



UNIVERSIDADE FEDERAL DA BAHIA
ESCOLA POLITÉCNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA QUÍMICA

ANA PAULA BISPO GONÇALVES

**DESENVOLVIMENTO DE COMPÓSITOS A BASE DE
BLENDAS DE PET RECICLADO/PEAD REFORÇADOS
COM FIBRA DE BANANEIRA**

Salvador - Bahia

2014

ANA PAULA BISPO GONÇALVES

**DESENVOLVIMENTO DE COMPÓSITOS A BASE DE
BLENDAS DE PET RECICLADO/PEAD REFORÇADOS
COM FIBRA DE BANANEIRA**

Dissertação de Mestrado apresentada à Universidade Federal da Bahia, Mestrado em Engenharia Química como parte dos requisitos exigidos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Química.

Orientador: Prof. Dr. Samuel Luporini

Co-orientadora: Prof^ª Dr^ª Nadia Mamede Jose

Salvador - Bahia

2014

G639 Gonçalves, Ana Paula Bispo
Desenvolvimento de compósitos a base de blenda de PET
reciclado/PEAD reforçados com fibras de bananeira. /Ana
Paula Bispo Gonçalves. – Salvador, 2014.
107 f. : il. color.

Orientador : Prof. Dr. Samuel Luporini

Co-orientadora : Profª Drª Nadia Mamede José

Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal da Bahia.
Escola Politécnica, 2014.

1. Compósitos. 2. Fibra de bananeira. 3. Blenda polimérica.
4. PET. 5. PEAD. I. Luporini, Samuel. II. Universidade Federal
da Bahia. III. Título.

CDD : 660




UNIVERSIDADE FEDERAL DA BAHIA
ESCOLA POLITÉCNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA QUÍMICA

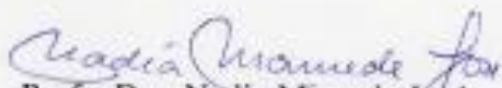


A Comissão examinadora, abaixo assinada, aprova a Dissertação "DESENVOLVIMENTO DE COMPÓSITOS A BASE DE BLENDA DE PET RECICLADO/PEAD REFORÇADOS COM FIBRA DE BANANEIRA", de Ana Paula Bispo Gonçalves como requisito parcial para obtenção do Grau de Mestre em Engenharia Química.

Salvador Ba, 07 de abril de 2014.

Comissão Examinadora:


Prof. Dr. Samuel Luporini
(Orientador-UFBA)


Profa. Dra. Nadia Mamede José
(Co-orientadora/UFBA)


Profa. Dra. Zora Ionara Gama dos Santos
(UFS)


Prof. Dr. Jaime Soares Boaventura Filho
(UFBA)

Dedico com muito amor

Aos meus pais, Paulo e Joselita,

Aos meus irmãos Rosa, Rosi e Paulo,

Aos meus sobrinhos Isadora, Matheus e Marcos,

Ao Grupo GECIM,

Aos meus amigos.

AGRADECIMENTOS

À Deus, luz sempre presente na minha vida, por me dar força para superar os obstáculos e por me guiar nesta empreitada colocando pessoas boas e dispostas a ajudar.

À professora, amiga, conselheira, Nadia Mamede José, pela orientação, conselhos, comprometimento, apoio e pela confiança depositada em meu trabalho. Meus sinceros e eternos agradecimentos!

Ao professor Samuel Luporini por ter aceitado me orientar. Obrigada!

Aos meus amados pais, Joselita Gonçalves e Paulo Gonçalves pelo apoio incondicional, não só pela concretização desse sonho, mas também por toda minha caminhada e, sobretudo pelos ensinamentos de valores tão importantes como: honestidade, humildade e perseverança.

Aos meus irmãos Rosiane, Rosa e Paulo pelo apoio imensurável, conselhos, desabafos e por torcerem sempre pelas minhas conquistas. Amo muito vocês!

À Rosa, minha amada irmã e amiga por ser a minha maior incentivadora.

Aos meus queridos sobrinhos Isadora, Matheus e Marcos pelas ausências e pela demonstração de carinho.

À Danilo Hansen pela amizade, companhia nas disciplinas, conselhos, desabafos, treinamento nos equipamentos e por ter me proporcionando momentos de alegrias.

À Cleidiane Miranda, pela amizade que foi surgindo durante esse período e foi se fortalecendo a cada dia. Agradeço também pelos ensinamentos, sugestões e conselhos. Muitíssimo obrigada!

À minha família GECIM: Nadia, Danilo, Cleidiane, Ana Paula, Patrícia, Luiz Alberto, Jamerson, Renato, Wilton, Luana, Caio, Eliane, Marina e Mariana pela maravilhosa e divertida convivência. Adoro vocês!

À Danilo, Cleidiane, Jamerson, Meire, Luiz Henrique, Maia, Bruno e Luana pela ajuda nas análises de TG, DSC, FTIR e ensaios mecânicos.

À Vanessa Maciel pela doação de caule de bananeira roxa e as pessoas que me ajudaram a escovar bananeira: Danilo, Luiz Henrique, Lourenço, Adriana, Patrícia, Meire, Júlia, Marcela, Raquel, Luís Carlos.

À Professora Zora Ionara e ao técnico Vicente pela injeção dos corpos de prova do meu material. Agradeço também a Josiane e Rômulo pelo acesso à infraestrutura do laboratório de Polímeros do Senai-CIMATEC.

Aos professores Zora Santos e Marcelo Ueki pela injeção dos compósitos, ensaios de impacto realizados na Universidade Federal de Sergipe. Agradeço também pela excelente recepção.

Aos professores Newton, do Instituto de Física e Raildo Fiuza pelas análises de densidade.

Aos professores Zênis Novais e Fábio do Instituto de Química pelas análises de FTIR.

Ao professor Ricardo Fernandes, por me deixar utilizar a infraestrutura do laboratório na Escola Politécnica, sob sua coordenação.

Aos professores Jaime Boaventura e Carlos Caldas pelas contribuições na qualificação.

Aos técnicos Maia, Tenilson e Vilberto e pelas análises de ensaios mecânicos, MEV e DRX e respectivamente.

Às professoras Maria da Graça Carneiro, Ilma Ventura e Rosângela Vidal pela convivência profissional.

Aos meus colegas do PPEQ Danilo, Lindaura, Maria Luiza Santana, Maria Luiza Andrade, Patrícia, Denilson e Cleidiane pelos dias de estudos intensos.

À minha grande amiga Lilia Bispo, *in memoriam*, pela amizade sincera, pelos conselhos e por ter me proporcionado a convivência com uma pessoa tão maravilhosa e iluminada.

À minha querida amiga de todas as horas, Isabella Almeida, pelo incentivo, desabafos, conselhos, revisão de texto e por toda trajetória.

Às minhas amigas Aline, Chirlene, Charlene, Alessandra, Ivanice, Michele, Sirlene, Lílian e Patrícia pelo apoio e desabafos nos momentos mais difíceis.

Aos amigos que conheci durante a graduação, em especial, Isleide Lemos, Juliana Lage, Juliana Matos, Liliane Santos, Hênia Cruz, Tadeu Campos, Wellington Correia e Patrícia Assis.

À Roberto Batista, pelos conselhos e apoio no início do mestrado.

Aos meus amigos de longa data, Douglas, Anderson, Fábio, Ana Virgínia, Sirlene e Márcio pelos conselhos.

As empresas Bahia Pet, Chemtura e Polialden pela doação das matérias primas utilizadas no desenvolvimento desse trabalho.

À Capes, pelo apoio financeiro.

Aos meus colegas do Grupo GECCAT, em especial, a Saulo, Paulo, Sirlene, Márcia, Antônia, Jessília, Eva e Sarah pela convivência e aprendizado na iniciação científica.

Ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Química (PPEQ) da UFBA, pelo aprimoramento profissional.

À todos os professores, em especial Silvana e Luiz Mário, e aos funcionários do PPEQ, que de alguma forma contribuíram para minha formação.

À santo Expedito pelas graças alcançadas. Amém!

Muito Obrigada!

“Às vezes alguns sonhos parecem inalcançáveis,
mas a perseverança vai além do parecer”.

(Michelle Ramos)

RESUMO

Devido ao apelo ambiental que tem crescido nos últimos anos, pesquisas envolvendo a utilização de rejeitos industriais bem como a utilização de matérias-primas oriundas de fontes renováveis reafirma essa necessidade. Nesse contexto, materiais compósitos reforçados com fibras vegetais têm se destacado como materiais promissores e com aplicações em diversos ramos, a exemplo da construção civil que é um setor de tendência crescente no país e grande gerador de consumidores. A vantagem em se utilizar as fibras vegetais incorporadas em matrizes poliméricas gerando materiais compósitos com possíveis aplicações nesse setor está relacionada às características tais como: baixo custo, baixa densidade, elevada resistência e caráter renovável. As características das fibras, aliadas a utilização de polímeros provenientes de resíduo sólido urbano vão fornecer materiais de baixo custo, mais ambientalmente corretos, com propriedades mecânicas satisfatórias, e de menor peso, o que é de grande interesse para diversas aplicações. No presente trabalho foi extraído e caracterizado uma espécie de fibra de bananeira ainda não relatada na literatura, *Musa velutina*, conhecida como bananeira roxa. Foram preparados duas séries de blendas poliméricas: PET reciclado/PEAD em diferentes proporções com e sem compatibilizante. Utilizando as duas formulações das blendas que apresentaram melhor desempenho mecânico, foram preparados compósitos com 5% de fibra *in natura* e tratadas com solução de NaOH a 5% (m/v). As propriedades térmicas, estruturais, morfológicas, e mecânicas das fibras, das blendas e dos compósitos foram avaliadas. Observou-se pelas micrografias uma boa adesão na interface fibra/ matriz. Em relação às análises térmicas, foi verificado que os compósitos apresentaram estabilidade térmica às matrizes poliméricas. Avaliando os resultados de DRX dos compósitos, observou-se a formação de materiais com características intermediárias inerentes aos componentes puros. Nos ensaios de impacto foi verificado que os compósitos as amostras apresentaram menor resistência ao impacto quando comparadas as suas matrizes de origem e que não houve perda significativa dessa propriedade. Os compósitos apresentaram propriedades mecânicas, a exemplo do módulo de elasticidade sob tração e flexão superiores às das matrizes poliméricas, demonstrando que as fibras vegetais podem ser utilizadas com êxito como reforço em polímeros constituindo em uma alternativa ambiental conferindo valor agregado aos resíduos agrícolas e urbanos.

Palavras-chave: Compósitos, Blendas, Fibra de bananeira, PET, PEAD.

ABSTRACT

Due to the growing environmental appeal in recent years, researchs involving the use of industrial waste, as well as the use of raw materials derived from renewable sources, reaffirms this need. In this context, composite materials reinforced with vegetable fibers have emerged as promising materials with applications in several fields, such as construction industry, which is a growing trend in the country and major generator of consumers. The advantage of using plant fibers embedded in polymer matrices, thus generating composite materials with potential applications in aforementioned sector, is related to characteristics such as: low cost, low density, high strength and renewable character. The characteristics of the fibers, combined with the use of polymers that originate from the increase of urban solid waste, will provide low cost materials that are more eco-friendly, with less weight and satisfactory mechanical properties, which is of great interest for several applications. In this work a kind of banana fiber, that hasn't yet been reported in the literature, was extracted and characterized: *Musa velutina*, also known as purple banana. Two series of polymer blends were prepared: recycled polyethylene terephthalate (PET) and high-density polyethylene (HDPE) in different proportions, with and without compatibilizer. Using the two blend formulations that had better mechanical performance, reinforced composites were prepared: one with 5% *in natura* fibers and another with 5 % treated fibers with a solution of 5 % (w/v) NaOH. The thermal, structural, morphological and mechanical properties of the fibers, the blends and the composites were evaluated. The micrographs revealed a good adhesion on fiber/matrix interface. Regarding the thermal analysis, the composite thermal stability was similar to the polymer matrix. Evaluating the crystallinity of the composites, it was observed the formation of crystalline and amorphous materials, typical characteristics of the pure constituents. The impact tests verified that the samples had lower impact strength when compared to the original matrix however with no significant loss. Relative to the elasticity and tensile modulus, tensile strength at break and modulus of elasticity in bending, the properties of the composites were superior to the properties of polymer matrices, demonstrating that plant fibers can be successfully used as reinforcement in polymer matrices. Composite materials developed in this study are presented as an alternative to environmental trends associated with the opportunity to add value to natural fibers, especially in an agricultural country like Brazil.

Keywords: Composites, Blends, Banana fiber, PET, HDPE.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Estrutura do mero do PET.....	04
Figura 2. Utilização de PET reciclado em almofadas, cordas de varal e tapete.....	05
Figura 3. Utilização de PET em tubos, conexões e mármore sintético para a produção de pias.....	06
Figura 4. Utilização de PET em revestimentos de carpete e bancos de ônibus.....	06
Figura 5. Chapa de piso da blenda PET/PEAD.....	10
Figura 6. Complexo lignocelulósico.....	12
Figura 7. Representação esquemática da estrutura das fibras vegetais.....	12
Figura 8. Monômero da celulose – celobiose.....	13
Figura 9. Estrutura química da celulose.....	13
Figura 10. Estrutura química dos monossacarídeos que compõem a hemicelulose.....	14
Figura 11. Estrutura da lignina.....	15
Figura 12. Estrutura da bananeira.....	16
Figura 13. Fibra de bananeira.....	17
Figura 14. Banana roxa.....	17
Figura 15. Pseudocaule da bananeira roxa e suas fibras extraídas para serem utilizadas na confecção dos compósitos.....	24
Figura 16. PET reciclado na forma de pellets.....	24
Figura 17. PEAD em forma de pellets.....	25
Figura 18. POLYBOND.....	25
Figura 19. Processo de desfibrilação da bananeira.....	26
Figura 20. (a) Extrusão do material; (b) Blendas obtidas sob forma de espaguete; (c) Corpos de provas injetados.....	29
Figura 21. (a) Compósitos obtidos sob forma de espaguete; (b) Corpos de provas injetados.....	33
Figura 22. Ensaio de tração de um monofilamento de fibra de bananeira.....	35
Figura 23. (a) Ensaio de tração da blenda; (b) Ensaio de tração do compósito.....	35
Figura 24. (a) Ensaio de flexão da blenda; (b) Ensaio de flexão do compósito.....	36
Figura 25. (a) Corpo de prova do compósito; (b) Equipamento utilizado para o ensaio de impacto.....	37
Figura 26. (a) Curvas de TG; (b) Curvas de DTG da fibra de bananeira <i>in natura</i> e tratada.....	39
Figura 27. DTG de fibra de bananeira com e sem tratamento.....	40
Figura 28. Curvas de DSC das fibras de bananeira <i>in natura</i> e tratada.....	41
Figura 29. Espectro de infravermelho das fibras de bananeira <i>in natura</i> e tratada.....	43
Figura 30. Difratomogramas das fibras de bananeira <i>in natura</i> e tratada.....	45

Figura 31. Curvas representativas de resistência à tração na ruptura dos monofilamentos das amostras. (a) <i>in natura</i> ; (b) tratada.....	47
Figura 32. (a) Valores da resistência à tração na ruptura bananeira <i>in natura</i> e tratada para o ensaio de tração; (b) Módulo de elasticidade das fibras de bananeira <i>in natura</i> e tratada no ensaio de tração.....	48
Figura 33. Valores da deformação específica na ruptura dos monofilamentos <i>in natura</i> e tratada.....	48
Figura 34. Estrutura de uma fibra vegetal de eucalipto e sua imagem de MEV.....	49
Figura 35. Micrografias da superfície da fibra de bananeira <i>in natura</i> em (a) 100x e (b) 400x.....	50
Figura 36. Micrografias da fratura da fibra de bananeira <i>in natura</i> em (a) 200x e (b) 400x.....	51
Figura 37. Micrografias da superfície da fibra de bananeira tratada em (a) 100x e (b) 400x.....	51
Figura 38. Micrografias da fratura da fibra de bananeira tratada em (a) 200x e (b) 350x.....	52
Figura 39. (a) Curvas de TG dos polímeros puros; (b) Curvas de DTG dos polímeros puros.....	52
Figura 40. (a) Curvas de TG das blendas; (b) Curvas de DTG das blendas das séries M2278 e M3070 sem e com compatibilizante.....	53
Figura 41. (a) Curvas de TG das blendas; (b) Curvas de DTG das blendas da série M5050 sem e com compatibilizante,.....	53
Figura 42. (a) Curvas de TG das blendas; (b) Curvas de DTG das blendas das séries M7822 e M7030 sem e com compatibilizante.....	54
Figura 43. Curvas de DSC dos polímeros puros.....	55
Figura 44. Curvas de DSC das séries de blendas M2278 e M3070 sem e com compatibilizante.....	56
Figura 45. Curvas de DSC das séries de blendas M5050 sem e com compatibilizante.....	56
Figura 46. Curvas de DSC das séries de blendas M7822 e M7030 sem e com compatibilizante.	56
Figura 47. Espectros de infravermelho dos polímeros puros.....	57
Figura 48. Espectros das séries de blendas M2278 e M3070 sem e com compatibilizante.....	57
Figura 49. Espectros das séries de blendas M5050 sem e com compatibilizante.....	58
Figura 50. Espectros das séries de blendas M7030 e M7822 sem e com compatibilizante.....	58
Figura 51. Difratoogramas dos polímeros puros.....	59
Figura 52. Difratoogramas das séries de blendas M2278 e M3070 sem e com compatibilizante.....	59
Figuras 53. Difratoogramas das séries de blendas M5050 sem e com compatibilizante.....	59
Figura 54. Difratoogramas das séries de blendas M7030 e M7822 sem e com compatibilizante.....	60
Figura 55. Curvas representativas de resistência à tração dos constituintes puros e das blendas. (a) PET; (b) PEAD; (c) M2278S; (d) M22C7.5; (e) M3070S; (f) M30C5; (g) M5050S; (h) M50C7.5; (i) M7030S; (j) M70C5; (l) M7822S; (m) M78C7.5.....	61
Figura 56. (a) Valores da resistência à tração na ruptura; (b) Valores de módulo de elasticidade dos polímeros puros no ensaio de tração.....	64
Figura 57. (a) Valores da resistência à tração na ruptura; (b) Valores de módulo de elasticidade das blendas sem compatibilizante no ensaio de tração.....	64

Figura 58. Valores da resistência à tração na ruptura das blendas com compatibilizante no ensaio de tração.....	64
Figura 59. Valores do módulo de elasticidade das blendas sem compatibilizante no ensaio de tração	
Figura 60. Valores da deformação específica na ruptura dos constituintes puros.....	65
Figura 61. Valores da deformação específica na ruptura das blendas sem compatibilizante.....	66
Figura 62. Valores da deformação específica na ruptura das blendas com compatibilizante.....	66
Figura 63. (a) Valores da resistência à flexão na ruptura; (b) Valores de módulo de elasticidade dos polímeros puros no ensaio de flexão.....	67
Figura 64. (a) Valores da resistência à flexão na ruptura; (b) Valores de módulo de elasticidade das blendas sem compatibilizante.....	68
Figura 65. Valores da resistência à flexão na ruptura das blendas com compatibilizante.....	68
Figura 66. Valores do módulo de elasticidade das blendas com compatibilizante.....	68
Figura 67. Micrografias da fratura de tração dos polímeros puros (a) PET em 100x; (b) PEAD em 140x.....	69
Figura 68. Micrografias da fratura de tração da blenda M7030S em 800x (a), em 2000x.....	70
Figura 69. Micrografias da fratura de tração da blenda M70C5 em 800x (a), em 2000x (b).....	70
Figura 70. Micrografias da fratura de tração da blenda M7822S em 800x (a), em 2000x (b).....	71
Figura 71. Micrografias da fratura de tração das blendas M78C7.5 em 800x (a), em 2000x (b).....	71
Figura 72. Superfície de resposta do módulo de elasticidade sob tração (Y_2) em função do percentual de PET/PEAD (X_1) e percentual de compatibilizante (X_2).....	76
Figura 73. Superfície de resposta da tensão na ruptura sob flexão (Y_3) em função do percentual de PET/PEAD (X_1) e percentual de compatibilizante (X_2).....	78
Figura 74. Superfície de resposta do módulo de elasticidade sob flexão (Y_4) em função do percentual de PET/PEAD (X_1) e percentual de compatibilizante (X_2).....	80
Figura 75. (a) Curvas de TG; (b) Curvas de DTG da fibra de bananeira <i>in natura</i> e tratada, da matriz M70C5 e dos compósitos preparados com as fibras sem tratamento e tratada.....	81
Figura 76. (a) Curvas TG; (b) Curvas de DTG da fibra de bananeira <i>in natura</i> e tratada, da matriz M78C7.5 e dos compósitos preparados com as fibras sem tratamento e tratada.....	81
Figura 77. Curvas de DSC da fibra de bananeira <i>in natura</i> e tratada, da matriz M70C5 e dos compósitos preparados com as fibras sem tratamento e tratada.....	83
Figura 78. Curvas de DSC da fibra de bananeira <i>in natura</i> e tratada, da matriz M78C7.5 e dos compósitos preparados com as fibras sem tratamento e tratada.....	83
Figura 79. Espectros de infravermelho da fibra de bananeira <i>in natura</i> e tratada, da matriz M70C5 e dos compósitos preparados com as fibras sem tratamento e tratada.....	84
Figura 80. Espectros de infravermelho da fibra de bananeira <i>in natura</i> e tratada, da matriz M78C7.5 e dos compósitos preparados com as fibras sem tratamento e tratada.....	84

Figura 81. Difratoogramas da fibra de bananeira <i>in natura</i> e tratada, da matriz M70C5 dos compósitos preparados com as fibras sem tratamento e tratada.....	85
Figura 82. Difratoogramas da fibra de bananeira <i>in natura</i> e tratada, da matriz M78C7.5 dos compósitos preparados com as fibras sem tratamento e tratada.....	85
Figura 83. Curvas representativas de resistência à tração dos compósitos (a) MB5N; (b) MB5T.....	86
Figura 84. Curvas representativas de resistência a tração dos compósitos (a) MB7.5N; (b) MB7.5T...	86
Figura 85. (a) Valores da resistência à tração na ruptura; (b) Valores de módulo de elasticidade dos compósitos MB5N e MB5T para o ensaio de tração.....	87
Figura 86. (a) Valores da resistência à tração na ruptura; (b) Valores de módulo de elasticidade dos compósitos MB7.5N e MB7.5T para o ensaio de tração.....	87
Figura 87. Valores da deformação específica na ruptura dos compósitos (a) compósitos MB5;.....	88
Figura 88. (a) Valores da resistência à flexão na ruptura; (b) Valores de módulo de elasticidade dos compósitos MB5N e MB5T.....	88
Figura 89. (a) Valores da resistência à flexão na ruptura; (b) Valores de módulo de elasticidade dos compósitos MB7.5N e MB7.5T.....	90
Figura 90. (a) Valores da resistência ao impacto das matrizes M70C5 e dos seus respectivos compósitos (MB5N e MB5T); (b) M78C7.5 e dos compósitos MB7.5N e MB7.5T para o ensaio de impacto.....	91
Figura 91. Micrografias eletrônicas da fratura de tração do compósito MB5N em 800x (a); em 500x (b).....	92
Figura 92. Micrografias eletrônicas da fratura de tração do compósito MB5T em 500x (a), em 600x (b);.....	92
Figura 93. Micrografias eletrônicas da fratura de tração do compósito MB7.5N em 300x (a), 220x (b).....	92
Figura 94. Micrografias eletrônicas da fratura de tração do compósito MB7.5T em 300x (a) e 500x (b).....	93

LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Processamento e aplicações do PEAD.....	7
Tabela 2. Composição química de algumas fibras vegetais.....	12
Tabela 3. Composição (% em massa) das misturas poliméricas de PET reciclado, PEAD sem compatibilizante.....	24
Tabela 4. Valores reais e os níveis dos fatores do planejamento fatorial completo (2^2).....	29
Tabela 5. Valores reais e os níveis dos fatores do planejamento fatorial completo (2^2 + “configuração estrela”.....	30
Tabela 6. Composição (% em massa) das misturas poliméricas de PET reciclado, PEAD com compatibilizante através do planejamento estrela.....	31
Tabela 7. Matriz do planejamento dos experimentos em sua forma real e codificada.....	31
Tabela 8. Compósitos com fibras <i>in natura</i>	32
Tabela 9. Compósitos com fibras tratada.....	32
Tabela 10. Temperaturas características dos 2º eventos observados nos gráficos de TG e DTG para as fibras de bananeira <i>in natura</i> e tratada.....	41
Tabela 11. Número de onda dos grupos funcionais presentes na fibra.....	42
Tabela 12. Valores dos índices de cristalinidade das amostras.....	45
Tabela 13. Valores de densidades das fibras de bananeira roxa.....	46
Tabela 14. Temperaturas características do evento observados nos gráficos de TG e DTG para os polímeros puros e blendas sem e com compatibilizante.....	54
Tabela 15. Matriz do planejamento experimental composto por variáveis independentes (valores reais e codificados) e respostas referentes aos ensaios mecânicos.....	72
Tabela 16. Estimativa de efeitos de X_1 e X_2 da tensão na ruptura sob tração (Y_1).....	73
Tabela 17. Análise de variância para avaliação estatística.....	74
Tabela 18. Estimativa de efeitos de X_1 e X_2 do módulo de elasticidade sob tração (Y_2).....	74
Tabela 19. Análise de variância para avaliação estatística.....	75
Tabela 20. Estimativa de efeitos de X_1 e X_2 da tensão na ruptura sob flexão (Y_3).....	77
Tabela 21. Análise de variância para avaliação estatística.....	77
Tabela 22. Estimativa de efeitos de X_1 e X_2 do módulo de elasticidade sob flexão (Y_4).....	78
Tabela 23. Análise de variância para avaliação estatística.....	79
Tabela 24. Temperaturas características dos eventos observados nos gráficos de TG e DTG para as fibras, matriz polimérica da blenda M70C5 e dos compósitos com fibra <i>in natura</i> e tratada.	82
Tabela 25. Temperaturas características dos eventos observados nos gráficos de TG e DTG para as fibras, matriz polimérica da blenda M78C7.5 e dos compósitos com fibra <i>in natura</i> e tratada.....	82

LISTA DE ABREVIATURAS

ABS: Acrilonitrila, butadieno e estireno
ANOVA: Análise de variância
ASTM: American Society for Testing and Materials
COMPATIB: Compatibilizante
D: Diâmetro
DCCR: Delineamento Composto Central Rotacional
DRX: Difractometria de raios X
DSC: Calorimetria Exploratória Diferencial
DTG: Termogravimetria Derivada
E: Módulo de Elasticidade
EGMA: Ethylene-*ran*-methylacrylate
F: teste de Fischer
FTIR: Espectroscopia na região do infravermelho com transformada de Fourier
GMA: Glicidil metil acrilato
HDPE-g-MA: Polietileno de alta densidade grafitizado com anidrido maléico
Ic: Índice de cristalinidade
ISO: International Organization for Standardization
L: Comprimento
LDPE: Low density polyethylene
MA: Anidrido maléico
MEG: Monoetileno glicol
MEV: Microscopia eletrônica de varredura
MSR: Metodologia de Superfície de Resposta
n: Número observado
NaOH: Hidróxido de sódio
PE: Polietileno
PEAD: Polietileno de alta densidade
PEBD: Polietileno de baixa densidade
PELBD: Polietileno linear de baixa densidade
PET: Poli (Tereftalato de etileno)
POLYBOND: Polietileno de alta densidade funcionalizado com anidrido maléico
PP: Polipropileno
PP-g-MA: Polipropileno grafitizado com anidrido maléico
PS: Poliestireno

PTA: Ácido tereftálico purificado
PVC: Policloreto de vinila
rpm: Rotação por minuto
s: desvio padrão
S1: Camada primária da fibra
S2: Camada secundária da fibra
S3: Camada terciária da fibra
SEBS-g-MA: Ethene-co-butenelstyrene grafted with maleic anhydride
T endset: Temperatura de final de degradação
T máx: Temperatura máxima
T onset: Temperatura de início de degradação
t: valor de t Student
Tc: temperatura de cristalização
Tg: temperatura de transição vítrea
TG: Termogravimetria
Tm: Temperatura de fusão
 ΔH : Entalpia
 \square : Deformação específica
 θ : Ângulo de difração
 ρ : Densidade
 σ : Resistência a Tração

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....	01
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	02
2.1. Compósitos poliméricos.....	03
2.2. Matrizes poliméricas.....	03
2.2.1. Poli (tereftalato de etileno).....	04
2.2.1.1. Aplicações para o PET reciclado	05
2.2.2. Polietileno de alta densidade.....	06
2.2.2.1. Aplicações para o PEAD.....	07
2.3. Blendas de PET e PEAD.....	08
2.4. Compatibilização de blendas poliméricas.....	10
2.5. Fibras vegetais.....	11
2.6. Fibra de bananeira.....	15
2.7. Bananeira roxa.....	17
2.8. Compósitos reforçados por fibras vegetais.....	18
2.9. Compósitos reforçados com fibras de bananeira.....	19
2.10. Tratamento químico em fibras vegetais.....	21
3. OBJETIVOS.....	23
3.1. Objetivo Geral.....	23
3.2. Objetivos Específicos.....	23
4.0. MATERIAIS E METODOLOGIA.....	23
4.1. Materiais.....	24
4.1.1. Fibras de bananeira.....	24
4.1.2. Hidróxido de sódio.....	24
4.1.3. Poli (tereftalato de etileno)	24
4.1.4. Polietileno de alta densidade.....	25
4.1.5. Polybond: polietileno de alta densidade funcionalizado com anidrido maléico.....	25
4.2. METODOLOGIA.....	25
4.2.1. Extração das fibras de bananeira.....	25
4.2.2. Tratamento superficial da fibra de bananeira.....	27
4.2.2.1. Tratamento alcalino.....	27
4.2.3. Preparação das blendas.....	27
4.2.3.1. Blendas sem compatibilizante.....	28
4.2.3.2. Blendas com compatibilizante.....	28

4.2.3.2.1. Planejamento experimental estatístico.....	29
4.2.4. Preparação dos compósitos.....	32
4.2.5. Técnicas de caracterização.....	33
4.2.5.1. Termogravimetria	33
4.2.5.2. Calorimetria exploratória diferencial	33
4.2.5.3 Espectroscopia na região do infravermelho com transformada de Fourier.....	33
4.2.5.4. Difratometria de raios X.....	34
4.2.5.5. Determinação da densidade.....	34
4.2.5.6. Ensaio mecânicos.....	34
4.2.5.6.1. Ensaio de tração.....	34
4.2.5.6.1.1. Ensaio de tração das fibras.....	34
4.2.5.6.1.2. Ensaio de tração das blendas e dos compósitos.....	35
4.2.5.6.2. Ensaio de flexão.....	35
4.2.5.6.2.1. Ensaio de flexão das blendas e dos compósitos.....	36
4.2.5.6.3. Ensaio de impacto.....	36
4.2.5.7 Microscopia eletrônica de varredura	37
4.2.6. Método estatístico.....	37
4.2.6.1. Teste de Dixon ou teste de confiança Q.....	37
4.2.6.2. Teste t de student.....	38
5.0. RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	38
5.1. Fibra de bananeira.....	38
5.1.1. Termogravimetria.....	38
5.1.2. Calorimetria exploratória diferencial.....	41
5.1.3. Espectroscopia na região do infravermelho com transformada de Fourier.....	42
5.1.4. Difratometria de raios X.....	44
5.1.5. Densidade.....	45
5.1.6. Ensaio de tração.....	46
5.1.7. Microscopia eletrônica de varredura.....	49
5.2. Blendas.....	52
5.2.1. Termogravimetria.....	52
5.2.2. Calorimetria exploratória diferencial.....	55
5.2.3. Espectroscopia na região do infravermelho com transformada de Fourier.....	57
5.2.4. Difratometria de raios X.....	58
5.2.5. Ensaio mecânicos.....	60

5.2.5.1. Ensaio de tração.....	60
5.2.5.2. Ensaio de flexão.....	67
5.2.6. Microscopia eletrônica de varredura.....	69
5.2.7. Superfície de reposta das blendas.....	71
5.2.7.1. Tensão na ruptura sob tração(y_1).....	73
5.2.7.2. Módulo de elasticidade sob tração (y_2)	74
5.2.7.3. Tensão na ruptura sob flexão (y_3)	76
5.2.7.4. Módulo de elasticidade sob flexão (y_4)	78
5.3. Compósitos.....	80
5.3.1. Termogravimetria.....	80
5.3.2. Calorimetria exploratória diferencial.....	83
5.3.3.Espectroscopia na região do infravermelho com transformada de Fourier.....	84
5.3.4. Difratometria de raios X.....	85
5.3.5. Ensaio mecânicos.....	86
5.3.5.1. Ensaio de tração.....	86
5.3.5.2. Ensaio de flexão.....	89
5.3.5.2. Ensaio de impacto.....	90
5.3.6. Microscopia eletrônica de varredura.....	91
6. CONCLUSÕES.....	93
7. PERSPECTIVAS.....	94
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	94
9. ANEXO.....	104

1. INTRODUÇÃO

Os polímeros termoplásticos têm conquistado espaço como material de grande relevância para a sociedade atual, entretanto seu descarte ainda é um grande problema. Os materiais poliméricos como polietileno de alta densidade (PEAD) e poliéster, como o poli (tereftalato de etileno) (PET), representam as classes de termoplásticos mais consumidos e estão disponíveis em grandes quantidades a partir do descarte doméstico, constituindo uma larga porção de resíduos plásticos pós-consumo, principalmente no setor de embalagens (MARCONCINI, 2006). Estudos referentes à composição de resíduos sólidos urbanos no Brasil mostrou que o PEAD encontra-se em grande quantidade do total de plásticos coletados, sendo esta, menor em relação PET (MANCINI et al., 2004), que é muito conhecido atualmente através das garrafas plásticas, mas que também apresenta aplicações em outros setores como construção civil, automobilístico e outros.

A indústria de polímeros termoplásticos tem avançado nos últimos anos no sentido de se buscar uma alternativa de modo a minimizar os problemas ambientais gerados pelos mesmos (MARTÍNEZ et al., 2007). Uma alternativa interessante e promissora sob o ponto de vista ambiental, além do fato de agregar valor aos resíduos, refere-se na utilização do PET e do PEAD em desenvolvimento de blendas, possibilitando a criação de material com propriedades intermediárias entre os constituintes puros. Blendas poliméricas são materiais que se destacam pela ampla faixa de possíveis aplicações, pois suas propriedades físicas, químicas e mecânicas podem ser alteradas, a depender da concentração dos constituintes, visando um desempenho desejável para o produto final (ULTRACKI, 1989; BUCKNALL, 2000) oferecendo um balanço atrativo dessas propriedades. Nesse contexto, o PEAD pode modificar as propriedades do PET, pois apresenta alta resistência ao impacto e boa resistência aos solventes químicos. Por outro lado, o PET pode melhorar as propriedades mecânicas e térmicas do PEAD (GUIMARÃES et al., 2011). Entretanto, a imiscibilidade entre ambos leva a formação de blendas com baixa adesão e alta tensão superficial, gerando separação de fases e resultando em um material com baixas propriedades mecânicas (LUSINCHI et al., 2001; DIMITROVA et al., 2000). Estas propriedades podem melhorar adicionando-se outro componente que atue como compatibilizante na interface dos dois polímeros.

A blenda PET/PEAD desenvolvida nesse trabalho foi utilizada como matriz polimérica em compósitos. Os compósitos podem ser definidos como materiais que apresentam dois ou mais constituintes quimicamente diferentes, que na escala macroscópica apresenta uma interface bem definida separando esses elementos constituintes. O material assim obtido pela associação desses diferentes materiais constituintes apresenta quase sempre melhores propriedades que seus elementos separadamente, e apresenta aplicações em diversos setores tais como, construção civil, automobilístico, eletrônico entre outros (MARINUCCI, 2011; MOTA, 2010).

Convencionalmente, os compósitos reforçados com fibras sintéticas, a exemplo de fibra de vidro ou carbono, ainda são extensivamente utilizados em diversos setores, pois esses reforços apresentam altos índices de rigidez, alta resistência à tração, entre outras características importantes. Entretanto, esses materiais são oriundos de recursos não renováveis os que tornam a aplicação desse tipo de fibras desvantajosa (MOTA, 2010).

Visando políticas e atividades que agridam menos o meio ambiente, diversas pesquisas têm sido desenvolvidas de modo a utilizar materiais que causem menos impactos. Como exemplo disso, têm-se as fibras vegetais ou lignocelulósicas. Essas fibras têm sido bastante empregadas em reforços em compósitos principalmente por apresentar baixo custo, baixa densidade, baixa abrasividade, biodegradável e ser de fonte renovável. Outro fator relevante em se utilizar as fibras vegetais está associado com abundância das mesmas no território brasileiro. Como desvantagem, as fibras vegetais são bastante hidrofílicas, o que resulta numa fraca interação com a matriz, que normalmente são hidrofóbicas. Para minimizar esse problema, os processos químicos e físicos têm sido empregados para modificar a superfície da fibra visando melhorar a adesão interfacial matriz-fibra (JOHN, 2008; ANANDJIWALA, 2008).

Como fase dispersa à matriz polimérica da blenda PET reciclado/PEAD com objetivo no desenvolvimento de compósitos, foi utilizada a fibra obtida a partir do pseudocaule da bananeira roxa, cujo nome científico é *Musa velutina*. Essa fibra tem sido utilizada não apenas em artesanatos, na produção de tapetes, chapéus, tecidos e outros, mas também empregada no desenvolvimento de pesquisas com objetivo de se utilizar os seus resíduos em outros setores tais como: construção civil, indústria automobilística, têxteis como fase dispersa em materiais compósitos, entre outros (SOFFINER, 2001).

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Atualmente, com a preocupação crescente com o meio ambiente e a redução de custos para otimizar a produção de um produto final tornando-o mais acessível, torna-se indispensável a utilização de matérias-primas alternativas e com boa aceitação no mercado; por essas razões, novos materiais a base de resina polimérica e fibras vegetais vêm surgindo a cada dia. São as propriedades e características desses materiais que irão definir uma determinada aplicação dos mesmos. Esta aplicação, por sua vez, está diretamente relacionada à matriz, que é a resina, e ao reforço, que é a fibra.

Este capítulo relata a fundamentação teórica que justifica a viabilidade desse trabalho. Serão abordados temas referentes aos materiais compósitos, matrizes poliméricas, a exemplo do PET, PEAD, blendas poliméricas, compatibilização de blendas poliméricas, fibras sintéticas e vegetais com foco especial em fibras de bananeira.

2.1 Compósitos poliméricos

Os compósitos podem ser definidos como materiais que apresentam dois ou mais constituintes quimicamente diferentes, e que na escala macroscópica apresenta uma interface bem definida separando esses elementos constituintes. O material assim obtido pela associação desses diferentes materiais constituintes apresenta quase sempre melhores propriedades que seus elementos separadamente (MARINUCCI, 2011).

Os compósitos são formados por um constituinte contínuo, que é denominado de matriz, e o outro constituinte, o qual está disperso na matriz que recebe o nome de carga ou reforço e atua melhorando as propriedades mecânicas da matriz (OLIVEIRA, 2007).

Dentre as aplicações dos compósitos destacam-se algumas utilizações dos mesmos em setores como construção civil, setor petroquímico, eletrônico, transporte, saneamento básico e etc (MOTA, 2010):

2.2. Matrizes poliméricas

Os polímeros são macromoléculas que possuem elevada massa molar, formadas pela união de várias moléculas menores. Cada uma dessas moléculas é chamada de monômero e as macromoléculas são os polímeros.

Os polímeros utilizados como matrizes em compósitos reforçados com fibras podem ser classificadas em dois tipos: termorrígidos e termoplásticos. Os polímeros termorrígidos, também denominados de termofixos são líquidos antes da cura, o que propicia a vantagem de serem processados ainda nesse estado em temperatura ambiente. A presença de ligações cruzadas entre as cadeias poliméricas permite a formação de uma estrutura tridimensional no polímero, tornando-o infusível e insolúvel, e desse modo sem a possibilidade de reciclagem. A solidificação é obtida pela adição de agentes de cura ao polímero, podendo ocorrer também pela ação de temperatura. Os polímeros termofixos necessitam de baixo investimento nos meios de produção por dispensar equipamentos como injetoras e extrusoras (MARINUCCI, 2011). Por outro lado, os polímeros termoplásticos são materiais que fundem e fluem sob efeito de temperatura e pressão e endurecem quando resfriados. Essa condição permite que possam ser convenientemente moldados. Aplicando-se pressão e temperatura podem iniciar um novo ciclo de fusão e endurecimento. Por essa razão, suas propriedades físicas são reversíveis. Esses materiais apresentam vantagens como moderada resistência química, baixa densidade, elevada tenacidade e reaproveitamento do material (reciclagem). Contudo, em geral, possuem baixa estabilidade dimensional e baixa temperatura de utilização (MARINUCCI, 2011).

A matriz nos materiais compósitos tem por finalidade atuar como meio de transferência de carga para os reforços através de área de contato entre a fibra e a matriz, e proteger o reforço

da abrasão mútua, danos e meios de degradação (CORREIA, 1988). As matrizes poliméricas utilizadas nesse trabalho (PET e PEAD) são classificadas em termoplásticas.

2.2.1 Poli (tereftalato de etileno) - PET

O PET é um polímero termoplástico da classe dos poliésteres, considerado o mais resistente plástico para a fabricação de garrafas, frascos e embalagens para bebidas carbonatadas, águas, sucos, óleos comestíveis, medicamentos, cosméticos, produtos de higiene de limpeza, destilados, isotônicos, entre vários outros (ABIPET, 2012). O PET é produzido industrialmente através da esterificação direta do ácido tereftálico purificado (PTA) com monoetileno glicol (MEG). O ácido tereftálico purificado e monoetileno glicol são misturados, formando uma pasta que, durante o processo de fabricação reagirão entre si, passando por cristalização e formando o PET representado pela Figura 1.

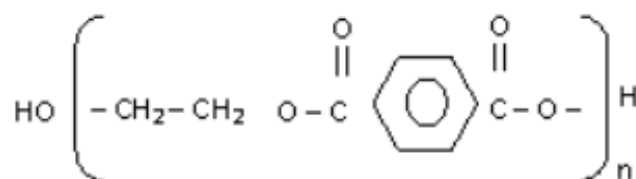


Figura 1. Estrutura do mero do PET.

O PET apresenta temperatura de fusão cristalina de 247 ± 5 °C e densidade na faixa de $1,39 - 1,41 \text{ g.cm}^{-3}$ (CANEDO et al., 2011); em termo de morfologia, este é uma molécula linear e apresenta regiões amorfa e cristalina, o que lhe confere a classificação de polímero semicristalino. A alta resistência mecânica, decorrente da presença do grupo rígido benzênico na cadeia principal, estimulou a forte utilização do PET como um importante substituto de outros materiais a exemplo do vidro, latas de aço e alumínio (MANCINI, 1996).

O PET é muito conhecido atualmente através das garrafas plásticas, entretanto o material iniciou sua trajetória na indústria têxtil, sendo a primeira amostra da resina desenvolvida pelos ingleses Whinfield e Dickson, em 1946 (ROMÃO, 2009). As primeiras embalagens de PET surgiram nos Estados Unidos e em seguida na Europa no início dos anos 70. No Brasil o PET chegou por volta de 1988 e foi utilizado primeiramente na indústria têxtil e só a partir de 1993 passou a ter uma forte influência no mercado das embalagens, principalmente como recipientes para refrigerantes (ABIPET, 2012).

Sob o ponto de vista ambiental, a extensiva utilização dos plásticos e o descarte inadequado no meio ambiente podem causar sérios problemas. Nos últimos anos, o PET, assim como outros polímeros, a exemplo do PEAD, PEBD e PELBD, PP, PVC e PS, têm aumentado a participação na composição do resíduo sólido urbano (PLASTIVIDA, 2014). Diante do problema

da destinação dos resíduos de PET pós-consumo, uma alternativa adequada seria o resgate destes rejeitos por meio de processo de reciclagem, através de produção de blendas e compósitos visando suprimento da demanda de materiais para aplicação na indústria da construção civil ou outras aplicações.

2.2.1.1 Aplicações para o PET reciclado

Atualmente, o PET não é só apenas utilizado em embalagens de refrigerantes, mas também em outros produtos. No pós-consumo, a indústria desse polímero trabalha incessantemente para desenvolver aplicações para o PET reciclado. Esse trabalho reflete-se no índice brasileiro de reciclagem de PET, um dos maiores do mundo, e na vasta gama de produtos que utilizam esse material reciclado, sendo encontrados no dia-a-dia das pessoas inúmeros itens como bancos de ônibus, carpetes de carros, vassouras, cordas, roupas, aparelhos de telefone celular, novas embalagens, dentre muitos outros objetos (ABIPET, 2012). A seguir, têm-se aplicações para o PET reciclado em diversos setores.

Em casa: edredons, travesseiros, mantas, tapetes e carpetes, cordas do varal e as vassouras são de PET reciclado (Figura 2).



Figura 2. Utilização de PET reciclado em almofadas, cordas de varal e tapete (ABIPET, 2012).

Na construção civil utilizam-se PET em tubos, conexões, torneiras e mármore sintético para produção de bancadas e pias conforme ilustrado através da Figura 3.



Figura 3. Utilização de PET em tubos, conexões e mármore sintético para a produção de pias (ABIPET, 2012).

Na indústria de automóveis os carros nacionais têm seus revestimentos de carpete produzidos com PET reciclado. Assim como bancos de ônibus, trens e metrô (Figura 4).



Figura 4. Utilização de PET em revestimentos de carpete e bancos de ônibus (ABIPET, 2012).

2.2.2 Polietileno de alta densidade (PEAD)

O PEAD é um polímero altamente linear e sua estrutura compacta lhe confere uma alta densidade situada entre 0,95 e 0,97 g/cm³ (BRYDSON, 1999; ARAÚJO, 2009). Quimicamente é representado pela cadeia $(-CH_2-CH_2)_n$, sendo obtido a partir do eteno em um processo catalítico denominado Ziegler-Natta (OLIVEIRA et al., 2004). Esse polímero é um termoplástico que apresenta alta resistência ao impacto e boa resistência a solventes químicos (ARAÚJO, 2009; LONTRA; 2011). O PEAD atende às aplicações que exigem rigidez, resistência mecânica e aos solventes (DRUMMOND et al., 2007), apresenta temperatura de fusão (T_m) na faixa de 120-130 °C e, portanto, pode ser utilizado na fabricação de compósitos reforçados com fibras vegetais, sendo que, devido à baixa temperatura de degradação das fibras naturais (200 °C), estas só podem ser processadas com termoplásticos que fundam abaixo desta temperatura (GOMES et al., 2007). As características associadas a esse material, conforme citado anteriormente, o torna viável para a utilização como matriz em compósitos reforçados com fibras vegetais.

2.2.2.1 Aplicações para o PEAD

Atualmente, o PEAD é o quarto termoplástico mais vendido e a segunda resina mais reciclada no mundo, sendo utilizado em diversos segmentos da indústria, tais como filmes soprados, produção de tubos, revestimentos de caçamba de caminhões abrangendo os processamentos de moldagem por sopro, extrusão e injeção (SCHNEIDER, 2008). As inúmeras aplicações desse termoplástico dependem do tipo de processo empregado. A Tabela 1 ilustra o processamento e aplicações inerentes ao PEAD.

Tabela 1. Processamento e aplicações do PEAD (LONTRA, 2011 apud CIULIK, 2010).

PROCESSAMENTO	APLICAÇÕES
MOLDAGEM POR SOPRO	Tanques, bombonas e tambores de 60 a 250 litros, para os quais são exigida elevada resistência à queda e alta resistência ao fissuramento sob tensão. Também é utilizado na confecção de frascos que requeiram resistência ao fendilhamento por tensão ambiental, como embalagens para detergentes, cosméticos e defensivos agrícolas, tanques para fluidos de freio e outros utilizados em veículos e na confecção de peças para o qual é exigido um produto atóxico, como brinquedos.
EXTRUSÃO	Isolamento de fios telefônicos, dutos para mineração e dragagem, revestimentos de tubulações metálicas, sacos para congelados, polidutos, tubos para redes de saneamento e de distribuição de gás, barbantes de costuras, fitas decorativas, sacos para lixos e sacos de supermercados.
MOLDAGEM POR INJEÇÃO	Baldes e bacias, engradados, banheiras infantis, brinquedos, conta-gotas para remédios, bandejas para pintura, potes para alimentos, assentos sanitários, jarros d'água, tampas para garrafas e potes, boias para raias de piscina, caixas d'água entre outros.

2.3 Blendas de PET e PEAD

Blendas poliméricas são misturas físicas de dois ou mais polímeros, sem que haja reação química entre eles (DANTAS, 2011). Esses materiais apresentam efeito cooperativo decorrente da mistura que se revela como melhoria das propriedades, em relação às propriedades dos homopolímeros e copolímeros (ARRIGHI et al., 2000).

Os polímeros termoplásticos têm sido utilizados substituindo materiais tradicionais, como o metal e o vidro em diversas aplicações (MARTÍNEZ, 2007). Os materiais poliméricos, como PEAD, e poliésteres, como o PET, representam as classes de termoplásticos mais consumidos e estão disponíveis em grandes quantidades a partir do descarte doméstico, constituindo uma larga porção de resíduos plásticos pós-consumo (MARCONCINI, 2006). O setor de embalagem é responsável pela maioria dos rejeitos sólidos nos municípios e em todo o mundo, tornando a deposição, bem como o direcionamento desses materiais, um grande problema para o meio ambiente (BNDES, 2012). Sendo assim, a transformação do PET e do PEAD através de um sistema de blendas torna-se uma possibilidade atraente e promissora, devido à criação de um novo material com propriedades intermediárias entre ambas as resinas.

O PEAD pode modificar as propriedades de impacto do PET e aumentar a velocidade de cristalização. Por outro lado, o PET pode incrementar as propriedades mecânicas e a estabilidade térmica do PEAD (BNDES, 2012). Entretanto, deve-se ter em mente que o PET e PEAD são termodinamicamente imiscíveis. Ao serem misturados mecanicamente, ambos os polímeros poderão adquirir piores propriedades mecânicas devido a essa incompatibilidade entre eles. Esta ocorrência acarretaria em uma mistura binária com uma desfavorável interação a nível molecular, podendo levar à presença de tensões interfaciais elevadas quando fundida (FRANCO et al., 2006). Por essas razões, é necessário propiciar a melhor interação entre as fases através da adição de um compatibilizante. Devido à estrutura química do PET, este pode reagir rapidamente com polímeros polares ou com ligações de hidrogênio. A esse polímero é atribuída à capacidade de reagir com outras espécies através das extremidades de cadeia. Desta forma, a compatibilidade entre PET e PEAD pode ser obtida pela reação *in situ* de polímeros funcionalizados ou através de compatibilizantes funcionais.

A literatura de blendas envolvendo PET com poliolefinas, mais especificamente, o polietileno, tem se desenvolvido de maneira significativa. A respeito dessas blendas, vários estudos foram publicados em artigos referindo-se a diferentes fatores, a exemplo de faixas de concentração de blendas, tipos de compatibilizantes utilizados para este sistema, diferentes equipamentos, métodos de processamento, e combinações dessas blendas com polímeros virgens, virgem com reciclado, e somente materiais reciclados. Segundo Ultracki (1995), a primeira blenda de PET com polietileno utilizando polímeros virgens surge no final da década de 1960

para melhoria da resistência ao impacto. Alguns estudos envolvendo blendas de PET/PEAD reportados na literatura serão descritos a seguir.

Em 1983, Traugott e colaboradores publicaram um estudo da blenda PET/PEAD em várias composições com polímeros virgens. Através de ensaios mecânicos de tração, observou-se que as propriedades mecânicas das blendas mostraram-se dependentes com a composição, ocorrendo uma redução destas propriedades em relação às matérias primas originais, devido a incompatibilidade entre os polímeros. Ao se adicionar diferentes tipos de compatibilizantes, verificou-se um aumento destas propriedades. As blendas compatibilizadas com 20 % de copolímero estireno-etileno 1-butenohidrogenado-butadieno-estireno apresentou melhor desempenho.

Dimitrova e colaboradores (2000) sintetizaram uma série de copoliésteres que foram utilizadas como compatibilizantes de blendas de polímeros virgens PET/PEAD. Uma borracha termoplástica comercial funcionalizada com anidrido maléico também foi utilizada como compatibilizante. Através dos ensaios mecânicos realizados nas blendas, observou-se um aumento na deformação na ruptura para os materiais compatibilizados com a borracha termoplástica comercial funcionalizada com anidrido maléico.

Guerreo e colaboradores (2001) estudaram a blenda PET/PEAD com polímeros virgens, sem e com a adição de um compatibilizante, um copolímero de etileno e ácido metacrílico parcialmente neutralizado com zinco. O efeito do compatibilizante observado pelos autores nas propriedades mecânicas da blenda foi de aumento na deformação na ruptura e na resistência ao impacto.

Lusinchi e colaboradores (2001) realizaram compatibilização reativa de blendas PET/PEAD na composição 60/40, a partir dos materiais virgens, com a adição de 0 a 2 % de anidrido maléico (MA) sem a adição de iniciadores de radicais livres em um misturador de câmara fechada. Os autores observaram que a resistência à fratura atingiu o valor máximo a partir de 1 % de anidrido maléico e praticamente permaneceu constante para porcentagens maiores deste compatibilizante.

Shertukde e Kale em 2001 estudaram a blenda PET/PEAD, com PET oriundo de garrafas descartadas, PET virgem e PEAD. O copolímero etileno ácido acrílico (EAA) e o polipropileno funcionalizado com anidrido maléico (PP-g-MA) foram usados como compatibilizantes. As propriedades mecânicas por ensaio de tração e propriedades de barreira, a exemplo de permeabilidade a oxigênio e a vapor d'água, foram estudadas. Os autores observaram que as propriedades mecânicas da blenda sem compatibilizante foram inferiores quando comparadas às compatibilizadas. As concentrações de 5 % de EAA e 2,5 % de PP-g-MA foram as que produziram melhores resultados, sendo a primeira concentração de EAA a melhor formulação.

Torres e colaboradores (2001) apresentaram um estudo de compatibilização reativa em blendas de PET/PEAD utilizando polímeros virgens. Foram utilizados dois compatibilizantes

preparados por extrusão reativa contendo 1,2 ou 2,3 % em massa de glicidil metil acrilato (GMA) na forma de HDPE-g-GMA, e um copolímero contendo 1 % em massa de GMA na forma etileno-metil acrilato-glicidil metilacrilato (70:29: 1 % em massa). A composição estudada foi de PET 30 %/ PEAD 70 % com adição de 5 % de compatibilizante, obtendo-se o resultado mais pronunciado com o copolímero contendo 1 % em massa de GMA, para o qual a deformação na ruptura e a resistência ao impacto aumentaram em 100 % em relação à blenda sem compatibilizante.

Pluta e colaboradores (2001) apresentaram um estudo de blendas de PET e PEAD, com ambos os polímeros reciclados e compatibilizados com SEBS-g-MA e EGMA. As análises reológicas, microscópicas e análises térmicas dinâmico-mecânica forneceram subsídios de interação entre as fases e compatibilização do sistema. Baseado nos resultados dinâmico-mecânicos, os autores sugerem que a concentração ideal de compatibilizante é próxima a 5 % em massa.

Vieira e Ávilla pesquisaram a blenda de polímeros como o PET e o PEAD, em que ambos os polímeros eram reciclados. O material reciclado produzido foi submetido a ensaios de tração, impacto e desgaste superficial, apresentando resultados excelentes. Esse material foi qualificado para aplicações como chapa para revestimento de piso e parede, escoramento e formas para concreto, tubos para instalações hidro-sanitária. Segundo os autores, a adição do PEAD permite com que o PET passe a ter uma maior resistência ao impacto e uma maior acomodação das cadeias poliméricas. A Figura 5 ilustra as chapas de blendas PET/PEAD em teste de resistência ao desgaste, como o revestimento de piso. O material desenvolvido apresenta custo equivalente a 1/5 do valor de materiais disponíveis no mercado tradicional (MATOS, 2009 apud ÁVILLA et al., 2002).

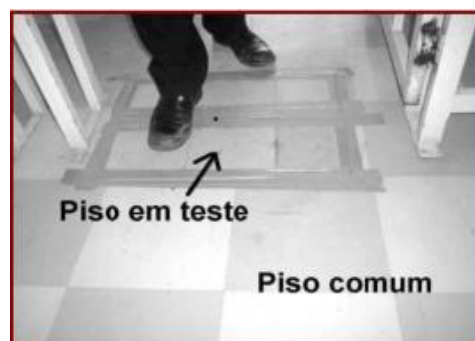


Figura 5. Chapa de piso da blenda PET/PEAD (MATOS, 2009 apud ÁVILLA et al., 2002).

2.4 Compatibilização de blendas poliméricas

Boa parte das blendas imiscíveis apresentam propriedades mecânicas inferiores em relação aos seus respectivos polímeros constituintes. Neste comportamento ocorre a fraca

interação entre os segmentos das moléculas dos diferentes polímeros. Desta forma, a compatibilização é a solução para aprimorar as características das blendas, melhorando também as propriedades mecânicas (PAUL et al., 2000). Os métodos de compatibilização geralmente envolvem um agente interfacial, responsável por reduzir a tensão entre as fases dos componentes da mistura polimérica. Acarretando, portanto na redução da dimensão das partículas da fase dispersa e na distribuição mais uniforme ao longo de toda a matriz. Dentre algumas das técnicas de compatibilização, ressaltam-se (LAURINDO, 2012):

a) Adição de agente compatibilizante. Nesse método, copolímeros em blocos ou enxertados, com blocos ou enxertos compatíveis com ambos componentes da blenda são incorporados à mistura. Assim, cada bloco ou enxerto interage com a sua fase semelhante, localizando-se idealmente na região interfacial promovendo a melhoria da interação entre as fases;

b) Compatibilização reativa. Nesse método, o compatibilizante é gerado “*in situ*” durante o processamento, a partir de reações químicas entre os sítios reativos adicionados previamente a um, ou ambos componentes da blenda. O copolímero em bloco ou enxertado formado localiza-se na interface, diminuindo a tensão interfacial e levando a estabilização dimensional da fase dispersa.

2.5 Fibras vegetais

As fibras vegetais também são denominadas fibras celulósicas, pois a celulose é o principal componente químico, ou ainda por fibras lignocelulósicas, visto que as maiorias das fibras contêm lignina. Do ponto de vista estrutural, cada fibra é composta por uma grande quantidade de células que formam microfibrilas cristalinas baseadas em celulose e conectadas por lignina amorfa e hemicelulose, formando uma camada completa (Figura 6). Várias destas camadas constituem a parede primária e as três paredes secundárias, que estão representados na Figura 7. Sendo que estas paredes celulares diferem em sua composição (razão entre celulose e lignina/hemicelulose) e orientação das microfibrilas de celulose (KROSCWITZ, 1985).

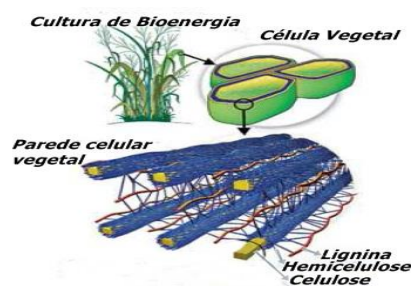


Figura 6. Complexo lignocelulósico (SANTOS, 2011).

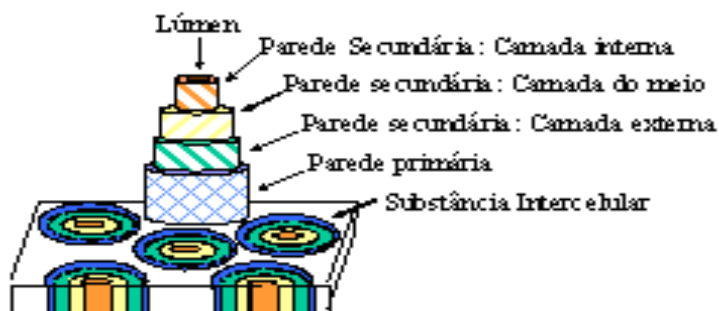


Figura 7. Representação esquemática da estrutura das fibras vegetais (ARAÚJO, 2009).

A celulose, a hemicelulose e a lignina são alguns dos componentes das fibras vegetais. Em menores quantidades têm-se outros componentes como pectina e substâncias solúveis em água. A composição química das fibras varia de acordo com a região de cultivo, condições climáticas e tipo de solo. O que diferem as fibras umas das outras são a sua composição e orientação das fibrilas. Essas características dependem da origem da fibra e são responsáveis por determinar as propriedades mecânicas. A Figura 7 representa a estrutura de uma fibra vegetal. Em termos gerais, o teor de celulose varia entre 60 a 80 %, o teor de lignina, em torno de 5 a 20 %. A Tabela 2 mostra a quantidade de celulose e lignina e outras composições de algumas fibras vegetais.

Tabela 2. Composição química de algumas fibras vegetais (LEÃO, 2002).

Composição (%)	Algodão	Juta	Linho	Ramie	Sisal	Curauá
Celulose	82,7	60,0	64,1	68,6	65,8	73,6
Hemicelulose	5,7	22,1	16,7	13,1	12	9,9
Holocelulose	88,4	82,1	80,8	81,7	77,8	83,5
Pectina	5,7	0,2	1,8	1,9	0,8	-
Lignina	-	15,9	2,0	0,6	9,9	7,5
Teor de Cinzas	0,6	1,0	1,5	0,3	-	0,9
Umidade	10,0	10,3	10,0	10,0	11	7,9

Celulose

A celulose é o composto orgânico natural mais abundante e disponível na biosfera, e fonte de mais de 40 % de todo carbono. Em termo estruturais, é um polissacarídeos compostos de unidades D-glicopirranose interconectadas por ligações glicosídicas entre os carbonos 1 e 4. A unidade repetitiva da celulose é a celobiose que apresenta elevada massa molecular (Figura 8).

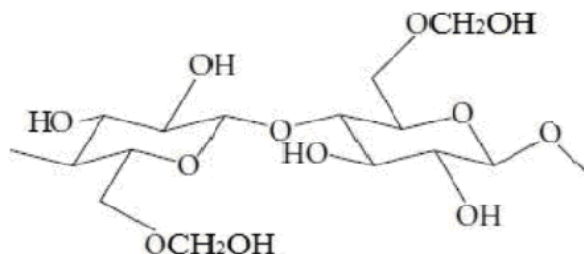


Figura 8. Monômero da celulose – celobiose (KALIA ET al. 2009)

A unidade repetitiva da celulose é composta por duas moléculas de glicose eterificadas por ligações β -1,4-glicosídicas. Esta unidade repetitiva, conhecida como celobiose, contém seis grupos hidroxila que estabelecem interações do tipo ligações de hidrogênio intra e intermolecular, representada pela Figura 9.

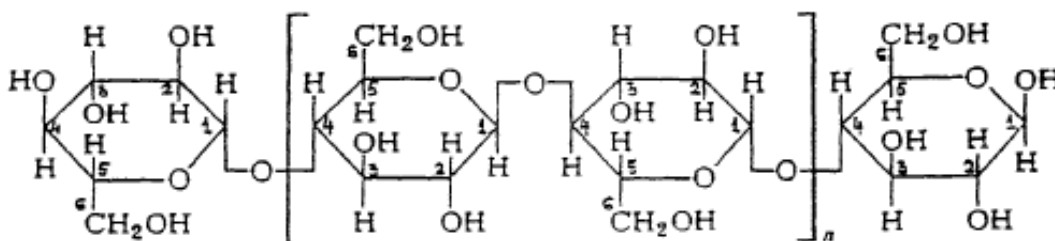


Figura 9. Estrutura química da celulose (SANTOS, 2011).

A celulose apresenta uma estrutura microcristalina com regiões altamente ordenadas (regiões cristalinas) e regiões desordenadas (regiões não cristalinas). A cristalinidade da celulose provém do estabelecimento de ligações de hidrogênio entre as cadeias celulósicas, embora ligações hidrogênio também ocorram na fase não cristalina, com baixo nível de organização (GASSAN et al., 1999). Devido a essas ligações de hidrogênio, a celulose possui uma forte tendência em formar cristais que a tornam completamente insolúvel em água e na maioria dos solventes orgânicos (SILVA, 2010).

As ligações de hidrogênio intramoleculares, entre os grupos hidroxila da mesma molécula que formam as cadeias de celulose são responsáveis pela rigidez da cadeia, e as intermoleculares entre os grupos hidroxila de cadeias adjacentes, são responsáveis pela formação da fibra vegetal, conforme Figura 9 (CAMPBELL, 2011).

Hemicelulose

A hemicelulose consiste de vários monossacarídeos polimerizados, incluindo carboidratos de cinco carbonos (como xilose e arabinose), carboidratos de seis carbonos (como galactose, glucose e manose), ácido 4-O-metil glucurônico e resíduos de ácido galactorônico. A xilose é a unidade mais abundante na hemicelulose que se une por ligações glicosídicas nas posições 1 e 4. A principal diferença em relação a celulose é que a hemicelulose tem ramificações com cadeias curtas laterais constituídas por diferentes açúcares (PÉREZ et al., 2005).

As hemiceluloses são materiais amorfos que atuam como uma matriz suporte para as fibras de celulose. Essa característica amorfa faz com haja facilitação na ação dos agentes químicos. Bastante hidrofílica, contém considerável grau de ramificação entre suas cadeias e apresenta grau de polimerização variando entre menos de 100 no máximo 200 (SILVA et al., 2009).

A maior parte da hemicelulose pode ser extraída por tratamento com solução alcalina e aquosa, sendo as soluções alcalinas de hidróxido de sódio e potássio as mais utilizadas para essa finalidade. Este componente é responsável pela biodegradação, absorção de umidade e degradação térmica da fibra (LEÃO, 2008). A Figura 10 representa a estrutura química dos monossacarídeos que compõem a hemicelulose.

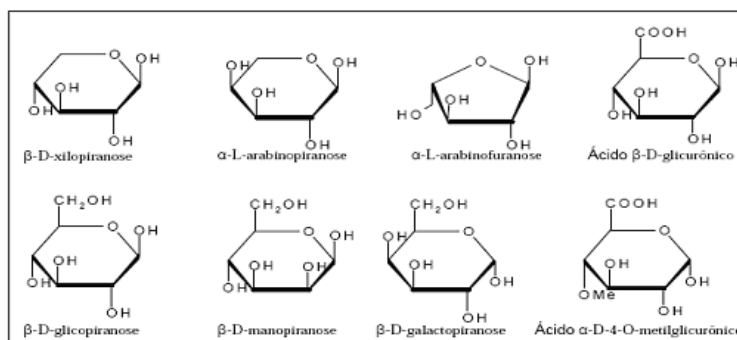


Figura 10. Estrutura química dos monossacarídeos que compõem a hemicelulose (SANTOS, 2011).

Lignina

A lignina representada pela Figura 11 é um material hidrofóbico, amorfo com estrutura tridimensional e altamente ramificada. Constituída por um arranjo irregular de várias unidades de fenilpropano, que pode conter grupos hidroxila e metoxila como substituintes no grupo fenil, conferindo firmeza e rigidez estrutural ao conjunto de fibras de celulose, atuando como um agente permanente de ligação entre as células (MOTA, 2010). Depois da celulose, é o segundo polímero mais abundante na natureza. Presente na parede celular confere suporte estrutural, impermeabilidade e resistência contra ataques microbianos ao vegetal (PEREIRA, 2013).

Na lignina, as ligações éteres dominam a união entre as unidades da mesma. E a sua constituição não é a mesma em todas as plantas, pois não é uma substância definida, mas sim uma classe de compostos correlatos.

A força de adesão entre as fibras de celulose e a lignina é ampliada pela existência de ligações covalentes entre as cadeias de lignina e os constituintes da celulose e da hemicelulose (SILVA, 2010).

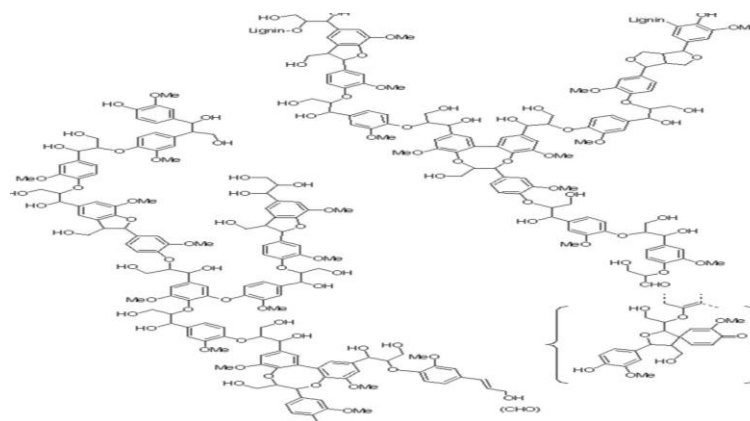


Figura 11. Estrutura da lignina (SANTOS, 2011).

A aplicação desses materiais lignocelulósicos como um componente de reforço em compósitos poliméricos não é tão recente e tem recebido uma maior atenção particularmente por causa do baixo custo, baixa densidade, biodegradabilidade, boas propriedades mecânicas e por ser um recurso renovável. Quando incorporados como carga em plásticos, esses materiais podem ser aplicados em diversos setores (NOTHENBERG, 1996). Entretanto, as fibras vegetais apresentam natureza hidrofílica, o que afeta as propriedades adesivas devido à fraca interação interfacial entre as fibras e a matriz polimérica, além de apresentarem baixa temperatura de degradação, alta absorção de umidade, baixa resistência a microorganismos (SANTOS, P. 2006; PIRES, 2009; PAIVA, 1999; SILVA, 2003; BALZER et al., 2007; SILVA et al., 2010). Para minimizar a fraca adesão com matrizes poliméricas, pode-se modificar a superfície da fibra através de métodos físicos ou químicos que será abordado em outro tópico.

2.6 Fibra de bananeira

A bananeira pertence à divisão da Angiosperme e família Musaceae e o seu fruto é considerado um dos primeiros utilizados na alimentação humana. No Brasil, a bananicultura representa uma importante atividade agrícola, ocupando o segundo lugar em volume de frutas produzidas, perdendo apenas para a laranja (SILVA, 2010), com uma área cultivada superior a 500 mil hectares e uma produção de seis milhões de toneladas, constituindo em uma atividade

importante sob o ponto de vista social e econômico em algumas regiões, possuindo papel relevante na fonte de alimentação e fixação de mão de obra no campo. O Brasil é o terceiro produtor de banana, depois da Índia e Equador, respectivamente. No território brasileiro, os principais produtores são: Vale do Ribeira, norte de Minas Gerais, norte de Santa Catarina e Petrolina. Na Bahia, a cidade de Juazeiro é a que apresenta maior produção de bananeira. As espécies mais cultivadas são *Musa sapientum* (banana da prata), *Musa cavendishii* (banana nanica e nanicão) (SOFFNER, 2001).

Vegetal típico de regiões úmidas, sua estrutura é formada por pseudocaule, folha, engaço e fruto. Os frutos englobam bananas de vários tipos: maçã, da terra, prata, roxa, d'água (nanica). A Figura 12 representa a estrutura da bananeira.

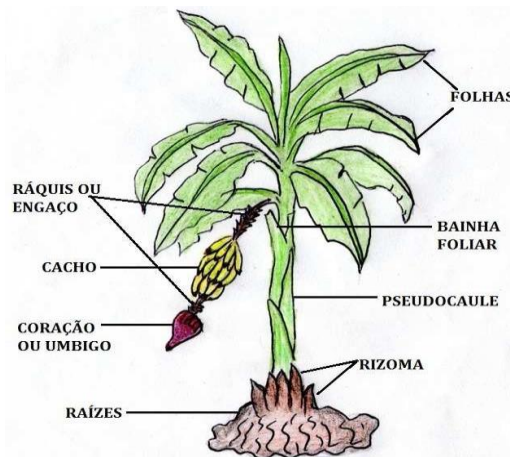


Figura 12. Estrutura da bananeira (KALIA et al., 2009)

As condições de produção da bananicultura resultam em grande quantidade de matéria vegetal acumulada no solo após a colheita dos cachos, gerando por ano de 180 a 200 toneladas de resíduos vegetais (folhas, pseudocaule e engaço) por hectare, podendo provocar problemas ambientais (INSTITUTO BIOLÓGICO, 2013). Ao retirar o cacho da bananeira, o pseudocaule, que é o principal resíduo na bananicultura, não produz novos cachos de banana, o que faz com que este seja deixado no solo, ocasionando conseqüentemente o apodrecimento desse resíduo que ao ser deixado na lavoura como lixo orgânico atrai biodeterioradores (BASTOS, 2010). O pseudocaule em algumas situações é utilizado no solo como cobertura morta, para manter a sua umidade, controlar plantas daninhas e retornar nutrientes à planta (SOFFNER, 2001). Esse tipo de aproveitamento minimiza os custos com adubação dessa cultura e propicia melhor a destinação a esses resíduos quando são aplicados para esse segmento; são também utilizadas em artesanatos na produção de tapetes, chapéus, tecidos e outros. Por outro lado, quando esse tipo de resíduo não é aproveitado, o seu descarte no solo ou no lixo acarreta em problemas ambientais. Diante dessa problemática, é necessário buscar alternativas para solucionar essa questão. Como alternativa para essa situação têm-se utilizado as fibras de bananeira (Figura 13) obtidas do seu pseudocaule. O

corte do mesmo é uma prática adotada no sistema de cultivo da banana e é utilizado para a formação de novos produtos. Nesse contexto o pseudocaule deixa de ser resíduo e passa a ser valorizado como matéria prima (KALIA et al., 2009; BASTOS, 2010).

A partir do pseudocaule da bananeira podem-se extrair vários tipos de fibras, e a sua variabilidade está associada ao tipo de solo, espécie e condições climáticas. De aspecto amarelado, suas longas, sedosas, brilhantes, elásticas e resistentes fibras podem ser branqueadas facilmente (LACERDA, 2009).



Figura 13. Fibra de bananeira (MOTA, 2010).

2.7 Bananeira roxa

A bananeira roxa é uma planta herbácea, com aproximadamente 3 m de altura, que mantém um curto ciclo de vida. Essa bananeira é também conhecida como bananeira de jardim e seu nome científico é *Musa velutina* (PLANTAMUNDO, 2014).

Como a maioria das bananeiras, a roxa possui um rizoma (caule subterrâneo de onde saem raízes) e um pseudocaule, que emerge do solo, formado pelas bainhas enroladas das suas folhas. As suas folhas são de um verde brilhante, crescem enroladas e abrem no tamanho definitivo, com cerca de 2 m de comprimento, já apresentando as nervuras arroxeadas. Seus frutos, as bananas roxas (Figura 14), possuem uma casca roxa que se desprende facilmente da polpa amarelada quando maduros e são consumidos geralmente *in natura*. A ocorrência natural desse tipo de bananeira é em regiões de clima tropical e subtropical. Neste trabalho foi utilizada essa espécie de bananeira para a extração das fibras. Até o presente momento não foram encontrados estudos utilizando-se a fibra de bananeira roxa como agente de reforço em compósitos.



Figura 14. Banana roxa (PLANTAMUNDO, 2014)

2.8 Compósitos reforçados por fibras vegetais

As fibras vegetais têm sido alvo de estudos como materiais de reforços em compósitos devido a características importantes: são de fonte renovável, apresentam baixo custo, não são abrasivas, possuem baixa densidade. As condições climáticas e o solo fértil do Brasil favorecem a abundância em recursos naturais em uma grande variedade de fibras tais como: banana, algodão, coco, sisal, piaçava, buriti, abacaxi, curauá, gravatá entre outras. A abundância de fibras naturais no Brasil aliada as melhorias que estas propiciam ao serem incorporadas em polímeros para formar compósitos é um fator importante que justifica a utilização dos materiais lignocelulósicos como reforço.

Estas quando incorporadas aos polímeros, podem ser processadas por praticamente muitos métodos convencionais, a exemplo da extrusão, injeção, calandragem, laminação, prensagem e outros (PIRES, 2009).

Na tentativa de reduzir os impactos ambientais tem-se buscado alternativa no sentido de desenvolver e comercializar materiais compósitos utilizando-se como constituintes derivados de fontes renováveis. Essa alternativa além de ser uma proposta viável do ponto de vista ambiental, pois minimiza os impactos no meio ambiente, é também atrativa do ponto de vista econômico, já que apresentam baixo custo em relação às fibras sintéticas. Sendo assim, tem-se buscado tecnologias que utilizem produtos menos agressivos implicando no desenvolvimento de processos químicos e produtos que levam a um ambiente mais sustentável, limpo e saudável. Nesse contexto, as fibras vegetais, a exemplo da fibra de bananeira que são oriundas de recursos renováveis, contemplam bem a questão ambiental e econômica.

No Brasil, têm-se desenvolvido pesquisas com objetivo de se utilizar resíduos de fibras vegetais como cargas em polímeros com aplicações em setores tais como: construção civil, indústria automobilística, têxteis (SOFFINER, 2001).

A seguir, alguns exemplos serão relatados a fim de corroborar a utilização das fibras como reforços em matrizes poliméricas.

Compósitos utilizando fibra de sisal como reforços se destacam, pois apresentam alta resistência ao impacto, e boas propriedades de resistência à tração e flexão. Esse comportamento é em função da fibra de sisal apresentar um dos maiores valores de módulo de elasticidade e de resistência mecânica entre as fibras naturais (MARTIN et al., 2009).

Propriedades mecânicas de compósitos de polietileno de PEAD e resíduos em diferentes proporções de fibras de piaçava *in natura* proveniente do sul da Bahia foram processadas em um misturador Haake e investigadas. Observou-se que o processamento dos compósitos, via misturador Haake, influenciou diretamente sobre as propriedades mecânicas dos compósitos,

aumentando a resistência à tração quando comparado aos compósitos não extrudados (AGRELA, 2009).

Fibra de cânhamo com 15 % em volume foi investigada como reforço em uma matriz de PP. Apesar do atrito fibra/matriz produzido durante a moldagem por injeção, o reforço de fios de cânhamo oferece uma melhoria apreciável nas propriedades mecânicas dos compósitos. O tratamento com NaOH também proporcionou materiais com maior resistência à tração e à flexão devido à menor densidade da fibra, oferecendo uma perspectiva frente as fibra de vidro (MUTJÈ, 2006).

Compósitos termoplásticos reforçados com fibras de fios de juta tanto *in natura* como tratada foram estudados. As propriedades mecânicas dos compósitos de juta melhoraram significativamente em relação ao da matriz virgem de PP. A resistência à tração e módulo do PP virgem aumentou cerca de 285 % e 388 %, respectivamente quando reforçados com 50 % em volume de fibras naturais de juta. Além disso, melhorias na força e rigidez em cerca de 14 % e 10 %, respectivamente, foram alcançados devido ao revestimento do tratamento alcalino na superfície do fio (KHONDKER et al., 2005).

A inserção de fibras de coco tratada na matriz de PP previamente reforçada com fibra de vidro propiciou o aumento do índice de fluidez, do módulo de Young e da resistência ao impacto dos compósitos (SANTOS, A. et al., 2006).

2.9 Compósitos reforçados com fibra de bananeira

A seguir são relatados alguns exemplos utilizando-se a fibra de bananeira como reforço em compósitos reportados na literatura.

Foi investigado o comportamento térmico da fibra de bananeira cortada em 30 mm e modificada através de tratamentos com hidróxido de sódio, silanos, cianoetilação, térmico e látex. Durante o tratamento alcalino as fibras foram imersas em solução de 4 % NaOH por 2 h em temperatura ambiente. Em seguida, foram lavadas várias vezes com água destilada e seca em uma estufa de ar. A quantidade de 30 % da fibra de bananeira foi incorporada na matriz fenol formaldeído. Foi verificado que a estabilidade térmica dos compósitos foi muito superior ao das fibras, porém menos estáveis em relação à matriz pura. Nos compósitos de fibra tratada com NaOH houve uma melhora na aderência fibra/matriz, o que acarretou na melhoria da estabilidade térmica do compósito. O tratamento com silano também aumentou a estabilidade térmica do compósito e melhorou a aderência entre fibra/matriz. O tratamento térmico aumentou a cristalinidade da fibra e diminuiu o teor de umidade, portanto, melhorou a estabilidade térmica do compósito, sem alterar muito a estrutura química da fibra. O tratamento látex e cianoetilação

tornaram a superfície da fibra hidrofóbica, diminuindo a interação fibra/matriz (JOSEPH et al., 2008 -a).

Em outros trabalhos, a modificação da fibra de bananeira foi realizada com o intuito de melhorar a interação entre bananeira/vidro incorporada ao poliestireno. As fibras de bananeira picotadas foram mergulhadas em uma solução de 1 % NaOH por 1 h em temperatura ambiente. Em seguida, foram retiradas, lavadas repetidamente com água pura e com uma solução de água e ácido acético. Posteriormente, foram então secas em uma estufa a ar a 70 °C. O tratamento alcalino melhorou as propriedades de tração dos compósitos híbridos, resultando em uma melhor dispersão das fibras sobre a matriz e reduzindo a hidrofobicidade da fibra de bananeira (HANEEFA et al., 2008).

As propriedades mecânicas de tração, flexão e impacto de compósitos de poliéster reforçados com fibras de bananeira e sisal foram avaliadas variando-se a fração do volume relativo dessas fibras. A resistência à ruptura foi aumentada para os compósitos quando a fração de volume bananeira foi aumentada. Um efeito positivo dos compósitos foi observado no que se referem às propriedades de tração, resistência à flexão e módulo de elasticidade sob flexão (IDICULA et al., 2005).

As propriedades mecânicas, tais como tração, flexão e força de impacto dos compósitos de poliéster reforçados com fibra de bananeira de diferentes teores e comprimentos, confeccionados por moldagem por transferência de resina, foram analisadas. Os estudos comprovam que compósitos reforçados por fibras com 30 milímetros e com carga de 40 % em volume, obtiveram-se máximas propriedades mecânicas, diminuindo acima deste limite (SREEKUMAR et al., 2007).

Compósitos de poliéster insaturado reforçados com 10 e 15 % em volume de fibras de banana e pandanus foram confeccionados. Observou-se melhoria na flexão e propriedades de impacto da resina com a utilização destas duas fibras. Os compósitos reforçados com fibra de pandanus apresentaram baixa resistência à flexão e ao impacto, quando comparados com as propriedades dos compósitos reforçados com a fibra de bananeira (MARIATTI et al., 2008).

A adição de fibra de bananeira à matriz de PVC acarretou no aumento das propriedades mecânicas do compósito de PVC. Mesmo sem tratamento das fibras ou adição de compatibilizantes, as fibras conferem um potencial de reforço ao compósito produzido (BALZER et al., 2007).

Compósitos de PEAD reciclado e fibra de bananeira da prata (*Musa paradisiaca*) foram preparados em uma extrusora utilizando composições 2, 5 e 10 % em massa de fibra e avaliados por diferentes processos de moldagens (injeção e compressão) através de ensaios mecânicos e microscopia eletrônica de varredura. Os resultados obtidos indicaram alterações de comportamento na resistência, no módulo de elasticidade e mudança qualitativa da contribuição das fibras nos compósitos. O compósito com teor de 10 % em massa de fibra de bananeira na

mistura, utilizando o método de injeção, apresentou melhorias nas propriedades mecânicas do material, sendo superior ao polímero puro (CALDAS et al., 2012).

Compósitos poliméricos foram desenvolvidos em uma extrusora dupla rosca utilizando como reforço três proporções diferentes (2, 5 e 10 %) de fibras naturais do caule da banana d'água, *in natura* e tratadas com solução de NaOH 5 % . Estas foram incorporadas a matriz polimérica a base de blenda PET reciclado/PEAD na proporção em massa de 30/70. Na preparação da blenda utilizou-se o PEAD grafitizado com anidrido maléico como agente compatibilizante numa proporção de 7,5 % em massa. Observou-se que as propriedades térmicas, morfológicas e cristalinas dos compósitos foram influenciadas pela concentração das fibras e que a composição com menor percentual de fibra tratada apresentou melhor estabilidade térmica em relação às outras amostras (GUIMARÃES et al., 2012).

2.10 Tratamento químico em fibras vegetais

Os métodos químicos normalmente empregados para modificar a superfície das fibras vegetais são a mudança da energia superficial, a impregnação das fibras e o uso de agentes compatibilizantes. Estas também podem ser impregnadas com polímeros compatíveis com as matrizes poliméricas. No método de compatibilização química, a fibra é tratada com um composto que forma uma ponte de ligação entre a fibra e matriz. Como exemplo de métodos de compatibilização química, tem-se a grafitização e o tratamento com compostos compatibilizantes. Dentre os outros tratamentos químicos têm-se a acetilação que apresenta grandes vantagens em termo de custo e eficiência e tem sido extensivamente usadas no tratamento de madeiras (D'ALMEIDA et al., 2006). O tratamento de acetilação tem como princípio fundamental reagir os grupos hidroxila (OH) da fibra com os grupos acetil (CH_3CO), tornando a superfície da fibra mais hidrofóbica (D'ALMEIDA et al., 2005).

Outro tratamento químico empregado em fibras vegetais é através da utilização do hidróxido de sódio, conhecido como mercerização, que tende melhorar as características adesivas e limpar a superfície da fibra de ceras e graxas, provenientes possivelmente do manuseio e manufatura das fibras, além de remover parcialmente a hemicelulose, que é solúvel em baixíssimas concentrações de álcali (FENGEL et al., 1989). Através desse tratamento, a tensão superficial e conseqüentemente a molhabilidade das fibras se tornam maiores, melhorando também a ligação através de uma forma mecânica de entrelaçamento entre a matriz e a superfície rugosa das fibras propiciando uma melhor aderência mecânica entre ambos. A efetividade do tratamento depende das condições do tratamento alcalino, (concentração, tempo e temperatura) e do sistema fibra/matriz. Condições ótimas de tratamento asseguram melhores propriedades de tração dos compósitos (JOSEPH et al., 1999-b). Esse tratamento também propicia a desagregação

das fibras em microfibras, aumentando assim a área superficial efetiva disponível para o contato com a matriz (MARINELLI, 2008).



A modificação da superfície através do tratamento alcalino na maioria dos casos causa o inchaço das fibras e remoção parcial da hemicelulose e da lignina promovendo um melhor empacotamento das cadeias de celulose, que são responsáveis pela cristalinidade da fibra. Sendo assim, o tratamento com NaOH causa um aumento da cristalinidade das fibras. O comportamento da fibra depende das condições de tratamento (tempo, temperatura e concentração), sendo que os mais severos podem acarretar em uma maior desfribilação, comprometendo desta forma, a eficiência das fibras no reforçamento dos compósitos como verificado por Ray (2002). A seguir, têm-se alguns exemplos de utilização de tratamento na superfície das fibras.

Joseph (1999-b) obteve acréscimo de 10 % nas propriedades mecânicas do compósito sisal/LDPE empregando um tratamento alcalino com 10 % a 100 °C.

Bisanda (2000) examinou o efeito do tratamento alcalino na molhabilidade de fibras sisal em compósitos sisal/epóxi. O tratamento melhorou as características de adesão fibra/matriz devido ao acréscimo de energia e rugosidade superficial.

Compósitos preparados a partir de polietileno pós-consumo e fibras de bagaço de cana não modificadas e acetiladas foram processados através da extrusão e injeção. A modificação superficial pelo método de acetilação no bagaço de cana causou o aumento da sua hidrofobicidade, permitindo uma maior compatibilidade com a matriz de polietileno. As análises mecânicas indicaram a obtenção de um material mais rígido com a adição das fibras. Desta forma, os compósitos apresentaram maiores valores de módulo de elasticidade e flexão e maior resistência à flexão e ao impacto, quando comparados com a matriz (NETO et al., 2009).

Herrera-Franco (2003) estudaram o comportamento mecânico do PEAD reforçado com fibras contínuas de henequen. Para melhorar a adesão fibra-matriz, realizou-se um tratamento alcalino.

Rajulu (2005) estudaram as propriedades mecânicas das fibras naturais de *Hildegardia populifolia* tratadas com uma solução aquosa de 2 % de hidróxido de sódio com diâmetro 0,18 mm, comprimento de 1,0 a 1,5 cm em matriz de poliéster. Observou-se que os compósitos obtidos com as fibras tratadas apresentaram um aumento nas propriedades mecânicas da ordem de 15,6 % em relação aos compósitos com fibras não tratadas.

3. OBJETIVOS

3.1 Objetivo geral

Este trabalho tem como objetivo desenvolver materiais compósitos utilizando como matriz polimérica blendas de PET reciclado/PEAD e como fase dispersa, fibras de bananeira, visando aplicação em componentes da construção civil de modo a agregar valor a produtos como as fibras vegetais e resíduos urbanos.

3.2 Objetivos específicos

- Tratar superficialmente a fibra de bananeira;
- Caracterizar as fibras de bananeira por análise térmica, morfológica, estrutural e mecânica;
- Preparar as blendas PET reciclado/ PEAD sem compatibilizante por extrusão;
- Caracterizar as blendas PET reciclado/PEAD sem compatibilizante por análise térmica, morfológica, estrutural e mecânica;
- Preparar as blendas PET reciclado/PEAD com compatibilizante através do planejamento de experimentos por extrusão;
- Otimizar a blenda PET reciclado/ PEAD a partir do planejamento experimental;
- Caracterizar as blendas PET reciclado/ PEAD com compatibilizante por análise térmica, morfológica, estrutural e mecânica;
- Preparar por extrusão compósitos com blendas PET reciclado/ PEAD utilizando a fibra de bananeira como fase dispersa;
- Caracterizar os compósitos de PET reciclado/ PEAD com compatibilizante por análise térmica, morfológica, estrutural e mecânica;

4. MATERIAIS E METODOLOGIA

A seguir, serão apresentadas as matérias-primas utilizadas neste trabalho, assim como o procedimento referente à obtenção e tratamento superficial empregados nas superfícies das fibras de bananeira, a preparação das blendas sem e com compatibilizante, dos compósitos poliméricos e das técnicas empregadas na caracterização dos materiais.

4.1 Materiais

4.1.1 Fibras de bananeira

As fibras de bananeira roxa nativa de Salvador, Bahia, foram obtidas como matéria-prima a partir do seu pseudocaule, ilustrado na Figura 15.



Figura15.Pseudocaule da bananeira roxa e suas fibras extraídas para serem utilizadas na confecção dos compósitos.

4.1.2 Hidróxido de sódio

O hidróxido de sódio utilizado para o tratamento superficial das fibras de bananeira foi em lentilhas da marca VETEC P.A.

4.1.3 Poli (tereftalato de etileno) (PET)

O PET reciclado utilizado foi gentilmente doado pela empresa Bahia Pet[®], sob forma de pellets na coloração azul, representado através da Figura 16.

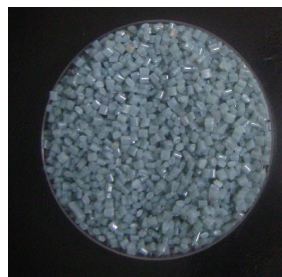


Figura 16. PET reciclado na forma de pellets.

4.1.4 Polietileno de alta densidade (PEAD)

O PEAD utilizado nesse trabalho foi concedido pela empresa Polialden[®], atualmente Braskem[®], cujo o valor de densidade é igual a 0,956 g/cm³ e índice de fluidez de 0,34 g/10 min a 190 °C/ 2.16 Kg. O PEAD utilizado é ilustrado pela Figura 17.



Figura 17. PEAD em forma de pellets.

4.1.5 Polybond: Polietileno de alta densidade funcionalizado com anidrido maléico

O compatibilizante utilizado foi doado pela empresa Chemtura[®] em forma de pellets e seu nome comercial é POLYBOND 3009 (polietileno de alta densidade modificado com anidrido maléico), com índice de fluidez de 5 g/10 min a 190 °C/ 2.16kg ilustrado na Figura 18.



Figura 18. POLYBOND

4.2 METODOLOGIA

4.2.1 Extração das fibras de bananeira

Com a finalidade de remover as impurezas provenientes da fabricação e manuseio do material e, principalmente, de remover parcialmente a lignina e a hemicelulose, a fibra de bananeira foi submetida ao tratamento de mercerização.

As fibras de bananeira da espécie *Musa velutina*, de ocorrência nativa de Salvador, Bahia, foi obtida como matéria-prima a partir do pseudocaule desta. A obtenção das fibras será descrita através das etapas relatadas a seguir.

1^a e 2^a etapas. Foi selecionada apenas uma espécie de bananeira denominada *Musa velutina*, conhecida como banana roxa. O pseudocaule da espécie selecionada foi cortado.

3ª e 4ª etapas. Em seguida, o pseudocaule foi imerso em água de torneira por um período de aproximadamente dois dias. Após essa etapa, retirou-se o mesmo da água a fim de realizar o processo de escovação para obtenção das fibras.

5ª e 6ª etapas. Retirou-se a parte interna do pseudocaule e realizou-se a desfibrilação com auxílio de uma escova de aço.

7ª etapa. As fibras foram colocadas para secar em temperatura ambiente por 48 h e cortadas em 5 mm em uma guilhotina e separadas em 2 lotes. O primeiro lote corresponde à fibra *in natura*.

8ª etapa. O segundo lote de fibra foi submetido a um tratamento com uma solução alcalina, conforme descrita na etapa a seguir.

A Figura 19 representa as etapas descritas do processo de extração das fibras de bananeira.



1ª Etapa



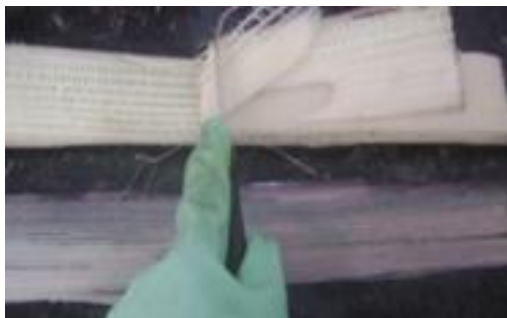
2ª Etapa



3ª Etapa



4ª Etapa



5ª Etapa



6ª Etapa



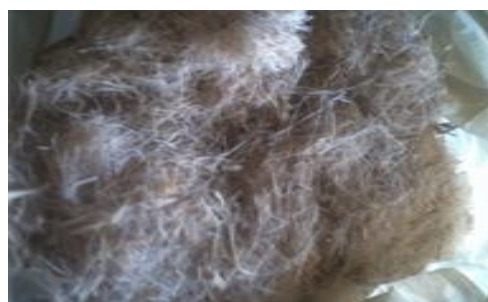
7ª Etapa (a)



7ª Etapa (b)



8ª Etapa (a)



8ª Etapa (b)

Figura 19. Processo de desfibrilação da bananeira.

4.2.2 Tratamento superficial da fibra de bananeira

4.2.2.1 Tratamento alcalino

O processo de mercerização das fibras de bananeira foi realizado da seguinte forma: foi preparada uma solução de hidróxido de sódio 5% (m/v) e as fibras foram imersas por 1 h a temperatura ambiente (Figura 19, 8ª etapa). Posteriormente, as fibras foram lavadas com água até que atingissem o pH igual a sete e depois com água destilada. Após essa etapa, as fibras foram secas em estufa a 100 °C por 48 h. (D'ALMEIDA et al., 2006). Essa etapa é ilustrada conforme a 8ª etapa da Figura 19.

As amostras de fibra de bananeira *in natura* (FBRN) e tratada (FBRT) foram caracterizadas por TG, DSC, FTIR, DRX, MEV, densidade e ensaios de tração.

4.2.3 Preparação das blendas

As blendas foram preparadas em duas séries utilizando-se PET reciclado e PEAD virgem, sem e com o compatibilizante POLYBOND 3009. No item 4.2.3.1 e 4.2.3.2 serão descritas as

metodologias da preparação das blendas sem e com compatibilizante, respectivamente. As blendas confeccionadas foram caracterizadas por TG, DSC, DRX, FTIR, MEV e ensaios de tração, flexão e de impacto para apenas uma formulação.

4.2.3.1 Blendas sem compatibilizante

Para a preparação das blendas utilizou-se uma extrusora dupla rosca modular, corrotacional, da marca Haake PolyLab System com matriz de espaguete e razão $L/D = 10$ e $D = 1\text{mm}$. Antes das matérias-primas serem processadas, o PET e PEAD foram secos na estufa com as temperaturas iguais a 140 e 80 °C, respectivamente. Os polímeros foram inicialmente misturados manualmente e posteriormente, submetidos ao processo de extrusão nas seguintes condições: pressão, 400 bar, perfil de temperaturas de processamento, 180/210/245/250 °C, rotação, 30 rpm. As formulações dessas blendas são apresentadas através da Tabela 3.

Tabela 3. Composição (% em massa) das misturas poliméricas de PET reciclado, PEAD sem compatibilizante.

Códigos das amostras	PET (%)	PEAD (%)
M2278S	22,00	78,00
M3070S	30,00	70,00
M5050S	50,00	50,00
M7030S	70,00	30,00
M7822S	78,00	22,00

4.2.3.2 Blendas com compatibilizante

Para a preparação das blendas com compatibilizante POLYBOND 3009 utilizaram-se os mesmos parâmetros de processamento descrito no item 4.2.3.1. Porém para essas séries de blendas, foi realizado um planejamento de experimentos descritos no item 4.2.3.2.1.

Após o processo de extrusão descrito anteriormente, as blendas foram moídas em um granulador, secas em uma estufa a 80 °C e injetadas em uma injetora Romi Primax x 100 ton, em que a pressão utilizada variou de 900 a 1100 bar e a velocidade de injeção foi de 180 cm³/s e o

perfil de temperaturas de injeção foram 210/220/230/245 °C. Os corpos foram injetados em formato de gravatas de acordo com a norma ISO 527

A Figura 20 representa o processo de extrusão, as blendas obtidas sob forma de espaguete e os corpos de prova injetados respectivamente.

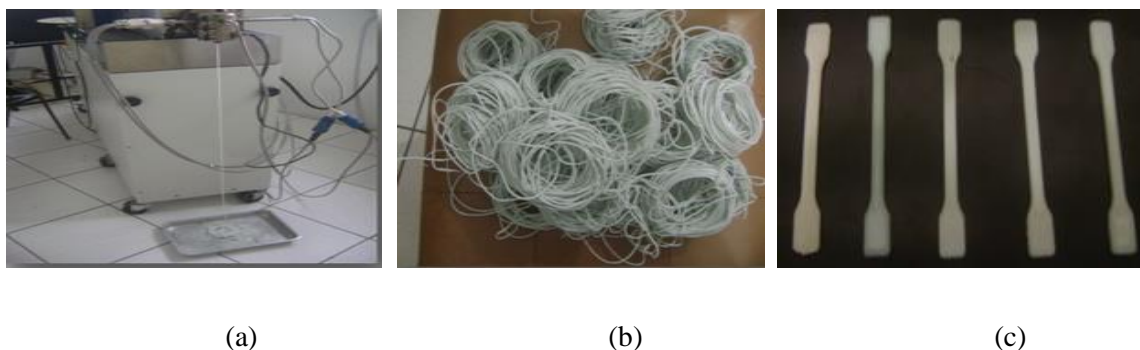


Figura 20. (a) Extrusão do material; (b) Blendas obtidas sob forma de espaguete; (c) Corpos de provas injetados.

4.2.3.2.1. Planejamento experimental estatístico

Nessa etapa foi realizado um planejamento estatístico DCCR (Delineamento Composto Central Rotacional), através de um planejamento fatorial inicial com dois níveis e dois fatores (% PET/PEAD e % COMPATIBILIZANTE), Tabela 4, que foi ampliado para um planejamento fatorial 2^2 + “configuração estrela”, com dois pontos axiais, ($\alpha = \pm 1,41$) para cada variável independente (Tabela 5). As formulações geradas estão listadas na Tabela 6.

Tabela 4. Valores reais e os níveis dos fatores do planejamento fatorial completo (2^2).

Variáveis	Níveis	Níveis	Níveis
	-1	0	+1
PET/PEAD (%)	30,00	50,00	70,00
COMPATIB (%)	5,00	7,50	10,00

Tabela 5. Valores reais e os níveis dos fatores do planejamento fatorial completo ($2^2 +$ “configuração estrela”).

Variáveis	Níveis				
	-1,41	-1	0	+1	+1,41
PET/PEAD (%)	22/78	30/70	50/50	70/30	78/22
COMPATIB. (%)	3,96	5,00	7,50	10,0	11,03

Tabela 6. Composição (% em massa) das misturas poliméricas de PET reciclado, PEAD com compatibilizante através do planejamento estrela.

Código das amostras	PET (%)	PEAD (%)	COMPATIB. (%)
M22C7.5	22,00	70,50	7,50
M30C5	30,00	65,00	5,00
M30C10	30,00	60,00	10,00
M50C3.96	50,00	46,04	3,96
M50C7.5*	50,00	42,50	7,50
M50C11.03	50,00	38,97	11,03
M70C5	70,00	25,00	5,00
M70C10	70,00	20,00	10,00
M78C7.5	78,00	14,50	7,50

A Tabela 7 representa a matriz do planejamento das formulações das blendas totalizando 11 experimentos com os valores dos fatores em sua forma real e com os valores codificados, em que -1 refere-se ao menor nível das variáveis, 0 corresponde ao ponto central e +1 ao maior. Os valores codificados foram calculados de acordo com a seguinte Equação 1.

Tabela 7. Matriz do planejamento dos experimentos em sua forma real e codificada.

Ensaio	PET (%)	COMPATIB. (%)	x ₁	x ₂
1	30,00	5,00	-1	-1
2	70,00	5,00	1	-1
3	30,00	10,00	-1	1
4	70,00	10,00	1	1
5	50,00	7,50	0	0
6	50,00	7,50	0	0
7	50,00	7,50	0	0
8	22,00	7,50	(-1,41)	0
9	50,00	11,03	0	(+1,41)
10	78,00	7,50	(+1,41)	0
11	50,00	3,96	0	(-1,41)

*A amostra de código M50C7.5 que corresponde ao ponto central foi feita em triplicata.

$$\text{Valor codificado} = \frac{(\text{valor atual} - (\text{maior nível} + \text{menor nível}) / 2)}{(\text{maior nível} - \text{menor nível}) / 2} \quad (\text{Eq. 1})$$

Os efeitos individuais e interativos dos fatores independentes X₁ e X₂ correspondentes ao % PET/PEAD e % COMPATIB respectivamente, sobre as propriedades mecânicas: tensão de ruptura sob tração (Y₁); módulo de elasticidade sob tração (Y₂); tensão na ruptura sob flexão (Y₃); módulo de elasticidade sob flexão (Y₄), foram estudados utilizando a MSR (Metodologia de Superfície de Resposta) construídas no Programa MATLAB 7.8.

Modelos matemáticos foram ajustados aos dados experimentais e por meio da ANOVA (Análise de variância) através do software *Excel 2007*. A falta de ajuste dos modelos foi avaliada pelo coeficiente de determinação (R²) e pelo fator F, Teste de Fischer (BARROS NETO;

SCARMINIO; BRUNS, 2010). Todos os testes de ajuste e previsão dos modelos foram realizados ao nível de significância de 5% ($p \leq 0,05$).

4.2.4 Preparação dos compósitos

Os compósitos foram confeccionados com as blendas de duas formulações de melhor desempenho mecânico especificado de acordo com as Tabelas 10 (M70C5 e M78C7.5). Para a confecção dos compósitos utilizou-se o teor de 5 % (m/m) de fibra de bananeira cortadas em 5 mm. Os compósitos foram preparados em uma extrusora dupla rosca da marca Polylab nas seguintes condições: pressão: 400 bar, perfil de temperaturas de processamento iguais a 180/210/240/245 °C e rotação 30 rpm.

As Tabelas 8 e 9 representam as formulações dos compósitos com as fibras *in natura* e tratada respectivamente.

Tabela 8. Compósitos com fibras *in natura*.

Código das amostras	PET (%)	PEAD (%)	POLYBOND (%)
MB5N	70,00	25,00	5,00
MB7.5N	78,00	14,50	7,500

Tabela 9. Compósitos com fibras tratada.

Código das amostras	PET (%)	PEAD (%)	POLYBOND (%)
MB5T	70,00	25,00	5,00
MB7.5T	78,00	14,50	7,50

Os compósitos foram moídos em um moinho de facas giratórias da Marca PRIMOTÉCNICA, secos em uma estufa a vácuo a 80 °C e injetados em uma injetora da Marca BATTENFELD e Modelo HM 45/210, em que a pressão utilizada variou de 850 a 1100 bar, a

pressão de recalque foi de 800 bar e as temperaturas de injeção: 210/230/240/240 °C. Os corpos foram injetados em formato de gravatas conforme a norma ISO 527.

A Figura 21 ilustra o material processado para obtenção do compósito e os corpos de prova injetados.



(a)

(b)

Figura 21. (a) Compósitos obtidos sob forma de espaguete; (b) Corpos de provas injetados.

4.2.5 Técnicas de caracterização

4.2.5.1 Termogravimetria (TG)

O comportamento termogravimétrico dos materiais foi analisado numa termobalança Marca Shimadzu[®], Modelo TGA-50, entre 25 a 1000 °C, a uma taxa de aquecimento de 10 °C/min, sob fluxo de nitrogênio.

4.2.5.2 Calorimetria exploratória diferencial (DSC)

O equipamento utilizado foi um DSC da Marca Seiko, Modelo Exstar DSC-6220. Todas as amostras foram analisadas entre 25 a 550 °C, com taxa de aquecimento de 10 °C.min⁻¹ em apenas uma corrida.

4.2.5.3 Espectroscopia de absorção na região do infravermelho por transformada de Fourier (FTIR)

O espectrômetro utilizado foi de Marca Bomem, Modelo ABB Bomem MB Series. Os espectros foram registrados utilizando as amostras diluídas em KBr na forma de pastilhas, na faixa espectral de 4000 a 400 cm⁻¹.

4.2.5.4 Difractometria de raios X (DRX)

Os difratogramas foram obtidos num difratômetro de raios X, Marca Shimadzu[®], Modelo XRD-6000, operando com radiação CuK α ($\lambda=1,548 \text{ \AA}$), com tensão de 30 kV e corrente de 20 mA, utilizando-se as amostras sob a forma de pó. Os ensaios foram realizados a temperatura ambiente (25 °C) e com ângulos 2θ entre 5 e 80 ° (2 °.min⁻¹).

Os índices de cristalinidade das fibras foram calculados a partir da Equação 2.

$$I_C = \frac{(I_{(002)} - I_{(am)})}{I_{(002)}} \times 100 \quad (\text{Eq. 2})$$

4.2.5.5 Determinação da densidade

As determinações das densidades das fibras de bananeira foram obtidas através do auxílio do picnômetro a gás hélio da Marca MICROMERITICS[®], Modelo Ultrapycnometer 1000.

4.2.5.6 Ensaio mecânicos

4.2.5.6.1 Ensaio de tração

O ensaio de tração avalia o desempenho mecânico dos materiais, fornecendo como resultado curvas de tensão em função da deformação. Esse tipo de ensaio consiste na aplicação de carga de tração crescente em um corpo-de-prova até ocorrer a ruptura. A partir da curva obtida nesse tipo de ensaio, pode-se tirar informações referentes à resistência mecânica do material, a exemplo do módulo de elasticidade, deformação na ruptura, tensão ao escoamento entre outras propriedades. A seguir, têm-se os procedimentos referentes aos ensaios de tração inerente às fibras, blendas e compósitos.

4.2.5.6.1.1 Ensaio de tração das fibras

Para realizar o ensaio de tração foi necessário calcula a área da seção transversal média das fibras de bananeira. Para tal procedimento foram utilizadas amostras com comprimento fixo igual a 6 cm. Em seguida, estas foram pesadas e com suas respectivas densidades e assumiu-se que a secção transversal da fibra era circular (RICL, 2011). Os moldes utilizados para o ensaio de tração foram confeccionados de acordo com a norma ASTM D3379-75. Os filamentos das fibras foram cortados em 6 cm e colados individualmente em moldes de papel milimetrado. Os ensaios foram realizados em uma Máquina Universal de Ensaio da Marca Emic, Modelo DL2000

utilizando-se uma célula de carga de 50 N. A velocidade de ensaio foi de $3 \text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$. Após a fixação dos moldes nas garras, as amostras das fibras foram submetidas a uma pequena pré-tensão e as laterais do molde foram cortadas antes de iniciar o ensaio, conforme ilustrado na Figura 22. Foram realizados na faixa de 20-30 corpos de provas para cada tipo de amostra.

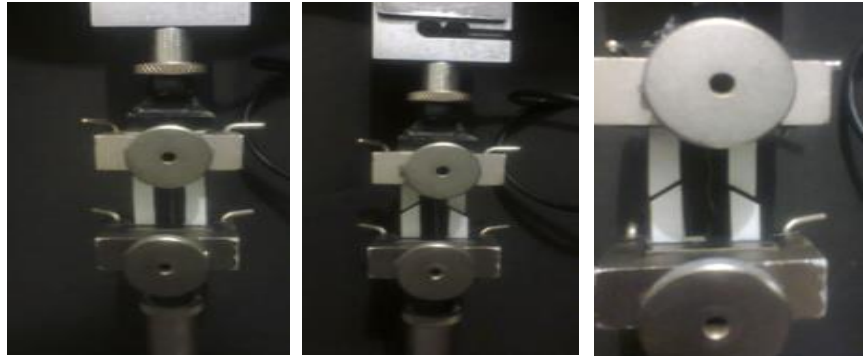


Figura 22. Ensaio de tração de um monofilamento de fibra de bananeira.

4.2.5.6.1.2 Ensaios de tração das blendas e dos compósitos

Para a realização dos testes de tração, os ensaios foram realizados segundo a norma ISO 527 em uma máquina de testes universal (EMIC, DL2000), com velocidade de deslocamento de $3 \text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$, célula de carga de 50 N. Foi determinado a tensão na força máxima e o módulo de elasticidade realizando-se oito medidas para cada amostra e os resultados da média com desvio padrão apresentados. A Figura 23 representa os ensaios de tração da blenda e do compósito.



(a)

(b)

Figura 23. (a) Ensaio de tração da blenda; (b) Ensaio de tração do compósito.

4.2.5.6.2 Ensaio de flexão

O ensaio de flexão consiste na aplicação de uma carga crescente em determinados pontos de uma barra de geometria padronizada. Neste ensaio, é medido o valor da carga versus o deslocamento de uma barra de geometria padronizada e são determinadas propriedades de

resistência do material, a exemplo tensão de ruptura e módulo de Young (GARCIA; SPIM; SANTOS, 2000). O ensaio realizado neste trabalho foi o de flexão em três pontos. Nesse tipo de ensaio é utilizada uma barra biapoiada com aplicação de carga no centro da distância entre os apoios existindo três pontos de carga.

4.2.5.6.2.1 Ensaio de flexão das blendas e dos compósitos

Os ensaios de flexão (EMIC, DL2000) das blendas e dos compósitos foram efetuados de acordo com a norma ISO 178, com 64 mm de separação entre os suportes inferiores, velocidade de deslocamento de $3 \text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$ e célula de carga de 50 N. A Figura 24 mostra a montagem do sistema para os ensaios de flexão em três pontos da blenda e do compósito.

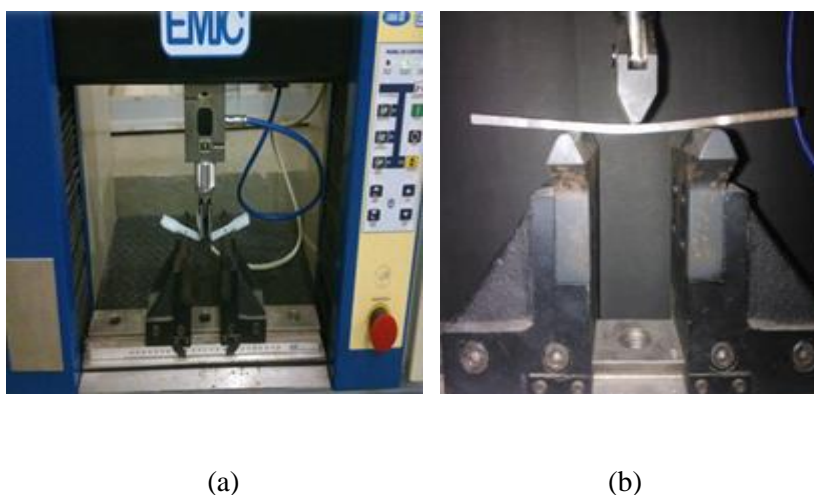


Figura 24. (a) Ensaio de flexão da blenda; (b) Ensaio de flexão do compósito.

4.2.5.6.3 Ensaio de Impacto

A resistência ao impacto ou tenacidade sob impacto é uma das propriedades mais importantes para especificação do comportamento mecânico de um dado polímero/blenda polimérica (LAURINDO, 2012). Neste trabalho, foi realizado o teste de impacto Izod em corpos de provas sem entalhe a temperatura ambiente apenas para os compósitos. Os corpos de prova injetados segundo a norma ISO 180 e cortados em dimensões de $100 \times 4 \text{ mm}$. Em seguida, oito corpos de provas de cada formulação dos compósitos foram ensaiados em uma máquina de impacto da Marca Ceast 9050, Modelo Istron com energia incidente igual a 2,75J. A Figura 25 representa o corpo de prova do compósito e o ensaio de impacto realizado.



(a)

(b)

Figura 25. (a) Corpo de prova do compósito; (b) Equipamento utilizado para o ensaio de impacto.

4.2.5.7 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

Para analisar a superfície de fratura das amostras no microscópio eletrônico, as fibras de bananeira *in natura* e tratadas com solução alcalina a 5 % (m/v) passaram por uma preparação prévia, que consiste na fratura, ou seja, as amostras de fibras foram imersas em água por 24 h e depois fraturadas, com auxílio de um estilete e posteriormente foram secas em uma estufa a 80 °C. As amostras referentes aos materiais poliméricos foram analisadas a partir da fratura dos corpos de prova através de ensaios mecânicos. O equipamento de MEV utilizado foi da Marca Jeol, Modelo JSM-6610.

4.2.6. Método Estatístico

4.2.6.1. Teste de Dixon ou teste de confiança Q (HARRIS, 2005)

O método matemático utilizado para comparar e rejeitar os resultados obtidos nos ensaios mecânico foi o teste de Dixon ou o teste de confiança Q. Este teste verifica se um resultado pertence à mesma distribuição dos outros resultados, podendo desta forma ser utilizada para avaliar se o dado questionado deve ser descartado ou mantido. O teste verifica os valores extremos e compara com os valores tabelados para 90 ou 95 ou 99 % de significância. Neste trabalho, utilizou-se o valor tabelado referente a 95 % de significância para oito amostras e o teste de Dixon foi aplicado através das etapas descritas a seguir.

1. Ordenaram-se os valores em ordem crescente;
2. Realizou-se o cálculo estatístico;

3. Encontrou-se o valor crítico na tabela para 95 % de significância;
4. Comparou-se o valor tabelado com o valor calculado.

O valor calculado para não ser rejeitado teve que ser menor do que os valores tabelados para 95 % de significância.

4.2.6.2. Teste t de Student (HARRIS, 2005)

O teste de Student é uma ferramenta estatística usada com muita frequência para expressar intervalos de confiança e para comparação de resultados de experimentos diferentes. A partir de um número limitado de medidas não se pode encontrar a média real de uma população, μ , ou o desvio – padrão verdadeiro, σ ; de fato, são determinados \bar{x} e s , a média e o desvio padrão das amostras, respectivamente. O intervalo de confiança é uma expressão condicionante de que a média real, μ , tem uma posição dentro de certa distância da média, \bar{x} . O intervalo de confiança é calculado através da Equação 3.

$$\mu = \bar{x} \pm \frac{ts}{\sqrt{n}} \quad (\text{Eq. 3})$$

Onde s é o desvio padrão medido, n é o número observado e o t é o valor do Teste t de Student obtido para 95 % de confiança.

5.0 RESULTADOS E DISCUSSÕES

A seguir, são apresentados os resultados referentes às caracterizações de análise térmica, estrutural, morfológica, propriedades mecânicas e densidade da fibra de bananeira *in natura* e tratada com NaOH 5% (m/v). Também serão discutidos os resultados das análises térmicas, estruturais, morfológicas e mecânicas das blendas de PET reciclado/PEAD, além da análise da superfície de resposta gerada e dos compósitos obtidos a partir de duas formulações de blendas reforçados com a fibra de bananeira *in natura* e tratada com solução alcalina.

5.1 Fibra de Bananeira

5.1.1 Termogravimetria

Os resultados da degradação térmica da fibra de bananeira *in natura* e tratada são mostrados na Figura 26. Analisando-se as curvas das fibras de bananeira, podem-se observar eventos térmicos associados às perdas de massas, que são representadas pelas inflexões das

curvas de TG. A perda de massa inicial, que ocorre em aproximadamente 25 °C para ambas as amostras, foram atribuídas à perda de materiais voláteis presentes na fibra celulósica. Esses voláteis podem ser umidade, terpenos, álcoois, ésteres, aldeídos, cetonas, ácidos orgânicos, hidrocarbonetos alifáticos e fenóis (LIU et al., 2009). E o segundo evento ocorre a partir de 250 °C.

As curvas DTG das amostras ilustradas pela Figura 26 (b) apresentaram três eventos distintos para amostra FBRN, o primeiro evento ocorreu entre 25 e 110 °C com máximo em cerca de 68 °C atribuído a perda de água presente nas fibras e componentes voláteis como citado anteriormente, o segundo ocorreu entre 240 e 300 °C e o terceiro evento ocorreu entre 300 e 408 °C, com perda de massa de 85 % apresentando máximo em torno 367 °C (Tabela 10). Esses eventos são atribuídos à etapa de degradação da hemicelulose, celulose e parte da lignina que aparecem como única banda larga. Já para amostra FBRT, observaram-se dois eventos, o primeiro evento ocorreu entre 25 e 123 °C com máximo em 71 °C, e a degradação da celulose ocorreu entre 250 e 413 °C, com perda de massa de 90 % e degradação máxima em 347 °C.

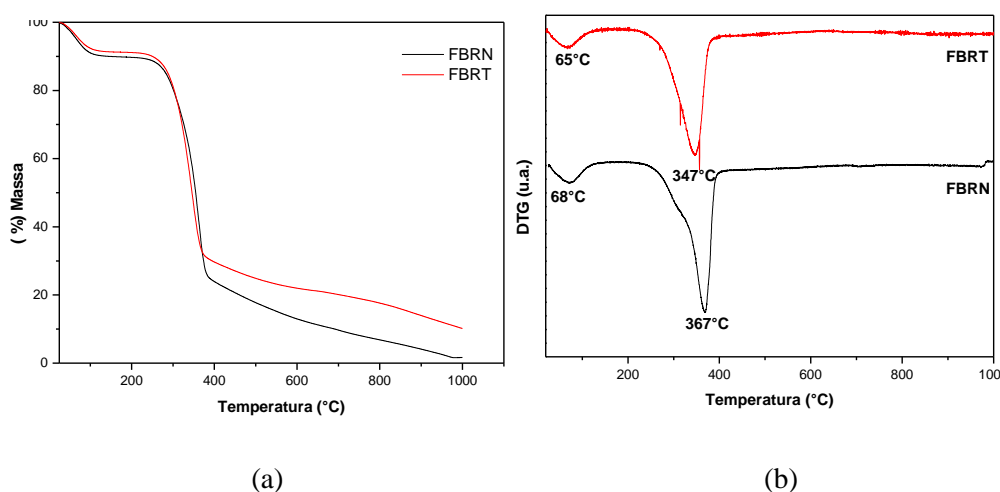


Figura 26. (a) Curvas de TG; (b) Curvas de DTG da fibra de bananeira *in natura* e tratada.

Estes resultados estão de acordo com DEEPA et al., 2011 e JOSEPH, 2008b. A Figura 27 ilustra uma curva DTG de fibras de bananeira *in natura* por diferentes tratamentos em que observa-se um evento único referente a degradação da hemicelulose e celulose em temperaturas próximas a encontradas nesse trabalho.

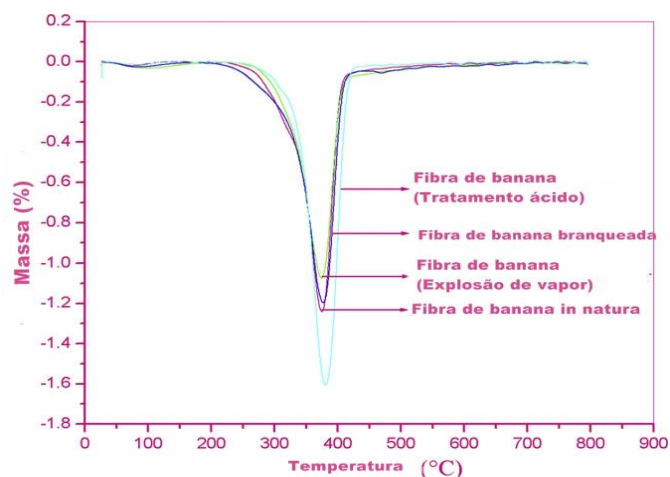


Figura 27. DTG de fibra de bananeira com e sem tratamento (DEEPA et al, 2001).

Estudo desenvolvido por Yang et al. (2007) ao analisar os resultados da pirólise dos três componentes puros das fibras lignocelulósicas (celulose, hemicelulose e lignina), verificou diferenças no comportamento entre esses componentes. Observou-se que a hemicelulose, que é constituída por vários sacarídeos e consiste de uma estrutura aleatória, amorfa, rica de ramos, que são muito fáceis de degradar formando compostos voláteis (CO, CO₂, e alguns hidrocarbonetos) – iniciou a sua decomposição facilmente, com a perda de massa na faixa entre 220 - 315 °C. Já a pirólise da celulose, – que é composta de um longo polímero de glicose de estrutura organizada capaz de fazer ligações de hidrogênio – ocorreu em uma faixa de temperatura mais elevada (315 - 400 °C). E a lignina foi o componente mais difícil de decompor em que sua decomposição aconteceu lentamente sob a faixa da temperatura 100 - 900 °C, a uma taxa muito baixa de perda de massa. As diferenças inerentes entre as estruturas e natureza química dos três componentes, possivelmente, representam os diferentes comportamentos (YANG et al., 2007). Nesse tipo de fibra não foi observado a degradação da lignina que possivelmente deve está em pequena quantidade por se tratar de uma fibra clara.

No que se refere à estabilidade térmica do material, observa-se que, após o tratamento alcalino submetido à fibra de bananeira, o segundo evento tem seu máximo alterado; este evento ocorre na fibra tratada em temperaturas inferiores (347 °C) às fibras *in natura* (367 °C), reduzindo, portanto a estabilidade térmica das fibras tratadas.

Tabela 10. Temperaturas características dos 2º eventos observados nos gráficos de TG e DTG para as fibras de bananeira *in natura* e tratada.

Amostra	2ºEvento		
	T _{ONSET} (°C)	T _{ENDSET} (°C)	T _{MAX} (°C)
FBRN	250	408	367
FBRT	250	413	347

5.1.2 Calorimetria Exploratória Diferencial

As curvas de DSC mostram a propriedade do consumo de energia das amostras de fibras de bananeira. Yang et al., 2007, ao analisar as curvas de DSC das frações separadas das fibras (hemicelulose, celulose e lignina), observou em todas as amostras um evento endotérmico a 100 °C, atribuído à remoção da umidade. O estudo desenvolvido pelos autores em questão também relatou o aparecimento de picos exotérmicos associados à decomposição de hemicelulose e lignina em torno de 275 e 365 °C, respectivamente. Observando as curvas da Figura 28, verifica-se que esses eventos estão sobrepostos à decomposição endotérmica da celulose em torno de 341 e 363 °C para as fibras tratadas e *in natura*, respectivamente. Ao comparar as curvas de DSC da amostra FBRN com as FBRT observa-se a diminuição do segundo evento, esse comportamento pode estar relacionado à remoção parcial das impurezas e de alguns constituintes da fibra como a hemicelulose e lignina. Nas curvas de DSC das amostras observaram-se também eventos endotérmicos atribuídos à remoção de umidade (50 e 60 °C) para a fibra *in natura* e tratada respectivamente.

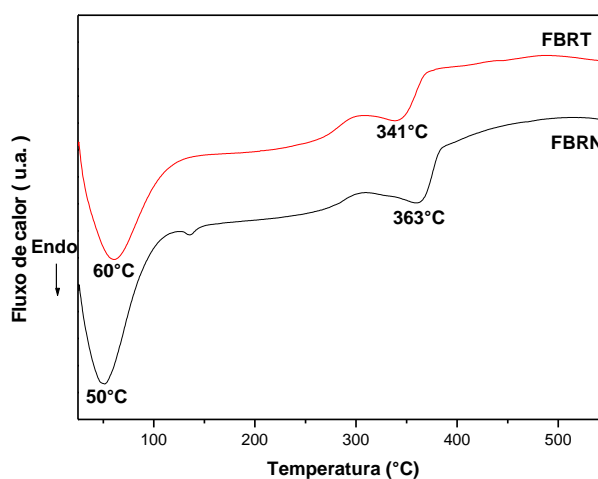


Figura 28. Curvas de DSC das fibras de bananeira *in natura* e tratada.

5.1.3 Espectroscopia na região do infravermelho com transformada de Fourier

Para confirmar a remoção dos componentes presentes na fibra de bananeira foi realizada a análise de FTIR. Na Figura 29 são apresentados os espectros de infravermelho das fibras *in natura* e após o tratamento alcalino. Assim como as fibras vegetais, a fibra de bananeira é composta basicamente por alcenos, ésteres, aromáticos, cetenos e álcoois com diferentes grupos funcionais de oxigênio. A presença da banda 3400 cm^{-1} está associada a presença do grupamento OH, a banda em 2920 cm^{-1} está relacionada com o grupo C-H, em 1635 cm^{-1} tem-se o estiramento do grupo C=C do anel benzênico, na região compreendida em $1765\text{-}1715\text{ cm}^{-1}$ tem-se o grupo funcional C=O, em 1058 cm^{-1} tem-se a banda relacionada ao estiramento do grupo C-O-C e em 1050 cm^{-1} tem o estiramento C-O-H (BARRETO et al., 2010; YANG et al, 2007; MORÁN et al., 2008). Os grupos funcionais citados, bem como comprimento de onda com os possíveis compostos, estão listados na Tabela 11.

Tabela 11. Número de onda dos grupos funcionais presentes na fibra (YANG et al., 2007; MORÁN et al., 2008).

Componentes da Fibra	Número de Onda (cm^{-1})	Grupo Funcional	Compostos
Celulose	4000-2995	OH	Ácido, metanol
	2970-2860-	H-C-H	Alquil, alifático
	1680	Fibra-OH	Água adsorvida
	1270-1082	C-O-C	Aril-alkil-eter
	1170-1082	C-O-C	Anel piranose
	1108	OH	C-OH
	700-400	C-C	
Hemicelulose	4000-2995	OH	Ácido, metanol
	2970-2860	H-C-H	Alquil, alifático

Lignina	1765- 1715	C=O	Cetona, carbonila
	1108	OH	C-OH
	700-400	C-C	
	4000-2995	OH	Ácido, metanol
	2890	H-C-H	Alquil, alifático
	1730-1700		Aromático
	1632	C=C	Anel do benzeno (ν)
	1613-1450	C=C	Anel do benzeno (δ)
	1430	O-CH ₃	Metoxila
	1270-1232	C-O-C	Aril-alkil-eter
	1215	C-O	Fenol
	1108	O-H	C-OH
	700-900	C-H	H (aromático)
	700-400	C-C	

ν (estiramento)/ δ (deformação)

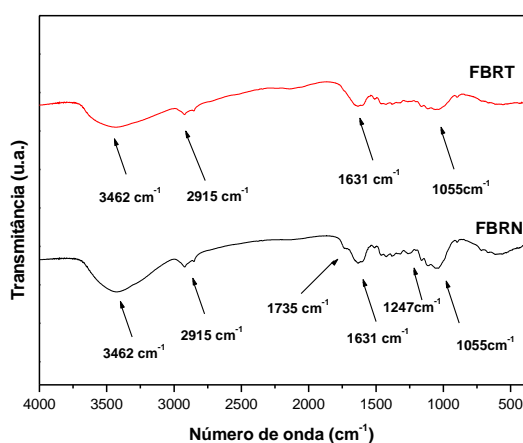


Figura 29. Espectro de infravermelho das fibras de bananeira *in natura* e tratada.

O efeito mais perceptível do tratamento alcalino na fibra de bananeira nos espectros de FTIR é o desaparecimento dos picos 1735 cm^{-1} referente à presença da carbonila (C=O) e em

1247 cm^{-1} associado a ácidos carboxílico (COOH), grupos estes que estão presentes na composição da hemicelulose e lignina. Na comparação entre o espectro da fibra tratada e o da *in natura* observa-se que houve um desaparecimento das bandas em 1740 cm^{-1} com o tratamento alcalino, atribuídos a modos de vibração de grupamentos C=O e C-O presentes na lignina e na hemicelulose, que foram parcialmente removidos durante esse tratamento.

5.1.4 Difratomia de raios X

A Figura 30 ilustra os difratogramas de raios X referentes às amostras FBRN e FBRT, estes são semelhantes aos relatados na literatura para outros materiais lignocelulósicos que exibem principalmente uma estrutura celulósica (PEREIRA, 2013). Os difratogramas apresentam os picos atribuídos aos planos cristalinos característicos dos materiais lignocelulósicos, em que pode-se observar que a reflexão (002) é a mais intensa em todas as partes ao longo da fibra em $2\theta = 22^\circ$ para ambas as amostras e dois halos em $2\theta = 16^\circ$ para a amostra FBRT e $2\theta = 15^\circ$ para FBRN, referente ao plano (101) e $2\theta = 35^\circ$ (FBRT) e $2\theta = 34^\circ$ (FBRN) associada ao plano (040) aos quais referem-se à parte amorfa presente nas microfibrilas (hemicelulose e lignina). Como já se sabe, as fibras lignocelulósicas são constituídas basicamente de lignina, hemicelulose, - que são moléculas amorfas e também formadas por celulose que correspondem à região cristalina das fibras. Essas macromoléculas são orientadas aleatoriamente tendo a tendência de formar ligações de hidrogênio intra e intermoleculares. Desta forma, à medida que a densidade de empacotamento da celulose aumenta, regiões cristalinas são formadas (BLEDZKI e GASSAN, 1999). Estudos com celulose observou que a reflexão no plano (002) corresponde aos planos de rede dos anéis glicosídicos, que são os mais densos na estrutura da celulose do tipo I. E a forma polimórfica da celulose que ocorre naturalmente é apenas a do tipo I (BLEDZKI e GASSAN, 1999 apud MIRANDA, 2011). Logo, o índice de cristalinidade (I_c) refere-se à quantidade de celulose presente ao longo da fibra. Esses valores estão listados na Tabela 15. Em relação à cristalinidade, os valores dessa propriedade para as fibras de bananeira são inferiores quando comparados aos valores de outras fibras reportados na literatura, tais como sisal, 72,2 %; curauá, 75,6 % e superiores aos valores das fibras de coco, 43-44 % e bagaço de cana, 47 % (PEREIRA, 2013 apud SATYANARAYANA et al., 2007).

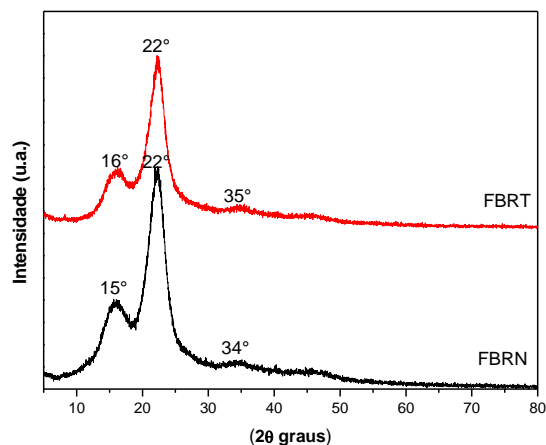


Figura 30. Difratogramas das fibras de bananeira *in natura* e tratada.

Ao calcular o índice de cristalinidade das amostras apresentados na Tabela 12, observou-se uma pequena diferença no valor de I_c com amostra submetida ao tratamento alcalino, que foi maior quando comparada à amostra sem tratamento. A solução alcalina tende a remover a fase amorfa presente na celulose, aumentando os domínios cristalinos, conseqüentemente favorecendo para o melhor desempenho da fibra (BLEDZKI e GASSAN, 1999).

Tabela 12. Valores dos índices de cristalinidade das amostras.

Amostra	I_c (%)
FBRN	67,15
FBRT	68,30

5.1.5 Densidade

A Tabela 13 mostra os valores de densidade das fibras de bananeira *in natura* (FBRN) e tratada (FBRT). Com base nesses valores, pode-se observar que estas fibras apresentam menores valores de densidades quando comparadas às fibras sintéticas, como a de carbono $1,88 \text{ g/cm}^3$, vidro $2,55 \text{ g/cm}^3$ e aço S $7,85 \text{ g/cm}^3$ (BISANDA et al., 1991). Mas são semelhantes aos valores de outras fibras vegetais, a exemplo do sisal que possui densidade por volta de $1,45 \text{ g/cm}^3$, rami $1,4 \text{ g/cm}^3$, linho $1,4 \text{ g/cm}^3$ e coco $1,25 \text{ g/cm}^3$ (FAGURY, 2005; SCHUH e GAYER, 1997, apud SILVA, 2003); também estão de acordo com valores de densidade de outras fibras de bananeira (DEEPA et al., 2011). Santos (2011) estudou a caracterização estrutural, térmica e morfológica das fibras de bananeira provenientes do Estado da Bahia de diversas espécies, a exemplo da bananeira da terra, d'água e prata. Os valores encontrados foram respectivamente, $1,2416 \text{ g/cm}^3$, $1,3445 \text{ g/cm}^3$ e $1,2524 \text{ g/cm}^3$. Comparando os valores de densidades das amostras FBRN e FBRT

com as outras espécies estudadas por Santos (2011), a amostra FBRN apresentou menor valor quando comparadas com as demais fibras. Em relação às amostras de fibras de bananeira avaliadas nesse trabalho, observa-se que houve um pequeno aumento na densidade da fibra após o tratamento alcalino 5 % (m/v), mas ainda assim estas continuaram com baixa densidade. Por apresentarem esta propriedade, estas fibras podem conferir aos compósitos uma menor massa específica, comprovado pela literatura (BALZER et al., 2007), sendo uma propriedade fundamental na definição da aplicação das fibras para uso tecnológico (FAGURY, 2005).

Tabela 13. Valores de densidades das fibras de bananeira roxa.

Amostra	ρ (g/cm³)
FBRN	1,2217
FBRT	1,2600

Comparando-se os valores de densidade das amostras, observa-se que a fibra tratada apresentou maior densidade quando comparada com a *in natura*. Este comportamento pode ser atribuído à presença de resíduo de sódio e da quantidade de cristais presentes na superfície da fibra proveniente do tratamento.

5.1.6 Ensaio de Tração

Estudos realizados para correlacionar a estrutura e as propriedades mecânicas em fibras naturais têm demonstrado que o desempenho mecânico das fibras naturais depende também de outros parâmetros estruturais, como o ângulo ou orientação das microfibrilas e cristais de celulose que compõem a fibra, do número, comprimento, e largura das células unitárias, o conteúdo de lignina presente na fibra (MIRANDA, 2011 apud MARTIN et al., 2009).

As curvas de tensão em função da deformação dos monofilamentos de bananeira estão apresentadas na Figura 31. Estas curvas representam o comportamento das amostras da fibra de bananeira *in natura* e tratada, nas quais pode-se observar um comportamento elástico seguido da ruptura, sem deformação plástica significativa, mostrando características de fratura frágil em ambos os casos.

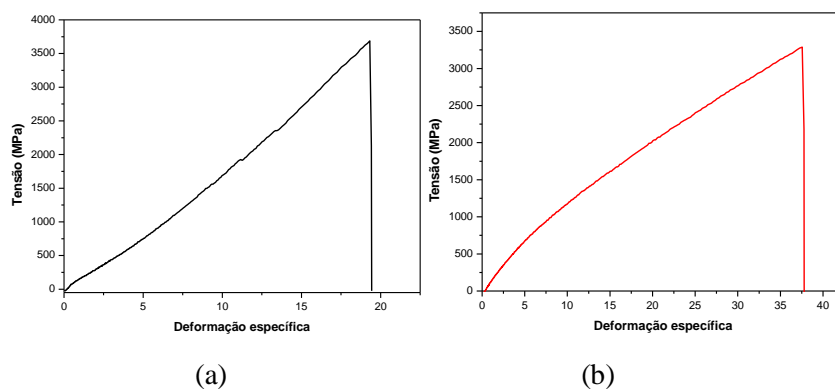


Figura 31. Curvas representativas de resistência à tração na ruptura dos monofilamentos das amostras. (a) *in natura*; (b) tratada.

Ao analisar os resultados dos ensaios de tração dos monofilamentos da fibra de bananeira, ilustrado na Figura 32, utilizou-se um método estatístico para determinar um intervalo de confiança com que se podem inferir diferenças entre os valores médios da distribuição normal: o Teste t de Student para 95 % de confiança. Ainda com essa metodologia, observou-se um desvio relativamente alto devido as propriedades intrínsecas das fibras e da ausência do uso de um extensômetro. Com base nos resultados (Figura 32 a), verificou-se que a fibra tratada apresentou resistência à tração na ruptura de $375,5 \pm 131,5$ (MPa), mostrando ser 1,27 vezes mais resistente que a fibra *in natura*, cuja a resistência à tração na ruptura foi igual a $294,2 \pm 210,8$ (MPa). A partir dos valores da propriedade avaliada, pode-se inferir que o tratamento conferiu melhoria pouco significativa na resistência do material. Esse resultado pode ser devido à possível remoção parcial da fase amorfa da celulose, promovendo um melhor empacotamento das cadeias de celulose. O tratamento alcalino propiciou amostras com desvios menores indicando que estas ficaram mais homogêneas.

Comparando com os resultados da literatura, a fibra de bananeira roxa apresentou valor de resistência à tração na ruptura superior em relação à fibra de coco, com 106-270 MPa, porém menos elevado que as fibras de juta, de valor 550-900 MPa e o sisal, de valor 507-640 MPa (D'ALMEIDA et al., 2006).

Ao analisar os valores do módulo de elasticidade, parâmetro que mede a rigidez do material, observou-se que a fibra *in natura* apresentou o maior valor, sendo igual a $22472,5 \pm 13372,2$ (MPa) (Figura 32b). Este resultado pode ser atribuído ao teor de lignina presente na fibra, que é maior quando comparado com a amostra submetida ao tratamento alcalino. A remoção parcial da lignina promove uma flexibilidade, a depender da concentração, tempo e temperatura do tratamento, esses fatores ocasiona uma desfibrilação intensa diminuindo a resistência das fibras.

Miranda (2011) utilizou fibra de piaçava como reforço em compósitos. Nesse estudo, foi utilizada fibra de piaçava lavada, acetilada, tratada termicamente, tratada com solução de H_2SO_4 a

10 % e com solução alcalina 4 e 10 % . No que refere ao módulo de elasticidade, foi observado que a fibra lavada foi a que apresentou o maior módulo de elasticidade dentre as amostras estudadas.

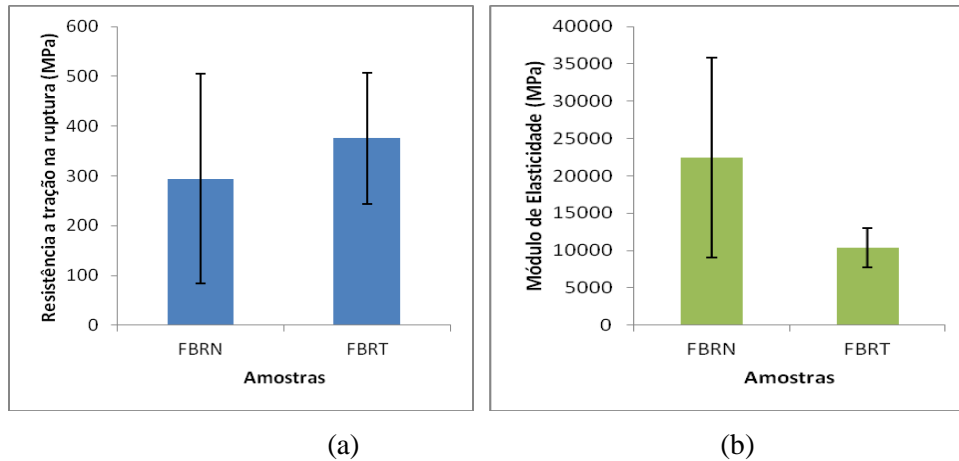


Figura 32. (a) Valores da resistência à tração na ruptura bananeira *in natura* e tratada para o ensaio de tração; (b) Módulo de elasticidade das fibras de bananeira *in natura* e tratada no ensaio de tração.

A Figura 33 representa a deformação específica na ruptura. Pode-se observar que a amostra tratada com 5 % NaOH com 95 % de confiança apresentou maior valor de deformação específica $6,38 \pm 1,92$ (%). Para a amostra não tratada, esse valor foi $1,12 \pm 0,34$ (%). Estes resultados comprovam a eficiência da eliminação parcial dos constituintes da fibra proporcionando maior flexibilidade na mesma.

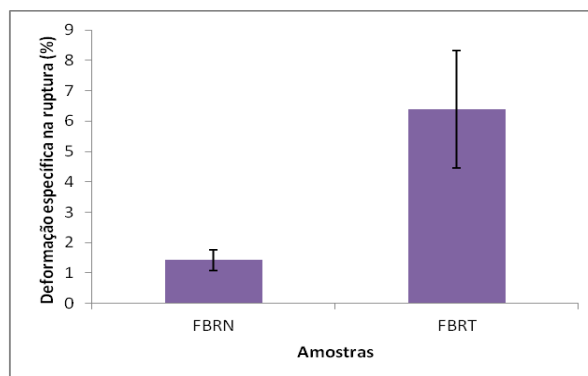


Figura 33. Valores da deformação específica na ruptura dos monofilamentos *in natura* e tratada.

Todos os valores referentes às propriedades mecânicas das fibras de bananeira encontram-se localizadas na Tabela I.1 do Anexo.

5.1.7 Microscopia Eletrônica de Varredura

Cada fibra vegetal tem uma estrutura de camadas complexas; constituída por uma parede primária fina, que circunda uma parede secundária, sendo esta constituída por três camadas (S1, S2 e S3), onde a camada intermediária (S2) determina as propriedades mecânicas da fibra e consiste em uma série de microfibrilas, helicoidalmente formadas por longas cadeias de celulose e organizadas no sentido da fibra (SILVA et al., 2009). A organização de uma fibra lignocelulósica e sua micrografia é ilustrada na Figura 34.

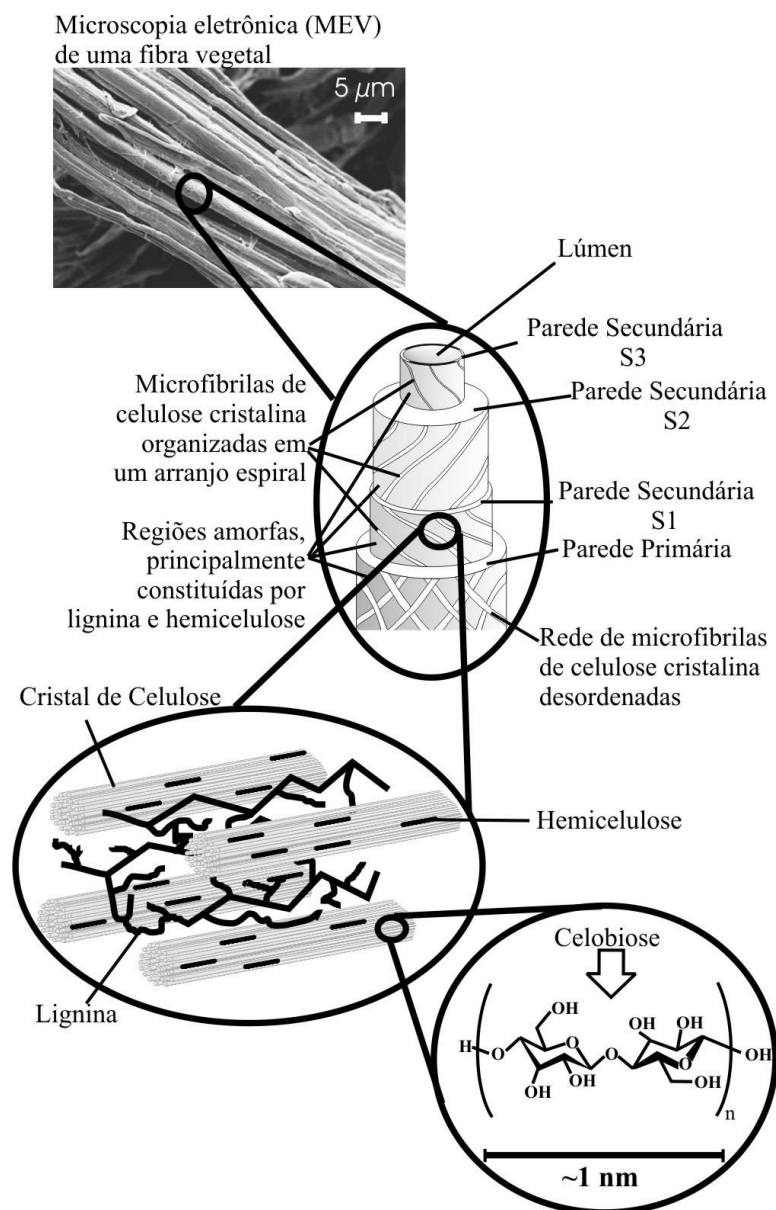


Figura 34. Estrutura de uma fibra vegetal de eucalipto e sua imagem de MEV

(SILVA et al., 2009).

As fibras em geral possuem uma superfície rugosa constituída por microfibrilas. Fibras com elevado teor de lignina (fibras escuras) apresentam na sua superfície protruções, enquanto

fibras com alto teor de celulose (fibras claras), a exemplo das fibras de bananeira, apresentam uma superfície rugosa, ou seja, sem protrusões. A presença ou ausência de protrusões podem ser observadas através da análise de microscopia eletrônica de varredura ilustrada através de micrografias.

As micrografias da superfície e da fratura das fibras de bananeira roxa *in natura* e tratada com solução alcalina estão ilustradas nas Figuras 35, 36, 37 e 38; pode-se observar que ambas as fibras não apresentam protrusões em suas superfícies. A FBRN (Figura 35) apresenta uma superfície mais irregular quando comparada a FBRT, nitidamente observada através das micrografias da Figura 37, esta irregularidade pode ser atribuída à presença de impurezas, ceras, hemicelulose e lignina em sua superfície. As fibras que foram submetidas ao processo de mercerização (Figura 37) apresentaram uma remoção da camada superficial dessas impurezas, - ceras que são componentes menos estáveis e possivelmente parte da lignina e hemicelulose que atuam como cementadores nas fibras vegetais (BARRETO et al., 2010 apud ZIMMERMANN 2014) produzindo rugosidade em sua superfície, aumentando, desta forma, a exposição da celulose na superfície da fibra, elevando o número de reações possíveis deixando suas microfibrilas mais expostas (FAGURY, 2005). Estas modificações superficiais podem ocasionar uma melhora na interação fibra/matriz na interface (RAZERA, 2006).

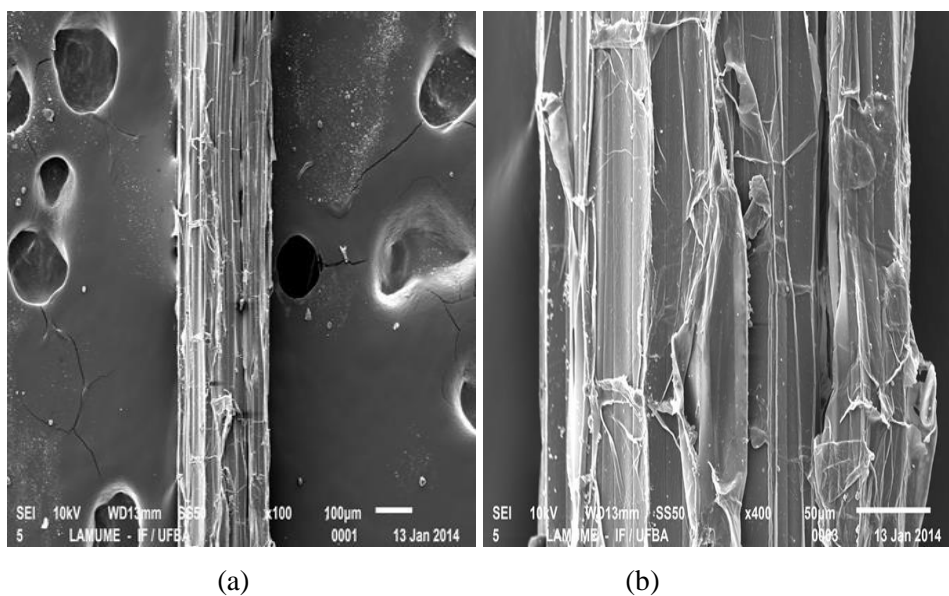


Figura 35. Micrografias da superfície da fibra de bananeira *in natura* em (a)100x e (b) 400x.

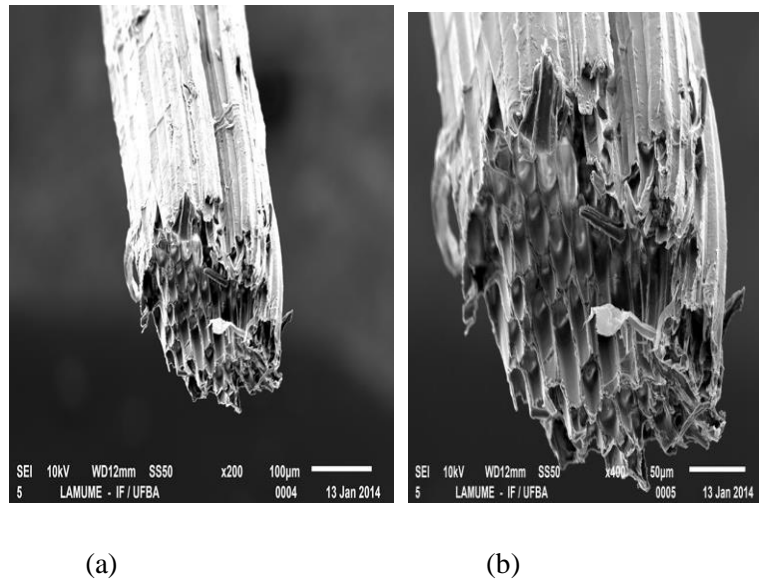


Figura 36. Micrografias da fratura da fibra de bananeira *in natura* em (a) 200x e (b) 400x.

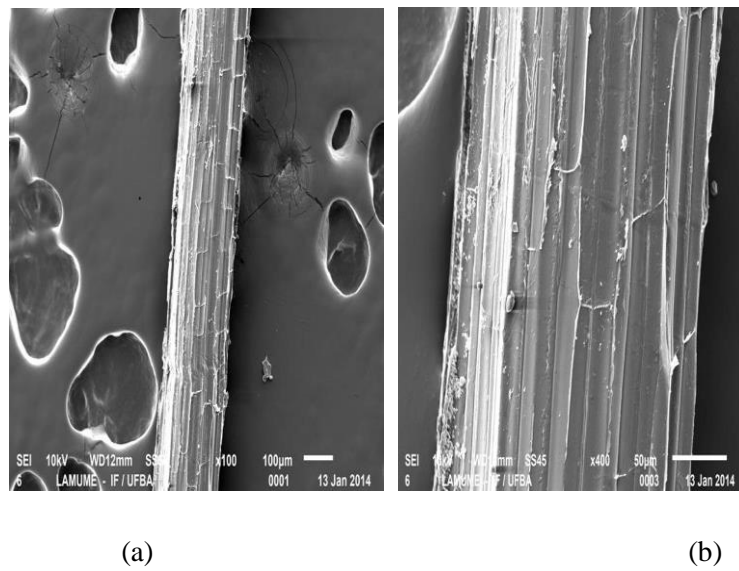
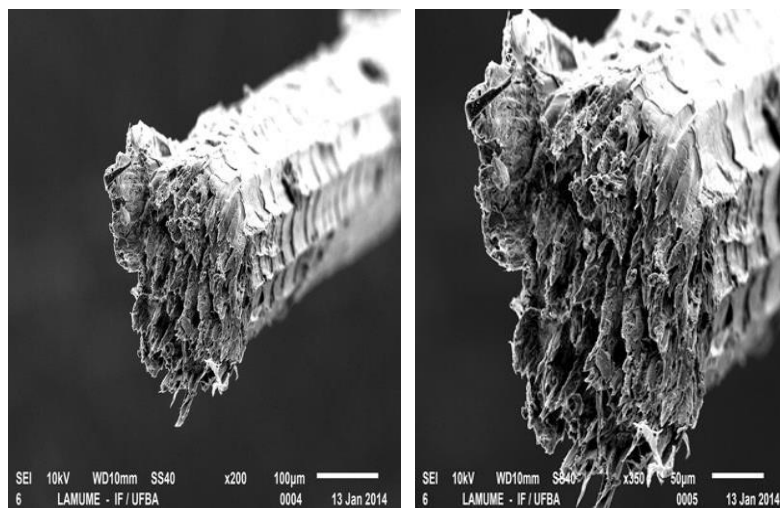


Figura 37. Micrografias da superfície da fibra de bananeira tratada em (a) 100x e (b) 400x



(a)

(b)

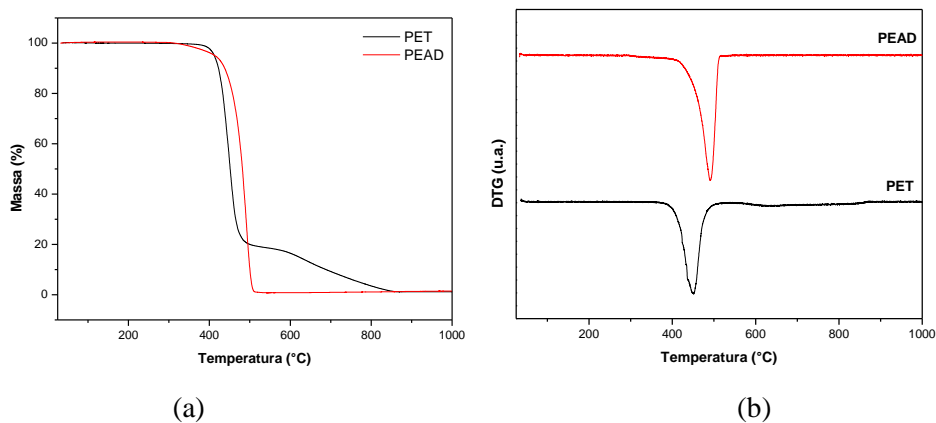
Figura 38. Micrografias da fratura da fibra de bananeira tratada em (a) 200x e (b) 350x.

5.2 Blendas

5.2.1 Termogravimetria

As Figuras 39, 40, 41 e 42 mostram as curvas da análise termogravimétrica (TG e DTG) dos polímeros puros e das blendas sem e com diferentes teores de compatibilizante. As velocidades máximas de degradação para o PET e o PEAD ocorreram em torno de 451 e 387 °C, respectivamente como observada na Figura 38 (b).

As blendas com e sem compatibilizante mostraram temperatura de degradação térmica entre as do PEAD e PET. As blendas com compatibilizante, em sua maioria apresentaram estabilidade térmica mais elevada quando comparado com a blenda sem compatibilizante, pois o início de degradação ocorreu em temperaturas mais elevadas, inferindo-se que a adição de compatibilizante melhorou a estabilidade térmica dos materiais.



(a)

(b)

Figura 39. (a) Curvas de TG dos polímeros puros; (b) Curvas de DTG dos polímeros puros.

A degradação máxima ocorreu em temperaturas similares às blendas sem compatibilizante para a série com 30 % de PET e maiores para as demais blendas mencionadas. Esse comportamento é avaliado através da curva de DTG das amostras ilustrado pelas Figuras 39, 40 e 41 e Tabela 14. Comparando-se essas mesmas blendas no que se refere ao percentual de compatibilizante (5 e 10 %) para as séries contendo 30 % e 70 % de PET, observa-se que não houve diferença significativa na temperatura de degradação das mesmas. As blendas das séries contendo a mesma quantidade de PET e PEAD apresentaram estabilidade térmica similar e inferior a depender da formulação em relação à amostra sem compatibilizante. Em termo de teor de compatibilizante percentual (3,96; 7,50 e 11,03 %) empregados na composição da série com a mesma quantidade de PET e PEAD, observa-se que houve diferença de estabilidade térmica dos materiais.

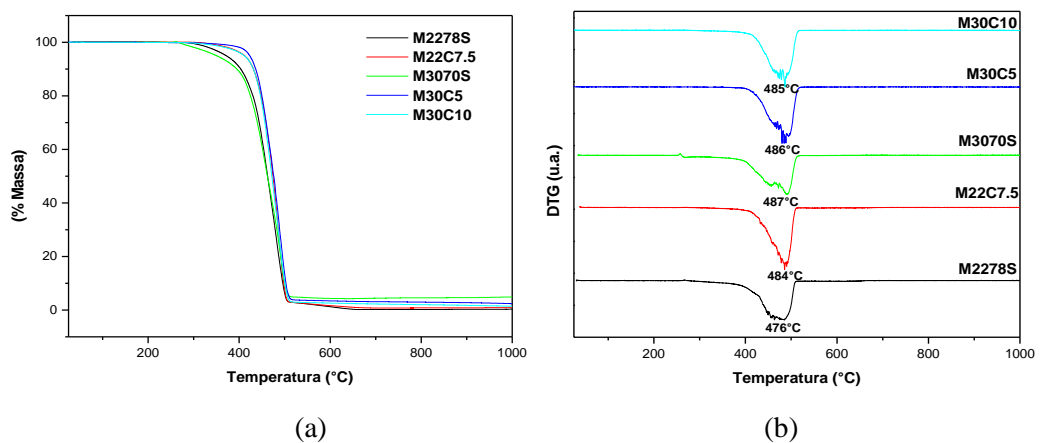


Figura 40. (a) Curvas de TG das blendas; (b) Curvas de DTG das blendas das séries M2278 e M3070 sem e com compatibilizante.

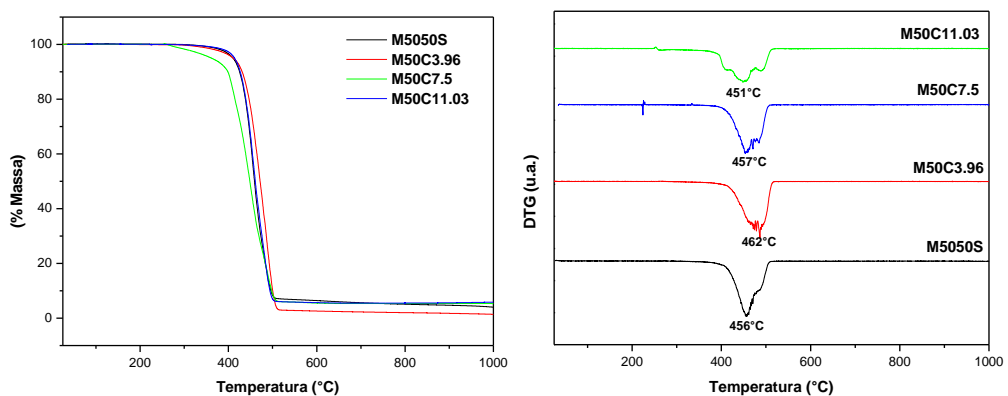


Figura 41. (a) Curvas de TG das blendas; (b) Curvas de DTG das blendas da série M5050 sem e com compatibilizante.

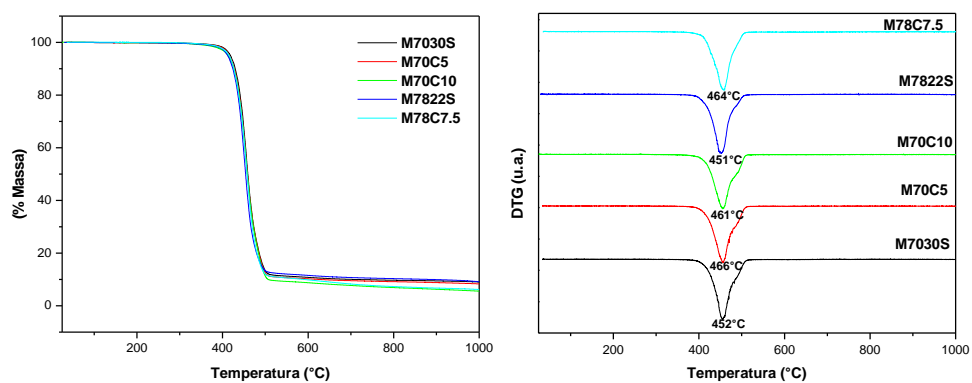


Figura 42. (a) Curvas de TG das blendas; (b) Curvas de DTG das blendas das séries M7822 e M7030 sem e com compatibilizante.

Tabela 14. Temperaturas características do evento observados nos gráficos de TG e DTG para os polímeros puros e blendas sem e com compatibilizante.

Amostra	Evento		
	T_{ONSET} (°C)	T_{ENDSET} (°C)	T_{MAX} (°C)
PET	382	500	451
PEAD	360	461	387
M2278S	378	513	476
M22C7.5	398	516	484
M3070S	383	516	487
M30C5	396	525	486
M30C10	396	523	485
M5050S	391	510	456
M50C3.96	396	523	482
M50C7.5	386	510	456
M7030S	385	520	452
M70C5	391	516	466
M70C10	387	518	461

M7822S	385	520	451
M78C7.5	392	509	464

5.2.2 Calorimetria Exploratória Diferencial

As curvas de DSC, ilustradas nas Figuras 43, 44, 45 e 46, correspondem aos polímeros puros e as diferentes séries de blendas. As curvas representadas pela Figura 43 mostram os eventos endotérmicos correspondentes à fusão e decomposição de cada um dos componentes. Na curva referente ao PET observa-se a fusão em torno de 255 °C e decomposição em 436 °C, e para o PEAD, fusão em 130 °C e decomposição em 484 °C. Além de eventos endotérmicos observados na curva de DSC do PET, observa-se também um evento exotérmico antes do evento de fusão desse material em torno de 115 °C, podendo ser atribuído ao processo de cristalização do mesmo. As séries de blendas apresentaram fusão dos dois constituintes estudados, sendo que as blendas da Figura 46 apresentaram eventos mais intensos correspondentes à fusão do PET, uma vez que este está em maior quantidade, como era de se esperar. E as blendas ilustradas na Figura 44 apresentaram eventos mais intensos correspondendo à fusão do PEAD. Já as blendas da com a mesma quantidade de PET e PEAD (Figura 45), apresentaram intensidade de eventos intermediários as séries com 30 e 70 % de PET. Pode-se observar também que não houve um deslocamento significativo das temperaturas de fusão do PET e PEAD nas blendas com compatibilizante, e que provavelmente ocorreu a sobreposição de eventos, uma vez que o compatibilizante POLYBOND é o polietileno de alta densidade modificado com anidrido maléico.

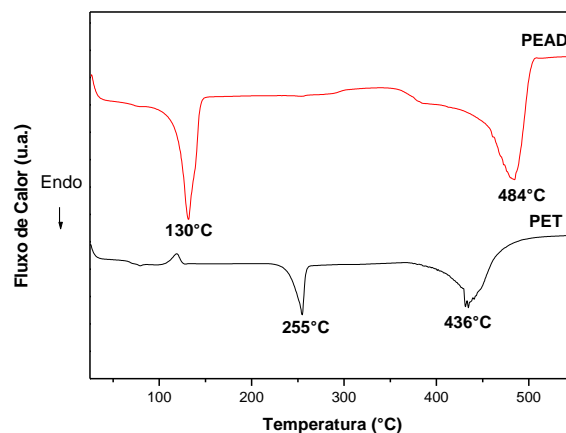


Figura 43. Curvas de DSC dos polímeros puros.

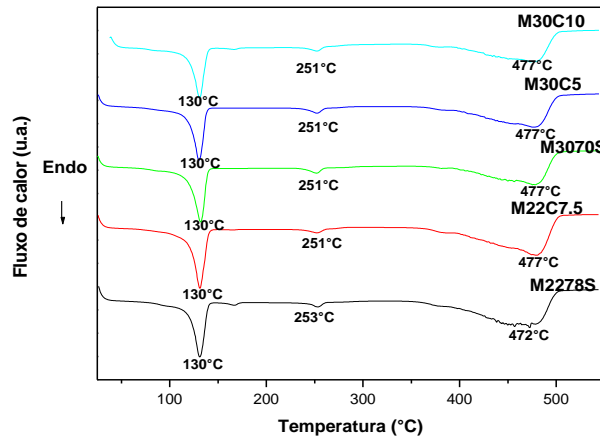


Figura 44. Curvas de DSC das séries de blendas M2278 e M3070 sem e com compatibilizante.

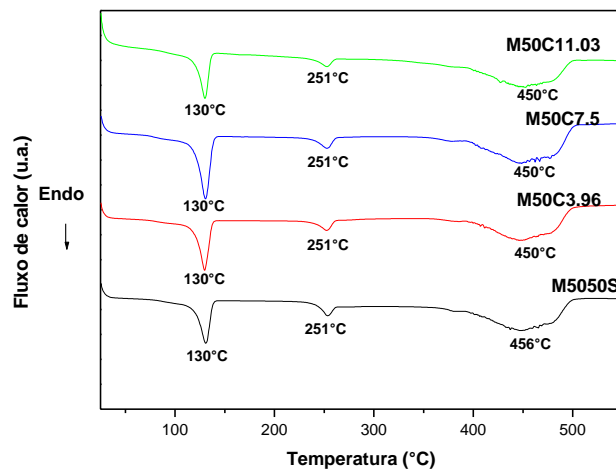


Figura 45. Curvas de DSC das séries de blendas M5050 sem e com compatibilizante.

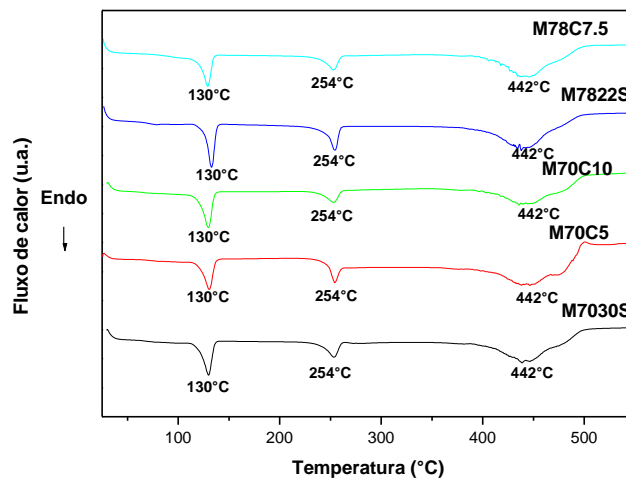


Figura 46. Curvas de DSC das séries de blendas M7822 e M7030 sem e com compatibilizante.

5.2.3 Espectroscopia na região do infravermelho com transformada de Fourier

Nos espectros da Figura 47 observam-se bandas em torno de 1725 cm^{-1} correspondentes às vibrações de estiramento de $\text{C}=\text{O}$, tanto de ésteres quanto de ácidos, sobrepostas, presentes nas terminações do PET. Verifica-se também bandas de transmissão em torno de 725 cm^{-1} referente à vibração de estiramento ($\text{C}=\text{C}$) do anel benzênico substituído, em 1265 cm^{-1} associada à vibração de estiramento ($\text{C}-\text{O}$), em 1110 cm^{-1} vibração de estiramento ($\text{C}-\text{C}$) e em 2943 cm^{-1} , vibração de estiramento CH_2 (SANTOS, 2009). Em relação ao espectro do PEAD, observam-se como principais bandas as características dos grupos ($\text{C}-\text{H}$), ocorrendo estiramento ($\text{C}-\text{H}$) simétrico e assimétrico em 2915 e 2840 cm^{-1} deformação ($\text{C}-\text{H}$) em 1466 cm^{-1} e em 720 cm^{-1} característica das sequências de grupos (CH_2) (ARAÚJO, 2009).

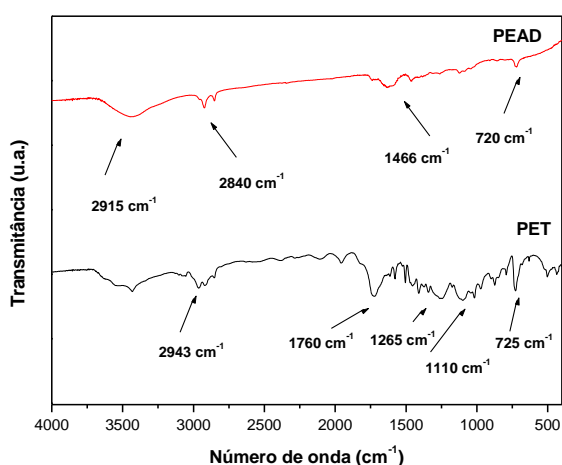


Figura 47. Espectros de infravermelho dos polímeros puros.

As Figuras 48, 49 e 50 ilustram os espectros das diferentes séries de blendas estudadas. E com base nesses, pode-se observar picos referentes aos polímeros puros, comprovando a formação de blendas.

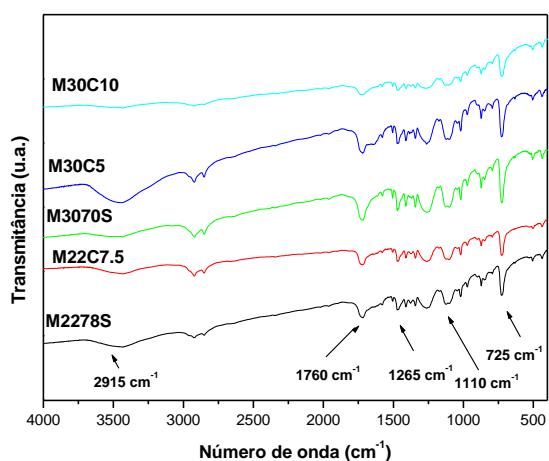


Figura 48. Espectros das séries de blendas M2278 e M3070 sem e com compatibilizante.

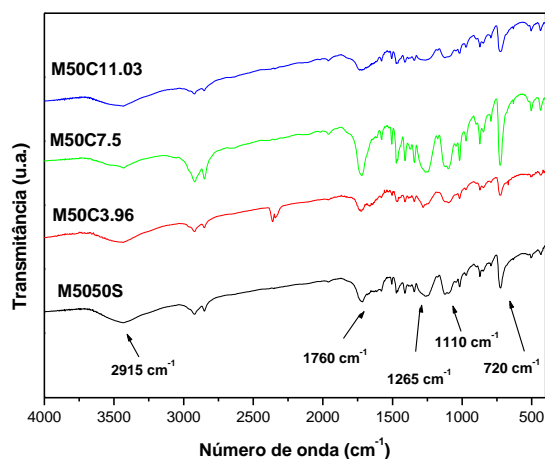


Figura 49. Espectros das séries de blendas M5050 sem e com compatibilizante.

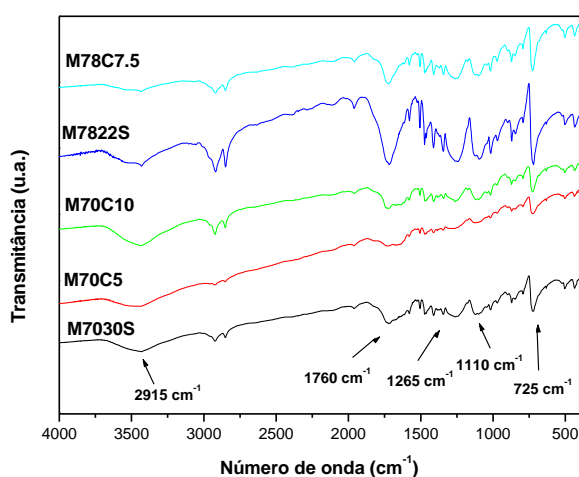


Figura 50. Espectros das séries de blendas M7030 e M7822 sem e com compatibilizante.

5.2.4 Difratometria de raios X

Com base nos difratogramas (Figura 51), pode-se observar que o PET apresenta um halo decorrente da região amorfa em $2\theta = 22^\circ$ característico desse material. Por outro lado, o PEAD apresenta picos de intensidades bem definidos que mostram a existência da fase cristalina. Esses picos cristalinos intensos são próximos em $2\theta = 22^\circ$ e 24° , característicos aos planos (110) e (200) (GUPTA, 1994). Comparando as Figuras 52, 53 e 54, observa-se que as blendas apresentam picos característicos do PEAD e da região amorfa do PET sobrepostos, sendo que na Figura 52, em que a quantidade de PEAD é maior, os difratogramas apresentam o perfil similar da matriz pura. Já na Figura 54, em que o percentual de PET é maior, observa-se a região amorfa com mais evidência comparada às outras composições das blendas. Para a série de blendas com a mesma proporção dos polímeros constituintes, esse comportamento foi intermediário em relação às outras formulações estudadas (Figura 53). Comparando o perfil do difratograma da blenda sem e com compatibilizante, observou-se que não houve diferença no comportamento das amostras para todas as composições avaliadas.

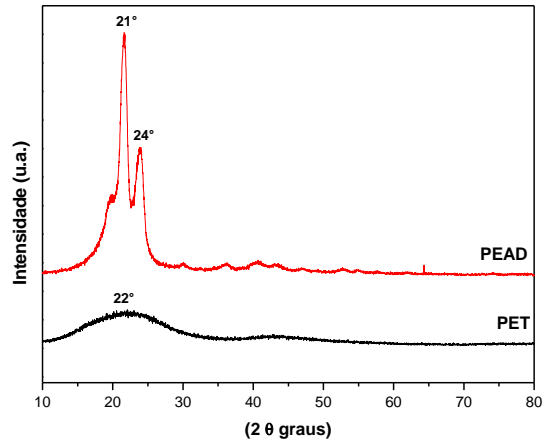


Figura 51. Difratogramas dos polímeros puros.

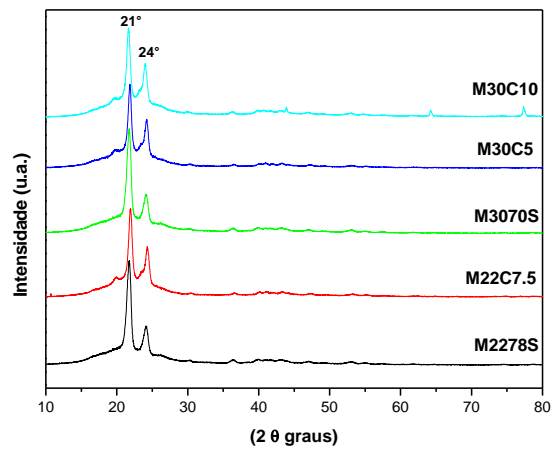
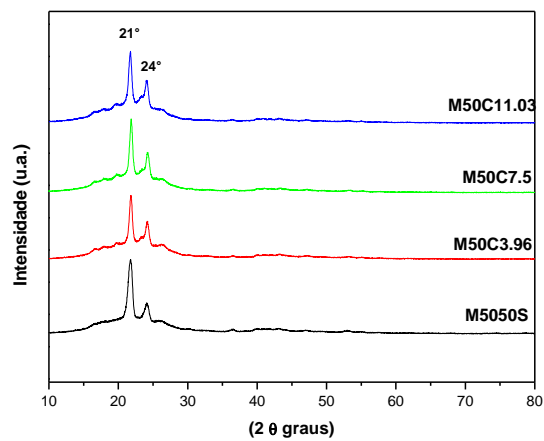


Figura 52. Difratogramas das séries de blendas M2278 e M3070 sem e com compatibilizante.



Figuras 53. Difratogramas das séries de blendas M5050 sem e com compatibilizante.

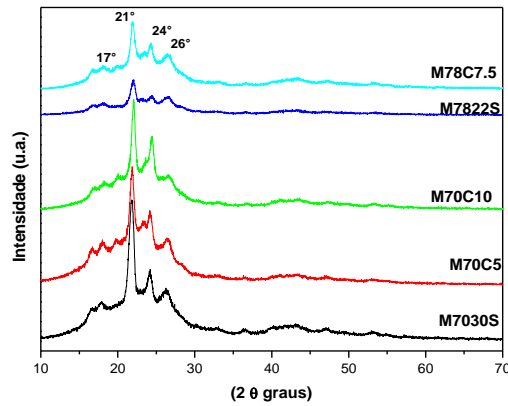


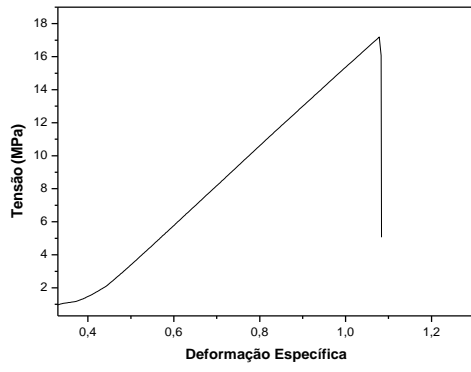
Figura 54. Difratogramas das séries de blendas M7030 e M7822 sem e com compatibilizante.

5.2.5 Ensaios mecânicos

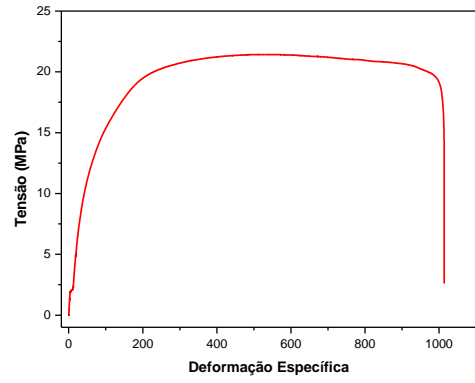
5.2.5.1 Ensaio de tração

Estudo das propriedades mecânicas dos constituintes puros (PET e PEAD) e das blendas PET/PEAD foi realizado calculando a resistência à tração na ruptura, módulo de elasticidade e deformação específica. Estes valores são ilustrados na Tabela II.2 do anexo.

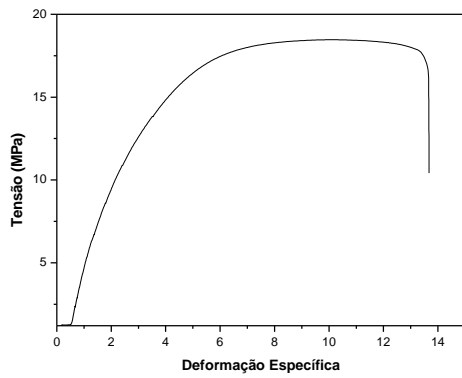
As curvas de tensão em função da deformação das amostras ensaiadas estão apresentadas na Figura 55. Com base no perfil de cada curva, pode-se observar que o PET (Figura 55 a) apresenta fratura de materiais frágeis. Esse comportamento ocorre quando uma amostra de um material solicitado por uma força sofre uma deformação e, após a retirada da força aplicada, recupera suas dimensões originais (GARCIA; SPIM; SANTOS, 1999). A curva referente ao PEAD (Figura 55 b) apresenta comportamento elástico e plástico. Esse comportamento é caracterizado pela presença de deformações permanentes, característico de um material dúctil. As curvas de tensão em função da deformação referente às blendas apresentaram comportamentos (de fratura dúctil quando os teores de PEAD foi majoritário e frágil quando o teor de PET estava em maior quantidade). As blendas com maiores percentuais de PEAD apresentaram comportamento mais parecido com esse constituinte e às com maiores teores de PET apresentaram perfis próximos a esse último componente. Comparando as curvas estudadas das blendas sem e com compatibilizante, observou-se o comportamento similar entre elas.



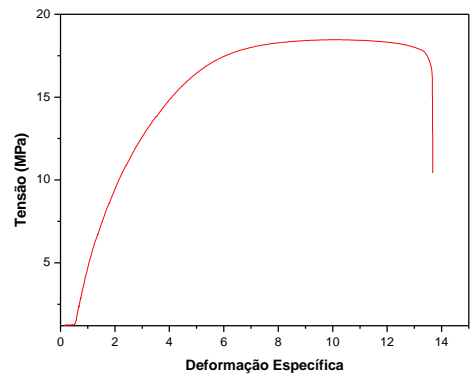
(a)



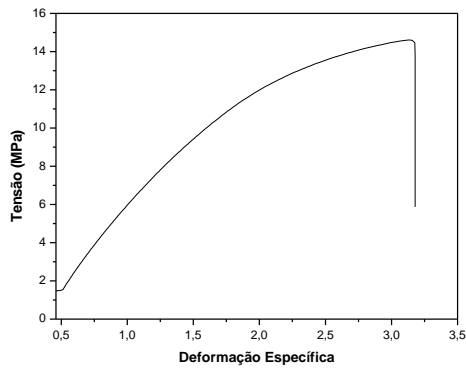
(b)



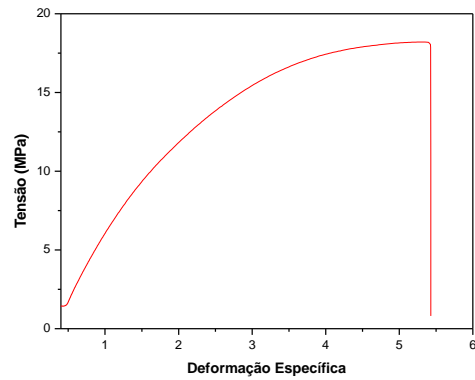
(c)



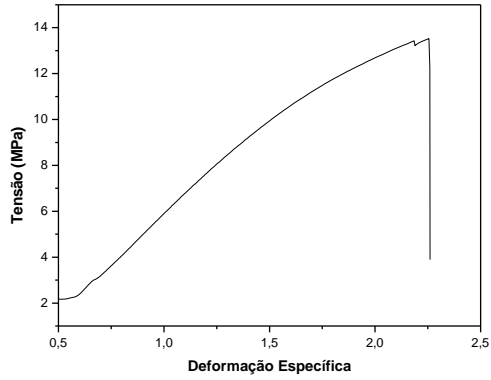
(d)



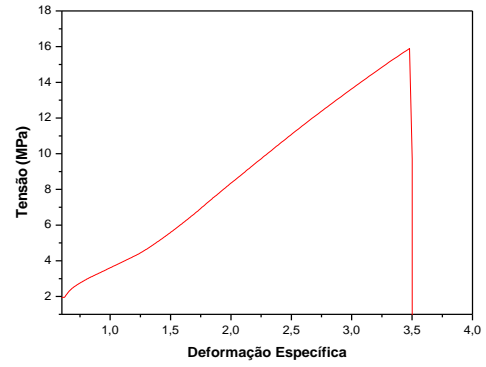
(e)



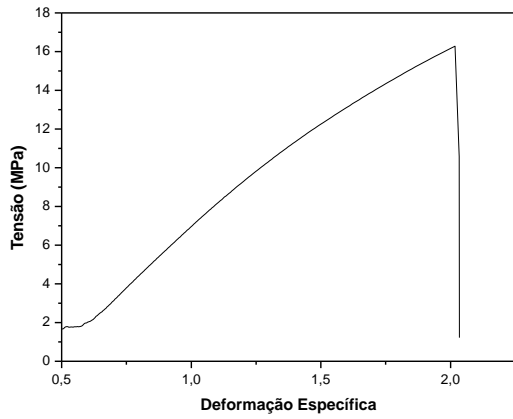
(f)



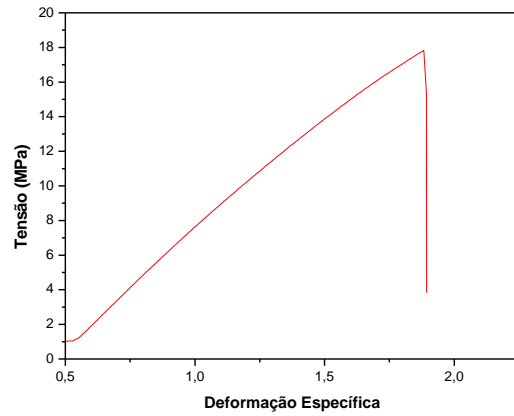
(g)



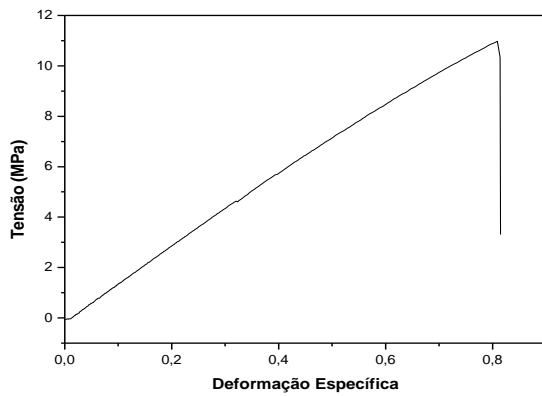
(h)



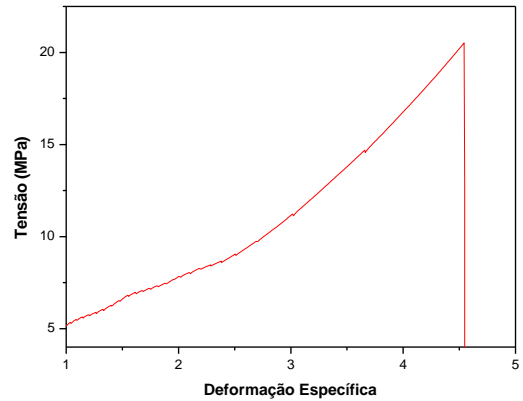
(i)



(j)



(l)

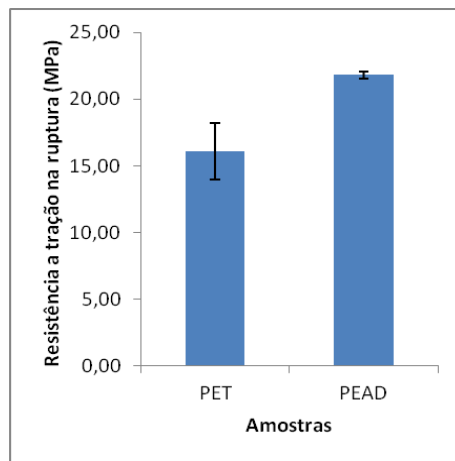


(m)

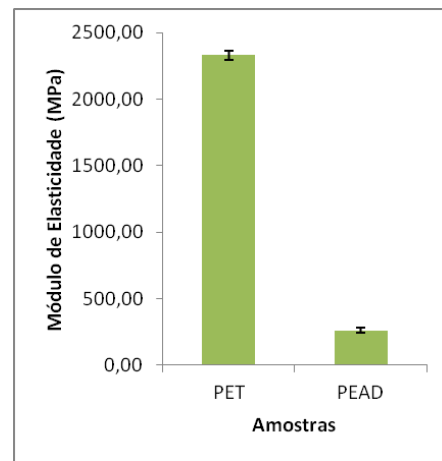
Figura 55. Curvas representativas de resistência à tração dos constituintes puros e das blendas. (a) PET; (b) PEAD; (c) M2278S; (d) M22C7.5; (e) M3070S; (f) M30C5; (g) M5050S; (h) M50C7,5; (i) M7030S; (j) M70C5; (l) M7822S; (m) M78C7.5.

A blenda PET/PEAD é composta por dois polímeros que apresentam características estruturais e mecânicas diferenciadas. Desta forma, foi realizada uma comparação entre os valores de resistência à tração na ruptura, módulo de elasticidade e deformação específica para as blendas sem e com compatibilizante e para esses materiais isoladamente. Nas Figuras 56, 57, 58 e 59 são apresentados os gráficos com valores médios de resistência a tração na ruptura, medidas sob tração, correspondentes aos polímeros puros e suas blendas sem e com compatibilizante utilizando 95 % de confiança. Através destes valores, pode-se observar que, em relação ao ensaio de tração, todas as outras amostras com compatibilizante apresentam valores médios de resistência a tração na ruptura acima dos valores encontrados para o PET e abaixo dos valores encontrados para o PEAD, exceto para as amostras M70C5 e M78C7.5 que apresentaram esses valores superiores. Ao avaliar o efeito da porcentagem de PET/PEAD nas misturas sobre a resistência à tração na ruptura, observa-se que as misturas com 70 % PET apresentaram maiores valores médios. Comparando-se as blendas com e sem compatibilizante observa-se que houve um acréscimo na propriedade mecânica avaliada ao se adicionar o compatibilizante. Este tem por função melhorar a adesão das matrizes, conseqüentemente melhorando as propriedades mecânicas das blendas, logo o resultado se mostrou coerente. O comportamento observado pode ser atribuído ao aumento na adesão interfacial entre as fases sugerindo que a interação entre o compatibilizante POLYBOND 3009 (PEAD modificado com anidrido maléico) e grupos hidroxila do PET são suficientes para uma mudança favorável nesta propriedade. Além disso, pode-se sugerir também a existência de espécies hidrolisadas de anidrido maléico, que são capazes de interagir com os grupos ésteres do PET através de ligações de hidrogênio (MARTÍNEZ et al., 2007).

Avaliando o teor do agente compatibilizante para as séries, pode-se observar que algumas formulações apresentaram aumento na propriedade estudada, porém outras não apresentaram mudança significativa com o teor de compatibilizante utilizado. Dentre as amostras estudadas, a mistura com 5 % de POLYBOND, a amostra (M70C5) foi a que apresentou o maior resultado de resistência a tração na ruptura, atingindo um valor máximo de $(22,55 \pm 1,15)$ MPa.

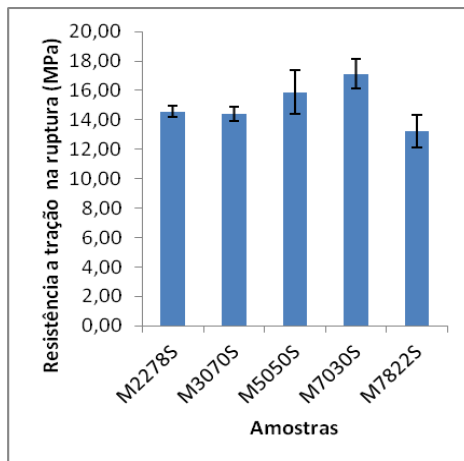


(a)

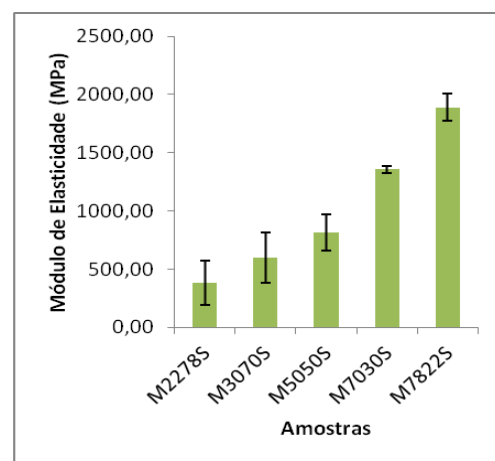


(b)

Figura 56. (a) Valores da resistência à tração na ruptura; (b) Valores de módulo de elasticidade dos polímeros puros no ensaio de tração.



(a)



(b)

Figura 57. (a) Valores da resistência à tração na ruptura; (b) Valores de módulo de elasticidade das blendas sem compatibilizante no ensaio de tração.

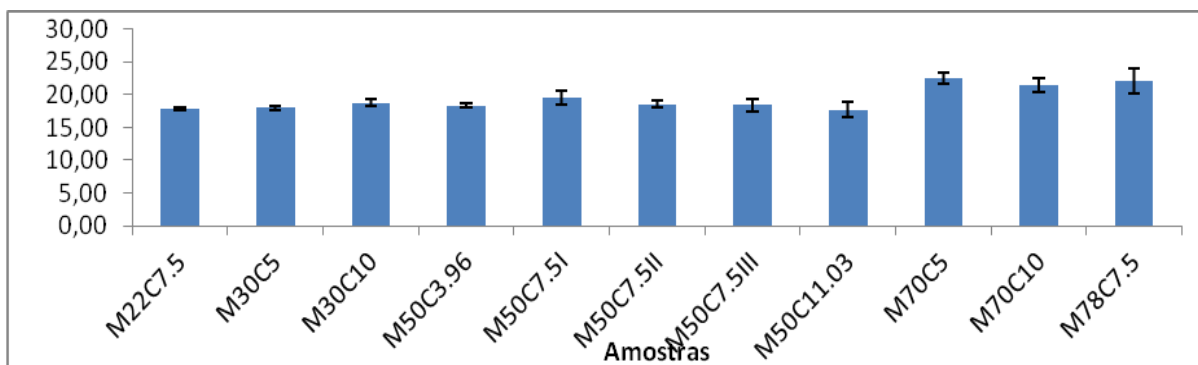


Figura 58. Valores da resistência à tração na ruptura das blendas com compatibilizante no ensaio de tração.

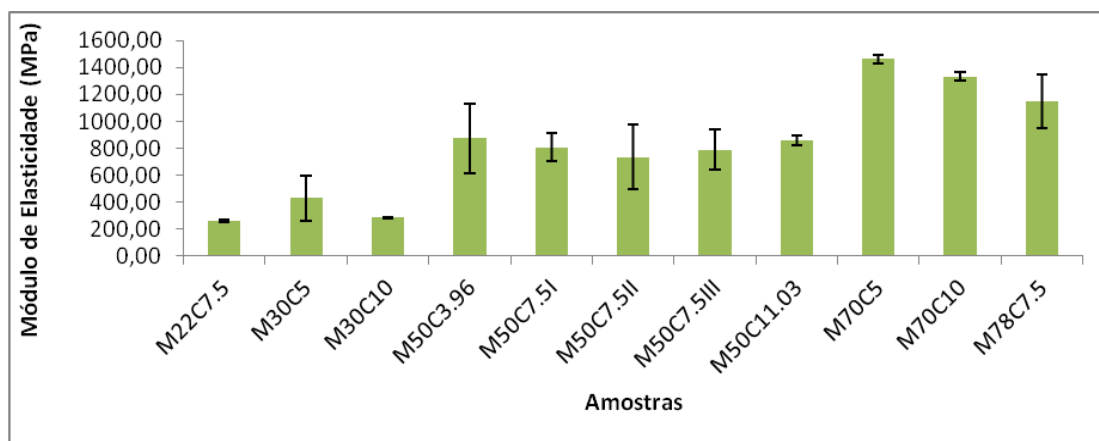


Figura 59. Valores do módulo de elasticidade das blendas sem compatibilizante no ensaio de tração.

Em relação aos valores médios de módulo de elasticidade das amostras, observa-se que as blendas sem e com compatibilizante apresentaram valores acima dos encontrados para o PEAD e abaixo dos valores encontrados para o PET. Ao analisar o efeito da porcentagem de PET/PEAD nas misturas sobre o módulo de elasticidade, observa-se que as misturas com 70 % PET apresentam maiores valores médios de módulo de elasticidade, atingindo um valor máximo no ensaio de tração com a mistura M70C5 com 5 % de compatibilizante, sendo este igual a $1461,32 \pm 33,62$ (MPa). Também observam-se que as blendas compatibilizadas apresentaram módulos de elasticidade maior quando comparados com as blendas não compatibilizadas, reforçando, portanto, a ação esperada e a importância de um agente compatibilizante. O comportamento descrito é devido às semelhanças das estruturas do compatibilizante com grupamentos polares de um dos componentes da matriz polimérica, favorecendo o surgimento de novas ligações, tornando o material mais rígido. Os resultados mostraram que os valores atingidos pelas blendas se aproximam ao do polímero em maior quantidade, evidenciando que há uma correlação direta com a composição.

As Figuras 60, 61 e 62 ilustram a deformação específica das amostras. O PEAD apresentou deformação específica $37,43 \pm 3,00$ % superior ao PET $1,08 \pm 0,10$ % devido à sua capacidade de deformação. Quanto maior a deformação do material, menor é seu módulo de elasticidade, logo o resultado mostrou-se coerente para os constituintes puros e para as blendas. As blendas com maior teor de PEAD apresentaram maiores deformações específicas em relação aos materiais em que o teor de PET era superior.

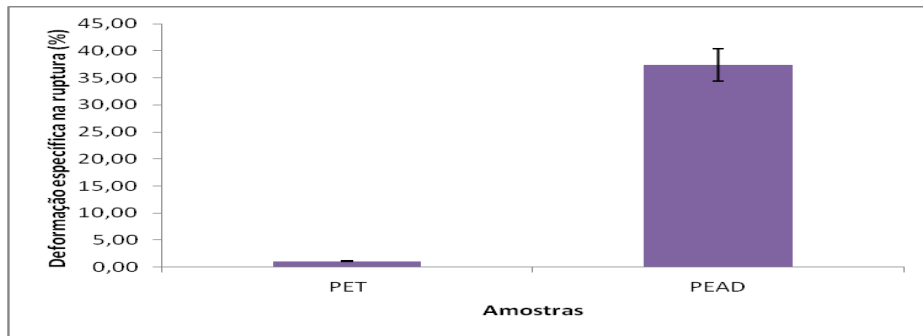


Figura 60. Valores da deformação específica na ruptura dos constituintes puros.

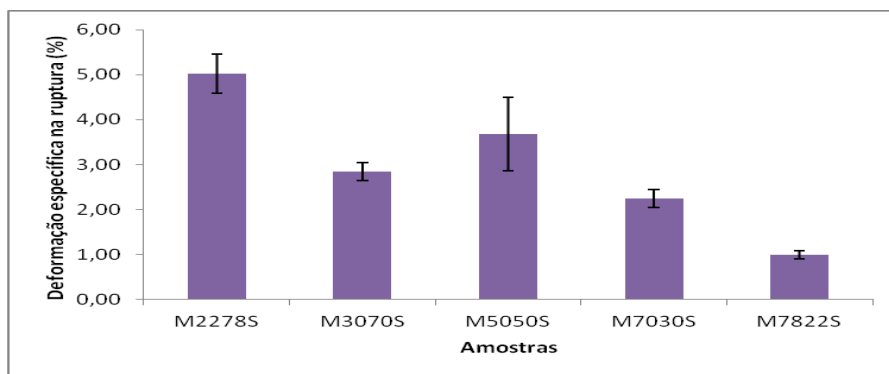


Figura 61. Valores da deformação específica na ruptura das blendas sem compatibilizante.

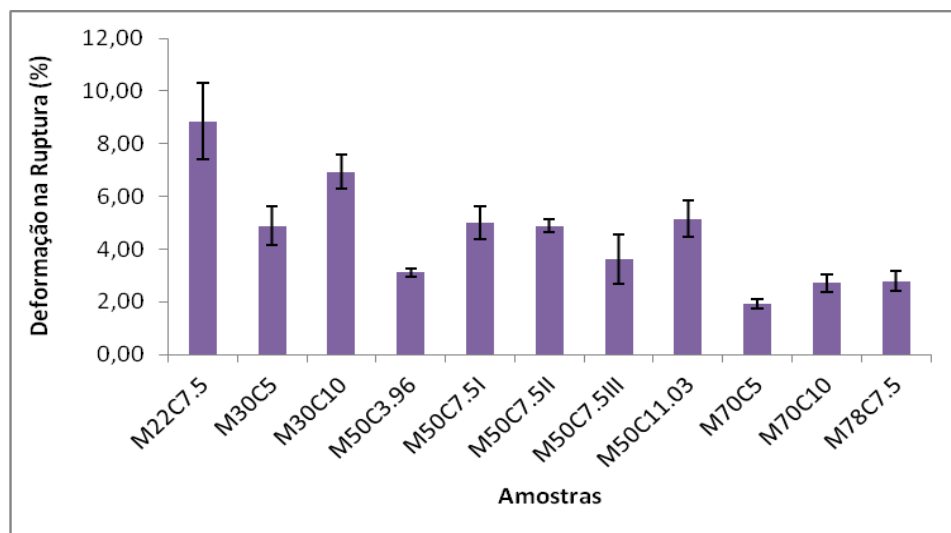


Figura 62. Valores da deformação específica na ruptura das blendas com compatibilizante.

Todos os valores referentes às propriedades mecânicas sob tração das blendas sem e com compatibilizante encontram-se localizadas no Anexo na Tabela I.3 e I.4 respectivamente.

5.2.5.2 Ensaio de flexão

As Figuras 63, 64, 65 e 66 representam os valores de tensão na força máxima e módulo de elasticidade sob ensaio de flexão. As blendas com compatibilizante apresentaram valores superiores quando comparado ao PEAD, e menores valores em relação ao PET. Avaliando-se a tensão na força máxima, a amostra com 78 % de PET apresentou a maior média $45,91 \pm 1,77$ (MPa) quando comparadas com as demais amostras. Comparando-se as blendas sem e com compatibilizante, observa-se que o agente compatibilizante melhorou as propriedades mecânicas dos materiais.

Em relação ao teor de compatibilizante para as séries estudadas, pode-se observar que algumas formulações apresentaram aumento na propriedade estudada, porém outras não apresentaram mudança significativa com o teor de compatibilizante utilizado.

Comparando o módulo de elasticidade das blendas com os polímeros puros, observa-se que as blendas apresentaram valores superiores em relação aos seus constituintes puros, sendo que a amostra intitulada M78C7.5 foi a que apresentou maior valor, sendo igual a $1762,49 \pm 37,38$ (MPa). Desta forma, pode-se inferir que a blenda PET/PEAD apresentou boas propriedades mecânicas, mostrando-se um material resistente.

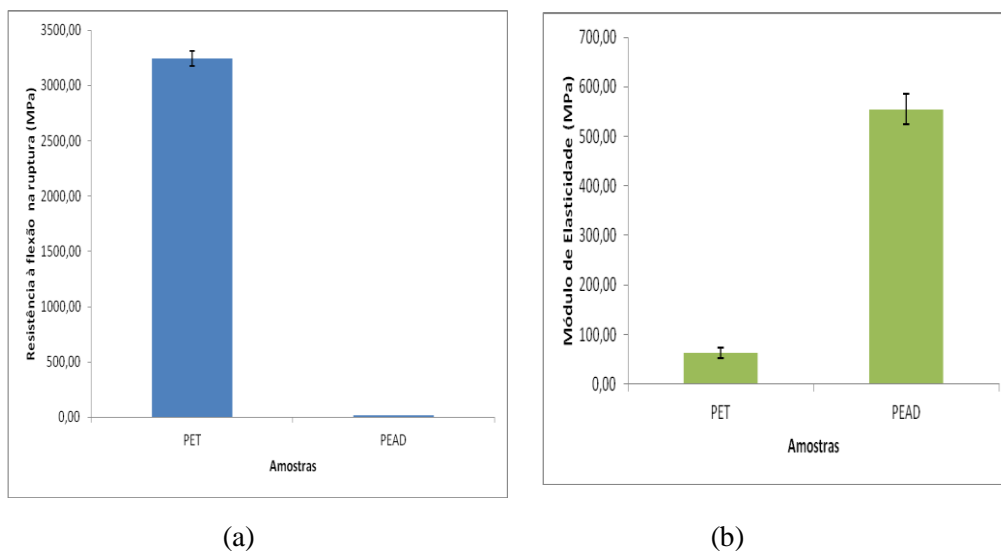


Figura 63. (a) Valores da resistência à flexão na ruptura; (b) Valores de módulo de elasticidade dos polímeros puros no ensaio de flexão.

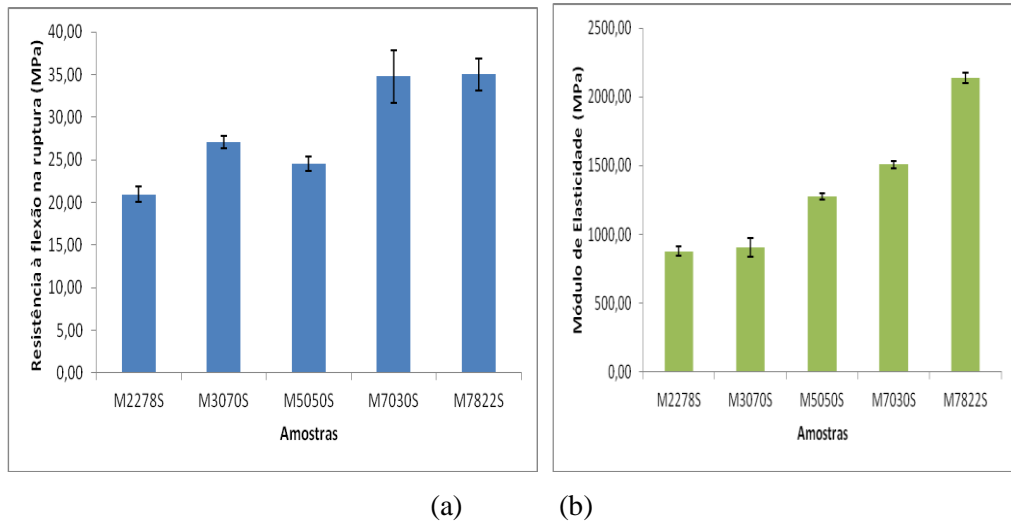


Figura 64. (a) Valores da resistência à flexão na ruptura; (b) Valores de módulo de elasticidade das blendas sem compatibilizante.

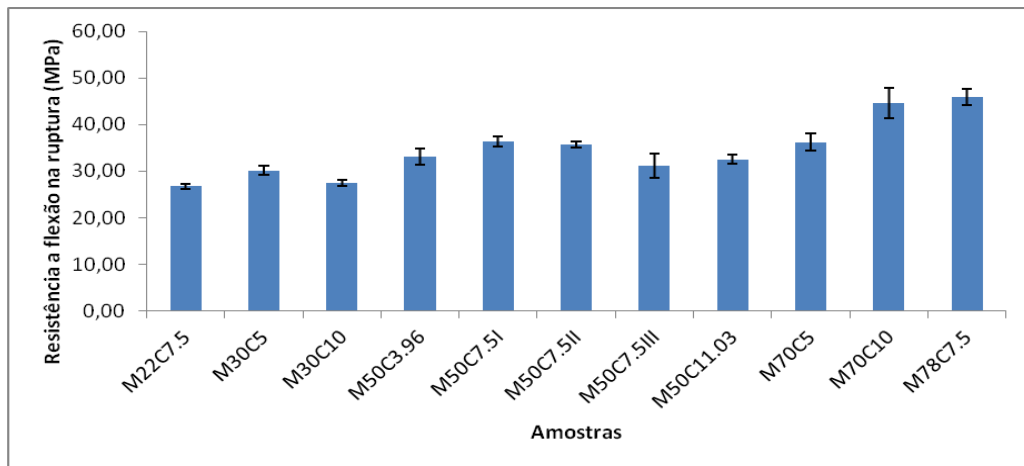


Figura 65. Valores da resistência à flexão na ruptura das blendas com compatibilizante.

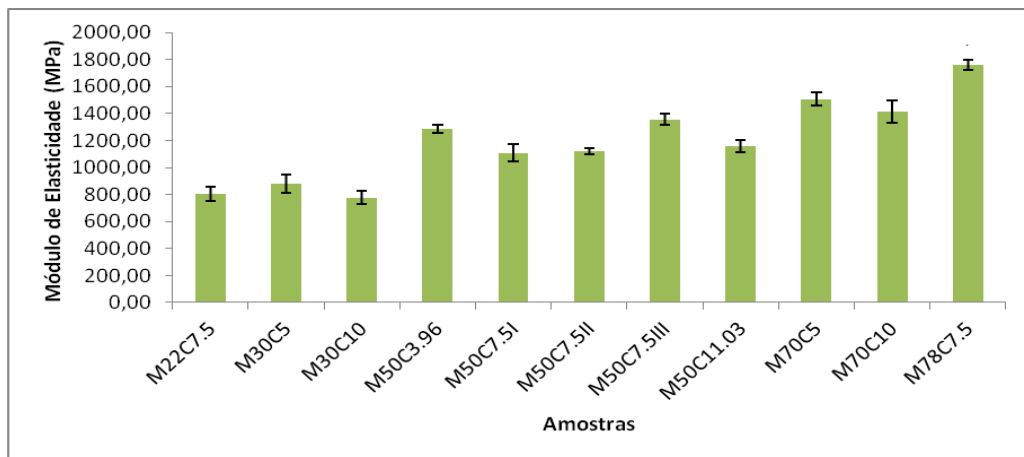


Figura 66. Valores do módulo de elasticidade das blendas com compatibilizante.

Todos os valores referentes às propriedades mecânicas sob flexão dos constituintes puros, das blendas sem e com compatibilizante encontram-se localizadas no Anexo na Tabela I.6, I.7 e I.8, respectivamente.

5.2.6 Microscopia eletrônica de varredura

As micrografias dos polímeros puros (Figura 67) e das blendas sem (Figuras 68 e 70) e com compatibilizante (Figuras 69 e 71) de melhor desempenho mecânico (70 e 78 % PET) são mostradas a seguir. Para os polímeros puros observa-se uma superfície característica de fratura frágil para o PET e para o PEAD uma superfície característica de fratura dúctil que está de acordo com a curva $\sigma x \epsilon$. Nas blendas sem compatibilizante de ambas as formulações não há evidência de uma boa adesão entre as fases observando-se uma separação de fase com uma interface bem definida entre elas, além de uma superfície mais rugosa conforme ilustradas pelas Figuras 68 e 70. Para as blendas com compatibilizante (Figuras 69 e 71), observou-se uma boa compatibilidade entre as fases, observando-se uma superfície mais lisa e homogênea. Avaliando as séries estudadas, observa-se que a amostra M78C7.5 representadas pelas micrografias da Figura 71 apresentou uma melhor adesão entre as fases gerando deformação observada após a fratura.

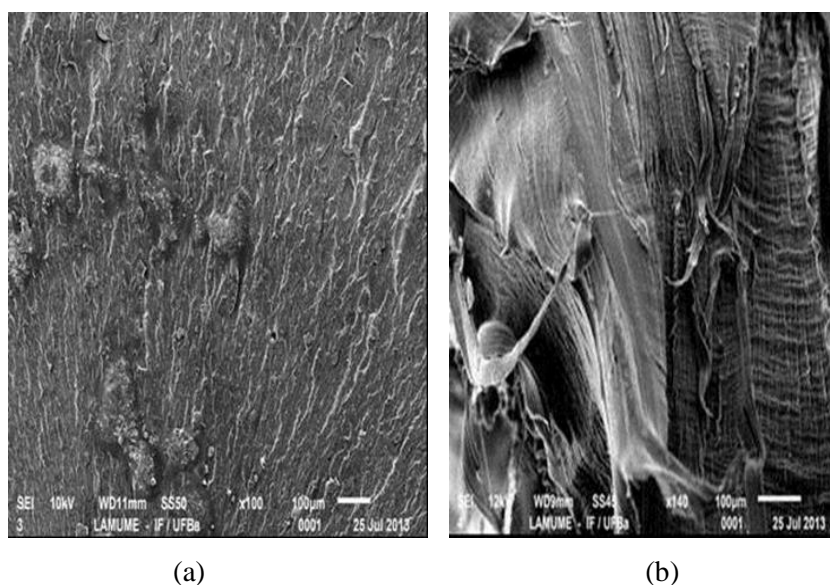


Figura 67. Micrografias da fratura de tração dos polímeros puros (a) PET em 100x; (b) PEAD em 140x.

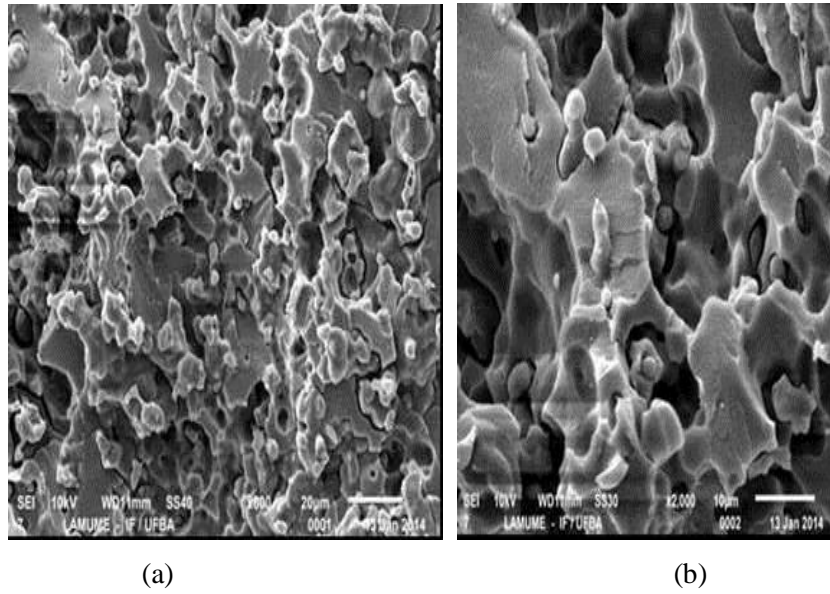


Figura 68. Micrografias da fratura de tração da blenda M7030S em 800x (a), em 2000x (b).

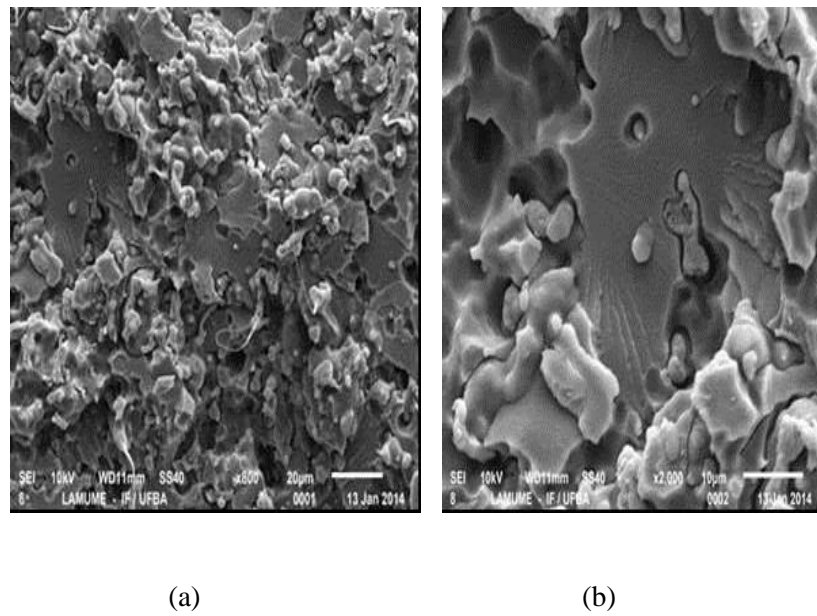


Figura 69. Micrografias da fratura de tração da blenda M70C5 em 800x (a), em 2000x (b).

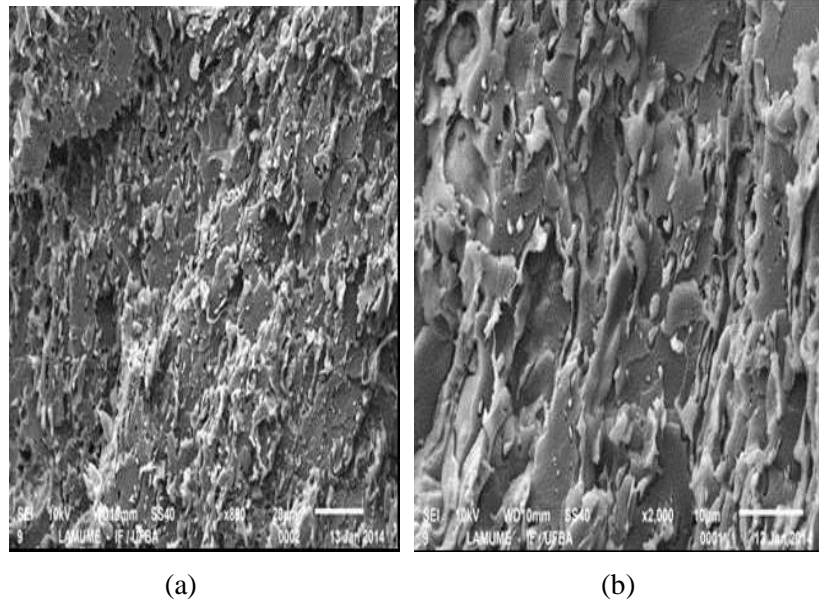


Figura 70. Micrografias da fratura de tração da blenda M7822S em 800x (a), em 2000x (b).

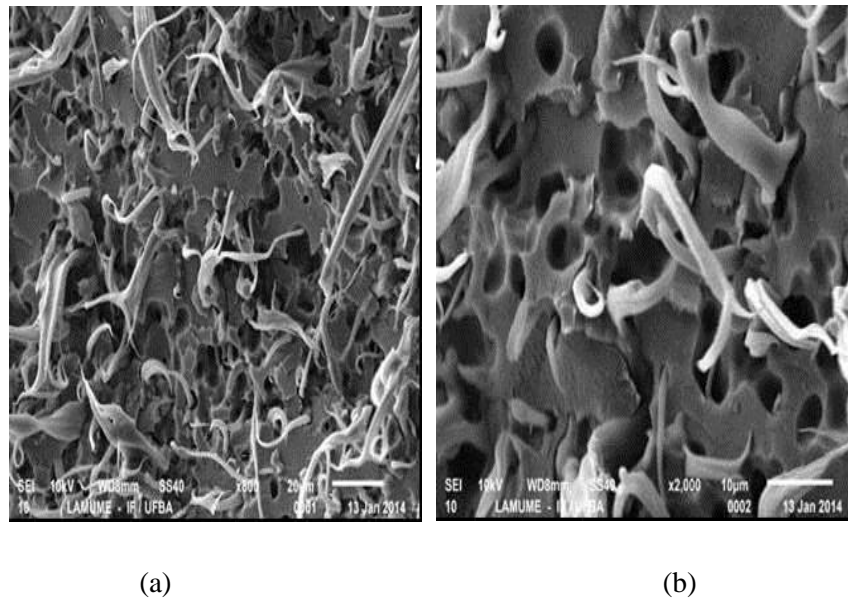


Figura 71. Micrografias da fratura de tração das blendas M78C7.5 em 800x (a), em 2000x (b).

5.2.7. Superfície de respostas das blendas

Para esse estudo, as variáveis independentes X_1 e X_2 correspondem ao % PET/PEAD e % COMPATIBILIZANTE, respectivamente e as variáveis dependentes (respostas) são os ensaios de tração e flexão.

Os dados para estudo da influência dos fatores independentes (X_1) e (X_2) na tensão de ruptura sob tração (Y_1), o módulo de elasticidade sob tração (Y_2), a tensão na ruptura sob flexão (Y_3) e o módulo de elasticidade sob flexão (Y_4) estão sumarizados na Tabela 15.

Tabela 15. Matriz do planejamento experimental composto por variáveis independentes (valores reais e codificados) e respostas referentes aos ensaios mecânicos.

Ensaio	X_1 (%)	X_2 (%)	Y_1 (MPa)	Y_2 (MPa)	Y_3 (MPa)	Y_4 (MPa)
1	30 (-1)	5,0 (-1)	7,95	429,73	30,10	883,06
2	70 (+1)	5,0 (-1)	2,55	1461,3	36,21	1505,50
3	30 (-1)	10,0 (+1)	8,77	291,31	27,43	778,10
4	70 (+1)	10,0 (+1)	1,47	1331,8	44,65	1413,35
5	50 (0)	7,5 (0)	9,56	807,95	36,32	1109,01
6	50 (0)	7,5 (0)	2,12	734,93	35,73	1119,35
7	50 (0)	7,5 (0)	8,42	789,32	31,16	1356,00
8	22 (-1,41)	7,5 (0)	7,86	260,74	26,74	804,06
9	50 (0)	11,07 (+1,41)	8,49	860,55	36,53	1158,21
10	78 (+1,41)	7,5 (0)	7,66	1151,2	45,91	1762,49
11	50 (0)	3,96 (-1,41)	8,36	873,4	33,12	1286,01

*Ponto central.

X_1 = % PET/PEAD, X_2 = % Compatibilizante, Y_1 = Tensão na ruptura sob tração, Y_2 = Módulo de elasticidade sob tração, Y_3 = Tensão na ruptura sob flexão e Y_4 = Módulo de elasticidade sob flexão.

5.2.7.1. Tensão na ruptura sob tração (Y_1)

Os valores de tensão na ruptura sob tração variaram entre 17,66 e 22,55 MPa (Tabela 16), sendo que os valores mais altos foram obtidos quando foram utilizados 70 % PET (+1) e 5 % de compatibilizante (-1). Os valores mais baixos foram constatados quando foram utilizados 78 % PET (+1,41) e 7,5 % (0) de compatibilizante.

Para a resposta tensão na ruptura sob tração (Y_1) foram calculados os coeficientes de regressão, ilustrados na Tabela 16. Com base nos p-valores, observa-se que apenas a variável X_1 apresentou valor de $p < 0,05$. Logo, apenas a variável X_1 exerce influência na propriedade mecânica do material avaliada.

Os coeficientes mostrados na Tabela 16 mostram que o percentual de PET/PEAD (X_1) e de compatibilizante (X_2) apresentaram efeito positivo frente à tensão na ruptura. E que o efeito linear de X_2 é 3,62 vezes maior que o efeito linear de X_1 .

Tabela 16. Estimativa de efeitos de X_1 e X_2 da tensão na ruptura sob tração (Y_1).

Termo	Coeficiente	p-valor
Constante	20,034	1,5639
X_1	0,3469	0,04769
X_2	1,2546	0,0933
X_1^2	-0,9893	0,1791
X_2^2	0,1574	0,808
$X_1 * X_2$	0,8802	0,384

Como não houve variação significativa na resposta Y_1 , conforme verificada na Tabela 16, logo a regressão linear (Tabela 17) não será utilizada para a construção da superfície de resposta, corroborando com os valores de $F_{cal} < F_{tab}$.

Tabela 17. Análise de variância para avaliação estatística.

Fonte de Variação	Somados Quadrados	Graus de Liberdade	Média Quadrática	F Calculado	F Tabelado
Regressão	22,3206	5	4,4641	2,239	5,40
Resíduo	7,8182	4	1,95456		
Total	30,1388	9			
R^2	0,7405				

5.2.7.2 Módulo de elasticidade sob tração (Y_2)

Os valores de módulo de elasticidade sob tração (Y_2) variaram entre 260,74 e 1461,3 MPa, sendo que os valores mais altos foram obtidos quando utilizados 70 % PET (+1) e 5 % de compatibilizante (-1). Entretanto, os valores mais baixos foram constatados quando utilizados 22 % PET (-1,41) e 7,5 % (0) de compatibilizante. Para a resposta do módulo de elasticidade sob tração (Y_2) foram calculados os coeficientes de regressão ilustrados na Tabela 18, onde se observa que apenas o efeito linear do percentual de PET/PEAD é significativo ($p < 0,05$); os demais efeitos apresentaram valor de $p > 0,05$.

Os coeficientes mostrados na Tabela 18 mostram que o percentual de PET/PEAD (X_1) apresentou efeito positivo, e o percentual de compatibilizante (X_2) apresentou efeito negativo frente ao módulo de elasticidade sob tração. Sendo o efeito linear de X_1 11,6 vezes maior que o efeito linear de X_2 ; ao fixar o valor de X_2 e passar de 22 % para 78 % de X_1 , ocorrerá o aumento na resposta, ou seja, aumento no módulo de elasticidade, então X_1 tem efeito positivo sobre a resposta Y_2 .

Tabela 18. Estimativa de efeitos de X_1 e X_2 do módulo de elasticidade sob tração (Y_2).

Termo	Coeficiente	p-valor
Constante	777,035	0,00026
X_1	417,212	0,00049
X_2	-35,879	0,52305

X_1^2	-12,593	0,8479
X_2^2	68,390	0,32292
$X_1 * X_2$	2,2275	0,97709

A ANOVA ilustrada na Tabela 19 mostra que um modelo polinomial de primeira ordem (Equação 3.1) foi ajustado para a variável Y_2 com 95 % de confiança. A predição do modelo foi verificada pelo fato do F calculado ter sido aproximadamente 2,6 vezes maior do que o F tabelado. De acordo com Barros Neto, Scarminio; Bruns (2010), o valor de F calculado deve ser de 4 a 5 vezes maior que o F tabelado para o modelo ser preditivo, logo esse modelo não foi preditivo. Com base nessa afirmação, pode-se apenas avaliar a tendência para a maximização do módulo de elasticidade. O coeficiente de determinação R^2 do modelo foi 0,9292, indicando que o modelo apresenta bom ajuste e que apenas 7,08 % do total de variações não podem ser explicadas pelo modelo proposto.

Para esse estudo, apenas % PET/PEAD influenciou no planejamento e o gráfico da superfície de resposta apresentou uma superfície quase linear com uma pequena curvatura devido ao coeficiente quadrático de X_2 . A Equação para esse modelo é representada pela Equação 4.1.

$$Y_2 = 777,035 + 417,212X_1 - 35,879 X_2 - 12,593 X_1^2 + 68,390 X_2^2 + 2,2275 X_1X_2 \quad (\text{Eq. 4})$$

$$Y_2 = 777,035 + 417,212X_1 + 68,390 X_2^2 \quad (\text{Eq. 4.1})$$

Tabela 19. Análise de variância para avaliação estatística.

Fonte de Variação	Soma dos Quadrados	Graus de Liberdade	Média Quadrática	F Calculado	F Tabelado
Regressão	1431348,68	5	286269,73	13,1313	5,05
Resíduo	109002,20	5	21800,44		
Total	1540350,89	10			
R^2	0,9292				

Com base na Equação encontrada pelo modelo representada pela Equação 5.1, foi possível a construção da superfície de resposta ilustrada na Figura 72.

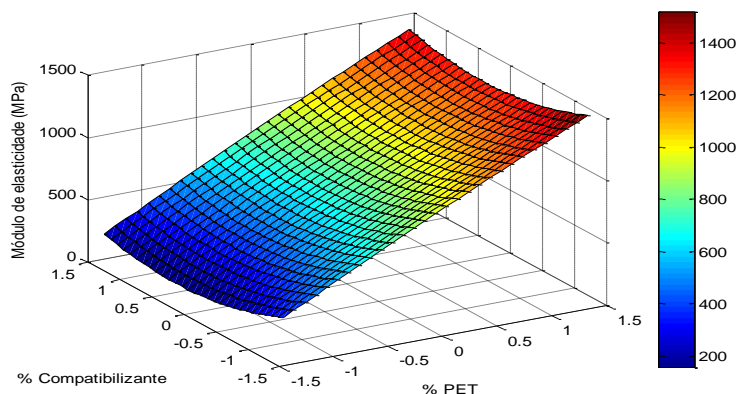


Figura 72. Superfície de resposta do módulo de elasticidade sob tração (Y_2) em função do percentual de PET/PEAD (X_1) e percentual de compatibilizante (X_2).

A partir da Figura 72, observa-se que a variação de X_2 (% compatibilizante) mantendo-se X_1 constante não afeta no módulo de elasticidade.

5.2.7.3 Tensão na ruptura sob flexão (Y_3)

Os valores de tensão na ruptura sob flexão (Y_3) variaram entre 26,74MPa e 45,91 MPa. Os valores mais altos foram obtidos quando foram utilizados 78 % PET e 7,5 % de compatibilizante, por outro lado, os valores mais baixos foram constatados quando foram utilizados 22 % PET e 7,5 % de compatibilizante.

Para a resposta da tensão na ruptura sob flexão (Y_3) foram calculados os coeficientes de regressão (Tabela 20), onde se observa que apenas o efeito linear do percentual de PET/PEAD significativo, pois ($p < 0,05$), assim como nos outros estudos anteriores.

Os coeficientes mostrados na Tabela 20 mostram que ambos os fatores X_1 e X_2 apresentaram efeito positivo em relação à tensão na ruptura sob flexão. Sendo o efeito linear de X_1 12,2 vezes superior quando comparado com efeito linear de X_2 .

Tabela 20. Estimativa de efeitos de X_1 e X_2 da tensão na ruptura sob flexão (Y_3).

Termo	Coefficiente	p-valor
Constante	34,402	$1,55 \times 10^{-5}$
X_1	6,2025	0,0031
X_2	0,5078	0,6317
X_1^2	1,02826	0,3797
X_2^2	-0,7322	0,5210
$X_1 * X_2$	2,9993	0,1246

Tabela 21. Análise de variância para avaliação estatística.

Fonte de Variação	Soma dos Quadrados	Graus de Liberdade	Média Quadrática	F Calculado	F Tabelado
Regressão	342,8413	5	68,5682	11,9467	6,25
Resíduo	22,95800	4	5,739501		
Total	1540350,89	10			
R^2	0,9372				

A ANOVA, (Tabela 21), mostra que um modelo polinomial de primeira ordem foi ajustado para a variável Y_3 com 95 % de confiança. Observa-se F calculado foi menor do que o F tabelado em 2,36 vezes e que o modelo também não foi preditivo. O coeficiente de determinação (R^2) do modelo foi 0,9372, inferindo-se que o modelo apresenta bom ajuste e que 6,28 % do total de variações não podem ser explicadas pelo modelo proposto.

A superfície de resposta do modelo é representada pela Figura 73 e a Equação correspondente é representada pela Equação 5.1.

$$Y_3 = 34,402 + 6,2025X_1 + 0,5078X_2 + 1,02826 X_1^2 - 0,7322 X_2^2 + 2,9993X_1X_2 \quad (\text{Eq. 5})$$

$$Y_3 = 34,402 + 6,2025X_1 + 2,9993X_1X_2 \quad (\text{Eq. 5.1})$$

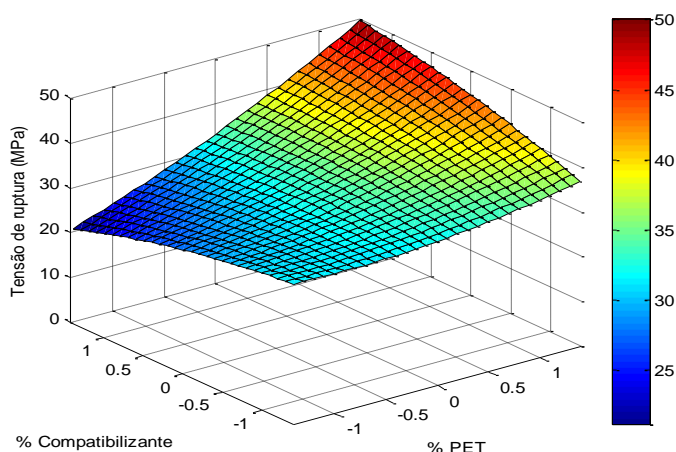


Figura 73. Superfície de resposta da tensão na ruptura sob flexão (Y_3) em função do percentual de PET/PEAD (X_1) e percentual de compatibilizante (X_2).

5.2.7.4 Módulo de elasticidade sob flexão (Y_4)

Os valores de módulo de elasticidade sob tração (Y_4) variaram entre 778,1 e 1762,49 MPa. Os valores mais altos foram obtidos quando foram utilizados 78 % PET e 7,5 % de compatibilizante. Os valores mais baixos foram constatados quando foram utilizados 30 % PET, 70 % PEAD e 10 % de compatibilizante.

Para a resposta do módulo de elasticidade sob flexão (Y_4) também foram calculados os coeficientes de regressão, ilustrados na Tabela 22. Apenas o fator X_1 apresentou valor de $p < 0,05$, sendo o único significativo.

Baseados nos coeficientes mostrados na Tabela 22, o percentual de PET/PEAD (X_1) apresentou efeito positivo, e o percentual de compatibilizante (X_2) apresentou efeito negativo ao módulo de elasticidade sob flexão, sendo o efeito linear de X_1 4,86 vezes maior que o efeito linear de X_2 . Ao fixar o valor de X_2 e variar o valor de X_1 , ocorrerá o aumento no módulo de elasticidade sob flexão, logo X_1 tem efeito positivo sobre a resposta Y_4 .

Tabela 22. Estimativa de efeitos de X_1 e X_2 do módulo de elasticidade sob flexão (Y_4).

Termo	Coeficiente	p-valor
Constante	1196,897	$6,855 \times 10^{-5}$
X_1	306,426	0,00524
X_2	-63,035	0,2864

X_1^2	28,454	0,6981
X_2^2	-8,0361	0,8864
$X_1 * X_2$	34,5317	0,6957

Tabela 23. Análise de variância para avaliação estatística.

Fonte de Variação	Soma dos Quadrados	Graus de Liberdade	Média Quadrática	F Calculado	F Tabelado
Regressão	769932,898	5	153986,579	10,29054	6,25
Resíduo	59855,533	4	14963,8834		
Total	829788,432	9			
R^2	0,9278				

A ANOVA, ilustrada na Tabela 23, mostra que um modelo polinomial de primeira ordem foi ajustado para a variável Y_4 com 95 % de confiança.

O valor de F calculado foi aproximadamente 2,04 vezes menor do que o F tabelado, sendo possível apenas avaliar a tendência de maximização da resposta, comportamento este que ocorreu com todo estudo envolvendo a construção da superfície de resposta realizado nesse trabalho. O coeficiente de determinação (R^2) do modelo foi 0,9278, indicando que o modelo apresenta bom ajuste e que 7,22 % do total de variações não podem ser explicadas pelo modelo proposto.

A Equação do modelo gerado é representada pela Equação 6.1 e a superfície de reposta é ilustrada através da Figura 74.

$$Y_4 = 1196,897 + 306,426X_1 - 63,035X_2 + 28,454X_1^2 - 8,0361 X_2^2 + 34,5317X_1X_2 \quad (\text{Eq. 6})$$

$$Y_4 = 1196,897 + 306,426X_1 \quad (\text{Eq. 6.1})$$

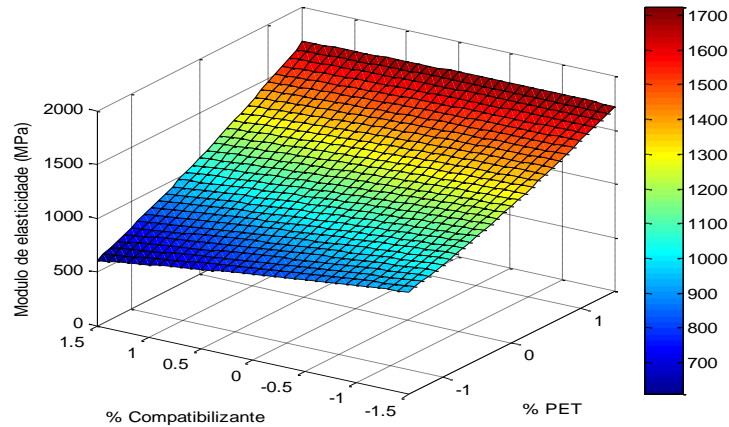


Figura 74. Superfície de resposta do módulo de elasticidade sob flexão (Y_4) em função do percentual de PET/PEAD (X_1) e percentual de compatibilizante (X_2).

5.3 Compósitos

As matrizes escolhidas para confecção dos compósitos foram blendas com as proporções de 70 % de PET e 5 % de POLYBOND otimizada por Y_2 em relação módulo de elasticidade, e com 78 % de PET e 7,5 % de POLYBOND otimizada por Y_3 e Y_4 , as quais receberam os códigos de M70C5 e M78C7.5 respectivamente. Estas foram utilizadas, pois foram as formulações que apresentaram melhores resultados de propriedades mecânicas e também maior percentual de PET reciclado, um resíduo industrial urbano, que possibilita o aumento do valor agregado dessa matéria-prima no desenvolvimento de materiais competitivos.

5.3.1 Termogravimetria

As Figuras 75 e 76 representam as curvas termogravimétricas (TG e DTG) das fibras de bananeira *in natura* e tratada, das matrizes (blenda M70C5 e M78C7.5) e dos compósitos gerados a partir das blendas em estudo. Os compósitos da série de blenda intitulado M70C5 com fibra *in natura* e tratada apresentaram um perfil termogravimétrico com estabilidade térmica até 396 e 391 °C, respectivamente. Esse comportamento foi similar ao da matriz polimérica M70C5 na qual a perda de massa ocorreu a partir de 392 °C. Para as séries de compósitos a partir da blenda M78C7.5 a perda de massa que foi em torno de 95-99 % com a fibra *in natura* e tratada iniciou em 396 e 395 °C respectivamente. Esses compósitos também apresentaram estabilidade térmica similar quando comparada a matriz polimérica (393 °C).

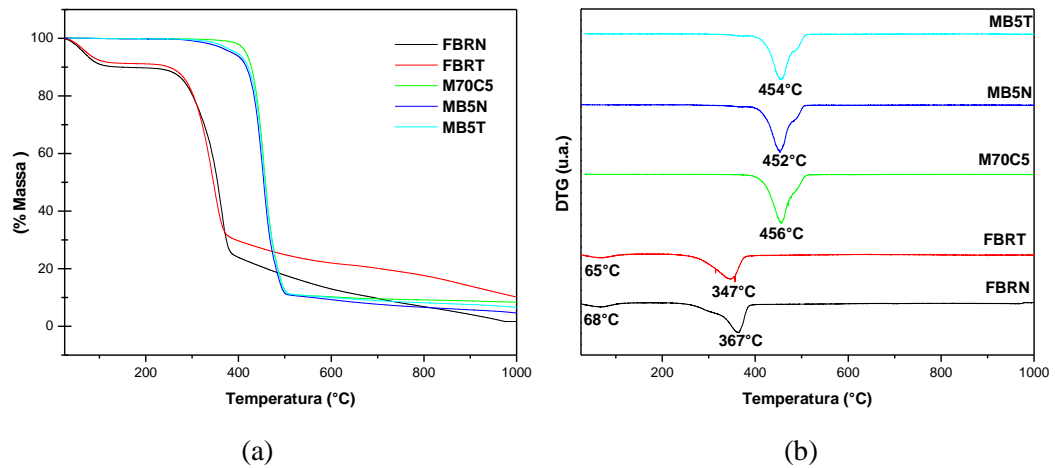


Figura 75. (a) Curvas de TG; (b) Curvas de DTG da fibra de bananeira *in natura* e tratada, da matriz M70C5 e dos compósitos preparados com as fibras sem tratamento e tratada.

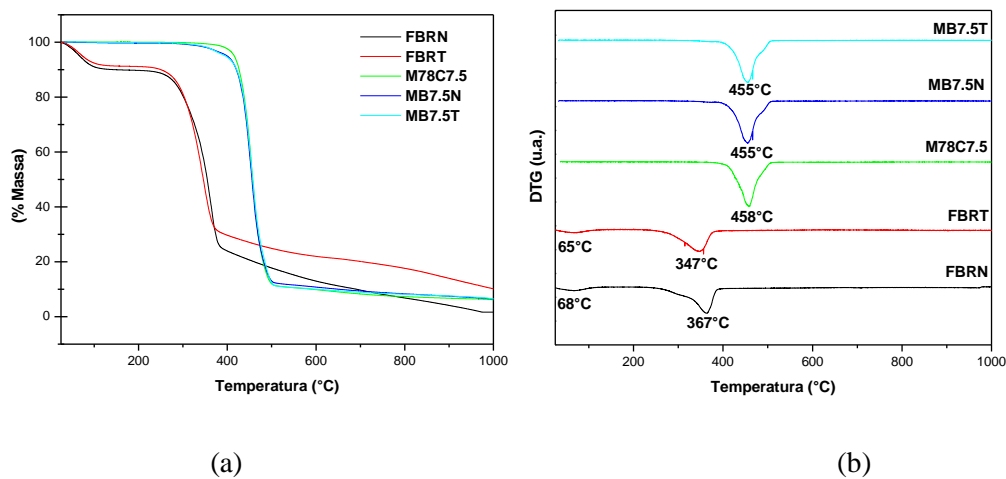


Figura 76. (a) Curvas TG; (b) Curvas de DTG da fibra de bananeira *in natura* e tratada, da matriz M78C7.5 e dos compósitos preparados com as fibras sem tratamento e tratada.

Analisando a curva de DTG das amostras observa-se que não houve alteração significativa da temperatura de degradação inicial e na máxima com a incorporação das fibras de bananeira na matriz polimérica, cujo valores são respectivamente iguais a 392 °C e 456 °C, que são valores próximos encontrados para os compósitos. Esses valores foram um pouco superior para o compósito com a fibra *in natura* quando comparado com a mesma tratada (Tabela 24). Almeida (20013) preparou compósitos com diferentes teores de fibra de bananeira *in natura* e tratada com NaOH 5 % (m/v); e observou que a estabilidade térmica dos materiais não apresentou variação após tratamento das fibras.

Tabela 24. Temperaturas características dos eventos observados nos gráficos de TG e DTG para as fibras, matriz polimérica da blenda M70C5 e dos compósitos com fibra *in natura* e tratada.

Amostra	Eventos		
	T _{ONSET} (°C)	T _{ENDSET} (°C)	T _{MAX} (°C)
FBRN	250	408	367
FBRT	250	413	347
M70C5	392	513	456
MB5N	396	510	452
MB5T	391	514	454

Para a formulação de compósitos com a blenda M78C7.5, a curva de DTG (Figura 76) apresentou comportamento similar ao relatado para a série M70C5, indicando que não houve diferença na estabilidade térmica dos compósitos utilizando-se teores de constituintes (PET, PEAD e POLYBOND) diferentes, incorporando-se fibra de bananeira como carga. Os eventos térmicos referentes a esses materiais constam na Tabela 25.

Tabela 25. Temperaturas características dos eventos observados nos gráficos de TG e DTG para as fibras, matriz polimérica da blenda M78C7.5 e dos compósitos com fibra *in natura* e tratada.

Amostra	Eventos		
	T _{ONSET} (°C)	T _{ENDSET} (°C)	T _{MAX} (°C)
FBRN	250	408	367
FBRT	250	413	347
M78C7.5	393	513	458
MB7.5N	396	509	455
MB7.5T	395	507	455

5.3.2 Calorimetria Exploratória Diferencial

As curvas de DSC dos materiais estão representadas nas Figuras 77 e 78. A partir dessas análises, pode-se observar a presença de eventos endotérmicos comprovando os eventos ocorridos no DTG discutido no item anterior. O evento endotérmico mais intenso apresenta o seu máximo em torno de 441 °C, para os compósitos intitulados MB5N e MB5T. Já para os compósitos MB7.5N e MB7.5T, esse evento ocorreu em 438 °C. O evento endotérmico mencionado pode ser atribuído à decomposição das cadeias dos polímeros. Ao comparar as curvas de DSC da matriz e dos compósitos, observou-se um deslocamento das temperaturas máximas para valores inferiores de 451 para 441 °C para os compósitos de formulação MB5 utilizando a fibra *in natura* e tratada e 447 para 438 °C para a formulação MB7.5. Estes máximos são referentes ao constituinte da fibra. Logo, pode-se inferir uma interação entre a fibra/matriz. A partir das figuras, também são observados eventos correspondentes à fusão do PEAD e PET conforme discutido nos resultados sobre blendas, os quais representam os constituintes da matriz polimérica utilizada na confecção do compósito.

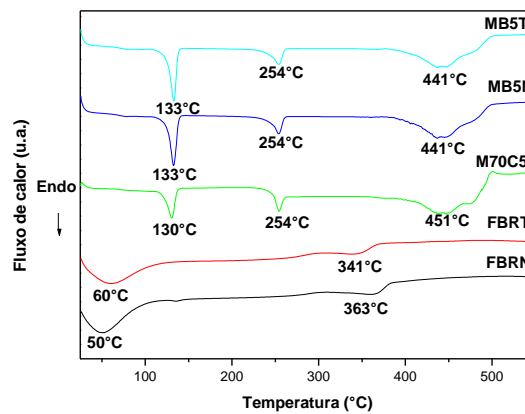


Figura 77. Curvas de DSC da fibra de bananeira *in natura* e tratada, da matriz M70C5 e dos compósitos preparados com as fibras sem tratamento e tratada.

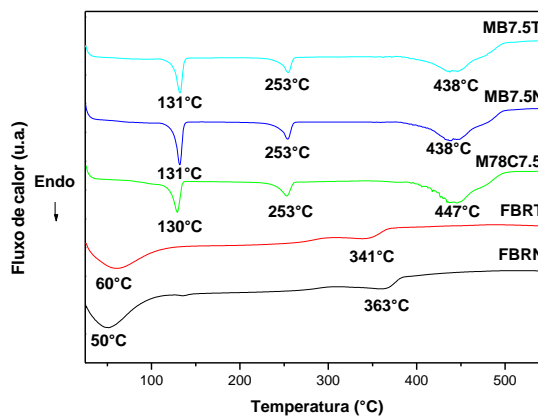


Figura 78. Curvas de DSC da fibra de bananeira *in natura* e tratada, da matriz M78C7.5 e dos compósitos preparados com as fibras sem tratamento e tratada.

5.3.3 Espectroscopia na Região do infravermelho com transformada de Fourier

Os espectros de infravermelho das amostras encontram-se ilustrados nas Figuras 79 e 80. Os espectros dos compósitos mostram bandas de transmissão correspondentes ao PEAD, PET e fibra de bananeira, conforme discutidos nos resultados de FTIR dos polímeros puros, no item sobre e blendas e também no item sobre fibras de bananeira. A presença dessas bandas evidenciam a formação dos compósitos. Os compósitos com fibras tratadas não apresentaram alterações significativas em relação às não tratadas nas séries de compósitos avaliadas.

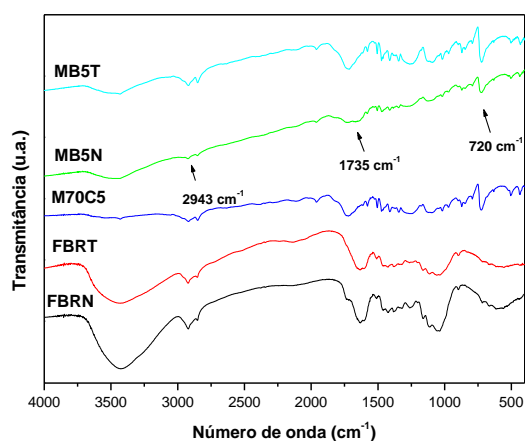


Figura 79. Espectros de infravermelho da fibra de bananeira *in natura* e tratada, da matriz M70C5 e dos compósitos preparados com as fibras sem tratamento e tratada.

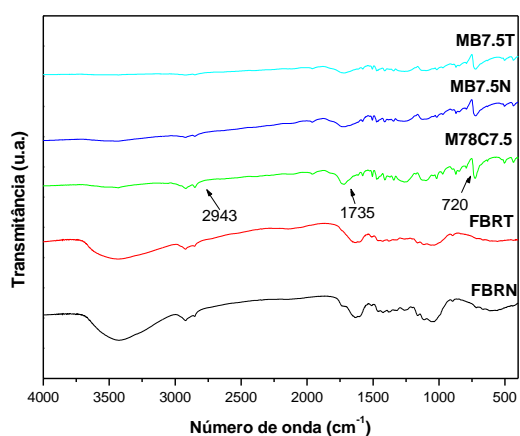


Figura 80. Espectros de infravermelho da fibra de bananeira *in natura* e tratada, da matriz M78C7.5 e dos compósitos preparados com as fibras sem tratamento e tratada.

5.3.4 Difractometria de Raios X

As Figuras 81 e 82 mostram os difratogramas das fibras de bananeira *in natura* e tratada, das matrizes poliméricas (70 e 78 % de PET) e dos seus respectivos compósitos. As matrizes apresentam comportamento com regiões amorfas e cristalina decorrentes dos seus constituintes conforme discutido nos resultados sobre blendas. Os compósitos apresentaram características inerentes às matrizes poliméricas e à fibra de bananeira, onde ocorreu a sobreposições de picos destes constituintes. Em relação às formulações estudadas e o tipo de fibra empregada na confecção do compósito, observa-se que não houve diferença no perfil dos difratogramas.

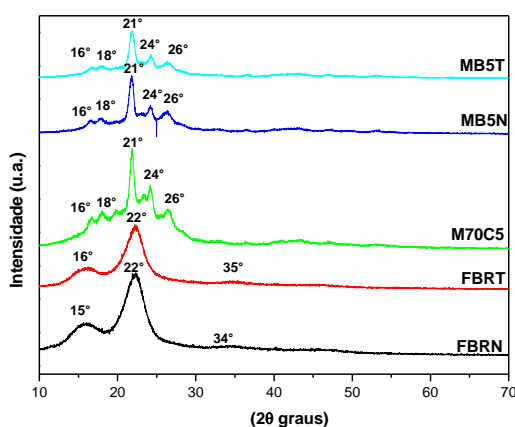


Figura 81. Difratomogramas da fibra de bananeira *in natura* e tratada, da matriz M70C5 dos compósitos preparados com as fibras sem tratamento e tratada.

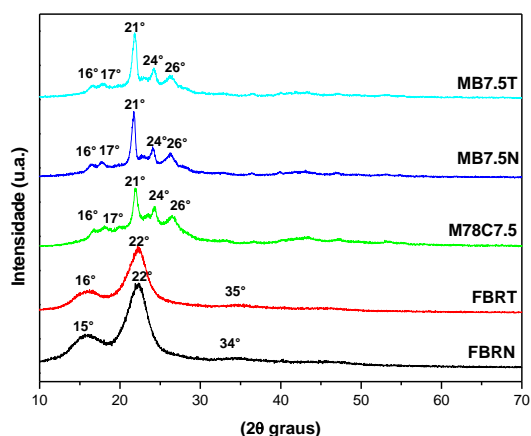


Figura 82. Difratomogramas da fibra de bananeira *in natura* e tratada, da matriz M78C7.5 dos compósitos preparados com as fibras sem tratamento e tratada.

5.3.5 Ensaios Mecânicos

5.3.5.1 Ensaio de Tração

As curvas de tensão em função da deformação dos compósitos estão ilustradas nas Figuras 83 e 84. Com base nos perfis das curvas, observa-se que as amostras MB5N (Figura 83 a) e MB5T (Figura 83 b) apresentaram comportamento elástico seguido de uma deformação plástica, comportamento característico de material dúctil. Comportamento similar foram observados para os compósitos MB7.5N (Figura 84 a) e MB7.5T (Figura 84 b).

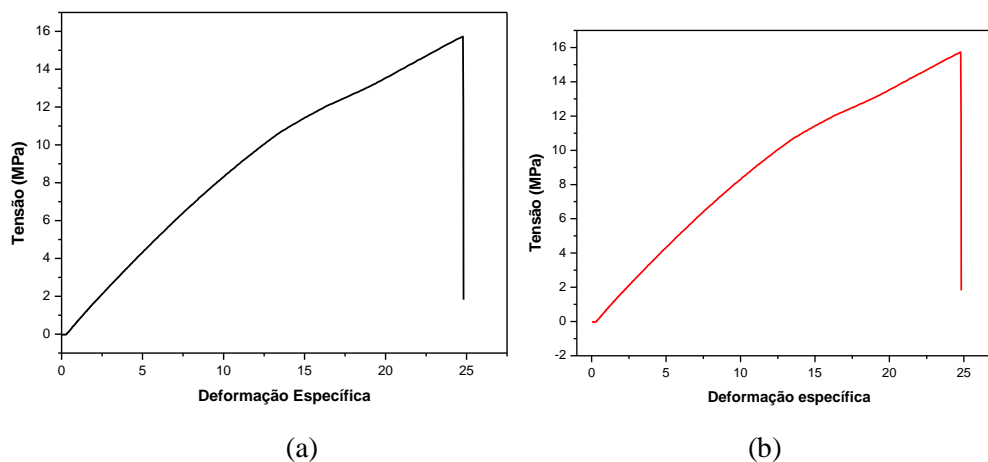


Figura 83. Curvas representativas de resistência à tração dos compósitos (a) MB5N; (b) MB5T.

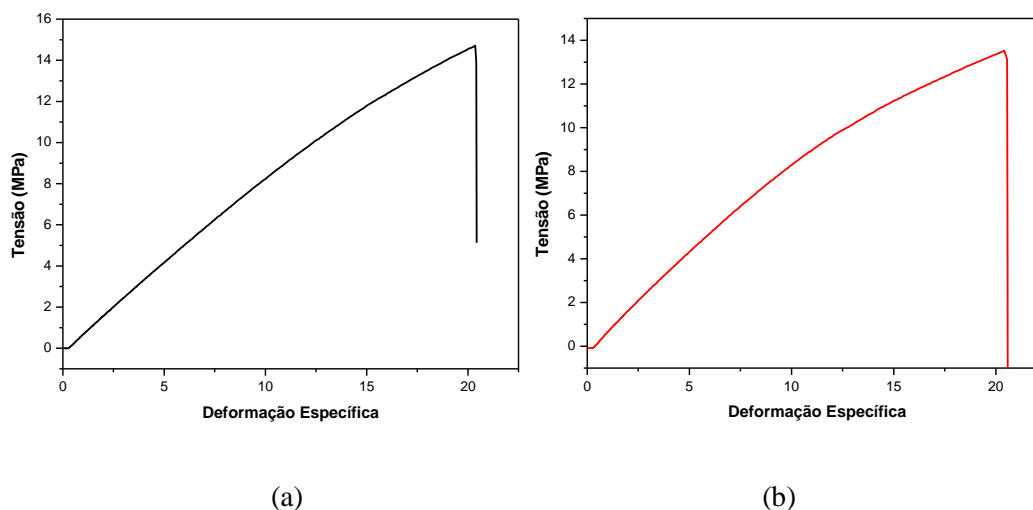


Figura 84. Curvas representativas de resistência a tração dos compósitos (a) MB7.5N; (b) MB7.5T.

Os resultados de resistência à tração e módulo de elasticidade das duas séries de compósitos são ilustrados através das Figuras 85 e 86. Os compósitos apresentaram resistência à

tração inferior (Figura 85 a e 86a) às encontradas as suas matrizes de origem (M70C5 e M78C7.5) que foram iguais $22,55 \pm 0,79$ e $22,12 \pm 1,95$ (MPa) respectivamente. Comparando as diferentes séries de compósitos, a série MB5 apresentou maiores valores de resistência à tração na ruptura quando comparando ao MB7.5. Avaliando os compósitos da mesma série, considerando a fibra *in natura* e tratada, observa-se que para a série MB5, o compósito com a fibra *in natura* apresentou maior média dessa propriedade mecânica que foi igual a $15,83 \pm 0,59$ (MPa), por outro lado, para a série MB7.5, o compósito com a fibra tratada foi o que apresentou melhor resultado.

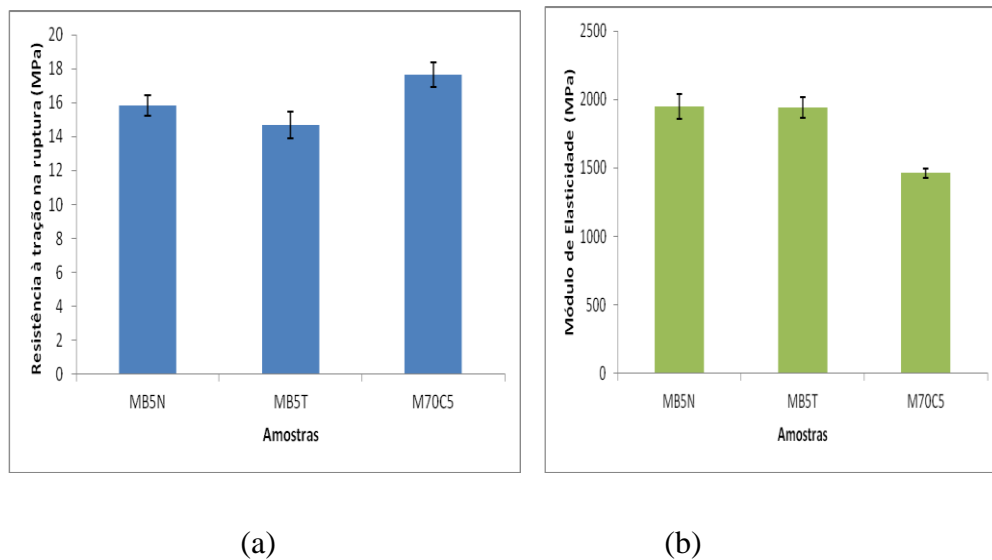


Figura 85. (a) Valores da resistência à tração na ruptura; (b) Valores de módulo de elasticidade dos compósitos MB5N e MB5T para o ensaio de tração.

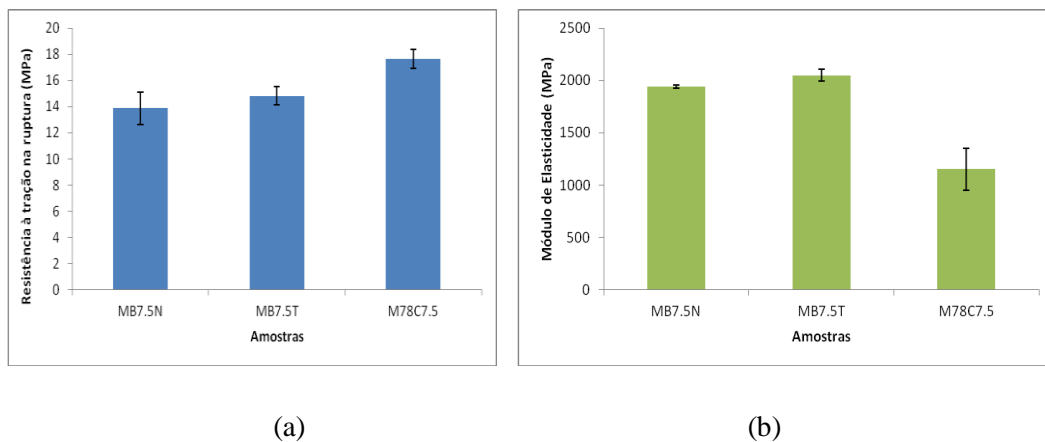


Figura 86. (a) Valores da resistência à tração na ruptura; (b) Valores de módulo de elasticidade dos compósitos MB7.5N e MB7.5T para o ensaio de tração.

Em relação ao módulo de elasticidade (85 b e 86 b), os compósitos confeccionados apresentaram maiores valores dessa propriedade quando comparado os constituintes que lhes deram origem. As matrizes apresentaram valores iguais $1461,32 \pm 33,62$ e $1151,29 \pm 197,40$ (MPa) para as amostras M70C5 e M78C7.5 respectivamente, sendo inferiores aos compósitos das duas formulações estudadas. Com base nesses resultados, pode-se afirmar que a fibra de bananeira roxa atuou como reforço à matriz polimérica, propiciando o aumento do módulo de elasticidade. Os compósitos da série MB5 com a fibra *in natura* e tratada apresentaram valores de módulo de elasticidade próximos, entretanto, a amostra MB5N apresentou valor superior, sendo igual a $1949,31 \pm 90,96$ (MPa). Para outra formulação, o compósito com a fibra tratada apresentou melhor resultado. E dentre os compósitos estudados, a amostra MB7.5T foi que apresentou melhor desempenho $2049,26 \pm 58,12$ (MPa).

Muitas vezes os tratamentos melhoram a adesão entre matriz/fibra, entretanto, há controvérsias na literatura sobre o efeito do tratamento nas propriedades mecânicas das fibras e como reforço. Mesmo quando um ganho mais acentuado é observado após o tratamento químico, a melhoria muitas vezes está inserida na dispersão dos resultados. O ganho global para a tratamento de fibra pode ser igualmente conseguida em certas ocasiões com um simples procedimento de lavagem e secagem dessas antes da incorporação a matriz polimérica, com o benefício extra de ser muito mais viável economicamente do que alguns tratamentos e ecologicamente corretos (AMICO, 2010 apud MIRANDA 2011).

Conforme observado anteriormente, ocorreu o aumento do módulo de elasticidade dos compósitos frente à matriz polimérica. O aumento dessa propriedade em relação à matriz polimérica é baseado nas semelhanças das estruturas da fibra e da matriz com grupamentos polares, favorecendo o surgimento de novas ligações, deixando o material mais rígido. A fibra dificulta a mobilidade das cadeias do polímero, proporcionando um aumento no módulo de elasticidade de acordo com alguns resultados da literatura (D'ALMEIDA et al., 2006).

A diferença da rigidez nos compósitos em relação à matriz polimérica ocorreu, pois o compatibilizante em contato com a superfície do reforço interagiu fortemente com as fibras através das ligações covalentes ou ligações de hidrogênio, causando uma melhor interação entre fibra e matriz (OLIVEIRA, 2010).

A Figura 87 corresponde à deformação específica na ruptura dos compósitos e de suas respectivas matrizes. Observa-se que os compósitos apresentaram menores valores de deformação quando comparada com a matriz. A deformação específica na ruptura permaneceu constante para os compósitos com a fibra *in natura* e tratada para todas as series de compósitos.

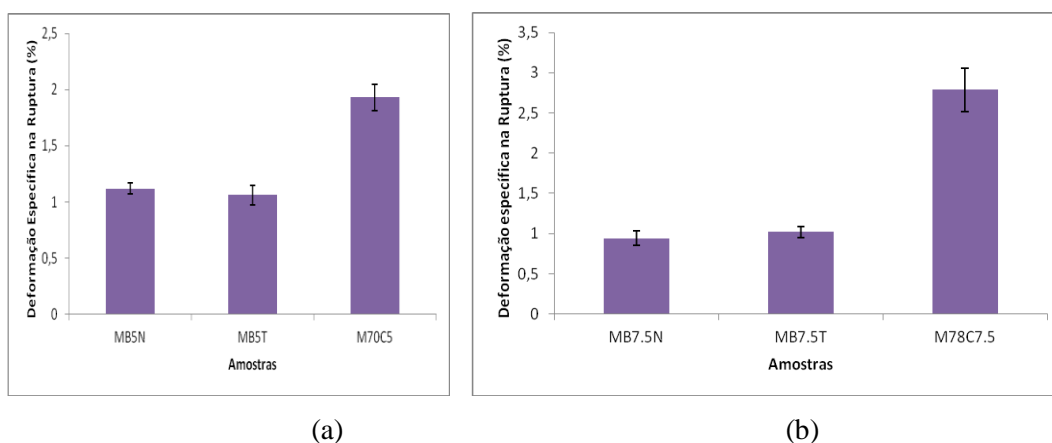


Figura 87. Valores da deformação específica na ruptura dos compósitos (a) compósitos MB5; (b) MB7.5.

Todos os valores referentes às propriedades mecânicas sob tração dos compósitos encontram-se localizadas no Anexo na Tabela I.5.

5.3.5.2 Ensaio de Flexão

As Figuras 88 e 89 representam os gráficos de resistência à tração e módulo de elasticidade sob flexão para as diferentes séries de compósitos estudadas.

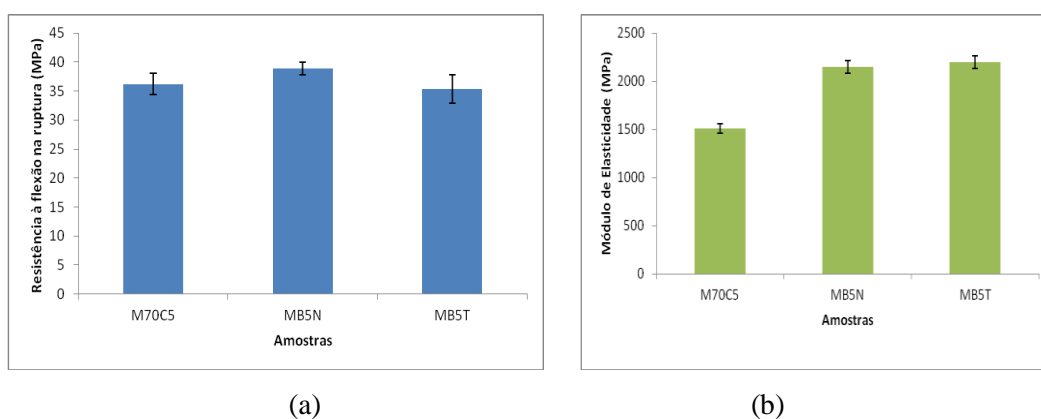


Figura 88. (a) Valores da resistência à flexão na ruptura; (b) Valores de módulo de elasticidade dos compósitos MB5N e MB5T.

Dentre as amostras avaliadas, a formulação MB5 apresentou maior valor de resistência para o compósito com a fibra *in natura* sendo igual a $38,85 \pm 1,10$ (MPa). A formulação MB7.5 também apresentou melhor desempenho com a fibra não tratada alcançando valor foi igual a

$39,96 \pm 1,06$ (MPa). Esses valores foram maiores quando comparados com a matriz polimérica, sendo $36,21 \pm 1,88$ (MPa) para a matriz M70C5 e $45,91 \pm 1,77$ (MPa) para a matriz M78C7.5.

Em termo de módulo de elasticidade, a amostra MB5T apresentou maior valor dessa propriedade, sendo igual a $2198,96 \pm 65,43$ (MPa). Na outra formulação estudada, o compósito intitulado MB7.5N foi o que obteve maior módulo de elasticidade $2402,72 \pm 39,88$ (MPa).

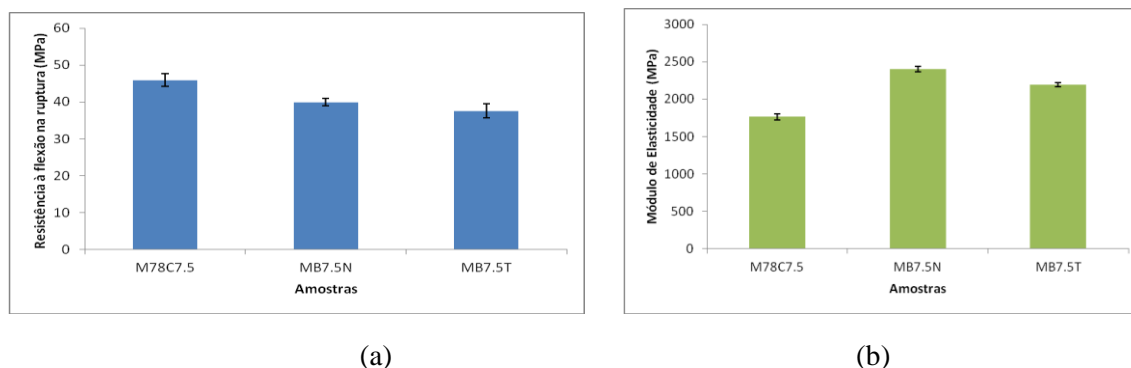


Figura 89. (a) Valores da resistência à flexão na ruptura; (b) Valores de módulo de elasticidade dos compósitos MB7.5N e MB7.5T.

Com base nos resultados obtidos, a incorporação da fibra de bananeira à matriz polimérica constitui em uma alternativa viável, pois aumentou as propriedades mecânicas da resina. A fibra, por se tratar de um resíduo material sem valor comercial, ao ser utilizada, auxilia na redução de custo do material e agrega valor sócio-ambiental ao produto. Quando incorporada à matriz, a fibra proporciona mudanças significativas na região plástica do material, ou seja, nas formações de novas ligações, favorecendo ou não na rigidez do material (MIRANDA, 2011).

Todos os valores referentes às propriedades mecânicas sob flexão dos compósitos encontram-se localizadas no Anexo na Tabela I.9.

5.3.5.3 Ensaio de Impacto

Os resultados de resistência ao impacto das diferentes séries de compósitos com fibra de bananeira estão apresentados na Figura 90. Com base nos resultados de resistência ao impacto dos compósitos, observa-se que estes foram bastante inferiores aos da matriz pura $3,38 \pm 0,13$ e $3,21 \pm 0,50$ (KJ/m²), correspondendo as amostras M70C5 e M78C7.5. Para a série MB5, a amostra com a fibra in natura apresentou maior resistência ao impacto $3,36 \pm 0,32$ (KJ/m²), por outro lado, na série MB7.5 o compósito com a fibra tratada foi o que apresentou maior resultado $3,17 \pm 0,13$ (KJ/m²).

Uma boa adesão matriz/fibra indica boa resistência mecânica através da transferência eficiente de carga da matriz para as fibras, porém o material torna-se frágil. Esse comportamento

frágil prejudica a resistência ao impacto, já que a sua capacidade de absorver impacto é reduzida, ficando com menor tenacidade (CALLISTER, 2008).

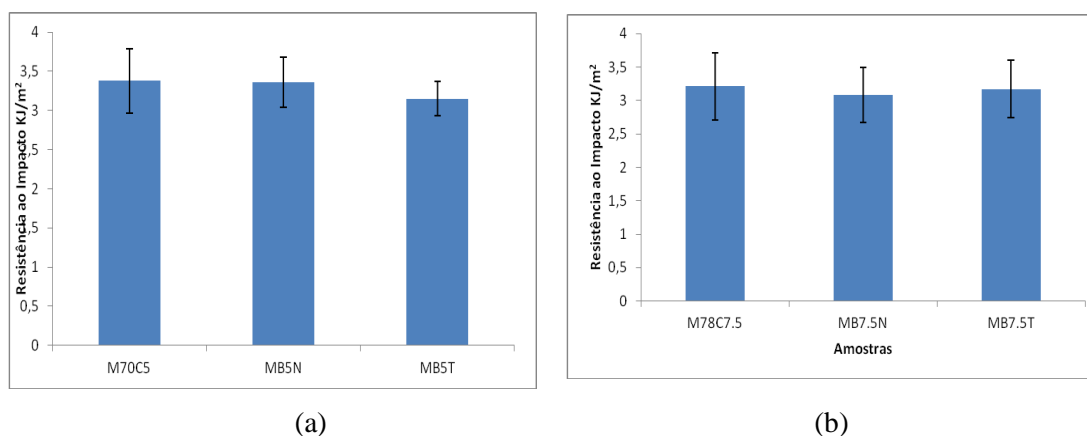


Figura 90. (a) Valores da resistência ao impacto das matrizes M70C5 e dos seus respectivos compósitos (MB5N e MB5T); (b) M78C7.5 e dos compósitos MB7.5N e MB7.5T para o ensaio de impacto.

Todos os valores referentes à propriedade mecânica sob impacto dos compósitos encontram-se localizadas no Anexo na Tabela I.10.

5.3.6 Microscopia Eletrônica de Varredura

As Figuras 91, 92, 93 e 94 ilustram as micrografias dos compósitos em que as análises foram realizadas na superfície dos corpos de prova fraturados nos ensaios mecânicos. Com base nas imagens de microscopia pode-se observar uma boa aderência entre os constituintes do compósito, no qual a fibra está “recoberta” com a matriz. Uma boa adesão está associada à transferência de carga da matriz para a fibra, e a análise da interface fibra/matriz colabora para essa avaliação (MARINUCCI, 2011). Essa morfologia favorece nas propriedades mecânicas dos materiais.

Após a ruptura, observou-se evento relacionado ao efeito pull-out, provocando arrancamento das fibras da matriz para o compósito MB5N ilustrado pela seta da Figura 91. No compósito denominado MB5T, observou-se uma melhor adesão entre a fibra e matriz, verificando-se que a matriz interpenetrou melhor nos feixes de fibras. Também observou-se o rompimento da fibra após a ruptura do material, e que esta não foi arrancada. O fato das fibras terem sido rompidas junto à matriz confirma uma boa adesão fibra/matriz ilustrado na Figura 92. Para as formulações dos compósitos MB7.5, observou-se que os mesmos apresentaram uma boa aderência entre os seus constituintes não evidenciando grande diferença do compósito utilizando a fibra *in natura* (Figura 93) com a tratada (Figura 94). Comparando as diferentes séries de

compósitos, pode-se inferir que a formulação MB7.5 apresentou melhor aderência por razões já mencionadas.

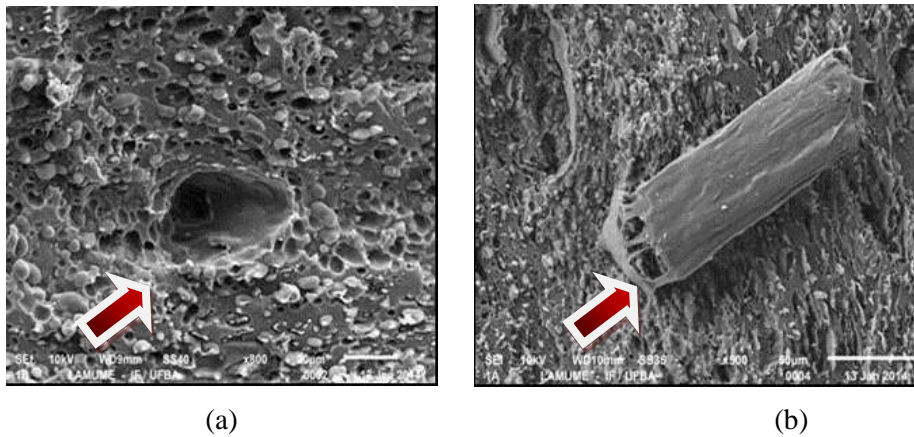


Figura 91. Micrografias eletrônicas da fratura de tração do compósito

MB5N em 800x (a); em 500x (b).

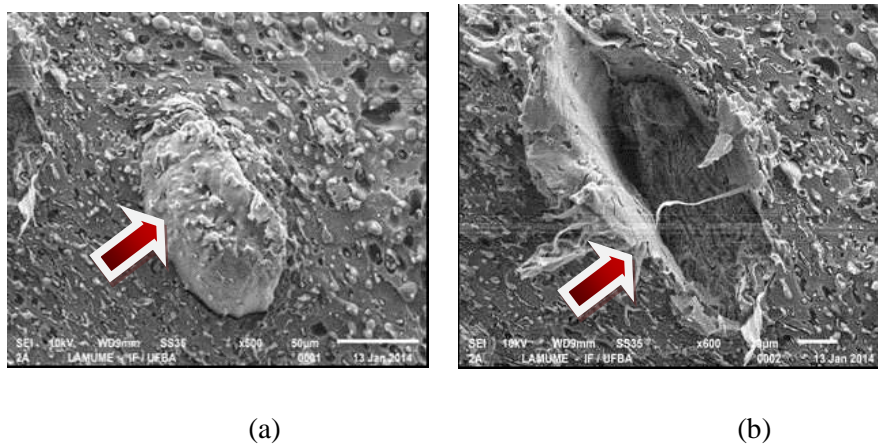


Figura 92. Micrografias eletrônicas da fratura de tração do compósito MB5T

em 500x (a), em 600x (b);

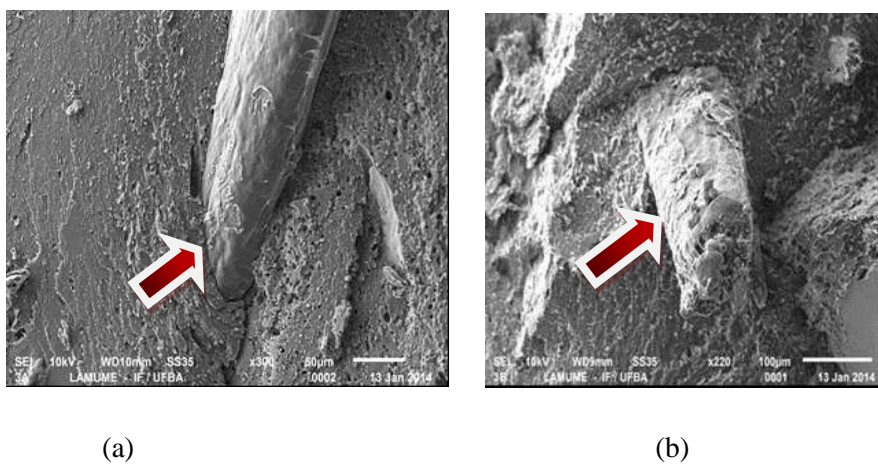


Figura 93. Micrografias eletrônicas da fratura de tração do compósito MB7.5N em 300x (a), 220x (b).

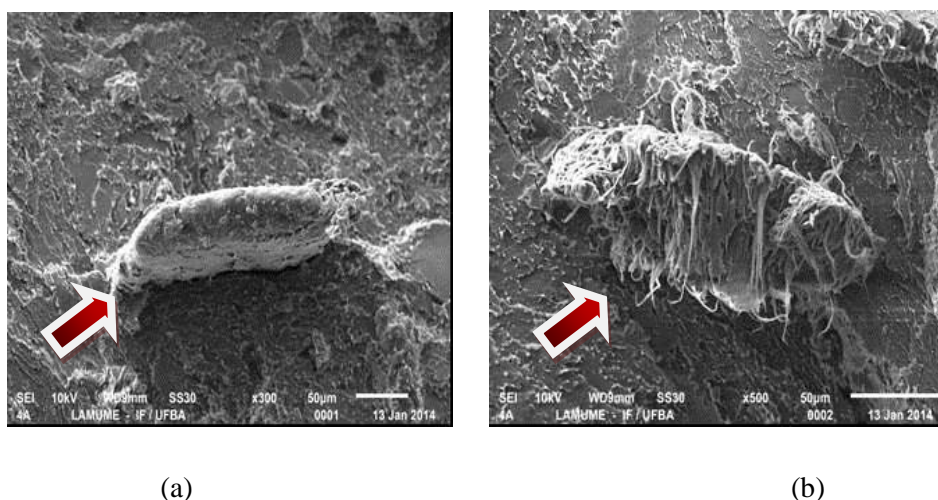


Figura 94. Micrografias eletrônicas da fratura de tração do compósito MB7.5T em 300x (a) e 500x (b).

6. CONCLUSÕES

No presente trabalho, observou-se que a fibra de bananeira roxa *in natura* apresentou maior estabilidade térmica quando comparada a fibra tratada. Na análise de DSC, verificou-se eventos referentes à degradação dos principais constituintes das fibras de bananeira. A microscopia eletrônica de varredura comprovou que o tratamento alcalino removeu impurezas da superfície e retirou parcialmente a lignina e hemicelulose. Os resultados de análise mecânica, densidade e DRX confirmaram um material com boas propriedades mecânicas, baixa densidade frente às fibras sintéticas e com características cristalinas. Vale ressaltar que até o presente momento não foi reportado na literatura a utilização da fibra da espécie *Musa velutina* como reforço em materiais compósitos.

A utilização de PET reciclado na preparação de blendas poliméricas com o PEAD mostrou-se viável. Estas apresentaram, em geral, um comportamento intermediário aos dos componentes puros observados nas análises de DRX, DSC e, na maioria dos ensaios mecânicos, estas mostraram-se materiais resistentes. Das blendas estudadas, as amostras M70C5 e M78C7.5 foram as que apresentaram melhores propriedades mecânicas. Na análise de TG, observou-se que as blendas (PET/PEAD) apresentaram estabilidade térmica superior a blenda sem compatibilizante na maioria dos casos, e através do MEV verificou-se uma boa compatibilidade entre os constituintes puros ao se utilizar o POLYBOND 3009.

Os compósitos desenvolvidos nesse trabalho apresentaram uma boa adesão na interface fibra/matriz, estabilidade térmica próxima a da matriz polimérica e características cristalinas e amorfas decorrentes dos constituintes puros. Esses materiais apresentaram algumas propriedades mecânicas superiores às das matrizes poliméricas, a exemplo do módulo de elasticidade sob tração e flexão, corroborando com os resultados de MEV das amostras; porém nos ensaios de impacto houve um decréscimo da resistência ao impacto para os compósitos. Esse trabalho demonstrou que as fibras vegetais podem ser utilizadas satisfatoriamente como reforço em matrizes poliméricas, em relação ao módulo de elasticidade e como carga em propriedades como resistência à tração, flexão e impacto. Desta forma, o material em estudo é promissor para o mercado industrial por se tratar de um material de baixo custo, que causa menor impacto ambiental, pois são provenientes de resíduos sólidos urbanos e materiais de caráter renovável com possibilidades de aplicações industriais.

7. PERSPECTIVAS

- Análise de composição química das fibras de bananeira pelo método TAPPI;
- Ensaio de biodegradabilidade dos compósitos;
- Determinação da densidade dos compósitos.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AGRELA, S. P. **Preparação e caracterização de compósitos de polietileno de alta densidade com resíduos de fibras de piaçava da espécie Attalea Funifera Mart.** 2009, Dissertação, (Mestrado em Engenharia Química) - Universidade Federal da Bahia - Escola Politécnica. Salvador, BA, 2009.

ALMEIDA, V. M. S. **Preparação e caracterização de compósitos ABS/FIBRA e ABS/FIBRA de piaçava.** 2013, 142f. Dissertação, (Mestrado em Engenharia Química) - Universidade Federal da Bahia - Escola Politécnica. Salvador, BA, 2013.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM – D3379-75. Standard Test Method For Tensile Strength And Young`s Modulus For High-Modulus Single – Filament Materials.**

AMICO, S. C. **MaterialsVegetable Fibers as Multifunctional.** *Revista Matéria.* v. 15, n. 2, p 386 – 395, jun 2010.

ARAÚJO, J. R. **Compósitos de Polietileno de alta densidade reforçados com fibra de curauá obtidos por extrusão e injeção**. 2009. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Universidade Estadual de Campinas. Campinas, SP, 2009.

ARRIGHI, V.; ZAJAC, W.; SHENOY, S.; MARERO, D. M. **Physica**, 276-278, p.849, 2000.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE MATERIAIS COMPÓSITOS – ABMACO. Disponível em: <<http://www.abmaco.org.br/quemsomos.cfm>> Acesso em 08 de dezembro de 2012.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DA INDÚSTRIA DO PET – ABIPET. Disponível em <<http://www.abipet.com.br>> Acesso em 07 de novembro de 2011.

AVILA, A. F.; RODRIGUES, P. C. M.; SANTOS, D. B. & Faria, A. C. A. **Mater. Charact**, v. 50, p. 281, 2002.

BALZER, P. S. et al. Estudo das Propriedades Mecânicas de um Composto de PVC Modificado com Fibras de Bananeira Polímeros: **Ciência e Tecnologia**, v. 17, n. 1, p. 1-4, 2007.

BARRETO, A. C. H. et al. **Journal of polymer environment**, v. 18, p. 523-531, 2010.

BARROS NETO, B.; SCARMINIO, I.; BRUNS, R. E. **Como fazer experimentos: Pesquisa e desenvolvimento na ciência e na indústria**. 4. ed. Porto Alegre: Bookman, p. 414, 2010.

BASTOS, D. C. **Estudo da redução da hidrofiliçidade de filmes biodegradáveis de amido de milho termoplástico com e sem reforço de fibra de bananeira através do tratamento por plasma de SF6**. 2010. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais). COPPE/Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro. RJ, 2010.

BISANDA, E. T. N. The Effect of alkali treatment on the adhseion characteristics of sisal fibres. **Applied Composite Materials**, v.7, p. 331-339, 1991.

BLEDZKI, A. K. et al. Properties and modification methods for vegetable fibers for natural fiber composites. **Journal of Applied Polymer Science**, v. 59, n.8, p. 1329-1336, 1996.

BNDS – Banco Nacional de desenvolvimento. Disponível em <www.bndes.gov.br/SiteBNDES/export/sites/default/.../peadx.pdf> Acesso em 16 de dezembro de 2012.

BRYDSON, J.A; **Plastics Materials**, 1999.BUCKNALL, C. B. Toughened Plastics, Applied SciencePubl, 1997.

CALDAS, L. H. R et al. Caracterização mecânica de compósitos preparados a partir do PEAD reciclado utilizando-se como reforço a fibra de bananeira. **In: Anais do 20º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais**, Joinville, SC, Nov 2012.

CALLISTER, W. D. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma introdução**. 7ed. Rio de Janeiro: LTC, 2008.

CAMPBELL, M. K. **Bioquímica**. 3ª ed. Artmed. Ciência Rural. v. 31,n. 5,p. 917-928, 2001.

CANEDO. Efeito de diferentes tipos de argilas e modificadores orgânicos na morfologia e propriedades térmicas dos nanocompósitos de PET. **Polímeros Ciência e Tecnologia**, v. 21, n.3, p. 195-203, 2011.

CANEVAROLO, S. V. **Ciência dos Polímeros**. 2º ed. São Paulo: Artlibler , 2007.

CIULIK, C. B. **Modificação química de celulose para utilização em misturas com polietileno de alta densidade**. 2010. 69f. Dissertação (Mestrado em Química) - Universidade Federal do Paraná, Curitiba, PR, 2010.

CORREIA, A. Z. **Métodos e processos para a fabricação de Materiais Compósitos**, EMBRAER, 1988.

COSIBRA – Companhia Sisal do Brasil. Disponível em <http://www.cosibra.com.br/1101.html> Acesso em 07 de novembro de 2013.

D'ALMEIDA, J. R. M. et al. Tensile mechanical properties, morphological aspects and chemical characterization of piassava (*Attalea funifera*) fibers. **Composites Part a-Applied Science and Manufacturing**, v. 37, n. 9, p. 1473-1479, 2006.

D'ALMEIDA, A. L. F. S. et al. Efeito de tratamentos superficiais em fibras de piaçava sobre o comportamento dinâmico-mecânico de compósitos de matriz poliéster isoftálica. **In: Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais**, Foz do Iguaçu – PR, Nov 2006.

D'ALMEIDA, A. L. F. S. et al. Acetilação da fibra de bucha (*Luffa Cylindrica*). **Polímeros: Ciência e Tecnologia**, v.15, n.1, p. 59-62, 2005.

DANTAS, R. L. F. **Estudo morfológico da blenda polimérica POLI (METACRILATO DE METILA)/POLI(TEREFTALATO DE ETILENO) reciclado (PMMA/PET)**. 2011. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Universidade Federal do Rio Grande do Norte, Natal, RN. 2011.

DEEPA, B. et al. Structure, morphology and thermal characteristics of banana nano fibers obtained by steam explosion. **Bioresource Technology**, v.102, p.1988–1997, 2011.

DIMITROVA, T. L. et al. **Polymer**, v. 41, p. 4817, 2000.

DIPROFIBER – Matérias Prima para a Indústria do Plástico Reforçado. Disponível em : <<http://www.diprofiber.com.br> > Acesso em 07 de novembro de 2011.

DOTTAN, A.L. et al. (1989). Efeito do tratamento químico de fibras de juta na interface fibra-matriz em conjugados juta-poliéster, analisando-se a extração das fibras da atriz (pull-out). **In: Congresso de Engenharia Mecânica**, Rio de janeiro – RJ, 1989.

DRUMMOND, M. L.; AMICO S.C. Influence of the stacking sequence on the mechanical properties of glass/sisal hybrid composites. **In: 6° International Symposium on Natural Polymers and Composites**, 2007.

EMBRAPA - Empresa Brasileira de Pesquisa em Agropecuária. Disponível em: <www.embrapa.com.br> Acesso em 16 de dezembro 2013.

FAGURY, R. V. G. **Avaliação de Fibras Naturais para a Fabricação de compósitos: Açaí, Coco e Juta**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade do Pará, Belém, PA, 2005.

FENGEL, D.; WEGNER, G. W. **Chemistry Ultrastructure Reactions**, 1989.

FRANCO, P. J. H. et al. *Polym. Bull.* v. 56, p. 47, 2006.

GARCIA, A.; SPIM, J. A.; SANTOS, C. A. **Ensaio dos Materiais**. Rio de Janeiro: LTC- Livros Técnicos e Científicos, 2000.

GARCIA, M. et al. Influence of natural fiber type in eco-composites. **Journal of Applied Polymer Science**, v. 107, n. 5, p. 2994-3004, 2008.

GASSAN, J.; BLEDZKI, A. K. Alkali treatment of jute fibers: Relationship between structure and mechanical properties. **Journal of Applied Polymer Science**, v. 71, n. 4, p. 623-629, 1999.

GOMES, A; MATSUO, T; GODKA, K; OHGI, J. Development and effect of alkali treatment on tensile properties of curaua fiber green composites. **Composites Part A- Applied Science and Manufacturing**, v. 38, n. 80, p. 1811-1820, 2007.

GUERRERO, C.; LOZANO, T.; GONZÁLEZ, V. ARROYO, E. **J. Appl.Polym. Sci**, v. 82, p. 1382, 2001.

GUIMARÃES, D. H. et al. Caracterização mecânica de blendas de PET pós-consumo/PEAD utilizando polietileno modificado com anidrido maléico como agente compatibilizante. In: **Anais do 11° Congresso Brasileiro de Polímeros**, Campos do Jordão - SP, Out 2011.

GUIMARÃES, D. H. et al. Caracterização Físico Química de compósitos preparados utilizando blenda de PET reciclado/PEAD reforçados com fibra de bananeira. In: **Anais do 20° Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais**, Joinville – SC, Out 2012.

GUPTA, D. K. Polyethylene: structure, morphology, molecular motion and dielectric behavior. **IEE Electrical Insulation Magazine**, v.10, n. 3, 1994.

HANEEFA, A. et al. Studies on tensile and flexural properties of short banana/glass hybrid fiber reinforced polystyrene composites. **Journal of Composite Materials**, v. 42, n. 15, p. 1471-1489, 2008.

HARRIS, D.C. **Análise Química Quantitativa**. 6° ed. Rio de Janeiro: LTC, 2005.

HERRERA-FRANCO, P. J.; VALADEZ-GONZÁLEZ, A. Mechanical properties of continuous natural fibre-reinforced polymer composites. **Composites**, 2003.

IDICULA, M. et al. A Study of the Mechanical Properties of Randomly Oriented Short Banana and Sisal Hybrid Fiber Reinforced Polyester Composites. **Journal of Applied Polymer Science**, v. 96, p. 1699–1709, 2005.

INTERNATIONAL ORGANIZATION OF STANDARDIZATION. ISO – 527-2. **Plastics – Determination of tensile properties – Part 2: Test conditions for moulding and extrusion plastics**, 1993.

INTERNATIONAL ORGANIZATION OF STANDARDIZATION. ISO – 178. **Plastics – Determination of flexural properties**, 1993.

INTERNATIONAL ORGANIZATION OF STANDARDIZATION. ISO – 180. **Plastics – Determination of flexural properties**, 1993.

INSTITUTO BIOLÓGICO - O ARTESANATO COM FIBRA DE BANANEIRA. Disponível em: <<http://www.biologico.sp.gov.br/rifib/XIII%20RIFIB/garavello.pdf>> Acesso em 04 de novembro de 2013.

JOHN, M. J.; ANANDJIWALA, R. D. Recent developments in chemical modification and characterization of natural fiber-reinforced composites. **Polymer Composites**, v. 29, n. 2, p. 187-207, Feb 2008.

JOSEPH, K. et al. Compósitos de Matriz Poliéster Reforçados por Fibras Curtas de Sisal. **Polímeros: Ciência e Tecnologia**, p. 136-144, 1999.

JOSEPH, S. et al. Effect of Chemical Modifications on the Thermal Stability and Degradation of Banana Fiber and Banana Fiber-Reinforced Phenol Formaldehyde Composites. **Journal of Applied Polymer Science**, v. 110, n. 4, p. 2305-2314, 2008a.

JOSEPH, S. et al. Mechanical properties and water sorption behavior of phenol-formaldehyde hybrid composites reinforced with banana fiber and glass fiber. **Journal of Applied Polymer Science**, v. 109, n. 3, p. 1439-1446, 2008b.

KALIA, S. et al. Pretreatments of Natural Fibers and their Application as Reinforcing Material in Polymer Composites-A Review. **Polymer Engineering and Science**, v. 49, n. 7, p. 1253-1272, 2009.

KHONDKER, O. A. et al. Fabrication and mechanical properties of unidirectional jute/PP composites using jute yarns by film stacking method. **Journal of Polymers and the Environment**, v. 13, n. 2, p. 115-126, 2005.

KROSCWIT, J. I. **Encyclopedia of Polymer Science and Engineering**, 2^o ed, v. 4, (284-298), 6(664-681), 14(463-471), 1985.

LACERDA, N. O. S. **Produção de papel artesanal de fibra de bananeira: uma proposta de ensino de química por projeto.** 2009. 253f. Dissertação (Mestrado em Ensino de Ciências) - Universidade de Brasília, Distrito Federal, DF, 2009.

LAURINDO, V. **Desenvolvimento de blendas poliméricas Policarbonato/Poli (Tereftalato de butileno) (PC/PBT) compatibilizadas e nanoestruturadas.** 2012. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) - Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, SP, 2012.

LEÃO, A. F. E. ; RAZERA, I. A. T.; TRINDADE, W. G. **In Anais do 4º International Symposium of Polymers and Composites,** São Pedro, RS, 2002.

LEÃO, M. A. **Fibras de licuri: reforço alternativo de compósitos poliméricos.** 2008. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal do Rio Grande do Norte, Natal, RN, 2008.

LIU, Q. et al. Preparation, properties and cytotoxicity evaluation of a biodegradable polyester elastomer composite. **Polymer Degradation and Stability**, v. 94, p. 1427–1435, 2009.

LONTRA, B. G. F. **Reciclagem mecânica de polietileno de alta densidade obtido a partir de sacolas plásticas.** 2011. Projeto de graduação (Graduação em Engenharia dos Materiais) - Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, RJ, 2011.

LUNA, C. B. B; SILVA; D. F; ARAÚJO; E. M. Estudo do comportamento mecânico e reológico de blendas de PS/SBRr e PS/SBRS/SBS. **Iberoamericana de Polímeros**, 2014.

LUSINCHI, J. M.; BOUTEVIN, B.; TORRES, N. & ROBIN, J. J. **Journal Appl. Polym. Sci**, n. 79, p. 874, 2001.

MANCINI, S. D. **Caracterização física dos materiais processados na usina de separação de lixo e compostagem de resíduos urbanos de Araraquara - SP com ênfase em materiais plásticos e estudo da influência de múltiplas reciclagens em propriedades do PET pós-consumo.** 1996. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, SP, 1996.

MANCINI, S. D.; MATOS, I. G.; ALMEIDA, R. F. Determinação da Variação da Viscosidade Intrínseca do Poli (Tereftalato de Etileno) de Embalagens. **Polímero: Ciência e Tecnologia**, v. 14, p. 69, 2004.

MARCONCINI, J. M.; FILHO, A. R.; **Polímeros**. v. 16, p. 323, 2006.

MARIATTI, M. et al. Properties of banana and pandanus woven fabric reinforced unsaturated polyester composites. **Journal of Composite Materials**, v. 42, n. 9, p. 931-941, 2008.

MARINELLI, L. A. Desenvolvimento de Compósitos Poliméricos com Fibras Vegetais Naturais da Biodiversidade: Uma Contribuição para a Sustentabilidade Amazônica. **Polímeros: Ciência e Tecnologia**, v. 18, n. 2, p. 92-99, 2008.

MARINUCCI, G. **Materiais Compósitos Poliméricos: Fundamentos e Tecnologia**. ed. São Paulo: Artliber, 2011.

MARTIN, A. R. et al. Caracterização Química e Estrutural de Fibra de Sisal da Variedade Agave sisalana. **Polímeros: Ciência e Tecnologia**, v. 19, n. 1, p. 40-46, 2009.

MARTÍNEZ, J. G.; BENAVIDES, R.; GUERRERO, C. **J. Appl. Polym. Sci.**, v. 104, n. 560, 2007.

MATOS, T. F. L. **Avaliação da viabilidade de reintegração de resíduos do PET pós-consumo ao meio produtivo**. 2009. Tese (Doutorado em Engenharia Ambiental) - Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, SP, 2009.

MIRANDA, C. S. **Síntese e caracterização de poliésteres e compósitos reforçados com fibra de piaçava**. 2011. 145f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Química) - Universidade Federal da Bahia, Salvador, BA, 2011.

MORÁN, J. I. et al. Extracion of cellulose and preparation of nanocellulose from sisal fibers. **Cellulose**, n. 15, p. 149-159, 2008.

MOTA, R.C S. **Análise de viabilidade técnica de utilização da fibra de bananeira com resinas sintéticas em compósitos**. 2010. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal do Rio Grande do Norte, Natal, RN, 2010.

MUTJE, P. et al. Hemp strands: PP composites by injection molding: Effect of low cost physico-chemical treatments. **Journal of Reinforced Plastics and Composites**, v. 25, n. 3, p. 313-327, 2006.

NETO, A. et al. Preparação e caracterização de compósitos de polietileno pós-consumo reforçados com fibras do bagaço de cana. **In: Anais do 10º Congresso Brasileiro de Polímeros**, Foz do Iguaçu - PR, Out 2009.

NOTHENBERG, M. Cresce o interesse pelo uso de fibras naturais. **Plástico**, 1996.

OLIVEIRA, J. F. S. **Estudos da influência da configuração em compósitos poliméricos híbridos**. 2007. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal do Rio Grande do Norte, Natal, RN, 2007.

OLIVEIRA, T. A; TEIXEIRA, A; MULINARI, D.R; GOULART, S. A. S. Avaliação do uso de agente compatibilizante no comportamento mecânico dos compósitos PEBD reforçados com fibras de coco verde. **Cadernos UNIFOA**, 2010.

OLIVEIRA, W; AQUINO, E. M. F. Compósitos híbridos de fibras de vidro, juta e curauá: comportamento estatístico e mecanismo de dano. **In: Anais do 16º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências dos Materiais**, Porto Alegre - RS, 2004.

PAIVA, J. M. F. Compósitos de Matriz Termofixa Fenólica Reforçada com Fibras Vegetais. **Polímeros: Ciência e Tecnologia**, 1999.

PEREIRA, A. L. S. **Nanocompósitos baseados em PVOH e nanocristais de celulose obtidos de pseudocaulo de bananeira**. 2013. 74f. Dissertação (Mestrado em Engenharia dos Materiais). Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, CE. 2013.

PLANTAMUNDO. Disponível em: <<http://www.plantamundo.com>> Acesso em 15 de janeiro de 2014.

PLASTIVIDA. Disponível em: < <http://www.plastivida.org.br> > Acesso em 15 de janeiro de 2014.

PAUL, D. R.; ROBESON, L. M. *Polymer*, n.49, p.3187, 2008.

PÉREZ, J.; MUÑOZ-DORADO, J.; RUBIA, T.; MARTÍNEZ, J. Biodegradation and biological treatments of cellulose, hemicellulose and lignin: an overview. **International Microbiology**, v. 5, p. 53–63, 2005.

PIRES, E. N. **Efeito do tratamento de superfície em fibras de juta no comportamento mecânico de compósitos de matriz epóxi**. 2009. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) - Universidade Federal de Santa Catarina, Santa Catarina, SC, 2009.

PLUTA, M.; ZBIGNIEW, B.; PAWLAK, A.; GALESKI, A.; PRACELLA, M. **J.Appl. Polym. Sci**, 82, p. 1423, 2001.

RAJULU, A. V et al. Mechanical Properties of Short, Natural Fiber Hildegardiapopulifolia-reinforced Styrenated Polyester. **Procedia Engineering** , 2005.

RAY, D.; SARKAR, B. K.; BOSE, N. R. Impact fatigue behavior of vinylester resin matrix composites reinforced with alkali treated jute fibres. **Composites**, v.33, n.2, p.233-241, 2002.

RAZERA, I. A. **Fibras lignocelulósicas como agente de reforço de compósitos de matriz fenólica e lignofenólica**. 2006. 164f. Tese (Doutorado em Ciências) - Universidade de São Paulo, São Paulo, SP, 2006.

RICL, M. A. **Caracterização da fibra de licuri (*Syagrus coronata Martius Beccari*) para aplicação na construção civil**. 2011. Dissertação (Mestrado em Engenharia Ambiental Urbana) – Universidade Federal da Bahia, Bahia, BA, 2011.

ROCHA, W. D. **Carvão ativado a partir de resíduos agrícolas e suas aplicações na adsorção de íons metálicos**. 2006. 106f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mineral) – Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, MG, 2006.

ROMÃO, W. **Metodologia para detectar presença do PET reciclado em embalagens PET para alimentos**. 2009. 119f. Dissertação (Mestrado em Físico- Química) - Universidade Estadual de Campinas, Campinas, SP, 2009.

SANTOS, A. M. **Estudo de compósitos híbridos polipropileno/fibras de vidro e coco para aplicações em Engenharia**. 2006. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal do Paraná, Curitiba, PR, 2006.

SANTOS, L. R. N. **Avaliação da eficiência da separação de plásticos de resíduos urbanos por métodos de dissolução selectiva**. 2009. 50f. Dissertação (Mestrado em Engenharia dos Materiais) - Universidade do Minho. Portugal, 2009.

SANTOS, P. A. **Uso de fibras de curauá como agente de reforço para poliamida 6**. 2006. Dissertação (Mestrado em Química) - Universidade Estadual de Campinas, Campinas, SP, 2006.

SANTOS, A. C. L. **Caracterização estrutural, térmica e morfológica das fibras de banana provenientes do Estado da Bahia**. 2011. 55f. Monografia (Graduação em Química) - Universidade Federal da Bahia, Salvador, BA, 2011.

SATYANARAYANA, K. G.; GUIMARÃES, J. L.; WYPYCH, F. Studies on lignocellulosic fibers of Brazil. Part I: Source, production, morphology, properties and applications. **Composites Part A**, v. 38, p. 1694–1709, 2007

SCHNEIDER, C. G. **Utilização de crisotila modificada quimicamente como carga em polietileno de alta densidade**. 2008. 165f. Tese (Doutorado em Química) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Rio Grande do Sul, RS, 2008.

SCHUT, T., GAYER, U. Automotive applications of natural fiber composites. Benefits for the environment and competitiveness with man-made materials. **Lignocellulosic-plasticscomposites**, p.181-195, 1997.

SHERTUKDE, V. V.; KALE, D. D. **J. Polym. Mater**, 19, p. 119, 2001.

SILVA, R. V. **Compósito de resina poliuretano derivado do óleo de mamona e fibras vegetais**. 2003. Tese (Doutorado Engenharia de Materiais) - Universidade do Estado de São Paulo, São Paulo, SP, 2003.

SILVA, H. S. P. **Desenvolvimento de Compósitos Poliméricos com fibra de curauá e híbridos com fibras de vidro**. 2010. Dissertação (Mestrado em Engenharia dos Materiais) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Rio Grande do Sul, RS, 2010.

SILVA, R. V. et al. Aplicações de fibras lignocelulósicas na Química de polímeros e em compósitos. **Química Nova**, v. 32, n. 3, p.661-671, 2009.

SILVA, R. V. et al. Curaua/Glass Hybrid Composite: The Effect of Water Aging on the Mechanical Properties. **Journal of Reinforced Plastics and Composites**, v. 28, n. 15, p. 1857-1868, 2009.

SILVA, L. J. et al. Estudo das propriedades mecânicas de compósitos poliméricos de fibra de bananeira através do método de planejamento fatorial de experimentos. **In: Anais do 19º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais**, Campos do Jordão - SP, Nov 2010.

SOFFNER, M. L. A. P. **Produção de Polpa celulósica a partir de engaço de bananeira**. 2001. 56f. Dissertação (Mestrado em Ciências) – Escola Superior de Agricultura – Luiz de Queiroz, Universidade de São Paulo, Piracicaba, SP, 2001.

SREEKUMAR, P.A.; JOSEPH, K.; UNNIKRISHNAN, G.; THOMAS, S. A comparative study on mechanical properties of sisal-leaf fibre-reinforced polyester composites prepared by resin transfer and compression moulding techniques. **Composites Science and Technology**, v.67, p.453-461, 2007.

TANOBE, V. O. A. et al. Fabricação e caracterização de compósitos poliméricos reforçados por fibras de luffa cylindrica. **In: Anais do XV Congresso Brasileiro de Engenharia Química**, Curitiba – PR, 2004.

TRAUGOTT, T. D.; BARLOW, J. W. & PAUL, D. R. - **J. Appl. Polym. Sci**, 28, p. 2947, 1983.

TORRES, N.; ROBIN, J. J. ; BOUTEVIN, B. **J. Appl. Polym. Sci**, 81, p. 2377, 2001.

UTRACKI, L. A. **Polymer Alloys and Blends: Thermodynamics and Rheology** Oxford University Press. NewYork,1989.

UTRACKI, L. A. **Polym. Eng. Sci**, 35, p. 2, 1995.

YANG, H.; YAN, R.; CHEN, H.; LEE, D. H.; ZHENG, C.; Characteristics of hemicellulose, cellulose and lignin pyrolysis. **Science direct**. 86, p. 1781–1788, 2007.

ZAH, R; HISCHIER, R; LEÃO, A. L; BRAUN, I. Curaua fibers in the automobile industry - A sustainability assessment. **Journal of Cleaner Production**, p. 1030-1040, 2007.

ZIMMERMANN, M V.G, et al. Influencia do tratamento químico da fibra de bananeira em compósitos de Poli(etileno-co-acetato de vinila) com e sem agente de expansão. **Polímero: Ciência e Tecnologia**, v.24, n.1, 2014.

9. ANEXO I

Valores dos resultados mecânicos das fibras, matriz e compósitos

Tabela I.1. Valores da resistência à tração (σ), deformação específica (ϵ) e módulo de elasticidade (E) das fibras com seus respectivos intervalo de confiança.

AMOSTRA	σ (MPa)	E (MPa)	ϵ (%)
FBRN	(294,20 \pm 210,85)	(22472,52 \pm 13372,24)	(1,42 \pm 0,34)
FBRT	(375,54 \pm 131,52)	(10378,00 \pm 2637,57)	(6,39 \pm 1,92)

Tabela I.2. Valores da resistência à tração (σ), deformação específica (ϵ) e módulo de elasticidade (E) do PET e PEAD com seus respectivos intervalo de confiança.

AMOSTRA	σ (MPa)	E (MPa)	ϵ (%)
PET	(16,11 \pm 2,12)	(2330,79 \pm 33,58)	(1,08 \pm 0,10)
PEAD	(21,81 \pm 0,24)	(260,78 \pm 20,25)	(37,43 \pm 3,00)

Tabela I.3. Valores da resistência à tração (σ), deformação específica (ϵ) e módulo de elasticidade (E) das blendas sem compatibilizante com seus respectivos intervalo de confiança.

AMOSTRA	σ (MPa)	E (MPa)	ϵ (%)
M2278S	(14,57 \pm 0,38)	(381,53 \pm 192,26)	(5,02 \pm 0,44)
M3070S	(14,42 \pm 0,47)	(597,93 \pm 214,37)	(2,84 \pm 0,20)
M5050S	(15,87 \pm 1,49)	(813,85 \pm 228,01)	(3,68 \pm 0,81)
M7030S	(17,11 \pm 1,01)	(1355,43 \pm 27,38)	(2,24 \pm 0,20)
M7822S	(13,25 \pm 1,11)	(1891,33 \pm 113,23)	(0,99 \pm 0,09)

Tabela I.4. Valores da resistência à tração (σ), deformação específica (ϵ) e módulo de elasticidade (E) das blendas com compatibilizante com seus respectivos intervalo de confiança.

AMOSTRA	σ (MPa)	E (MPa)	ϵ (%)
M22C7,5	(17,86 \pm 0,26)	(260,74 \pm 11,77)	(8,84 \pm 1,01)
M30C5	(17,96 \pm 0,35)	(429,73 \pm 168,20)	(4,88 \pm 0,50)
M30C10	(18,77 \pm 0,49)	(284,49 \pm 5,54)	(6,94 \pm 0,46)
M50C3.96	(18,36 \pm 0,23)	(873,49 \pm 256,64)	(3,12 \pm 0,11)
M50C7.5I	(19,56 \pm 1,06)	(807,95 \pm 105,54)	(5,00 \pm 0,44)
M50C7.5II	(18,49 \pm 0,53)	(734,93 \pm 241,39)	(4,88 \pm 0,40)
M50C7.5III	(18,42 \pm 1,02)	(789,32 \pm 150,11)	(3,63 \pm 0,45)
M50C11.03	(17,66 \pm 1,15)	(860,55 \pm 36,12)	(5,15 \pm 0,49)
M70C5	(22,55 \pm 0,79)	(1461,32 \pm 33,62)	(1,93 \pm 0,12)
M70C10	(21,47 \pm 1,03)	(1331,81 \pm 32,89)	(2,71 \pm 0,25)
M78C7.5	(22,12 \pm 1,95)	(1151,29 \pm 197,40)	(2,79 \pm 0,27)

Tabela I.5. Valores da resistência à tração (σ), deformação específica (ϵ) e módulo de elasticidade (E) dos compósitos com seus respectivos intervalo de confiança.

AMOSTRA	σ (MPa)	E (MPa)	ϵ (%)
MB5N	(15,83 \pm 0,59)	(1949,31 \pm 90,96)	(1,12 \pm 0,05)
MB5T	(14,67 \pm 0,77)	(1942,71 \pm 74,59)	(1,06 \pm 0,09)
MB7.5N	(13,87 \pm 1,25)	(1939,41 \pm 13,67)	(0,94 \pm 0,09)
MB7.5T	(14,82 \pm 0,71)	(2049,26 \pm 58,12)	(1,02 \pm 0,07)

Tabela I.6. Valores da resistência à flexão (σ) e módulo de elasticidade (E) do PET e PEAD com seus respectivos intervalo de confiança.

AMOSTRA	σ (MPa)	E (MPa)
PET	(3244,35 \pm 66,87)	(62,31 \pm 10,16)
PEAD	(19,89 \pm 0,24)	(555,02 \pm 31,57)

Tabela I.7. Valores da resistência à flexão (σ) e módulo de elasticidade (E) das blendas sem compatibilizante com seus respectivos intervalo de confiança.

AMOSTRA	σ (MPa)	E (MPa)
M2278S	(20,93 \pm 0,91)	(877,41 \pm 32,91)
M3070S	(27,09 \pm 0,70)	(905,05 \pm 68,23)
M5050S	(24,54 \pm 0,86)	(1277,00 \pm 21,66)
M7030S	(34,77 \pm 3,88)	(1509,05 \pm 27,07)
M7822S	(35,02 \pm 1,90)	(2135,85 \pm 38,96)

Tabela I.8. Valores da resistência à flexão (σ) e módulo de elasticidade (E) das blendas com compatibilizante com seus respectivos intervalo de confiança.

AMOSTRA	σ (MPa)	E (MPa)
M22C7.5	(26,74 \pm 0,49)	(804,06 \pm 49,71)
M307C5	(30,10 \pm 0,98)	(883,06 \pm 67,49)
M30C10	(20,93 \pm 0,91)	(778,10 \pm 49,90)
M50C3.96	(33,12 \pm 1,68)	(1286,01 \pm 29,56)
M50C7.5I	(36,32 \pm 1,12)	(1109,01 \pm 67,16)
M50C7.5II	(35,73 \pm 0,63)	(1119,35 \pm 24,79)
M50C7.5III	(31,16 \pm 2,64)	(1356,00 \pm 42,72)

M50C11.03	(32,53± 0,95)	(1158,21± 42,24)
M70C5	(36,21± 1,88)	(1505,58± 49,22)
M70C10	(44,65± 3,24)	(1413,35± 80,75)
M78C7.5	(45,91± 1,77)	(1762,49± 37,38)

Tabela I.9. Valores da resistência à flexão (σ) e módulo de elasticidade (E) dos compósitos com seus respectivos intervalo de confiança.

AMOSTRA	σ (MPa)	E (MPa)
MB5N	(38,85± 1,10)	(2147,92± 67,63)
MB5T	(35,31± 2,43)	(2198,97± 65,42)
MB7.5N	(39,96± 1,06)	(2402,724± 39,88)
MB7.5T	(37,57± 1,87)	(2193,98± 27,63)

Tabela I.10. Valores da resistência ao impacto das amostras com seus respectivos desvios.

AMOSTRA	Re (kJ/m ²)
M70C5	(3,38± 0,41)
MB5N	(3,36± 0,32)
MB5T	(3,15± 0,22)
M78C7.5	(3,21± 0,50)
MB7.5N	(3,08± 0,41)
MB7.5T	(3,17± 0,43)