



UNIVERSIDADE FEDERAL DE PERNAMBUCO
CENTRO DE TECNOLOGIA E GEOCIÊNCIAS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA AEROESPACIAL

JACQUELINE DA SILVA SOUSA

**ESTUDO DO OCTADECILAMINA (ODA) INCORPORADO EM BLENDS DE
POLI(METACRILATO DE METILA) E POLIESTIRENO PARA APLICAÇÕES NA
INDÚSTRIA AEROESPACIAL.**

Recife
2023

JACQUELINE DA SILVA SOUSA

**ESTUDO DO OCTADECILAMINA (ODA) INCORPORADO EM BLENDS DE
POLI(METACRILATO DE METILA) E POLIESTIRENO PARA APLICAÇÕES NA
INDÚSTRIA AEROESPACIAL.**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Aeroespacial do Centro de Tecnologia e Geociências da Universidade Federal de Pernambuco, como requisito para obtenção do grau de mestre em Engenharia e Ciências Aeroespaciais.

Área de concentração: Ciências e Tecnologias Aeroespaciais.

Orientadora: Profa. Dra. Katia Aparecida da Silva Aquino.

Coorientadora: Profa. Dra. Renata Francisca da Silva Santos.

Recife

2023

Catálogo na fonte
Bibliotecária Rosineide Mesquita Gonçalves da Luz, CRB-4 / 1361

S729e Sousa, Jacqueline da Silva.
Estudo do octadecilamina (ODA) incorporado em blendas de poli (metacrilato de metila) e poliestireno para aplicações na indústria aeroespacial / Jacqueline da Silva Sousa – 2023.
98p.: il., figs., tabs. e siglas.

Orientadora: Profa. Dra. Katia Aparecida da Silva Aquino.
Coorientadora: Profa. Dra. Renata Francisca da Silva Santos.

Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal de Pernambuco. CTG. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. Recife, 2023.
Inclui referências.

1. Engenharia Mecânica. 2. Blenda polimérica. 3. Surfactante. 4. Semicondutores.
I. Aquino, Dra. Katia Aparecida da Silva (Orientadora). II. Santos, Renata Francisca da Silva (Coorientadora). III. Título.

UFPE

621 CDD (22. ed.)

BCTG/2023-173

JACQUELINE DA SILVA SOUSA

**ESTUDO DO OCTADECILAMINA (ODA) INCORPORADO EM BLENDA DE
POLI(METACRILATO DE METILA) E POLIESTIRENO PARA APLICAÇÕES NA
INDÚSTRIA AEROESPACIAL.**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Aeroespacial do Centro de Tecnologia e Geociências da Universidade Federal de Pernambuco, como requisito para obtenção do grau de mestre em Engenharia e Ciências Aeroespaciais.

Área de concentração: Ciências e Tecnologias Aeroespaciais.

Aprovada em: 27/04/2023

BANCA EXAMINADORA

Profa. Katia Aparecida da Silva Aquino (Orientadora)

Departamento de Energia Nuclear da
Universidade Federal de Pernambuco

Prof. Tiago Felipe de Abreu Santos

Universidade Federal de Pernambuco

Profa. Maria José Silva

Universidade Federal Rural de Pernambuco

Dedico este trabalho à minha mãe, Maria Gorete da Silva Sousa, com amor e gratidão.

AGRADECIMENTOS

A Deus, minha infinita gratidão.

À minha querida mãe, por ser o ser humano que nunca duvida que posso alcançar tudo o que desejo; por ser meu maior incentivo e apoio. Agradeço também ao meu pai pela dedicação.

Ao meu irmão, Francisco Jacqueson da Silva Sousa, por todos os conselhos e por acreditar fortemente em meu potencial.

Ao Marcos da Costa Mendes, pela vida que compartilhamos.

Às minhas gatinhas, Jucellyn e Samantha, pela doce e sublime companhia.

Gratidão a Napoleon Hill, por me conduzir a uma nova e extraordinária realidade de pensamentos e a todos os autores que contribuíram e contribuem para uma mentalidade de sucesso.

À minha orientadora Profa. Dra. Kátia Aparecida da Silva Aquino, e coorientadora Profa. Dra. Renata Francisca da Silva Santos, com vocês este trabalho tornou-se possível.

Agradeço à minha amiga Josinete Angela da Paz por todos os momentos de empatia e ajuda.

À todos que passaram pela minha vida e contribuíram de alguma forma com meu crescimento.

À Universidade Federal de Pernambuco: ao DEN-Departamento de Energia Nuclear, ao LPN-Laboratório de Polímeros e Nanoestruturas, UFPE.

Ao Programa de Pós Graduação em Engenharia Aeroespacial (PPGEA), polo UFPE, pelo acolhimento e ensinamentos.

À Fundação de Amparo à Ciência e Tecnologia de Pernambuco (FACEPE), 2020, pela bolsa de pesquisa.

“Tudo o que a mente pode conceber e acreditar, ela pode realizar” (HILL, 2009).

RESUMO

Blendas poliméricas são misturas de polímeros para obtenção de novas propriedades para determinados fins. A fim de se obter materiais com características aprimoradas, blendas de Poli(metacrilato de metila)/Poliestireno (PMMA/PS) nas composições 95/05 e 90/10, com e sem o surfactante octadecilamina (ODA) foram sintetizadas com sucesso. A miscibilidade das blendas PMMA/PS, com e sem ODA, foi estudada através das técnicas: espectrofotometria na região do ultravioleta e visível (UV-Vis), índice de refração (IR), espectroscopia na região do infravermelho por transformada de Fourier (FT-IR), análise viscosimétrica e calorimetria diferencial de varredura (DSC). Os resultados de UV-Vis comprovaram que a adição do ODA às blendas, interferiu na cor dos filmes, tornando-os mais opacos e a blenda 90/10 com ODA foi a que apresentou menor valor de transmitância. Contudo, desvios no comprimento de onda da máxima absorção sugerem interações eletrônicas entre os elétrons da ligação pi dos grupos aromáticos do PS com os elétrons livres do grupo amina do ODA. Por outro lado, todas as técnicas avaliadas mostraram que as composições de blendas estudadas, com e sem ODA, formam uma mistura imiscível. Entretanto, foi observada diminuição da Tg, do módulo de elasticidade e tensão na força máxima dos sistemas com ODA. Além disso, o ODA também contribuiu para o aumento do índice de refração das blendas nas proporções estudadas. Diante dos resultados obtidos foi possível preparar um material polimérico com características aprimoradas para ser base na recepção de partículas semicondutoras com potencial na produção de novos materiais na área de células solares, células combustível e eletrônica flexível para possíveis aplicações na indústria aeroespacial.

Palavras-chave: blenda polimérica; surfactante; semicondutores.

ABSTRACT

Polymeric blends are mixtures of polymers to obtain new properties for specific purposes. Blends of Poly(methyl methacrylate)/Polystyrene (PMMA/PS) in the compositions 95/05 and 90/10, with and without the surfactant octadecylamine (ODA) were successfully synthesized to obtain materials with improved characteristics. The miscibility of PMMA/PS blends, with and without ODA, was studied using the following techniques: spectrophotometry in the ultraviolet and visible region (UV-Vis), refractive index (RI), spectroscopy in the infrared region by Fourier transform (FT-IR), viscosimetric analysis and differential scanning calorimetry (DSC). The UV-Vis results proved that the addition of ODA to the blends interfered with the color of the films, making them opaquer, and the blend 90/10 with ODA was the one that presented the lowest transmittance value. However, deviations in the wavelength of maximum absorption suggest electronic interactions between the pi bond electrons of the PS aromatic groups and the free electrons of the ODA amine group. On the other hand, all evaluated techniques showed that the studied blend compositions, with and without ODA, form an immiscible mixture. However, a decrease in T_g, modulus of elasticity, and tension at maximum strength were observed of systems with ODA. In addition, ODA also contributed to the increase in the refractive index of the blends in the proportions studied. Given the results obtained, it was possible to prepare a polymeric material with improved characteristics to be the basis for the reception of semiconductor particles with potential in the production of new materials in the area of solar cells, fuel cells, and flexible electronics for possible applications in the aerospace industry.

Keywords: polymer blend; surfactant; semiconductors.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 –	Curva tensão-deformação para um polímero	19
Figura 2 –	Estrutura do PMMA	23
Figura 3 –	Configuração Isotática de uma cadeia polimérica.	24
Figura 4 –	Configuração Sindiotática de uma cadeia polimérica.	24
Figura 5 –	Configuração Atática de uma cadeia polimérica.	24
Figura 6 –	Polimerização do PMMA.	26
Figura 7 –	Espectro FT-IR-ATR do MMA e PMMA na região 1800 – 1500 cm ⁻¹ .	26
Figura 8 –	Degradação do PMMA: a) cisão aleatória da cadeia; b) despolimerização dos radicais livres.	27
Figura 9 –	Curva TG do PMMA.	28
Figura 10 –	Resultados DTG de syn-PMMA e iso-PMMA adsorvidos em sílica com baixas quantidades adsorvidas.	29
Figura 11 –	Curvas de DSC de PMMA e copolímeros graftizados de PMMA com poli(óxido de etileno-b- óxido de propileno) (COP1 e COP2 – teores variados cadeia graftizada).	30
Figura 12 –	Feixe de luz incidindo na superfície do PMMA.	31
Figura 13 –	Influência da temperatura sobre o comportamento tensão-deformação do PMMA.	33
Figura 14 –	FT-IR de uma amostra pura de PMMA.	34
Figura 15 –	Espectros UV-Vís de PMMA - lâminas finas (200 µm) e espessas (500 µm).	36
Figura 16 –	Espectros de absorção UV-Vis do PMMA irradiado	37
Figura 17 –	Estrutura do PS.	38
Figura 18 –	Polimerização do PS.	39
Figura 19 –	Curvas de degradação térmica de quatro polímeros: (a) poli(α-metil estireno); (b) poli(estireno-b-α-metil estireno), (c) poli(estireno-co- α-metil estireno) e (d) mostra a degradação do PS.	40
Figura 20 –	Curvas TG (TGA-50/Shimadzu) do PS, PSOB e do OB, obtidas em atmosfera inerte e a 10°C min ⁻¹ .	41

Figura 21 –	Curvas DSC PS e PSOB. Em atmosfera inerte, a 10 °C min ⁻¹ .	41
Figura 22 –	Logaritmo do módulo de relaxação em função da temperatura para o Poliestireno amorfo.	43
Figura 23 –	FT-IR do PS.	45
Figura 24 –	Espectro FT-IR (a): PS puro, (b, c e d): SPS em 1, 3 e 4 h de sulfonação.	46
Figura 25 –	Resultado UV-Vis para o PS.	47
Figura 26 –	Espectro de absorção de filme de PS antes e após 29 horas de irradiação UV	48
Figura 27 –	Efeito da miscibilidade nas temperaturas de Tg de misturas poliméricas.	59
Figura 28 –	Espectros de FT-IR de (a) PMMA puro, (b)PEO puro, (c)PMMA+PEO(90:10), (d)PMMA+PEO(80:20) e (e) PMMA+PEO(70:30).	65
Figura 29 –	Micrografias das blendas de PS/PMMA.	67
Figura 30 –	Filmes poliméricos: a) PMMA, b) PS, c) PMMA/PS 95/5, d) PMMA/PS 95/5 ODA, e) PMMA/PS 90/10 e f) PMMA/PS 90/10 ODA.	74
Figura 31 –	Espectros de absorção no UV-Vis para filmes de PMMA, PS puros e para as blendas de PMMA/PS 90/10 e 95/5 com ODA e sem ODA.	75
Figura 32 –	Espectros de transmitância no UV-Vis para filmes de PMMA, PS puros e para as blendas de PMMA/PS 90/10 e 95/5 com ODA e sem ODA.	77
Figura 33 –	Variação do índice de refração em função de diferentes composições da blenda PMMA/PS.	78
Figura 34 –	Espectros de FT-IR dos filmes de PMMA, PS e das blendas 95/05 e 90/10 com e sem ODA.	80
Figura 35 –	Viscosidade reduzida em função da concentração dos filmes dos homopolímeros e das blendas.	84
Figura 36 –	Termogramas dos filmes de PMMA, PS e das blendas PMMA/PS com e sem ODA.	86

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 –	Classificações dos polímeros.	18
Tabela 2 –	Bandas de absorção para o PMMA puro na região de 1140 - 1725 cm^{-1} .	35
Tabela 3 –	Bandas de absorção para o PS (puro) na região de 3500-500 cm^{-1} .	46
Tabela 4 –	Definições de tipos de viscosidade e suas respectivas relações.	55
Tabela 5 –	Perda de peso (%) em diferentes temperaturas ($^{\circ}\text{C}$) de decomposição das blendas de PS/PVAc.	66
Tabela 6 –	Valores de absorbância obtidos para os filmes dos homopolímeros e das blendas.	76
Tabela 7 –	Principais picos do espectro de FT-IR do PMMA, PS e ODA.	81
Tabela 8 –	Principais picos do espectro de FT-IR das blendas 95/05 e 90/10 com e sem ODA.	82
Tabela 9 –	Comparação entre os parâmetros de viscosidade experimental e ideal das blendas PMMA/PS.	85
Tabela 10 –	Valores da Tg para o PMMA, PS e as blendas PMMA/PS com e sem ODA.	87
Tabela 11 –	Propriedades mecânicas obtidas para os polímeros puros e para as blendas.	88

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

DSC	Calorimetria diferencial de varredura
FT-IR	Espectroscopia no infravermelho por transformada de Fourier
IR	Índice de Refração
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MET	Microscopia Eletrônica de Transmissão
PMMA	Poli(metacrilato de metila)
ODA	Octadecilamina
PS	Poliestireno
T	Temperatura
TG	Termogravimétrica
T _g	Transição vítrea
T _m	Temperatura de fusão cristalina
UV-Vís	Espectrofotometria na Região do Ultravioleta e Visível

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	15
2	REVISÃO DE LITERATURA	17
2.1	Polímeros	17
2.2	Polimerização	21
2.3	Poli(metacrilado de metila) (PMMA)	23
2.3.1	Taticidade do PMMA	24
2.3.2	Polimerização do PMMA	25
2.3.3	Propriedades Térmicas do PMMA	26
2.3.4	Propriedades Óticas do PMMA	30
2.3.5	Propriedades Mecânicas do PMMA	32
2.3.6	Análise de Espectroscopia FT-IR do PMMA	34
2.3.7	UV-Vis do PMMA	36
2.4	Poliestireno (PS)	38
2.4.1	Polimerização do PS	39
2.4.2	Propriedades Térmicas do PS	39
2.4.3	Propriedades Mecânicas do PS	42
2.4.4	Propriedades Óticas	43
2.4.5	Análise de Espectroscopia FT-IR do PS	45
2.4.6	Espectro na região UV-Visível do PS	47
2.5	Aplicações do PMMA e do PS na indústria aeroespacial	48
2.6	Blendas poliméricas	53
2.7	Técnicas para a análise da miscibilidade de blendas	54
2.7.1	Análise da miscibilidade de blendas por Viscosimetria	54
2.7.2	Análise da miscibilidade de blendas através do uso de análises térmicas	58
2.7.3	Análise de miscibilidade de blendas através do Índice de refração	61
2.8	Blendas com PMMA	62
2.9	Blendas com PS	65
2.10	Blendas PMMA/PS	66
2.11	Aplicações de Blendas de PMMA ou de PS na Indústria Aeroespacial	68

3	OBJETIVOS	70
3.1	Objetivo Geral	70
3.2	Objetivos Específicos	70
4	METODOLOGIA	71
4.1	Confecção de filmes das Blendas de PMMA/PS	71
4.2	Espectrofotometria na Região do Ultravioleta e Visível (UV-Vís)	71
4.3	Estudo da miscibilidade das blendas	72
4.3.1	Índice de refração	72
4.3.2	Análise espectroscópica no infravermelho com transformada de Fourier (FT-IR)	72
4.3.3	Viscosimetria	72
4.3.4	Ensaio Térmico	73
4.4	Análise das propriedades mecânicas	73
5	RESULTADOS E DISCUSSÕES	74
5.1	Filmes de PMMA, PS e das blendas PMMA/PS	74
5.2	Estudo da miscibilidade das blendas de PMMA e PS	77
5.2.1	Índice de refração	78
5.2.2	Espectroscopia na região do infravermelho por transformada de Fourier (FT-IR)	79
5.2.3	Análises viscosimétricas	83
5.2.4	DSC	86
5.3	Ensaio mecânicos	87
6	CONCLUSÕES E PERSPECTIVAS	89
	REFERÊNCIAS	90

1 INTRODUÇÃO

As matrizes poliméricas termoplásticas apresentam propriedades térmicas, óticas, elétricas ou mecânicas satisfatórias para substituir as matrizes poliméricas termofixas em aplicações estruturais de aeronaves (BARILE *et al.*, 2020). O desenvolvimento de novos materiais com características úteis no setor aeroespacial pode ser alcançado por meio de blendas poliméricas, que são misturas físicas entre polímeros (ABDERRAFAL *et al.*, 2023).

Por essa razão, materiais poliméricos têm atraído muita atenção na engenharia aeroespacial, sendo utilizados tanto para aplicações estruturais quanto para componentes, em todas as aeronaves e espaçonaves (NJUGUNA, 2016). Uma das principais vantagens dos polímeros sobre outros materiais é ser leve, ao mesmo tempo que fornece resistência específica para diferentes componentes aeroespaciais, podendo reduzir o peso total em até 40% e, por consequência, diminuir o consumo de combustível, que é significativamente alto (NJUGUNA; PIELICHOWSKI, 2003; TOLDY *et al.*, 2011).

O Poli(metacrilato de metila), PMMA, um polímero termoplástico transparente, tem atraído muita atenção em virtude de sua alta resistência ao impacto, boa resistência à abrasão, dureza, rigidez, baixa densidade e uma excelente estabilidade dimensional. Essas vantagens tornam o PMMA um dos polímeros mais estudados na obtenção de novos materiais híbridos (ALIHA *et al.*, 2021; DAR; ZHANG, 2015). As blendas poliméricas também são promissoras como materiais ópticos. Ajustar o índice de refração de materiais transparentes, como o PMMA, é essencial para aplicações em optoeletrônica, por exemplo. Podendo ser ajustado pela mistura do PMMA com diferentes concentrações de outro polímero. Assim, o índice de refração do PMMA pode ser ajustado pela preparação ideal de uma blenda polimérica (OTHAYOTH *et al.*, 2020).

Outro exemplo de polímero termoplástico importante para diversas aplicações é o Poliestireno (PS). Das propriedades gerais do PS, sabe-se que ele é um material transparente, possui boas propriedades mecânicas, térmicas, boa resistência a ácidos, bases, oxidantes e agentes redutores é facilmente atacado por muitos solventes orgânicos, resistente ao calor e ao impacto e possui boa resistência elétrica, além disso é fácil de ser fabricado. As principais aplicações do PS, são em ABS, espumas, componentes óticos, embalagens e recipientes, brinquedos e equipamentos

recreativos, isolamento, recipientes descartáveis para alimentos, elétrica e eletrônica, utilidades domésticas e em partes de eletrodomésticos (JÚNIOR, 2006).

Em vista disso, pretende-se preparar blendas poliméricas de PMMA e PS, com propriedades superiores. Sabe-se que as propriedades de uma blenda são determinadas principalmente pela miscibilidade de seus componentes. Contudo, poucas blendas poliméricas são miscíveis devido ao fato das interações moleculares dependerem de vários fatores, dentre eles: estrutura química, massa molar, heterogeneidade molecular dos polímeros, condições de processamento, bem como da proporção entre os componentes da mistura (SCHRÖDER *et al.*, 1989). Ainda assim, existem substâncias que facilitam a miscibilidade de blendas como por exemplo os surfactantes, tal como o octadecilamina (ODA). Nesta direção, o presente trabalho visa estudar a incorporação do ODA em blendas de PMMA e PS (PMMA/PS), a fim de obter um novo material base com características aprimoradas para recepção de partículas semicondutoras que possa, então, ser aplicado na indústria aeroespacial.

2 REVISÃO DE LITERATURA

Com finalidade de fundamentar a temática deste trabalho, nesta seção são revisados tópicos importantes da literatura.

2.1 Polímeros

Materiais poliméricos são compostos orgânicos com composição química baseada em carbono, hidrogênio e outros elementos não-metálicos, baixa densidade e alta flexibilidade (CAIROS, 2009). São formados por macromoléculas compostas por muitas unidades de repetição denominadas meros, ligadas por ligações covalentes. Alguns polímeros, podem ser obtidos através de fontes naturais, como os derivados de plantas e animais, outros são sintetizados, a partir de moléculas orgânicas pequenas, os monômeros. Os monômeros são moléculas de baixo peso molecular capazes de reagir com moléculas iguais ou diferentes para formar polímeros.

Para facilitar a compreensão e entender as propriedades dos materiais poliméricos, eles foram classificados de acordo com características comuns. Dessa maneira, os polímeros foram classificados de acordo com o tipo de cadeia (ramificado ou linear), características de fusibilidade (se termoplásticos, termorrígidos ou termofixos), organização das cadeias (amorfo ou cristalino), quanto a heterogeneidade (homopolímero ou copolímero), quanto ao comportamento mecânico (Plástico, elastômero e fibras). Na Tabela 1, são apontadas as definições para as principais classificações dos polímeros.

Tabela 1: Classificações dos polímeros.

Classificação	Tipo	Exemplos
Cadeia Homogênea	Homopolímero	Polietileno, poliestireno, poli(acrilonitrila), poli(acetato de vinila), poli(butadieno-co-acrilonitrila), Poli(estireno-co-acrilonitrila) e butadieno-estireno
Cadeia Heterogênea	Copolímero	
Fusibilidade	Termoplásticos	Polietileno, poli(tereftalato de etileno), poli(acrilonitrila), nylon.
	Termorrígidos ou Termofixos	Resina fenol-formol, resina melamina-formol, resina ureia-formol.
Comportamento Mecânico	Plásticos	Polietileno, polipropileno, poliestireno.
	Elastômeros (ou borrachas)	Polibutadieno, borracha nitrilica, poli(estireno-co-butadieno).
	Fibras	Poliésteres, poliamidas e poli(acrilonitrila).

Fonte: CAIROS (2009, p.23).

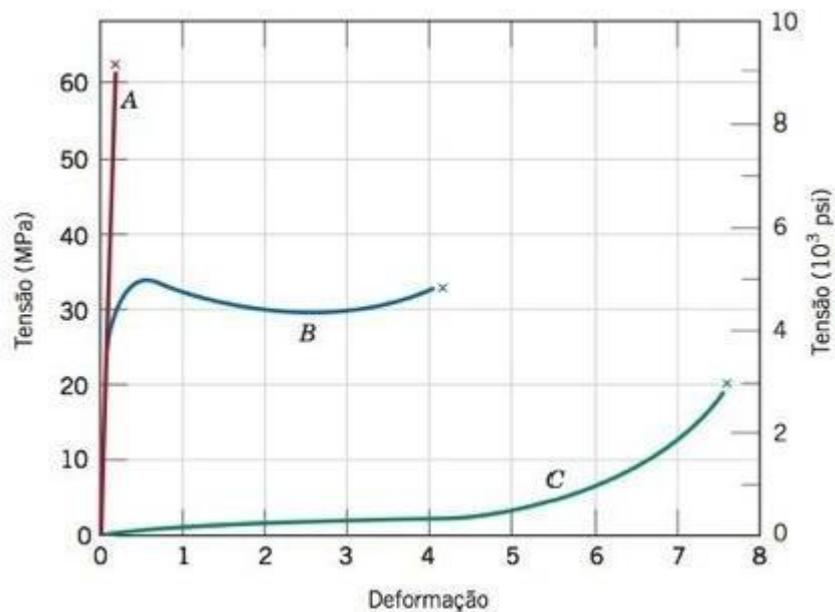
A classificação dos polímeros tem impacto nas suas propriedades e conseqüentemente na sua aplicação e escala de produção. Então, no que diz respeito as propriedades dos polímeros podemos destacar (CALLISTER, 2012):

a) Propriedades mecânicas: as características mecânicas dos polímeros são altamente sensíveis à taxa de deformação, à temperatura e à natureza química do ambiente. São encontrados três tipos diferentes de comportamento tensão-deformação, o comportamento elástico, plástico e altamente elástico. Na deformação macroscópica, no limite de escoamento superior, um pequeno pescoço se forma na seção útil do corpo de prova. Nesse pescoço, as cadeias ficam orientadas à direita do alongamento, o que leva a um aumento na resistência à continuidade da deformação e o alongamento do corpo de prova prossegue a propagação do pescoço ao longo do comprimento. Na deformação viscoelástica, um polímero amorfo, pode se comportar como um vidro em temperaturas baixas, como um sólido com características de

borracha em temperaturas intermediárias (acima da T_g) e como um líquido viscoso à medida que a temperatura aumenta. O comportamento viscoelástico, depende tanto do tempo, quanto da temperatura (CALLISTER, 2012).

A Figura 1 mostra o comportamento tensão-deformação para um polímero frágil (curva A), mostrando que ele fratura enquanto se deforma elasticamente. O comportamento para um material plástico (Curva B); a deformação inicial é elástica, seguida por escoamento e uma região de deformação plástica. A deformação exibida pela (Curva C) é totalmente elástica; essa elasticidade típica da borracha é exibida por uma classe de polímeros denominada elastômeros.

Figura 1: Curva tensão-deformação para um polímero.



Fonte: MARTINS; LIMA (2018, p.2).

As características de deformação e escoamento de um polímero são de extrema importância para a determinação de sua funcionalidade e aplicabilidade e podem ser caracterizadas por quatro grandezas importantes: módulo de Young (E), resistência à deformação; resistência máxima: tensão requerida para romper o corpo de prova; alongamento máximo: alongamento até a ruptura do corpo de prova e pelo alongamento estático: elasticidade reversível do corpo de prova. O comportamento mecânico dos polímeros é definido pela maioria dos parâmetros usualmente empregados para os metais; ou seja, módulo de elasticidade, limite de escoamento e limite de resistência à tração (CALLISTER, 2012). Os polímeros podem ser reunidos em três principais categorias, quanto às características mecânicas, na forma de

plásticos, fibras e elastômeros. Essa classificação, mesmo não existindo uma divisão muito bem delimitada entre as categorias, é válida do ponto de vista tecnológico. Geralmente, uma análise de um diagrama tensão *versus* deformação possibilita a caracterização mecânica de um material polimérico. Plásticos rígidos e fibras são resistentes à deformação e possuem um valor de módulo alto e baixos percentuais de alongamento. Já os elastômeros, quando submetidos a pequenas tensões, apresentam deformação imediata, com percentuais de alongamento altos e reversíveis (LUCAS *et al.*, 2001). Plásticos flexíveis possuem um comportamento intermediário, sendo semelhante àquele de muitos materiais metálicos; isto é, deformação elástica inicialmente, seguida por escoamento e deformação plástica (CALLISTER, 2012).

b) As propriedades térmicas: são analisadas quanto ao calor fornecido ou removido do material. Os polímeros não são bons condutores de calor e sua capacidade de transferir calor é medida tanto pela condutividade quanto pela difusibilidade térmicas e sua capacidade de armazenar calor é avaliada pelo calor específico. As alterações de dimensão devido às mudanças de temperatura são estimadas através da expansão térmica. Os métodos de análise térmica medem variações de um determinado parâmetro ocorrido em função da temperatura T (aquecimento ou resfriamento) ou como função do tempo t , a uma temperatura constante. Das técnicas empregadas com maior frequência na caracterização de polímeros, o destaque é para a análise termogravimétrica (TG) e para a técnica de calorimetria diferencial de varredura (DSC) (LUCAS *et al.*, 2001). A TG é definida como o processo que envolve a medida da variação de massa de uma amostra em função da temperatura. O resultado dessa análise, apresentada em um gráfico com a abcissa contendo os valores da temperatura ou do tempo e a ordenada contendo o percentual de massa perdido ou ganho. Assim, o gráfico mostra quanto um determinado polímero, ao ser submetido a um programa de aquecimento, perdeu de massa ao sofrer degradação. A TG pode ser usada simplesmente para determinar a temperatura de decomposição de diversos polímeros ou para estudo da medida da estabilidade térmica de polímeros (LUCAS *et al.*, 2001).

Por outro lado, as modificações observadas nos polímeros, quando submetidos a variações de temperatura no DSC incluem: i) a temperatura de fusão cristalina (T_m), no qual desaparecem (ou fundem) as regiões cristalinas; ii) temperatura de transição vítrea (T_g) que indica o valor médio da faixa de temperatura que durante o

aquecimento permite que as cadeias poliméricas de fase amorfa adquiram mobilidade. Abaixo da T_g , o polímero não tem energia interna suficiente para permitir o deslocamento de uma cadeia com relação a outra (estado vítreo).

c) Propriedades elétricas: A maioria dos materiais poliméricos não são bons condutores de eletricidade devido a indisponibilidade do grande número de elétrons livres para participar do processo de condução (CALLISTER, 2012) e a maioria de suas propriedades são em função da temperatura. Suas principais características são: rigidez dielétrica, resistividade volumétrica, constante dielétrica (CAIRES, 2009). Acredita-se que a condução nos polímeros de alta pureza seja de natureza eletrônica. Matérias poliméricas com condutividades elétricas compatíveis às dos condutores metálicos têm sido sintetizados; eles são denominados *polímeros condutores*. Foram obtidas para esses materiais condutividades elevadas da ordem de $1,5 \times 10^7 (\Omega \cdot m)^{-1}$. Esse fenômeno é observado em aproximadamente uma dúzia de polímeros, incluindo poliacetileno, poliparafenilno, polipirrol polianilina. Esses polímeros tornam-se condutores, quando são dopados com impurezas apropriadas, tais como, Pentafluoreto de arsênio (AsF_5), Pentafluoreto de antimônio (SbF_5) ou iodo. Os polímeros condutores têm potencial para serem usados em uma gama de aplicações, uma vez que apresentam baixa massa específica, são altamente flexíveis e fáceis de serem produzidos. Exemplos de aplicações: baterias recarregáveis, células combustíveis que empregam eletrodos poliméricos, outras possíveis aplicações incluem fiações em aeronaves e em componentes aeroespaciais, revestimentos antiestética para vestimentas, materiais para filtragem eletromagnética e dispositivos eletrônicos (CALLISTER, 2012).

d) Propriedades óticas: as principais características apresentadas são a transparência, apresentada por polímeros amorfos ou com baixo graus de cristalinidade, podendo alcançar 92%, para plásticos comuns. Quanto ao índice de refração, a maioria dos polímeros apresentam valores em torno de 1,50, sendo exceções o PET (1,7) e a borracha natural (1,2).

2.2 Polimerização

A síntese de grandes moléculas (polímeros) é denominada polimerização e é

simplesmente o processo através do qual, os monômeros são ligados uns aos outros para gerar longas cadeias compostas por unidades repetidas. As reações de polimerização são agrupadas em duas classes gerais: adição, condensação. A polimerização por adição é um processo pelo qual as unidades monoméricas são ligadas, uma de cada vez, na forma de uma cadeia, para compor uma molécula polimérica (CALLISTER, 2012). Os monômeros que são polimerizados pelo processo de adição são os que apresentam ligações duplas como o etileno, estireno, dentre outros.

Já a polimerização por condensação, consiste na formação de polímeros por reações químicas intermoleculares que ocorrem em etapas e que podem envolver mais que uma espécie de monômero (CALLISTER, 2012). No caso da polimerização por condensação geralmente os monômeros são bifuncionais como por exemplo diálcoois como o etileno glicol, diácidos como o ácido tereftálico, diamina como hexano-1,6-diamina ou a combinação destes tipos de monômeros.

Existem quatro técnicas industriais empregadas na polimerização de um monômero: a polimerização em massa, em solução, em emulsão e em suspensão (CAIRES, 2009). A polimerização em massa é uma técnica simples, homogênea, onde só o monômero e o iniciador estão presentes no sistema. Caso a polimerização seja iniciada termicamente ou por radiação, só haverá monômero no meio reacional. Esta técnica é econômica, além de produzir polímeros com um alto grau de pureza. É uma técnica altamente exotérmica, ocorrendo dificuldades no controle da temperatura e da agitação do meio reacional, que rapidamente se torna viscoso desde o início da polimerização (CAIRES, 2009). Exemplos de polímeros produzidos por polimerização em massa incluem poli(metil metacrilato), poliestireno e polietileno de baixa densidade (alta pressão) (SEYMOUR; CARRAHER, 2006). Na polimerização em solução, o monômero e o iniciador devem ser solúveis em um solvente que deve ter características de transferência de cadeia desejada. Uma delas é o ponto de ebulição ser acima da temperatura necessária para realizar a polimerização e baixa o suficiente para permitir a remoção imediata se o polímero for recuperado por evaporação do solvente. Muitas polimerizações via radicais e iônicas são realizadas utilizando polimerização em solução (SEYMOUR; CARRAHER, 2006). Já a polimerização em emulsão é heterogênea em meio aquoso, o iniciador é solúvel em água, enquanto o monômero é parcialmente solúvel. Esse processo requer uma série de aditivos com funções específicas como: emulsificante (geralmente um sabão),

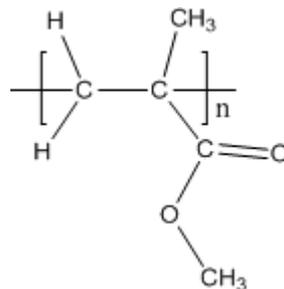
tamponadores de pH, coloides protetores, reguladores de tensão superficial, reguladores de polimerização (modificadores) e ativadores (agentes de redução). Nesse tipo de polimerização, o emulsificante tem como objetivo formar micelas de tamanho entre 1 nm e 1 mm, onde o monômero fica contido (CAIRES, 2009).

A polimerização em suspensão, também é heterogênea, o monômero e o iniciador são insolúveis no meio dispersante e além do monômero, iniciador esolvente, também são adicionados ao meio reacional, surfactantes. Nessa técnica, a agitação desse sistema é um fator muito importante, pois, dependendo da velocidade de agitação empregada, o tamanho da partícula varia (CAIRES, 2009).

2.3 Poli(metacrilado de metila) (PMMA)

O PMMA comercial é um polímero amorfo, com boa transparência (92%), fornecendo molduras e filmes transparentes (SEYMOUR; CARRAHER, 2006). A fórmula estrutural do PMMA pode ser vista na Figura 2.

Figura 2: Estrutura do PMMA.



Fonte: CALLISTER (2012, p.312).

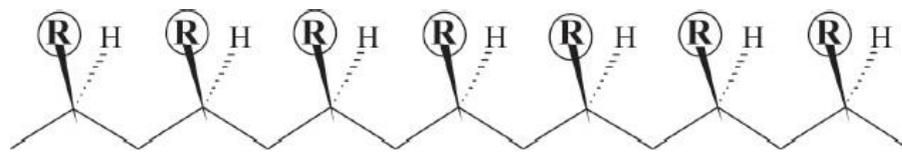
Além disso é um polímero termoplástico crucial para variadas aplicações tecnológicas e produtivas, possuindo, baixo custo, que o torna altamente atraente para sua produção em larga escala. O PMMA também conta com excelentes qualidades, como, estabilidade térmica, isolamento elétrico e resistência mecânica. O PMMA combina boas propriedades ópticas como transparência em uma ampla gama de comprimentos de onda do ultravioleta para infravermelho próximo. Possui estabilidade termodinâmica, características elétricas, segurança, resistência às intempéries, modelabilidade e moldabilidade.

2.3.1 Taticidade do PMMA

A taticidade é a regularidade espacial com que grupos laterais são alocados na cadeia polimérica. Em uma sequência longa, como é o caso de uma cadeia polimérica, três tipos de arranjos táticos são possíveis (CANEVAROLO, 2002):

i) Isotático – neste caso, todos os grupos laterais são dispostos de um mesmo lado do plano definido pelos átomos da cadeia principal, representando-se ligações covalentes. Todos os grupos laterais R estão direcionados para frente do plano.

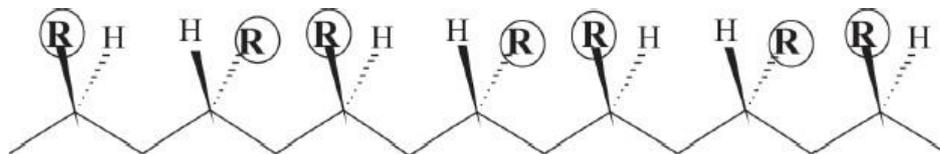
Figura 3: Configuração Isotática de uma cadeia polimérica.



Fonte: CANEVAROLO (2002, p.57).

ii) Sindiotático – os grupos laterais são dispostos de maneira alternada, ora para cima, ora para baixo com relação ao plano da cadeia principal.

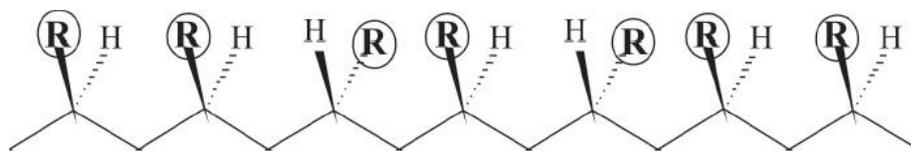
Figura 4: Configuração Sindiotática de uma cadeia polimérica.



Fonte: CANEVAROLO (2002, p.57).

iii) Atático – não há uma regularidade nesta disposição.

Figura 5: Configuração Atática de uma cadeia polimérica.



Fonte: CANEVAROLO (2002, p.57).

Comercialmente, o PMMA é o membro mais importante de uma gama de polímeros acrílicos (BRYDSON, 1977). O PMMA comercial é um material transparente e as análises microscópicas e de raios-X comumente indicam que o mesmo é amorfo. Por esta razão, a estrutura desse polímero foi considerada, durante muitos anos, como sendo uma estrutura atática. Porém, já se sabe que o PMMA comercial é mais sindiotático do que atático. Na escala de avaliação comumente aceita, o PMMA pode ser considerado 54% sindiotático, 37% atático e 9% isotático.

A redução na temperatura de polimerização via radicalar para 78 °C aumenta a quantidade de estruturas sindiotáticas para cerca de 78% (BRYDSON, 1977).

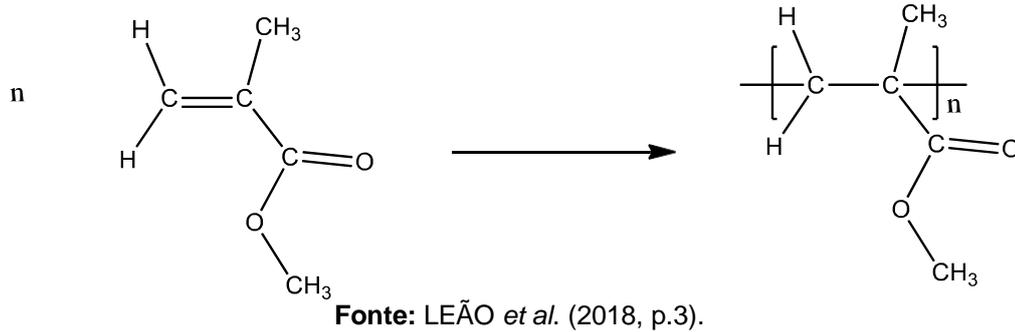
No PMMA atático a Tg é cerca de 104 °C, já a Tg do PMMA sindiotático é 115 °C e a do PMMA isotático, preparados aniônicos é de 45 °C. Essas diferenças entre as Tg são geralmente atribuídas às diferenças nas forças dipolo intermoleculares que atuam através dos grupos polares (BRYDSON, 1977).

Nanocompósitos de alumina/PMMA foram sintetizados *in situ* por polimerização de radicais livres. Foi observado que a Tg do nanocompósitos caiu 25 °C quando comparado ao polímero puro. Além disso, mais adições de carga (até 10% em peso) não levaram a reduções adicionais da Tg. As reduções da Tg, foram explicadas por fatores como a taticidade e o peso molecular, fatores que conferem maior efeito sobre a Tg observada. Além disso, alterando o peso molecular de – 190 a 23 °C não resultou em diferença quanto a natureza ou magnitude do comportamento da Tg para os nanocompósitos de alumina/PMMA. A Tg variou de 40 a 140 °C com base na fração de porções isotáticas e sindiotáticas contidas no polímero. Todas as amostras foram cerca de 60% sindiotático, o que correspondeu a valores da Tg na literatura entre 114 °C e 119 °C (ASH *et al.*, 2004).

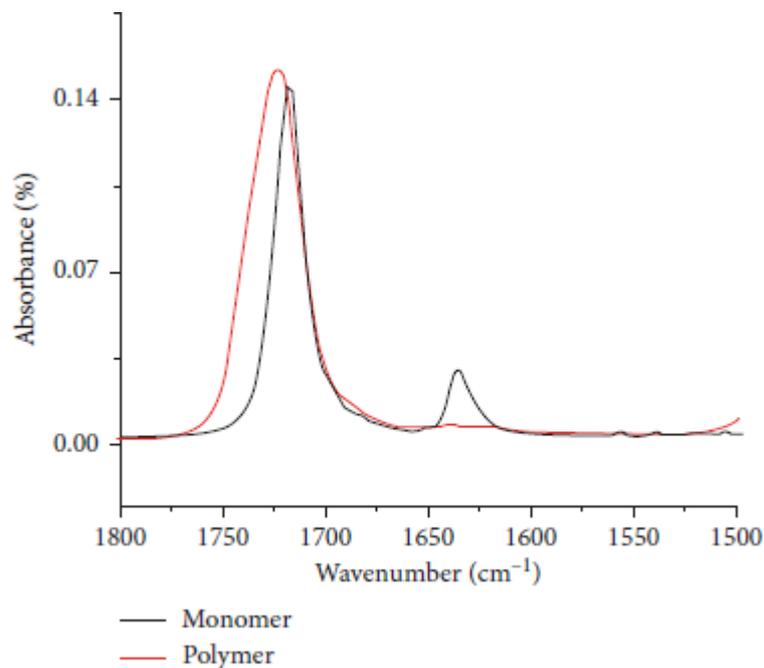
2.3.2 Polimerização do PMMA

A polimerização do PMMA é realizada através do seu monômero metacrilato de metila (MMA) (BRYDSON, 1977). A polimerização em massa do MMA é considerada a técnica mais simples e mais utilizada. É uma técnica homogênea, pois só o monômero e o iniciador estão presentes no sistema (SEYMOUR; CARRAHER, 2006). Nesse tipo de processo, comumente, o monômero é aquecido com agitação por cerca de 8 minutos, a 90 °C com 0,5% de peróxido de benzoíla (iniciador) e então resfriado à temperatura ambiente. O aquecimento envolvido na fabricação do pré-polímero, também pode ajudar na remoção do oxigênio dissolvido no monômero (BRYDSON, 1977).

No trabalho de Leão e colaboradores (2018) o PMMA foi sintetizado por polimerização *in situ* e a reação do MMA (monômero vinílico) ocorreu por uma reação de adição de radicais livres na dupla ligação da molécula. A ligação dupla no MMA é quebrada quando o PMMA é formado, como pode ser visto na Figura 6.

Figura 6: Polimerização do PMMA.

A conversão do MMA em PMMA foi confirmada através da espectroscopia no infravermelho com transformada de Fourier no modo de refletância total atenuada (FTIR-ATR). A Figura 7 mostra os espectros de MMA e PMMA na região de 1800 - 1500 cm^{-1} . A banda referente a ligação dupla que aparece no MMA (em 1625 cm^{-1}) está ausente no PMMA (LEÃO *et al.*, 2018).

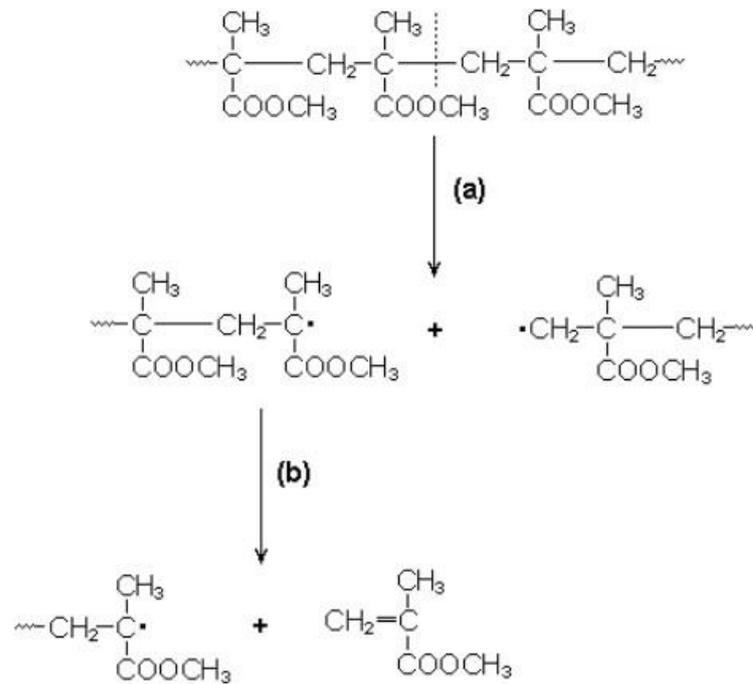
Figura 7: Espectro FT-IR-ATR do MMA e PMMA na região 1800 – 1500 cm^{-1} .

2.3.3 Propriedades Térmicas do PMMA

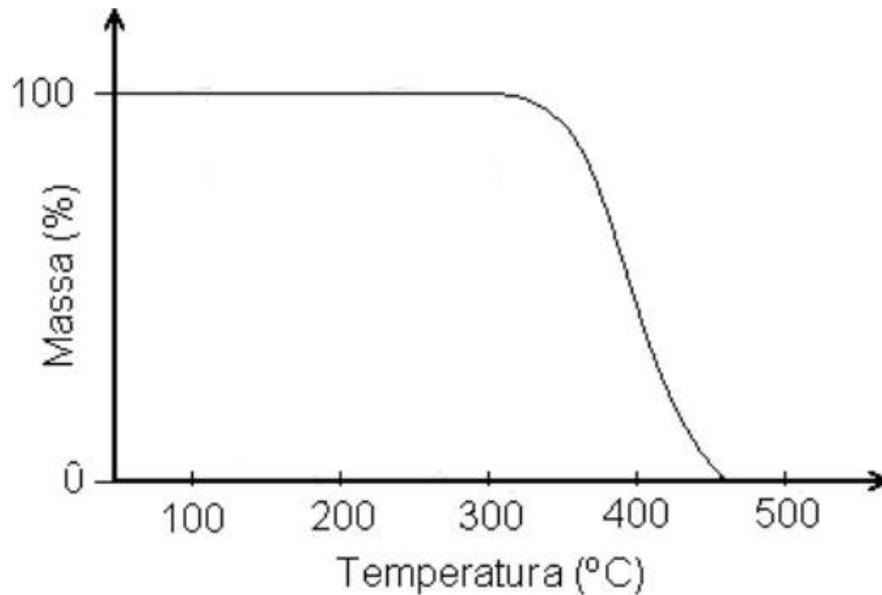
A degradação térmica do PMMA ocorre por despolimerização, produzindo quase 100% de monômero. É um processo via radicais livres é, essencialmente, o inverso da reação de polimerização. Na Figura 8 está representado o processo de

degradação do PMMA. Essa degradação ocorre por meio da cisão aleatória da cadeia e não é acompanhada por transferência de hidrogênio no sítio da cisão, devido ao impedimento espacial dos grupos CH_3 e COOCH_3 . Deste modo, a cisão resulta na formação de dois radicais livres que ocasiona, então, a despolimerização. Esse processo de degradação aparece na curva de TG, ilustrada na Figura 9, em um único estágio.

Figura 8: Degradação do PMMA: a) cisão aleatória da cadeia; b) despolimerização dos radicais livres.



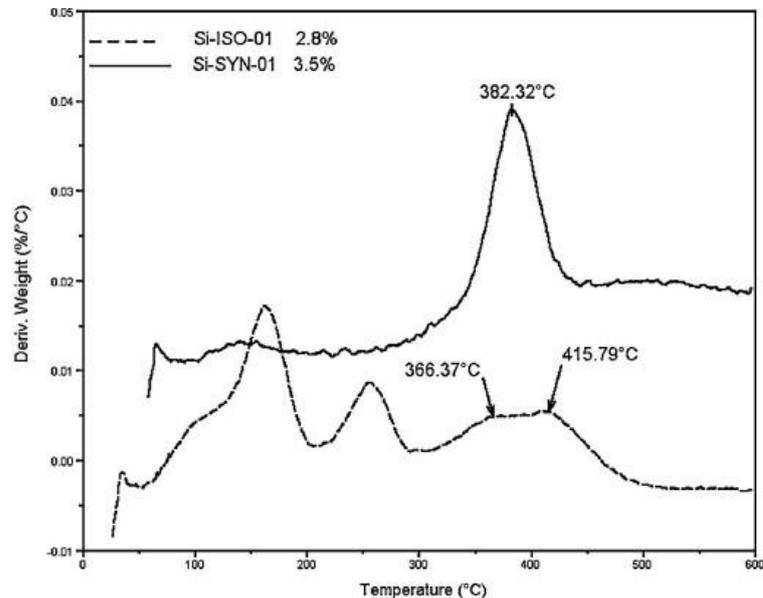
Fonte: LUCAS *et al.* (2001, p. 232).

Figura 9: Curva TG do PMMA.

Fonte: LUCAS *et al.* (2001, p.232)

A degradação do PMMA isotático e sindiotático foi estudada por análise termogravimétrica (TG) com ênfase em seu comportamento em filmes ultrafinos sobre sílica por Zhang e Blumý (2002). Nesse trabalho foi observado que tanto a taticidade do PMMA, quanto as quantidades adsorvidas na sílica, afetaram sua degradação. O PMMA sindiotático (sin-PMMA) apresentou maior estabilidade térmica em relação ao PMMA isotático (iso-PMMA). Os experimentos também mostraram que houve perda significativa de massa até uma temperatura de 325 °C, para ambas as amostras de PMMA (isotático e sindiotático). Além disso, em comparação ao sin-PMMA, o iso-PMMA degradado apresentou baixa massa molecular. Os resultados para o PMMA adsorvido em sílica mostraram que, tanto para iso-PMMA quanto para o sin-PMMA, as T_{max} foram menores quando as quantidades adsorvidas foram superiores (cerca de 11%). E a T_{max} aumentou quando a quantidade adsorvida na superfície da sílica diminuiu para o sin-PMMA. Do gráfico (ilustrado na Figura 10), pode ser observado que a baixa quantidade adsorvida sin-PMMA teve um único pico de degradação a 382 °C e o iso-PMMA com uma baixa quantidade adsorvida (2,8% em peso) teve três fortes sinais de degradação em cerca de 150, 260 e 390 °C (ZHANG; BLUMÝ, 2002).

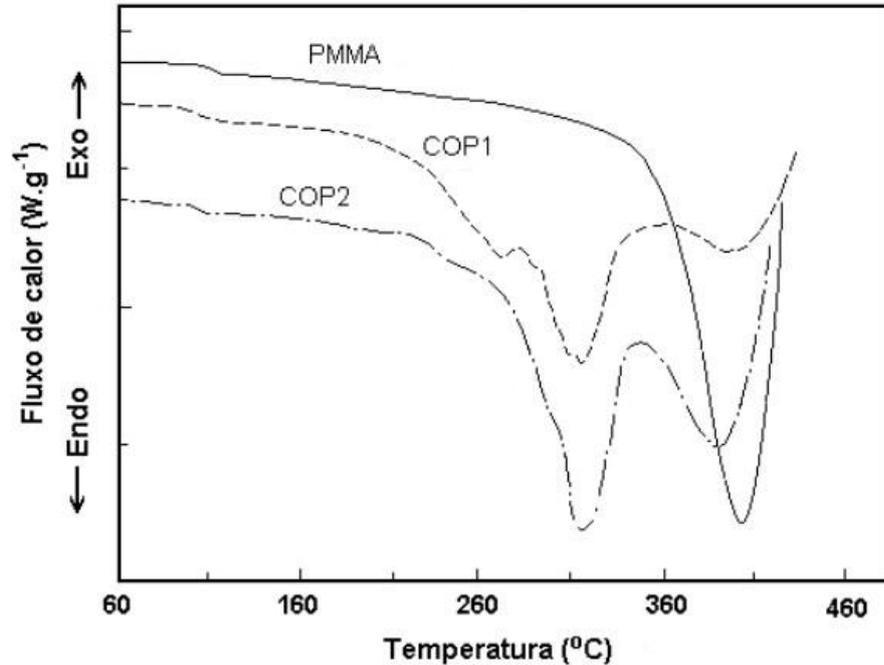
Figura 10: Resultados DTG de syn-PMMA e iso-PMMA adsorvidos em sílica com baixas quantidades adsorvidas.



Fonte: ZHANG, Bing; BLUM (2003, p.215).

A Figura 11 mostra curvas de DSC do PMMA e copolímeros graftizados à base de PMMA e polióxidos, num programa de aquecimento. As amostras são amorfas e suas Tg's podem ser observadas a uma temperatura em torno de 100 °C. Com o aumento da temperatura, observa-se o processo de degradação térmica das amostras. O PMMA apresenta um pico em torno de 400 °C, indicando que seu processo de degradação ocorre em um único estágio conforme já discutido na sua degradação vista na TG. Além disso, através da análise de DSC, obtém-se a informação quanto ao caráter endotérmico do processo de degradação do PMMA. As amostras de COPI e COPI apresentam dois estágios mais significativos de decomposição, um em torno de 300 °C e outro em 380 °C, também como processo endotérmico.

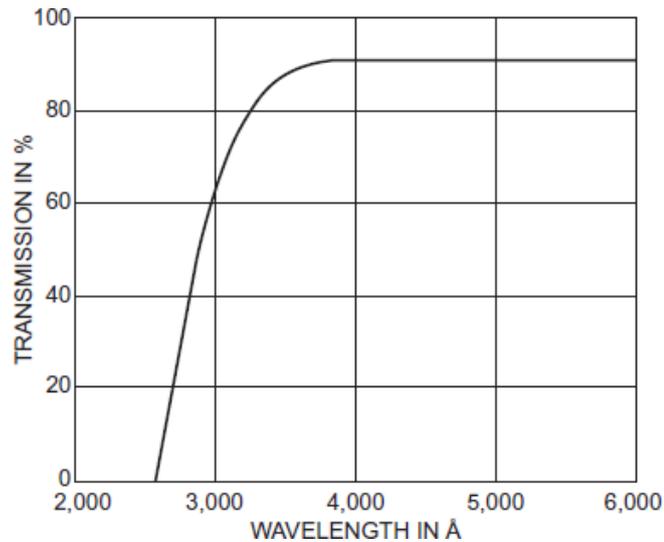
Figura 11: Curvas de DSC de PMMA e copolímeros graftizados de PMMA com poli(óxido de etileno-b-óxido de propileno) (COP1 e COP2 – teores variados cadeia graftizada).



Fonte: LUCAS *et. al.*, (2001, p.265).

2.3.4 Propriedades Óticas do PMMA

O índice de refração do PMMA é 1,49 (CALLISTER, 2012). As propriedades óticas desse polímero são particularmente importantes. O PMMA absorve pouca luz, refletindo cerca de 4% da luz que incide sobre sua interface. Assim, a transmissão da luz incidente através de uma folha paralela do material acrílico livre de manchas é cerca de 92%. A influência do comprimento de onda da luz transmitida é mostrada na Figura 12 (BRYDSON, 1977).

Figura 12: Feixe de luz incidindo na superfície do PMMA.

Fonte: BRYDSON (1977, p.448).

Os pesquisadores, NASSIER; SHINEN, (2013) investigaram e produziram filmes finos usando o processo de *spin coating*. As medidas de absorbância, transmitância e de refletividade de filmes finos de PMMA em função do comprimento de onda na faixa do UV de 200-1100 nm, mostraram uma absorbância entre 0.5 e 1.1 em 300 nm de comprimento de onda, já a melhor transmitância, ocorreu em uma faixa de 320 a 350 nm com 1.0 de transmitância, a refletividade chega a 0,2 em 350 nm. A partir desses resultados, foi observado que a absorbância do polímero puro diminuiu à medida que o comprimento de onda aumentou. O espectro de transmitância se comporta em oposto ao espectro de absorbância, ou seja, os filmes finos de PMMA, têm menor transmitância na região ultravioleta. Na região de alta energia, a transmitância aumenta à medida que o comprimento de onda aumenta, mostrando que a energia do fóton incidente tem um efeito sobre a absorção e espectros de transmitância. Os valores de reflectância aumentam à medida que a razão de concentração aumenta; adicionalmente, os resultados mostram uma diminuição no gap de energia para a transição direta permitida à medida que a razão de concentração de PMMA aumenta. A maior condutividade óptica é encontrada na região do ultravioleta e diminui com o aumento comprimento de onda, enquanto a velocidade de deposição é inversamente relacionada à óptica condutividade (NASSIER; SHINEN, 2013).

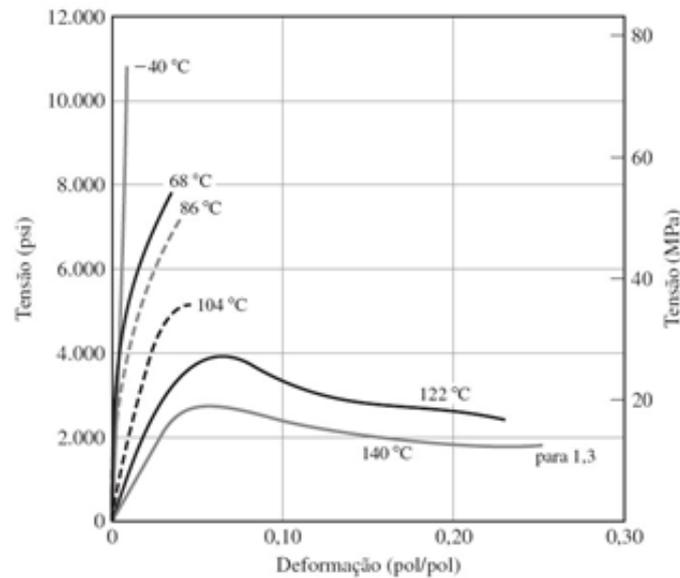
Bartoli e colaboradores (1999), prepararam filmes finos de PMMA, a partir de solução original e expostos ao plasma de CF_4+H_2 , objetivando modificar o Índice de

Refração (I.R.) da superfície do PMMA através da fluoração. Os filmes de PMMA expostos ao plasma foram caracterizados através das técnicas: ESCA (**espectroscopia** eletrônica para análise química), RBS (Espectroscopia de Retrodispersão de Rutherford), FT-IR, gravimetria, ângulo de contato, refratometria e elipsometria. Os resultados revelaram que as superfícies do PMMA foram revestidas com uma fina camada de hidrofluorcarbono polimérico, com espessuras variando entre 0,43 e 0,49 μm ., na qual, a camada de hidrofluorcarbono polimérico na superfície do PMMA foi responsável pela significativa redução do seu I.R. de 1,49 para 1,43. Foi observado que a concentração de flúor na camada de PMMA aumentou de forma gradual em função da profundidade, sendo menor na sua superfície. Por fim, concluiu-se que o I.R. no revestimento fluorado do filme óptico, também variou gradualmente. E a técnica de polimerização por plasma de CF_4+H_2 , mostrou-se útil para modificar in situ os I.R. das superfícies de guias de ondas e fibras ópticas poliméricas, visando reduzir as perdas e aumentar a velocidade de transmissão de dados (Bartoli *et. al* 1999).

2.3.5 Propriedades Mecânicas do PMMA

Os materiais termoplásticos, abaixo de suas temperaturas de transição vítrea (T_g), exibem basicamente deformação elástica, como é possível ver no gráfico tensão-deformação (Fig. 13) para o PMMA, na faixa de -40 e 68 °C. Acima de suas temperaturas de transição vítrea, os termoplásticos apresentam essencialmente deformação plástica, como mostrado na faixa de 122 e 140 °C do gráfico tensão-deformação na Figura 9. Desse modo, os termoplásticos, ao serem aquecidos pela T_g , passam por uma transição frágil-dúctil. Assim, o PMMA passa por uma transição frágil-dúctil entre 86 e 104 °C, porque sua T_g se encontra nessa faixa de temperatura (SMITH; HASHEMI, 2012).

Figura 13: Influência da temperatura sobre o comportamento tensão-deformação do PMMA.



Fonte: SMITH; HASHEMI (2012, p.359).

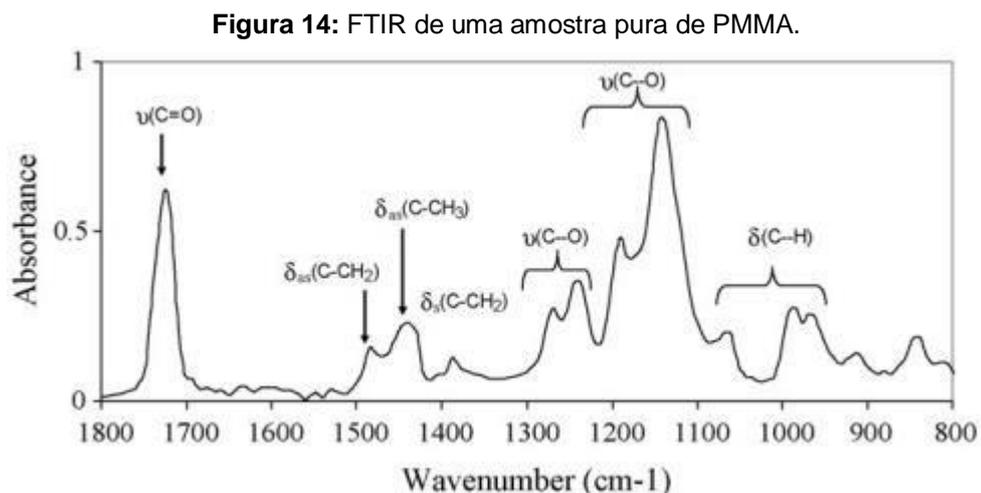
Polímeros amorfos lineares, como o PMMA, o policarbonato ou poliestireno, exibem uma variedade de mecanismos de deformação, dependendo da temperatura (em relação à T_g) e da taxa de deformação. Estes mecanismos são dependentes a transição vítrea, emborrachado, fluxo viscoso e regime de decomposição em ordem crescente de temperatura (ou taxa de deformação decrescente). Para cada mecanismo (excluindo a decomposição), leis constitutivas podem ser estabelecidas para o módulo de Young, resistência ao escoamento à tração (σ_y) e deformação à ruptura por tração (ϵ_f) (LOLOCK; FLECK, 2018).

O comportamento mecânico do PMMA tem sido amplamente relatado em várias regiões de taxa de deformação. Os para-brisas de aeronaves e de trens de alta velocidade produzidos a partir do PMMA experimentam uma região de taxa de tensão, sob gelo e colisões com pássaros (ZHANG *et al.*, 2021). Nesta direção, foi examinado o comportamento do PMMA confinado e não confinado nas taxas de deformação 10 s^{-1} - 1000 s^{-1} . Foi extraído dos resultados experimentais quase-estáticos, onde a relação da tensão-deformação para o PMMA sem confinamento e com confinamento lateral foi de 58,6 MPa. Para o PMMA sem confinamento a tensão de fluxo aumentou 134 MPa e para o PMMA com confinamento, para 225 MPa, indicando o comportamento dependente da pressão. Os Resultados experimentais da taxa de

deformação intermediária, mostrou que o PMMA exibiu um comportamento viscoelástico e dúctil em baixas taxas de deformação, enquanto a relação tensão-deformação na taxa de deformação acima de 270 s^{-1} exibiu um comportamento frágil. Com relação a taxa de deformação intermediária, quando a temperatura aumenta para $50 \text{ }^\circ\text{C}$, o corpo de prova apresentou comportamento dúctil. Por fim, em alta temperatura, próxima à transição vítrea, todos os corpos de prova de PMMA não confinados e confinados apresentaram comportamento dúctil e emborrachado. Verificou-se ainda, que a taxa de deformação e a temperatura tiveram mais influência no pico de tensão do PMMA do que o efeito da pressão. Os resultados de MEV, mostram que o PMMA sem confinamento lateral à temperatura ambiente foi completamente fragmentado. Já, as imagens do PMMA confinado, indicaram modo de falha de cisalhamento altamente localizado em taxa de deformação intermediária com confinamento lateral médio (ZHANG *et al.*, 2021).

2.3.6 Análise de Espectroscopia FT-IR do PMMA

A Figura 14 mostra os espectros FT-IR de uma amostra pura de PMMA e as bandas de absorção na região de $1140 - 1725 \text{ cm}^{-1}$, podem ser vistas na Tabela 2 (SMAOUI *et al.*, 2008).



Fonte: NAMOUCHI *et al.* (2009, p.198).

Tabela 2: Bandas de absorção para o PMMA puro na região de 1140 - 1725 cm^{-1} .

Frequência (cm^{-1})	Atribuição
1725	Estiramento C=C
1140-1265	Estiramento C-O
1480	Flexão assimétrica C-CH ₂
1440	Flexão assimétrica C-CH ₃

Fonte: NAMOUCHI *et al.* (2009, p.198).

A espectroscopia no infravermelho com transformada de Fourier (FT-IR) é considerada uma das mais importantes técnicas para a caracterização de polímeros em termos de identificação e/ou determinação de suas características estruturais. Além das informações qualitativas, a análise por FT-IR, permite a determinação semi-quantitativa de componentes de uma amostra ou mistura (AFINCO, 2022).

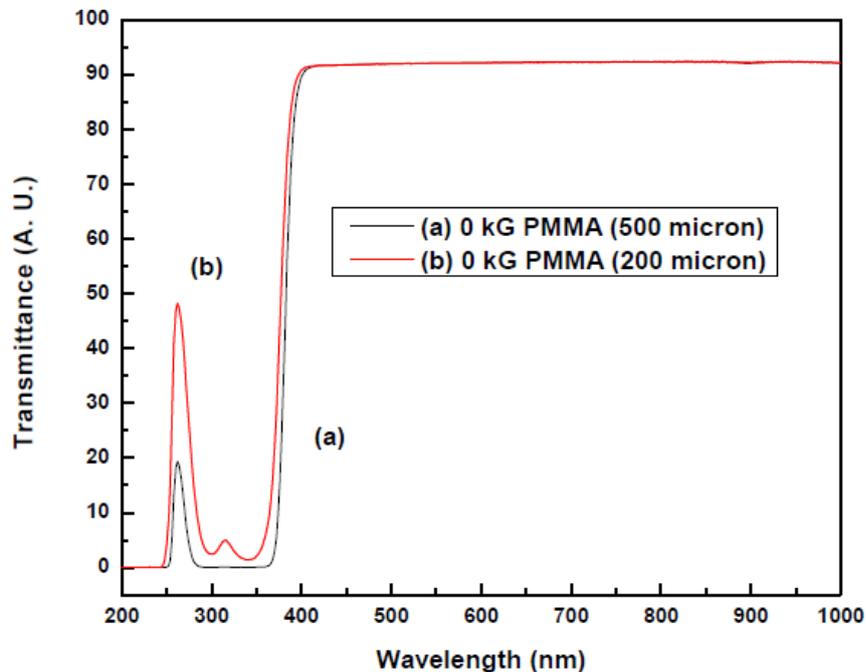
Aquino e Araujo (2006), realizaram análises espectroscópicas de FTIR para o PMMA puro e aditivado com aditivo tipo HALS (*Hindered Amine Light Stabilizer*) e observaram o comportamento químico da interação do aditivo ao ser incorporado ao PMMA. Dos resultados para o PMMA puro, os autores sugeriram, que o PMMA em estudo era sindiotático, uma vez que houve o aparecimento da banda em 842 cm^{-1} que é característica para a conformação de cadeira trans-gauche. Por fim, os autores concluíram, que o aditivo não alterou a estrutura molecular do PMMA, pois não houve surgimento de novas bandas no espectro do PMMA aditivado.

Filmes finos de PMMA e óxido de níquel (NiO) foram produzidos e caracterizados no trabalho de Silva e colaboradores (2018). Os resultados das análises de FT-IR são referentes aos filmes de PMMA puro e com a adição de 1% de NiO. Ambos os espectros apresentaram picos característicos do polímero. O compósito apresentou uma banda de baixa intensidade a 476 cm^{-1} , relacionada ao estiramento da ligação Ni-O, devido à adição de óxido metálico. Além disso, não foram observados deslocamentos de número de onda ou alargamentos de bandas, indicando uma fraca interação química entre os componentes. Por outro lado, houve uma diminuição da intensidade do pico referente ao grupo carbonila ($-\text{C}=\text{O}$), indicando que existe interação matriz-reforço por meio da adsorção do polímero na superfície do óxido por meio do grupo metoxycarbonila ($-\text{C}(\text{O})\text{OCH}_3$) (SILVA, *et al.*, 2018).

2.3.7 UV-Vis do PMMA

Os espectros de transmissão UV-Vís de lâminas finas (200 μm) e espessas (500 μm) de PMMA são mostradas na Figura 15. Ambas amostras, mostram alta transmissão acima de ~ 400 nm e apresentam forte borda de absorção (diminuição na transmissão) abaixo de 400 nm. A banda de absorção mais intensa observada nos espectros de 200-250 nm é devido à transição $\pi \rightarrow \pi^*$ no sistema C=O. A folha fina de PMMA, mostra outra banda de absorção com pico em 300 e 340 nm. No entanto, no caso da folha espessa, esses picos se fundem e fornecem um pico de absorção saturado de 286 a 362 nm (RAI *et al.*, 2016).

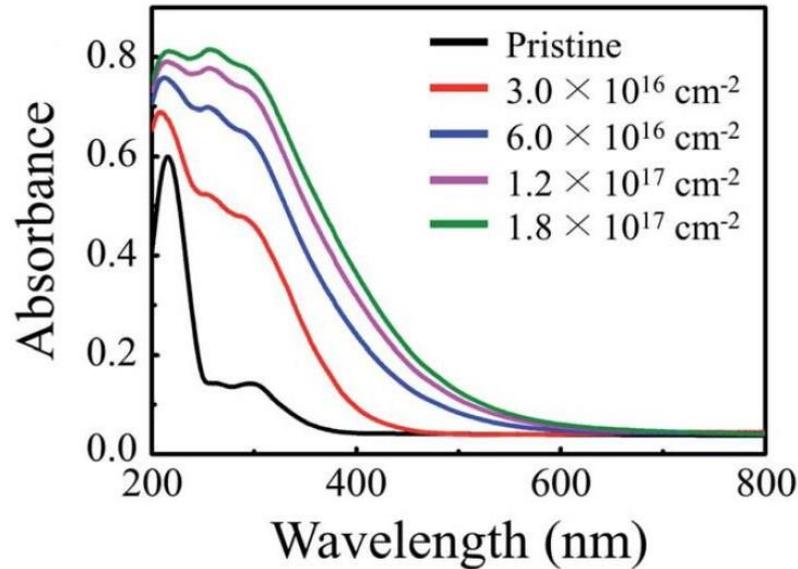
Figura 15: Espectros UV-Vís de PMMA - lâminas finas (200 μm) e espessas (500 μm).



Fonte: RAI *et al.* (2016, p.22).

A absorção UV nas propriedades de polímeros, como o PMMA, emergem quando os mesmos são irradiados com um feixe de elétrons de 50 keV. Os espectros de absorção UV-Vis (Figura 16) mostram que nanopartículas de PMMA absorvem significativamente mais radiação UV após irradiação eletrônica. Os resultados de UV-Vis para o PMMA irradiado exibe UV (280-400 nm) valor de absorbância que é 6,9 vezes do valor na sua forma sem exposição a irradiação (LEE *et al.*, 2020).

Figura 16: Espectros de absorção UV-Vis do PMMA irradiado.



Fonte: LEE *et al.* (2019, p.357).

Shobhana, (2012) mediu a absorbância e a transmitância de filmes de PMMA utilizando Espectroscopia UV-Visível que revelou que o PMMA teve maior transmitância com pouca absorção na região UV-Visível. Acima de 300 nm, os espectros UV-Vis exibiram uma transmitância superior de 50%. A propriedade óptica do PMMA exibiu uma transmitância maior através do comprimento de luz visível e pouca absorbância de UV até 260 nm (SHOBHANA, 2012).

No trabalho de CHAITANYA e colaboradores (2020) foi estudada a influência da dopagem do PMMA com o corante fluorescente Rodamina B (PMMA-RB) em suas propriedades ópticas. Observou-se, através dos espectros UV-Vis e na região do infravermelho próximo (Vis-NIR), que parâmetros ópticos como banda de absorção, banda gap de energia (direta e indireta) foram afetados pela dopagem do corante. As bandas de absorção do PMMA puro na região do visível mostrou baixa absorção em toda essa faixa, já na região do NIR, pôde-se ver uma banda de absorção de PMMA em cerca de 932 nm. Para o filme PMMA-RB, na região do UV e NIR, as bandas de absorção do PMMA permaneceram inalteradas, enquanto que para o sistema com Rodamina B novas bandas apareceram em torno de 319, 356 e 556 nm. O *band-gap* dos sistemas, de modo geral, diminuíram à medida que a concentração do dopante aumentava. No entanto, a banda gap direta mostrou uma diminuição menos pronunciada em seu valor, enquanto o *band-gap* indireto mostrou uma diminuição

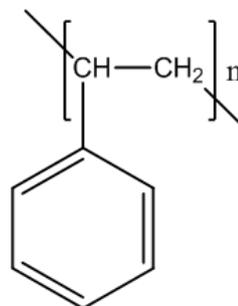
mais acentuada em função da concentração de dopante de 10% em diante. Esse resultado, mostrou que os parâmetros ópticos do PMMA podem ser ajustados através da dopagem do corante Rho damina B (CHAITANYA *et al.*, 2020).

2.4 Poliestireno (PS)

O poliestireno (PS) pertence ao grupo das resinas termoplásticas que inclui, entre outros, os polietilenos (de alta densidade; baixa densidade; e baixa densidade linear), o polipropileno (PP), o cloreto de polivinila (PVC) e o polietileno tereftalato (PET). O PS é o pioneiro entre os polímeros termoplásticos. A indústria IG Farbenindustrie, na Alemanha, foi a primeira a operar o PS com sucesso em 1930. Nos Estados Unidos, o poliestireno foi produzido em escala comercial, pela primeira vez, em 1938 pela Dow Chemical Company. Comercialmente esse polímero é vendido em três formas ou tipos: cristal, expandido e de alto impacto. O PS cristal possui como características principais a transparência, o alto brilho e a fácil coloração (pela adição de agentes corantes). O PS expandido (EPS) é uma espuma rígida obtida por meio da expansão da resina PS, injetando-se um agente químico na fase de reação da polimerização. O PS de alto impacto (HIPS) é um polímero modificado com elastômeros de polibutadieno (MONTENEGRO; SERFATY, 2002).

O PS possui excelentes propriedades elétricas e clareza ótica; boa estabilidade térmica, resistência química e dimensional e é relativamente barato (CALLISTER, 2012). A estrutura do PS, pode ser visualizada na Figura 17.

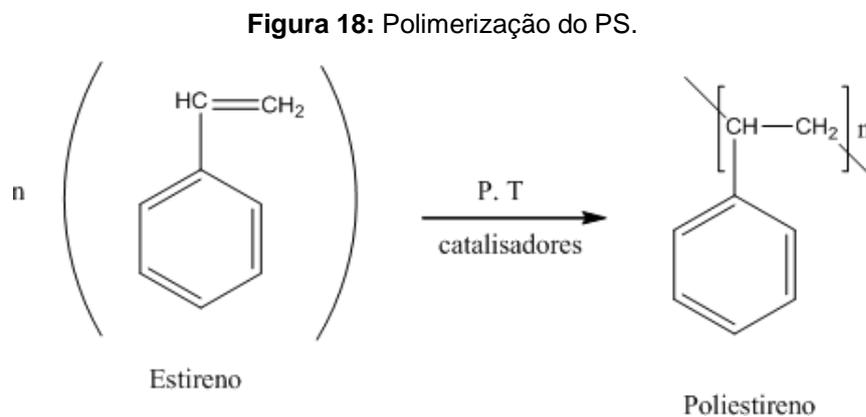
Figura 17: Estrutura do PS.



Fonte: CALLISTER (2012, p.312).

2.4.1 Polimerização do PS

O poliestireno é obtido através da polimerização do seu monômero o estireno (vinil benzeno). O estireno utilizado para a polimerização deve ter um grau de pureza maior que 99,6% porque os contaminantes, oriundos do seu processo de produção, afetam o peso molecular do poliestireno. A polimerização industrial do estireno, para obtenção do PS e HIPS é realizada por reação via radicais livres. Os processos de polimerização mais utilizados para a obtenção do PS são em massa, que é o mais moderno, e em suspensão. O processo de polimerização contínua em massa é o mais utilizado pelos grandes fabricantes de PS, fornecendo altas vazões, produto com alto grau de pureza e baixa carga de efluentes. Os processos em suspensão, embora mais antigos, ainda são utilizados, especialmente em pequena escala e para a produção do poliestireno expandido (EPS), por ser de domínio público (MONTENEGRO; SERFATY, 2002). O mecanismo de polimerização do PS está representado na Figura 18.



Fonte: CALLISTER (2012, p. 312).

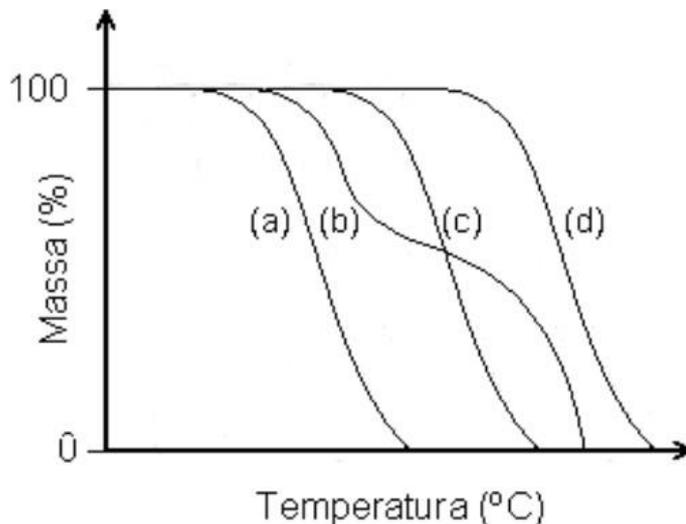
2.4.2 Propriedades Térmicas do PS

A maioria do PS comercial tem apenas um baixo grau de estereoregularidade, é rígido e quebradiço devido à resistência das unidades mais volumosas contendo o grupo fenil para se mover em comparação, por exemplo, com as unidades contendo metil unidades de PP. A falta de mobilidade das cadeias devido ao grupo volumoso fenil reflete em uma Tg relativamente alta, de cerca de 100 °C. Além disso, é um material transparente devido ao baixo grau de formação cristalina. A mais importante

das formas táticas é o poliestireno sindiotático (sPS), produzido por metaloceno, que é um material semicristalino com T_m de 270 °C.

Assim como o PMMA, o PS também despolimeriza via reação de radicais livres e o produto volátil principal é o monômero estireno, porém em porcentagens bem inferiores. Apenas cerca de 40% de estireno é formado da degradação do PS, devido à ocorrência de transferência de cadeia intramolecular, resultando em uma grande quantidade de oligômeros. A transferência de cadeia intermolecular resulta na determinação de radicais formados no final da cadeia e inibe o processo de despolimerização. A Figura 19 mostra curvas de degradação de degradação térmica de quatro polímeros: poli(α -metil estireno), poli(estireno-b- α -metil estireno), poli(estireno-co- α -metil estireno) e o PS. A curva (d) indica a degradação do PS mostrando que a sua TG apresenta um processo único.

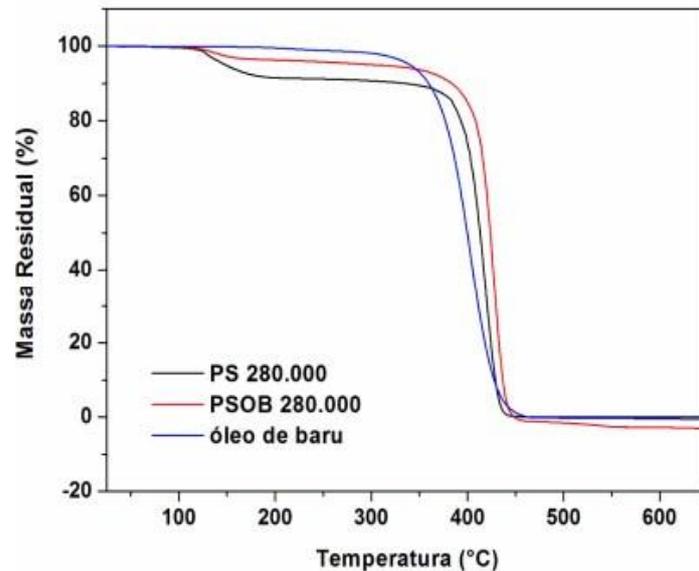
Figura 19: Curvas de degradação térmica de quatro polímeros: (a) poli(α -metil estireno); (b) poli(estireno-b- α -metil estireno), (c) poli(estireno-co- α -metil estireno) e (d) mostra a degradação do PS.



Fonte: LUCAS *et. al.*, (2001, p. 237).

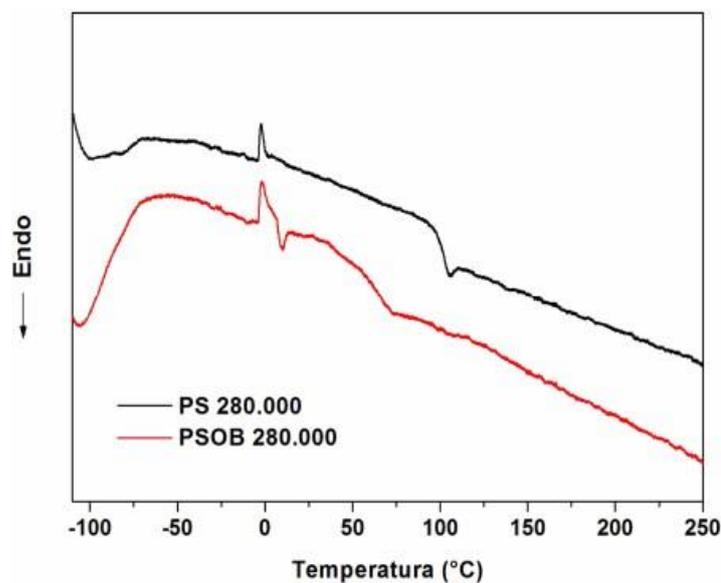
A estabilidade térmica do PS pode ser influenciada pela adição de outros compostos químicos na sua matriz. Na Figura 20, está representada as curvas TG do PS, óleo de baru (OB), além do PS com óleo de baru (PSOB). A curva TG evidenciou que a adição de OB ao PS promoveu aumento na sua estabilidade térmica, visto que a curva do PSOB se deslocou para temperaturas maiores em relação ao PS (SANTANA *et al.*, 2009).

Figura 20: Curvas TG (TGA-50/Shimadzu) do PS, PSOB e do OB, obtidas em atmosfera inerte e a $10^{\circ}\text{C min}^{-1}$.



Já na Figura 21, a curva DSC apresentou uma diminuição na T_g do PSOB, em relação ao PS. Os dados sugeriram que o OB atuou como um possível plastificante para o PS, visto que reduziu consideravelmente sua T_g e proporcionou um aumento de sua flexibilidade.

Figura 21: Curvas DSC PS e PSOB. Em atmosfera inerte, a $10^{\circ}\text{C min}^{-1}$.



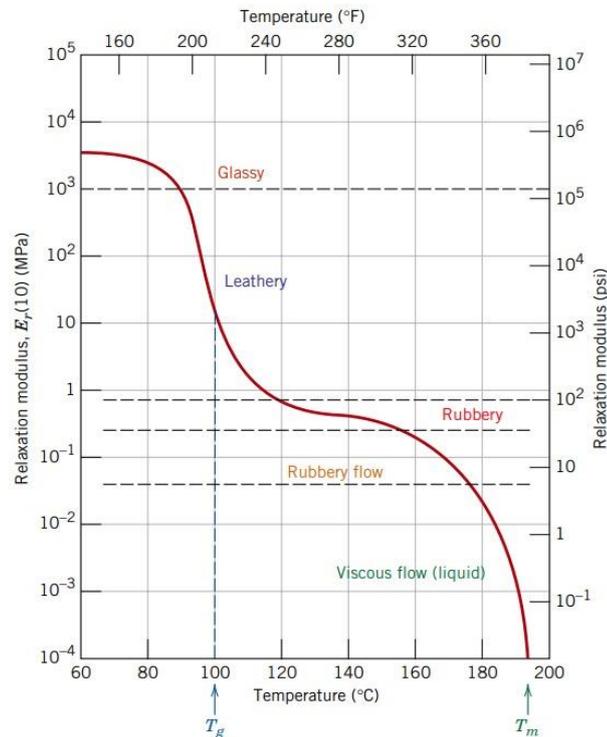
Faravelli e colaboradores (2000) apresentaram um modelo detalhado de degradação térmica do poliestireno. O modelo foi capaz não só de descrever a perda

de peso durante o processo de degradação, mas também prever a composição da fase gasosa. O interesse do trabalho foi encontrar uma rota alternativa para a valorização de resíduos sólidos para materiais mais utilizáveis e energeticamente densos.

2.4.3 Propriedades Mecânicas do PS

Sabe-se que o comportamento viscoelástico dos polímeros depende tanto do tempo quanto da temperatura, podendo ser avaliado por medidas da relaxação de tensão. Conseqüentemente, podemos definir um módulo de relaxação, $E_r(t)$, como um módulo de elasticidade dependente do tempo para polímeros viscoelásticos. Ademais, a magnitude do módulo de relaxação é uma função da temperatura. Dessa maneira, o comportamento viscoelástico do poliestireno amorfo (atático) foi analisado no gráfico do módulo de relaxação em um instante de tempo (10 s após a aplicação da carga), em função da temperatura (T) (Figura 22). Foi observado que em temperaturas mais baixas, na região vítrea, o PS é rígido e frágil e o valor de $E_r(10)$ é o valor do módulo de elasticidade, que inicialmente independente da temperatura. Conforme a temperatura aumentou em um intervalo de 20 °C, $E_r(10)$ caiu abruptamente. Essa região é, por vezes, chamada de coreácea (semelhante ao couro) ou de região de transição vítrea, e para o poliestireno amorfo, a temperatura de transição vítrea, T_g , é 100 °C. A região coreácea é caracterizada pelo comportamento viscoelástico; isto é, a deformação é dependente do tempo e não é totalmente recuperada quando a carga aplicada é liberada. Na região de temperatura do platô borrachoso, a deformação é produzida facilmente, visto que o módulo de relaxação é relativamente baixo. As duas regiões finais, que ocorrem em temperaturas mais altas, são as de escoamento borrachoso e viscoso e o material apresenta uma transição gradual para o estado semelhante ao de uma borracha mole, para um líquido viscoso (CALLISTER, 2012).

Figura 22: Logaritmo do módulo de relaxação em função da temperatura para o Poliestireno amorfo.



Fonte: CALLISTER (2012, p.338).

Tanto os polímeros semicristalinos, quanto os amorfos, são frágeis a baixas temperaturas e ambos possuem resistência ao impacto relativamente baixa. A fadiga nos polímeros ocorre sob baixos níveis de tensão em relação ao limite de escoamento e podem apresentar falha sob condições de carregamento cíclico (CALLISTER, 2012).

Filmes de nanocompostos de óxidos metálicos (Fe_2O_3 , ZnO e TiO_2) e PS foram preparados em diferentes proporções. Em comparação com os valores obtidos para o PS, observou-se que a estabilidade térmica é maior para os nanocompósitos e aumenta com o aumento da concentração de óxidos nano metais nessas amostras. Os resultados indicam que a resistência à tração, o alongamento no intervalo e o módulo de Young de todos os nanocompósitos aprimorados com a adição de nanopartículas de óxidos metálicos em comparação com o PS puro (MOTAWIE *et al.*, 2018).

2.4.4 Propriedades Óticas

Ezat e colaboradores (2021) estudaram a influência da adição do titanato de cálcio (CaTiO_3) na estrutura do PS e suas características óticas foram analisadas por

DRX e UV-Vís. A análise de DRX mostrou que a adição de CaTiO_3 no PS resultou na formação de nanocristais de menor diâmetro. As caracterizações óticas mostraram que a adição de CaTiO_3 reduziu a transmissão e aumentou a reflexão dos filmes PS para o comprimento de onda visível. Absorção dos filmes de PS puro foram limitados a menos de 270 nm, enquanto a absorção do filme compósito PS/ CaTiO_3 cobriu toda a região UV. Verificou-se que a adição de 8% de CaTiO_3 diminuiu os valores de gap de energia óptica de 4,42 eV a 4,26 eV. Isso sugeriu a formação de níveis extras de energia no bandgap, o que auxiliou a transição de elétrons da banda de valência para esses novos níveis de energia para banda de condução (EZAT *et al.*, 2021).

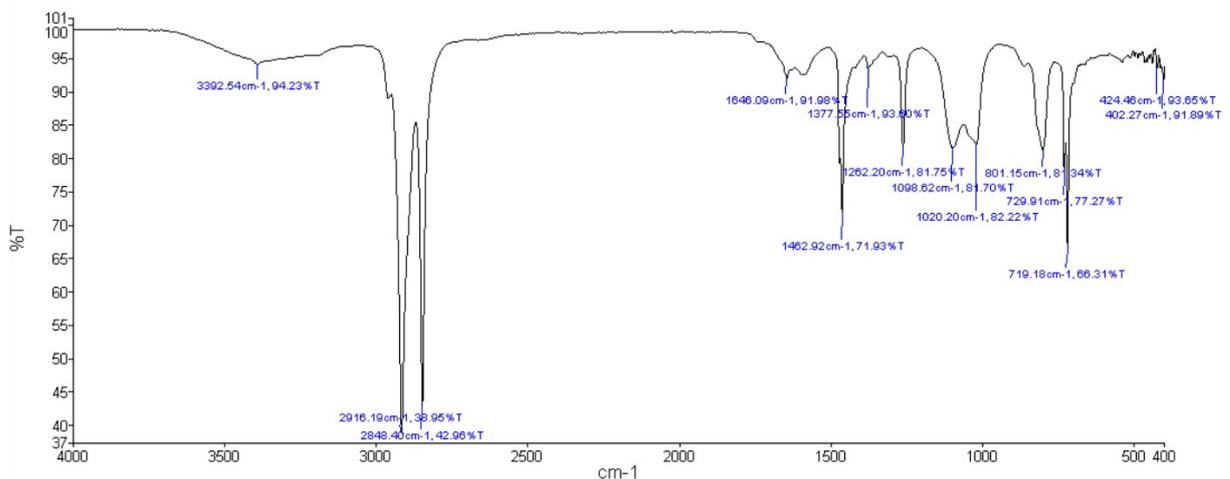
Huang e colaboradores (1999) analisaram o efeito do peso molecular do comonômero metilostireno (PMS) na claridade das folhas de PS sindiotático (sPS). Folhas de alta cristalinidade foram preparadas a partir do sPS a uma temperatura de 150 a 180 °C. Os resultados, mostram que o alto peso molecular foi preferível para maior clareza da folha. Verificou-se que o efeito do PMS na claridade da folha de sPS atingiu o pico a 4%. Além disso, foi observado que o aumento do peso molecular do PMS, reduz a taxa de crescimento do cristal, resultando em folhas mais claras (HUANG *et al.*, 1999).

A transparência é uma propriedade chave de polímeros como o policarbonato (PC), PS e o PMMA. As propriedades óticas do PC, PS e PMMA reforçados com nanossílica (SiO_2) e alumina (Al_2O_3) foi o principal objetivo no estudo de Zhou e colaboradores (2009). As propriedades óticas dos compósitos de PMMA- SiO_2 , PS- Al_2O_3 , PC- SiO_2 foram, então caracterizadas. De acordo com os resultados alcançados, pode-se tirar os seguintes resultados e conclusões: as diferenças nos índices de refração dos compostos de PMMA- SiO_2 , PS- Al_2O_3 , PC- SiO_2 e PS- SiO_2 foram 0,04, 0,07, 0,13, e 0,14, respectivamente. Independentemente da concentração de partículas, os compósitos de PMMA/ SiO_2 exibiram a maior transmitância de luz como resultado da menor diferença nos índices de refração (0,04). Os nanocompósitos de PMMA/ SiO_2 foram os mais transparentes em até 10 vol % de SiO_2 em que o total a transmitância foi de 78,6%. Portanto foram os compósitos que apresentaram as melhores propriedades óticas. Já os compósitos PS/ Al_2O_3 apresentam melhores resultados de transmitância de luz total e neblina do que PS/ SiO_2 . Os resultados das medições de embaçamento de todos os compósitos mostraram aumento com a concentração das partículas (ZHOU *et al.*, 2009).

2.4.5 Análise de Espectroscopia FT-IR do PS

Os resultados de FT-IR (Figura 23) mostram que os picos de absorbância para a amostra de PS estão localizados em uma ampla faixa de escala do espectro. O primeiro pico em $3025,63\text{ cm}^{-1}$ é para vibração de estiramento C-H aromático, o segundo pico é para estiramento C-H em $2921,61\text{ cm}^{-1}$ é devido à presença de algumas impurezas na amostra. Os próximos três picos que estão localizados em 1600 , 1492 e 1451 cm^{-1} indicam vibração de alongamento da ligação C-H aromática. Os picos em 1260 , 1017 , 796 , 749 , 695 cm^{-1} correspondem à vibração de deformação C-H aromática (ASHRAF, 2014).

Figura 23: FT-IR do PS.

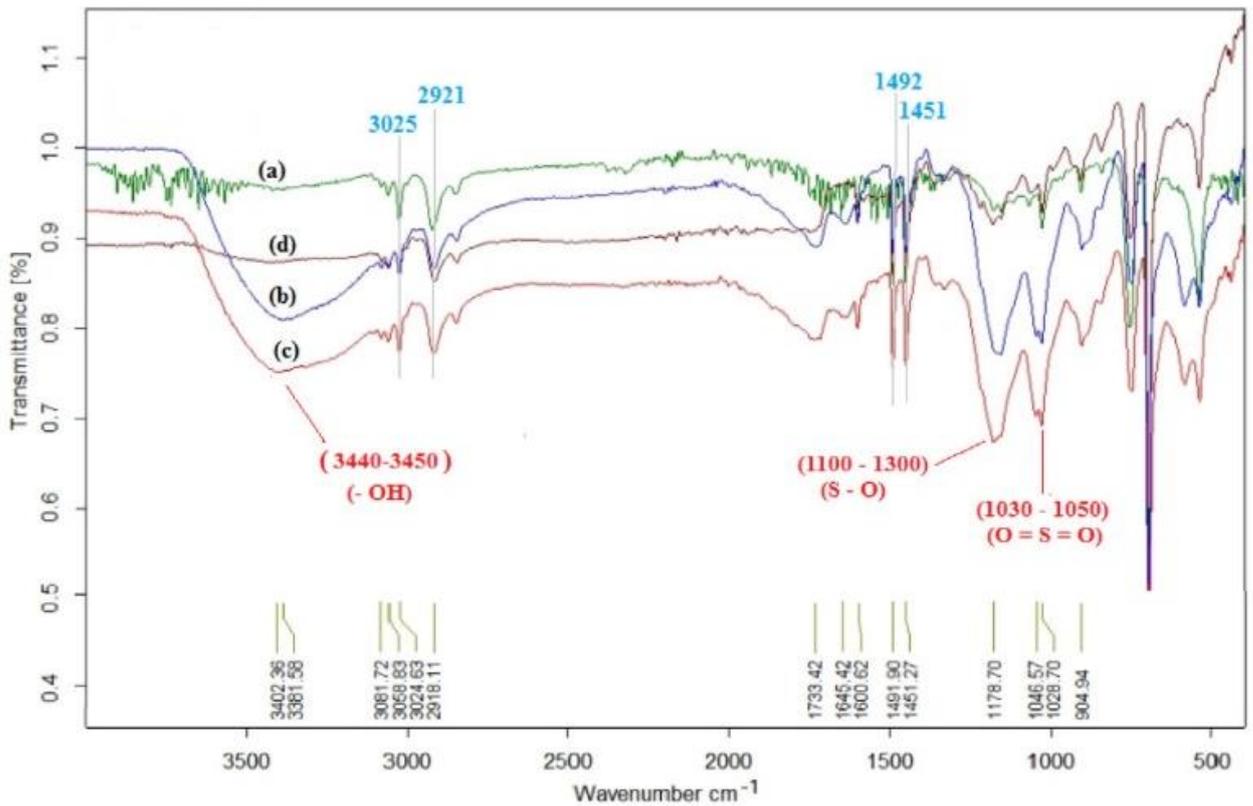


Fonte: ASHRAF (2014, p.3).

Os espectros de FT-IR para o PS puro, bem como para o poliestireno sulfonado (SPS), em diferentes tempos de sulfonação, foram analisados no trabalho de Jalal e colaboradores, (2019). Na Figura 24, estão dispostos os espectros de FT-IR do PS e do SPS. O pico (a) representa a membrana de PS puro, enquanto os picos (b, c e d) representam as membranas de SPS por tempos de 1, 3 e 4 h. As principais bandas de absorção para o PS e SPS, estão representados na Tabela 3. O aparecimento de novos picos em $(3440-3450)\text{ cm}^{-1}$ para o alongamento ($-\text{OH}$) no grupo ($-\text{SO}_3\text{H}$), a banda larga $(1100-1300)\text{ cm}^{-1}$ é referida como (S-O) e em $(1030-1050)\text{ cm}^{-1}$ para um alongamento simétrico do ($\text{O}=\text{S}=\text{O}$), indicando que o processo de sulfonação foi bem sucedido durante períodos específicos até 4 h. O desaparecimento do pico (-

SO₃H) (d) pode indicar que a reação de sulfonação progrediu com o tempo. Após longo tempo de exposição ao ácido sulfúrico, uma hidrólise do grupo (–SO₃H) ocorreu, essa reação inversa é chamada de dessulfonação (JALAL *et al.*, 2019).

Figura 24: Espectro FT-IR (a): PS puro, (b, c e d): SPS em 1, 3 e 4 h de sulfonação.



Fonte: JALAL *et al.* (2009, p.291).

Tabela 3: Bandas de absorção para o PS (puro) na região de 3500-500 cm⁻¹.

Frequência (cm ⁻¹)	Atribuição
1451	Alongamento C=C
1492	Alongamento C=C
2921	Alongamento –CH ₂ -
3025	Alongamento =C–H

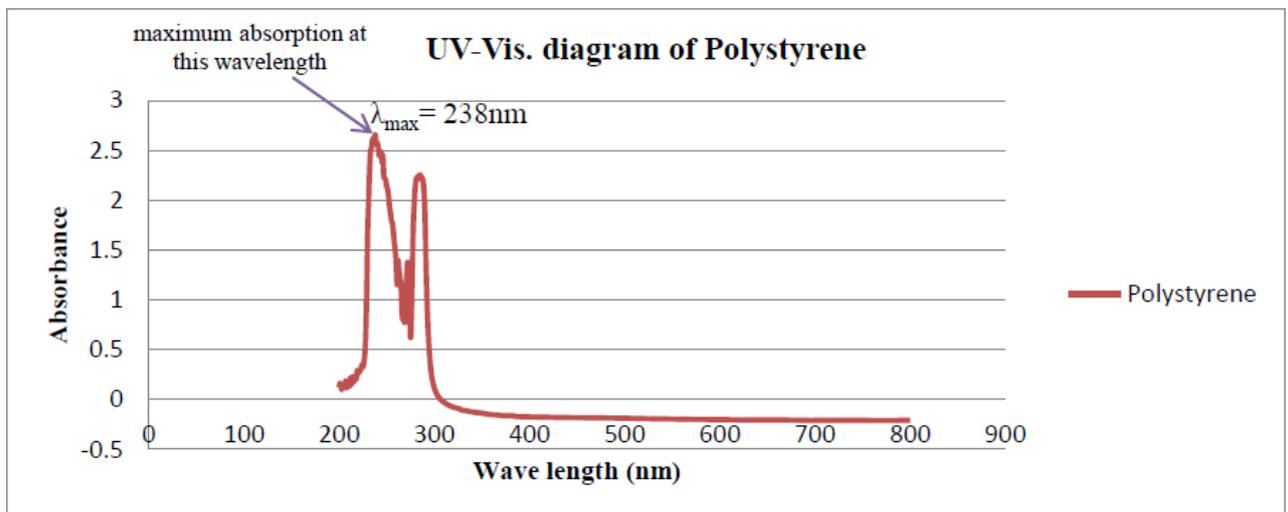
Fonte: JALAL *et al.* (2009, p.291).

Myllari e colaboradores (2015) compararam espectros de FT-IR, para estudar o grau de fotodegradação do polipropileno (PP) e do PS. Dos resultados, o FT-IR mostraram alterações no PS após 1024 h de irradiação. Devido à natureza química diferente dos materiais, a degradação do PS foi bastante linear com a exposição à irradiação, enquanto a degradação do PP foi mais exponencial. Esses resultados foram comparados com os índices de carbonila determinados, a partir dos espectros de FT-IR espectros. (MYLLARI *et al.*, 2015).

2.4.6 Espectro na região UV-Visível do PS

A Figura 25 mostra o espectro de absorção UV-Visível para o PS. A absorção atingiu um pico máximo em 238 nm referente a transição de ligação pi para os orbitais antiligantes pi (ASHRAF, 2014).

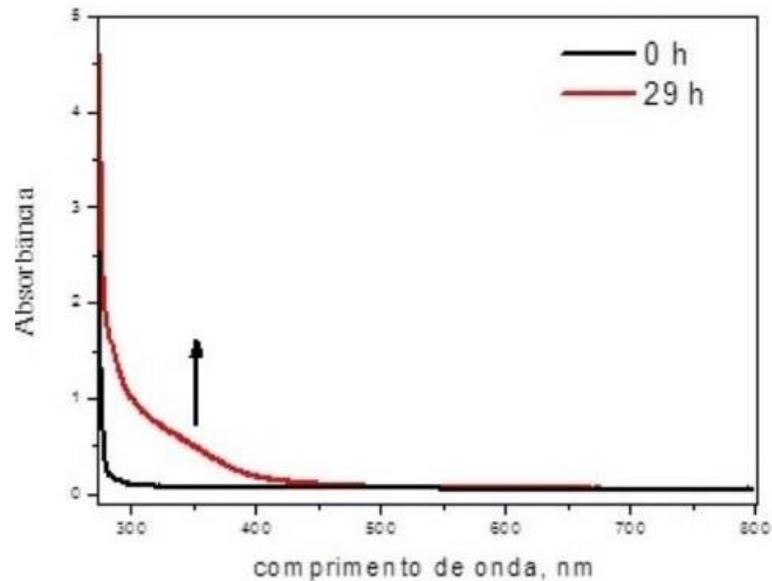
Figura 25: Resultado UV-Vis para o PS.



Fonte: ASHRAF (2014, p.4).

Filmes poliméricos foram preparados via casting, a partir da solubilização do PS em clorofórmio numa proporção de 5% m/m por Araujo e colaboradores (2022). Espectros de UV-Vís do PS, antes e após a irradiação UV de 29 horas, podem ser observados na Figura 26. Notou-se um aumento de absorção próximo a 318 nm. A variação espectral relatada estava relacionada à degradação do PS (ARAUJO *et al.*, 2022).

Figura 26: Espectro de absorção de filme de PS antes e após 29 horas de irradiação UV.



Fonte: ARAUJO *et al.* (2016, p.13).

As propriedades ópticas do PS também podem ser influenciadas pela adição de metais na sua matriz. Wibawa e colaboradores (2011) fabricaram nanoesferas de poliestireno poroso e metal de cádmio (PSNs-Cd), cujo objetivo foi confirmar a estrutura desses filmes. Os resultados do UV-Vis do filme fino poroso de PSNs-Cd mostraram-se menores que os filmes de PSNs puros em toda a faixa de comprimento de onda de 400 nm a 1000 nm. A capacidade de absorção do primeiro para a luz UV-Vis foi maior e melhor em comparação com o segundo, mostrando que as partículas de Cd criaram nano-poros com capacidade de absorção de ondas eletromagnéticas (WIBAWA *et al.*, 2011).

2.5 Aplicações do PMMA e do PS na indústria aeroespacial

O PMMA tem algumas aplicações na indústria aeroespacial, a saber, a detecção de teor de água em combustível de aviação usando grade de fibra óptica à base de PMMA foi estudado por ZHANGA e colaboradores (2019). Um protótipo de sensor à base de PMMA foi desenvolvido para simular a água induzida em combustível de avião e investigou o desempenho das redes de mBragg em fibra óptica (FBG) para essa detecção. As FBGs foram fabricadas em um comprimento curto de fibra óptica de PMMA e anexados a uma fibra de sílica em seguida foi inserido no combustível e monitorado usando o espectrômetro (IBSEN IMON) de 400 nm. O

sensor foi testado tanto em ambientes de câmara quanto em tanque de simulação. O sensor FBG, mostrou alta sensibilidade na detecção do teor de água no combustível de aviação. Em um ambiente de baixa temperatura, o teor de água no combustível geralmente tornou-se saturado e a resposta FBG atingiu uma máxima umidade relativa de equilíbrio (ERH). Portanto, o sensor FBG à base de PMMA mostrou potencial para monitoramento em tempo real do teor de água em combustível.

No campo das aplicações do PMMA em células solares, que também é campo bastante promissor e amplamente aplicado na área aeroespacial, podemos destacar alguns trabalhos. Nanopartículas de sílica (SNPs) foram preparadas em um substrato de PMMA usando a técnica de spin-coating. O substrato de PMMA revestido com nanopartículas de sílica foi submetido a uma série de tratamento de vapor com clorofórmio, amônia aquosa e hexametildisilazano (HMDS), assim, o material resultante se tornou opticamente transparente, mecanicamente reforçado, descontaminado e resistente às intempéries. Tais resultados, indicam que o PMMA tratado pode ser um filme de cobertura adequada para módulos fotovoltaicos leves em células solares (ZAHID *et al.*, 2021).

Thomsen e colaboradores (2020) estudaram o comportamento da queima de cilindros de PMMA durante a propagação descendente da chama em um fluxo oposto de combustível, em gravidade normal, em função da pressão ambiente e da concentração de oxigênio (O_2). Além disso, o estudo forneceu informações sobre o efeito das condições ambientais na inflamabilidade do PMMA na Terra. Os resultados obtidos dão suporte para futuros experimentos a serem realizados na Estação Espacial Internacional. Então, os experimentos foram conduzidos empregando pressões que variaram entre 100 e 30 kPa e concentrações de oxigênio entre 19% e 23%, com velocidade de fluxo forçado de 100 mm/s, onde os ensaios, refletiram ambientes encontrados em cabines de naves espaciais. Os testes realizados mostraram que durante a chama oposta descendente, a taxa de regressão da superfície e a taxa de queima de massa, diminuíram juntamente com a pressão ambiente e aumentou com a redução da concentração de oxigênio. Para as pressões ambientes mais altas ou concentrações de oxigênio mais altas foram observados jatos de vapor significativos de bolhas de PMMA estourando na superfície, causando distorções na chama. Foi concluído que as variações da taxa de queima e concentração de oxigênio, pressão ambiente e aquecimento externo, podem ter um impacto sobre a inflamabilidade e características de queima de com pressão variável e concentração de oxigênio,

fornecendo orientação para testes de segurança contra incêndio em aeronaves e projetos em diferentes condições ambientais (THOMSEN *et al.*, 2020).

A indústria aeroespacial possui limitações no que se refere ao preço do combustível e seu armazenamento. Diversos trabalhos envolvendo a aplicação de células a combustíveis, sejam na indústria aeroespacial, aeronáutica, de semicondutores ou na área de energia, vêm sendo desenvolvidos nesse sentido. Navarro e colaboradores (2013) prepararam e caracterizaram um protótipo de microcélula a combustível, baseado em PMMA como placa coletora de corrente, com microcanais de baixa proporção, que foram metalizados superficialmente pela técnica de deposição sputter para aplicação em célula a combustível de baixa potência. Para coletar a corrente elétrica e criar um revestimento anticorrosivo foram explorados diferentes materiais de alta condutividade elétrica como cobre, molibdênio e ouro. Então, diferentes esquemas multicamadas foram estudados: PMMA/Cu, PMMA/Cu/Au, PMMA/Cu/Mo, e finalmente e PMMA/Cu/Mo/Au. (NAVARRO *et al.*, 2013).

Outro trabalho relevante sobre armazenamento de combustível para aplicação na indústria aeroespacial é o estudo de Hui e colaboradores (2019) que sintetizaram nanocompósito de PMMA com magnésio (Mg) para aplicação em armazenamento de hidrogênio (H_2). O cloreto de metil magnésio ($MeMgCl$) foi utilizado como precursor orgânico do Mg. O PMMA foi empregado como substrato no armazenamento de H_2 , pois é sabido que o mesmo pode resistir à alta temperatura (cerca de $330\text{ }^\circ\text{C}$). Dos resultados obtidos, a nanoestrutura de Mg (35% em peso) na matriz porosa de PMMA, teve capacidade de armazenamento de cerca de 4,8% em 30 min., rápida cinética de absorção, cinética de dessorção muito rápida, dentro de 25 min. ($200/270\text{ }^\circ\text{C}$) e ciclo de absorção/dessorção reversível. Por fim, a presença do PMMA teve impacto na formação do nanocristal de Mg, levando a fase cristalina mista a comprometer a capacidade de armazenamento de H_2 do sistema. Então, a intenção dos autores para o futuro é, dentro de maneiras ecológicas, melhorar o desempenho desse tipo de sistema de armazenamento, buscando reduzir a temperatura e a pressão de adsorção e dessorção de hidrogênio para alcançar a industrialização em larga escala.

Um novo material de mudança de fase microencapsulado de casca híbrida N-octadecano, PMMA e dióxido de titânio (TiO_2) foi sintetizado por polimerização de emulsão e então caracterizado e idealizado para aplicação em armazenamento de

energia térmica. As análises de TGA e DSC dos sistemas, mostraram excelente estabilidade térmica, alta entalpia e pequeno grau de superresfriamento, sendo considerados adequados para armazenamento e descarga de energia térmica. Com relação aos espectros FT-IR dos compostos, todos os picos característicos foram encontrados, o que significou que o n-octadecano foi encapsulado com sucesso pelo TiO_2 . Os resultados de capacidade de armazenamento térmico do n-octadecano em todas as microcápsulas preparadas foi superior a 99%, concluindo-se que o n-octadecano nos compósitos pode armazenar eficientemente o calor latente por meio de processo de mudança de fase (LI *et al.*, 2018).

Por outro lado, Fan e colaboradores (2022) descreveram os efeitos dos parâmetros de carga absorvente e potência assistidos por microondas e temperatura de pirólise sobre os rendimentos e componentes de óleos de aviação, produzidos a partir da pirólise do poliestireno (PS), sob a perspectiva da aviação. Os rendimentos e componentes do óleo em diferentes cargas absorventes de microondas, ou seja, carbeto de silício (SiC) foram de 30, 45, 60, 75 e 90 g, potência de micro-ondas de 450, 550, 650, 750 e 850 W e temperaturas de pirólise 340, 400, 460, 520 e 580 °C. Os resultados, mostraram que, quando houve aumentos na carga absorvente de microondas, potência de microondas ou temperatura de pirólise, o rendimento do óleo diminuiu dentro da faixa de 56,00-98,78% em peso. O maior rendimento de óleo, ou seja, de 98,78% em peso foi obtido para carga de SiC de 60 g, potência de microondas de 650 W e temperatura de pirólise de 460 °C. Os principais componentes dos óleos, continham hidrocarbonetos aromáticos monocíclicos, hidrocarbonetos aromáticos policíclicos e cicloalcenos com C_8 - C_{16} . Por fim, o estudo mostrou que a pirólise assistida por microondas do PS, em que a maioria dos componentes do óleo continham mais estireno (C_8H_8 , área 44.342–73.588%), tem potencial para ser convertido em óleo de aviação (FAN *et al.*, 2022).

Os retardantes de chama são aditivos que alteram o comportamento de termoplásticos ou termorrígidos quando expostos a chama. Esses aditivos atuam evitando que o material se inflame ou que propague a chama, que haja a formação de fumaça ou que o polímero pingue quando estiver queimando. Os retardantes de chama, devem possuir alta estabilidade térmica (CAIRES, 2009). Dois retardantes de chama autônomos a base de sulfenamida N-benzotiazol-2-ilsulfanil-N-terc-butil-benzotiazol-2-sulfenamida (SF-201) e N-ciclo-hexiltio-ftalimida (SF-205) para poliestireno (PS) foram desenvolvidos por Amira e colabore (2021). Os

resultados experimentais das medições de TGA mostram que os filmes de poliestireno se auto-extingiram para todas as amostras com carga de 2% em peso de SF-201 ou superior durante o teste DIN 4102-1 (teste de resistência a incêndios). Os resultados da análise de cromatografia gasosa de pirólise acoplada a espectrometria de massa, revelaram que as sulfenamidas afetaram a composição de produtos de decomposição voláteis do poliestireno em termos de suas intensidades. Assim, em contraste com as amostras de poliestireno puros, os divinilbenzenos, naftalenos, bifenil e produtos de pirólise bibenzil não estiveram presentes nas amostras de PS-SF-201, enquanto novos picos de aminas como $t\text{Bu-NH}_2$ e N-terc-butil-benzotiazol-2-sulfenamida apareceram (AMIRA *et al.*, 2021).

Dois tipos de nitreto de carbono gráfico/hipofosfito de alumínio orgânico ($g\text{-C}_3\text{N}_4/\text{OAHPi}$), foram sintetizados por reações de esterificação e salificação, e então incorporados em PS através do método de composição por fusão para serem utilizados como supressores de fumaça e retardadores de chama. Os resultados mostraram que o $g\text{-C}_3\text{N}_4$ protegeu o OAHPi do calor externo e, assim, melhorou a sua estabilidade térmica. A combinação de $g\text{-C}_3\text{N}_4$ com OAHPi, contribuiu para a redução no pico da taxa de liberação total de calor. (YONGQIAN *et al.*, 2017).

Liu e colaboradores (2020) fabricaram um material de mudança de fase *in situ* o PCM. O PCM são reconhecidos como materiais de armazenamento de calor latente que utiliza espuma de resíduos de PS como material de retenção para armazenamento de energia térmica. A taxa de encapsulamento do PCM atingiu 68,7% sem vazamento. A condutividade térmica externa do material atingiu um alcance máximo de 61,0%. Além disso, os autores sugeriram que o processo realizado para a obtenção do PCM, pode ser estendido para outros resíduos plásticos, além do PS, demonstrando a viabilidade e sustentabilidade nessa estratégia (LIU *et al.*, 2020).

O consumo de energia mundial, conta com um dispêndio que varia entre 2,5 e 5% pela indústria da aviação. Atualmente, o combustível fóssil líquido, que emite vários tipos de gases de efeito estufa é o principal combustível da indústria aeronáutica. À medida que a indústria da aviação cresceu para atender às necessidades da população mundial, a demanda por tecnologia de energia ambientalmente correta para várias aplicações no setor de aviação aumentou acentuadamente nos últimos anos. Dentre as diversas fontes de energia limpa, a tecnologia de hidrogênio e célula de combustível estão entre as mais promissoras para geração de energia renovável na indústria aeronáutica (BAROUTAJIA *et al.*,

2019). O trabalho de Jalala e colaboradores (2019) foi pensado a partir de tecnologias renováveis para a geração de energia, como as membranas de troca catiônica (MTC). Os pesquisadores então prepararam e caracterizaram MTC utilizando o poliestireno expandido (EPS) de resíduos de embalagens. As membranas de EPS foram sintetizadas por eletrofiliação. Os resultados obtidos mostraram que a membrana sulfonada por duas horas apresentou capacidade de troca iônica mais alta, igual a 2,857 mmol/g. A condutividade de prótons das membranas aumentou com o tempo de sulfonação e foi máxima e igual a $8,8 \times 10^{-4}$ S/cm após três horas de sulfonação (JALALA *et al.*, 2019).

2.6 Blendas poliméricas

As blendas poliméricas são misturas físicas de dois ou mais polímeros. A combinação dessas misturas, oferece um conjunto de propriedades relacionadas a cada membro da mistura (SEYMOUR; CARRAHER, 2006). A produção de blendas é uma forma de obter novos materiais poliméricos sem haver a necessidade de investir no desenvolvimento de novos monômeros ou de novos processos de polimerização. Um exemplo de blenda de uso comercial é o poliestireno de alto impacto, HIPS, uma blenda imiscível composta de poliestireno, polibutadieno e uma determinada concentração do copolímero por enxertia dos dois componentes (PAOLI, 2008).

As propriedades das blendas dependem de vários fatores, sendo um dos principais a miscibilidade dos polímeros entre si. A miscibilidade, depende da natureza dos polímeros que compõem a mistura e da quantidade de cada componente. As blendas podem ser divididas em misturas de polímeros miscíveis e imiscíveis. Blendas imiscíveis são ditas separadas por fases, ou seja, existem diferentes fases misturadas, apresentado comportamento sólido (SEYMOUR; CARRAHER, 2006). No caso de uma blenda imiscível, o grau de interação química entre os seus componentes, a compatibilidade, pode ser controlada usando agentes compatibilizantes (PAOLI, 2008).

Os compatibilizadores são materiais que ajudam a unir as fases, permitindo que o estresse ou a tensão sejam compartilhados. Muitos compatibilizantes são copolímeros em bloco, em que um bloco é derivado de polímeros de uma fase e o segundo bloco é composto de unidades derivadas de polímeros de segunda fase. Os dois blocos ficam "bloqueados" nas estruturas das fases semelhantes e, assim,

servem para conectar as duas fases. Os compatibilizadores também atuam para modificar a tendência de formar grandes esferas. A formação de grandes esferas é resultado da tentativa de segregação dos dois componentes do polímero. O compatibilizador faz com que as duas fases se juntem minimizando a tendência de formar grandes esferas (SEYMOUR; CARRAHER, 2006). Sobre blendas miscíveis, a principal força responsável para que o sistema seja considerado miscível é a entropia. Em geral, misturas miscíveis terão propriedades relacionadas aos polímeros não misturados. Essas propriedades serão dependentes da proporção dos dois polímeros e é frequentemente usada para obter uma propriedade particular, que incluem propriedades mecânicas, químicas, térmicas, intempéries, dentre outras (SEYMOUR; CARRAHER, 2006).

2.7 Técnicas para a análise da miscibilidade de blendas

2.7.1 Análise da miscibilidade de blendas por Viscosimetria

Um fluido, que se move com velocidades constante em um capilar, possui velocidade no interior do tubo bem maior do que aquela próxima à sua parede, devido ao atrito entre o fluido e a parede do recipiente. Na direção perpendicular ao fluxo, existe, então um determinado gradiente de velocidade $\delta v / \delta r$, onde v é a velocidade de escoamento e r é o raio do círculo concêntrico correspondente. No caso dos polímeros, durante o escoamento, moléculas que estão expostas a diferentes velocidades colidem entre si, gerando uma troca de momento entre as camadas do fluxo. Este fenômeno causa fricção interna, dificultando o escoamento. A fricção interna e, portanto, a resistência ao escoamento é muito maior devido ao tamanho das cadeias e ao envolvimento entre elas. Essa resistência ao escoamento, causada pela fricção interna é definida como viscosidade (LUCAS *et al.*, 2001).

Os viscosímetros mais utilizados em medidas de viscosidade de líquidos são os de Ostwald, Höppler e Gilmont. Para fluidos newtonianos, a viscosidade pode ser determinada tanto a partir da velocidade da vazão do fluido através do capilar (viscosímetro de Ostwald), quanto pela velocidade com que uma esfera cai no fluido (viscosímetros de Hoppler e Gilmont).

No estudo de soluções diluídas de polímeros é muito comum determinar a viscosidade da solução em relação ao solvente puro. A viscosidade relativa (η_r) pode

ser definida como o tempo de escoamento da solução t_0 e do solvente puro t . A viscosidade específica (η_{sp}) é definida como a razão entre a diferença dos tempos de escoamento da solução e do solvente puro ($t - t_0$) e o tempo de escoamento do solvente puro, t_0 , ou pela relação $\eta_r - 1$. E a relação entre a viscosidade específica e a concentração da solução (C) é denominada viscosidade reduzida (η_{red}). Por fim, a razão entre o logaritmo da viscosidade relativa e a concentração é conhecida como viscosidade inerente (η_{inh}). Os valores das viscosidades relativa, específica, reduzida e inerente, variam com a concentração da solução. A Tabela 4, apresenta as equações que definem os tipos de viscosidade relatadas (LUCAS *et al.*, 2001).

Tabela 4: Definições de tipos de viscosidade e suas respectivas relações.

Nome	Equação que define	Unidade
Viscosidade relativa	$\eta_r = t/t_0$	adimensional
Viscosidade específica	$\eta_{sp} = \eta_r - 1 = \frac{t - t_0}{t_0}$	adimensional
Viscosidade reduzida	$\eta_{red} = \frac{\eta_{sp}}{c}$	dL/g
Viscosidade inerente	$\eta_{inh} = \frac{\ln \eta_r}{c}$	dL/g

Fonte: LUCAS *et al.* (2001, p.129).

Para medir e a miscibilidade de polímeros em uma solução diluída através de medidas de viscosidade é preciso aplicar e comparar resultados de diferentes métodos. Aquino e colaboradores (2011) analisaram a blenda de poli(cloreto de vinila) (PVC)/poliestireno (PS), onde medidas de viscosidade do sistema polimérico foram realizadas com base em seis métodos ou critérios i) o método Krigbaum e Wall – método de diluição clássica; ii) Garcia, et al. - método de tratamento do parâmetro de interação de viscosidade; iii) os métodos de Chee e Zhu- métodos que analisam interações intermoleculares; iv) Jiang e Han's – método baseado em um parâmetro termodinâmico e v) método de Pan e colaboradores- método baseado na teoria de cluster.

Do ponto de vista teórico vamos nos reportar primeiramente à equação de Huggis (1942) (Equação 1) proposta para obtenção de parâmetros viscosiméticos de

soluções poliméricas. Huggins é:

$$\eta_{red} = [\eta] + K [\eta]^2 C \quad (Eq. 1)$$

Onde η_{red} é a viscosidade reduzida, C é a concentração, $[\eta]$ a viscosidade intrínseca e K é a constante de Huggins. Para um sistema ternário, ou seja, uma mistura com mais de um polímero (polímero A+polímero B+ solvente) uma expressão análoga à de Huggins foi desenvolvida por Krigbaum and Wall (1950) (Equação 2)

$$\eta_{redm} = [\eta]_m + K [\eta]_m^2 C \quad (Eq. 2)$$

Onde η_{redm} é a viscosidade reduzida da mistura e $[\eta]_m$ a viscosidade intrínseca da mistura, considerando que em uma solução muito diluída uma molécula não sofre influência de outra no sistema.

A partir da equação de Huggins é possível obter o parâmetro experimental (b^{exp}), que é a declividade da reta obtida do gráfico $\eta_{red} \times C$, para a solução de dado polímero. Se a análise for realizada para uma solução que contenha uma mistura polimérica, a declividade da reta obtida pelo gráfico $\eta_{redm} \times C$, será o parâmetro experimental da mistura (b_m^{exp}). Para análise da miscibilidade da blenda um outro parâmetro, como o parâmetro b_m^{id} , é comparado com o parâmetro b^{exp} de acordo com cada método utilizado.

Krigbaum e Wall (1950) propuseram uma expressão para obtenção de b_m^{id} (Equação 3) que utiliza um sistema ternário (polímero A-polímero B-solvente). Na expressão w_A e w_B são as frações em peso dos polímeros A e B. Os parâmetros b_A , b_B e b_{AB} se referem aos parâmetros experimentais dos homopolímeros A, B e de uma mistura AB, respectivamente.

$$b_m^{id} = b_A w_A^2 + b_B w_B^2 + 2 b_{AB} w_A w_B \quad (Eq. 3)$$

Devido a dificuldade de se obter o parâmetro b_{AB}^{id} , o conceito de mistura polimérica ideal foi sugerido. É assumido que em uma solução de mistura polimérica ideal não há interações entre os polímeros e o parâmetro b_{AB}^{id} pode ser calculado através da Equação 4.

$$b_{AB}^{id} = \sqrt{b_A b_B} \quad (Eq. 4)$$

Assim, o parâmetro de interação de Krigbaum-Wall (1950) (Δb^{kw}) é obtido a partir da diferença entre os valores dos parâmetros experimentais e ideais. A mistura é considerada miscível se $\Delta b^{kw} = b_m^{exp} - b_m^{id} \geq 0$ e imiscível se $\Delta b^{kw} = b_m^{exp} - b_m^{id} < 0$. Já Garcia *et al.* (1999) propôs outro critério para calcular a miscibilidade de

blendas, o $b_m^{id'}$ (Equação 5). Para o parâmetro de Garcia *et al.* (1999) (Δb^G) a diferença entre b_m^{exp} e $b_m^{id'}$ é considerada. Para $\Delta b^G = b_m^{exp} - b_m^{id'} \geq 0$ o sistema é miscível e para $\Delta b^G = b_m^{exp} - b_m^{id'} < 0$ o sistema é imiscível.

$$b_m^{id} = b_A w_A^2 + b_B w_B^2 \quad (Eq. 5)$$

Por outro lado, Chee (1990) propôs um critério para determinar a miscibilidade de blendas usando o parâmetro ΔB (Equação 6). Enquanto que Zhu (1997), propôs um método para determinar a miscibilidade polímero-polímero usando o parâmetro Δb (Equação 7). Quando $\Delta B \geq 0$ ou $\Delta b \geq 0$ indica que existem interações atrativas entre diferentes polímeros (miscibilidade), Caso contrário, há interações repulsivas (imiscibilidade).

$$\Delta B = \frac{b_{AB} - (b_A + b_B)}{2} \quad (Eq. 6)$$

$$\Delta b = b_{AB} - \sqrt{b_A b_B} \quad (Eq. 7)$$

Já o critério proposto Jiang e Han's (1998) foi baseado no parâmetro termodinâmico (β) (Equação 8). Quando $\beta \geq 0$ a mistura é miscível e quando $\beta < 0$ a mistura é imiscível.

$$\beta = 2 \frac{\left(\frac{b_{AB}}{[\eta]_{AB}^2} - \sqrt{\frac{b_A}{[\eta]_A^2}} \times \sqrt{\frac{b_B}{[\eta]_B^2}} [\eta]_B [\eta]_B w_A w_B \right)}{(w_A [\eta]_A + w_B [\eta]_B)^2} \quad (Eq. 8)$$

Por fim, no critério de viscosimetria proposto por Pan *et al.* (2002) uma solução de uma mistura polimérica (mais de um tipo de polímero dissolvido) ideal deve ser aquela onde não há interação entre os polímeros diferentes, resultando apenas em uma associação intercadeias. Pan *et al.* (2002) propõe a comparação entre constante de associação aparente (k_m) (Equação 9) e constante de associação ideal ($\langle k_m \rangle^{id}$) (Equação 10). Se $k_m > \langle k_m \rangle^{id}$ é um indicativo de que a mistura é miscível. Por outro lado, se $k_m < \langle k_m \rangle^{id}$ indica imiscibilidade da mistura.

$$k_m = \frac{b_m^{exp}}{6[\eta]_m^{exp}} \quad (Eq. 9)$$

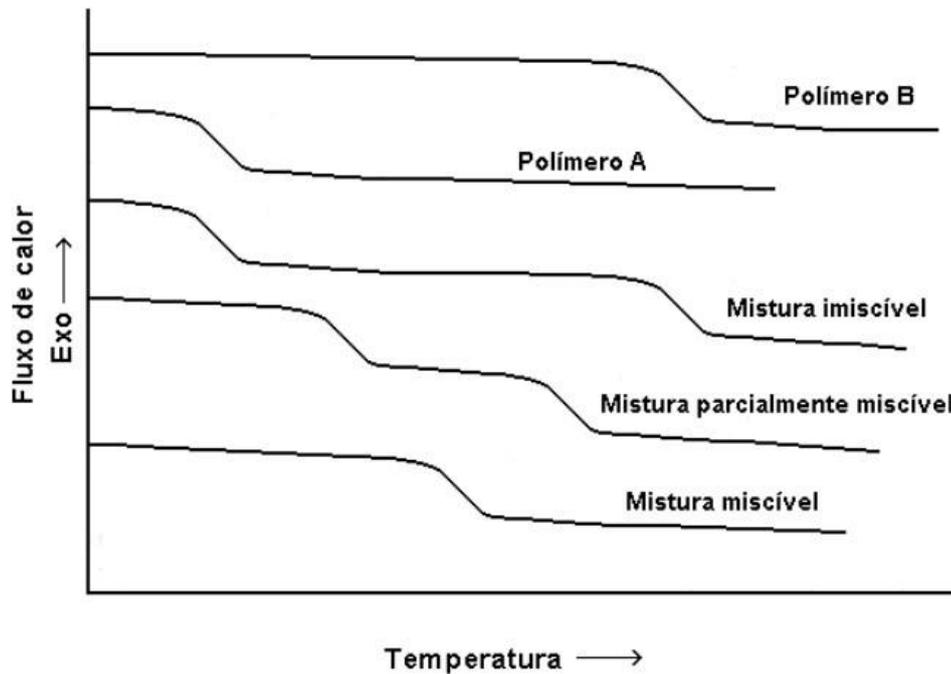
$$\langle k_m^{id} \rangle = \frac{(b_A w_A + b_B w_B)^2}{2([\eta]_A w_A + [\eta]_B w_B)} \quad (Eq. 10)$$

2.7.2 Análise da miscibilidade de blendas através do uso de análises térmicas

Um dos critérios adotados para o estudo de miscibilidade em sistemas poliméricos, baseia-se no fato da mistura apresentar somente uma ou mais de uma Tg. Deste modo, o DSC é um instrumento bastante útil. Como este critério é baseado na variação da temperatura de transição vítrea do sistema, trata-se de observar o estado amorfo do material.

Considerando-se um polímero A, com valor de Tg e um polímero B com outro valor de Tg (Figura 27), ao misturar esses polímeros, na proporção 50/50 por exemplo, estes podem formar uma mistura imiscível, parcialmente miscível ou miscível. Caso esses polímeros formem uma mistura imiscível, suas cadeias não interagem entre si e são formados domínios separados, logo aparecem as duas Tg's referentes a cada polímero. Uma outra possibilidade é de as cadeias dos polímeros A e B terem alguma afinidade, de modo que existam domínios de A e B com alguma interpenetração de cadeias de A nos domínios de B e vice-versa. O resultado é a observação de duas Tg's em temperaturas situadas entre os valores de Tg dos homopolímeros A e B puros. Já a Tg da mistura miscível é única. O valor da nova Tg depende da proporção dos homopolímeros na blenda. Um maior teor do polímero A na mistura miscível faz com que a Tg esteja mais deslocada para o valor da Tg do polímero A puro e do mesmo modo, um maior teor de polímero B faz com que a Tg da mistura esteja mais deslocada para o valor da Tg do polímero B puro (LUCAS *et al.*, 2001).

Figura 27: Efeito da miscibilidade nas temperaturas de Tg de misturas poliméricas.



Fonte: LUCAS *et al.* (2001, p.268).

Blendas de Poli (ácido lático) e Poli (butileno adipato-co-tereftalo) (PLA/PBAT) foram preparadas nas proporções 95/5, 70/30, 30/70 e 5/95 de PLA/PBAT e analisadas com relação a miscibilidade no trabalho de Cobo e colaboradores (2021). As blendas foram analisadas com relação a miscibilidade, utilizando as técnicas de DSC, TGA, viscosidade de soluções diluídas, MEV e espectroscopia Raman. De acordo com os resultados das análises de TG e termogravimetria derivada (DTG), os polímeros puros PLA e PBAT apresentaram um único evento de degradação. O mesmo comportamento térmico foi observado na curva de DTG para as blendas PLA95/PBAT5 e PLA5/PBAT95. Para as blendas PLA70/PBAT30 e PLA30/PBAT70 observou-se, tanto na curva de TGA como na curva de DTG, dois eventos de degradação: o primeiro em aproximadamente 400 °C corresponde à degradação térmica do PLA e o segundo em torno de 443 °C, referente à degradação térmica do PBAT, resultado que sugeriu a imiscibilidade das blendas. As curvas de DSC foram analisadas em relação a dois aquecimentos: um primeiro 30-200 °C - taxa de 10 °C/ min e o segundo 30-100 °C - taxa de 10 °C/ min, respectivamente. Nessa análise não foi possível observar a Tg do PBAT, pois a temperatura de aquecimento foi acima da Tg do material que é aproximadamente - 30 °C. Por outro lado, foi possível observar a Tg do PLA em aproximadamente 58 °C. Analisando as curvas de

aquecimento das blendas PLA/PBAT para as diferentes composições estudadas verificou-se que os valores da T_g das amostras PLA95/PBAT5 e PLA70/PBAT30 se apresentaram próximos dos valores da T_g do PLA, o que sugere que as blendas produzidas foram imiscíveis. Para as blendas PLA5/PBAT95 e PLA30/PBAT70 não foi possível observar a T_g. Pela análise de DSC observou-se que não houve deslocamento da T_g do PLA nas blendas PLA/PBAT, assim os resultados de DSC e MEV encontrados para essas misturas indicaram imiscibilidade e/ou interações fracas entre o PLA e o PBAT. Entre as técnicas utilizadas, apenas a viscosimetria de soluções diluídas foi capaz de detectar as interações na blenda PLA/PBA 95/5 que exibiram valores dos coeficientes de interação ΔB e μ positivos, sugerindo miscibilidade parcial. (COBO *et al.*, 2021).

O objetivo do trabalho de Prazeres e colaboradores (2007) foi avaliar a miscibilidade das blendas de poli(pdioxanona) (PPDO) e poli(3-hidroxi-butirato) P(3HB) PPDO/P(3HB), nas composições (0/100), (20/80), (40/60), (50/50), (60/40), (80/20) e (100/0) (m/m) por DSC e MEV. As análises de DSC mostraram que os valores da T_m foram constantes para as composições 20/80 e 40/60 PPDO/P(3HB), sugerindo imiscibilidade, sendo confirmadas pela análise de MEV. A T_m diminuiu de 106 °C para quase 90 °C para misturas com composições PPDO/P(3HB) 50/50 e 60/40, indicando uma possível miscibilidade parcial das blendas nessas composições. As micrografias obtidas por MEV das blendas de PPDO/P(3HB) revelam que as composições 20/80, 40/60 e 80/20 possuíam duas fases distintas, sendo assim consideradas imiscíveis, enquanto as composições 50/50 e 60/40 apresentaram-se mais homogêneas, sem separação de fases, indicando uma miscibilidade parcial, confirmando os resultados obtidos por DSC. Os autores concluíram que o PPDO pode atuar como plastificante, melhorando as características da mistura (PRAZERES *et al.*, 2007).

A miscibilidade de uma blenda pode ser dependente da sua forma de preparação. Por exemplo, a miscibilidade entre a blenda de ABS e o policarbonato (PC), foi o objeto de estudo de Sara e colaboradores (2017). A análise dinâmico-mecânica (DMTA) da curva para as blendas (ABS/PC) revelou picos na região de alta temperatura, quando a blenda foi produzida pelo método de extrusão. Para a composição 30/70 foi obtida T_g em 271 °C, 113 °C e 136 °C. A composição 70/30 mostrou transições vítreas em 78 °C, 109 °C e 132 °C, indicando algum grau de miscibilidade. No caso de misturas obtidas pelo método de solução, os resultados de DMTA obtidos para a mistura ABS/PC 30/70 apresentaram dois picos de transição:

um na baixa temperatura (- 76 °C) e outro a 84 °C. A mistura ABS/PC 70/30 apresentou o mesmo comportamento, uma primeira transição a - 76 °C e uma segunda a 74 °C, ou seja, pelo método de dissolução, um único pico de Tg a alta temperatura foi observado, o que indicou melhoria na miscibilidade. Os resultados de DSC, confirmaram os resultados obtidos pela DMTA, ou seja, as blendas obtidas através do método de extrusão exibiram altas temperaturas (mencionadas acima), enquanto que com o modo de dissolução, uma única Tg foi observada para ambas as misturas. Os presentes resultados demonstram que a blenda de ABS/PC é caracterizada por uma miscibilidade parcial e o grau de miscibilidade é melhor no caso das blendas feitas por solução do que aquelas obtidas pelo processo de extrusão.

2.7.3 Análise de miscibilidade de blendas através do Índice de refração

Índice de refração (IR) de uma substância é a razão entre a velocidade da radiação eletromagnética no vácuo e a velocidade em um dado meio. O que se determina é a diminuição da velocidade da luz quando passa do vácuo para um meio transparente e opticamente isotrópico. O índice de refração está relacionado ao desvio que ocorre quando o raio de luz passa em um ângulo inclinado de um meio para outro; é definido pela razão entre os senos dos ângulos de incidência e de refração. O valor do índice de refração é importante para o emprego dos materiais em fibras óticas. Esse índice, que é adimensional é medido segundo o método ASTM D 542. A média do índice de refração para a maioria dos polímeros é de 1,50 (MANO, 2000).

Para a análise de miscibilidade de blendas pela técnica de índice de refração é necessário avaliar um gráfico do índice de refração em função da composição da blenda. Espera-se uma variação linear para as misturas miscíveis e não linear para as imiscíveis. Intervalos lineares e não lineares no mesmo gráfico sugere miscibilidade parcial (AQUINO *et al.*, 2011).

As técnicas de medidas do índice de refração (IR) e viscosimetria foram utilizadas no trabalho de Aquino e colaboradores (2011) para investigar a miscibilidade das blendas de poli(cloreto de vinila)/poliestireno (PVC/PS) em composições de peso: 95/5, 90/10, 50/50 e 30/70. Os resultados de RI em função da composição da mistura indicaram uma variação não linear, o que caracterizou a imiscibilidade da blenda de PVC/PS. Os testes de viscosidade da solução diluída estavam de acordo com os resultados de IR.

A velocidade ultrassônica e o índice de refração da mistura de cloreto de polivinila (PVC)/polimetilmetacrilato (PMMA) em ciclohexanona foram estudadas por Rajulua e colaboradores (1999) afim de avaliar a miscibilidade da mistura. A variação da velocidade ultrassônica e o índice de refração em função das composições das blendas, mostraram-se lineares, resultados que indicaram a miscibilidade da mistura (RAJULUA *et al.*, 1999).

A miscibilidade da mistura polimérica hidroxipropilmetilcelulose (HPMC)/polietilenoglicol(PEG) HPMC/PEG em composições em peso 10/90 20/80 30/70 40/60 50/50 60/40 70/30 80/20 90/10 foi estudada pelas técnicas de viscosidade, velocidade ultrassônica, densidade e índice de refração a temperaturas de 30 e 50 °C. Os valores dos parâmetros de interação μ e α dos dados de viscosidade, revelaram que a mistura HPMC/PEG foi miscível quando o teor de HPMC foi superior a 60% em peso e abaixo desse teor foi imiscível. Além disso, esse resultado também foi confirmado pelas medidas de velocidade ultrassônica, densidade e índice de refração, que também revelaram que a mudança de temperatura não teve efeito significativo sobre a miscibilidade da Mistura HPMC/PEG (ILLIGER *et al.*, 2009).

Vale ressaltar que, materiais com alto índice de refração são fortes candidatos para várias aplicações em optoeletrônica (SHARAF *et al.*, 2021). A optoeletrônica possibilita o planejamento, o estudo e a produção de dispositivos de hardware que convertem energia elétrica em energia luminosa e vice-versa, por meio de semicondutores, permitindo a comunicação entre a óptica e a eletrônica. O mercado de dispositivos optoeletrônicos é subdividido por tipo de componente (laser de telecomunicações, LED, fotodiodos, sensores de imagem, optoacopladores, células fotovoltaicas), indústria de usuário final (aeroespacial e defesa, automotiva, eletrônica de consumo, tecnologia da informação etc.) e geografia. Dessa forma, a optoeletrônica tem sido muito importante no mercado global e apresentado um consumo crescente em várias direções (JAMES *et al.*, 2019).

2.8 Blendas com PMMA

Nanoblendas de PMMA/aramida foram estudadas por Ayesha e colaboradores (2013). Os autores utilizaram 1,3-fenilenodiamina (PDA) e 1,5-diaminonaftaleno (DAN) com cloreto de tereftaloíla (TPC), como uma segunda fase, para obter novas

misturas. O trabalho explorou os aspectos físicos das blendas de PMMA/aramida, analisando sua miscibilidade e morfologia em diferentes composições (10, 20, 50, 60 e 70% m/m). Micrografias obtidas por MEV mostraram que a mistura de aramida com 70% em peso exibiu um sistema nanoestruturado. A miscibilidade foi evidenciada nas blendas e atribuída à ligação de hidrogênio envolvendo a carbonila do PMMA e o hidrogênio da ligação amida de outro polímero. Essas interações no sistema miscível de PMMA/aramida foram detectadas nos espectros de FT-IR revelando que, com o aumento da quantidade de aramida, ocorreu uma melhor interação entre as duas fases. Os testes de resistência mecânica mostraram que as blendas compatibilizadas são mais resistentes quando o teor de aramida aumentou de 10 para 70% em peso, a tenacidade também tendeu a aumentar. Já as propriedades de tração indicaram boa compatibilidade mecânica resultante da boa coesão do componente via ligação de hidrogênio. Os experimentos de DSC revelaram que todas as blendas exibiram temperatura de transição vítrea (T_g) única indicando a miscibilidade da blenda em todas as proporções. Contudo, a mistura à proporção de 70% em peso de aramida apresentou T_g mais alta em 153 °C (AYESHA *et al.*, 2013).

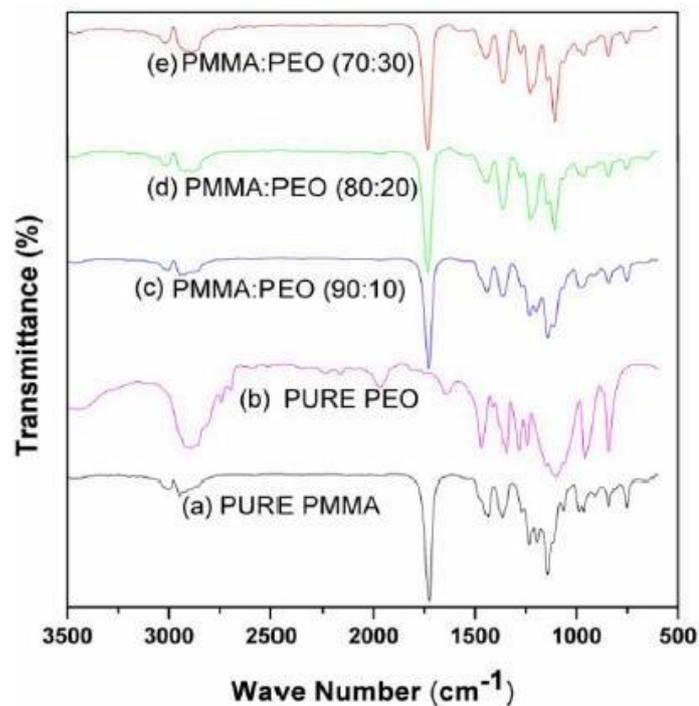
Blendas recicladas de r-PVC e r-PMMA (r-PVC/r-PMMA) foram preparadas em diferentes proporções (30/70, 50/50, 70/30 e 90/10) por meio da técnica de fusão, usando uma extrusora de parafuso duplo no trabalho de Sunil e colaboradores (2017). As blendas, foram caracterizadas por estudos mecânicos, térmicos e morfológicos. Os espectros de FT-IR de r-PVC, r-PMMA e suas misturas foram avaliados usando análise FT-IR. Revelou-se mudanças nos números de onda e intensidade do pico após a formação. O espectro de absorvância mostrou um deslocamento de comprimento de onda maior de 7 cm^{-1} na mistura reciclada devido ao grupo carbonila na fase r-PMMA. As propriedades mecânicas obtidas por ensaios de impacto izod e de flexão das blendas e dos polímeros puros mostram que r-PVC não apresentam resistência ao impacto, pois os materiais se deformam durante sua análise. Já a blenda na proporção de 70/30 apresentou valor de impacto máximo de 33,06 J/m, ou seja, ótima resistência. Por outro lado, o valor de flexão aumentou conforme a concentração do r-PMMA aumentava. As propriedades de inflamabilidade dos materiais foram avaliadas usando queima vertical testes (UL94), que permitiram constatar a taxa de queima e o comportamento de gotejamento dos materiais. A análise das blendas mostrou que foram necessárias temperaturas mais altas para inflamarem, isto é, boas características para a inflamabilidade, com baixa taxa de queima e comportamento auto-extinguível.

Assim, observou-se que sempre que o teor de PVC foi aumentado na matriz, a queima reduzia significativamente, revelando que os materiais r-PVC podem atuar como um bom auto-extintor para proteger a matriz polimérica. As micrografias de MEV das amostras de r-PMMA/r-PVC (30/70) fornecem evidências adicionais para a formação do produto reticulado durante o teste de queima. Como resultado, a estabilidade geral das blendas foi melhor em comparação com os materiais originais (SUNIL *et al.*, 2017).

As blendas de PMMA podem ter aplicações na indústria de energia. Kuppua e colaboradores (2017) fabricaram diferentes células solares baseadas em blendas de poli vinilideno (PVDF) e PMMA, dopada com o corante alumina (Al_2O_3) à base de iodeto de metal alcalino, a saber três: lítio (LiI), sódio (NaI) e KI (potássio) para conferir maior estabilidade à célula solar. Os eletrólitos foram caracterizados por MEV, DRX e espectros FT-IR. As imagens de MEV mostraram que o sistema PMMA/PVDF + Al_2O_3 -KI apresentou boa porosidade e homogeneidade. O padrão de DRX revelou que uma natureza amorfa da blenda PVDF/PMMA, explicada por sua interação com os solventes orgânicos. Tal resultado explicou alta mobilidade iônica que melhorou a condutividade iônica à temperatura ambiente. Finalmente, os resultados indicaram que os compostos baseados em KI forneceram os maiores valores de fator de preenchimento e eficiência de conversão de energia em comparação aos outros eletrólitos.

Reddy e colaboradores (2016), obtiveram os espectros de FT-IR para o PMMA puro, o poli(óxido de etileno) (PEO) puro e para a blenda PMMA/PEO, mostrados na Figura 28. Para o PMMA puro, os espectros de FTIR foram analisados na região do número de onda entre 3500 e 500 cm^{-1} e os resultados para esse polímero mostram que suas bandas características apareceram em 2911 cm^{-1} (modo de estiramento CH), 1333 cm^{-1} (deformação CH_2), 1254 cm^{-1} (deformação CH), 959 cm^{-1} (modo trans-CH). Para a blenda de PMMA/PEO, os resultados de DSC mostraram que as temperaturas de fusão (T_m) do PMMA e PEO diminuíram quando comparado ao PMMA e PEO puros. A dição do PEO ao PMMA mostrou, através dos espectros de FTIR, que algumas bandas foram deslocadas e outras desapareceram. Por fim, as temperaturas de fusão do PMMA mostraram uma diminuição quando o PEO foi adicionado (REDDY *et al.*, 2016).

Figura 28: Espectros de FTIR de (a) PMMA puro, (b)PEO puro, (c)PMMA+PEO(90:10), (d)PMMA+PEO(80:20) e (e) PMMA+ PEO(70:30).



Fonte: RAVINDAR REDDY *et al.* (2016, p.3716)

2.9 Blendas com PS

Elashmawi e colaboradores (2008) prepararam filmes de poliestireno e acetato de polivinila (PS/PVAc) em diferentes proporções (100/0, 25/75, 50/50, 75/25 e 0/100 %) pelo método de casting. As análises de FTIR, revelaram mudanças significativas entre os dois polímeros puros e as blendas, evidenciando compatibilidade em todas as suas composições. Os dados de DRX, mostraram que, com o aumento da concentração de PS, houve mudanças na intensidade e na altura dos halos amorfos, indicando que existia miscibilidade na mistura. A análise UV/VIS também revelou miscibilidade da blenda e o gap óptico diminuiu com o aumento do teor de PS de 5 para 4,11 eV. Foi observada também uma única Tg para cada mistura e seu valor aumentou com o aumento do teor de PS, indicando que o sistema de blenda era apenas miscível. Os resultados de DSC confirmaram a miscibilidade das blendas. Os valores da energia de ativação aparente (E) (avaliada pela análise de TGA) aumentam com o aumento do teor de PS de 69,01 para 129,2 J/mol. O estudo da TGA mostrou que as maiores perdas de peso para todas as blendas de PS/PVAc foram observadas na faixa de 270-360 °C. A Tabela 5 resume a porcentagem de perda em diferentes temperaturas

de decomposição.

Tabela 5: Perda de peso (%) em diferentes temperaturas (°C) de decomposição das blendas de PS/PVAc.

Blendas de Ps/ PVAc	Perda de peso (%) em diferentes temperaturas						
	10%	20%	30%	40%	50%	60%	70%
100/0	278	305	320	330	340	352	360
25/75	270	282	290	295	300	305	320
50/50	273	287	295	307	314	328	340
75/25	278	278	286	295	307	310	330
0/100	270	282	290	296	303	308	316

Fonte: Elashmawi *et al.* (2008, p.3551).

No trabalho de Luna e colaboradores (2014), blendas binárias de poliestireno/composto de borracha reciclada (SBRr) (PS/SBRr) nas proporções 70/30, 60/40 e 50/50 e ternárias PS/SBRr/SBS, nas proporções 67,5/27,5/5; 57,5/37,5/5 e 47,5/47,5/5% em peso, foram preparadas. Os ensaios de impacto izod foram realizados e as blendas PS/SBRr (50/50) e PS/SBRr/SBS (47,5/47,5/5) apresentaram melhores resultados sob impacto. As blendas ternárias atingiram mais de 250% de resistência ao impacto quando comparados aos polímeros puros. O módulo de elasticidade de todas as blendas reduziu com o aumento do teor de SBRr e a resistência à tração foi inferior à do PS puro (LUNA *et al.*, 2014).

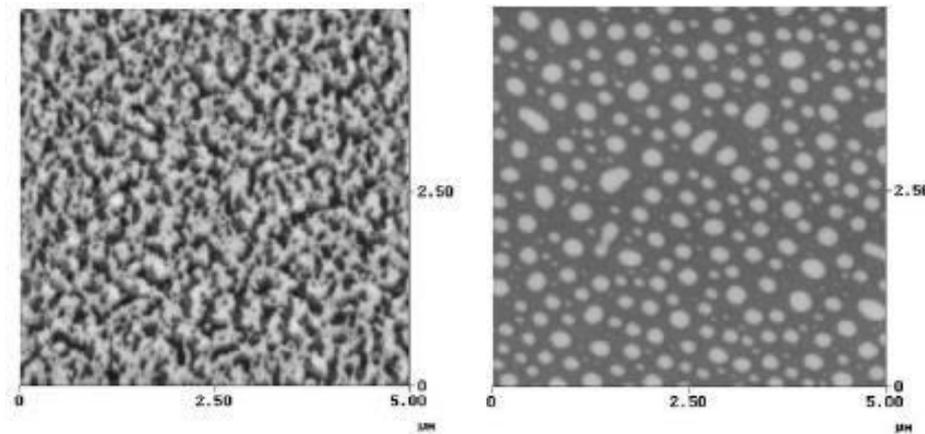
2.10 Blendas PMMA/PS

A miscibilidade da mistura de polímeros PMMA/PS nas composições 50/50, 60/40, 54/46 e 80/20 foi estudada no trabalho de Bouzid e colaboradores (2018). Os resultados revelaram um único valor de T_g para todas as misturas de PMMA/PS estudadas indicando miscibilidade dos sistemas. Entretanto, a blenda PMMA/PS na proporção 50/50 mostrou a melhor morfologia para o estudo com T_g = 101,9 °C (BOUZID *et al.*, 2018).

O objetivo do trabalho de Ton-That e colaboradores (2000) foi analisar a superfície e morfologia de blendas de PS/PMMA por espectroscopia de fotoelétrons de raios-X (XPS) e microscopia de força atômica (MFA). As blendas de PS/PMMA nas proporções 75/25, 50/50, 40/60 e 25/75 foram fundidas por centrifugação sobre um substrato de mica com clorofórmio como solvente. As medidas de XPS revelaram que os filmes mais espessos (66 nm) exibiram um maior grau de enriquecimento superficial

de PMMA em comparação com os mais finos (17 nm). Os resultados de MFA (Figura 26) mostraram que os filmes de blendas com menos de 50% de concentração de PMMA exibiram superfícies perfuradas. Já, quando a concentração do PMMA foi superior a 50%, a superfície revelou uma estrutura bem definida, semelhante a “ilha” (TON-THAT *et al.*, 2000).

Figura 29: Micrografias das blendas de PS/PMMA.
(a) 75/25 (b) 40/60



Fonte: TON-THAT *et al.* (2000, p.1126).

Tetsuo e colaboradores (2008) prepararam espuma nanocelular de PS/PMMA. A espuma nanocelular, foi criada usando a mistura polimérica e dióxido de carbono (CO_2) por um método de têmpera de pressão. A nucleação da bolha e o tamanho da célula foram controlados ajustando a temperatura de formação de espuma e a proporção de PS/PMMA. Os efeitos da temperatura de formação da espuma e taxa de despressurização no diâmetro da bolha, bem como sua densidade, foram investigados. O diâmetro médio das espumas foi obtido a partir das imagens de MFA. Para estudar o efeito da temperatura de formação da espuma, os experimentos foram conduzidos em duas temperaturas diferentes de 20 e 40 °C e a taxa de despressurização variou de $0,1 \text{ Mpa} \cdot \text{min}^{-1}$ a $0,5 \text{ Mpa} \cdot \text{min}^{-1}$. Assim, quando a taxa de despressurização foi alterada de 0,1 para $0,5 \text{ Mpa} \cdot \text{min}^{-1}$, o diâmetro celular médio da espuma foi reduzido para 50 nm e a densidade celular foi aumentada em todas as amostras de PS/MMA. Com isso foi observado que, quanto maior a taxa de despressurização para a formação de espuma, menor seu tamanho e densidade.

Blendas de PMMA e PS, nas composições (70/30, 50/50 e 30/70) foram

preparadas com sucesso pela técnica de mistura por fusão no estudo de Unnikrishnan e colaboradores (2015). Os resultados de MEV revelaram miscibilidade parcial das misturas de PMMA/PS. Os testes de viscosidade também apresentaram uma resposta intermediária àquela das misturas constituintes, o que voltou a confirmar uma estrutura parcialmente miscível. ao fundir as blendas em temperaturas acima de da temperatura crítica superior da solução (UCST), os resultados mostraram misturas parcialmente miscíveis (UNNIKISHNAN, 2015).

Misturas de PS e PMMA em diferentes proporções (0, 25, 40, 50, 60, 100) % foram preparadas pelo método casting na pesquisa de Nahida e colaboradores (2019). Estas misturas foram caracterizadas por espectros de UV-Vis e microscopia ótica (OM). Os resultados do UV-Vis mostraram que o aumento da absorção para os espectros de absorção e o coeficiente de absorção com relação ao PS aumentam até 50% de PS/ 50% de PMMA. Os resultados (eV) mostraram uma diminuição no gap de energia com relação ao PS. OM apresentou imiscibilidade com pouca separação de fases em uma razão maior que (50% de PS/ 50% de PMMA). A razão para a imiscibilidade e incompatibilidade foi atribuída a um aumento na quantidade de PS que mostrou baixa adesão de interface (HAMEED; HAIDER; HAWY, 2019).

Cabe salientar que, nas bases de dados que foram pesquisadas, não foram encontrados resultados da miscibilidade de blendas PMMA/PS que é o foco deste estudo.

2.11 Aplicações de Blendas de PMMA ou de PS na Industria Aeroespacial

Materiais com gradiente funcional (MGF) mudam espacialmente para otimizar as propriedades de gradiente para aplicação específica. Esse novo tipo de material, foi obtido com sucesso no estudo de Ning e colaboradores (2007) utilizando MFG de polietileno (PE) e PS (PE/PS). A variação do gradiente das cinco amostras de PE/PS estudadas (0,1 t, 0,3 t, 0,5 t, 0,7 t, 0,9 t), onde t é a espessura das amostras (cerca de 15 cm) foi estudado por DSC e MEV. Os resultados de DSC para as cinco amostras mostraram pico de fusão do gradiente ao longo da direção da espessura, ocorrendo por volta de 130 °C (ponto de fusão temperatura do PE). Indicaram, ainda que foi formada uma variação do teor do gradiente do PE. Os resultados do MEV mostraram

a evolução da morfologia de cada amostra ao longo da direção da espessura. Observou-se que a entalpia de fusão diminuiu gradualmente com o aumento da espessura da amostra e que o componente do gradiente se formou nas blendas de PE/PS, indicando que o MGF PE/PS foi bem sucedido. Os resultados experimentais, demonstraram que o método de processamento com coextrusão-distribuição de gradiente pode ser utilizado como uma nova forma de produzir blendas de poliméricas com estrutura de gradiente espacial, super resistentes ao calor para aplicação aeroespacial. (NING *et al.*, 2007).

Devido ao efeito de transferência de calor em escala nanométrica e uma grande área específica, as espumas de polímero nanocelular (NPFs), especialmente NPFs com alta porosidade, têm grande potencial de aplicação nas áreas de isolamento térmico, filtração e catálise, podendo então ser aplicadas na indústria aeroespacial. Com base na excelente compatibilidade entre o PMMA e poli(fluoreto de vinilideno) (PVDF), blendas de PMMA/PVDF nas proporções 95/05, 90/10, 80/20, 70/30 e 60/40 foram fabricadas por espuma de aquecimento com cristalização induzida por CO₂. Os sistemas obtidos apresentaram uma porosidade superior a 70%, um tamanho médio de célula de 287 nm e uma densidade de nucleação superior a 1014/cm³. O ensaio de DSC mostrou uma única Tg demonstrando que blendas de PMMA e PVDF são altamente miscíveis. Pôde-se observar também que a Tg das blendas diminuiu linearmente com o aumento de PVDF. O método de preparação de NPFs de alta porosidade e tecnologia de espuma de CO₂, apresentou vantagens de simplicidade, alta eficiência, proteção ambiental e flexibilidade. Podendo ser estendido a outros sistemas de blendas compatíveis. Portanto, este trabalho forneceu uma maneira de preparar NPFs de alta porosidade com grande potencial de aplicação em muitos campos, como isolamento de térmico em aeronaves, por exemplo, adsorção, filtração, catálise, etc (SHI *et al.*, 2020).

3 OBJETIVOS

3.1 Objetivo geral

Produzir e caracterizar blendas de PMMA/PS com octadecilamina (ODA).

3.2 Objetivos específicos

- Produzir blendas de PMMA/PS nas proporções 95/05 e 90/10, com e sem ODA, na forma de filme;
- Avaliar a transparência das blendas PMMA/PS por espectroscopia UV-Vis;
- Estudar a miscibilidade das blendas PMMA/PS por índice de refração, FT-IR, viscosimetria e DSC;
- Analisar o uso de um surfactante, o ODA, na miscibilidade e nas propriedades das blendas;
- Caracterizar as blendas PMMA/PS.

4. METODOLOGIA

4.1 Confeção de filmes das Blendas de PMMA/PS

Os materiais poliméricos estudados foram o PMMA comercial cedido pela empresa Acrigel® e o PS cedido pela indústria Poliestireno.

Os filmes puros de PMMA (na forma de pó) e os de PS (em *pellets*) foram obtidos a partir de soluções com 1,8 g do polímero/30 mL do solvente de Metil-Etil-etona (MEC) e em duplicata. Após agitação magnética de 48 h sem aquecimento das misturas, as soluções foram preparadas e depositadas em placas petri e levadas a um armário fechado com desumidificador para completa evaporação do solvente (método *casting*).

As blendas de PMMA/PS foram preparadas nas proporções de 95/05 e 90/10 com e sem um surfactante muito comum em pesquisas, o octadecilamina (ODA) também em duplicata. As blendas na proporção 95/5 foram obtidas com 1,52 g de PMMA e 0,08 g de PS. Para as blendas 95/05 com ODA foi utilizada a mesma quantidade dos polímeros puros com a adição de 0,08 g de ODA. Já as blendas de PMMA/PS na proporção 90/10 foram obtidas com 1,44 g de PMMA e 0,16 g de PS. Para as blendas 90/10 com ODA, além da mesma massa dos polímeros foi adicionado 0,08 g de ODA ao sistema. As soluções de blendas foram preparadas usando a metodologia já descrita para os filmes dos polímeros puros, ou seja, todos os filmes das blendas também foram obtidos via o método *casting*. A espessura de todos os filmes prontos foi obtida utilizando paquímetro digital Mitutoyo. Para fins de identificação das blendas foi utilizada a seguinte legenda: 95/05 e 90/10 para as blendas PMMA/PS sem ODA, respectivamente. Já as blendas PMMA/PS com o ODA receberam as identificações 95/05 ODA e 90/10 ODA.

4.2 Espectrofotometria na Região do Ultravioleta e Visível (UV-Vis)

Para obtenção dos espectros de UV-Vis, utilizou-se um espectrofotômetro UV-Vis Jasco, modelo V-730, disponível no Laboratório de Polímeros e Nanoestruturas, do Departamento de Energia Nuclear da UFPE, numa faixa de absorção de 200 a 800 nm. O cálculo da transmitância (T) foi realizado a partir dos dados de absorbância (A)

através da fórmula $T = 10^{-A}$ (CANEVALORO, 2006).

4.3 Estudo da miscibilidade das blendas

4.3.1 Índice de refração

Os índices de refração dos filmes de PMMA, de PS e das blendas PMMA/PS foram determinados por meio de um refratômetro de bancada digital ABBe, em luz ambiente, à temperatura de 23 °C. Foi utilizada uma solução de 1-bromonaftaleno a 97% para promover a melhor adesão dos filmes ao refratômetro.

4.3.2 Análise espectroscópica no infravermelho com transformada de Fourier (FT-IR)

As análises de espectroscopia no infravermelho por transformada de Fourier (FT-IR) foram realizadas por meio de um espectrômetro FT-IR, modelo 4600 da Jasco, na resolução de 4 cm^{-1} , com 32 scans, em um intervalo de frequência de 4000 a 400 cm^{-1} , utilizando a técnica de reflectância total atenuada (ATR, do inglês Attenuated total reflection) disponível no Laboratório de Polímeros e Nanoestruturas, do Departamento de Energia Nuclear da UFPE.

4.3.3 Viscosimetria

Para a obtenção das viscosidades dos filmes de PMMA e PS (puros) e das blendas de PMMA/PS foi utilizado o viscosímetro de Ostwald em banho térmico disponível no Laboratório de Polímeros e Nanoestruturas do Departamento de Energia Nuclear da UFPE. Foram obtidos os valores dos tempos de efluxo da solução e do solvente à temperatura de 25 °C. As viscosidades relativa (η_{rel}), específica (η_{esp}) e reduzida (η_{red}) foram obtidas utilizando as equações descritas na Tabela 4.

As concentrações utilizadas para as soluções tanto para os polímeros PMMA e PS puros quanto para as blendas de PMMA/PS com e sem ODA foram 0,6; 0,8 e 1,2 g/dL. Foram produzidas triplicadas de soluções para cada concentração em estudo. A declividade da reta obtida pelo gráfico $\eta_{redm} \times C$ foi o parâmetro de miscibilidade experimental da mistura (b_m^{exp}). O parâmetro de miscibilidade ideal obtido

para cada método escolhido nesse estudo (b_m^{id}) foi comparado com o parâmetro b^{exp} , para análise da miscibilidade das blendas.

Para o uso do método de Krigbaum e Wall (1950), b_m^{id} foi obtido utilizando as Equações 2, 3 e 4. Já para o método de Garcia e colaboradores (1999), $b_m^{id'}$ foi obtido utilizando a Equação 5. Os dois referidos métodos foram escolhidos porque são tradicionalmente os mais utilizados para análise de miscibilidade de blendas poliméricas. O método de Krigbaum e Wall é um procedimento clássico e o de Garcia e colaboradores é uma abordagem atualizada da metodologia de Krigbaum e Wall. A fundamentação teórica para este estudo da miscibilidade das blendas por viscosimetria está descrita na seção 2.7.1.

4.3.4 Ensaio Térmico

A análise térmica de Calorimetria Exploratória Diferencial (DSC, do inglês *Differential Scanning Calorimetry*) foi realizada no Instituto Nacional de Tecnologia de Materiais (INTM) no Laboratório de Análises Térmicas (LABAT). O DSC foi realizado em um fluxo de gás de 50 mL/min, em atmosfera de nitrogênio, na taxa de 10°C /min no intervalo de temperatura de 25 à 500 °C.

4.4 Análise das propriedades mecânicas

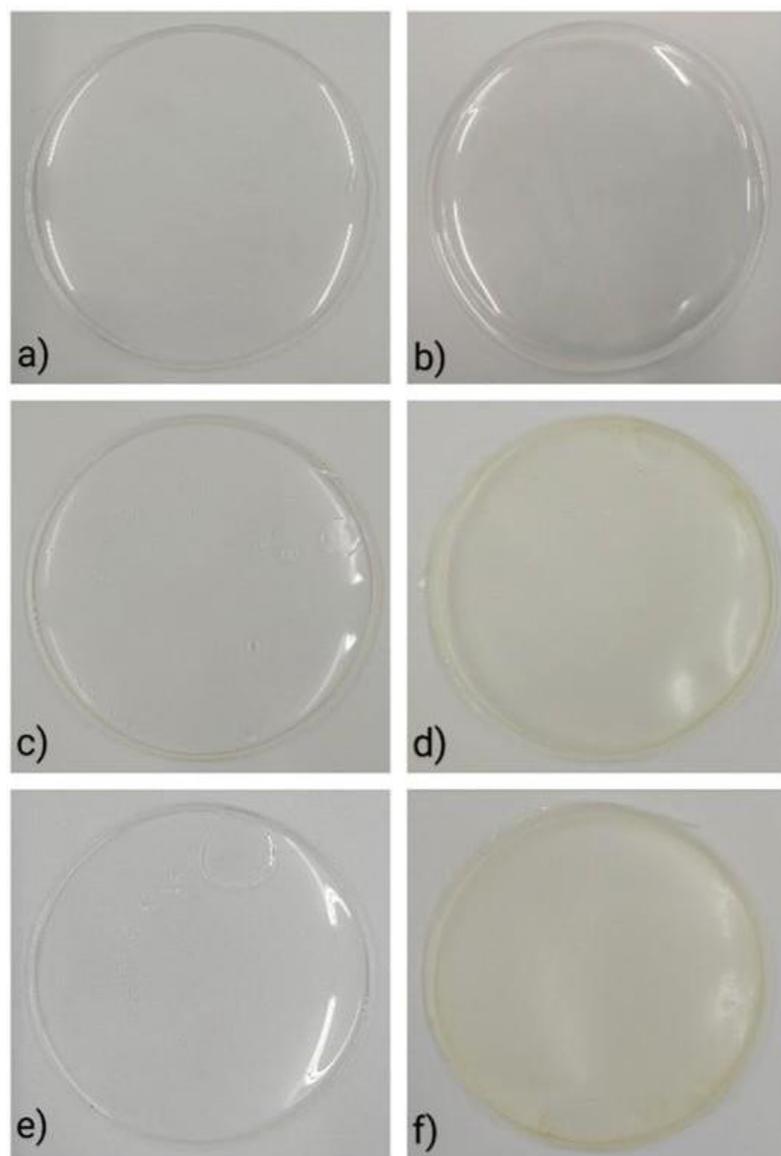
As propriedades mecânicas das amostras foram analisadas por ensaio de tração, para obtenção das propriedades: tensão na força máxima (MPa), módulo de elasticidade (MPa) e deformação na ruptura (mm). Essas grandezas foram avaliadas de acordo com a norma ASTM D 822 em uma máquina universal EMIC, linha DL, força máxima de 500 N de velocidade das garras iguais a 2 mm/s. As dimensões dos filmes foram 7,7 x 2,5 cm. O ensaio de tração foi realizado no Departamento de Engenharia Mecânica do Instituto Federal de Pernambuco - IFPE, campus Recife.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Filmes de PMMA, PS e das blendas PMMA/PS

Na Figura 30 são mostrados os filmes obtidos para os polímeros e blendas deste estudo. Os filmes de PMMA, PS e das blendas PMMA/PS foram obtidos com sucesso pelo método “casting”, apresentaram-se macroscopicamente homogêneos e sem fissuras.

Figura 30: Filmes poliméricos: a) PMMA, b) PS, c) PMMA/PS 95/5, d) PMMA/PS 95/5 ODA, e) PMMA/PS 90/10 e f) PMMA/PS 90/10 ODA.

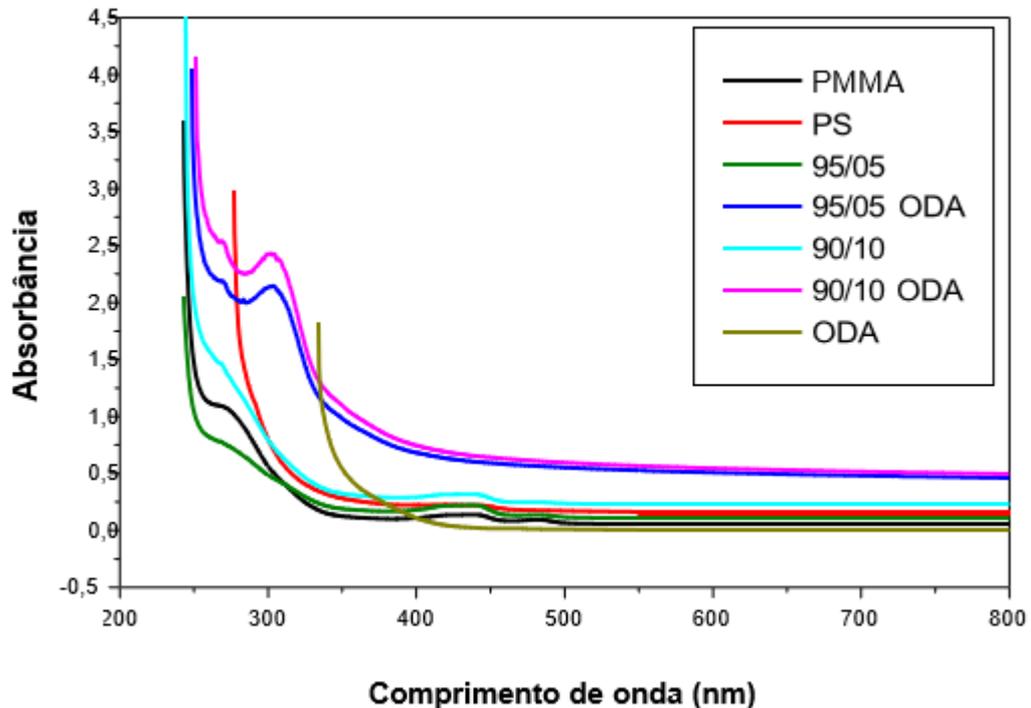


Fonte: A autora (2023).

A espessura média dos filmes foi de 0,2 mm, sem alterações significativas para as blendas e nem com a adição do ODA. Verificou-se ainda a presença de algumas bolhas em todos os filmes das blendas. No entanto, não houve formação de bolhas nos filmes dos polímeros individuais. Além disso, os filmes de PMMA e PS foram os que mostraram o aspecto mais transparente e em segundo lugar os filmes das blendas sem o ODA. As blendas com ODA apresentaram filmes mais opacos.

A Figura 31 apresenta os espectros de absorção para os filmes de PMMA, PS, para as blendas de PMMA/PS com e sem ODA e para o próprio ODA. Pode-se observar que os sistemas apresentam diferentes absorções sendo a menor a do ODA e a maior a da blenda 90/10 ODA.

Figura 31: Espectros de absorção no UV-Vis para filmes de PMMA, PS puros e para as blendas de PMMA/PS 90/10 e 95/5 com ODA e sem ODA.



Fonte: A autora (2023).

A Tabela 6 apresenta os valores de absorbância obtidos através da análise da Figura 28. Todas as blendas apresentaram desvios no comprimento de onda da máxima absorbância quando comparados com o PMMA puro (maior quantidade nas blendas) e na absorbância. Entretanto observa-se um desvio menos significativo para as blendas sem ODA e um desvio maior para os sistemas com o surfactante. Uma possível explicação para o desvio no comprimento de onda mais significativo nas blendas com ODA está associada a fracas interações eletrônicas entre os

componentes do sistema. Já o aumento na absorbância das blendas sem ODA está associado aos elétrons da ligação pi dos grupos aromáticos do PS. Os maiores valores de absorbância são observados para as blendas com o surfactante provavelmente pela interação dos elétrons pi dos grupos aromáticos do PS com os elétrons livres do grupo amina do ODA (YILMAZ, 2002).

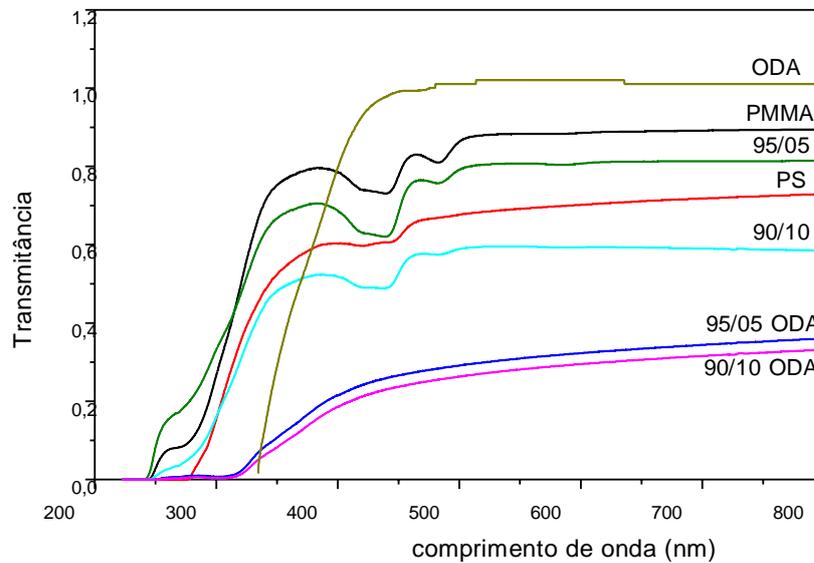
Tabela 6: Valores de absorbância obtidos para os filmes dos homopolímeros e das blendas.

Amostra	Comprimento de onda (nm)	Absorbância
ODA	359,9	0,3940
PMMA	268,8	1,0901
PS	288,8	1,2245
PMMA/PS 95/05	249,7	1,1268
PMMA/PS 90/10	265,9	1,5054
PMMA/PS 95/05 ODA	303,1	2,1380

Fonte: A autora (2023).

A partir dos valores de absorbância obtidos na Tabela 6 foi realizado o cálculo da transmitância (T) cujos os resultados são apresentados na Figura 29. A amostra de PMMA apresentou um valor T superior a 0,8, ou seja, transmitância superior a 80% e a amostra de PS apresentou um valor T superior a 0,7. Entretanto, os filmes das blendas apresentaram uma leve mudança de coloração, com diminuição de T, com significativa diminuição para as blendas com ODA (menor que 40%). Tal diminuição de T pode ser decorrente da interação entre os homopolímeros na formação da blenda polimérica. No caso das blendas com ODA, os filmes apresentaram maiores valores de absorbância. Esse resultado corrobora com os resultados obtidos nas fotos dos filmes apresentadas na Figura 30 que mostra os filmes de blendas com ODA mais opacos. Além disso, é possível observar um valor de transmitância próximo de 1,0 para o ODA, ou seja, o surfactante é um líquido bem transparente e a cor promovida nos filmes pode ser fruto de interações intermoleculares, mesmo que fracas, no sistema. Esses resultados comprovam que a adição do ODA às blendas interfere significativamente na transmitância dos filmes das blendas.

Figura 32: Espectros de transmitância no UV-Vis para filmes de PMMA, PS puros e para as blendas de PMMA/PS 90/10 e 95/5 com ODA e sem ODA.



Alsaad e colaboradores (2020) prepararam a solução de PMMA/PS (80/10) dopadas com nanopartículas de ZnO nas concentrações de 2,5%, 5% e 10% e foram obtidos filmes com 300 nm de espessura. As Medidas de UV-Vis mostram que a transmitância para os filmes de PMMA/PS/ZnO tiveram alta absorção na região UV (300 nm). A transmitância dos filmes de PMMA/PS foi observada na faixa 60–68% do UV. Contudo, os valores de transmitância aumentaram gradativamente com a introdução das nanopartículas de ZnO nos filmes e apresentaram um valor máximo de 85% para PMMA/PS/ZnO com 10%. Esta descoberta indicou que as propriedades ópticas dos filmes de blendas foram melhoradas pela incorporação das nanopartículas de ZnO como dopantes. Os autores concluíram que os filmes poliméricos de PMMA/PS/ZnO altamente transparentes preparados foram de ótima qualidade, podendo ser usados para várias aplicações ópticas importantes, como blindagem UV.

5.2 Estudo da miscibilidade das blendas de PMMA e PS

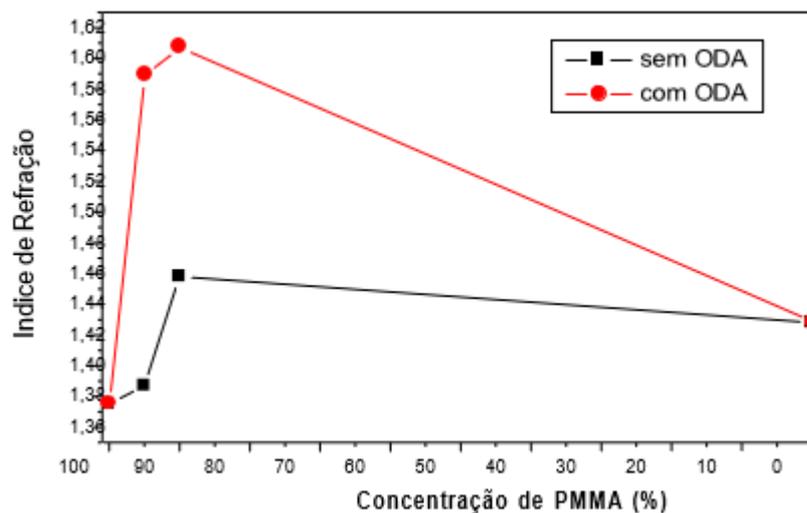
O estudo da miscibilidade das blendas de PMMA e PS foi realizado por meio de quatro técnicas: índice de refração, espectroscopia na região do infravermelho por transformada de Fourier (FT-IR), análise viscosimétrica e análise térmica. As próximas subseções tratarão dos resultados do estudo da miscibilidade das blendas obtidos mediante as quatro técnicas citadas. Paralelamente à discussão de miscibilidade será

realizada discussões sobre a caracterização dos filmes por meio das técnicas supracitadas.

5.2.1 Índice de refração

Para a utilização do índice de refração, uma blenda é considerada miscível quando há uma linearidade entre os valores obtidos experimentalmente em função da composição da blenda (FEKETE, 2005). A Figura 33 mostra claramente que a variação dos índices de refração em função de todas as composições da blenda PMMA/PS, com e sem ODA, não é linear, ou seja, os sistemas são imiscíveis segundo essa técnica. Isso significa que o sistema não é uma mistura monofásica, apresentando diferentes fases e, por conseguinte, diferentes índices de refração para cada uma das fases.

Figura 33: Variação do índice de refração em função de diferentes composições da blenda PMMA/PS.



Fonte: A autora (2023).

Cabe salientar os altos índices de refração das blendas com ODA. Sistemas poliméricos com alto índice de refração e alta transparência estão em demanda atualmente devido aos avanços na indústria optoeletrônica como transmissão de dados ultrarrápidos, sensores avançados, dispositivos de exibição, microlentes para aplicações de imagem, aplicações biomédicas, aeroespacial, aeronáutica etc.

No estudo de Jemy e colaboradores (2019), filmes finos de PS foram preparados incorporando nanopartículas de óxido de cério (CeO_2) à matriz de PS através de três métodos diferentes para aumentar o índice de refração do filme formado. Os resultados indicaram que o índice de refração dos filmes de PS aumentou

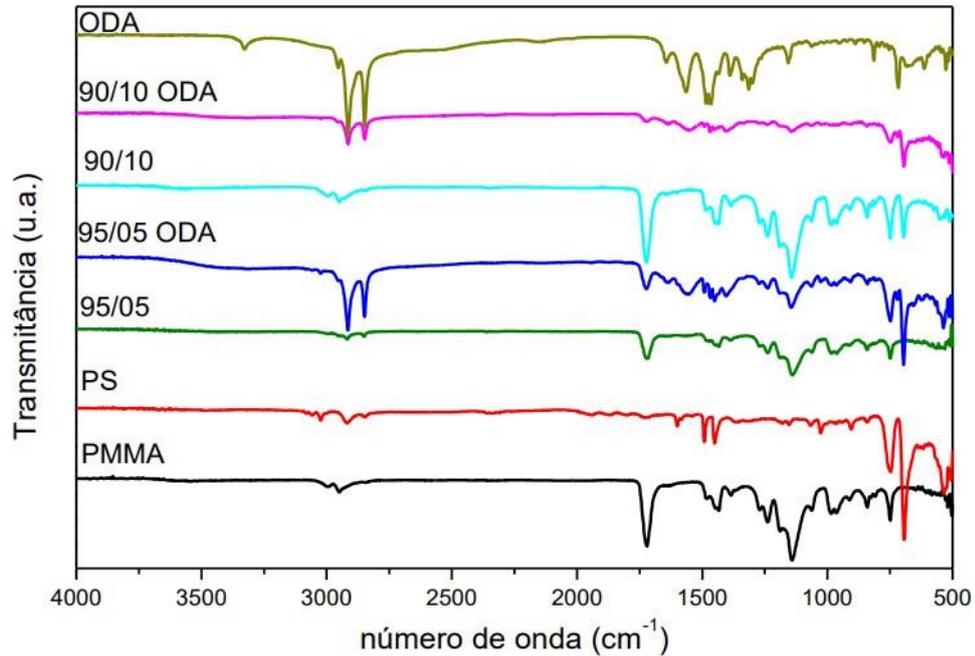
com a adição da CeO_2 , resultando em um aumento de até 1,38% no índice de refração em filmes finos (JEMY *et al.*, 2019).

Othayoth e colaboradores (2020), prepararam blendas de PMMA com materiais híbridos de polifosfato (P1 e P2). Os índices de refração e parâmetros ópticos associados ao PMMA e aos materiais híbridos foram investigados usando elipsometria e método de modelagem óptica para encontrar sua aplicabilidade em óptica. Os índices de refração desses materiais foram ajustados alterando a proporção de P1 ou P2. O PMMA, que tem um índice de refração de cerca de 1,48, ao ser misturado com esses polifosfatos, permitiu um ajuste do índice de refração de 0,97 até 1,55 a 589 nm. Esses resultados mostram que essas blendas são promissoras como materiais ópticos com ajuste de índice de refração.

5.2.2 Espectroscopia na região do infravermelho por transformada de Fourier (FT-IR)

A Figura 34 apresenta os espectros, no modo de transmitância, dos filmes de PMMA, PS e das blendas, cujos principais picos de absorção (ou bandas) podem ser vistos nas Tabelas 7 para o PMMA, PS e ODA e 8 para as blendas.

Figura 34: Espectros de FT-IR dos filmes de PMMA, PS e das blendas 95/05 e 90/10 com e sem ODA.



Fonte: A autora (2023).

O espectro de FT-IR de uma blenda miscível é a superposição de três espectros: os espectros dos homopolímeros e um espectro que surge a partir da interação química ou física entre os homopolímeros, ou seja, com deslocamento de bandas (Stevens, 1999). Já uma blenda imiscível exibe um espectro de FT-IR que é apenas a superposição dos dois espectros dos homopolímeros. Os dados apresentados nas Tabelas 7 e 8 auxiliam nesta análise, facilitando a observação de possíveis modificações nos picos encontrados nos espectros dos homopolímeros após a formação das blendas.

Tabela 7: Principais picos do espectro de FT-IR do PMMA, PS e ODA.

Bandas (cm⁻¹)	PMMA	PS	ODA
534	—	deformação axial do grupo C-H aromático	—
694	—	deformação angular do grupo C-H aromático	—
750	deformação angular assimétrica no plano de CH ₂	deformação angular assimétrica no plano de CH ₂	deformação angular assimétrica no plano de CH ₂
840	C-C da conformação da cadeia	—	—
963	deformação axial simétrica de C-C	—	—
1028	—	deformação fora do plano de C-H aromático	—
1139	vibração C-C da cadeia	—	—
1239	vibração C-O de grupo éster de conformação cis	—	—
1311	—	—	deformação axial de C-N
1433	deformação angular simétrica de CH ₃	—	—
1445	—	deformação angular de CH ₂	—
1482	—	deformação axial de C=C	—
1566	—	—	deformação angular simétrica no plano de N-H
1599	=====	deformação axial de C=C	=====
1644	—	—	deformação angular simétrica no plano de N-H
1721	deformação axial simétrica de C=O	—	—
2849	—	—	deformação axial assimétrica de C-H
2921	—	deformação axial assimétrica de C-H	deformação axial assimétrica de C-H
2949	deformação axial assimétrica de C-H	—	—
3097	—	deformação axial assimétrica de C-H	—
3326	—	—	deformação axial assimétrica de N-H

Fonte: SILVESTEIN *et al.* (1991, p.82)

Tabela 8: Principais picos do espectro de FT-IR das blendas 95/05 e 90/10 com e sem ODA.

Bandas (cm⁻¹)	95/05	90/10	95/05 ODA	90/10 ODA
534	—	deformação axial de C-H aromático	deformação axial de C-H aromático	deformação axial de C-H aromático
694	—	deformação angular de C-H aromático	deformação angular de C-H aromático	deformação angular de C-H aromático
750	deformação angular assimétrica no plano de CH ₂ C-C da cadeia	deformação angular assimétrica no plano de CH ₂ C-C da cadeia	deformação angular assimétrica no plano de CH ₂ C-C da cadeia	deformação angular assimétrica no plano de CH ₂ C-C da cadeia
840	conformação da cadeia	conformação da cadeia	conformação da cadeia	conformação da cadeia
963	deformação axial simétrica de C-C			
1028	—	deformação forado plano de C-H aromático	deformação forado plano de C-H aromático	deformação forado plano de C-H aromático
1139	vibração C-C da cadeia	—	—	—
1143	—	vibração C-C da cadeia	vibração C-C da cadeia	vibração C-C da cadeia
1239	vibração C-O de grupo éster de conformação cis	vibração C-O de grupo éster de conformação cis	vibração C-O de grupo éster de conformação cis	vibração C-O de grupo éster de conformação cis
1433	deformação angular simétrica de CH ₃			
1449	deformação angular de CH ₂			
1490	—	deformação axial de C=C	deformação axial de C=C	deformação axial de C=C
1564	—	—	deformação angular simétrica no plano de N-H	deformação angular simétrica no plano de N-H
1640	—	—	deformação angular simétrica no plano de N-H	deformação angular simétrica no plano de N-H
1721	deformação axial simétrica de C=O			

2849	—	—	deformação axial assimétrica de C-H	deformação axial assimétrica de C-H
2918	—	deformação axial assimétrica de C-H	deformação axial assimétrica de C-H	deformação axial assimétrica de C-H
2949	deformação axial assimétrica de C-H			

Fonte: SILVESTEIN *et al.* (1991, p.82).

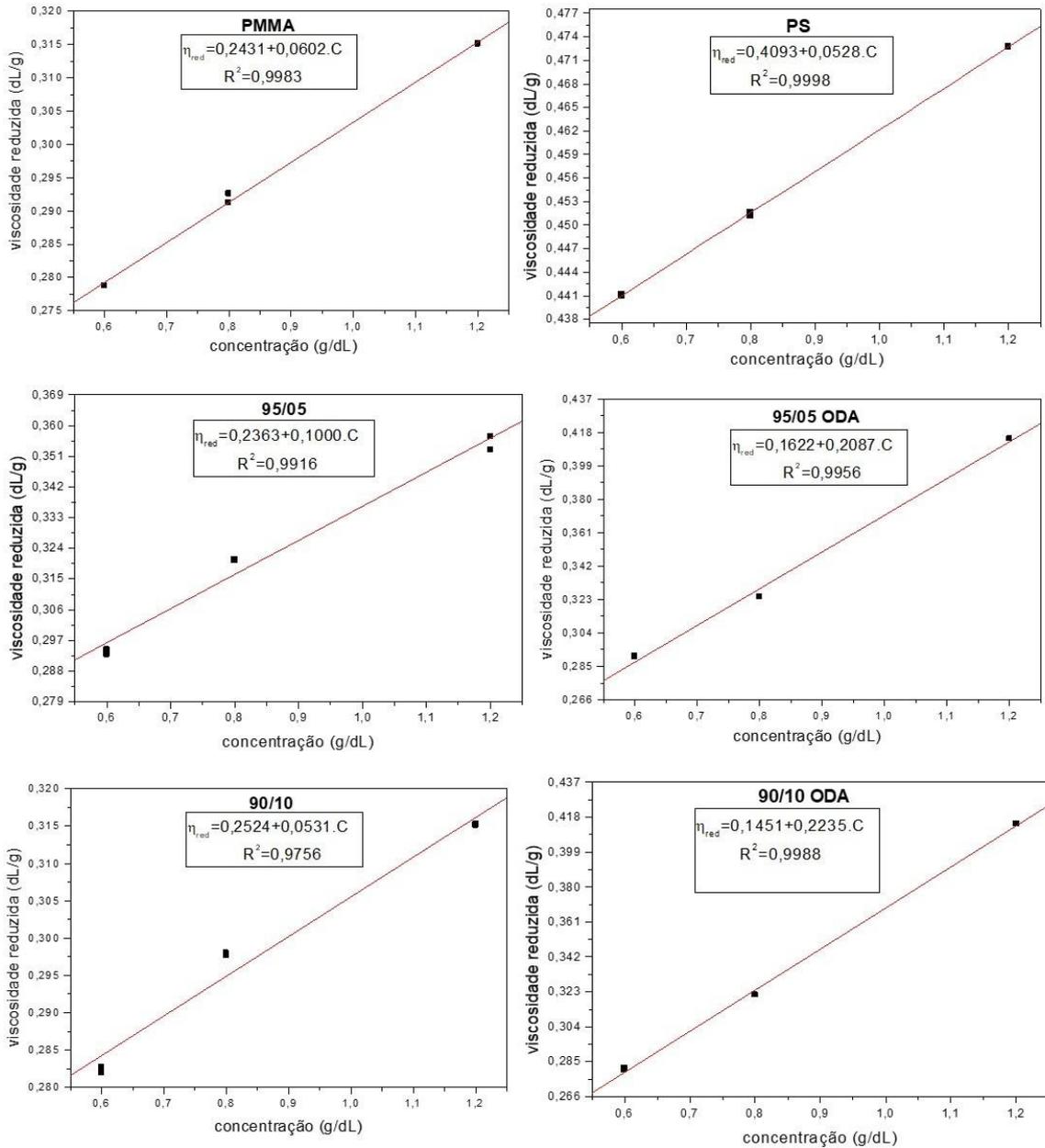
Analisando os espectros da Figura 34 e as Tabelas 7 e 8 é possível constatarque não há deslocamentos de bandas nos espectros das blendas, ou seja, não existenenhum espectro de interação entre o PMMA e o PS nas proporções estudadas. O ODA não foi capaz de promover interações intermoleculares nos sistemas estudados. Logo, segundo os resultados de FT-IR, blendas de PMMA e PS, mesmo com o surfactante ODA, são imiscíveis.

5.2.3 Análises viscosimétricas

A Figura 35 apresenta os gráficos de viscosidade reduzida em função da concentração para os filmes de PMMA, PS e as blendas PMMA/PS com e sem ODA. Cada ponto se refere aos dados de duas soluções. O gráfico apresenta um modelo matemático linear, cuja equação da reta fornece parâmetros importantes. Conforme descrito na seção 3.7.1, que trata da análise da miscibilidade de blendas por viscosimetria, o parâmetro experimental (b_m^{exp}), tanto para os homopolímeros quanto para as blendas, é obtido pela declividade da reta (coeficiente angular). Já o coeficiente linear da reta fornece a viscosidade intrínseca ($[\eta]$). A equação da reta de cada sistema está apresentada para cada sistema na Figura 35.

O parâmetro ideal, b_m^{id} , para Krigbaum e Wall (1950) e o $b_m^{id'}$ para Garcia e colaboradores (1999) são obtidos pelas Equações 3 e 5, respectivamente. Os parâmetros de miscibilidade de Krigbaum e Wall (Δb^{KW}) e Garcia e colaboradores (Δb^G) são obtidos por meio da subtração entre os parâmetros experimental e ideal de cada modelo.

Figura 35: Viscosidade reduzida em função da concentração dos filmes dos homopolímeros e dasblendas.



Fonte: A autora (2023).

A Tabela 9 mostra os parâmetros de miscibilidade das blends PMMA/PS nas proporções 95/05 e 90/10 com e sem o surfactante ODA calculados segundo Krigbaum-Wall (1950) e Garcia et al. (1999). Também são mostrados os coeficientes linear ($[\eta]$) e angular (b_m^{exp}) das equações da reta mostradas na Figura 35.

Tabela 9: Comparação entre os parâmetros de viscosidade experimental e ideal das blendas PMMA/PS.

Amostra	$[\eta]$ (dL/g)	h_m^{exp}	h_m^{id}	Δb^{KW}	Erro do Δb^{KW}	$h_m^{id'}$	Δb^G	Erro do Δb^G
PMMA	0,2431	0,0602	-	-	-	-	-	-
95/05	0,2363	0,1000	0,7368	-0,6368	0,0943	0,6926	-0,5926	0,0930
95/05 ODA	0,1622	0,2087	0,7368	-0,5280	0,0359	0,6926	-0,4839	0,0346
90/10	0,2524	0,0531	0,7075	-0,6544	0,0316	0,6238	-0,5707	0,0292
90/10 ODA	0,1451	0,2235	0,7075	-0,4840	0,0313	0,6238	-0,4003	0,0288
PS	0,4093	0,0528	-	-	-	-	-	-

Fonte: A autora (2023).

De acordo com Krigbaum-Wall (1950), uma blenda polimérica é considerada miscível se $\Delta b^{kw} = b_m^{exp} - b_m^{id} \geq 0$ e imiscível se $\Delta b^{kw} = b_m^{exp} - b_m^{id} < 0$. Similarmente, segundo Garcia et al. (1999), o sistema é miscível se $\Delta b^G = b_m^{exp} - b_m^{id'} \geq 0$ e para $\Delta b^G = b_m^{exp} - b_m^{id'} < 0$, o sistema é imiscível. Desse modo, o valor do parâmetro Δb_m deve ser positivo e se encontrar fora do erro experimental (LEWANDOWSKA, 2005).

Observando os dados da Tabela 9, verifica-se que para todas as blendas PMMA/PS, os parâmetros de miscibilidade, tanto para Krigbaum-Wall (1950) quanto para Garcia et al. (1999), apresentam valores negativos, indicando imiscibilidade nas proporções estudadas. Constata-se também que o ODA não contribuiu para a miscibilidade da mistura polimérica.

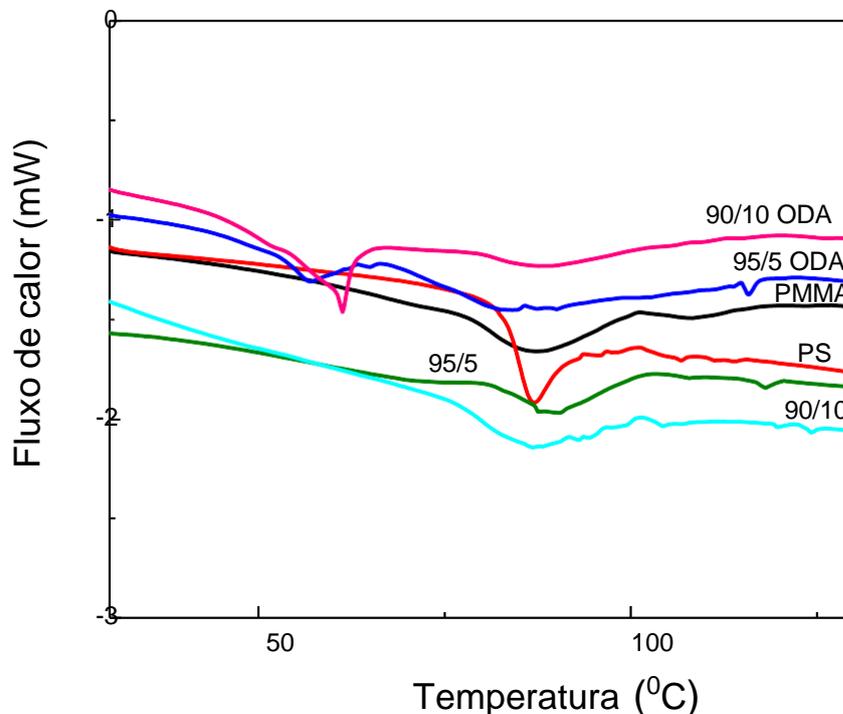
Ainda analisando os dados da Tabela 9, é possível observar o comportamento da viscosidade intrínseca que é relacionada ao volume hidrodinâmico das cadeias poliméricas em solução. A viscosidade intrínseca das blendas sem ODA estão muito próximas do valor obtido para o PMMA. Esse resultado é esperado uma vez que a quantidade de PMMA na blenda é majoritário. Contudo, as blendas com ODA apresentam uma diminuição significativa da viscosidade intrínseca. Esse resultado sugere que a molécula de ODA está promovendo uma contração no *coil* das cadeias poliméricas devido à falta de afinidade química entre as moléculas (CALLISTER, 2002). Isso pode explicar o motivo do ODA não conseguir promover a interação entre

as moléculas de PMMA e PS e assim promover a miscibilidade das blendas nas proporções estudadas.

5.2.4 DSC

A miscibilidade de uma blenda polimérica pode ser analisada através do termograma de DSC pela observação de apenas uma temperatura de transição vítrea, T_g , intermediária aos valores característicos de cada polímero individualmente (CANEVAROLO, 2006). A Figura 36 mostra os termogramas dos filmes de PMMA, PS e as blendas com e sem ODA, cujos valores da T_g estão especificados na Tabela 10.

Figura 36: Termogramas dos filmes de PMMA, PS e das blendas PMMA/PS com e sem ODA.



Fonte: A autora (2023).

Analisando os termogramas (Figura 36) e observando os valores específicos de T_g de cada amostra (Tabela 10), pode-se observar que os valores de T_g do PMMA e do PS são muito próximos. Então, ao analisar as blendas sem ODA, os resultados são inconclusivos, pois as temperaturas de transição vítrea são muito próximas. Sendo assim, não foi possível identificar valores intermediários, nem valores diferentes dos homopolímeros para esses sistemas polimérico o que torna a análise de miscibilidade inconclusiva.

Tabela 10: Valores da Tg para o PMMA, PS e as blendas PMMA/PS com e sem ODA.

Amostra	Tg (°C)
PMMA	88,50
PS	87,66
95/05	89,00
90/10	86,29
95/05 ODA	57,00
90/10 ODA	58,95

Fonte: A autora (2023).

Por outro lado, a Tg das blendas com ODA diminuíram significativamente. A Tg é o valor médio da faixa de temperatura que, ao longo do aquecimento de um material polimérico, permite que as cadeias poliméricas da fase amorfa adquiram mobilidade; isto é, possam adquirir mudança de conformação (CALLISTER, 2002). Dessa maneira, o ODA diminui a Tg porque oferece mais mobilidade às cadeias poliméricas. Por fim, para as blendas PMMA/PS com ODA podemos concluir que são imiscíveis, pois os valores de Tg estão abaixo dos valores da Tg dos homopolímeros, mesmo apresentando um único valor.

Bouzig e colaboradores (2018) também investigaram a miscibilidade de blendas de PMMA/PS, porém, nas proporções 50/50, 60/40, 54/46 e 80/20, a partir do impacto da porcentagem dessas blendas nos valores de Tg. Os resultados revelaram um único valor de Tg para todas as curvas das blendas PMMA/PS, indicando miscibilidade do sistema. Dessa forma os resultados evidenciaram um aumento na Tg do PMMA sempre que PS era adicionado e, do mesmo modo, confirmando a miscibilidade do sistema polimérico PMMA/PS (BOUZID *et al.*, 2018).

5.3 Ensaio mecânicos

A Tabela 11 mostra os resultados das propriedades mecânicas obtidas para os polímeros puros e as blendas em estudo. Observa-se que o PMMA tem um maior valor de módulo de elasticidade e, conseqüentemente, maior valor de tensão na força máxima quando comparados com os valores obtidos para o PS. Esses resultados

significam maior rigidez do PMMA.

Tabela 11: Propriedades mecânicas obtidas para os polímeros puros e para as blendas.

Amostra	Módulo de elasticidade (Mpa)	Tensão na força máxima (Mpa)	Alongamento na ruptura (mm)
PMMA	1269,50 ± 80,98	23,86 ± 4,58	2,45 ± 1,15
PS	1040,10 ± 19,32	14,82 ± 2,69	1,07 ± 0,38
95/05	1215,25 ± 99,72	22,06 ± 4,25	0,96 ± 0,20
90/10	1242,13 ± 87,97	17,59 ± 5,32	0,42 ± 0,07
95/05 ODA	974,49 ± 56,64	14,51 ± 1,19	0,84 ± 0,31
90/10 ODA	892,88 ± 57,54	12,37 ± 1,41	0,71 ± 0,27

Fonte: A autora (2023).

Ao analisar os resultados obtidos para as blendas sem a presença do ODA, não é possível observar mudanças estatísticas nos valores das propriedades mecânicas estudadas. Este resultado significa que a adição de PS, nas proporções testadas neste estudo, não causa mudanças significativas nas propriedades mecânicas do PMMA. Entretanto, nas blendas com o ODA é possível observar uma tendência de diminuição nos valores do módulo de elasticidade e da tensão na força máxima. Com estes resultados é possível inferir que o ODA promove maior mobilidade das cadeias.

Cabe salientar que nenhuma amostra apresentou valores significativos para a propriedade de alongamento na ruptura. Isso significa que todas as amostras, apesar de adquirirem maior mobilidade com a adição de ODA, ainda não apresentaram deformação plástica. Duas considerações podem ser levantadas: i) a baixa concentração de ODA nas blendas e ii) a peculiaridade da realização de experimentos com as amostras na forma de filmes. Há possibilidade de, aumentando o percentual de ODA na matriz PMMA/PS, a blenda consiga se deformar plasticamente, apresentando-se como um material dúctil.

6 CONCLUSÕES E PERSPECTIVAS

Neste estudo foram produzidas blendas de PMMA/PS nas proporções 95/05 e 90/10, com e sem a adição do surfactante ODA, na forma de filme. O método “casting” foi efetivo na preparação dos filmes dos homopolímeros e das blendas, os quais se apresentaram macroscopicamente homogêneos e sem fissuras.

As blendas de PMMA/PS se apresentaram imiscíveis, resultado este que foi demonstrado e corroborado por meio das técnicas de índice de refração, FTIR, análises viscosimétricas e DSC. Contudo, as blendas 95/05 ODA e 90/10 ODA apresentaram altos índices de refração.

A adição de PS em PMMA, nas proporções testadas neste estudo, não provocou mudanças significativas nas propriedades mecânicas do PMMA. Porém, observou-se uma diminuição nos valores das propriedades mecânicas das blendas com o ODA. Infere-se que o ODA promove maior mobilidade entre as cadeias poliméricas tornando os filmes mais flexíveis. Este resultado corrobora com os resultados obtidos pelo DSC, os quais mostram os menores valores de Tg para as blendas com ODA.

Portanto, foi possível preparar uma blenda de PMMA/PS adicionada de 5% de um surfactante comum (ODA), com uma metodologia simples. Tal material, embora não apresente miscibilidade entre os homopolímeros nas proporções estudadas, possui propriedades ópticas, térmicas e mecânicas que pode ser utilizado como matriz para a adição de partículas condutoras e semicondutoras. A adição de tal partículas além de ter potencial para a promover a miscibilidade da blenda, torna-se potencial para que a blenda seja um material aplicável em células solares, células a combustível e/ou eletrônica flexível que são diretamente utilizadas na indústria aeroespacial.

REFERÊNCIAS

ABDERRAFI, Y. *et al.* Additive Manufacturing and Characterization of High Temperature Thermoplastic Blends for Potential Aerospace Applications. **Composites Science and Technology**, v. 231, n. 5, 2023.

AFINCO. **Termoplásticos vs Termofixos: Entenda as três principais diferenças.** Disponível em: <https://afinkopolimeros.com.br/termoplasticos-e-termofixo-entenda/>.

AFINKO. **Blendas Poliméricas: O que são e como são classificadas?** Polimeros. Disponível em: <https://afinkopolimeros.com.br/blendas-o-que-sao-e-como-sao-classificadas/>. Acesso em 15 de março de 2021.

AID, S.; *et al.* Experimental study of the miscibility of ABS/PC polymer blends and investigation of the processing effect. **Journal de applied Polymer Science**, 2017. Doi:10.1002/app.44975.

ALANÍS-NAVARRO, J. A. *et al.* Fabrication and characterization of a micro-fuel cell made of metallized PMMA. **Journal of power sources**, v. 242, p. 1-6, 2013. Doi: doi.org/10.1016/j.jpowsour.2013.05.048.

ALIHA, M.; *et al.* Loading rate effect on mixed mode I/II brittle fracture behavior of PMMA using inclined cracked SBB specimen. **International Journal of Solids and Structures**, 2021.

ALSAAD, A. M. *et al.* Optical properties of transparent PMMA-PS/ZnO NPs polymeric nanocomposite films: UV-Shielding applications. **Materials Research Express**, (2020). DOI:10.1088/2053-1591/ab68a0.

AQUINO, K. A. S *et al.* Investigation of Poly(vinyl chloride)/Polystyrene Mixture Miscibility: Comparison of Viscometry Criteria with Fourier Transform Infrared Spectroscopy and Refractive Index Measurements. **Journal of Applied Polymer Science**, v. 119, p. 2770-2777, 2011. DOI 10.1002/app.32855

ARAUJO, P. *et al.* **Efeito da radiação UV na degradação de termoplástico.** 2º Simpósio Nordestino de Química. Teresina, 2016.

ARAVIND, J. *et al.* Effect of PC/ABS blend in thermoplastic modification of DGEBA matrix for CF/EP composite in aerospace applications. **Materials Today: Proceedings**, p. 1845-1856, 2021. DOI:<https://doi.org/10.1016/j.matpr.2021.08.087>

ASHRAF, A. **FTIR & UV-Vis analysis of Polymer (Polystyrene, LDPE) samples**, 2014. DOI:10.13140/2.1.3819.0880.

BARILE, M. *et al.* Composites for Aerospace Applications. **Revolutionizing Aircraft Materials and Processes**, p. 87–114, 2020.

BASTAN, F. Fabrication and characterization of an electrostatically bonded PEEK-hydroxyapatite composites for biomedical applications. **Society For Biomaterials**, 2020. DOI: 10.1002/jbm.b.34583.

BARTOLI, JULIO, R.. Filmes ópticos poliméricos fluorados com índice de refração gradual. **Polímeros**, v. 9, p. 148-155, 1999.

BEADIE, Guy *et al.* Refractive index measurements of poly (methyl methacrylate)(PMMA) from 0.4–1.6 μm . **Applied optics**, v. 54, n. 31, p. F139-F143, 2015. Doi: org/10.1364/AO.54.00F139

BENJAMIN J. ASH *et al.* **Comportamento de temperatura de transição de vidro de nanocompostos de alumina/PMMA**. 42(23), 4371-4383. doi:10.1002/polb.20297.

BOUZID, L. *et al.* Molecular dynamics simulation studies of the miscibility and thermal properties of PMMA/PS polymer blend. **Chinese Journal of Physics**, 2018. Doi:10.1016/j.cjph.2018.09.034.

BRYDSON, J. A. **Materiales Plásticos**, 3ª edição, (1977).

CAIROS, F. **Apostila 2 tecnologia dos polímeros**: apostila 3º módulo. 2009.

CALLISTER, W. D. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. John Wiley & Sons, Inc., 2002.

CANEVAROLO, S. V. **Ciência dos Polímeros Um texto básico para tecnólogos e engenheiros** 3ª edição-3ª reimpressão Revisada e ampliada. 2002. v. 3 ed, p. 53. Disponível em: <www.artliber.com.br>.

CAROLINA, A. *et al.* **Análise térmica por TG / DTG e DSC de filmes de PS e PS / óleo de baru** (*Dipteryx alata* Vog .) Conclusões Agradecimentos. 2008. n. 1c, p. 2008.

CHAITANYA, S. *et al.* Optical studies of Rhodamine B doped polymethyl methacrylate (PMMA) films. **Materials Today: Proceedings**, 2020. DOI: <https://doi.org/10.1016/j>.

CHARLES E. CARRAHER, JR. **Polymer Chemistry**. Sétima edição. Florida Atlantic University. Taylor & Francis Group, LLC, 2006.

CHU, X.X. *et al.* Mechanical and thermal expansion properties of glass fibers reinforced PEEK composites at cryogenic temperatures. **Cryogenics**, 2010. DOI: doi:10.1016/j.cryogenics.2009.12.003.

CONSENDEY, ESCOCARD, M.; *et al.* Preparo e caracterização de blendas de PVP/PAADDA/Preparation and characterizaion of PVP/PAADDA blends. **Brazilian Journal of Development**, v. 7, n. 10, p. 95067-95080, 2021. DOI:10.34117/bjdv7n10-18 (TGA).

CORRÊA, S.. **Síntese, Caracterização Estrutural E Propriedades Térmicas Do Material Híbrido Poli (Metilmetacrilato)/Ferroxita: Um Estudo Experimental E Teórico**. 2016. Dissertação. Programa De Pós-Graduação Em Agroquímica.

DAR, U.A.; ZHANG, W., Polymer based aerospace structures under high velocity impact applications; experimental, constitutive and finite element analysis. Acta Astronaut. **Journal of Mechanical Science and Technology**, p. 4259-4265, 2015.

DEY, S., KAR, A. Enhanced photoluminescence through Forster resonance energy transfer in Polypyrrole-PMMA blends for application in optoelectronic devices. **Materials Science in Semiconductor Processing**. 2019. DOI:org/10.1016/j.mssp.2019.104644.

E. R. SHARAF, *et al.* HIGH refractive index and third-order nonlinear optical susceptibility of nanostructured ZnSe/FTO thin films: Towards smart multifunctional optoelectronic materials. **PhysicaB: Condensed Matter**, v. 602, n. 1, 2021. Doi: 10.1007/s12206-015-0922-3

EL MAGRI, A.; EL MABROUK, K.; VAUDREUIL, S.. Preparação e caracterização de misturas de poli(éter éter cetona)/poli(éter imida) [PEEK/PEI] para fabricação de filamentos fundidos. **Journal of Materials Science**, v. 56, p. 14348-14367, 2021. <https://doi.org/10.1007/s10853-021-06172-x>.

ELASHMAWI, I. S. *et al.* Spectroscopic and thermal studies of PS/PVAc blends. **Physica B. Condensed Matter**, v. 403, n. 19-20, p. 3547-3552, 2008. DOI: org/10.1016/j.physb.2008.05.024

ENSINGER. **PEEK – Polietereetercetona.** Disponível em: <https://www.ensingerplastics.com/ptbr/semiacabados/plasticos-de-alto-desempenho/peek>.

FAYZAN, M. *et al.* Characteristics of Electrically Conductive Polymer Blends of PS/PANI in Microwave and IR Region. **Journal of electronic materials**, 2019. DOI: org/10.1007/s11664-019-07631-7.

FEKETE, E. *et al.* Effect of molecular interactions on the miscibility and structure of polymer blends. **European Polymer Journal**, v. 41, p. 727–736, 2005. DOI: 10.1016/j.eurpolymj.2004.10.038.

FERNANDA, N.; *et al.* Study of the miscibility of poly (lactic acid) / poly (butylene adipate-co-terephthalate) blends prepared by solvent-casting method. **Revistamateria**. 2021. DOI: org/10.1590/S1517- 707620210002.1276.

FERNANDES, L. L.; *et al.* Estudo do Efeito do Tipo de Polipropileno na Fotodegradação da Blenda Polipropileno /Poliestireno de Alto Impacto. **Polímeros: Ciência e Tecnologia**, v. 22, n. 1, p. 61-68,2012. DOI: 10.1590/S0104-14282012005 000013.

GARCIA, R. *et al.* A.VISCOMETRIC STUDY ON THE COMPATIBILITY OF POLYMER–POLYMER MIXTURES IN SOLUTION. **European Polymer Journal**, v. 35, p. 47-55, 1999. doi.org/10.1016/S0014-3057(98)00106-2

GARCIA, O. *et al.* Use of Lead (II) Sulfide Nanoparticles as Stabilizer for PMMA Exposed to Gamma Irradiation. **Materials Research**, 2015. DOI:

<http://dx.doi.org/10.1590/1516-1439.330214>.

GRIGULL, V. *et al.* Estudo da degradação de blendas de poli(hidroxibutirato cohidroxivalerato)/poli(l-ácido láctico) em diferentes condições ambientais. **Engevista**, v. 17, n. 4, p. 444-462, 2015. Doi:10.22409/engevista.v17i4.773.

GULSTAN, S. *et al.* Structure and optical properties of nanocomposites based on polystyrene (PS) and calcium titanate (CaTiO₃) perovskite nanoparticles. **Optik - International Journal for Light and Electron Optics** (2021). doi.org/10.1016/j.ijleo.2021.166963.

HAMEED, N. J.; HAIDER, A. J.; HAWY, R. E. Optical properties study for PS/PMMA blend as laser active medium. **AIP Conference Proceedings**, 2019. v.1, n. 0200022. p. 0200022-1-0200022-13, 2123. DOI: <https://doi.org/10.1063/1.5116949>.

HILL, N. **Quem Pensa Enriquece** - Napoleon Hill-1. 2009. p. 140.

LIANG, Hui *et al.* Study of the synthesis of PMMA-Mg nanocomposite for hydrogen storage application. **International Journal of Hydrogen Energy**, v. 45, n. 7, p. 4743-4753, 2020. DOI: [org/10.1016/j.ijhydene.2019.12.039](https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2019.12.039).

INAN, Tülay Y. *et al.* Sulfonated PEEK and fluorinated polymer-based blends for fuel cell applications: Investigation of the effect of type and molecular weight of the fluorinated polymers on the membrane's properties. **International journal of hydrogen energy**, v. 35, n. 21, p. 12038-12053, 2010. Doi: <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2010.07.084>

JALAL, NOOR M. *et al.* Sulfonated electro spun polystyrene as cation exchange membranes for fuel cells. **Energy Reports**, v. 6, p. 287-298, 2020. Doi: doi:10.1016/j.egy.2019.11.012

JULIO, R.; BARTOLI; *et al.* Filmes Ópticos Poliméricos Fluorados com Índice de Refração Gradual. **SciELO Brasil**, 1999. Doi: <https://doi.org/10.1590/S0104-14281999000400025>.

KAUSAR, A., ZULFIQAR, S., SARWAR, M. Nanoblends of PMMA/aramid: A study on morphological and physical properties. **Solid State Sciences**, p 36-43, 2013. Doi: doi.org/10.1016/j.solidstatesciences.2013.07.001.

KRIGBAUM, W. R, WALL, F. T. Viscosities of binary polymeric mixtures. **Journal of Polymer Science**, v.5, p. 505–514, 1950. doi:10.1002/pol.1950.120050408.

LEÃO, R. *et al.* Effect of Pressure, Post-Pressing Time, and Polymerization Cycle on the Degree of Conversion of Thermoactivated. **International Journal of Dentistry**, v (2018), 2018. Doi.org/10.1155/2018/5743840.

LEE, S. Y. *et al.* Biocompatible UV-absorbing polymer nanoparticles prepared by electron irradiation for application in sunscreen. **RSC Advances**, 2019. v. 10, n. 1, p. 356–361.

LI, CHAOEN; *et al.* Preparation and characterization of PMMA/TiO₂ hybrid shell microencapsulated PCMs for thermal energy storage. **Energy**, 2018. doi:10.1016/j.energy.2018.11.038.

LI, T., ZHOU, C. & JIANG, M. UV espectros de absorção de poliestireno. **Boletim polímero**, v. 25, p. 211-216, 1991. <https://doi.org/10.1007/BF00310794>.

LUCAS, E.; SOARES, B., MONTENEGRO, E.. **Caracterização de Polímeros: determinação de peso molecular e análise térmica**. Rio de Janeiro, 2001. E-papers Serviços Editoriais Ltda., 2001.

LUCIANA, P. *et al.* **Evaluation of miscibility of poly(p-dioxanone) and poly(3-hydroxybutyrate) blends**. Anais do 9º Congresso brasileiro de polímeros, 2007.

LUNA, C., SILVA, D., ARAÚJO, E.. Reaproveitamento dos resíduos de borracha em blendas com poliestireno. **Estudos Tecnológicos em Engenharia**, 2014. DOI: 10.4013/ete.2014.101.01.

LUNA, C. *et al.* **Development of Polymer Blends in order to Toughening of Polymers: A review. Seminar: Exact and Technological Sciences**. Londrina, v. 36, n. 1, p. 71, 2015. Doi: 10.5433/1679-0375.2015v36n1p67.

MAA, Z. *et al.* Tailored morphologies and properties of high-performance microcellular poly(phenylene sulfide)/poly(ether ether ketone) (PPS/PEEK) blends. **The Journal of Supercritical Fluids**, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.supflu.2018.06.010>.

MAGRI, A. *et al.* Otimização de parâmetros de impressão para melhoria de desempenho térmico de peças de poli(éter éter cetona) impressas em 3D. **Journal of Applied Polymer Science**, 2020. DOI: <https://doi.org/10.1002/app.49087>.

MARTINS, S. De O.; LIMA, R. O. C. **Estudo comparativo das propriedades mecânicas de polímeros de impressão 3D e de plásticos de engenharia utilizados em indústrias**. 2018. n. 2018, p. 11.

MAZINANI, S. *et al.* Miscibility of polyimide blends: Physicochemical characterization of two high performance polyimide polymers. **Reactive and Functional Polymers**, v. 111, p. 88-101. Doi: 10.1039/c9ra09752j.

MOTAWIEA, M. *et al.* Propriedades físico-mecânicas de nano poliestireno nanocompositos. **Jornal Egípcio de Química**, v. 60, p. 261-276, 2017.

MYLLÄRI, V. *et al.* Comparação de reologia e FTIR no estudo da fotodegradação de polipropileno e poliestireno. **Journal of Applied Polymer Science**, v. 132, n. 28, 2015. Doi: doi:10.1002/app.42246.

NASSIER, L. F.; SHINEN, M. H. Study of the optical properties of poly (methyl methacrylate)(PMMA) by using spin coating method. **Materials Today: Proceedings**, v. 60, p. 1660-1664, 2022. DOI: doi.org/10.1016/j.matpr.2021.12.213.

NAMOUCHE, F. *et al.* Investigation on electrical properties of thermally aged PMMA by combined use of FTIR and impedance spectroscopies. **Journal of Alloys and Compounds**, 2009. v. 469, n. 1–2, p. 197–202.

NING, N. *et al.* A new technique for preparing polyethylene/polystyrene blends with gradient structure. **Journal of applied polymer science**, v. 105, n. 5, p. 2737-2743, 2007. DOI:10.1002/app.26529.

NJUGUNA, J.; PIELICHOWSKI, K. Polymer nanocomposites for aerospace applications: properties. **Advanced Engineering Materials**, v. 5, n. 11, p.769-778, 2003.

OTHAYOTH, A. K. *et al.* Poly (methyl methacrylate)/polyphosphate blends with tunable refractive indices for optical applications. **Optical Materials**, v. 104, p. 109841, 2020.doi:10.1016/j.optmat.2020.109841.

RAI, C.; MUKHERJEE, J.. Optical Properties (Uv-Vis And Ftir) Of Gamma Irradiated Polymethyl METHACRYLATE (PMMA). **Chemical Physics**, 2016. Doi:10.48550/arXiv.1611.02129.

RAJULU, A. V. *et al.* Miscibility of PVC/PMMA blend by the ultrasonic and refractive index method. **European polymer journal**, v. 35, n. 6, p. 1183-1186. Doi: doi:10.1016/s0014-3057(98)00078-0.

RAVINDAR REDDY, M. *et al.* X-RD, SEM, FT-IR, DSC Studies of Polymer Blend Films of PMMA and PEO. **Materials Today: Proceedings**, v. 3, n.10, p. 3713-3718, 2016. Doi: doi:10.1016/j.matpr.2016.11.018.

REIS, C. *et al.* **Estudo de Propriedades em Blendas de PC-PMMA**. Universidade São Francisco, 2017.

RINALDI M. *et al.* Fabricação de camada aditiva de poli (éter éter cetona) via FDM. **Composites Part B: Engineering**, v. 145p. 162– 172, 2018. DOI: <http://doi.org/10.1016/j.compositesb.2018.03.029>.

SHI, Z. *et al.* Fabrication of high porosity Nanocellular polymer foams based on PMMA/PVDF blends. **Materials & Design**, v. 195, p. 109002, 2020.doi.org/10.1016/j.matdes.2020.109002.

SHOBHANA, E. X-Ray Diffraction and UV-Visible Studies of PMMA Thin Films. **International Journal of Modern Engineering Research (IJMER) www.ijmer.com**, 2012. v. 2, n. 3, p. 1092–1095.

SILVA, Y. *et al.* **Caracterização de filmes finos de polimetacrilato de metila e óxido de níquel produzidos por spin coating**. COBEC, 2018. ENBEC 2018.

SILVESTEIN, R. M. *et al.* **Spectrometric Identification of Organic Compounds**; Wiley: New York, 1991.

SMITH, F.; HASHEMI, J., **Fundamentos de Engenharia e Ciência dos Materiais**. Porto Alegre, RS: AMGH, 2012.

SURESH, S. S. *et al.* Preparation of poly (vinyl chloride)/poly (methyl methacrylate) recycled blends: effect of varied concentration of PVC and PMMA in stability of PVC phase on the recycled blends. **Materials Today: Proceedings**, v. 5, n. 2, p. 8899-8907, 2018.

SCHRÖDER, E. *et al.* **Polymer Characterization**, 2 ed. New York: Hanser Publishers, 1989.

THIRUCHITRAMBALAM, M. *et al.* A review on PEEK composites—Manufacturing methods, properties and applications. **Materials Today: Proceedings**, 33, 1085-1092. DOI:<https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.07.124>.

TOLDY, A. *et al.* Flame retardancy of fibre-reinforced epoxy resin composites for aerospace applications. **Polymer degradation and stability**, v. 96, n. 3, p. 371-376, 2011.

TON-THAT, C. *et al.* XPS and AFM surface studies of solvent-cast PS/PMMA blends. **Polymer**, v. 42, n. 3, p. 1121-1129, 2001. Doi: [doi:10.1016/s0032-3861\(00\)00448-1](https://doi.org/10.1016/s0032-3861(00)00448-1).

UNNIKRISHNAN, L. Miscibility Evaluation of Polystyrene and Poly (Methyl Methacrylate) Blends: Analysis of Mechanical, Thermal, Morphology, and Viscoelastic Properties. **International Journal of Polymer Science & Engineering**. 2015. v. 1, n. 2, p. 8–18. Disponível em: <www.journalspub.com>.

UTRACKI, L. A. Characterization of high temperature polymer blends for specific applications: fuel cells and aerospace applications In High Temperature Polymer Blends. **Woodhead Publishing**, 2014. p. 70-129. Doi: [doi:10.1533/9780857099013.70](https://doi.org/10.1533/9780857099013.70).

VIEILLE, B. *et al.* Influence of kerosene flame on fire behavior and mechanical properties of PEEK composite laminates reinforced with hybrid carbon glass fibers. **Composite Structures**, v. 279, p. 114786, 2022. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2021.114786>.

WIBAWA, P. *et al.* Design, Preparation and Characterization of Polystyrene Nanospheres Based-Porous Structure towards UV-Visible and Infrared Light Absorption. **Physics Procedia**, n. 22, p. 524 – 531, 2011. Doi: [doi:10.1016/j.phpro.2011.11.081](https://doi.org/10.1016/j.phpro.2011.11.081).

WU, Z., LU, J. *et al.* Optimization for production of exopolysaccharides with antitumor activity in vitro from *Paecilomyces hepiali*. **Carbohydrate polymers**, v. 99, p. 226-234. Doi: [doi:10.1016/j.carbpol.2008.08.014](https://doi.org/10.1016/j.carbpol.2008.08.014).

YI-BIN, H.; THOMAS, E. Effects of Molecular Weight and Comonomer Content on the Optical Clarity of Crystallized Syndiotactic Polystyrene Sheets. **Journal of Applied Polymer Science**, v. 73, p. 2455–2461, 1999.

ZAHID, M. *et al.* Improvement in optical and electrical performance of hydrophobic and antireflective silica nanoparticles coating on PMMA for lightweight PV module. **Optical Materials**, v. 119, p. 111371, 2021.

Doi:doi.org/10.1016/j.optmat.2021.111371.

ZHANGA, W. *et al.* Water content detection in aviation fuel by using PMMA based optical fiber grating. **Sensors & Actuators: B. Chemical**, v. 282, p. 774–779, 2029. Doi.org/10.1016/j.snb.2018.11.134.

ZHANG, Bing; BLUM, F. D. Thermogravimetric study of ultrathin PMMA films on silica: Effect of tacticity. **Thermochimica Acta**, 2003. v. 396, n. 1–2, p. 211–217.

ZHOU, R. J., & BURKHART, T. Optical properties of particle-filled polycarbonate, polystyrene, and poly (methyl methacrylate) composites. **Journal of applied polymer science**, v. 115, n. 3 p. 1866-1872. Doi: doi:10.1002/app.31331.

YILMAZ, E. Compatibilizer Effect on Optical Properties of Immiscible PMMA/PS Blends. **International Journal of Pure Applied Science**, v.8, n.1, p.149-156, 2022. DOI: 10.29132/ijpas.1054866