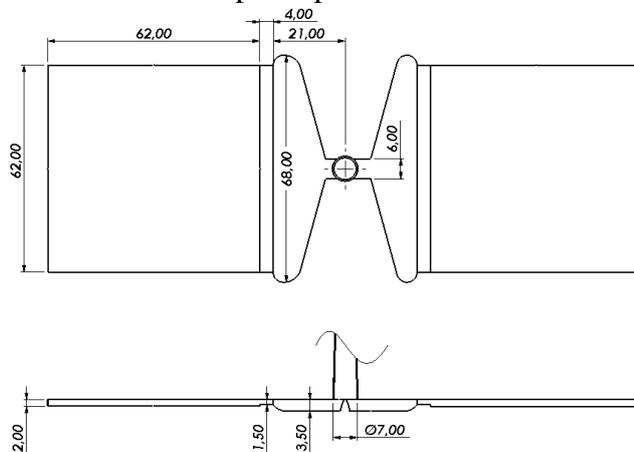
Densidade	0,9 g·cm <sup>-3</sup>
Resistência à Tração no Escoamento	22 MPa
Alongamento no Escoamento	10%
Dureza Rockwell (Escala R)	68
Resistência ao Impacto Izod a 23°C	172 J·m <sup>-1</sup>
Resistência ao Impacto Izod a -20°C	50 J·m <sup>-1</sup>
Temperatura de Deflexão Térmica a 0,455 MPa	85 °C
Temperatura de Deflexão Térmica a 1,820 MPa	53 °C
Temperatura de Amolecimento Vicat a 10 N	145 °C

Fonte: Activas (2017) e Braskem (2017)

### 3.2 GEOMETRIA DOS CORPOS DE PROVA MOLDADOS

Segundo a norma ASTM D955 (2014), o molde para o ensaio de contração em polímeros moldados por injeção deve possuir duas cavidades com as dimensões informadas na Figura 24.

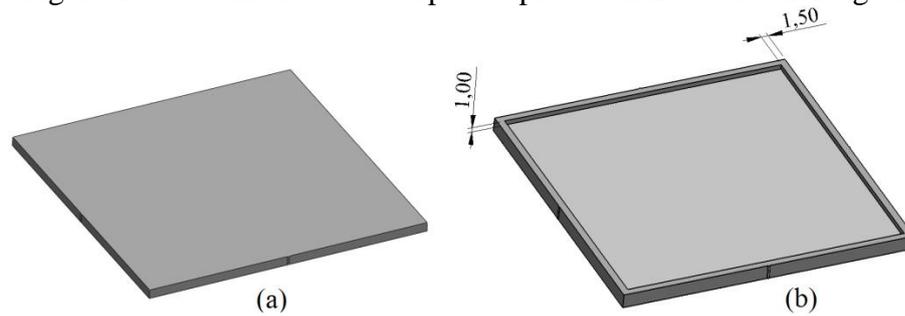
Figura 24 – Dimensões do corpo de prova utilizado no ensaio de contração



Fonte: O autor (2017)

De acordo com a literatura pesquisada, peças de geometrias simples como a ilustrada na Figura 24 podem não apresentar elevadas tensões residuais. Assim, com a finalidade de gerar amostras tensionadas internamente no processo de moldagem por injeção, utilizou-se uma das cavidades do molde com dimensões conforme a norma ASTM D955 (2014). Na outra cavidade do molde foram adicionadas quatro nervuras com larguras de 1,50 mm e altura de 1,00 mm, conforme apresentado na Figura 25.

Figura 25 – Geometrias dos corpos de prova utilizados na moldagem



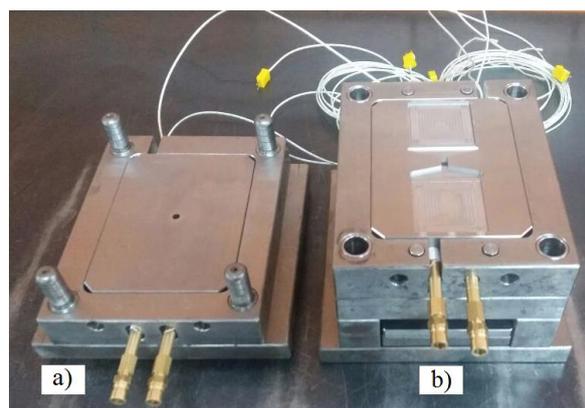
Fonte: O autor (2017)

Nota: a) Corpo de prova conforme norma ASTM D955 (2014); b) corpo de prova com quatro nervuras.

### 3.2.1 O Molde

Para a obtenção dos corpos de prova moldados e para as simulações computacionais, foi utilizado um porta molde existente no Laboratório de Polímeros (LPOL) da Universidade de Caxias do Sul (UCS). Foram confeccionados um inserto macho e um inserto cavidade com as geometrias dos corpos de prova definidas no capítulo 3.2. A modelagem 3D do molde foi realizada por meio de software CAD (*Computer Aided Design*). A usinagem dos insertos juntamente com as adaptações necessárias do molde foram realizadas em um centro de usinagem de comando numérico computadorizado (CNC) da marca Charles Machine Industrial modelo MVC-1370 localizado na empresa Lusa Matrizes. A Figura 26 apresenta o molde completo aberto, com o lado fixo (a) e o lado móvel (b).

Figura 26 – Molde completo utilizado na moldagem e nas simulações computacionais

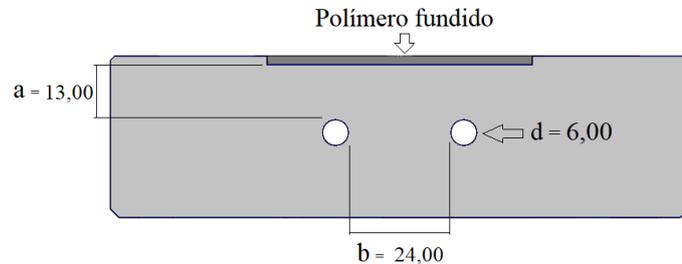


Fonte: O autor (2017)

Os circuitos de refrigeração do molde foram realizados de acordo com Manrich (2005). Conforme visto na Figura 27, o autor informa que a dimensão “a” do sistema de refrigeração deve estar entre  $(0,8 \text{ a } 2,5) \times “d”$  e a dimensão “b” entre  $(2,5 \text{ a } 3,5) \times “d”$ , sendo “d” é o diâmetro do furo. A Figura 27 apresenta a vista em corte do inserto macho com as

dimensões utilizadas para o sistema de refrigeração. Para o inserto cavidade foram utilizadas as mesmas dimensões.

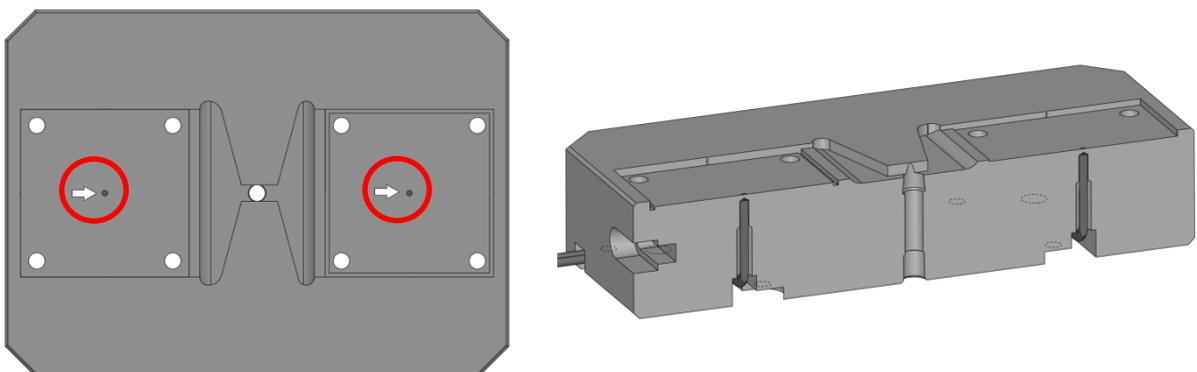
Figura 27 – Dimensões do sistema de refrigeração para o inserto macho



Fonte: O autor (2017)

A fim de verificar a temperatura do molde durante a moldagem dos corpos de prova, foram inseridos quatro termopares (descritos no apêndice A), dois no inserto macho e dois no inserto cavidade. Os termopares foram posicionados a 1,00 mm da superfície de contato com o polímero fundido e no centro geométrico de cada corpo de prova. A Figura 28 apresenta a disposição dos termopares no inserto macho, assim como um corte transversal que ilustra a distância do termopar à superfície de contato com o polímero fundido. As mesmas dimensões se aplicaram para o inserto cavidade. A fim de melhorar a condução térmica, utilizou-se pasta térmica da marca Implastec no alojamento dos termopares.

Figura 28 – Disposição dos termopares no inserto macho



Fonte: O autor (2017)

### 3.3 ENSAIO DE ANÁLISE TÉRMICA PARA O POLIPROPILENO VIRGEM

A análise térmica foi realizada em um equipamento DSC-50 da marca Shimadzu localizado no LPOL da UCS. Utilizaram-se duas corridas para a análise térmica, nas quais as

amostras foram aquecidas de 23 °C até 200°C, à uma taxa de 10°C·min<sup>-1</sup> em atmosfera de nitrogênio com vazão de 50 mL·min<sup>-1</sup>.

Esta análise térmica do polipropileno virgem foi utilizada para determinar a temperatura de fusão cristalina do polipropileno em estudo, uma vez que o conhecimento desta tornou-se importante para as temperaturas do polímero fundido utilizadas nas simulações computacionais.

### 3.4 SIMULAÇÕES COMPUTACIONAIS

A fim de analisar qual parâmetro possui maior influência no empenamento e na contração do polímero PP moldado por injeção, utilizou-se um planejamento fatorial aleatorizado de cinco fatores, com dois níveis cada fator, um alto e um baixo, o que resultou em trinta e duas simulações (Tabela 4).

Por meio de simulações computacionais realizadas com o *software* MoldFlow, disponível na engenharia da empresa Belga, cada condição apresentada na Tabela 4 apresentou respectivos valores de empenamentos e contrações do corpo de prova. Os valores para cada condição foram tabulados e análises estatísticas foram realizadas para obter a variável de maior significância no processo. A sequência das simulações computacionais está apresentada na Tabela 4.

Tabela 4 – Planejamento das condições para as simulações computacionais

Sequência	(A) Temp. molde (°C)	(B) Temp. polímero fundido (°C)	(C) Pressão de recalque (MPa)	(D) Tempo de recalque (s)	(E) Taxa de injeção (cm <sup>3</sup> /s)
1	20	200	25	4	45
2	20	200	96	2	15
3	20	230	25	4	15
4	20	200	25	4	15
5	20	200	25	2	45
6	90	200	96	4	45
7	20	200	96	2	45
8	20	200	96	4	15
9	90	200	96	2	45
10	20	230	25	2	15
11	90	200	96	4	15
12	20	230	96	4	45
13	20	230	25	4	45
14	90	230	25	4	15
15	20	230	96	4	15
16	20	200	25	2	15

Tabela 4 – Continuação

17	20	230	25	2	45
18	90	200	25	2	15
19	20	200	96	4	45
20	90	230	96	4	15
21	90	200	25	2	45
22	90	230	96	2	15
23	90	230	25	4	45
24	90	230	96	4	45
25	90	230	96	2	45
26	90	200	25	4	45
27	90	230	25	2	15
28	90	200	25	4	15
29	90	230	25	2	45
30	20	230	96	2	45
31	20	230	96	2	15
32	90	200	96	2	15

Fonte: O autor (2017)

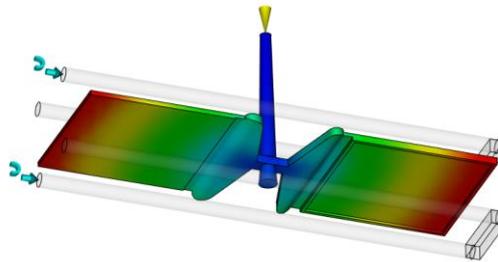
Os valores descritos na 4 foram obtidos segundo as referências descritas a seguir. Para a temperatura do molde na moldagem do polipropileno, os valores máximos e mínimos de 90 °C e 20 °C, respectivamente, são descritos por Bociaga *et al.* (2010). Para a pressão de recalque, o valor mínimo de 25 MPa para a moldagem do polipropileno é descrito por Fernandes *et al.* (2011) e o valor máximo de 96 MPa é apresentado segundo Xie *et al.* (2014). A temperatura mínima do PP fundido de 200 °C e máxima de 230 °C foram determinadas com base no *Data Sheet* (Ficha de dados) do polímero e na análise térmica realizada previamente. Os tempos de recalque mínimo de 2 s e o máximo de 4 s foram utilizados de acordo com os estudos de Leães (2008).

Bociaga *et al.* (2010) utilizou velocidades de injeção para o PP de 50 mm·s<sup>-1</sup>. Xie *et al.* (2014) variou a velocidade de injeção nos seus experimentos em três valores: 10 mm·s<sup>-1</sup>, 30 mm·s<sup>-1</sup> e 50 mm·s<sup>-1</sup>. Já Junkes *et al.* (2015) utilizou a velocidade de injeção de 20 mm·s<sup>-1</sup> para a moldagem de PP. Assim, a velocidade mínima utilizada nas simulações computacionais foi de 10 mm·s<sup>-1</sup> e a máxima velocidade de 50 mm·s<sup>-1</sup>. Uma vez que o Moldflow utiliza como variável de entrada a taxa de material fundido adicionado (cm<sup>3</sup>·s<sup>-1</sup>) ao invés de velocidade (mm·s<sup>-1</sup>), as velocidades foram convertidas e resultaram nos valores mínimos e máximos, respectivamente, de 15 cm<sup>3</sup>·s<sup>-1</sup> e 45 cm<sup>3</sup>·s<sup>-1</sup>.

Uma vez que a adição das nervuras ocasionou o aumento da massa do corpo de prova quatro nervuras em relação à geometria original, a massa correspondente a este aumento foi

adicionada no canal de injeção da geometria original. Assim, as cavidades de ambos os lados tornaram-se balanceadas em massa, o que permitiu um preenchimento uniforme das cavidades. A Figura 29 apresenta a disposição das cavidades para as simulações computacionais realizadas.

Figura 29 – Disposição das cavidades para as simulações computacionais



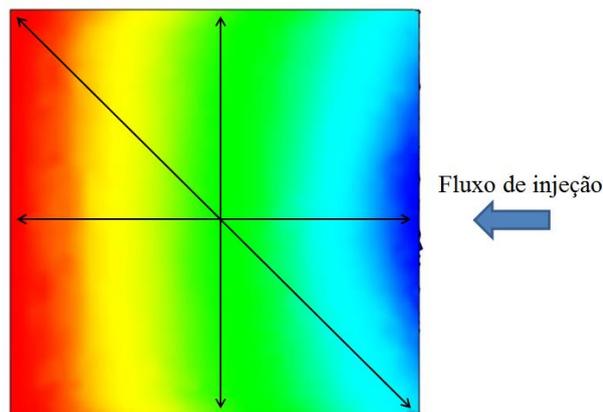
Fonte: O autor (2017)

O tipo de malha utilizada foi 3D, com tamanho médio das arestas dos elementos de 2,00 mm, número mínimo de doze níveis de refinamento e quantidade de sete barras na malha do bico de injeção.

### 3.4.1 Medições das contrações dos corpos de prova simulados

Após geradas as 32 simulações computacionais, foram realizadas medições das contrações e empenamentos nos corpos de prova liso e nos corpos de prova com nervuras. As medições das contrações foram realizadas em três posições diferentes dos corpos de prova: na direção paralela ao fluxo da injeção, na direção perpendicular ao fluxo de injeção e na direção cruzada, conforme Figura 30.

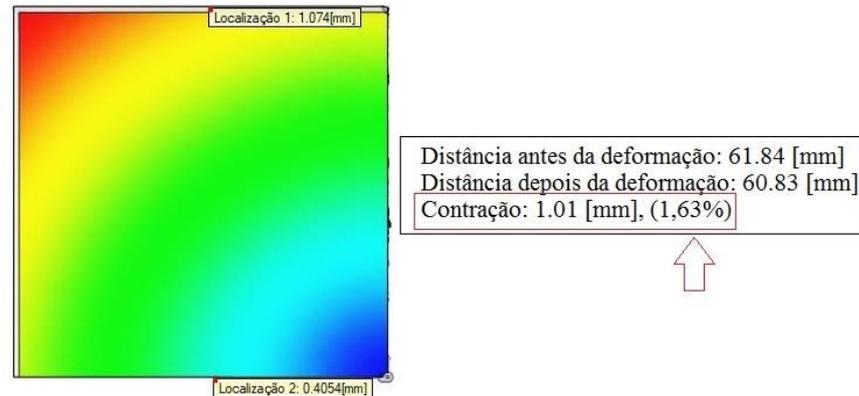
Figura 30 – Posições das medições das contrações nos corpos de prova simulados



Fonte: O autor (2017)

Após selecionar dois pontos no corpo de prova, a ferramenta *Examine* do *software* Moldflow automaticamente retorna com os valores antes da deformação e após a deformação (contração), em milímetros e percentual. A Figura 31 apresenta um exemplo de medição na contração do corpo de prova liso da direção perpendicular ao fluxo de injeção.

Figura 31 – Resultado para a medição da contração

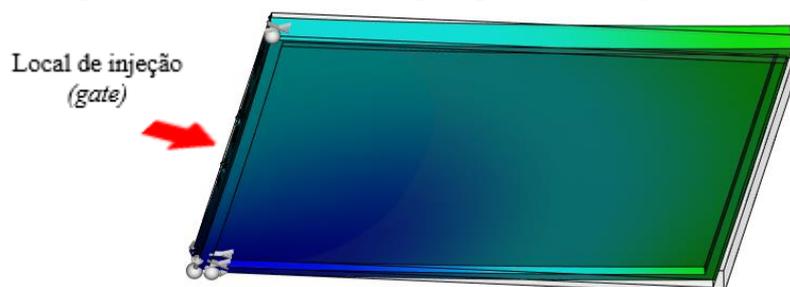


Fonte: O autor (2017)

### 3.4.2 Medições dos empenamentos dos corpos de prova simulados

Para a medição dos empenamentos dos corpos de prova, utilizou-se um plano de ancoragem, o qual consiste em posicionar o corpo de prova em uma posição de referência que permita a medição. Assim, o plano utilizado foi determinado com base nas medições práticas, ou seja, utilizou-se um plano de ancoragem que será reproduzido na prática para as medições dos empenamentos. O plano de ancoragem, conforme pode ser visto na Figura 32, foi criado por meio de três pontos de referência (nós da malha) do corpo de prova, os quais foram mantidos constantes para todas as simulações.

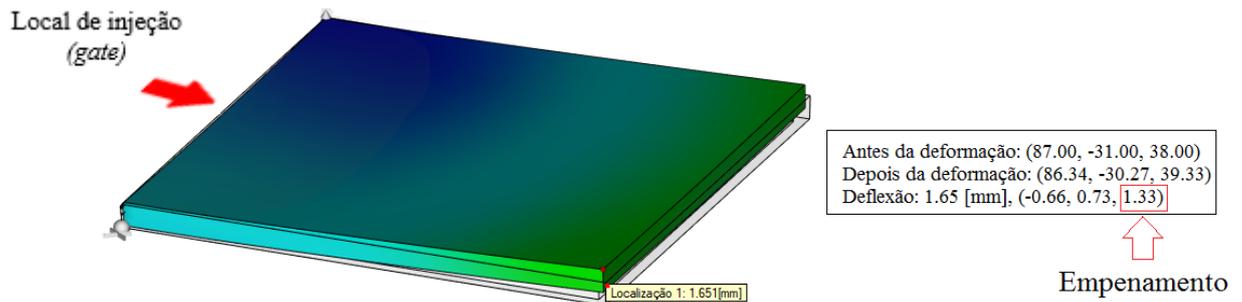
Figura 32 – Plano de ancoragem para as medições dos empenamentos



Fonte: O autor (2017)

As medições dos empenamentos foram realizadas pela mesma ferramenta *Examine* do *software* Moldflow. Ao selecionar o ponto de interesse, a ferramenta automaticamente retorna com o valor antes da deformação e após a deformação (empenamento), em milímetros. Por meio da Figura 33 observa-se um exemplo de medição do empenamento para o corpo de prova com nervuras.

Figura 33 – Medição dos empenamentos dos corpos de prova



Fonte: O autor (2017)

### 3.5 MOLDAGEM DOS CORPOS DE PROVA

A moldagem dos corpos de prova foi realizada no LPOL da UCS. A máquina injetora utilizada foi da marca Himaco modelo LH 150-80, com força de fechamento máxima de 800 kN. Para a secagem do PP, o mesmo foi mantido por cinco horas à temperatura de 70 °C antes da moldagem. Para obter os parâmetros do processo utilizados na máquina injetora que não variaram durante a moldagem dos corpos de prova, foram realizados pré-testes, os quais resultaram nos valores apresentados na Tabela 5.

Tabela 5 – Parâmetros de processo utilizados na máquina injetora

Temperatura do polímero fundido zona 1	230 °C
Temperatura do polímero fundido zona 2	210 °C
Temperatura do polímero fundido zona 3	190 °C
Pressão de injeção	65 MPa
Velocidade de injeção	60 cm <sup>3</sup> /s
Tempo de injeção	1 s
Tempo de resfriamento	15 s

Fonte: O autor (2018)

Uma vez que o fator de maior significância para o empenamento obtido nas simulações computacionais foi a pressão de recalque, esta foi alternada com o fator pós-

moldagem, ou seja, utilizou-se um planejamento fatorial  $3^2$ , com dois fatores e três níveis cada fator. Assim, nove condições foram analisadas, porém, para obter-se maior confiabilidade do experimento, foram utilizadas duas réplicas, o que resultou em dezoito condições de processo, de acordo com a Tabela 6.

Os valores referentes à pressão de recalque de 25 e 96 MPa informados na Tabela 6 foram utilizados de acordo com as simulações computacionais. O valor de 60 MPa refere-se à uma pressão de recalque intermediária, uma vez que três níveis são necessários.

Tabela 6 – Planejamento fatorial para a moldagem dos corpos de prova

<b>Sequência</b>	<b>Pressão de recalque (MPa)</b>	<b>Pós-moldagem</b>	<b>Corrida</b>
1	25	Restrição física + Estufa	1
2	60	Restrição física + Água	2
3	25	Restrição física + Água	3
4	96	Restrição física + Estufa	4
5	25	Restrição física + Estufa	1
6	25	Neutro	5
7	60	Neutro	6
8	96	Restrição física + Água	7
9	25	Restrição física + Água	3
10	96	Restrição física + Água	7
11	60	Restrição física + Estufa	8
12	96	Neutro	9
13	60	Restrição física + Estufa	8
14	60	Neutro	6
15	96	Restrição física + Estufa	4
16	60	Restrição física + Água	2
17	96	Neutro	9
18	25	Neutro	5

Fonte: O autor (2018)

A temperatura do molde utilizada manteve-se entre 30 e 35 °C durante a moldagem, cuja foi verificada com o auxílio dos termopares instalados nos insertos macho e cavidade. Para atingir esta faixa de temperaturas, foram injetadas algumas amostras até a temperatura dos inserto macho e cavidade permanecerem no intervalo informado, descartando estas amostras iniciais. A variação de 5 °C na temperatura do molde deu-se devido ao tempo de abertura do molde para a extração dos corpos de prova. Para manter um fluxo de água constante nos canais de refrigeração do molde, utilizaram-se dois registros nas saídas dos circuitos, um no inserto macho e um no inserto cavidade.

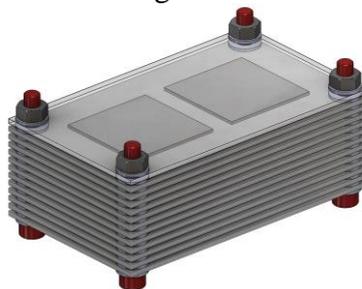
Para cada uma das dezoito condições foram realizados doze ciclos de moldagem. Uma vez que o molde possui duas cavidades, foram moldados 24 corpos de prova, 12 com nervuras e 12 lisos, o que resulta em um total de 432 corpos de prova moldados por injeção. A fim de evitar transientes oriundos das alterações da pressão de recalque durante o processo de moldagem, foram eliminados os cinco primeiros ciclos de cada alteração.

O corte para separar o canal de injeção do corpo de prova foi realizado de forma manual, com uma ferramenta de corte, de tal forma que a aresta com o canal de injeção do corpo de prova não fosse danificada. Cada amostra foi enumerada logo após a separação do canal de injeção e, em seguida, submetida à devida condição pós-moldagem.

A condição pós-moldagem foi realizada de três diferentes formas. Para a condição restrição física + estufa, os corpos de prova foram restringidos em um dispositivo (Figura 34) e em seguida armazenados em uma estufa (65 °C durante 30 minutos), imediatamente após a moldagem. Este dispositivo é semelhante ao de Maxwell e Turnbull (2003) e de Bianchezzi (2014), que consiste em manter as amostras pressionadas entre placas.

O dispositivo é composto por treze chapas nas dimensões de 3,00 mm x 112,00 mm x 190,00 mm (cortadas em uma guilhotina), quatro parafusos allen cabeças cilíndricas com sextavado interno M6,00 x 90,00 mm e quatro porcas M6,00. Ao todo foram confeccionados 12 dispositivos com capacidade de 24 corpos de prova cada dispositivo, 12 corpos de prova lisos e 12 corpos de prova com nervuras.

Figura 34 – Dispositivo para restringir o empenamento dos corpos de prova após a moldagem



Fonte: O autor (2017)

Segundo Bianchezzi (2014), o dispositivo pode restringir possíveis tensões residuais decorrentes do processo de produção e evitar o empenamento das amostras devido ao alívio das tensões. O autor submeteu amostras de poliestireno de alto impacto para um dispositivo em forma de pilha com chapas metálicas e quatro pesos de 500 g nos respectivos cantos. O

dispositivo, juntamente com as amostras, foi inserido em uma estufa a 80 °C por 4 horas para o tratamento térmico.

Para a condição restrição física + água, os corpos de prova foram restringidos no dispositivo e resfriados em água, à temperatura ambiente, imediatamente após a moldagem. A calha utilizada para resfriamento consiste em um reservatório com uma entrada e uma saída de água, conforme pode ser visto na Figura 35.

Figura 35 – Calha utilizada para o resfriamento dos corpos de prova sujeitos à condição pós-moldagem restrição física + água



Fonte: O autor (2018)

Na condição neutro, não houve interferência no processo de resfriamento dos corpos de prova e não utilizou-se restrição física nos corpos de prova.

As temperaturas utilizadas para a estufa e para a água foram determinadas com base nas temperaturas de transição vítrea ( $T_g$ ), na temperatura de fusão cristalina ( $T_m$ ) e na temperatura máxima de serviço do polímero. Isto é, segundo Canevarolo Júnior (2006), a cristalização do polímero ocorre entre a  $T_g$  e a  $T_m$ , e em temperaturas abaixo de  $T_g$  não há mais mobilidade das cadeias poliméricas. Assim, conforme a Tabela 1,  $T_g = 4$  a  $12$  °C para o PP, utilizou-se água à temperatura ambiente (não aferida) para o resfriamento, uma vez que nesta temperatura o polímero não apresenta mobilidade em suas cadeias. A temperatura de 65 °C foi determinada com base na temperatura máxima de trabalho do polímero. De acordo com Harada (2004), para o PP, a temperatura máxima de resistência no serviço é de 140 °C. Assim, foi utilizada uma temperatura de 45% da temperatura de serviço do polímero, ou seja, 65 °C, a fim de não comprometer as amostras devido a temperatura elevada da estufa.

Todas as amostras, após as respectivas condições pós-moldagem, foram deixadas em uma mesa plana, dispostas de forma a não sobreporem-se e evitar alterações dimensionais nas mesmas. A sala onde as amostras foram armazenadas encontrava-se à temperatura ambiente

(23 °C), e o tempo de permanência das amostras nesta sala antes das medições dos empenamentos e contrações foi de aproximadamente 96 horas.

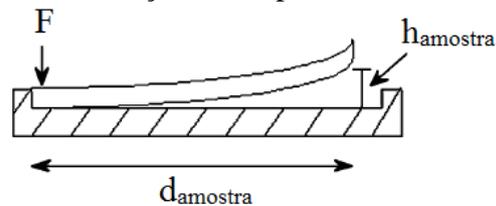
### 3.6 MEDIÇÕES DOS EMPENAMENTOS E DAS CONTRAÇÕES DOS CORPOS DE PROVA MOLDADOS

Este capítulo apresenta a metodologia utilizada para realizar as medições dos empenamentos e das contrações dos corpos de prova obtidos pelo processo de moldagem por injeção.

#### 3.6.1 Medições dos empenamentos dos corpos de prova moldados

As medições dos empenamentos foram realizadas em um projetor de perfil da marca Hexagon Metrology, modelo 3020, localizado no laboratório de metrologia da UCS. A medição do empenamento baseou-se nos estudos de Fischer (2002), no qual se aplica uma força  $F$  em uma das extremidades da amostra que está apoiada em um plano de referência, e o afastamento ( $h$ ) ocorrido na outra extremidade da amostra em relação ao plano de referência resulta no empenamento  $W$  (warpage), conforme Figura 36. O empenamento pode ser considerado como  $W=h$  ou  $W=h/d$  (FISCHER, 2002).

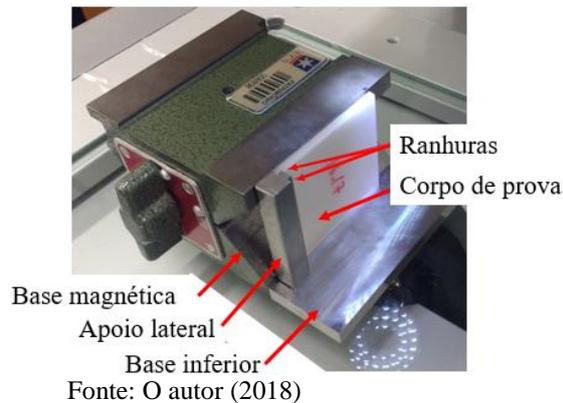
Figura 36 – Medição do empenamento em amostras



Fonte: Adaptado de Fischer (2002) (Aumenta a fonte das escritas)

Assim, criou-se um dispositivo que está apresentado na Figura 37 para que as medições dos empenamentos fossem realizadas para todas as amostras da mesma forma. Para isso foram usinadas duas chapas, a base inferior e o apoio lateral. A base inferior teve como função deixar o corpo de prova na mesma altura da base magnética. O apoio lateral, no qual usinou-se duas ranhuras, uma com a espessura do corpo de prova liso e outra com a espessura do corpo de prova com nervuras, fez com que o corpo de prova ficasse pressionado contra à base magnética. Desta forma, mediram-se todos os corpos de prova lisos e, em seguida, foi invertido o lado da ranhura do apoio lateral e foram medidos os corpos de prova com nervuras.

Figura 37 – Dispositivo utilizado para apoio nas medições dos empenamentos das amostras



Para evitar dispêndios de tempo e manter a mesma referência para todas as medições, a base magnética foi fixada à mesa da máquina com fita dupla face. Conforme pode ser visto na Figura 38, a medição consistiu em verificar a distância entre um ponto sobre a linha de referência (linha amarela, face lateral da base magnética utilizada) e um ponto sobre o canto superior do corpo de prova. Foram realizadas medições de 5 corpos de prova com nervuras e 5 corpos de prova lisos para cada uma das 18 condições de moldagem, o que resultou em 180 medições.

Figura 38 – Medição do empenamento em um corpo de prova liso

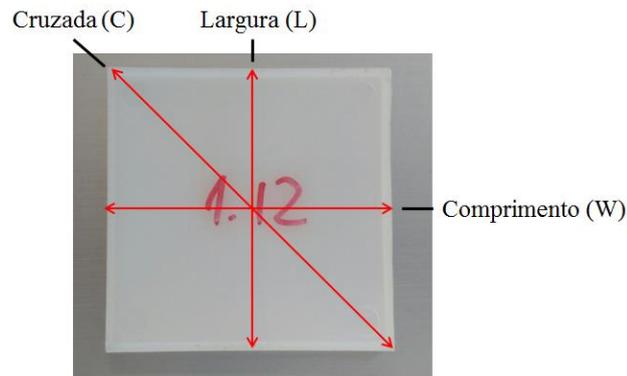


### 3.6.2 Medições das contrações dos corpos de prova moldados

Para a determinação da contração dos corpos de prova, foi usinada uma pequena linha (0,01 mm de largura) no ponto médio de cada aresta das cavidades do molde, assim, esta linha moldada no corpo de prova facilitou a medição nas regiões centrais de cada amostra evitando desvios de medições. Foram realizadas as medições dos comprimentos ( $L_m$ ), larguras ( $W_m$ ) e a medição cruzada ( $C_m$ ) no molde. Após a moldagem, foram feitas as medições dos

comprimentos ( $L_s$ ), larguras ( $W_s$ ) e a medição cruzada ( $C_s$ ) nos corpos de prova, de acordo com a Figura 39. As medições foram realizadas por meio de um paquímetro digital da marca Mitutoyo com resolução de 0,01 mm.

Figura 39 – Medições da largura, comprimento e cruzada realizadas nos corpos de prova



Fonte: O autor (2018)

Os corpos de prova utilizados para as medições das contrações foram os mesmos já utilizados para as medições dos empenamentos, ou seja, foram obtidas as medidas de 180 corpos de prova, as quais foram inseridas nas Equações 2, 3 e 4, conforme norma ASTM D955 (20014).

$$S_w = \frac{(W_m - W_s) \times 100}{W_m} \quad (2)$$

$$S_l = \frac{(L_m - L_s) \times 100}{L_m} \quad (3)$$

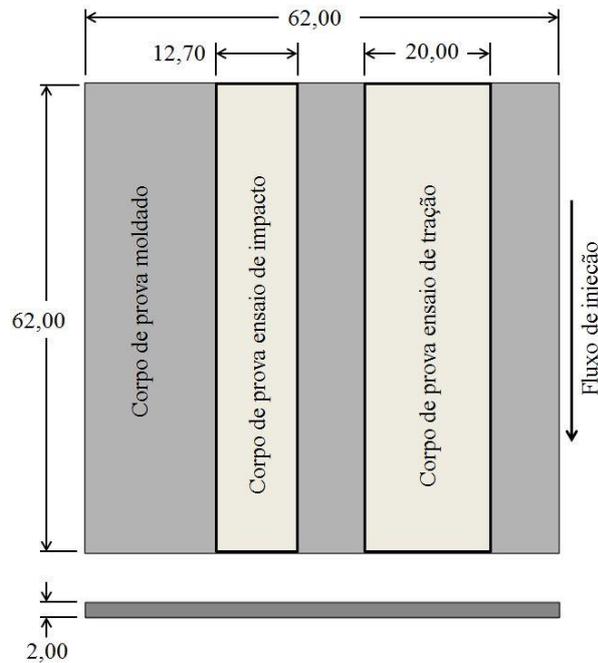
$$S_c = \frac{(C_m - C_s) \times 100}{C_m} \quad (4)$$

Sendo,  $S_w$ ,  $W_m$  e  $W_s$  a contração da amostra, a medição da largura realizada no molde e a medição da largura realizada na amostra, respectivamente, todos na direção perpendicular ao fluxo de injeção.  $S_l$ ,  $L_m$  e  $L_s$  a contração da amostra, a medição do comprimento realizada no molde e a medição do comprimento realizada na amostra, respectivamente, todos na direção paralela ao fluxo de injeção.  $S_c$ ,  $C_m$  e  $C_s$  a contração da amostra, a medição do comprimento realizada no molde e a medição do comprimento realizada na amostra, respectivamente, todos na direção cruzada.

### 3.7 ENSAIOS DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO E AO IMPACTO

Os corpos de prova utilizados para os ensaios de resistência à tração e resistência ao impacto foram extraídos dos corpos de prova moldados, selecionados por meio das análises estatísticas realizadas após as medições dos empenamentos e das contrações. Uma vez que os corpos de prova moldados possuíam dimensões de 62,00 mm x 62,00 mm x 2,00 mm, os corpos de prova para os ensaios de resistência à tração foram cortados na largura de 20,00 mm, de acordo com a norma ASTM D638 (2014), resultando em corpos de prova com dimensões de 62,00 mm x 20,00 mm x 2,00 mm. O corte foi realizado por meio de uma máquina serra fita, na direção do fluxo de injeção do polímero (Figura 40).

Figura 40 – Corpos de prova para os ensaios de impacto e tração



Fonte: O autor (2018).

Para os ensaios de resistência ao impacto, os corpos de prova foram extraídos da mesma forma, porém a largura utilizada para o corte foi de 12,70 mm, de acordo com a norma ASTM D256 (2015). Assim, as dimensões finais dos corpos de prova para os ensaios de impacto foram 62,00 mm x 12,70 mm x 2,00 mm (Figura 40).

Os corpos de prova foram cortados no LPOL da UCS em uma máquina de serra por fita. Após o corte, a face deformada foi lixada para evitar influências de prováveis imperfeições nos resultados dos ensaios de tração e impacto. Foram cortados 11 corpos de

prova para os ensaios de impacto e 7 corpos de prova para os ensaios de tração, para cada uma das 4 condições.

Os ensaios de resistência à tração e ao impacto foram realizados no LPOL da UCS. Para o ensaio de resistência à tração, utilizou-se um equipamento de ensaios universal da marca EMIC e modelo DL-2000. A velocidade utilizada foi de  $50 \text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$  conforme norma ASTM D638 (2014). Para os ensaios de resistência ao impacto, foi utilizado o equipamento da marca CEAST e modelo Resil 25 com martelo de 1,0 J, entalhes Izod tipo I com raio de  $0,25 \pm 0,05 \text{ mm}$  e ângulo de  $45^\circ \pm 1^\circ$ , de acordo com a norma ASTM D256 (2015), em todos os corpos de prova.

### 3.8 ENSAIO DE ANÁLISE TÉRMICA PARA O POLIPROPILENO MOLDADO

A fim de verificar a influência do grau de cristalinidade nas propriedades mecânicas do polipropileno após a moldagem, foram realizadas análises por meio de DSC. As análises foram realizadas no equipamento DSC-50 da marca Shimadzu localizado no LPOL da UCS.

As análises foram realizadas nos corpos de prova selecionados por meio das análises estatísticas após as medições dos empenamentos e das contrações. Foram utilizadas duas corridas, nas quais as amostras foram aquecidas de  $23 \text{ }^\circ\text{C}$  a  $200^\circ\text{C}$  à uma taxa de  $10^\circ\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$ , em atmosfera de nitrogênio e com vazão de  $50 \text{ mL}\cdot\text{min}^{-1}$ .

### 3.9 MÉTODO DO FURO CEGO

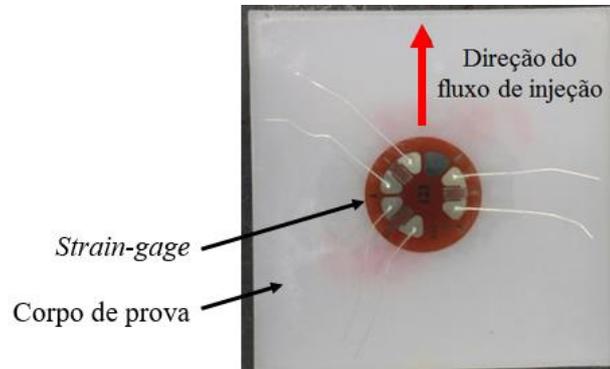
As medições das tensões residuais por meio do método do furo cego foram realizadas nas amostras selecionadas pelas análises estatísticas após as medições dos empenamentos e das contrações. Os ensaios foram realizados no Laboratório de Instrumentação Avançada Termo Mecânica (LIATM) na UCS.

#### 3.9.1 Colagem dos strain-gage

Os *strain-gage* foram colados nos corpos de prova por meio de um adesivo comumente utilizado nestas aplicações, o cianocrilato (ANGELINI, 1999). A colagem foi realizada no centro de cada corpo de prova, com a orientação de acordo com a Figura 41. A cura do adesivo de colagem dos *strain-gage* foi de 24 horas. O mesmo procedimento foi

adotado para os quatro corpos de prova. Os *strain-gage* utilizados foram do tipo A, roseta, com três elementos e sentido horário (ASTM E837, 2013).

Figura 41 – Posição e orientação do *strain-gage* colado no corpo de prova



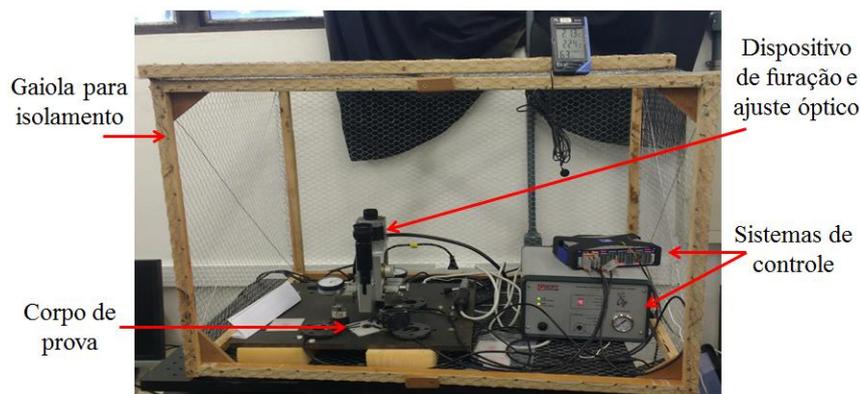
Fonte: O autor (2018)

### 3.9.2 Medições das tensões residuais

As medições das tensões residuais foram realizadas em uma máquina SINT MTS3000 (Figura 42), que consiste em um sistema automático para medição de tensões residuais pelo método do furo cego. O ensaio foi realizado de acordo com a norma ASTM E837 (2013), que descreve a medição de tensões residuais pelo método do furo cego para metais.

Uma vez detectado que o equipamento é altamente sensível a ondas eletromagnéticas existentes no ambiente do ensaio, necessitou-se utilizar uma gaiola para isolamento, a fim de evitar interferências na leitura dos resultados, conforme Figura 42. Para a recepção dos sinais e processamento dos dados foi utilizado um notebook, o qual não está representado na Figura 42. Após a preparação de cada corpo de prova, não houve contato nos equipamentos por quinze minutos, a fim de obter a estabilização dos sinais e evitar interferências oriundas do aquecimento do *strain-gage*.

Figura 42 – Equipamentos utilizados para as medições das tensões residuais



Fonte: O autor (2018)

Para o ensaio, utilizou-se uma broca com diâmetro de 1,90 mm e rotação de 80 rpm. Os incrementos utilizados para a furação foram segundo Withers e Bhadeshia (2001), os quais indicam 0,05 mm. Como a espessura do corpo de prova era de 2,00 mm, a profundidade total do furo utilizada foi de 1,50 mm, o que resultou em um total de 30 incrementos. Após cada incremento, antes de ser realizada leitura dos dados, utilizou-se um tempo de dois minutos para evitar interferências do aquecimento no local do furo.

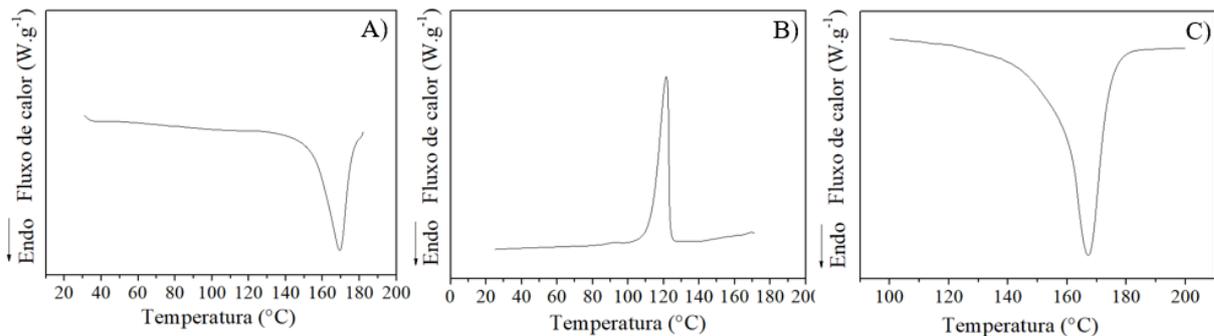
## 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo são apresentados os resultados e discussão dos ensaios realizados no presente estudo.

### 4.1 CARACTERIZAÇÃO POR CALORIMETRIA EXPLORATÓRIA DIFERENCIAL DO POLIPROPILENO VIRGEM

A Figura 43 apresenta as curvas DSC para o primeiro aquecimento (A), resfriamento (B) e segundo aquecimento (C) para o PP-CP241 virgem.

Figura 43 – Curva DSC do PP-CP241 virgem



Fonte: O autor (2018)

Nota: a) Primeiro aquecimento; b) resfriamento e c) segundo aquecimento.

Desta forma, por meio das curvas DSC, foram obtidos os valores para as temperaturas de fusão cristalina para o primeiro e segundo aquecimento, para a temperatura de cristalização e calculado o grau de cristalinidade do PP-CP241 virgem (Tabela 7). A cristalinidade e a temperatura de fusão cristalina foi analisada baseando-se no primeiro aquecimento da amostra, a fim de se observar a história térmica do material.

Tabela 7 – Dados obtidos e calculados pelas curvas DSC

1° Aquecimento			Resfriamento	2° Aquecimento		
T <sub>m1</sub> (°C)	ΔH <sub>f</sub> (J·g <sup>-1</sup> )	X <sub>c</sub> (%)	T <sub>c</sub> (°C)	T <sub>m2</sub> (°C)	ΔH <sub>f</sub> (J·g <sup>-1</sup> )	X <sub>c</sub> (%)
<b>169,2</b>	75,8	<b>35,3</b>	121,5	167,1	86,7	41,5

Fonte: O autor (2018)

Por meio da análise térmica realizada com o PP-CP241, obteve-se para a temperatura de fusão cristalina o valor de 169,2 °C, observada no evento endotérmico da Figura 43A. De

acordo com os estudos de Karsli e Aytac (2011), no qual avaliaram a influência da adição de fibra de carbono curto nas propriedades morfológicas, térmicas e mecânicas dos compósitos de polipropileno, a temperatura de fusão cristalina para o PP puro em análises térmicas foi de 167 °C. Nas análises de Strapasson (2004), em que avaliou a alteração nas propriedades do PP durante diversas reciclagens do material, o autor obteve o evento máximo para a temperatura de fusão do PP virgem de 168 °C.

Segundo Azeredo (2012), o grau de cristalinidade do PP comercial pode variar de 40% a 60%. Fernandes *et al.* (2013) obteve para o PP o grau de cristalinidade de 33,7%. Sperling (2006) informa que a cristalinidade dos polímeros semicristalinos pode estar entre 40% e 75%. Desta forma pode-se observar que o grau de cristalinidade de 35,3%, obtida por meio das curvas DSC, está de acordo com os valores apresentados pela literatura.

## 4.2 RESULTADOS DAS SIMULAÇÕES COMPUTACIONAIS

Neste capítulo serão apresentados os resultados e discussões dos ensaios realizados no presente estudo.

### 4.2.1 Resultados das medições para os empenamentos dos corpos de prova simulados

Os valores dos empenamentos para os corpos de prova lisos e para os corpos de prova com quatro nervuras, obtidos por meio de simulações computacionais, estão apresentados na Tabela 8. Pode-se observar que os maiores valores de empenamentos foram obtidos para o corpo de prova com quatro nervuras.

Os resultados de maiores empenamentos para os corpos de prova com quatro nervuras corroboram o informado na literatura, isto é, para SÁNCHEZ *et al.* (2012), geometrias que possuem variações de espessuras devem ser testadas e investigadas, uma vez que estas apresentam resultados diferentes das geometrias lisas muitas vezes utilizadas em estudos. De acordo com Wang; Zhao; Wang (2013), o empenamento de componentes moldados por injeção é inevitável em muitos casos de geometrias com variações de espessuras.

Devido às variações de espessuras que ocorrem ao longo da geometria, pode-se gerar diferentes temperaturas e pressões, modificando as propriedades e a estrutura do polímero que, por sua vez, podem alterar a distribuição das tensões residuais internas. A frente de fluxo do polímero fundido experimenta diferentes restrições, o que altera a orientação das cadeias poliméricas. Além disso, durante a fase de preenchimento e recalque, o polímero possui seu

resfriamento sob as restrições do molde, quando ejetada, é a geometria da peça que inibe a uniforme contração e relaxação das cadeias poliméricas (GUEVARA-MORALES E FIGUEROA-LÓPEZ, 2014).

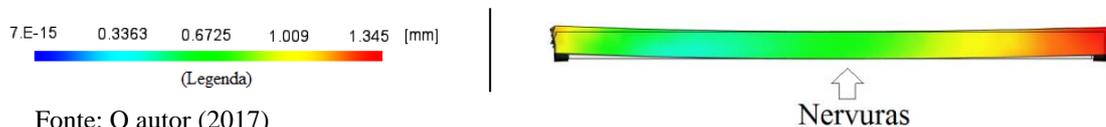
Tabela 8 – Empenamentos dos corpos de prova obtidos via simulações computacionais

Sequência	Empenamentos corpos de prova lisos (mm)	Empenamentos corpos de prova nervuras (mm)	Sequência	Empenamentos corpos de prova lisos (mm)	Empenamentos corpos de prova nervuras (mm)
1	0,04	0,10	17	0,02	0,68
2	0,01	0,99	18	0,04	0,38
3	0,06	0,39	19	0,00	0,52
4	0,01	0,08	20	0,03	1,38
5	0,05	0,53	21	0,04	0,39
6	0,02	1,27	22	0,05	0,51
7	0,12	1,07	23	0,08	0,76
8	0,00	0,26	24	0,12	1,29
9	0,00	0,54	25	0,02	0,58
10	0,05	0,52	26	0,02	0,80
11	0,11	1,35	27	0,03	0,41
12	0,09	1,07	28	0,02	0,73
13	0,05	0,29	29	0,03	0,49
14	0,03	0,78	30	0,06	1,19
15	0,66	1,33	31	0,30	1,68
16	0,02	0,48	32	0,05	0,51

Fonte: O autor (2017)

Para os corpos de prova com quatro nervuras, conforme pode ser observado na Figura 44, os empenamentos ocorreram para o lado oposto ao das nervuras.

Figura 44 – Empenamento dos corpos de prova com quatro nervuras

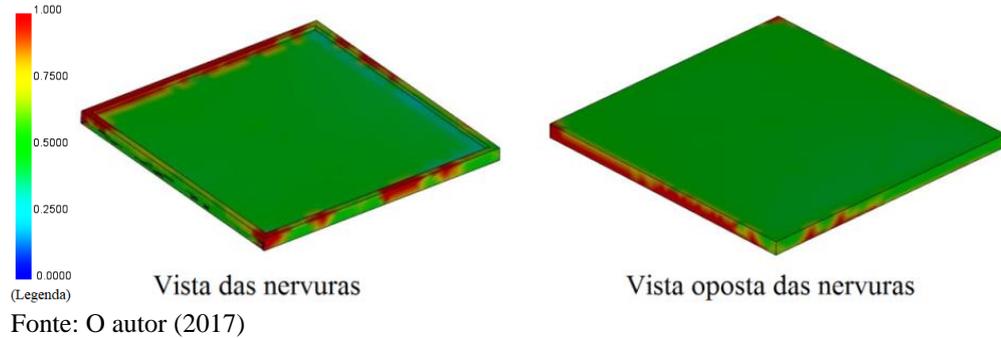


Fonte: O autor (2017)

O empenamento para o lado oposto ao das nervuras pode ser explicado pelo fato que as nervuras iniciam o processo de resfriamento antes que as demais regiões. Por meio do resultado “fração da camada solidificada” obtida nos resultados das simulações, foi possível de se observar o resfriamento ao longo do corpo de prova. Conforme observado na Figura 45, regiões vermelhas são as primeiras a congelar, enquanto as verdes são as últimas. Assim, como as nervuras são as primeiras regiões a iniciarem o congelamento, segundo

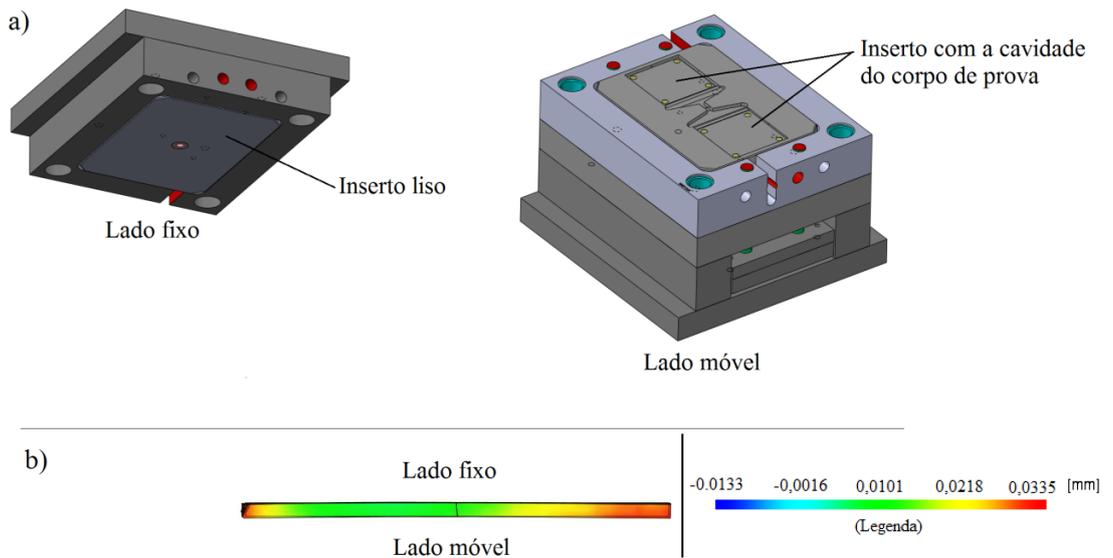
Bociaga *et al.* (2010), o corpo de prova apresentará concavidade para o lado mais quente da amostra, ou seja, o oposto das nervuras.

Figura 45 – Fração da camada solidificada obtida via simulações computacionais



O corpo de prova com geometria lisa apresentou os menores valores de empenamentos. Conforme pode ser visto na Figura 46b, o empenamento do corpo de prova aconteceu para o lado móvel do molde. Uma vez que o lado fixo apresentava o inserto totalmente liso e que o lado móvel possuía a cavidade que deu forma à geometria (Figura 46a), isto provocou um ligeiro aumento da temperatura do corpo de prova em contato com o lado móvel do molde. Assim, conforme Bociaga *et al.* (2010), o corpo de prova apresentou uma concavidade para o lado mais quente do molde, ou seja, o lado móvel.

Figura 46 – Empenamento dos corpos de prova lisos



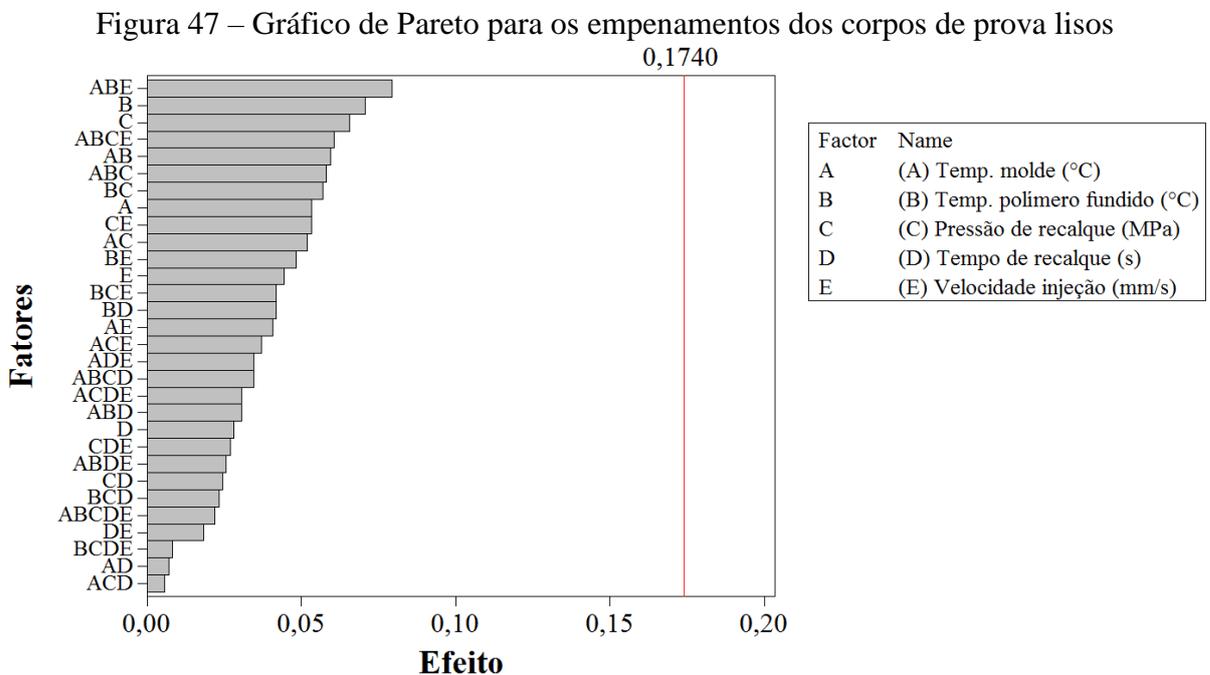
Fonte: O autor (2017)

Nota: a) Lado fixo do molde e b) lado móvel do molde

Para determinar o parâmetro de maior influência nos empenamentos obtidos por meio das simulações computacionais utilizou-se o gráfico de Pareto. Segundo Leães (2008), o

gráfico de Pareto é utilizado para ordenar os efeitos calculados em um experimento. O autor informa que este método baseia-se no princípio de que existem poucos elementos críticos vitais em qualquer evento significativo, isto é, o gráfico de Pareto mostra os valores absolutos dos coeficientes em ordem decrescente.

Assim, gerou-se o gráfico de Pareto para os empenamentos dos corpos de prova lisos (Figura 47) e dos corpos de prova com quatro nervuras (Figura 48). Os gráficos foram gerados com significância de 99% e os fatores analisados foram: temperatura do molde, temperatura do polímero fundido, pressão de recalque, tempo de recalque e velocidade de injeção.

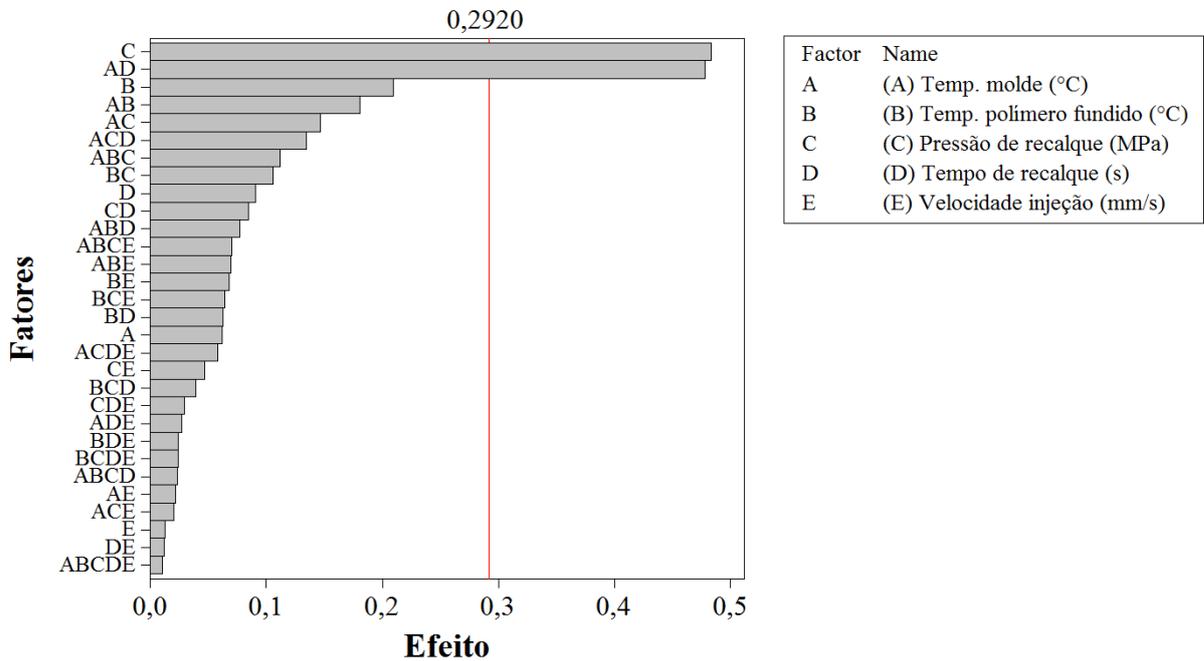


Fonte: O autor (2017)

Por meio da Figura 47, verificou-se que o gráfico de Pareto para os corpos de prova lisos apresentou como o fator isolado de maior influência no empenamento a temperatura do polímero fundido, seguido da pressão de recalque.

A Figura 48 apresenta o gráfico de Pareto para os corpos de prova com quatro nervuras, no qual pode-se observar que a pressão de recalque foi o fator de maior influência no empenamento, seguido do fator isolado temperatura do polímero fundido.

Figura 48 – Gráfico de Pareto para os empenamentos dos corpos de prova com quatro nervuras



Fonte: O autor (2017)

Uma análise dos dois gráficos permite verificar que, embora resultaram em fatores de influência distintos na resposta empenamento, o fator pressão de recalque da Figura 48 apresentou uma elevada diferença para o fator temperatura polímero fundido. O mesmo não ocorreu na Figura 47, entre o fator temperatura do polímero fundido e a pressão de recalque, apresentando uma diferença de menor magnitude.

Desta forma, o fator selecionado utilizado nas moldagens dos corpos de prova, e que foi alternado com a condição pós-moldagem, foi o fator pressão de recalque. Este parâmetro está de acordo com Alves (2008) e Guevara-Morales e Figueroa-Lopez (2014), os quais informam que a pressão de recalque é o fator de maior influência no empenamento de componentes moldados por injeção.

#### 4.2.2 Resultados das medições para as contrações dos corpos de prova simulados

Os valores das contrações nas direções perpendiculares ao fluxo de injeção, paralelas ao fluxo de injeção e nas direções cruzadas para os corpos de prova lisos e para os corpos de prova com quatro nervuras, obtidos por meio de simulações computacionais, estão apresentados na Tabela 9.

Tabela 9 – Contrações dos corpos de prova obtidos via simulações computacionais

Sequência	Contrações corpos de prova lisos (%)			Contrações corpos de prova nervuras (%)		
	Perpendicular	Paralela	Cruzada	Perpendicular	Paralela	Cruzada
1	1,63	1,45	1,53	1,63	1,43	1,51
2	1,62	1,47	1,48	1,64	1,46	1,55
3	1,63	1,50	1,55	1,64	1,50	1,55
4	1,64	1,44	1,53	1,63	1,42	1,52
5	2,01	1,82	1,88	2,02	1,84	1,91
6	1,88	1,77	1,76	1,91	1,77	1,86
7	1,72	1,57	1,58	1,74	1,60	1,68
8	0,96	0,80	0,86	0,99	0,83	0,90
9	2,24	2,06	2,11	2,27	2,05	2,16
10	2,01	1,86	1,91	2,03	1,85	1,96
11	1,82	1,72	1,71	1,85	1,71	1,79
12	1,33	1,19	1,20	1,34	1,25	1,27
13	1,69	1,57	1,61	1,71	1,56	1,63
14	2,17	2,00	2,04	2,20	1,99	2,08
15	1,16	1,05	1,08	1,20	1,07	1,13
16	1,86	1,68	1,74	1,88	1,67	1,78
17	2,17	1,96	2,02	2,17	1,98	2,07
18	2,22	2,05	2,10	2,24	2,05	2,13
19	1,03	0,85	0,91	1,09	0,89	0,97
20	2,07	1,94	1,94	2,09	1,91	2,04
21	2,28	2,09	2,15	2,30	2,06	2,18
22	2,36	2,17	2,22	2,37	2,15	2,27
23	2,23	2,03	2,08	2,24	2,02	2,13
24	2,13	1,98	2,00	2,15	1,95	2,09
25	2,43	2,23	2,28	2,44	2,21	2,33
26	2,06	1,88	1,93	2,08	1,87	1,98
27	2,41	2,21	2,26	2,42	2,19	2,30
28	2,01	1,88	1,90	2,02	1,86	1,95
29	2,47	2,27	2,32	2,48	2,24	2,36
30	1,99	1,78	1,83	1,99	1,82	1,94
31	1,82	1,71	1,73	1,84	1,72	1,85
32	2,36	2,17	2,22	2,37	2,15	2,27
<b>Média</b>	<b>1,92 ± 0,40</b>	<b>1,75 ± 0,39</b>	<b>1,80 ± 0,39</b>	<b>1,94 ± 0,39</b>	<b>1,75 ± 0,37</b>	<b>1,85 ± 0,39</b>

Fonte: O autor (2017)

Por meio das médias calculadas para as medições, verificou-se que os valores para as contrações dos corpos de prova com quatro nervuras, considerando o desvio padrão, foram iguais às contrações dos corpos de prova lisos. Observou-se também que, para ambas as geometrias, as contrações nas direções perpendiculares ao fluxo de injeção foram superiores às contrações nas direções paralelas ao fluxo de injeção.

Os valores obtidos para as contrações foram próximos ao informado na literatura, porém com maior desvio padrão. Pomerleau e Sanschagrín (2006) encontraram valores de contração na direção paralela ao fluxo de injeção de  $2,00 \pm 0,02\%$  e  $2,93 \pm 0,02\%$  para as contrações na direção perpendicular ao fluxo de injeção. Os autores informam que a anisotropia das contrações está associada à combinação da cristalização com os efeitos do fluxo de injeção (orientação das cadeias poliméricas).

Os maiores valores das contrações na direção perpendicular ao fluxo de injeção estão de acordo com a norma ASTM D955 (2014). Segundo a norma, a contração para o polipropileno nas condições de processo estabelecidas são  $0,806 \pm 0,002\%$  na direção paralela ao fluxo de injeção e  $0,945 \pm 0,005\%$  na direção perpendicular ao fluxo de injeção. Altan (2010) avaliou a influência de alguns parâmetros de processo para minimizar a contração de materiais moldados por injeção em polipropileno e poliestireno, e obteve valores para as contrações do polipropileno que variaram de 1,000 a 1,844%.

Segundo Postawa e Koszkul (2005), o aumento da resistência pode acontecer devido a redução da pressão de injeção que ocorre conforme o fluxo de injeção afasta-se do *gate*. Os autores indicam que a geometria e a forma de resfriamento da peça podem gerar regiões com diferentes pressões. Isto pode promover diferentes condições de cristalização que, por sua vez, permitem diferentes contrações nas direções paralelas e perpendiculares.

### 4.3 RESULTADOS DAS MEDIÇÕES PARA OS EMPENAMENTOS E CONTRAÇÕES DOS CORPOS DE PROVA MOLDADOS

Este capítulo apresenta os resultados das medições para os empenamentos e as contrações dos corpos de prova moldados por injeção.

#### 4.3.1 Resultados das medições para os empenamentos dos corpos de prova moldados

A fim de facilitar o entendimento da codificação utilizada para as amostras moldadas, foi elaborada a Tabela 10, na qual consta a codificação, a condição pós-moldagem e a pressão de recalque utilizada. As letras “L” e “N” após o número da codificação indica a geometria do corpo de prova, ou seja, a letra “L” indica geometria lisa e a letra “N” indica geometria com nervuras.

Tabela 10 – Codificação utilizada para as amostras moldadas

<b>Codificação</b>	<b>Pressão de recalque</b>	<b>Pós-moldagem</b>
<b>1L / 1N</b>	25 Mpa	Restrição física + Estufa
<b>2L / 2N</b>	60 MPa	Restrição física + Água
<b>3L / 3N</b>	25 MPa	Restrição física + Água
<b>4L / 4N</b>	96 MPa	Restrição física + Estufa
<b>5L / 5N</b>	25 MPa	Neutro
<b>6L / 6N</b>	60 MPa	Neutro
<b>7L / 7N</b>	96 MPa	Restrição física + Água
<b>8L / 8N</b>	60 MPa	Restrição física + Estufa
<b>9L / 9N</b>	96 MPa	Neutro

Fonte: O autor (2018)

Os valores dos empenamentos dos 180 corpos de prova estão apresentados no Apêndice B. Por meio dos valores obtidos, gerou-se a Tabela 11 que apresenta os valores dos empenamentos das dez amostras para cada condição de moldagem utilizada.

Tabela 11 – Valores dos empenamentos para os corpos de prova lisos e com nervuras

<b>Condição</b>	<b>Empenamentos corpos de prova lisos (mm)</b>	<b>Condição</b>	<b>Empenamentos corpos de prova nervuras (mm)</b>
<b>1L</b>	0,388 ± 0,096	<b>1N</b>	1,822 ± 0,242
<b>2L</b>	0,402 ± 0,088	<b>2N</b>	1,359 ± 0,150
<b>3L</b>	0,408 ± 0,062	<b>3N</b>	1,688 ± 0,165
<b>4L</b>	0,366 ± 0,037	<b>4N</b>	1,188 ± 0,147
<b>5L</b>	0,503 ± 0,107	<b>5N</b>	1,697 ± 0,168
<b>6L</b>	0,361 ± 0,032	<b>6N</b>	1,435 ± 0,132
<b>7L</b>	0,390 ± 0,045	<b>7N</b>	1,327 ± 0,165
<b>8L</b>	0,315 ± 0,050	<b>8N</b>	1,378 ± 0,194
<b>9L</b>	0,319 ± 0,053	<b>9N</b>	1,372 ± 0,147

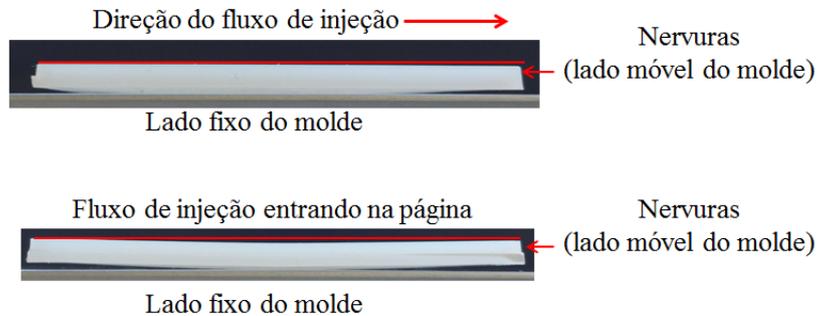
Fonte: O autor (2018)

Observou-se pela Tabela 11 que os empenamentos para os corpos de prova com nervuras foram superiores aos empenamentos dos corpos de prova lisos. Estas medições estão de acordo com as simulações computacionais e com Kabanemi *et al.* (1998), Kim *et al.* (2009), Sánchez *et al.* (2012) e Wang; Zhao; Wang (2013), ou seja, componentes com geometrias complexas tendem a empenar mais que componentes com geometrias simples, conforme já apresentado no capítulo 4.2.1.

Para os corpos de prova com nervuras, verificou-se que o empenamento ocorreu de forma diferente das simulações computacionais. Observou-se por meio da Figura 49 que, por meio de uma comparação com a linha vermelha traçada na borda superior do corpo de prova,

na direção do fluxo de injeção as nervuras apresentam um pequeno empenamento, enquanto que quando o fluxo de injeção está entrando na página, o empenamento aumenta.

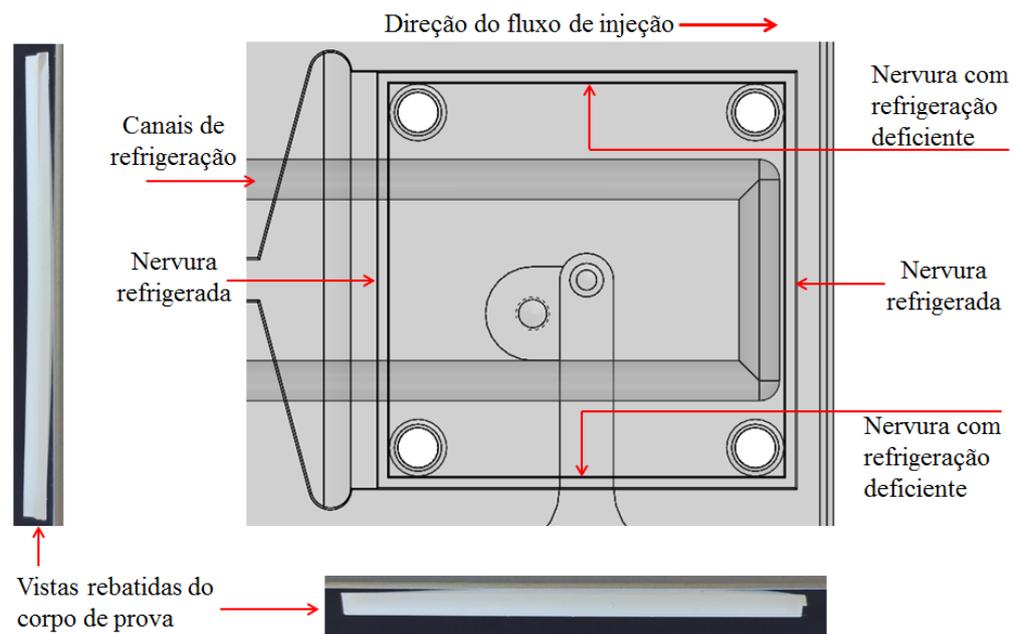
Figura 49 – Corpo de prova com nervuras empenado



Fonte: O autor (2018)

Este comportamento do empenamento pode ser atribuído ao sistema de refrigeração do molde. Conforme verificou-se na Figura 50, os canais de refrigeração do molde foram dispostos de uma forma simétrica na direção do fluxo de injeção, refrigerando ambas as nervuras verticais. Já para as nervuras horizontais, observou-se que os canais de refrigeração estavam mais distantes, o que fez com que o resfriamento destas nervuras ocorresse de forma mais lenta e fez o corpo de prova empenar para o lado das nervuras. Assim, o empenamento formado no centro da peça pode ser explicado devido ao fato que o centro do corpo de prova apresentou uma melhor refrigeração.

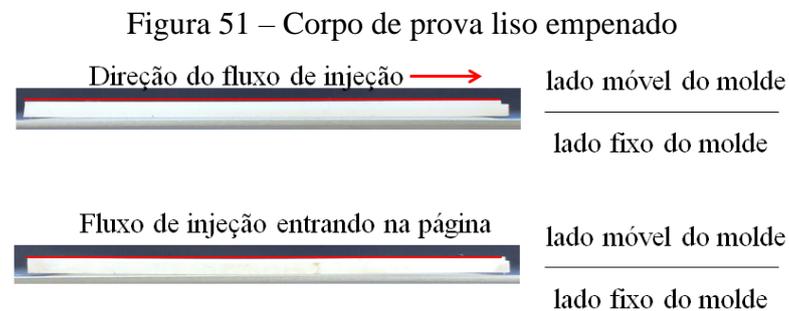
Figura 50 – Canais de refrigeração do molde para o corpo de prova com nervuras



Fonte: O autor (2018)

Verificou-se que nas simulações computacionais, conforme apresentado no capítulo 4.2.1, o empenamento dos corpos de prova ocorreu para o lado oposto ao das nervuras, o inverso do ocorrido para os corpos de prova moldados. Este fato pode ser explicado pelo motivo que para as simulações computacionais o sistema de refrigeração não foi considerado, ou seja, as temperaturas dos insertos macho e cavidade foram mantidas constantes e iguais durante as simulações. O sistema de refrigeração não foi considerado nas simulações computacionais para permitir maior agilidade nas análises, uma vez que foram utilizadas 32 simulações computacionais.

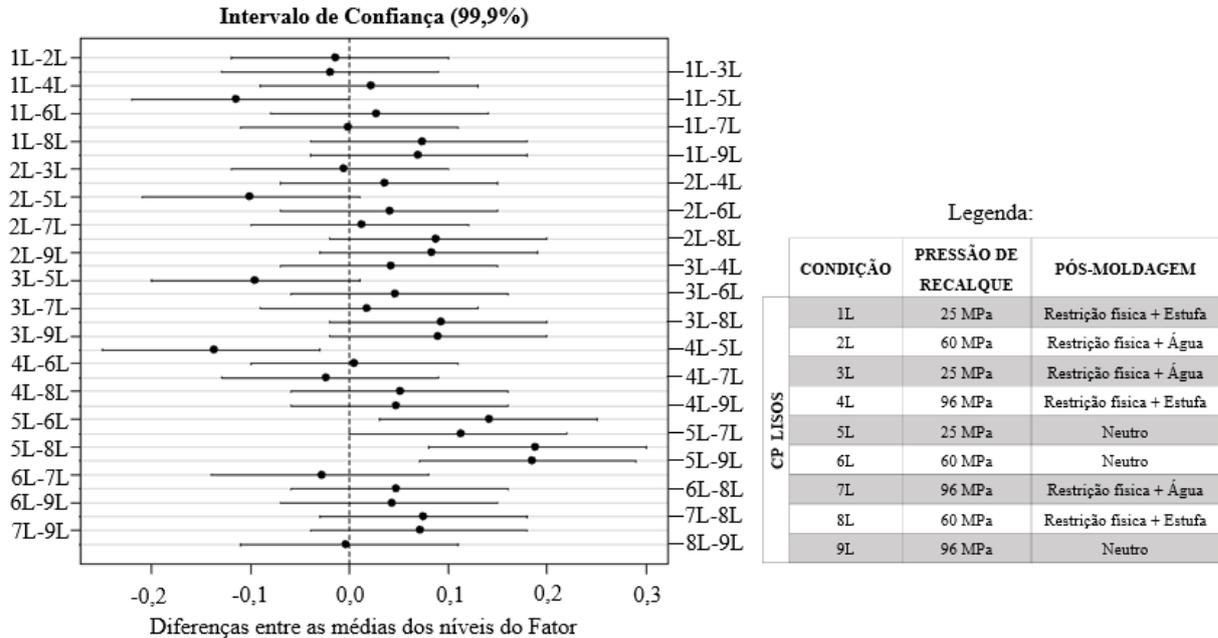
Para os corpos de prova lisos, os empenamentos comportaram-se igualmente às simulações computacionais, isto é, o empenamento ocorreu para o lado móvel do molde (Figura 51). Conforme citado no capítulo 4.2.1, devido ao fato que a cavidade do produto final encontrava-se apenas no lado móvel do molde, ocorreu um ligeiro aumento da temperatura do corpo de prova em contato com este lado, o que fez o corpo de prova apresentar uma concavidade para o lado móvel do molde. Observou-se ainda na Figura 51 que o corpo de prova apresentou empenamentos semelhantes em ambas as direções do fluxo de injeção, diferentemente dos corpos de prova com nervuras.



Avaliou-se o empenamento quantitativamente por meio do Método da Mínima Diferença Significativa (MDS), ou Teste de Fisher. A Figura 52 apresenta as variações das médias para os empenamentos dos corpos de prova lisos, considerando o intervalo de confiança de 99,9%.

Uma primeira análise da Figura 52 entre grupos de mesmas condições pós-moldagem permitiu verificar que, para as interações submetidas à restrição física + estufa, 1L-4L (25-96 MPa), 1L-8L (25-60 MPa) e 4L-8L (96-60 MPa), não houve diferença significativa entre as médias dos empenamentos, no intervalo de confiança considerado, devido à alteração da pressão de recalque.

Figura 52 – Teste de Fisher para o empenamento dos corpos de prova lisos



Fonte: O autor (2018)

Observou-se, por meio da Figura 52, que o mesmo ocorreu para as amostras submetidas à condição pós-moldagem restrição física + água, 2L-3L (60-25 MPa), 2L-7L (60-96 MPa) e 3L-7L (25-96 MPa). As interações não apresentaram diferenças significativas entre as médias dos empenamentos, no intervalo de confiança considerado, alternando a pressão de recalque.

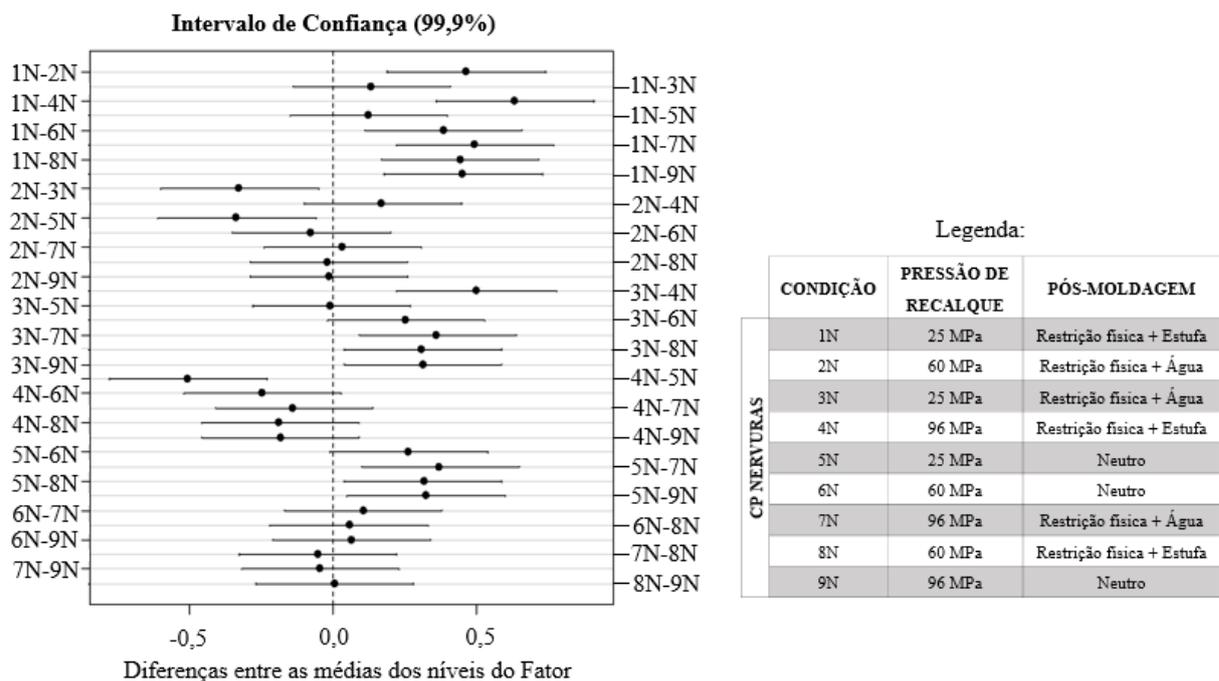
Já para as interações entre os grupos que não foram submetidos a nenhuma condição pós-moldagem (neutros), 5L-6L (25-60 MPa) e 5L-9L (25-96 MPa), notou-se pela Figura 52 que houve diferença entre as médias dos empenamentos comutando a pressão de recalque. Observou-se que as médias dos empenamentos apresentaram valores superiores para menores pressões de recalque, conforme indicado por Alves (2008) e Guevara-Morales e Figueroa-Lopez (2014). Para a interação 6L-9L (60-96 MPa), verificou-se que não houve diferença significativa entre as médias dos empenamentos, no intervalo considerado, devido à alteração da pressão de recalque.

Ainda na Figura 52, verificou-se que para a interação 4L-5L e 5L-8L, as quais apresentam condições pós-moldagem diferentes, a média dos empenamentos foi superior na condição 5L com 25 MPa de pressão de recalque e sem nenhuma condição pós-moldagem. Para as condições 4L e 8L citadas acima, as amostras foram submetidas à restrição física e à estufa com 96 MPa e 60 MPa, respectivamente, de pressão de recalque. Estes resultados corroboram os de Alves (2008) e Guevara-Morales e Figueroa-Lopez (2014), aos quais

informam que maiores pressões de recalque geram menores empenamentos devido ao melhor arranjo das cadeias poliméricas em função da maior quantidade de material forçada para o interior da cavidade. Angelini (1999) informa que amostras submetidas ao tratamento térmico de *annealing* tendem a empenar menos devido ao alívio de possíveis tensões residuais.

A Figura 53 apresenta as variações das médias para os empenamentos dos corpos de prova com nervuras, considerando o intervalo de confiança de 99,9%. Observou-se que para as interações dos grupos submetidos à condição pós-moldagem restrição física + estufa 1N-4N e 1N-8N houve variação nas médias dos empenamentos, no intervalo considerado, devido à alteração da pressão de recalque. Verificou-se que para a condição 1N (25 MPa) a média do empenamento foi superior perante as condições 4N (96 MPa) e 8N (60 MPa), resultados que concordam com Alves (2008) e Guevara-Morales e Figueroa-Lopez (2014), uma vez que foram obtidos maiores empenamentos com menores pressões de recalque.

Figura 53 – Teste de Fisher para o empenamento dos corpos de prova com nervuras



Para a interação 4N-8N de condição pós-moldagem restrição física + estufa, observou-se que não houve variação significativa nas médias dos empenamentos promovidos pela modificação da pressão de recalque (Figura 53).

Conforme a Figura 53, para as interações submetidas às condições pós-moldagem restrição física + água 2N-3N (60-25 MPa) e 3N-7N (25-96 MPa) verificou-se que as médias dos empenamentos apresentaram diferença entre si, no intervalo considerado. Como pode ser

visto, para ambas as interações, a média dos empenamentos foi superior para a condição 3N com 25 MPa de pressão de recalque diante das condições 2N e 7N, com pressões de recalque de 60 MPa e 96 MPa, respectivamente. Este resultado corrobora os de Alves (2008) e Guevara-Morales e Figueroa-Lopez (2014), uma vez que menores empenamentos foram obtidos com maiores pressões de recalque.

Observou-se por meio da Figura 53 que a interação 2N-7N não apresentou diferença significativa entre as médias dos empenamentos causada pela variação da pressão de recalque, no intervalo considerado.

Para as interações referentes aos grupos que não foram submetidos a nenhuma condição pós-moldagem (neutros) 5N-9N, verificou-se que houve variação significativa nas médias dos empenamentos no intervalo considerado, conforme pode ser visto na Figura 53. Obteve-se maiores médias dos empenamentos para a condição 5N moldada com 25 MPa de pressão de recalque, enquanto a condição 9N foi moldada com pressão de recalque de 96 MPa.

Como pode ser visto na Figura 53, os outros dois grupos que não foram submetidos a nenhuma condição pós-moldagem (5N-6N e 6N-9N) não apresentaram diferença significativa entre as médias dos empenamentos, no intervalo considerado, devido à modificação da pressão de recalque.

Ainda na Figura 53, notou-se que nas interações 1N-2N, 1N-6N, 1N-7N, 1N-9N, 2N-5N, 3N-4N, 3N-8N, 3N-9N, 4N-5N, 5N-7N e 5N-8N houve variação nas médias dos empenamentos devido à alteração da pressão de recalque. Observou-se que nestas interações o fator de maior relevância no empenamento manteve-se a pressão de recalque, uma vez que para as condições 1N, 3N e 5N utilizou-se pressão de recalque de 25 MPa e obteve-se as maiores médias dos empenamentos, enquanto que para as demais condições foram utilizadas pressões de recalque superiores com menores médias dos empenamentos, comportando-se conforme Alves (2008) e Guevara-Morales e Figueroa-Lopez (2014).

#### **4.3.2 Resultados das medições para as contrações dos corpos de prova moldados**

Os valores das contrações nas três direções consideradas para os 180 corpos de prova estão apresentados no Apêndice C. Por meio das medições realizadas, gerou-se a Tabela 12 que apresenta os valores médios para as contrações das dez amostras de cada condição. geometrias distintas das amostras. De acordo com Kabanemi *et al.* (1998), Kim *et al.* (2009), Sánchez *et al.* (2012) e Wang; Zhao; Wang (2013), alterações geométricas em componentes

moldados por injeção podem gerar mudanças nas propriedades e na estrutura do polímero e, assim, provocar alterações dimensionais.

Por meio da Tabela 12 foi possível verificar que os corpos de prova lisos apresentaram maiores valores de contrações que os corpos de prova com nervuras. Este comportamento pode ser atribuído às geometrias distintas das amostras. De acordo com a literatura, alterações geométricas em componentes moldados por injeção podem gerar mudanças nas propriedades e na estrutura do polímero e, assim, provocar alterações dimensionais.

Tabela 12 – Contrações dos corpos de prova moldados

Condição	Contrações corpos de prova lisos (%)			Condição	Contrações corpos de prova nervuras (%)		
	Perpendicular	Paralela	Cruzada		Perpendicular	Paralela	Cruzada
<b>1L</b>	2,00	1,99	1,61	<b>1N</b>	1,94	1,84	1,62
<b>2L</b>	2,06	2,02	1,64	<b>2N</b>	1,96	1,83	1,63
<b>3L</b>	2,06	2,05	1,64	<b>3N</b>	1,95	1,89	1,64
<b>4L</b>	2,11	2,04	1,64	<b>4N</b>	1,97	1,88	1,62
<b>5L</b>	2,11	1,99	1,61	<b>5N</b>	2,01	1,87	1,61
<b>6L</b>	2,10	2,04	1,59	<b>6N</b>	1,94	1,89	1,64
<b>7L</b>	2,11	2,05	1,63	<b>7N</b>	1,97	1,91	1,64
<b>8L</b>	2,09	1,98	1,57	<b>8N</b>	1,95	1,85	1,61
<b>9L</b>	2,11	2,02	1,61	<b>9N</b>	1,97	1,88	1,66
<b>Média</b>	<b>2,08 ± 0,08</b>	<b>2,02 ± 0,06</b>	<b>1,62 ± 0,06</b>	<b>Média</b>	<b>1,96 ± 0,05</b>	<b>1,87 ± 0,07</b>	<b>1,63 ± 0,06</b>

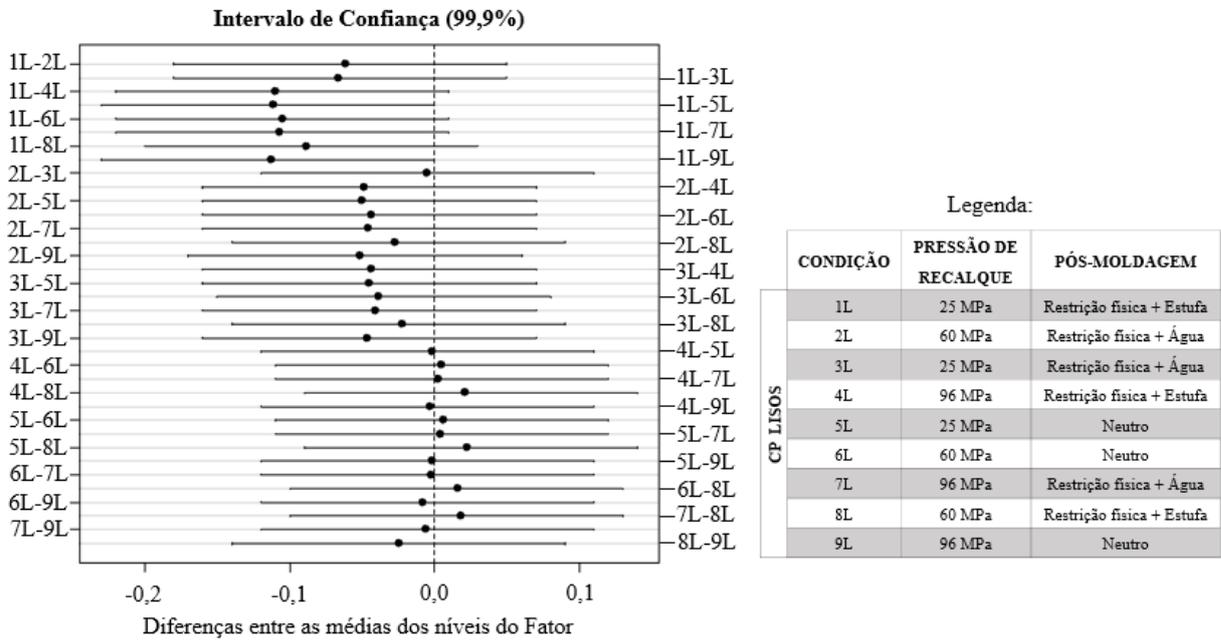
Fonte: O autor (2018)

Observou-se ainda que, por meio da Tabela 12, as contrações na direção perpendicular para os corpos de prova lisos e com nervuras foram maiores que na direção paralela. Este resultado corrobora os valores obtidos nas simulações computacionais e estão de acordo com a norma ASTM D955 (2014).

Assim, avaliou-se quantitativamente as contrações pelo Teste de Fisher, as quais não apresentaram diferenças significativas entre as médias das contrações no intervalo de confiança de 99,9%.

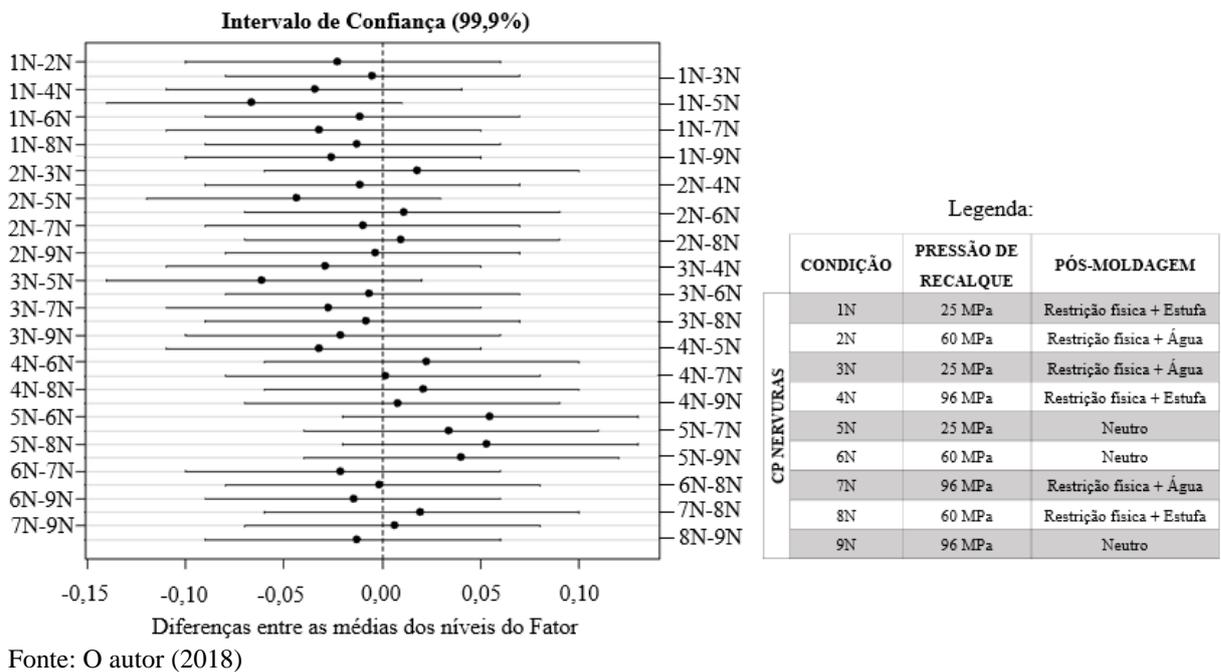
A Figura 54 apresenta a variação das médias para as contrações na direção perpendicular ao fluxo de injeção dos corpos de prova lisos. Constatou-se que para todas as interações, no intervalo considerado, não houve variação significativa entre as médias das contrações.

Figura 54 – Teste de Fisher para as contrações na direção perpendicular dos corpos de prova lisos



Da mesma forma, na Figura 55, verificou-se que para todas as interações, no intervalo considerado, não houve variação significativa entre as médias das contrações na direção perpendicular ao fluxo de injeção para os corpos de prova com nervuras.

Figura 55 – Teste de Fisher para as contrações na direção perpendicular dos corpos de prova com nervuras

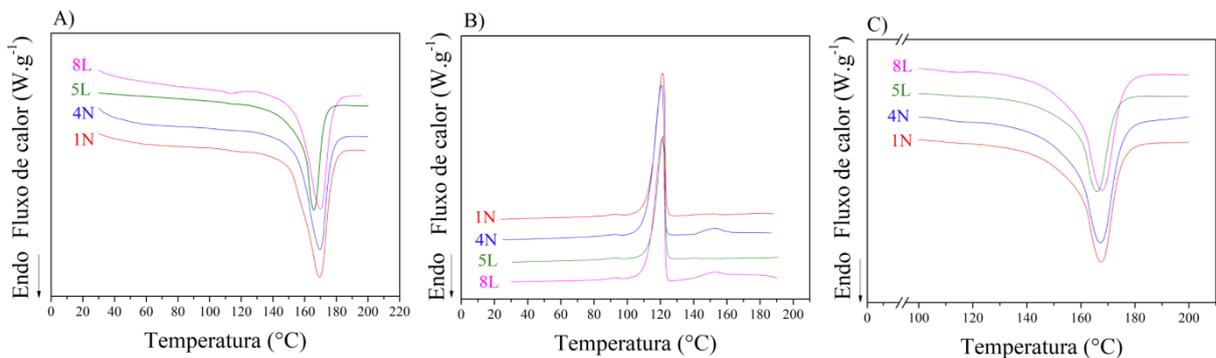


Assim, as amostras selecionadas que foram utilizadas para os ensaios de resistência à tração, resistência ao impacto, térmico e tensões residuais foram as interações que apresentaram maiores diferenças entre as médias dos empenamentos, ou seja, as condições com os empenamentos máximos e mínimos, que foram: 5L, 8L, 1N e 4N.

#### 4.4 CARACTERIZAÇÃO POR CALORIMETRIA EXPLORATÓRIA DIFERENCIAL DO POLIPROPILENO MOLDADO

A Figura 56 apresenta as curvas do primeiro aquecimento (A), resfriamento (B) e segundo aquecimento (C) para as quatro condições de moldagem analisadas (5L, 8L, 1N e 4N).

Figura 56 – Curvas DSC para as quatro condições de moldagem



Fonte: O autor (2018)

Nota: a) Primeiro aquecimento; b) cristalização e c) segundo aquecimento.

Assim, por meio das curvas DSC, foram obtidos os valores para as temperaturas de fusão cristalina para o primeiro e segundo aquecimento, para a temperatura de resfriamento e calculado o grau de cristalinidade de cada amostra, de acordo com a Tabela 13. A cristalinidade foi analisada baseando-se no primeiro aquecimento das amostras, a fim de se observar a história térmica do material.

Tabela 13 – Dados obtidos e calculados por meio das curvas DSC

Amostra	1º Aquecimento			Resfriamento		2º Aquecimento		
	Tm1 (°C)	$\Delta H_f$ (J·g <sup>-1</sup> )	Xc (%)	Tc (°C)	tc (°C·min <sup>-1</sup> )	Tm2 (°C)	$\Delta H_f$ (J·g <sup>-1</sup> )	Xc (%)
1N	169,3	93,2	<b>44,6</b>	121,3	3,2	167,4	87,7	42,0
4N	169,8	76,4	<b>36,5</b>	120,6	3,7	167,3	89,9	43,0
5L	165,8	63,8	<b>30,5</b>	121,6	3,8	165,9	64,8	31,0
8L	170,0	74,4	<b>35,6</b>	121,0	3,3	167,7	81,1	38,8

Fonte: O autor (2018)

No capítulo 4.1 apresentou-se que o grau de cristalinidade do PP virgem foi de 35,3 %. Assim, pela Tabela 13, verificou-se que os valores da cristalinidade ( $X_c$ ) para o primeiro aquecimento das amostras 4N (96 MPa de pressão de recalque e submetida à restrição física + estufa) e 8L (60 MPa de pressão de recalque e restrição física + estufa) estão próximos aos valores do PP virgem.

Para a amostra 1N (25 MPa de pressão de recalque e restrição física + estufa), observou-se um aumento no grau de cristalinidade de 35,3 % para 44,6 %. Menores pressões de recalque aliadas a um resfriamento lento até a temperatura ambiente propiciam um aumento na formação de regiões cristalinas e resulta em uma maior cristalinidade (LINCK, 2016). Para a amostra 5L (25 MPa de pressão de recalque e condição pós-moldagem neutra), a cristalinidade variou de 35,3 % para 30,5 %, uma vez que para esta condição o resfriamento ocorreu de forma mais rápida que as outras condições, o que resultou no menor grau de cristalinidade.

Verificou-se também por meio da Tabela 13 que os valores para as temperaturas de fusão cristalina para o primeiro e segundo aquecimento não apresentaram diferenças significativas, as quais variaram de 165,8 °C a 170 °C. Estas temperaturas corroboram o valor obtido para o PP virgem de 169 °C. Observou-se também na Tabela 13 que os valores apresentados para o tempo de cristalização ( $t_c$ ) das amostras não apresentaram variações elevadas.

#### 4.5 CARACTERIZAÇÃO POR ENSAIOS DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO E AO IMPACTO

Este capítulo apresenta os resultados obtidos para os ensaios de resistência à tração e ao impacto. A fim de analisar as propriedades mecânicas de tenacidade e resistência ao impacto das amostras, utilizou-se o método estatístico ANOVA – Fisher para comparar as amostras entre si.

##### 4.5.1 Caracterização por ensaio de resistência ao impacto

A Tabela 14 apresenta os resultados obtidos por meio dos ensaios de resistência ao impacto para as amostras 1N, 4N, 5L e 8L. Foram inseridos na Tabela 14 os valores das respectivas cristalinidades e empenamentos de cada condição para uma melhor visualização e discussão dos resultados.

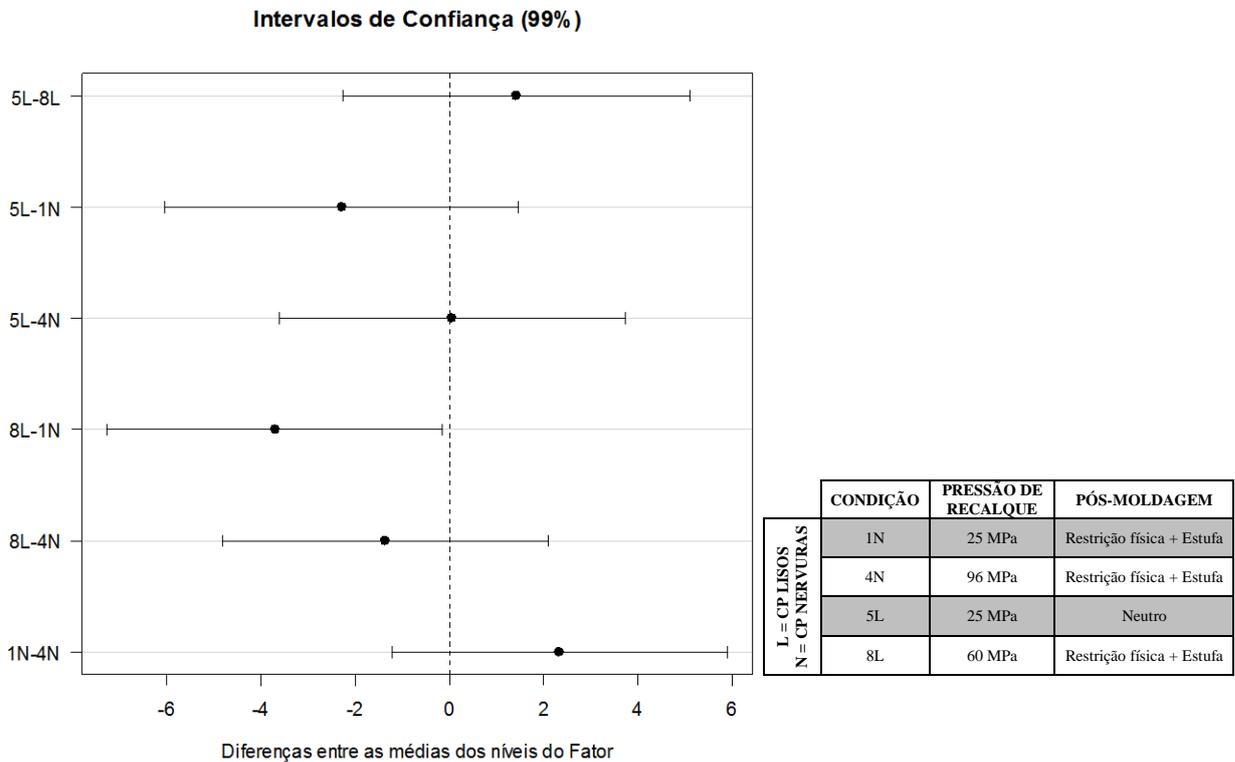
Tabela 14 – Resistência ao impacto para as amostras 1N, 4N, 5L e 8L

Amostra	5L	8L	1N	4N
<b>Média (<math>J \cdot m^{-1}</math>)</b>	<b>110,9 ± 8,8</b>	<b>104,0 ± 16,0</b>	<b>127,5 ± 15,4</b>	<b>115,0 ± 14,6</b>
Xc (%)	30,5	35,6	44,6	36,5
Empenamento (mm)	0,503 ± 0,107	0,315 ± 0,050	1,822 ± 0,242	1,188 ± 0,147

Fonte: O autor (2018)

Para avaliar a variação entre as médias dos resultados obtidos na Tabela 14, utilizou-se o método estatístico ANOVA – Fisher com um intervalo de confiança de 99%. Pode-se verificar na Figura 57 que somente a interação 8L-1N apresentou diferença significativa entre as médias das energias absorvidas no intervalo de confiança determinado.

Figura 57 – Teste de Fisher para os ensaios de resistências ao impacto das amostras



Fonte: O autor (2018)

Conforme Ojeda (1996), maiores graus de cristalinidade proporcionam maior rigidez ao polímero, conseqüentemente, menor resistência ao impacto. Assim, observou-se por meio da Figura 57 juntamente da Tabela 14, que ocorreu o inverso do informado por Ojeda (1996), ou seja, a resistência ao impacto da condição 1N com maior grau de cristalinidade foi superior à condição 8L com menor grau de cristalinidade. Porém, considerando o desvio padrão dos resultados, os valores tenderam a ser iguais.

Observou-se também por meio da Tabela 14 que, comparando mesmas geometrias dos corpos de prova, obtiveram-se menores empenamentos nas amostras que apresentaram menores resistências ao impacto. A condição 8L apresentou um empenamento de  $0,315 \pm 0,050$  mm com resistência ao impacto de  $104,0 \pm 16,0$  J·m<sup>-1</sup>, enquanto que para a condição 5L obteve-se um empenamento de  $0,503 \pm 0,107$  mm com uma resistência ao impacto de  $110,9 \pm 8,8$  J·m<sup>-1</sup>. Estes resultados corroboram os estudos de Ojeda (1996), cujo indica que polímeros frágeis (com menor resistência ao impacto) possuem maiores resistências à deformação.

O mesmo aconteceu para as condições 1N e 4N, ou seja, obteve-se um empenamento de  $1,188 \pm 0,147$  mm com resistência ao impacto de  $115,0 \pm 14,6$  J·m<sup>-1</sup> para a condição 4N, e um empenamento de  $1,822 \pm 0,242$  mm para a condição 1N com uma resistência ao impacto de  $127,5 \pm 15,4$  J·m<sup>-1</sup>.

Por meio de uma comparação entre as amostras 1N e 5L, com condições pós-moldagens diferentes mas mesmas pressões de recalque, observou-se pela Figura 57 uma tendência das amostras submetidas à estufa apresentarem maiores resistências ao impacto. Este comportamento está de acordo com os estudos de Yu *et al.* (2009), o qual obteve um aumento na resistência ao impacto de 22,5 MPa para 47,5 MPa em amostras de polipropileno moldadas por injeção submetidas ao tratamento térmico de *annealing*. Segundo o autor, o tratamento térmico promove o relaxamento das tensões residuais do polímero, o qual pode apresentar uma estrutura final mais homogênea ao final do tratamento térmico.

#### 4.5.2 Caracterização por ensaio de resistência à tração

Por meio dos dados obtidos nos ensaios de resistência à tração, foram determinados os valores referentes aos módulos de elasticidade e tenacidades das amostras 1N, 4N, 5L e 8L, os quais estão apresentados na Tabela 15.

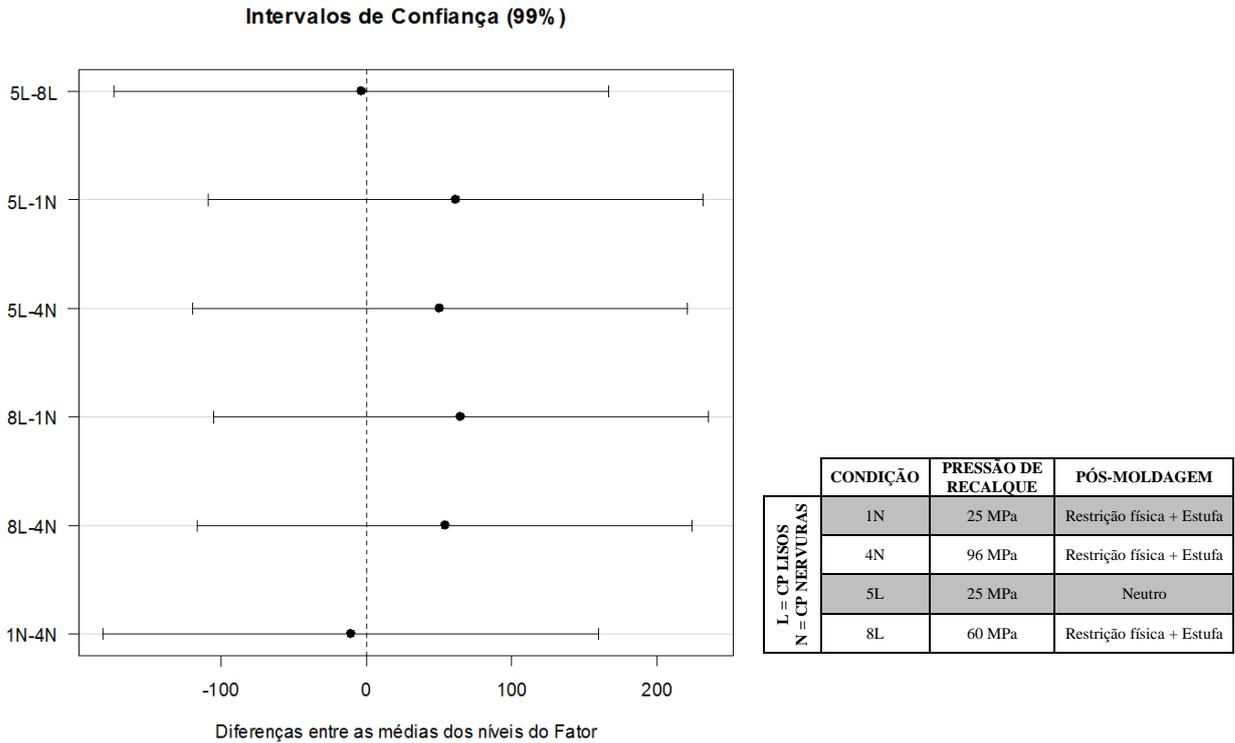
Tabela 15 – Propriedades mecânicas obtidas nos ensaios de resistência à tração

Amostra	Módulo de elasticidade (MPa)	Tenacidade (J·m <sup>-3</sup> )
5L	$1168 \pm 122$	$392 \pm 65$
8L	$1175 \pm 96$	$437 \pm 63$
1N	$1083 \pm 116$	$373 \pm 75$
4N	$1120 \pm 143$	$336 \pm 84$

Fonte: O autor (2018)

Para avaliar estatisticamente os dados obtidos, utilizou-se o método ANOVA – Fisher com um intervalo de confiança de 99%. Por meio da Figura 58 observou-se que não houve variação significativa entre as médias dos módulos de elasticidade para as amostras, considerando o intervalo de confiança determinado.

Figura 58 – Teste de Fisher para os módulos de elasticidade das amostras



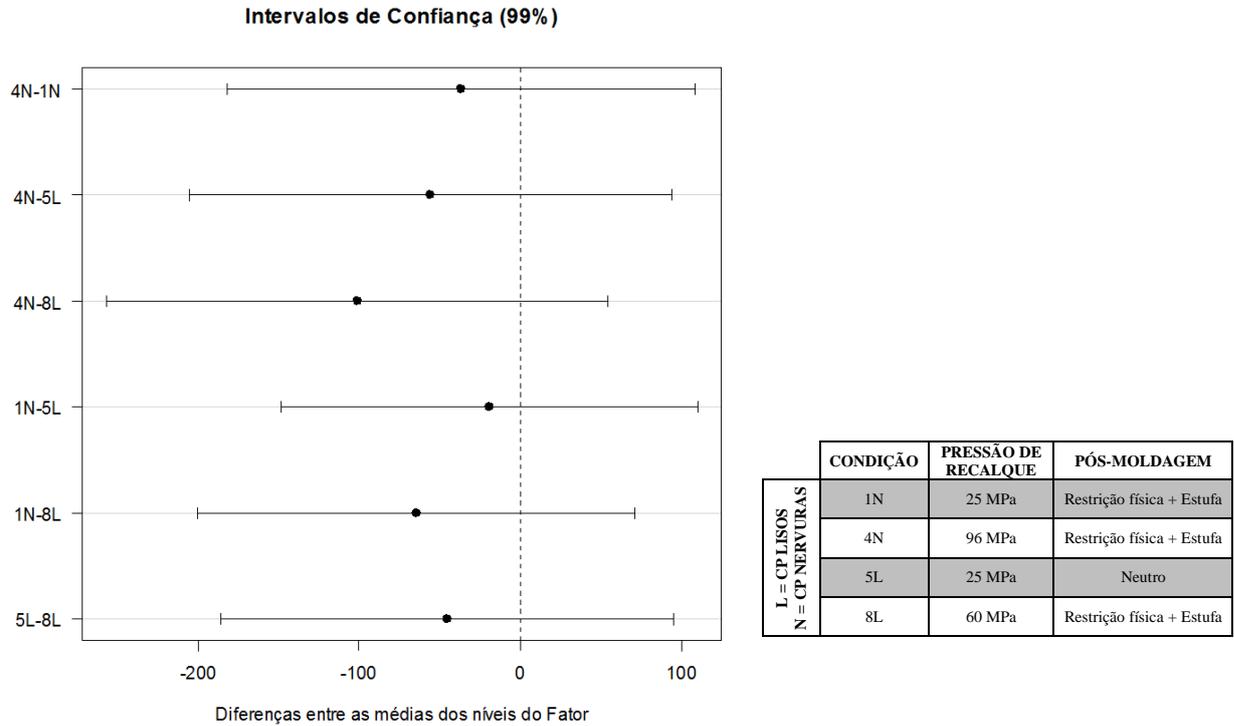
Fonte: O autor (2018)

Verificou-se por meio das Tabelas 14 e 15 que houve uma tendência dos empenamentos serem inferiores nas amostras que apresentaram módulos de elasticidade superiores. Foram obtidos para as amostras 8L com módulos de elasticidade médios de  $1175 \pm 86$  MPa os menores empenamentos,  $0,315 \pm 0,05$  mm. Para as amostras 1N com menor módulo de elasticidade ( $1083 \pm 116$  MPa), foram obtidos os maiores empenamentos com valor de  $1,822 \pm 0,242$  mm. Esta tendência corrobora Canevarolo Júnior (2004), o qual indica maior rigidez em polímeros com módulos de elasticidade superiores.

Maiores graus de cristalinidade geram maiores módulos de elasticidade, uma vez que as regiões cristalinas contribuem para aumentar a dureza e reduzir a flexibilidade (MANO e MENDES, 2004). Verificou-se pelas Tabelas 14 e 15 que houve uma tendência das amostras apresentarem maiores módulos de elasticidade para menores graus de cristalinidade.

A Figura 59 apresenta o teste de Fisher aplicado aos valores obtidos para as tenacidades das amostras. Observou-se que, no intervalo de confiança de 99%, não houve variação significativa entre as médias das tenacidades obtidas para as amostras.

Figura 59 – Teste de Fisher para as tenacidades das amostras



Fonte: O autor (2018)

De acordo com Manrich (2005), a tenacidade dos polímeros está associada com a resistência ao impacto do material, ou seja, polímeros com elevadas tenacidades tendem a apresentar maiores deformação e, conseqüentemente, maiores resistências ao impacto. Notou-se pelas Tabelas 12 e 13 uma tendência das amostras com menores resistências ao impacto apresentaram maiores tenacidades, o que não está de acordo com a literatura.

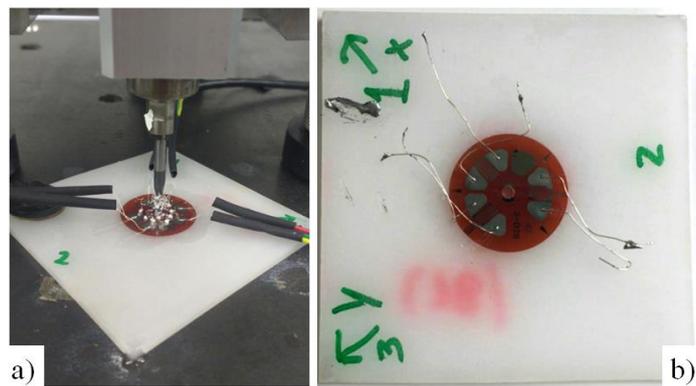
#### 4.6 MEDIÇÕES DAS TENSÕES RESIDUAIS PELO MÉTODO DO FURO CEGO

Este capítulo apresenta os resultados das medições das tensões residuais realizadas nos corpos de prova 5L, 8L, 1N e 4N. É ilustrado também o ângulo *beta* ( $\beta$ ) das tensões máximas em relação ao fluxo de injeção do polímero. Ao final, apresentou-se o comportamento do círculo de Mohr na profundidade de 0,30 mm durante o processo de furação para cada corpo de prova.

#### 4.6.1 Medições das tensões residuais nos corpos de prova moldados

A Figura 60 apresenta um dos corpos de prova ao final do ensaio. Pode-se observar por meio da Figura 60a os cavacos gerados durante o processo de furação e, na Figura 60b, o corpo de prova com o furo realizado no centro do *strain-gage*.

Figura 60 – Um dos corpos de prova ao final do processo de furação



Fonte: O autor (2018)

A análise dos resultados obtidos foi realizada pelo Método de Kockelmann, que correlaciona a derivada da deformação e a distribuição da tensão, em função da profundidade do furo. O resultado foi obtido por meio de um par de coeficientes  $K_x$  e  $K_y$  calculados que relacionam tensão e deformação. Com esses valores de tensão, pode-se calcular as tensões principais e o ângulo entre elas por meio do círculo de Mohr (HBM, 2018).

O cálculo das tensões residuais foi realizado por meio das medições das deformações em três direções diferentes e conhecidas, que atuam no mesmo plano. Desta forma, pode-se relacionar as tensões residuais principais com a deformação radial medida nos três extensômetros. Este método é considerado menos sensível a erros de instrumentação e medição, o que torna os dados obtidos mais confiáveis (SCHWARZ; KOCKELMANN, 1993 *apud* ROCHA; NUNES; HIRSCH, 2009).

Diante do exposto, foram gerados os gráficos que apresentam as variações das tensões residuais principais máximas ( $S_{max}$ ) e mínimas ( $S_{min}$ ) de acordo com a profundidade do furo. A Tabela 16 apresenta os valores das tensões residuais obtidas pelos gráficos gerados por meio do método do furo cego para as condições 5L, 8L, 1N e 4N.

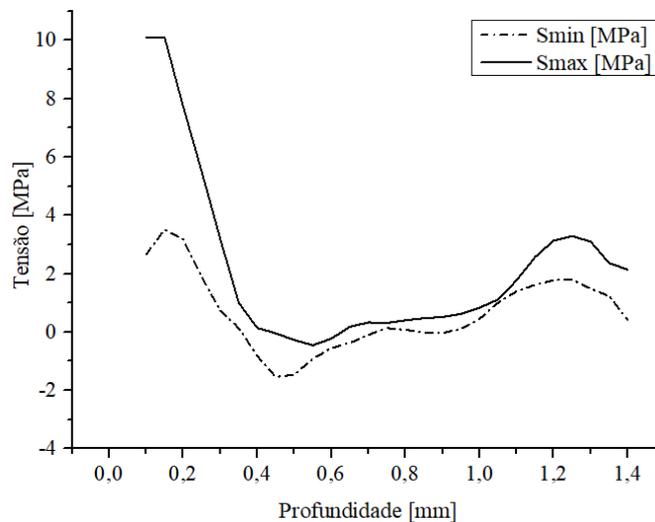
Tabela 16 – Tensões residuais medidas nos quatro corpos de prova moldados

	$S_{max}$ (MPa)	$S_{min}$ (MPa)
<b>5L</b>	10 a -0,5	3,5 a -1,5
<b>8L</b>	12 a -1,5	8,5 a -2,0
<b>1N</b>	10,5 a -1,0	6,5 a -2,5
<b>4N</b>	10,0 a -5,0	9,0 a -7,0

Fonte: O autor (2018)

A Figura 61 apresenta a variação das tensões residuais para a condição 5L. Observou-se que para  $S_{max}$  os valores variaram de 10 MPa a -0,5 MPa, e para  $S_{min}$  o intervalo variou de 3,5 MPa a -1,5 MPa. Constatou-se também que ambas as tensões apresentaram um comportamento tração-compressão-tração ao longo da profundidade do furo. Este comportamento corrobora os estudos de Kim *et al.* (2009), cujo informa que tensões de tração na superfície podem ser explicadas devido às fronteiras das cavidades do molde e às interações físicas entre as moléculas do polímero moldado e as paredes do molde.

Figura 61 – Tensões residuais medidas no corpo de prova 5L

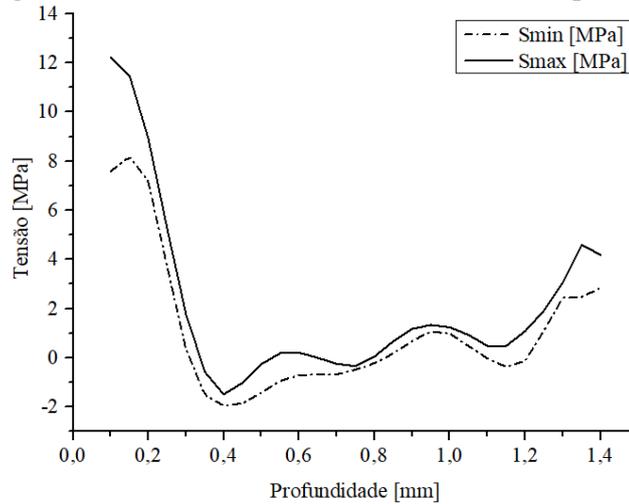


Fonte: O autor (2018)

Nota: 5L corresponde a  $CP_{Liso} + 25MPa + neutro$

Verificou-se pela Figura 62 que, para o corpo de prova 8L, os valores de  $S_{max}$  variou de 12,5 MPa a -1,5 MPa, já para  $S_{min}$  os valores variaram de 8,5 MPa a -2,0 MPa. Observou-se que o comportamento das tensões manteve-se igualmente à condição 5L, ou seja, tração-compressão-tração.

Figura 62 – Tensões residuais medidas no corpo de prova 8L



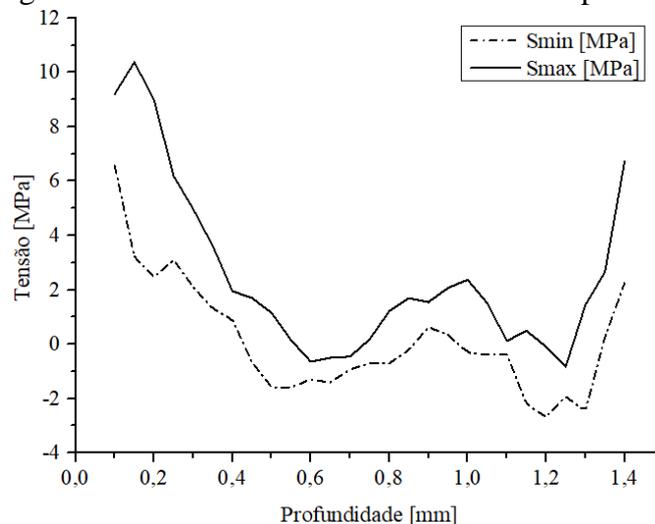
Fonte: O autor (2018)

Nota: 8L corresponde a  $CP_{Liso} + 60MPa +$  restrição física + estufa

Observou-se ainda na Figura 62 que para a condição 5L (maior empenamento) foram obtidas tensões residuais inferiores à condição 8L (menor empenamento). Este comportamento corrobora Rosato e Rosato (2000), Bianchezzi (2014), e Angelini (1999), os quais indicam que o empenamento de uma peça pode ser causado devido ao alívio das tensões residuais presentes na estrutura do polímero, ou seja, maior empenamento decorre de uma quantidade maior de tensões aliviadas. Outro fator que auxiliou na retenção das tensões residuais no corpo de prova foi a restrição física, a qual foi utilizada na condição 8L e que apresentou tensões residuais superiores.

A Figura 63 apresenta o comportamento das tensões residuais para o corpo de prova com nervuras 1N.

Figura 63 – Tensões residuais medidas no corpo de prova 1N



Fonte: O autor (2018)

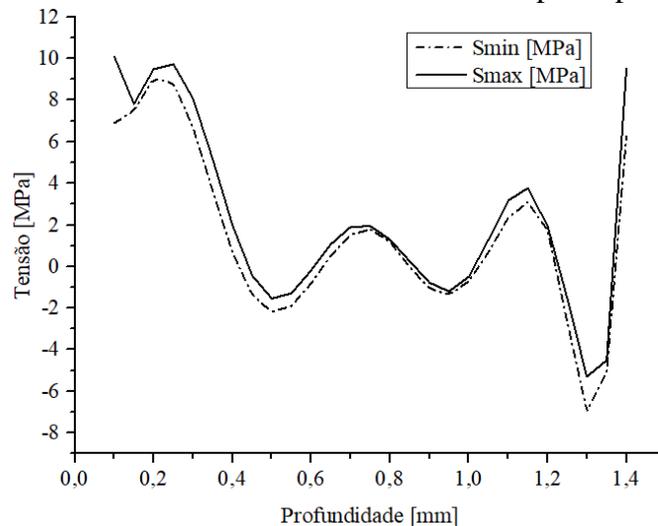
Nota: 1N corresponde a  $CP_{Nervuras} + 25MPa +$  restrição física + estufa

Visualizou-se por meio da Figura 63 que  $S_{\max}$  para o corpo de prova 1N variou de 10,5 MPa a -1,0 MPa e o intervalo de variação para  $S_{\min}$  foi de 6,5 MPa a -2,5 MPa. O comportamento tração-compressão-tração das tensões também pôde ser verificado para esta condição.

Para o corpo de prova 4N, de acordo com a Figura 64, verificou-se que  $S_{\max}$  variou de 10 MPa a -5,0 MPa, já para  $S_{\min}$  os valores se apresentaram no intervalo de 9,0 MPa a -7,0 MPa. Observou-se também o comportamento tração-compressão-tração das tensões, como obtido para as outras condições.

Uma análise entre as condições 1N e 4N permitiu observar que foram obtidos maiores valores das tensões residuais na amostra com menor empenamento (4N). Como ambas as condições foram submetidas à restrição física + estufa, a condição 4N com maior pressão de recalque (melhor empacotamento das cadeias poliméricas) tende a apresentar uma estrutura menos tensionada, porém se aplicada em um tempo insuficiente, as cadeias não possuem tempo suficiente para se organizarem, o que acarreta em tensões residuais elevadas (BIANCHEZZI, 2014).

Figura 64 – Tensões residuais medidas no corpo de prova 4N



Fonte: O autor (2018)

Nota: 4N corresponde a  $CP_{\text{Nervuras}} + 96\text{MPa} + \text{restrição física} + \text{estufa}$

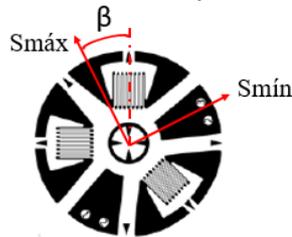
Por meio das Figuras 61, 62, 63 e 64 observa-se que os corpos de prova com nervuras (1N e 4N) apresentaram tensões residuais superiores aos corpos de prova lisos (5L e 8L). Este resultado corrobora os de Leães (2008), Valentini, Benincasa e Bertelli (2009), Alves (2008), Kim *et al.* (2009) e Kabanemi *et al.* (1998), uma vez que peças poliméricas com geometrias complexas tendem a apresentar maiores concentrações de tensões residuais em sua estrutura.

Outra análise importante a ser feita por meio das Figuras 61, 62, 63 e 64 foi que, tanto para as condições 5L e 8L quanto para as condições 1N e 4N, quanto menor a diferença entre as curvas  $S_{\max}$  e  $S_{\min}$ , menor foi o empenamento dos corpos de prova.

#### 4.6.2 Ângulo $\beta$ em relação ao fluxo de injeção

As análises dos resultados permitiu a obtenção do ângulo  $\beta$  em relação às tensões máximas determinadas durante o ensaio. Segundo a norma ASTM E837 (2013), o ângulo é caracterizado conforme o tipo do *strain-gage*. Assim, a Figura 65 apresenta como o ângulo  $\beta$  pode ser determinado em um *strain-gage* roseta do tipo A e com sentido horário.

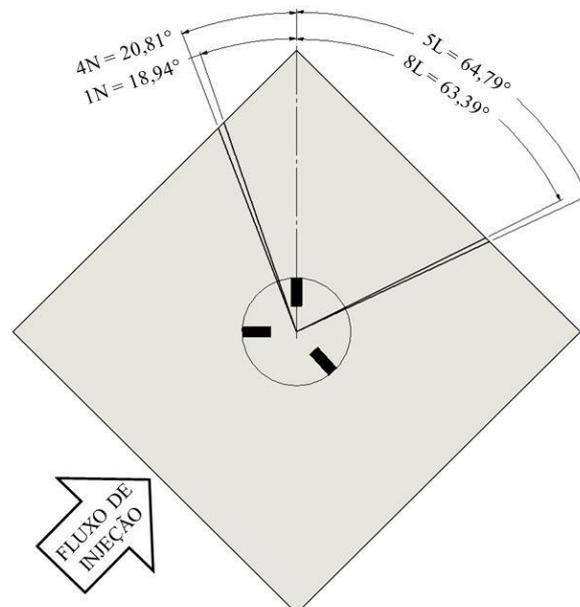
Figura 65 – Determinação do ângulo  $\beta$



Fonte: Adaptado de ASTM E837 (2013) (Inseridas setas e anotações)

Desta forma, os ângulos  $\beta$  referente às tensões residuais máximas obtidos para cada corpo de prova foram traçados na Figura 66, a qual possui também a direção do fluxo de injeção do polímero. O ângulo  $\beta$  utilizado para esta análise foi obtido na profundidade de 0,30 mm.

Figura 66 – Disposição do ângulo  $\beta$  para os quatro corpos de prova



Fonte: O autor (2018)

Observou-se na Figura 66 que para os corpos de prova de geometria lisos (5L e 8L), o ângulo  $\beta$  referente às tensões máximas encontrou-se próximo à direção paralela ao fluxo de injeção e mais afastado do *gate* de injeção do polímero. Este comportamento corrobora os estudos de Yu *et al.* (2009), no qual obteve tensões de tração nas regiões mais afastadas do *gate* de 95 MPa e tensões de compressão nas regiões próximas ao *gate* de 15 MPa. Segundo o autor, este resultado pode ser explicado devido ao cisalhamento e à rápida solidificação do fluxo durante a moldagem, as quais podem promover tensões residuais em produtos moldados por injeção.

Ainda na Figura 66, verificou-se que o ângulo  $\beta$  para os corpos de prova com nervuras (1N e 4N) encontrou-se próximo à direção perpendicular ao fluxo de injeção e em um ponto intermediário do corpo de prova. Conforme descrito no capítulo 4.3.1, este comportamento pode ser atribuído ao sistema de refrigeração desigual do molde, que faz com que as nervuras laterais apresentassem um resfriamento mais lento. Assim, de acordo com Kim e Youn (2007); Guevara-Morales e Figueroa-Lopez (2014), tensões residuais podem ser geradas principalmente pelo perfil não uniforme de temperatura que ocorreu próximo à nervura de maior temperatura.

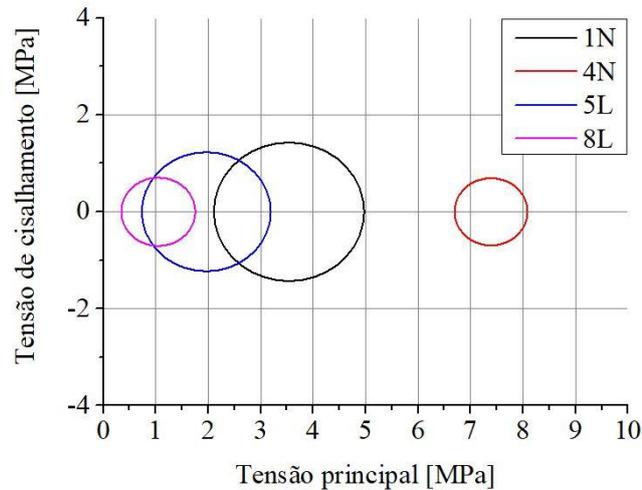
#### 4.6.3 Círculo de Mohr

Segundo Hibbeler (2010), o círculo de Mohr fornece as tensões principais e a tensão máxima de cisalhamento em um plano. Popov e Balan (2000) informa que o eixo das ordenadas indicam as tensões de cisalhamento em qualquer ponto do círculo, e o eixo das abscissas indica as tensões principais nos dois extremos do círculo sobre o eixo horizontal.

Assim, a partir dos valores das tensões principais mínimas e máximas obtidos a cada profundidade, foram obtidos os respectivos círculos de Mohr para os quatro corpos de prova. Os gráficos utilizados no presente estudo foram realizados na profundidade de incremento de 0,30 mm.

A Figura 67 apresenta os quatro círculos de Mohr obtidos para os corpos de prova 5L, 8L, 1N e 4N obtidos na profundidade 0,30 mm. Observou-se que os quatro círculos encontraram-se deslocados totalmente à direita do eixo vertical. Segundo Robertson (1989), este comportamento está associado a um estado triaxial de tensões.

Figura 67 – Círculos de Mohr para os quatro corpos de prova



Fonte: O autor (2018)

Ainda na Figura 67, verificou-se que as tensões mínimas e máximas ilustradas pelo círculo de Mohr para os corpos de prova 1N e 4N (com nervuras) apresentaram valores superiores aos corpos de prova 5L e 8L (lisos). Este comportamento corrobora os estudos de Leães (2008), Valentini, Benincasa e Bertelli (2009), Alves (2008), Kim *et al.* (2009) e Kabanemi *et al.* (1998), em que tensões residuais podem ser alteradas em componentes com geometrias complexas, modificando as propriedades e a estrutura do polímero devido às diferentes temperaturas e pressões que ocorrem em função da geometria.

Observou-se também pela Figura 67 que o corpo de prova 5L (25 MPa + neutro) apresentou maiores tensões que o corpo de prova 8L (60 MPa + restrição física + estufa). De acordo com Rosato e Rosato (2000), Angelini (1999), Kim *et al.* (2009) e Yu *et al.* (2009), o tratamento térmico de *annealing* promove o relaxamento das tensões internas, o que possibilita um melhor controle dimensional do produto, reduzindo o empenamento.

Para os corpos de prova 1N (25 MPa + restrição física + estufa) e 4N (96 MPa + restrição física + estufa), verificou-se que o corpo de prova 4N, com menor empenamento, apresentou valores de tensões superiores aos corpos de prova 1N. Esta análise pode ser explicada pela mesma razão esplanada no capítulo 4.6.1, a qual indica que um tempo insuficiente de recalque pode acarretar em tensões residuais elevadas.

## 5 CONCLUSÃO

Este trabalho teve como objetivo avaliar os parâmetros que influenciaram na alteração dimensional e nas tensões residuais em amostras de polipropileno moldadas por injeção. Neste sentido, com base na literatura, em análises térmicas e simulações computacionais, foram definidos os principais parâmetros a serem avaliados: pressão de recalque (25 MPa, 60 MPa, 96 MPa), condição pós-moldagem (restrição física + água, restrição física + estufa, neutro) e geometria dos corpos de prova (liso e com nervuras).

Os corpos de prova moldados por injeção foram avaliados por meio de DSC, projetor de perfil, ensaios de resistência à tração e ao impacto, medições das tensões residuais pelo método do furo cego. Planejamento experimental e recursos estatísticos foram utilizados para comparar os resultados obtidos com as simulações computacionais efetuadas e com a literatura. Observou-se empenamentos superiores dos corpos de prova com nervuras, tanto nas simulações computacionais quanto na moldagem. Para os corpos de prova lisos e que não foram submetidos a nenhuma condição pós-moldagem (neutros), verificou-se que os empenamentos apresentaram valores superiores para menores pressões de recalque, conforme indicado na literatura. Observou-se também que os corpos de prova lisos submetidos à restrição física + estufa apresentaram menores empenamentos que os corpos de prova que não foram submetidos à nenhuma condição pós-moldagem. Para os corpos de prova com nervuras, as três condições pós-moldagem apresentaram empenamentos superiores quando utilizada a menor pressão de recalque.

As análises das contrações mostraram que tanto para os corpos de prova lisos quanto para os corpos de prova com nervuras, não foram obtidas variações significativas entre as médias das contrações. Por meio de análises térmicas realizadas nos corpos de prova selecionados, obtiveram-se as cristalinidades de 30,51%, 35,59%, 44,60% e 36,55%, valores estes que estão de acordo com a literatura. Verificou-se também que as amostras com condição pós-moldagem neutra, apresentaram menor cristalinidade (30,51%) que as amostras com condição pós-moldagem restrição física + estufa (35,59%). Segundo a literatura, amostras com resfriamento lento (estufa) podem apresentar aumento da formação de regiões cristalinas e resultar em uma maior cristalinidade.

O método do furo cego foi utilizado para realizar as medições das tensões residuais nos corpos de prova moldados, onde verificou-se que os corpos de prova com nervuras apresentaram tensões residuais superiores aos corpos de prova lisos, o que corrobora a literatura que indica maior concentração de tensões residuais em peças de geometrias

complexas. Constatou-se também que os corpos de prova lisos apresentaram tensões residuais inferiores na amostra com maior empenamento que, segundo a literatura, ocorre devido ao alívio de tensões residuais presentes na estrutura do polímero. Observou-se que a restrição física utilizada para restringir o empenamento auxiliou na retenção das tensões residuais na estrutura do polímero.

Desta forma, mostrou-se que o empenamento está relacionado com a geometria do produto, com os parâmetros de processo utilizados na moldagem, com as condições pós-moldagem e com o alívio de tensões residuais existentes na estrutura do polímero. Verificou-se também neste estudo que as contrações não foram influenciadas pelas alterações citadas acima, visto que as mesmas não apresentaram diferenças significativas entre as médias nas análises estatísticas realizadas.

## **SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS**

Por meio dos resultados obtidos neste estudo, são sugeridos os seguintes tópicos para a realização de trabalhos futuros:

- a) Desenvolvimento de métodos para melhorar a medição das tensões residuais pelo método do furo cego;
- b) Simular as condições pós-moldagem utilizadas neste trabalho em softwares de engenharia e comparar com os valores obtidos experimentalmente;
- c) Avaliar microscopicamente a estrutura polimérica de amostras moldadas por injeção submetidas a diferentes condições pós-moldagem.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ACTION, Portal. Disponível em: < <http://www.portalaction.com.br/anova/32-teste-de-fisher> >. Acesso em: 10 de maio de 2018, 18:52.

ACTIVAS, Plásticos Industriais LTDA. **Certificado de qualidade**. 2017.

ALMEIDA, Gustavo Spina Gaudêncio de. **Processo de transformação: conceitos, características e aplicações de termoformagem e rotomoldagem de termoplásticos**. São Paulo, Editora Erica, 160 p., 2014.

ALMEIDA, Álvaro M.; BRANCIFORTI, Márcia C.; BRETAS, Rosario E.S. Avaliação da orientação molecular de moldados de polipropileno utilizando figuras de pólo obtidas por difração de raios X. **Polímeros Ciência e Tecnologia**, v. 17, n. 1, p. 28, 2007.

ALTAN, Mirigul. Reducing shrinkage in injection moldings via the Taguchi, ANOVA and neural network methods. **Materials & Design**, v. 31, n. 1, p. 599-604, 2010.

ALVES, Patrícia Sónia Ferraz Ferreira. **Shrinkage and warpage behaviour on injection moulding parts**. 2008. 136 f. Dissertação (Mestrado em Projeto e Fabricação de Moldes), Universidade do Minho, Escola de Engenharia, Guimarães, Portugal, 2008.

ANGELINI, Joceli Maria Giacomini. **Estudo de tensões residuais em policarbonato moldado por injeção**. 1999. 122 f. Tese (Doutorado em Engenharia Química), Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Química, Ciência e Tecnologia de Materiais, Campinas, 1999.

ASTM E837. American Society for Testing and Materials. **Standard Test Method for Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain-Gage Method**. 16 f., 2013.

ASTM D256. American Society for Testing and Materials. **Standard Test Methods for Determining the Izod Pendulum Impact Resistance of Plastics**. 20f., 2015.

ASTM D638. American Society for Testing and Materials. **Standard Test Method for Tensile Properties of Plastics**. 17f., 2014.

ASTM D955. American Society for Testing and Materials. **Standard Test Method of Measuring Shrinkage from Mold Dimensions of Thermoplastics**. 8f., 2014.

AZEREDO, Ana Paula de. **Estudo e avaliação de diferentes nucleantes na morfologia e propriedades de polipropileno**. 2010. 127 f. Dissertação (Mestrado Profissional em Química), Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Instituto de Química, Programa de Pós-Graduação em Química, Porto Alegre, 2010.

BASSO, João Carlos Roballo. **Medição de tensões residuais em poliestireno pelo método do furo cego**. 2011. 139 f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais), Universidade do Estado de Santa Catarina, Centro de Ciências Tecnológicas, Departamento de Engenharia Mecânica, Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Joinville, Santa Catarina, 2011.

BACCHI, Renato Vieira. **Análise das imagens de ruptura de corpos de prova de polipropileno em ensaio de tração obtidas através de câmera de alta velocidade**. 2011. 89 f. Dissertação (Mestrado em Química), Universidade Estadual de Campinas, Instituto de Química, Departamento de Físio-Química, Campinas, 2011.

BERNAL, Cláudia; COUTO Andréa Boldarini; BREVIGLIERI, Susete Trazzi; CAVALHEIRO, Éder Tadeu Gomes Influência de alguns parâmetros experimentais nos resultados de análises calorimétricas diferenciais-DSC. **Química Nova**, v. 25, n. 5, p. 849-855, 2002.

BIANCHEZZI, Vinicius. **Influência dos parâmetros de injeção na tensão residual e sua consequência no comportamento mecânico de componentes termoplásticos**. 2014. 101 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), Universidade Federal de Santa Catarina, Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Departamento de Engenharia Mecânica, 2014.

BOCIAGA, Elzbieta; GNATOWSKI, Adam. Warpage of injection moulded parts as the result of mould temperature difference. **Archives of Materials Science and Engineering**, v. 44, n. 1, p. 28-34, 2010.

BRASKEM. **Folha de dados polipropileno CP 241**. 2012.

BRETAS, Rosario Elida Suman; D'ÁVILA, Marcos Akira. **Reologia de polímeros fundidos**. 2. ed., São Carlos, SP, Editora Edufscar, 2005. 257 p.

BRYCE, Douglas M. **Plastic injection molding: material selection and product design fundamentals**. Society of Manufacturing Engineers, 1997.

CALLISTER JÚNIOR, William D. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. 9. ed., Rio de Janeiro, Editora LTC, 868 p., 2016.

CANEVAROLO JÚNIOR, Sebastião Vicente. **Ciência dos polímeros: um texto básico para tecnólogos e engenheiros**. 2. ed., São Paulo, Editora Artliber, 280 p., 2006.

CANEVAROLO JÚNIOR, Sebastião Vicente. **Técnicas de caracterização de polímeros**. São Paulo, Editora Artliber, 448 p., 2004.

DAL CASTEL, Charles. **Estudo comparativo na obtenção de nanocompósitos de polipropileno/montmorilonita utilizando diferentes rotas de síntese**. 2012. 137 f. Tese (Doutorado em Química), Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Instituto de Química, Programa de Pós-Graduação em Química, Porto Alegre, 2012.

EBEWELE, Robert O. **Polymer science and technology**. Florida, Editora CRC Press, 544 p., 2000.

FERNANDES, Anderson de C.; FERREIRA, Alexandre M.; JUNKES, Rafael; MOLINARI, Écio; LEITE, Janaina L.; BECKERT, Sueli F.. **Influência da velocidade de injeção e tempos de recalque nas características de peças injetadas em polipropileno**. In: VI CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO, Caxias do Sul, Rio Grande do Sul, Brasil, 2011.

FERNANDES, Anderson de C.; LEITE, Janaina L.; DE SOUZA, Adriano F.; PONTES, Antônio J.V.. **Análise microestrutural de peças de polipropileno injetadas em insertos a base de resina epóxi/alumínio**. In: VII CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO, Penedo, Itatiaia, RJ, Brasil, 2013.

FISCHER, Jerry M. **Handbook of molded part shrinkage and warpage**. Norwich, New York: Plastics Design Library, 2002.

GUEVARA-MORALES, A.; FIGUEROA-LÓPEZ, U. Residual stresses in injection molded products. **Journal of Materials Science**, v. 49, n. 13, p. 4399-4415, 2014.

HARADA, Júlio. **Moldes para injeção de termoplásticos: projetos e princípios básicos**. São Paulo: Art Liber, 2004. 308 p.

HBM. Disponível em: <<https://www.hbm.com/pt/3324/medicao-de-tensao-residual-no-metodo-de-perfuracao/>>. Acesso em: 01 de junho de 2018, 11:25.

HIBBELER, Russell Charles. **Resistência dos materiais**. 7. ed., São Paulo, Editora Pearson, 641 p., 2010.

HINES William W.; MONTGOMERY Douglas C.; GOLDSMAN David M.; BORROR Connie M.. **Probabilidade e estatística na engenharia**. 4. ed., Rio de Janeiro, Editora LTC, 585 p., 2006.

HURTADO, Diego Kellermann. **Avaliação da contração e do empenamento de PLA e PA66 injetados em molde de fabricação rápida (VRE) e em molde metálico**. 2015. 110f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), Universidade Federal de Santa Catarina, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Florianópolis, 2015.

HWAN KIM, Chae; KIM, Sungho; OH, Hwajin; YOUN, Jae Ryou. Measurement of residual stresses in injection molded polymeric part by applying layer-removal and incremental hole-drilling methods. **Fibers and Polymers**, v. 8, n. 4, p. 443, 2007.

JUNKES, Vanderlei; VOLPATO, Neri; DE AZEVEDO, Elaine Cristina. **Análise do PP copolímero injetado em molde-protótipo de zamac-8 visando a obtenção de protótipos funcionais**. In: VI CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO, Salvador, Bahia, Brasil, 2015.

KABANEMI, K. K.; VAILLANCOURT, H.; WANG, H.; SALLOUM, G. Residual stresses, shrinkage, and warpage of complex injection molded products: numerical simulation and experimental validation. **Polymer Engineering & Science**, v. 38, p. 21-37, 1998.

KARSLI, Nevin Gamze; AYTAC, Ayse. Effects of maleated polypropylene on the morphology, thermal and mechanical properties of short carbon fiber reinforced polypropylene composites. **Material and Design**, v. 32, n. 7, p. 4069-4073, 2011.

KAZMER, David O. **Injection mold design engineering**. 2. ed., München, Editora Carl Hanser Verlag, 2016.

KIM, Chae Hwan; YOUN, Jae Ryou. Determination of residual stresses in injection-moulded flat plate: Simulation and experiments. **Polymer Testing**, v. 26, n. 7, p. 862-868, 2007.

KIM, Seong Yun; KIM, Chae Hwan; KIM, Sung Ho; OH, Hwa Jin; YOUN, Jae Ryou. Measurement of residual stresses in film insert molded parts with complex geometry. **Polymer Testing**, v. 28, n. 5, p. 500-507, 2009.

KURT, Mustafa; KAYNAK, Yusuf; KAMBER, Omer S.; MUTLU, Bilcen; BAKIR, Barkin; KOKLU, Ugur. Influence of molding conditions on the shrinkage and roundness of injection molded parts. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 46, n. 5, p. 571-578, 2010.

LEÃES, Vinícius Severo. **Avaliação da influência da diferença de temperatura entre as placas de um molde de injeção no empenamento de peças injetadas**. 2008. 194 f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais), Universidade do Estado de Santa Catarina, Departamento de Engenharia Mecânica, Joinville, 2008.

LATI. Dimensional Molding Shrinkages of Thermoplastic Parts. Disponível em: <[http://www.lati.com/pdf/technical\\_data/dimensional-molding-shrinkages.pdf](http://www.lati.com/pdf/technical_data/dimensional-molding-shrinkages.pdf)>. Acesso em 20 de maio de 2017, 15:20.

LINCK, Cristiano. **Influência dos parâmetros de processamento por injeção na correlação estrutura, propriedades e características geométricas do polipropileno**. 2016. Dissertação (Mestrado em Engenharia), Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Porto Alegre, 2016.

MACHADO, Ana Filipa Salgado. **Estudo do empeno e contração de peças moldadas por injeção em compósitos de PP com pigmentos metálicos**. 2013. 105 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Polímeros), Universidade do Minho, Escola de Engenharia, Braga, Portugal, 2013.

MAGNIER, A.; SCHOLTES, B.; NIENDORF, T. Analysis of residual stress profiles in plastic materials using the hole drilling method—Influence factors and practical aspects. **Polymer Testing**, v. 59, p. 29-37, 2017.

MALLOY, Robert A. **Plastic part design for injection molding: an introduction**. 2. ed. Munich, Alemanha: Hanser Publishers, 2011, 460 p.

MANO, Eloisa Biasotto; MENDES, Luís Cláudio. **Introdução a polímeros**. 2. ed., São Paulo, Editora Blücher, 208 p., 2004.

MANRICH, Silvio. **Processamento de termoplásticos: rosca única, extrusão e matrizes, injeção e moldes**. São Paulo, Editora Artliber, 431 p., 2005.

MAVRIDIS, H.; HRYMAK, A. N.; VLACHOPOULOS, J. The effect of fountain flow on molecular orientation in injection molding. **Journal of Rheology**, v. 32, n. 6, p. 639-663, 1988.

MAXWELL, A. S.; TURNBULL, A. Measurement of residual stress in engineering plastics using the hole-drilling technique. **Polymer testing**. v. 22, n. 2, p. 231-233, 2003.

MONTGOMERY, Douglas C.; RUNGER, George C. **Estatística aplicada e probabilidade para engenheiros**. 2. ed., Rio de Janeiro, Editora LTC, 463 p., 2003.

MONTGOMERY, Douglas C. **Estatística aplicada e probabilidade para engenheiros**. 6. ed., Rio de Janeiro, Editora LTC, 2016.

MOORI, Tatiana Mayumi. **Desenvolvimento e caracterização de blendas de polipropileno e polietileno modificadas por radiação gama**. 2014. 154 f. Dissertação (Mestrado Profissional em Engenharia de Materiais), Universidade Presbiteriana Mackenzie, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, São Paulo, 2014.

MURAKAMI, Eric Hisao. **Influência dos parâmetros de processo sobre a tensão residual na superfície de peças injetadas com ABS**. 2009. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais), Universidade do Estado de Santa Catarina, Departamento de Engenharia Mecânica, Joinville, 2009.

NUNES, Edilene de Cássia Dutra. **Polímeros: conceitos, estrutura molecular, classificação e propriedades**. São Paulo, Editora Erica, 116 p., 2014.

NUNES, Edilene de Cássia Dutra. **Termoplásticos: estruturas, propriedades e aplicações**. São Paulo, Editora Erica, 168 p., 2015.

OJEDA, Telmo. **Copolímeros de propileno-etileno com baixos teores de etileno: estrutura, morfologia e propriedades**. 1996. 203 f. Tese (Doutorado em Ciências), Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Programa de Pós-Graduação em Ciência dos Materiais, Porto Alegre, 1996.

PEREIRA, Simone Fontana. **Efeitos da incorporação de resíduos de espuma rígida de poliuretano em compostos poliméricos a base de polipropileno**. 2012. 123 f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais), Universidade Federal de São Carlos, Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia, Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, São Carlos, 2012.

POMERLEAU, Joel; SANSCHAGRIN, Bernard. Injection molding shrinkage of PP: Experimental progress. **Polymer Engineering & Science**, v. 46, n. 9, p. 1275-1283, 2006.

POPOV, Egor P.; BALAN, Toader A.. **Mecânica de sólidos**. México, Editora Pearson Educación, 891 p., 2000.

POSTAWA, P.; KOSZKUL, J. Change in injection moulded parts shrinkage and weight as a function of processing conditions. **Journal of materials processing technology**, v. 162, p. 109-115, 2005.

ROBERTSON, Scott E. **Determination of variations in certain mechanical properties across the width of a finished product of polypropylene web**. 1989. 116 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), Oklahoma State University, Stillwater, Oklahoma, 1989.

ROCHA, Alexandre da Silva; NUNES, Rafael Menezes; HIRSCH, Thomas. Comparação entre difração de raios X e "método do furo cego" para medição de tensões residuais em barras cilíndricas. **Revista Matéria**. Rio de Janeiro, RJ. Vol. 14, n. 3, p. 965-976, 2009.

ROSATO, Dominick V.; ROSATO, Marlene G. **Injection molding handbook**. 3. ed., 1414 p., Editora Springer Science & Business Media, New York, 2000.

ROSSINI, N. S.; DASSISTI, M.; BENYOUNIS, K.Y.; OLABI, A.G.. Methods of measuring residual stresses in components. **Materials & Design**, v. 35, p. 572-588, 2012.

SÁNCHEZ, R.; AISA, J.; MARTINEZ, A.; MERCADO, D.. On the relationship between cooling setup and warpage in injection molding. **Measurement**. v. 45, n. 5, p. 1051-1056, 2012.

SCHAJER, Gary S.. **Practical residual stress measurement methods**. Vancouver, Canada, Editora John Wiley & Sons, 320 p., 2013.

SPERLING, L. H. **Introduction to physical polymer science**. 4. ed., Hoboken, New Jersey, Editora Wiley-Interscience, 845 p., 2006.

STRAPASSON, Reinado. **Valorização do polipropileno através de sua mistura e reciclagem**. 2004. 94 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), Universidade Federal do Paraná, Setor de Tecnologia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Curitiba, 2004.

STRONG, A. Brent. **Plastics: materials and processing**. 3. ed. Upper Saddle River, New Jersey: Pearson Prentice Hall, 917 p., 2006.

TUDO SOBRE PLÁSTICOS. Disponível em:  
<http://www.tudosobreplasticos.com/processo/injecao.asp>. Acesso em: 07 de setembro de 2017, 11:21.

TUDO SOBRE PLÁSTICOS. Disponível em:  
<http://www.tudosobreplasticos.com/propriedades/umidade.asp>. Acesso em: 24 de setembro de 2017, 21:00.

VALENTINI, E.; BENINCASA, A.; BERTELLI, L. **Experimental residual stress analysis by the hole-drilling method on plastic materials**. In: XXXVIII COVEGNO NAZIONALE, Conference Paper, AIAS-Associazione Italiana Per L'Analisi Delle Sollecitazioni, Torino 2009.

WALPOLE, Ronald E.. **Probabilidade e estatística: para engenharia e ciências**. 8. ed., São Paulo, Editora Pearson, 494 p., 2009.

WANG, Xiaoxin; ZHAO, Guoqun; WANG, Guilong. Research on the reduction of sink mark and warpage of the molded part in rapid heat cycle molding process. **Materials & Design**, v. 47, p. 779-792, 2013.

WITHERS, P. J.; BHADESHIA, H. K. D. H. Residual stress. Part 1—measurement techniques. **Materials science and Technology**, v. 17, p. 355-365, 2001.

WIEBECK, Hélio; HARADA, Júlio. **Plásticos de engenharia: tecnologia e aplicações**. São Paulo, Editora Artliber, 349 p., 2005.

XIE, Pengcheng; GUO, Fengxia; JIAO, Zhiwei; DING, Yumei; YANG, Weimin. Effect of gate size on the melt filling behavior and residual stress of injection molded parts. **Materials & Design**. v. 53, p. 366-372, 2014.

YU, Xiaofeng; WU, Hong; LI, Jiang; GUO, Shaoyun; QIU, Jianhui. Structure and property of injection molded polypropylene along the flow direction. **Polymer Engineering & Science**, v. 49, n. 4, p. 703-712, 2009.

## APÊNDICE A – CALIBRAÇÃO DOS TERMOPARES

Para realizar a medição das temperaturas das cavidades do molde durante o ciclo de injeção, foram utilizados quatro termopares tipo K com faixa de medição de -50 a 250 °C, os quais estão apresentados na Figura 68.

Figura 68 – Termopares tipo K utilizados no molde



Fonte: O autor (2017)

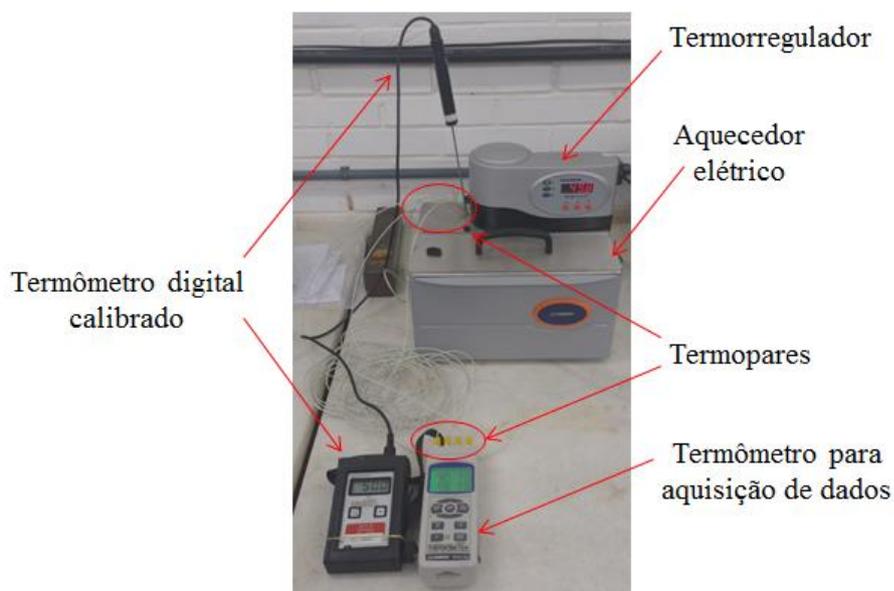
A calibração dos termopares foi realizada no laboratório de metrologia da Universidade de Caxias do Sul. Para isso, utilizou-se um termorregulador da marca Techne, um aquecedor de água elétrico da marca Omega e um termômetro digital calibrado da marca Gulton do Brasil.

As três temperaturas de calibração utilizadas foram 0°C, 50°C e 100°C. Para garantir a medição da temperatura na mesma posição, a ponta dos quatro termopares tipo K e do termômetro digital calibrado foram amarrados juntas e inseridas no aquecedor de água. O aquecedor de água foi utilizado para ajuste da temperatura de 50°C, as temperaturas de 0°C e 100°C foram calibradas em um recipiente com água e gelo (0°C) e outro recipiente com água em ebulição (100°C).

O sistema utilizado para a aquisição de dados foi um termômetro da marca Omega, modelo RDXL4SD, com quatro entradas para termopares tipo K. O sistema possui entrada de cartão *SD* para realizar o armazenamento dos dados. As três temperaturas medidas pelos

termopares foram transferidas para uma planilha e, com isso, foram gerados os gráficos para obter as curvas de temperatura para cada termopar. A Figura 69 apresenta os equipamentos utilizados para as medições da temperatura de 50°C.

Figura 69 – Equipamentos utilizados para calibração dos termopares



Fonte: O autor (2017)

As medições das temperaturas de 0 °C, 50 °C e 100 °C dos quatro termopares estão apresentadas na Tabela 17.

Tabela 17 – Leituras das temperaturas para os quatro termopares

	Medições das temperaturas (°C)		
	0 °C	50 °C	100 °C
<b>Termopar 1</b>	-0,5	46,8	94,7
<b>Termopar 2</b>	-0,7	47,1	94,5
<b>Termopar 3</b>	-0,3	49,6	94,8
<b>Termopar 4</b>	-0,7	46,9	94,4

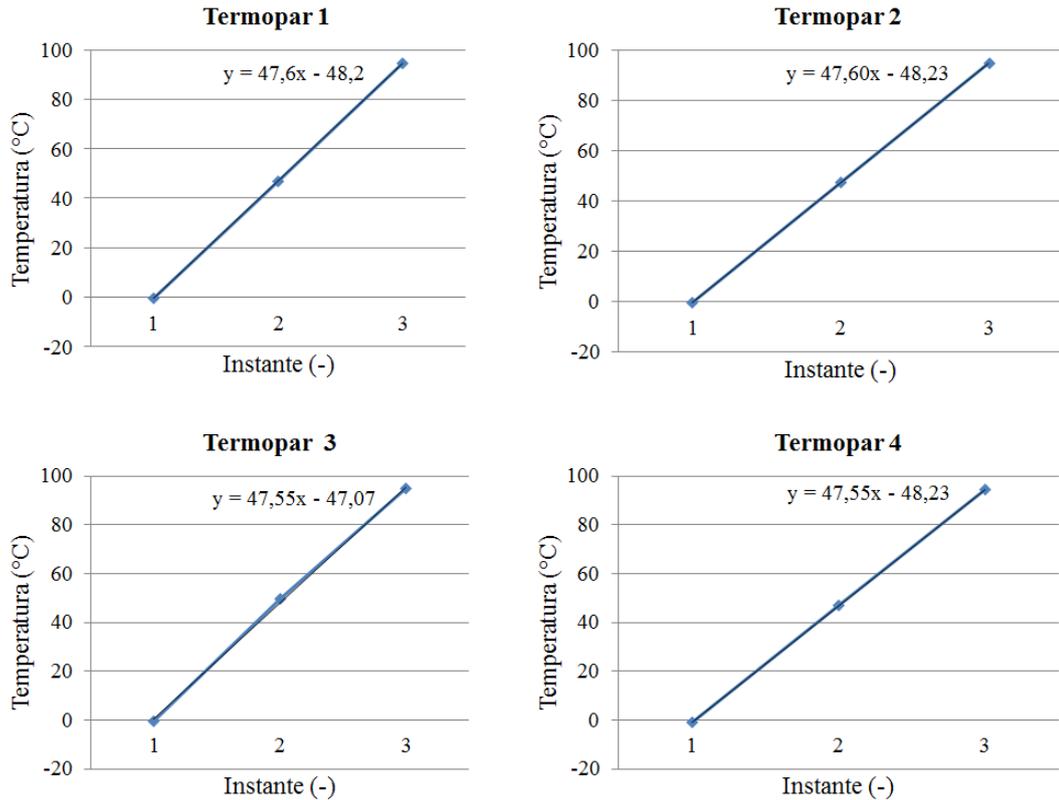
Fonte: O autor (2017)

A Figura 70 apresenta os quatro gráficos obtidos por meio das medições das temperaturas de cada termopar. As equações para cada curva foram realizadas por meio de uma aproximação linear, uma vez que as quatro curvas aproximaram-se de uma reta, conforme pode ser observado na Figura 70.

A temperatura do molde recomendada para o polipropileno em estudo no banco de dados do *software* Moldflow é 30 °C. Assim, a temperatura do molde utilizada na moldagem dos corpos de prova foi 30 °C, sendo necessário calibrar os termopares nesta temperatura.

A calibração dos termopares na temperatura de 30°C foram realizadas de acordo com o Apêndice A, o qual resultou em um valor médio para ajuste nos termopares de -1,81 °C.

Figura 70 – Gráficos de calibração para os quatro termopares



Fonte: O autor (2017)

Equação da reta obtida por uma aproximação linear realizada com as temperaturas de 0 °C, 50 °C e 100 °C nos instantes 1, 2 e 3:

$$y = 50x - 50$$

Substituindo  $y$  (temperatura de 30 °C) por 30 obtém-se o correspondente  $x$ :

$$30 = 50x - 50$$

$$x = 1,6$$

### Termopar 1

Equação da reta obtida pela Figura 70:

$$y = 47,6x - 48,2$$

Substituindo x por 1,6 determina-se a defasagem correspondente à temperatura de 30 °C para o termopar 1:

$$y = 47,6 \cdot 1,6 - 48,2$$

$$y = 27,96 \text{ °C} - \text{defasagem de } -2,04 \text{ °C}$$

### Termopar 2

Equação da reta obtida pela Figura 70:

$$y = 47,6x - 48,23$$

Substituindo x por 1,6 determina-se a defasagem correspondente à temperatura de 30 °C para o termopar 2:

$$y = 47,6 \cdot 1,6 - 48,23$$

$$y = 27,93 \text{ °C} - \text{defasagem de } -2,07 \text{ °C}$$

### Termopar 3

Equação da reta obtida pela Figura 70:

$$y = 47,55x - 47,07$$

Substituindo x por 1,6 determina-se a defasagem correspondente à temperatura de 30 °C para o termopar 3:

$$y = 47,55 \cdot 1,6 - 47,07$$

$$y = 29,01 \text{ }^\circ\text{C} - \text{defasagem de } -\mathbf{0,99 \text{ }^\circ\text{C}}$$

#### Termopar 4

Equação da reta obtida pela Figura 70:

$$y = 47,55x - 48,23$$

Substituindo x por 1,6 determina-se a defasagem correspondente à temperatura de 30 °C para o termopar 4:

$$y = 47,55 \cdot 1,6 - 48,23$$

$$y = 27,85 \text{ }^\circ\text{C} - \text{defasagem de } -\mathbf{2,15 \text{ }^\circ\text{C}}$$

Assim, a média das quatro defasagens é:

$$\text{Média} = (- 2,04 - 2,07 - 0,99 - 2,15) / 4$$

$$\text{Média} = - \mathbf{1,81 \text{ }^\circ\text{C}}$$

### APÊNDICE B – MEDIÇÕES DOS EMPENAMENTOS PARA CADA CONDIÇÃO

CONDIÇÃO	AMOSTRA	EMPENAMENTO (mm)	CONDIÇÃO	AMOSTRA	EMPENAMENTO (mm)
1L	1.13	0,253	1N	1.4	1,455
	1.22	0,260		1.19	1,927
	1.9	0,374		1.21	1,528
	1.15	0,296		1.8	1,574
	1.7	0,392		1.16	1,572
	5.19	0,482		5.18	2,028
	5.24	0,374		5.2	2,026
	5.11	0,574		5.23	2,072
	5.15	0,420		5.20	1,962
	5.7	0,456		5.16	2,077
2L	2.6	0,359	2N	2.1	1,551
	2.24	0,49		2.23	1,448
	2.18	0,397		2.14	1,169
	2.10	0,294		2.5	1,627
	2.2	0,458		2.21	1,197
	16.18	0,387		16.15	1,414
	16.6	0,555		16.7	1,180
	16.22	0,296		16.23	1,377
	16.24	0,300		16.10	1,251
	16.2	0,485		16.17	1,373
3L	3.8	0,462	3N	3.19	1,704
	3.14	0,395		3.7	1,911
	3.11	0,470		3.12	1,910
	3.20	0,313		3.16	1,529
	3.23	0,372		3.1	1,618
	9.3	0,314		9.10	1,770
	9.5	0,404		9.15	1,557
	9.20	0,449		9.24	1,495
	9.9	0,507		9.4	1,492
	9.13	0,390		9.19	1,898
4L	4.11	0,351	4N	4.5	1,213
	4.23	0,372		4.12	1,017
	4.18	0,325		4.19	0,994
	4.6	0,344		4.24	1,408
	4.13	0,412		4.21	1,083
	15.12	0,315		15.16	0,998
	15.7	0,426		15.13	1,355
	15.24	0,416		15.5	1,325
	15.2	0,342		15.8	1,265
	15.4	0,358		15.21	1,226

Fonte: O autor (2018)

### APÊNDICE B – CONTINUAÇÃO

5L	6.6	0,434	5N	6.7	1,422
	6.3	0,494		6.15	1,875
	6.11	0,450		6.12	1,569
	6.17	0,677		6.21	1,772
	6.2	0,632		6.14	1,957
	18.3	0,542		18.8	1,737
	18.2	0,306		18.13	1,769
	18.14	0,500		18.23	1,489
	18.5	0,398		18.1	1,556
	18.7	0,595		18.11	1,826
6L	7.14	0,406	6N	7.17	1,434
	7.8	0,365		7.9	1,321
	7.18	0,361		7.2	1,415
	7.10	0,362		7.24	1,645
	7.5	0,318		7.19	1,508
	14.13	0,345		14.1	1,432
	14.5	0,404		14.12	1,322
	14.21	0,400		14.3	1,595
	14.18	0,316		14.24	1,174
	14.11	0,336		14.14	1,506
7L	8.19	0,422	7N	8.8	1,384
	8.4	0,436		8.3	1,570
	8.7	0,345		8.14	1,349
	8.23	0,456		8.21	1,177
	8.5	0,306		8.1	1,383
	10.16	0,405		10.19	1,392
	10.9	0,409		10.7	1,307
	10.13	0,399		10.23	1,396
	10.3	0,377		10.4	1,395
	10.2	0,341		10.10	0,914
8L	11.23	0,323	8N	11.5	1,283
	11.15	0,357		11.16	1,016
	11.1	0,291		11.13	1,560
	11.12	0,302		11.21	1,413
	11.4	0,414		11.10	1,094
	13.4	0,244		13.24	1,568
	13.6	0,270		13.2	1,482
	13.12	0,264		13.11	1,574
	13.22	0,308		13.7	1,531
	13.16	0,373		13.19	1,260

Fonte: O autor (2018)

**APÊNDICE B – CONTINUAÇÃO**

9L	12.8	0,310
	12.14	0,348
	12.18	0,271
	12.1	0,390
	12.4	0,350
	17.18	0,294
	17.20	0,270
	17.6	0,366
	17.10	0,216
	17.2	0,370

9N	12.5	1,398
	12.16	1,376
	12.10	1,303
	12.20	1,372
	12.24	1,215
	17.9	1,102
	17.11	1,469
	17.5	1,297
	17.3	1,558
	17.22	1,625

Fonte: O autor (2018)

### APÊNDICE C – MEDIÇÕES DAS CONTRAÇÕES PARA CADA CONDIÇÃO

CONDIÇÃO	AMOSTRA	CONTRAÇÃO PERPENDICULAR (%)	CONTRAÇÃO PARALELA (%)	CONTRAÇÃO CRUZADA (%)
1L	1.13	1,89	1,87	1,58
	1.22	1,97	1,89	1,51
	1.9	1,79	2,13	1,69
	1.15	1,89	1,82	1,49
	1.7	1,95	1,89	1,58
	5.19	2,13	2,14	1,71
	5.24	2,13	2,13	1,69
	5.11	2,13	1,97	1,66
	5.15	2,09	2,06	1,64
	5.7	2,03	2,03	1,58
2L	2.6	1,95	2,06	1,75
	2.24	1,93	2,00	1,61
	2.18	1,80	1,93	1,60
	2.10	2,21	2,02	1,64
	2.2	2,01	1,98	1,58
	16.18	2,16	2,05	1,64
	16.6	2,21	2,08	1,64
	16.22	2,13	2,08	1,64
	16.24	2,11	1,98	1,61
	16.2	2,08	2,05	1,64
3L	3.8	2,01	2,03	1,74
	3.14	2,09	2,05	1,66
	3.11	2,09	2,06	1,63
	3.20	2,11	2,10	1,67
	3.23	1,95	2,03	1,67
	9.3	2,06	2,00	1,51
	9.5	1,98	2,03	1,68
	9.20	2,09	2,05	1,63
	9.9	2,13	2,10	1,63
	9.13	2,11	2,02	1,55
4L	4.11	2,05	2,03	1,74
	4.23	2,11	2,00	1,66
	4.18	2,09	1,98	1,66
	4.6	2,11	2,05	1,68
	4.13	2,03	2,00	1,70
	15.12	2,11	2,00	1,62
	15.7	2,14	2,13	1,67
	15.24	2,13	2,10	1,54
	15.2	2,16	2,06	1,55
	15.4	2,14	2,03	1,55

Fonte: O autor (2018)

### APÊNDICE C – CONTINUAÇÃO

5L	6.6	2,01	1,95	1,61
	6.3	2,00	2,00	1,61
	6.11	2,13	1,97	1,58
	6.17	2,09	1,98	1,67
	6.2	2,09	1,92	1,56
	18.3	2,16	2,00	1,62
	18.2	2,16	2,02	1,61
	18.14	2,11	1,93	1,58
	18.5	2,14	2,11	1,66
	18.7	2,19	2,02	1,63
6L	7.14	2,11	2,02	1,63
	7.8	2,13	2,06	1,64
	7.18	2,06	2,05	1,53
	7.10	2,05	2,10	1,48
	7.5	2,18	1,98	1,54
	14.13	2,13	2,10	1,62
	14.5	2,06	2,05	1,63
	14.21	2,06	2,05	1,62
	14.18	2,16	2,00	1,60
	14.11	2,09	2,00	1,59
7L	8.19	2,09	2,02	1,53
	8.4	2,16	2,10	1,72
	8.7	2,13	2,08	1,63
	8.23	2,16	2,03	1,58
	8.5	2,19	2,13	1,68
	10.16	2,19	2,10	1,66
	10.9	2,13	2,06	1,60
	10.13	2,16	2,06	1,64
	10.3	2,16	2,05	1,62
	10.2	2,16	2,05	1,67
8L	11.23	2,11	1,97	1,54
	11.15	2,05	1,95	1,53
	11.1	2,01	1,90	1,53
	11.12	2,09	1,97	1,62
	11.4	2,14	2,02	1,62
	13.4	2,09	1,97	1,51
	13.6	2,09	2,03	1,58
	13.12	2,11	2,00	1,64
	13.22	2,13	1,98	1,59
	13.16	2,03	2,02	1,59

Fonte: O autor (2018)

### APÊNDICE C – CONTINUAÇÃO

9L	12.8	2,16	2,02	1,66
	12.14	2,03	2,03	1,62
	12.18	2,08	1,93	1,55
	12.1	2,08	2,03	1,67
	12.4	2,09	2,10	1,67
	17.18	2,16	2,08	1,62
	17.20	2,14	2,02	1,59
	17.6	2,19	2,02	1,60
	17.10	2,14	2,00	1,60
	17.2	2,03	2,00	1,51
1N	1.4	2,01	1,71	1,49
	1.19	1,98	1,82	1,57
	1.21	1,89	1,71	1,49
	1.8	1,93	1,68	1,54
	1.16	1,77	1,71	1,53
	5.18	2,00	1,93	1,72
	5.2	2,01	1,95	1,72
	5.23	1,93	1,97	1,63
	5.20	1,95	2,00	1,74
	5.16	1,92	1,90	1,73
2N	2.1	1,93	1,84	1,61
	2.23	1,92	1,71	1,70
	2.14	1,93	1,81	1,63
	2.5	1,95	1,77	1,63
	2.21	1,93	1,69	1,57
	16.15	1,95	1,97	1,63
	16.7	2,01	1,90	1,62
	16.23	2,00	1,82	1,66
	16.10	1,98	1,87	1,63
	16.17	2,01	1,95	1,66
3N	3.19	1,85	1,90	1,64
	3.7	2,00	1,92	1,78
	3.12	1,82	1,87	1,69
	3.16	1,93	1,79	1,58
	3.1	1,87	1,84	1,63
	9.10	2,01	1,98	1,67
	9.15	2,06	1,87	1,77
	9.24	2,05	1,85	1,54
	9.4	1,93	1,92	1,50
	9.19	1,92	1,92	1,59

Fonte: O autor (2018)

### APÊNDICE C – CONTINUAÇÃO

4N	4.5	2,00	1,92	1,69
	4.12	1,98	1,97	1,63
	4.19	1,90	1,74	1,57
	4.24	2,10	1,87	1,63
	4.21	1,98	1,84	1,56
	15.16	1,93	1,89	1,66
	15.13	1,93	1,93	1,58
	15.5	1,93	1,89	1,59
	15.8	1,97	1,87	1,62
	15.21	2,01	1,85	1,65
5N	6.7	2,05	1,82	1,58
	6.15	2,06	1,85	1,63
	6.12	1,95	1,84	1,61
	6.21	2,03	1,84	1,61
	6.14	2,05	1,84	1,55
	18.8	2,00	1,95	1,59
	18.13	1,98	1,84	1,67
	18.23	2,00	1,93	1,58
	18.1	2,01	1,89	1,59
	18.11	1,93	1,85	1,65
6N	7.17	1,97	1,93	1,55
	7.9	1,97	1,84	1,63
	7.2	1,90	1,84	1,66
	7.24	1,97	1,90	1,65
	7.19	1,98	1,85	1,62
	14.1	1,93	1,92	1,67
	14.12	1,95	1,89	1,69
	14.3	1,90	1,95	1,59
	14.24	1,93	1,87	1,67
	14.14	2,01	1,90	1,69
7N	8.8	2,01	1,93	1,65
	8.3	1,93	2,00	1,58
	8.14	1,97	1,90	1,57
	8.21	2,01	1,92	1,61
	8.1	1,95	2,00	1,67
	10.19	1,93	1,85	1,63
	10.7	1,98	1,92	1,65
	10.23	1,93	1,85	1,67
	10.4	1,98	1,85	1,72
	10.10	2,01	1,87	1,61

Fonte: O autor (2018)

### APÊNDICE C – CONTINUAÇÃO

8N	11.5	1,92	1,85	1,54
	11.16	1,95	1,87	1,63
	11.13	1,92	1,87	1,66
	11.21	2,00	1,84	1,58
	11.10	1,93	1,87	1,61
	13.24	1,92	1,85	1,64
	13.2	2,01	1,87	1,58
	13.11	1,95	1,89	1,58
	13.7	1,98	1,79	1,62
	13.19	1,95	1,79	1,65
9N	12.5	1,95	1,90	1,73
	12.16	1,92	1,87	1,64
	12.10	1,97	1,90	1,67
	12.20	1,95	1,97	1,72
	12.24	1,97	1,84	1,62
	17.9	1,95	1,82	1,63
	17.11	2,01	1,93	1,64
	17.5	1,92	1,79	1,62
	17.3	2,01	1,92	1,63
	17.22	2,01	1,89	1,69

Fonte: O autor (2018)