

DIJAN VINICIUS OSTI DE MORAES

**ESTUDO DA INFLUÊNCIA DE VARIÁVEIS DE COMPOSIÇÃO NO
COMPORTAMENTO EM FADIGA DE COMPÓSITOS DE POLIPROPILENO E
FIBRA DE COCO**

Relatório final de projeto de iniciação científica proposto pela Prof^a Dr^a Sílvia H. P. Bettini, e orientado pelo Prof. Dr. Rodrigo Magnabosco.

São Bernardo do Campo

2010

RESUMO

Devido à busca por alternativas para não degradar mais a natureza, e por redução de custos, os compósitos de polímeros reforçados com fibras naturais tem sido alvo de estudos nos últimos anos. As fibras naturais são matéria prima renovável e apresentam baixo custo, o que as torna competitivas perante as fibras sintéticas. Dentre as fibras naturais possíveis como reforço para compósitos de matriz polimérica, como os compósitos com matriz de polipropileno, tem-se a fibra de coco. Porém, a fibra de coco e o polipropileno apresentam diferenças de polaridade em suas estruturas, dificultando assim a aderência da fibra na matriz polimérica. Para possibilitar uma melhor aderência entre o polipropileno e a fibra de coco, utilizam-se agentes compatibilizantes.

A maior preocupação nas aplicações de polímeros e compósitos é a de ocorrer a fratura, e um dos principais geradores de falhas é a fadiga causada por carregamentos cíclicos. Todavia, a investigação das propriedades cíclicas de compósitos de fibras naturais não tem sido realizada. Assim este trabalho propõe o estudo das propriedades mecânicas monotônicas (tração) e cíclica (fadiga) do compósito de polipropileno e fibras de coco. Para o estudo variou-se as concentrações de fibra de coco (20% e 40%) e de agente compatibilizante – polipropileno grafitizado com anidrido maleico - (0%, 1% e 4%).

Após o estudo verificou-se que é necessário a utilização do agente compatibilizante para melhorar a adesão entre fibra e polipropileno e conseqüentemente melhorar as propriedades mecânicas, porém 1% é suficiente. Ao aumentar a porcentagem de fibra de coco de 20% para 40% o compósito apresentou maior resistência à tração, menor deformação na ruptura e maior módulo elástico.

Para a solicitação cíclica, verificou-se que tanto para as composições de 1% como 4% de agente compatibilizante, ao se aumentar a porcentagem de fibra de coco de 20% para 40% obteve-se um aumento da vida em fadiga do compósito para um mesmo nível de tensão, significando que para uma mesma vida o compósito resiste a uma maior tensão.

Já ao se fixar a porcentagem de fibra de coco e só aumentar a porcentagem de agente compatibilizante de 1% para 4%, não resultou em uma mudança significativa na curva S-N, assim não alterando a vida do compósito, tanto para as composições de 20% de fibra de coco,

como para as composições de 40% de fibra de coco. Assim o estudo pode confirmar que para carregamentos cíclicos também não é necessário 4% de agente compatibilizante.

Palavras-chave: Compósitos. Polipropileno. Fibra de coco. Agente compatibilizante.
Fadiga.

Lista de Figuras

FIGURA 1. Polimerização do Propileno.....	12
FIGURA 2. Distribuição dos Mercados em aplicação de PP.....	13
FIGURA 3. Elementos das fibras vegetais. a) vista de um corte transversal; b) vista em corte tangencial.....	16
FIGURA 4. Estrutura química da celulose.....	17
FIGURA 5. Partes internas do coco.....	18
FIGURA 6. Esquema básico representando interface e interfase.....	19
FIGURA 7. (a) Interface ideal entre matriz e fibra. (b) interface real entre matriz fibra.....	20
FIGURA 8. Esquema das orientações das fibras nos compósitos.....	22
FIGURA 9. Figura do ciclo de tensão e seus parâmetros.....	24
FIGURA 10. Gráficos esquemáticos da variação da tensão ao longo do tempo (a) ciclo de tensões alternadas, (b) ciclo de tensões repetidas, (c) ciclo de tensões aleatórias...	25
FIGURA 11. Curva S-N, (a) materiais que apresentam limite de resistência e fadiga (b) materiais que não apresentam limite de resistência a fadiga.....	26
FIGURA 12. Curvas de fadiga para vários polímeros, frequência de ensaio 30 Hz.....	29
FIGURA 13. Figura esquemática dos mecanismos de propagação da trinca de um polímero reforçado com fibras: (1) arrancamento de fibras, (2) ponte de fibras, (3) deslocamento de fibra/matriz, (4) ruptura das fibras e (5) falha da matriz.....	30
FIGURA 14. Curvas S-N do estudo do PP, PPCF30 e PPFC30C.....	31
FIGURA 15. Reta traçada no regime linear na curva tensão deformação.....	34
FIGURA 16. Gráfico tensão deformação da composição 1.....	36
FIGURA 17. Gráfico tensão deformação da composição 2.....	36
FIGURA 18. Gráfico tensão deformação da composição 3.....	37
FIGURA 19. Gráfico tensão deformação da composição 4.....	37
FIGURA 20. Gráfico tensão deformação da composição 5.....	38
FIGURA 21. Gráfico tensão deformação da composição 6.....	38
FIGURA 22. Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de tração de um corpo de prova da composição 1 (PP+20%FC+1%C). Fibras aderidas e rompidas rente a matriz.....	39

FIGURA 23. Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de tração de um corpo de prova da composição 1 (PP+20%FC+1%C). Fibras arrancadas e vazios na matriz.....	39
FIGURA 24. Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de tração de um corpo de prova da composição 2 (PP+40%FC+1%C). Fibras rompidas e vazios na matriz.....	40
FIGURA 25. Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de tração de um corpo de prova da composição 2 (PP+40%FC+1%C). Fibras rompidas e fibra arrancada da matriz.....	40
FIGURA 26. Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de tração de um corpo de prova da composição 3 (PP+20%FC+4%C). Maior quantidade de fibras aderidas.....	41
FIGURA 27. Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de tração de um corpo de prova da composição 3 (PP+20%FC+4%C). Fibras que não aderiram.....	41
FIGURA 28. Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de tração de um corpo de prova da composição 4 (PP+40%FC+4%C). Maior porcentagem de fibras aderidas.....	42
FIGURA 29. Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de tração de um corpo de prova da composição 4 (PP+40%FC+4%C). Fibras arrancadas.....	42
FIGURA 30. Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de tração de um corpo de prova da composição 5 (PP+20%FC). Ausência de aderência das fibras e fibras arrancadas após ensaio.....	43
FIGURA 31. Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de tração de um corpo de prova da composição 5 (PP+20%FC). Detalhe das fibras arrancadas após o ensaio.....	43
FIGURA 32. Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de tração de um corpo de prova da composição 6 (PP+40%FC). Falta de aderência entre as fibras e a matriz.....	44
FIGURA 33. Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de tração de um corpo de prova da composição 6 (PP+40%FC). Detalhe das fibras não aderidas e os vazios na matriz após o ensaio	44
FIGURA 34. Gráfico limite de resistência por % de compatibilizante.....	45
FIGURA 35. Gráfico deformação na ruptura por % de compatibilizante.....	45

FIGURA 36. Gráfico módulo elástico por % de compatibilizante.....	46
FIGURA 37. Curva de fadiga (S-N) para a composição 1 (PP+20%FC+1%C).....	48
FIGURA 38. Curva de fadiga (S-N) para a composição 2 (PP+40%FC+1%C).....	48
FIGURA 39. Curva de fadiga (S-N) para a composição 3 (PP+20%FC+4%C).....	49
FIGURA 40. Curva de fadiga (S-N) para a composição 4 (PP+40%FC+4%C).....	49
FIGURA 41. Comparação das curvas das composições 1 e 2.....	51
FIGURA 42. Comparação das curvas das composições 3 e 4.....	52
FIGURA 43. Comparação das curvas das composições 1,2, 3 e 4.....	52
FIGURA 44. Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de fadiga de um corpo de prova da composição 1 (PP+20%FC+1%C) a uma tensão de 13,98 MPa. Fibras que aderiram e romperam rente a matriz e fibras que foram arrancadas da matriz.....	53
FIGURA 45. Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de fadiga de um corpo de prova da composição 1 (PP+20%FC+1%C) a uma tensão de 13,98 MPa. Fibra de coco rompida e micro fusão na matriz.....	54
FIGURA 46. Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de fadiga de um corpo de prova da composição 1 (PP+20%FC+1%C) a uma tensão de 11,65 MPa. Fibras aderidas e rompidas, fibras arrancadas e vazios na matriz.....	54
FIGURA 47. Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de fadiga de um corpo de prova da composição 1 (PP+20%FC+1%C) a uma tensão de 11,65 MPa. Detalhe de fibras aderidas e rompidas rente a matriz.....	55
FIGURA 48. Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de fadiga de um corpo de prova da composição 2 (PP+40%FC+1%C) a uma tensão de 13,40 MPa. Fibras aderidas e rompidas na composição com mais fibra de coco.....	55
FIGURA 49. Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de fadiga de um corpo de prova da composição 2 (PP+40%FC+1%C) a uma tensão de 13,40 MPa. Detalhe da fibra aderida e rompida.....	56
FIGURA 50. Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de fadiga de um corpo de prova da composição 2 (PP+40%FC+1%C) a uma tensão de 16,31 MPa. Comportamento da composição 2 quando sofre um carregamento maior.....	56
FIGURA 51. Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de fadiga de um corpo de prova da composição 3 (PP+20%FC+4%C) a uma tensão de 12,82 MPa. Aumento da aderência das fibras a matriz e marcas de fadiga.....	57

FIGURA 52. Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de fadiga de um corpo de prova da composição 3 (PP+20%FC+4%C) a uma tensão de 12,82 MPa. Microfusão na matriz.....	57
FIGURA 53. Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de fadiga de um corpo de prova da composição 3 (PP+20%FC+4%C) a uma tensão de 13,98 MPa. Fibra rompida e não aderida a matriz.....	58
FIGURA 54. Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de fadiga de um corpo de prova da composição 4 (PP+40%FC+4%C) a uma tensão de 12,82 MPa. Início da fratura com mais fibras aderidas.....	59
FIGURA 55. Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de fadiga de um corpo de prova da composição 4 (PP+40%FC+4%C) a uma tensão de 12,82 MPa. Fibra de coco bem aderida na matriz.....	59
FIGURA 56. Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de fadiga de um corpo de prova da composição 4 (PP+40%FC+4%C) a uma tensão de 15,14 MPa. Início da fratura com as fibras orientadas aderidas e fibras perpendiculares a direção do esforço arrancadas.....	60
FIGURA 57. Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de fadiga de um corpo de prova da composição 4 (PP+40%FC+4%C) a uma tensão de 15,14 MPa. Final da fratura com maior quantidade de fibras arrancadas e vazios na matriz.....	60

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO.....	09
2 OBJETIVOS.....	11
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	12
3.1 Polipropileno.....	12
3.2 Aditivos.....	14
3.2.1 Agentes de reforços.....	14
3.2.2 Fibra de coco.....	17
3.3 Compósitos	19
3.4 Compósitos de polipropileno e fibra de coco verde	23
3.5 Fadiga	23
3.6 Fadiga em polímeros e em compósitos.....	27
4 METODOLOGIA	32
4.1 Materiais	32
4.2 Métodos.....	33
4.2.1 Injeção.....	33
4.2.2 Ensaios mecânicos monotônicos (tração).....	33
4.2.3 Ensaio mecânico cíclico (Fadiga).....	34
5 RESULTADOS.....	35
5.1 Tração	35
5.2 Fadiga.....	47
6 CONCLUSÃO.....	61
REFERÊNCIAS.....	63

1 INTRODUÇÃO

Nestes últimos anos, buscam-se alternativas para diversos produtos para não ferir ainda mais a natureza. Busca-se também a procura por materiais de baixo custo, provenientes de fontes de matérias primas renováveis e que possam competir com os materiais normalmente utilizados, e isto fez com que houvesse um aumento da importância das fibras naturais como reforço para polímeros. Outro fator que contribuiu para aumento da importância das fibras naturais é alto preço das fibras sintéticas. Então se procura substituir parcialmente ou até totalmente as fibras sintéticas por fibras naturais, principalmente para condições menos severas de uso (MEDEIROS; MATTOSO; CARVALHO, 2002).

Assim espera-se da fibra natural um reforço para o polímero, podendo assim baratear o alto custo do compósito de fibra sintética, e não ferindo o meio ambiente, por utilizar matéria prima renovável e natural.

Dentre as fibras naturais existentes encontra-se a fibra de coco. O uso de fibra de coco como agente de reforço em compósitos tem sido assunto de diversos estudos, pois se trata de um processo barato, que promove alterações nas propriedades mecânicas do composto, tais como a resistência à tração e no módulo elástico (BICUDO et al., 2007).

A fibra de coco é uma fibra lignocelulósica e sua temperatura de degradação está em torno de 200°C, o que serve como um parâmetro de escolha do polímero que poderá ser usado como matriz, já que a temperatura de processamento do polímero deve ser inferior a esta temperatura. Entre os polímeros termoplásticos, o polipropileno se apresenta viável, pois sua temperatura de fusão está em torno de 165°C, possui baixa densidade, alta rigidez e propriedades mecânicas adequadas (BICUDO et al., 2007).

Porém o polipropileno e a fibra apresentam diferentes polaridades em suas estruturas, já que o polipropileno é apolar e a fibra de coco polar, que os tornam incompatíveis. Para obter um compósito adequado, é preciso utilizar outra substância que interaja fisicamente com a matriz (polipropileno) e o agente de reforço (fibra de coco), substância esta chamada de agente compatibilizante, que reduzirá as tensões interfaciais e melhorará a adesão entre as fases, melhorando as propriedades e aplicações deste compósito. Utiliza-se o polipropileno graftizado com anidrido maleico como agente compatibilizante, pois este possui uma parte de sua estrutura polar e outra apolar, aumentando a interação química entre a fibra de coco e o polipropileno, obtendo uma adesão adequada (BICUDO et al., 2007).

Neste projeto, a obtenção do compósito polipropileno com a fibra foi realizada em uma extrusora dupla rosca co-rotante, segundo um planejamento composto central, com

concentração de fibra e do agente compatibilizante polipropileno graftizado e anidrido maleico. Foram realizadas formulações com diferentes concentrações de fibra de coco e agente compatibilizante e duas formulações sem compatibilização. Os compósitos obtidos foram analisados no estudo das propriedades mecânicas monotônicas a tração, e cíclicas (fadiga).

2 OBJETIVOS

O objetivo deste trabalho é estudar a influência das concentrações de fibra de coco verde e de agente compatibilizante nas propriedades mecânicas monotônicas (tração) e nas cíclicas (fadiga) de compósitos de PP e fibra de coco.

Em pesquisa iniciada num trabalho de conclusão do Curso de Engenharia Metalurgia e de Materiais (ANTUNES, 2009) foram investigados o comportamento da vida em fadiga para polipropileno puro, e compósitos de matriz polipropileno reforçado com 30% de fibra de coco não compatibilizado e com 6% de agente compatibilizante PP-g-MA .

Neste trabalho, as condições de ensaio de fadiga (frequência, temperatura e carga mínima) serão mantidas com relação ao trabalho anteriormente citado, e as variáveis aqui estudadas foram as concentrações de fibra de coco, de 20% e 40%, e de agente compatibilizante, de 1% e 4%. Tomou-se como referência duas composições “não compatibilizadas”, uma com 20% de fibra de coco e a outra com 40% de fibra de coco para verificar a influência do agente compatibilizante no comportamento mecânico.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Polipropileno

O polímero linear polipropileno é obtido a partir da reação de polimerização do propileno (figura 1) com o uso do catalisador estereoespecífico Ziegles-Natta, à base de cloreto de titânio etil alumínio. A temperatura ambiente, o propileno é um gás, que é obtido durante o craqueamento do petróleo (BRYDSON, 1982; ALBUQUERQUE, 1999).

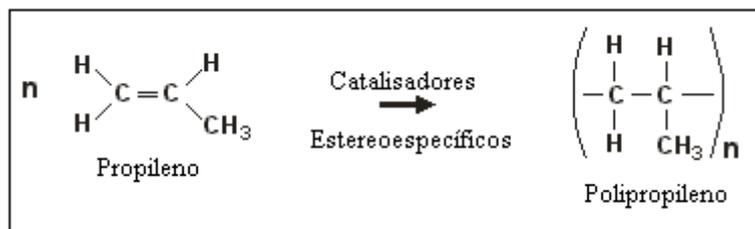


Figura 1: Polimerização do Propileno

Fonte: Autor

O polipropileno (PP) é um termoplástico semicristalino apolar de baixa densidade, que apresenta propriedades térmicas, químicas e elétricas bem equilibradas. Esse termoplástico tem elevada resistência a ruptura por flexão e fadiga; acima de 14°C possui boa resistência a impacto, boa resistência química, apresenta baixa absorção de umidade, e com a adição de aditivos conseguem-se propriedades específicas a custos reduzidos (ALBUQUERQUE, 1999; ZHOUA et al, 2005).

Dependendo da posição do grupo metila na cadeia polimérica do polipropileno, determina-se sua taticidade como isotático, sindiotático ou atático. A forma mais regular é a do polipropileno isotático, onde os grupos metila estão dispostos em apenas um lado da cadeia principal do polímero. No sindiotático os grupos metila estão posicionados alternadamente de um lado e de outro da cadeia. Já no polipropileno atático os grupos metilas estão dispostos aleatoriamente em relação à cadeia (BRYDSON, 1982).

Através da extrapolação do comportamento do polímero cristalizado isotermicamente, o ponto de fusão termodinâmico do polipropileno cristalino puro é de 187,7°C, sendo que esta temperatura é cerca de 23°C a 28°C maior que as temperaturas de amostras comerciais sob condições normais de análise (LIBERMANN; BARBE, 1989).

Devido a diferentes técnicas de medidas, a influência da taticidade e da massa molar, os valores de temperatura de transição vítrea (T_g) variam. Os valores de T_g do polipropileno isotático variam entre -13°C e 0°C , já para o polipropileno atático entre -18°C e -5°C (LIBERMANN; BARBE, 1989).

Em 1957 a Montecatini começou a exploração comercial do polipropileno isotático, dando início a um elevado crescimento do consumo do polipropileno, sendo muito usado na forma de fibras e peças obtidas por moldagem por injeção, e utilizado em vários setores, como mostrado na figura 2 (BRYDSON, 1982; ALBUQUERQUE, 1999).

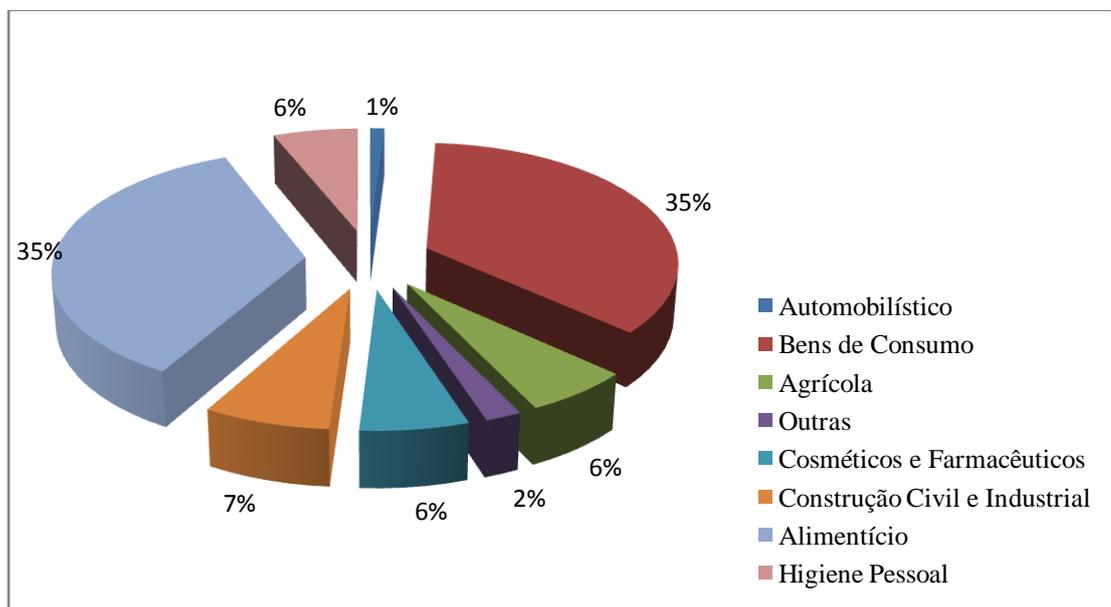


Figura 2: Distribuição dos Mercados em aplicação de PP
Fonte: ABIQUIM, 2004

O polipropileno tem muitas aplicações potenciais nos automóveis, em dispositivos e em produtos comerciais em que resistência à fluência, e alguma dureza, são exigidos além do baixo peso e custo baixo. Nos últimos anos, o polipropileno é a resina que apresenta o maior crescimento no Brasil, em face da eficiência das plantas industriais, da grande versatilidade e pelas várias aplicações (ZHOUA et al, 2005; Global, 2007).

Devido ao crescimento das indústrias de polímeros, de produtos plásticos e outras indústrias tornou-se necessário a alteração de algumas propriedades do polímero original (RABELLO, 2000)

3.2 Aditivos

Devido a solicitações específicas necessita-se modificar as propriedades mecânicas, químicas e físicas num modo muito maior que se consegue pela alteração da estrutura molecular fundamental, e para isso são adicionadas substâncias exógenas, chamadas aditivas. Alguns tipos de aditivos: estabilizantes, retardantes de chama, antiestáticos, plastificantes, lubrificantes, pigmentos e corantes, e os agentes de reforço (CALLISTER, 2000).

3.2.1 Agentes de Reforços

Todos os polímeros comerciais são aditivados para melhorar suas propriedades e o seu desempenho, e conseqüentemente o produto final. Os agentes de reforços são adicionados ao polímero para aumentar propriedades mecânicas do material, como por exemplo, resistência a tração, flexão e o módulo elástico. Para garantir o desempenho do produto final, a distribuição do aditivo tem que ser homogênea, por isso a etapa da adição do aditivo é importante (RABELLO 2000).

Existem três tipos de agente de reforço, as cargas particuladas, as fibras e as nanopartículas. A diferença entre as cargas particuladas e as fibras está na razão de aspecto, que é a relação entre comprimento/diâmetro. As fibras apresentam uma razão de aspecto no mínimo de 100, já as cargas apresentam uma razão de aspecto de aproximadamente 1 (PEBLY, 1998).

As fibras podem ser adicionadas aos polímeros nas formas de fibras longas ou curtas, mantas, tecidos, etc. Quando incorporadas aos polímeros, podem ser processadas por praticamente todos os métodos convencionais de processamento de plástico (extrusão, injeção, calandragem e prensagem) (MEDEIROS; MATTOSO; CARVALHO; 2002).

Quando o agente de reforço é contínuo e longo, ao ser incorporado ao polímero gera regularidade geométrica, e por isso classifica-se este sistema como de elevado desempenho. Já quando o agente de reforço é classificado como pequeno, por exemplo fibras com menos de 3 cm de comprimento, este sistema é denominado como de baixo desempenho em relação aos reforçados com fibra contínuas, pois o agente está disperso aleatoriamente na matriz (XANTHOS, 2005).

Existe uma grande variedade de fibras, inorgânicas ou orgânicas, que são usadas para reforçar polímeros. A substituição das fibras minerais (vidro, carbono, aramida, entre outras) por fibras naturais vem se tornando atrativa do ponto de vista ecológico e econômico, pois

além de ser uma fonte renovável de matéria prima, sua utilização reduz a geração de lixo decorrente das mesmas, e possuem um custo baixo. Entre as fibras naturais existem: fibras de sementes (algodão), fibras de caule (juta, linho, cânhamo), fibras de folhas (bananeira, sisal, piaçava e curauá), fibras de raiz (zacatão) e fibras de fruto (coco verde) (MEDEIROS; MATTOSO; CARVALHO, 2002; SILVA, 2003; CUNHA, 2004).

Pode-se retirar as fibras naturais de várias partes da planta: do caule; das fibras; do fruto; e outros. Na tabela 1 pode se ver alguns exemplos de fibras e a sua origem (FENGEL, 1989; ROWELL, 2000).

Tabela 1: Exemplos de fibra

Origem	Fibra
Caule	Juta, malva, bagaço de cana-de-açúcar, bambu
Folhas	Sisal, bananeira, abacaxi, curauá
Fruto	Algodão, coco verde e maduro
Tronco	Madeira

Fonte: FENGEL, 1989; ROWELL, 2000.

Nas últimas décadas, a busca crescente por materiais de baixo custo, provenientes de fontes de matérias primas renováveis que não agridam o meio ambiente e que possam competir com os materiais normalmente utilizados, fez com que houvesse um aumento da importância das fibras naturais como reforço para plásticos. Outro fator que contribuiu para tal aumento é alto preço das fibras sintéticas. Estudam-se as fibras naturais para que substituam parcialmente ou até totalmente as fibras sintéticas, principalmente para condições menos severas de uso (MEDEIROS; MATTOSO; CARVALHO, 2002).

Dentre os fatores que incentiva a substituição das fibras sintéticas por fibras naturais pode-se citar: o fato de serem proveniente de fontes renováveis e abundantes, apresentam baixo custo e baixa densidade, além de menor abrasividade se comparada às fibras de vidro, de serem biodegradáveis, e não serem tóxicas (KURUVILLA; MEDEIROS; CARVALHO, 1999; SILVA 2003).

Diferente das fibras sintéticas, as fibras naturais têm maior variabilidade de propriedades mecânicas, pois estas dependem de fatores como: proporções dos três componentes (celulose, poliose e lignina); diâmetro da fibra; orientação molecular (ângulo espiral entre as fibrilas); proporção das regiões cristalinas e não cristalinas; porosidades; rugosidades e imperfeições; origem das fibras e sua região de plantio; habilidade manual

durante a colheita; e a alta absorção de umidade que pode causar o inchaço das fibras. Outras desvantagens das fibras naturais são baixa temperatura de processamento devido à temperatura de degradação da fibra, que seria de aproximadamente 200°C para a fibra de coco (GASSAN; BLEDZKI, 1999; KUROVILLA; MEDEIROS; CARVALHO, 1999; SILVA, 2003).

A tabela 2 apresenta dados comparativos das propriedades mecânicas e características entre fibras vegetais e fibras de reforço convencionais. Desta tabela pode-se perceber que as fibras naturais, se comparadas com as fibras sintéticas, apresentam resistência a tração e módulo de elasticidade inferior, porém apresentam maior alongamento.

Tabela 2: Propriedades mecânicas de fibras de reforço

Fibra	Resistência à tração (MPa)	Módulo de elasticidade (GPa)	Alongamento (%)
Algodão	287 - 597	5,5 - 12,6	7 - 8
Juta	393 - 773	26,5	1,5 - 1,8
Sisal	511 - 635	9,4 - 22	3 - 7
Coco	131 - 175	4 - 13	15 - 40
Vidro - E	2000 - 3500	70	1,8 - 3,2
Vidro - S	4590	86	5,7
Kevlar-49	2800 - 3792	131	2,2 - 2,8
'	4000	230 - 240	1,4 - 1,8

Fonte: SILVA, 2003

Apesar de suas diferentes origens, as fibras naturais são constituídas por três componentes polares: celulose, lignina e poliose (hemicelulose) como se vê no esquema da figura 3.

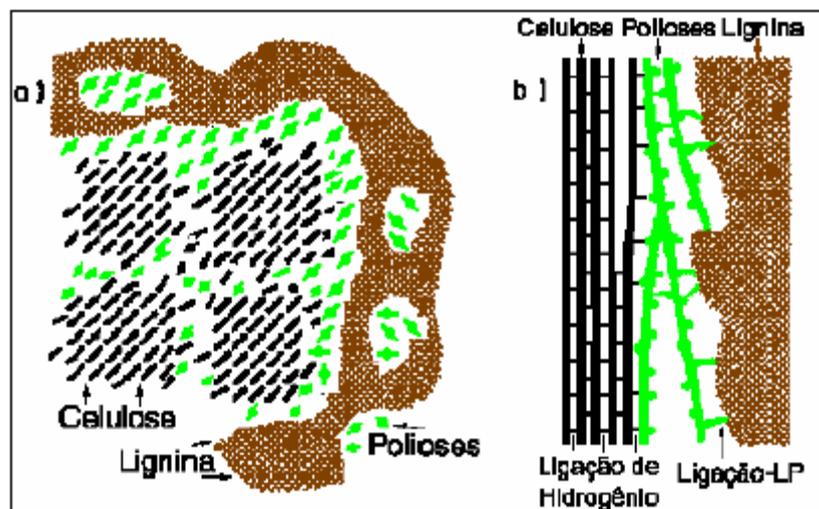


Figura 3: Elementos das fibras vegetais. a) vista de um corte transversal; b) vista em corte longitudinal.
Fonte: FENGEL; WEGENER, 1989.

A celulose, que é o material orgânico mais abundante da terra, é um polissacarídeo de fórmula $(C_6H_{10}O_5)_n$. A celulose é um polímero de cadeia linear formada pelo mero celobiose, representado na figura 4. O grau de polimerização da cadeia polimérica da celulose varia para cada tipo de fibra e interfere nas propriedades mecânicas da fibra, pois a celulose é a principal responsável pela resistência mecânica das fibras. A celulose apresenta regiões cristalinas (ordenadas) e regiões não cristalinas (desordenadas) (FENGEL; WEGENER, 1989; BLEDZKI; GASSAN, 1999; ROWELL et al., 2000).

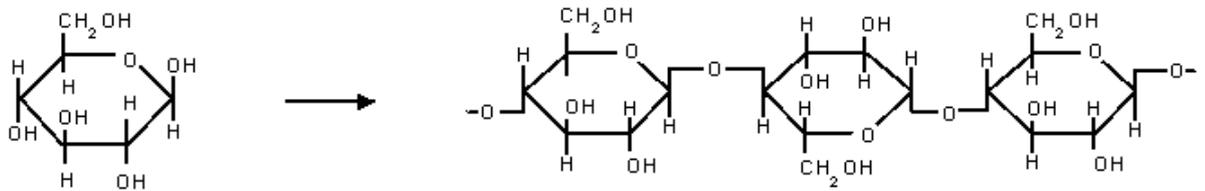


Figura 4: Estrutura química da celulose.

Fonte: Wikipédia

A hemicelulose (ou poliose) é uma mistura de polissacarídeos com cadeia ramificada, de baixa massa molar, que liga a celulose e a lignina. É responsável por promover flexibilidade às plantas (FENGEL; WEGENER, 1989). Já a lignina não é uma substância química única, pois varia em cada tipo de planta. Considera-se que a lignina é uma classe de materiais correlatos que pode ser dividida em lignina guaiacila e ligninas guaiacila-siringela (FENGEL; WEGENER, 1989).

3.2.2 Fibra de coco

Devido ao aumento de consumo de coco verde e maduro e a industrialização de água de coco, vem aumentando quantidades de resíduos sólidos, formados de casca, que corresponde aproximadamente 85% do peso do fruto. Isto leva a necessidade de iniciativas para a utilização desses resíduos. O uso dessas fibras de coco possibilita a produção de materiais de menor custo, e contribui para diminuir o lixo sólido. (SENHORAS, 2003, ISHIZAKI et al, 2006, AMIM; PACHECO, 2004).

Segundo Food Agriculture Organization (FAO), a produção anual de coco verde em 2003 foi de 50 milhões de toneladas/ano, resultando em 20 milhões de toneladas de casca de

coco e 700 mil toneladas de fibra de coco, sendo que somente uma pequena parte destes resíduos foi utilizada.

Consegue-se obter mais de trinta produtos através do beneficiamento da casca do coco, entre eles adubo orgânico, tubo de drenagem usado em irrigação, telas para contenção de erosão, estofamento de bancos de carro, em cordoaria naval, tapetes, escovas, dentre outras. A fibra de coco, devido ao seu teor de lignina na casca, não é viável para a produção de papel pois precisaria de bastante reagente químico para eliminar a lignina. (SENHORAS, 2003; WONGHON, 2009). Porém, estes produtos consomem uma pequena parte da produção anual de fibra de coco. Pesquisas e esforços têm sido feitos para utilizar a fibra em outras áreas como, por exemplo, a de reforço para polímeros (RAZERA, 2004).

O coqueiro foi introduzido no Brasil em 1553 sendo mais cultivado nas zonas tropicais (FERREIRA et al, 1998). O seu fruto, o coco (cocos nucifera), é constituído por 3 partes: o exocarpo que é a parte externa e lisa; o mesocarpo que é a parte fibrosa e espessa; e o endocarpo. Todas essas partes envolvem a amêndoa (SENHORAS, 2003, ISHIZAKI et al, 2006). A figura 5 apresenta o coco e suas partes.

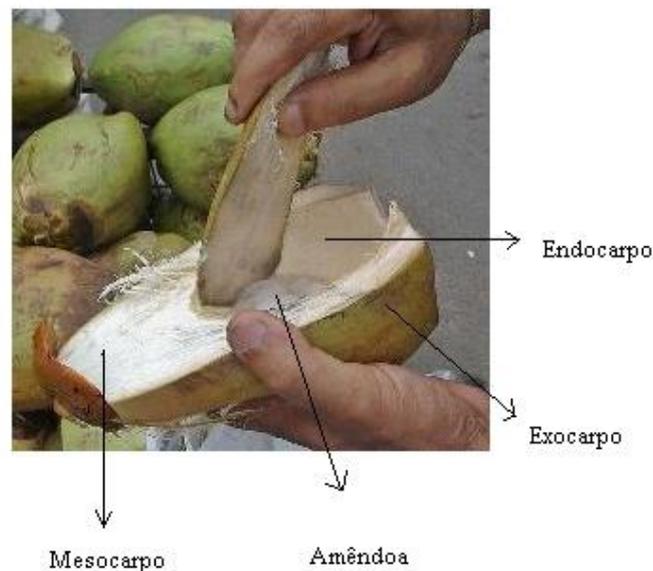


Figura 5: Partes internas do coco.
Fonte: Wikipédia

O nome comercial da fibra de coco é coir ou cairo. Essas fibras saem da parte fibrosa e espessa do coco, o mesocarpo. A melhor fibra celulósica vem dos cocos verdes, que são obtidas por maceração em água ou por processo mecânico e seu comprimento varia entre 10 e 200 mm. A fibra de coco tem como principais características ser bastante rígida, dura e de cor escura (SENHORAS, 2003; SILVA, 2003; RAZERA, 2004).

A região de cultivo, tipo de solo e condições climáticas podem fazer com que varie um pouco a composição química da fibra. Como já citado os principais componentes químicos da fibra de coco são substâncias polares, como a celulose, a hemicelulose (ou polioses) e a lignina. A provável composição da fibra de coco é de 36% a 46% de peso de celulose, de 0,15% a 0,25% de peso de hemicelulose, de 41% a 45% de peso de lignina e 3% a 4% de peso de pectina. (SENHORAS, 2003; SILVA, 2003; AMIM; PACHECO, 2004).

3.3 Compósitos

Pode se definir material compósito como sendo uma combinação macroscópica de dois ou mais materiais de fases distintas, e que apresentam interface entre eles. Para este trabalho, numa definição mais focada, pode-se dizer que compósitos são materiais que contém fase contínua, chamada matriz e que é representada pelo polímero, e a fase dispersa, representada pela fibra de coco. Normalmente a fase dispersa é mais dura e mais resistente que a matriz, e isso altera as propriedades do polímero (AGARWAL; BROUTMAN, 1980; REINHART; CLEMENTS, 1998; RABELLO, 2000).

A interface do compósito é uma superfície hipotética sem espessura que une o reforço e a matriz por um determinado mecanismo de adesão, e a interfase do polímero pode ser considerada como a região resultante da interação entre a fibra e a matriz. Um dos principais desafios de processamento de materiais compósitos é a obtenção de adequadas interface e interfase entre matriz e o reforço (CAHN et al, 1993). Na figura 6 tem-se um esquema representando interface e interfase.

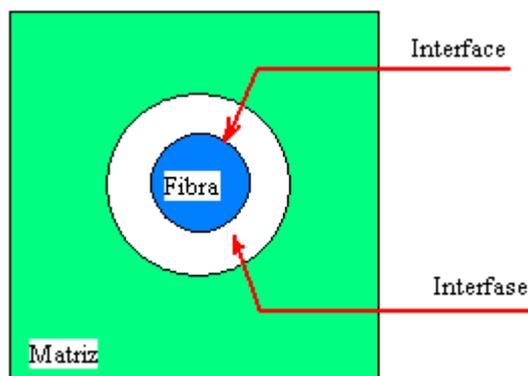


Figura 6: Esquema básico representando interface e interfase.

Fonte: NOHARA, 2004.

Na figura 7 tem uma representação de uma interface ideal e a que normalmente é obtida em compósitos reforçados com fibras, tanto naturais como sintéticas.

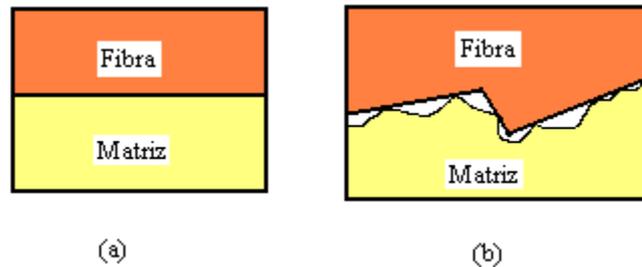


Figura 7: (a) Interface ideal entre matriz e fibra. (b) interface real entre matriz fibra.
Fonte: CHAWLA, 1987.

Para que haja aderência entre a matriz e o reforço de forma efetiva, alguma espécie de interação tem que ocorrer. Os principais mecanismos de interação superficial entre matriz e reforço são: (MATTHEWS, F. L.; RAWLINGS, R. D, 1994)

- Interação mecânica: encaixe ou entrosamento entre as superfícies, sendo mais efetiva em superfícies rugosas, pois tem maior área de contato. Normalmente esse tipo de interação é encontrado em conjunto a outro tipo de mecanismo (MATTHEWS, F. L.; RAWLINGS, R. D, 1994).
- Interação eletrostática: ocorre quando se carrega eletricamente uma superfície positivamente e a outra negativamente, fazendo com que haja atração entre as superfícies do compósito, essa atração dependerá da diferença entre cargas, e são efetivas em distâncias de dimensões atômicas (MATTHEWS, F. L.; RAWLINGS, R. D, 1994).
- Ligação química: a ligação química será entre um grupo da superfície do reforço, o compatibilizante e a matriz. A melhoria de propriedades dependerá do número de ligantes por unidade de área e do tipo de ligação. Um exemplo comum para compósitos reforçados com fibra natural é o uso de anidridos (MATTHEWS, F. L.; RAWLINGS, R. D, 1994)

Conseguir uma interface fibra/matriz próxima da ideal melhorá as propriedades mecânicas dos compósitos (RAJ, KOKTA, 1992).

Grandes variedades de termoplásticos estão sendo utilizados como base para compósitos. Dentre eles, pode-se destacar: polipropileno, poliamidas, materiais a base de estireno, poliéster, poliacetal, policarbonato, polisulfonas, etc. Dependendo da aplicação futura do material, das propriedades mecânicas desejadas, processamento e custo é que se escolhe qual o termoplástico e o agente de reforço a se usar. (CRAWFORD, 1998).

Dentre as possíveis geometrias de agente de reforço, as fibras tem se destacado. Os compósitos podem ser reforçados com fibra de tal forma que a fibra e a matriz conservem suas identidades químicas e físicas produzindo uma combinação de propriedades que não se alcança com nenhum dos componentes sozinhos. As propriedades dos compósitos reforçados com fibra vão depender do módulo de resistência da fibra, estabilidade da matriz polimérica e ligação efetiva entre matriz e reforço na transferência de esforço através da interface. Parâmetros microestruturais como diâmetro, comprimento, fração volumétrica, orientação e modo de dispersão influenciam também nas propriedades dos materiais compósitos fibrosos. (MALLICK, 1988; CRAWFORD, 1998).

Através da fração volumétrica de fibras (V_F) se expressa a quantidade de fibras em um compósito. A fração volumétrica é a razão entre o volume de fibras v_F e o volume do compósito v_c . A fração em peso de fibras (W_f) pode ser relacionada com a fração volumétrica através da equação 1, onde ρ é a densidade e os subscritos f e c, referem-se à fibra e compósitos, respectivamente (CRAWFORD, 1998).

$$W_f = \frac{W_f}{W_c} = \frac{\rho_f \cdot v_f}{\rho_c \cdot v_c} = \frac{\rho_f \cdot v_f}{\rho_c} \quad (1)$$

Por ter característica unidirecional, a fibra aumenta as propriedades mecânicas em determinadas direções. A fibra é mais forte do que a carga particulada, pois os defeitos na interface matriz-reforço ficam limitados pelo seu pequeno diâmetro. Normalmente as fibras são os principais meios de transporte de carga, enquanto a matriz mantém as fibras no lugar e direção desejadas, protegendo-as de danos ambientais e também agindo como transportador médio de carga (MALLICK, 1988). De acordo com Xanthos (2005), o aumento da fração em peso de fibras no compósito deve promover o aumento na resistência à tração, se houver adesão na interface. Se não houver adesão, as fibras agirão como concentradores de tensão, reduzindo sua resistência (NIELSEN; LANDEL, 1994; REINHART; CLEMENTS, 1998; ANTUNES, 2009).

Quanto maior for o comprimento da fibra e a adesão, maior será a transferência de forças. O uso de fibras longas melhora a distribuição, mas há casos em que as fibras longas geram regiões com alta concentração de fibras que reduzem a eficiência do compósito (RAZERA, 2001; ROWELL et al., 1997; JOSEPH, 2002).

Vários autores investigam o efeito do comprimento da fibra nas propriedades mecânicas dos compósitos (RAZERA, 2001). Shin et al. (1989) estudaram compósito de

epóxi com fibra de bambu, variando o comprimento das fibras, e verificaram que o desempenho do compósito era melhor para fibras longas (4cm) se comparadas as fibras médias (1,0cm) e curtas (0,5cm). Paiva e Frollini (2004) estudaram a resistência ao impacto de compósito de matriz fenólica com fibra de sisal, e observaram o aumento da resistência ao impacto com o aumento do comprimento da fibra. Razera e Frollini (2004) verificaram que a resistência ao impacto do compósito de matriz fenólica e fibra de juta aumentava quando se aumentava o comprimento da fibra até 4,0 cm, já os compósitos com fibras maiores que 4,0 cm tinham reduzida sua resistência ao impacto.

Em relação à orientação das fibras nos compósitos pode-se classificá-la em unidirecional com fibra contínua (a); aleatória com fibras descontínuas multidirecionais (b); e orientada de fibra descontínua (c), como pode ser visto no esquema da figura 8 (MATTHEWS, F. L.; RAWLINGS, R. D, 1994)

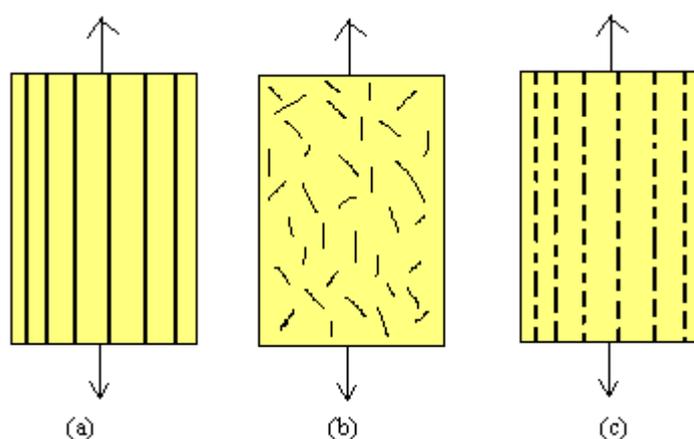


Figura 8: Esquema das orientações das fibras nos compósitos.
Fonte: MATTHEWS, F. L.; RAWLINGS, R. D, 1994.

Muitas pesquisas são desenvolvidas para viabilizar o uso de fibras vegetais como agente de reforço, como Deshpande, M. Rao e C. Rao (2000) que estudaram o uso das fibras de bambu em compósitos de matriz de poliéster após a deslignização e desfibrilação, obtendo resultados promissores quanto as propriedades mecânicas estudadas. Bledzke e Gassam (1999) reuniram estudos sobre uso de modificadores de superfície das fibras para viabilizar e melhorar a interação fibra/matriz. Devi, Bhagavam e Thomas (1997) mostraram que o uso de fibras de abacaxi tratadas com NaOH e silanos em matriz de poliéster apresentavam um ótimo desempenho como reforço.

3.4 Compósitos de polipropileno e fibra de coco

Alguns autores afirmam que a fibra de coco tem desempenho inferior se comparado a outras fibras naturais (RAZERA, 2001). Geethamma et al. (2005) fala da melhoria da eficiência por pré-impregnação da fibra de coco por uma matriz de borracha. Rout et al (2001) estudou a influência de tratamentos (alcalino, branqueamento e graftização) da fibra de coco em compósitos de poliéster, e concluíram que em todos os tratamentos ocorreram acréscimos superiores a 10% na resistência a tração, flexão e ao impacto, se comparados a compósitos de fibra de coco não tratada. Outra alternativa para melhorar as propriedades mecânicas nos compósitos reforçados com fibra de coco é o uso de agente compatibilizante, que é tratada neste trabalho.

Como o polipropileno é apolar e a fibra de coco polar, pode existir dificuldade de dispersão da fibra na matriz e adesão entre as fases, não possibilitando a produção de um compósito de boa qualidade, e por isso é preciso utilizar outra substância que interaja fisicamente com a matriz e o agente de reforço, o agente compatibilizante, que reduzirá as tensões interfaciais e melhorará a adesão entre as fases, melhorando as propriedades e aplicações deste compósito. O uso de agentes compatibilizantes em compósitos de matriz inertes como o PP e sua relação custo/desempenho mecânico contribuíram para sua competitividade perante aos termoplásticos de engenharia. Um dos agentes compatibilizantes mais usados é o polipropileno grafitizado com anidrido maleico (PP-g-MAH). Este agente compatibilizante é formado por uma cadeia principal de polipropileno e pequenas ramificações de anidrido maleico, que é polar. Estudos mostram que existem concentrações ótimas de agente compatibilizantes, como por exemplo o PP-g-MAH, para maximização das propriedades mecânicas monotônicas de curta duração (CRUZ; SOUZA, 2006; BICUDO et al., 2007; BETTINI; JULIANA; HOLZSCHUH, 2008; ANTUNES, 2009).

3.5 Fadiga

A falha que ocorre em materiais que estão submetidos a tensões dinâmicas e flutuantes é chamada fadiga. O termo fadiga é utilizado pois este tipo de fenômeno ocorre normalmente após longos períodos sob a ação de ciclos de deformações ou tensões. A maior causa de falhas simples de metais é a fadiga, cerca de 90% de todas as falhas metálicas, daí a sua importância

de estudo, e o motivo para a literatura ser rica em informações sobre fadiga de metais. Contudo, polímeros também são susceptíveis a fadiga (CALLISTER, 2002).

Para que a falha seja considerada como um fenômeno de fadiga é necessário que aconteçam simultaneamente alguns fatores, que são: o carregamento cíclico e deformações plásticas localizadas. Caso não ocorra um desses fatores, não se considera fadiga.

A tensão aplicada sobre o componente pode ser de natureza axial (tração - compressão) de flexão (dobramento) e de torsão (torsiva). Um material sujeito a carregamento cíclico pode falhar em um nível de tensão consideravelmente menor que o limite de escoamento do material ou ao limite de resistência a tração, obtido com uma carga estática em ensaio de tração. Quando está ocorrendo o fenômeno da fadiga, não se observam grandes deformações plásticas, ficando difícil detectar possíveis danos no componente, portanto é um tipo de falha catastrófica e traiçoeira, ocorrendo repentinamente e sem aviso (MAC INTYER, 2003; CALLISTER, 2002).

No ciclo de tensão existem parâmetros que o caracterizam, como mostra a figura 9. A tensão média (σ_m) é a média das tensões máxima (σ_{max}) e mínima (σ_{min}) (equação 2), a amplitude da tensão (σ_a) é a metade da diferença entre a tensão máxima e mínima (equação 3). A razão de carga ou (R) é a razão entre as tensões mínima e máxima (equação 4) (CALLISTER, 2002).

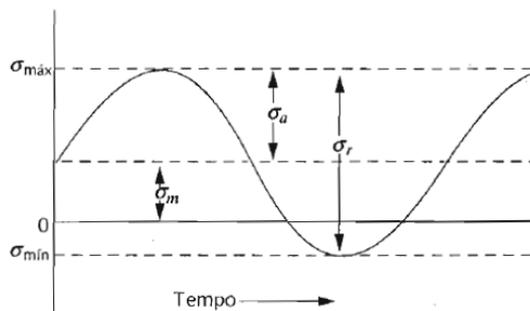


Figura 9: Figura do ciclo de tensão e seus parâmetros
Fonte: CALLISTER, 2002

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2} \quad (2)$$

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2} \quad (3)$$

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \quad (4)$$

O comportamento sob fadiga é sensível à alguns fatores, entre eles: tensão média, frequência e tipo de carregamento, amplitude de esforço, projeto geométrico, efeitos

superficiais, variáveis metalúrgicas e o ambiente (CALLISTER, 2002; KULTURAL; ERYUREK, 2007).

A aplicação de tensão em função do tempo pode variar de 3 formas distintas, representadas na figura 10. A primeira é representada como a tensão variando no tempo na forma de uma senóide regular, onde a tensão máxima é numericamente igual à tensão mínima, porém com sinal oposto, apresentando uma amplitude de tensão simétrica em relação ao nível de tensão zero. Neste tipo de ciclo, a razão de tensão é 1. Este modo é chamado de tensões alternadas. O segundo modo é chamado de ciclo de tensões repetidas, neste tipo os valores de tensões máximas e mínimas são assimétricos em relação à tensão igual a zero. Já no terceiro modo a amplitude e a frequência podem variar aleatoriamente (CALLISTER, 2002).

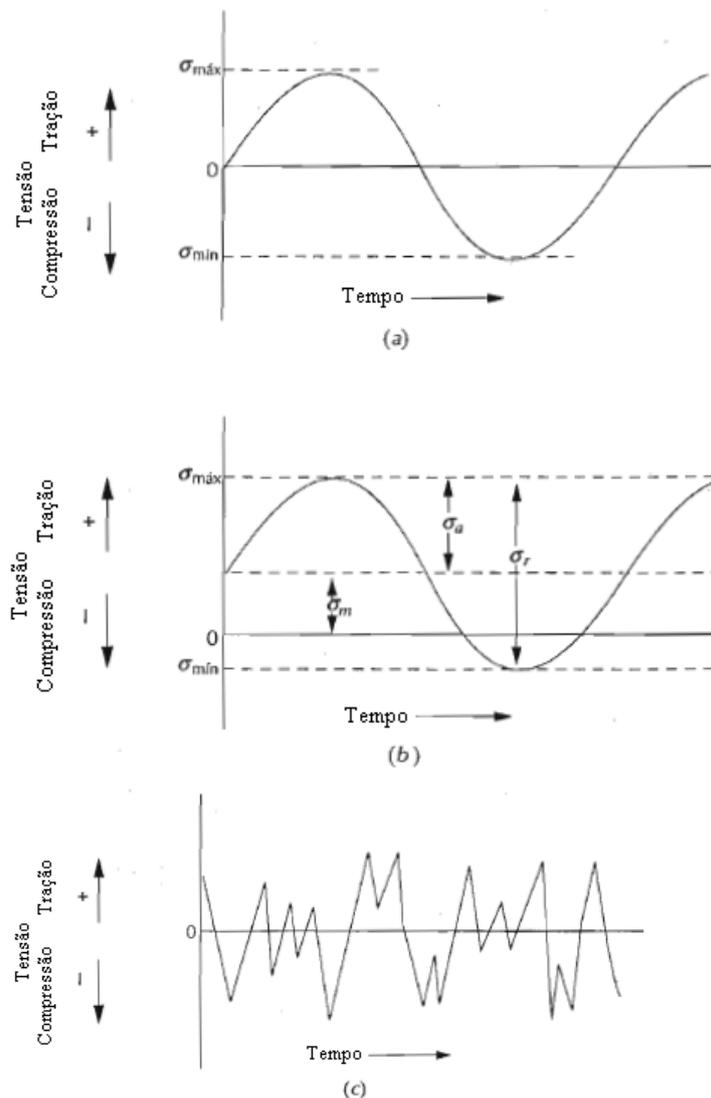


Figura 10: Gráficos esquemáticos da variação da tensão ao longo do tempo (a) ciclo de tensões alternadas, (b) ciclo de tensões repetidas, (c) ciclo de tensões aleatórias.

Fonte: CALLISTER, 2002

Curvas S-N mostram a tensão (S) em função dos números de ciclos (N) necessários para que ocorra a fratura nos ensaios de fadiga. Estas curvas normalmente estão em escala logarítmica. Os valores de (S) para ciclos reversos ($R=-1$) são normalmente os valores das amplitudes de tensões (σ). Estes gráficos indicam que quanto maior a tensão aplicada menor será o número de ciclos para que ocorra a fratura. (DIETTER, 1981, CALLISTER, 2002). Encontram-se dois tipos de curvas S-N, representados na figura 11.

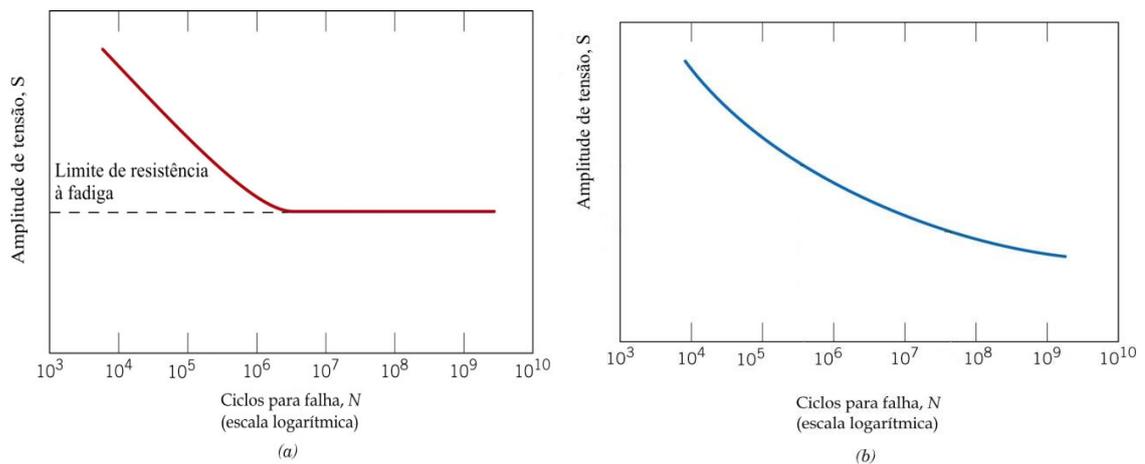


Figura 11: Curva S-N, (a) materiais que apresentam limite de fadiga (b) materiais que não apresentam limite de fadiga.

Fonte: CALLISTER, 2002

Para o tipo de curva onde ao reduzir a amplitude de tensão chega-se num ponto em que a curva S-N se torna horizontal, o número de ciclos para que ocorra a falha é tão grande que é considerado infinito. O valor da tensão onde a curva se torna horizontal é chamado de limite de fadiga, ou limite de resistência à fadiga, abaixo do qual a falha por fadiga não ocorrerá (CALLISTER, 2002).

No outro tipo de curva S-N não existe limite de fadiga, ou seja, encontram-se números de ciclos cada vez maiores para a falha, isto é, a curva continua a sua tendência para baixo. Para estes tipos de materiais, pode-se determinar a resistência a fadiga, que será definida como sendo o nível de tensão para um determinado número de ciclos, normalmente 10^7 ciclos (DIETTER, 1981; CALLISTER, 2002).

O processo de falha por fadiga passa por três diferentes estágios. O primeiro estágio ocorre quando em algum ponto de alta concentração de tensão uma trinca se inicia. O segundo estágio se dá quando a trinca começa a se propagar a cada ciclo de tensão. E por fim no terceiro estágio ocorre a falha por fadiga, pois a trinca atinge um dado tamanho crítico. Como esse último estágio ocorre muito rápido, a vida da fadiga (N_F) é a soma do número de ciclos

para iniciar a trinca (N_i) somado ao número de ciclos para propagar a trinca (N_p) (CALLISTER, 2002).

3.6 Fadiga em polímeros e em compósitos

A maior preocupação nas aplicações de polímeros e compósitos é a de ocorrer a fratura. Polímeros podem se deformar de maneira semelhante aos metais, porém os mecanismos de deformação microscópios não são os mesmos que nos metais (CHAWLA, 1998; SILVA, 2003; ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007).

Um dos principais geradores de falhas é a fadiga causada por carregamentos cíclicos. Em carregamentos cíclicos a curva tensão-deformação após o descarregamento não é a mesma do que o carregamento anterior, devido à existência de histerese, pois os polímeros se deformam viscoelasticamente. Então devido à histerese há uma dissipação de energia durante a deformação que produz calor; esta produção de calor também é devida ao atrito interfacial fibra-polímero e em função do grau de compatibilização entre fases (ROESLER; HARDESRS; BAEKER, 2007; CRUZ; SOUZA, 2008).

Este calor gerado não é facilmente dissipado, pois os polímeros têm uma baixa condutividade térmica. Se este calor gerado for maior que o dissipado, a temperatura do polímero aumenta a cada ciclo, e com esse aumento pode se atingir uma temperatura que afeta a resistência mecânica, já que esta é dependente da temperatura, o que faz com que os polímeros termoplásticos tendam a falhar por deformação plástica, causando a fadiga térmica. (ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007). Exemplos de polímeros que apresentam um efeito viscoelástico marcante, com grande histerese, e que portanto podem apresentar fadiga térmica, são: polietileno, polipropileno e poliamida. (KULTURAL; ERYUREK, 2006; ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007; ANTUNES, 2009).

Para diminuir o efeito da fadiga térmica reduz-se a tensão aplicada, que irá fazer com que o calor gerado seja menor, até achar um ponto de equilíbrio em que o calor gerado é igual ao calor dissipado aumentando a vida em fadiga do polímero. Pode-se contudo observar ou não o fenômeno da fadiga térmica num termoplástico, e com maior ou menor intensidade. Se o carregamento aplicado for controlado pela deformação, a tensão diminui e neste caso não se observa normalmente a fadiga térmica. Agora se o carregamento for controlado por tensão, a amplitude de deformação aumenta, a rigidez diminui com o aumento da temperatura e será observado o fenômeno da fadiga térmica com maior intensidade (ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007).

Com uma frequência de carregamento baixa, isto é com um ciclo mais longo, há mais tempo para dissipar o calor que foi gerado, e se este tempo for longo o suficiente para que todo o calor dissipe, não ocorrerá a fadiga térmica. Agora em amplitude e em frequência de carregamento mais elevadas, a temperatura do material se elevará, pois não se terá tempo de dissipar o calor, até que o material falhe por fadiga térmica. A falha provavelmente se dará no ponto do material onde ocorrer a maior temperatura, pois ao aumentar a temperatura seu módulo de elasticidade diminui, e assim o material não suportará o carregamento aplicado. A geometria do corpo também influencia, já que esta facilitará ou não a dissipação do calor (ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007; KULTURAL; ERYUREK, 2006).

Na fadiga mecânica se nucleará e propagará uma trinca até que se alcance um tamanho crítico. Esta situação pode acontecer em casos de baixos esforços ou baixas frequências de carregamento, dependendo também da geometria do tipo de serviço e do efeito viscoelástico (KULTURAL; ERYUREK, 2006; ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007; ANTUNES, 2009).

Dependendo do mecanismo de deformação dominante é que se dará o modo de iniciar a trinca. A trinca pode se iniciar em um local onde ocorreu a quebra ou o desligamento da cadeia polimérica, que enfraquecerá localmente o polímero. Outro meio de se iniciar uma trinca é nas interfaces matriz-reforço, devido a concentração de tensão na ponta da trinca. Essas interfaces podem ser regiões amorfas e cristalinas de um polímero semicristalino, ou entre as fases quimicamente diferentes de um copolímero ou entre matriz e reforço de compósitos (ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007).

Outro modo de se iniciar uma trinca é através do crescimento das fibrilas. Em carregamentos cíclicos, mesmo em baixos carregamentos as fibrilas podem se formar e crescer até atingirem um tamanho onde passam a agir como microtrincas. Outra maneira de se formar fibrilas é através da propagação de uma trinca, pois na região da ponta da trinca existe concentração de tensão, e essas fibrilas vão coalescer com essa trinca já existente (ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007).

Não se tem feito tantos testes de fadiga em polímeros quanto se faz em metais, mas os testes de fadiga de polímeros são mostrados da mesma forma que os metais, e as curvas para as duas classes de materiais tem o mesmo formato geral. Na figura 12 pode se ver curvas S-N para o náilon, PMMA, PET, PS, PP, PE e PTFE. Algumas apresentam limite de fadiga, enquanto outras não. (CALLISTER, 2002).

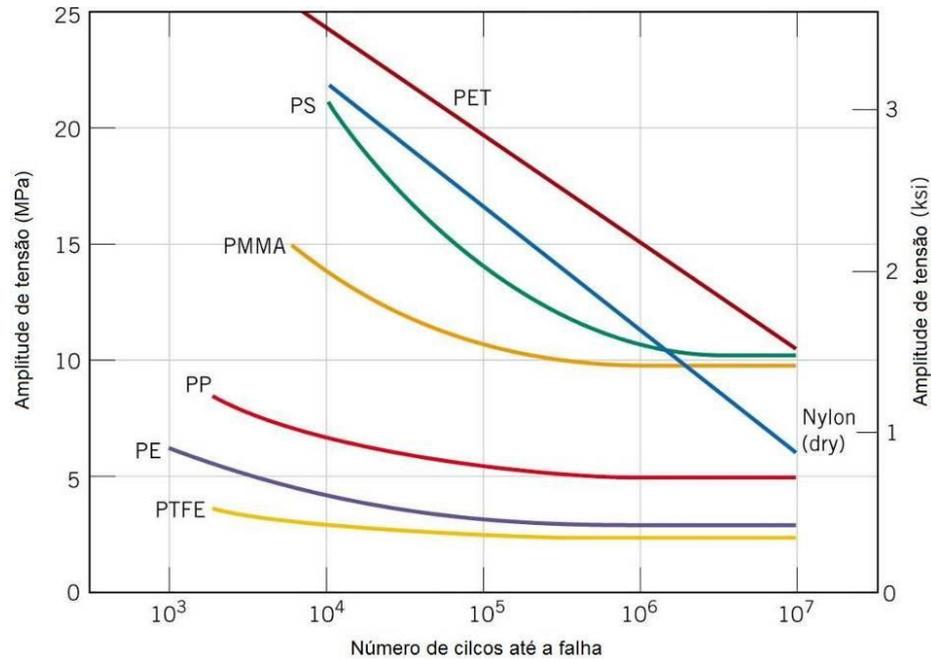


Figura 12: Curvas de fadiga para vários polímeros, freqüência de ensaio 30 Hz
 Fonte: CALLISTER, 2002

As características dos compósitos dificultam a realização, utilização e estudos de vida em fadiga, pois os conceitos mais conhecidos são para os metais. Dentre as variáveis materiais e operacionais que dificultam o estudo do comportamento mecânico nos compósitos e que afetam os resultados estão: tipo de matriz e reforço, freqüência de sollicitação, temperatura e condições de carregamento (CHAWLA; KRISHAN, 1998; CRUZ; SOUZA, 2008).

Mesmo com essas dificuldades, o estudo e a obtenção de dados sobre a vida em fadiga de compósitos é importante, já que as estimativas na literatura indicam que o maior número de falhas em peças de compósitos termoplásticos, empregados em aplicações de engenharia, são atribuídas a fadiga mecânica sob sollicitação cíclica (CRUZ; SOUZA, 2008).

Para os compósitos reforçados com fibras unidirecionais, observa-se o aumento do módulo de elasticidade e da resistência na direção da fibra, e também o aumento da vida em fadiga (CHAWLA, 1998). Já em compósitos compatibilizados, um aumento na concentração de agente compatibilizante reduz o atrito interfacial do polímero, pois aumenta o grau de compatibilização entre fibra-polímero, aumentando a vida em fadiga mecânica (CRUZ; SOUZA, 2008).

A nucleação de trincas em compósitos é diferente do que nos metais, mas a fase de propagação é parecida com a dos metais (CRAWFORD, 1998). Um dos mecanismos de propagação em polímeros reforçados com fibras é mostrado na figura 13.

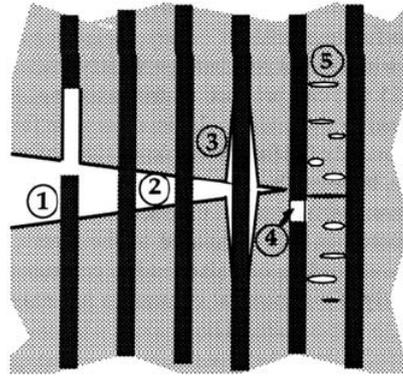


Figura 13: Figura esquemática dos mecanismos de propagação da trinca de um polímero reforçado com fibras: (1) arrancamento de fibras, (2) ponte de fibras, (3) deslocamento de fibra/matriz, (4) ruptura das fibras e (5) falha da matriz.

Fonte: SILVA, 2003.

Durante a fratura em compósitos reforçados com fibras, existem vários mecanismos de falha que podem acontecer simultaneamente; no mecanismo indicado por (1) na Figura 13 ocorre o arrancamento da fibra de dentro da matriz, conhecido como “pull-out”; o mecanismo “pull-out” acontece depois de ocorrer o mecanismo (2), chamado de “fiber bridging”, que é conhecido como ponte de fibra, onde as superfícies da matriz fraturada são interligadas pela fibra. Outro mecanismo, “debonding” (3), é caracterizado pelo descolamento entre fibra e matriz devido a uma interface fraca, que causa o rompimento da interação da fibra com a matriz; regiões com concentração de tensão devido a existência de uma trinca podem levar a ruptura da fibra (4), ou até a falha da matriz (5).

Se a fibra tiver um módulo de Young maior do que o da matriz no descarregamento, e se for controlada a tensão do carregamento, pode-se obter aumento da vida em fadiga, porque se reduzirá a tensão na matriz do compósito. Já se for controlada a deformação durante o carregamento, a vida em fadiga pode diminuir, pois o aumento da rigidez do material provoca o aumento de tensão. No caso de fibras curtas, podem ocorrer danos na matriz que levam a iniciação de trinças, devido a deformação da matriz causada pelo aumento de tensão de cisalhamento na interface matriz/fibra (ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007 ; ANTUNES, 2009).

Antunes (2009) estudou o comportamento da vida em fadiga para polipropileno puro, e compósitos de matriz polipropileno reforçado com 30% de fibra de coco, sem agente compatibilizante e com 6% de agente compatibilizante (PP-g-MA), obtendo curvas S-N demonstradas na figura 14.

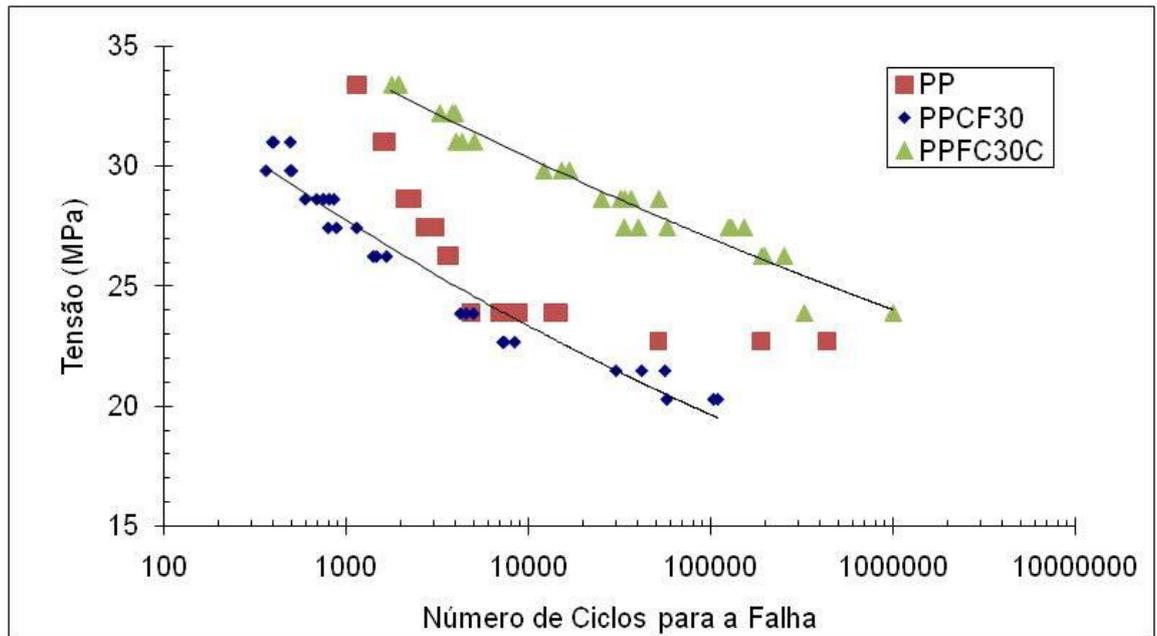


Figura 14: Curvas S-N do estudo do PP, PPCF30 e PPFC30C.
Fonte: Antunes, 2009.

Antunes (2009) verificou que a adição da fibra de coco ao PP reduziu a vida em fadiga se comparada ao PP puro, e que o compósito compatibilizado, para uma mesma amplitude de tensão, apresentou 15 vezes mais ciclos antes da fratura do que o PP puro e 44 vezes mais do que o compósito não compatibilizado. Verificou-se que o PP puro falhava por escoar e não por fraturar em amplitude de tensão mais alta; já para a mínima tensão ensaiada o PP, além de escoar, rompeu, indicando que para níveis de tensão mais alta o principal mecanismo de falha é a fadiga térmica e para baixas tensões pode-se observar a fadiga mecânica. Já para os compósitos verificou-se que o principal mecanismo de falha foi de fadiga mecânica, apresentando deformação plástica principalmente nas regiões de interfase fibra-matriz, o que demonstra que houve boa adesão fibra/matriz transferindo os esforços para a fibra. Também observaram-se mecanismos térmicos de falha, pois verificou-se microfusão nos compósitos nas regiões próximas da interfase matriz com fibra, em análises fractográficas em microscópio eletrônico de varredura (MEV).

Neste trabalho, será estendido o trabalho iniciado por Antunes (2009), já que serão ensaiados a fadiga outras composições do compósito compatibilizado de PP com fibra de coco, variando as porcentagens de fibra de coco e de agente compatibilizante, a fim de verificar a influência de ambos na resistência mecânica e na fadiga.

4 METODOLOGIA

4.1 Materiais

Optou-se neste trabalho por utilizar seis formulações de compósitos de polipropileno reforçado com fibra de coco, elaborado e preparado através do processo de extrusão, no trabalho de conclusão de curso realizado na FEI por BICUDO e colaboradores (2007), pois estas formulações apresentaram a melhor combinação entre as propriedades mecânicas e de valores de custos.

O polipropileno, em pó, foi fornecido pela empresa Quattor, sob o código HP550K, com índice de fluidez de 4,0g/10min. Os antioxidantes e lubrificantes incorporados a formulações foram o Irganox B215 e o estearato de cálcio, respectivamente. O agente compatibilizante utilizado foi o polipropileno graftizado com anidrido maleico (PP-g-MA), sob o código Polybond ® 3200, fornecido pela empresa Crompton-Uniroyal Chemical.

A fibra de coco verde foi fornecida pelo Projeto Coco Verde (Rio de Janeiro), com comprimento variando de 12 a 14 cm. Após o corte e a moagem, o tamanho médio das fibras de coco é de 0,5 mm.

O planejamento estatístico proposto, do tipo 2^2 , é apresentado em suas formas codificada e não codificada, apresentadas resumidamente na tabela 3, onde x e y são as variáveis codificadas e C_{FC} e C_c são variáveis de concentrações de fibra de coco e agente compatibilizante, respectivamente, não codificadas. Para a variável C_{FC} codifica-se o nível superior como sendo $x=+1$ para representar a concentração de 40% de fibra de coco, e $x=-1$ como o nível inferior para representar a concentração de 20% de fibra de coco. Estes valores são obtidos pela equação (5).

$$x = \frac{C_{FC} - 30}{10} \quad (5)$$

O mesmo se fez para a variável C_c , sendo $y=+1$ para representar a concentração de 4% de agente compatibilizante e $y=-1$ para a concentração de 1% de agente compatibilizante, valores que são obtidos pela equação (6)

$$y = \frac{C_c - 2,5}{1,5} \quad (6)$$

Tabela 3: composição das formulações e suas codificações, conforme o planejamento composto central.

COMPOSIÇÃO	C _{FC} (%)	C _C (%)	x	y
1	20	1	-1	-1
2	40	1	1	-1
3	20	4	-1	1
4	40	4	1	1
5	20	0	-1	0
6	40	0	1	0

Fonte: Autor

4.2 Métodos

4.2.1 Injeção

Antes da injeção, os grãos dos materiais extrudados foram mantidos em estufa, por 4 horas a 80° C, para ser retirada a umidade. A injeção dos corpos de prova foi realizada na Injetora Battenfeld HB 60/350, nas seguintes condições ajustadas em trabalho anterior (ANTUNES, 2009): a temperatura ajustada no bico da injetora foi de 195°C, e 190°C nas zonas 1, 2 e 3, com uma vazão de 25cm³/min; a temperatura do molde foi de 60°C; e foi utilizada uma pressão de recalque de 360 bar, ou de 80% da pressão de injeção (450 bar); o tempo de resfriamento foi de 15 segundos. Após a injeção, os corpos de prova foram mantidos a 23 ± 2° C e umidade relativa de 50 ± 10 % por no mínimo 48 horas antes da execução dos ensaios de tração e fadiga.

4.2.2 Ensaios mecânicos monotônicos (tração)

Os ensaios de tração foram realizados em uma Máquina Universal Instron, às seguintes condições (segundo a norma ASTM D638): velocidade de 5 mm/min, temperatura de 23°C e umidade relativa = 50%. Realizaram-se 5 ensaios para cada formulação para determinar as medidas de resistência a tração, porcentagem de alongamento na ruptura e módulo de elasticidade. Os corpos de prova rompidos foram metalizados com liga AuPd e depois foi realizada a fractografia das superfícies de fratura no microscópio eletrônico de varredura (MEV) CamScan CS 3200 LV.

4.2.3 Ensaio mecânico cíclico (Fadiga)

Os ensaios de fadiga visam construir as curvas S-N das amostras analisadas. Foram realizados na máquina Universal de Ensaios MTS. Em média foram ensaiados 3 corpos de prova para cada tensão aplicada, sob temperatura controlada de $23 \pm 1^\circ \text{C}$, a uma frequência de 6 Hz. A carga mínima foi mantida em 50N, e a máxima teve como limite superior a máxima carga do trecho linear, obtida através de uma reta traçada nos gráficos tensão deformação, como os da figura 15.

A partir destes resultados, foi calculada a tensão aplicada em função do número de ciclos até a fratura. Sendo a carga mínima próxima de zero, pode-se assumir que o carregamento se dará sob razão de tensões $R \sim 0$.

As superfícies de fratura por fadiga foram observadas em microscópio eletrônico de varredura (MEV) CamScan CS 3200 LV, após serem metalizadas com liga AuPd, para verificar o mecanismo de falha por fadiga e a interação entre matriz polimérica e fibra de cada formulação.

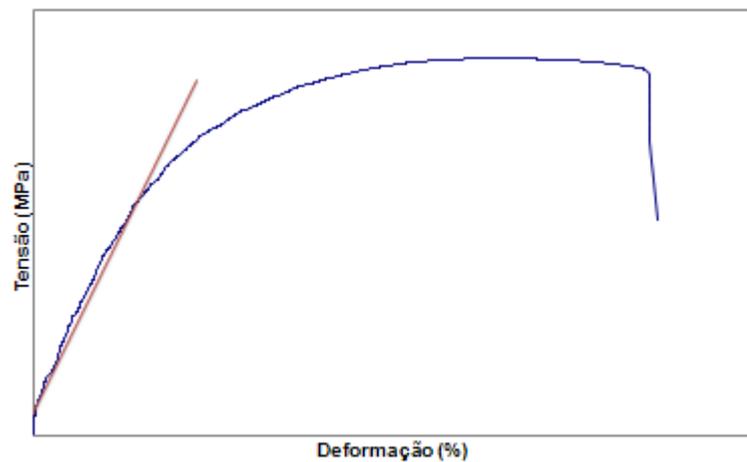


Figura 15: Esquema da reta traçada no regime linear na curva tensão deformação para a determinação da máxima tensão aplicada no ensaio de fadiga.

Fonte: Autor

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Tração

Realizados os ensaios de tração obtiveram-se as curvas tensão-deformação mostradas nas figuras 16 a 21. A tabela 4 mostra a média e o desvio padrão dos resultados de resistência à tração e da deformação na ruptura dos ensaios de tração feitos em cinco corpos de prova para cada formulação. Já a tabela 5 mostra a média e o desvio padrão dos módulos elásticos obtidos nos ensaios de tração, em diferentes porcentagens de deformação.

Tabela 4: Resistência a tração e deformação à ruptura obtidos no ensaio de tração.

Formulação	C _{FC} (%)	C _C (%)	Resistência à Tração (MPa)	Deformação na Ruptura (%)
1	20	1	35,16 ± 0,3	5,91 ± 0,45
2	40	1	40,84 ± 0,48	3,84 ± 0,33
3	20	4	35,52 ± 0,26	6,26 ± 0,24
4	40	4	40,01 ± 0,24	4,39 ± 0,19
5	20	0	28,62 ± 0,36	4,60 ± 0,75
6	40	0	24,38 ± 1,76	2,26 ± 0,22

Fonte: Autor

Tabela5: Módulos elásticos obtidos a tração em diferentes alongamentos.

Formulação	C _{FC} (%)	C _C (%)	E à 0,3% (MPa)	E à 0,5% (MPa)	E à 1,0% (MPa)
1	20	1	1854 ± 291	1966 ± 160	1831 ± 92
2	40	1	2266 ± 95	2480 ± 188	2267 ± 68
3	20	4	1986 ± 174	1907 ± 100	1762 ± 58
4	40	4	2249 ± 248	2274 ± 113	2173 ± 41
5	20	0	1537 ± 125	1445 ± 66	1352 ± 25
6	40	0	1719 ± 193	1652 ± 127	1552 ± 208

Fonte: Autor

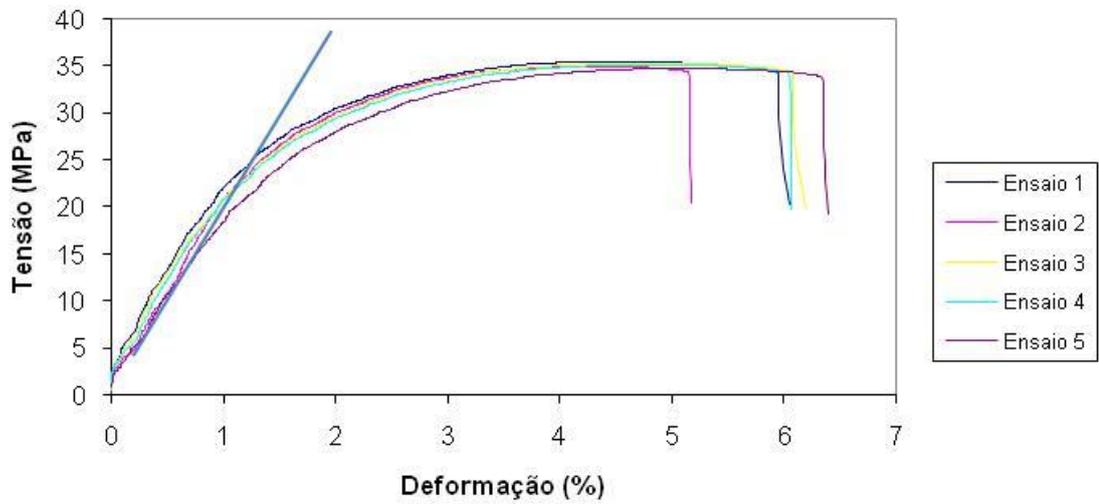


Figura 16: Gráfico tensão deformação da composição 1 (PP+20%FC+1%C).
Fonte: Autor.

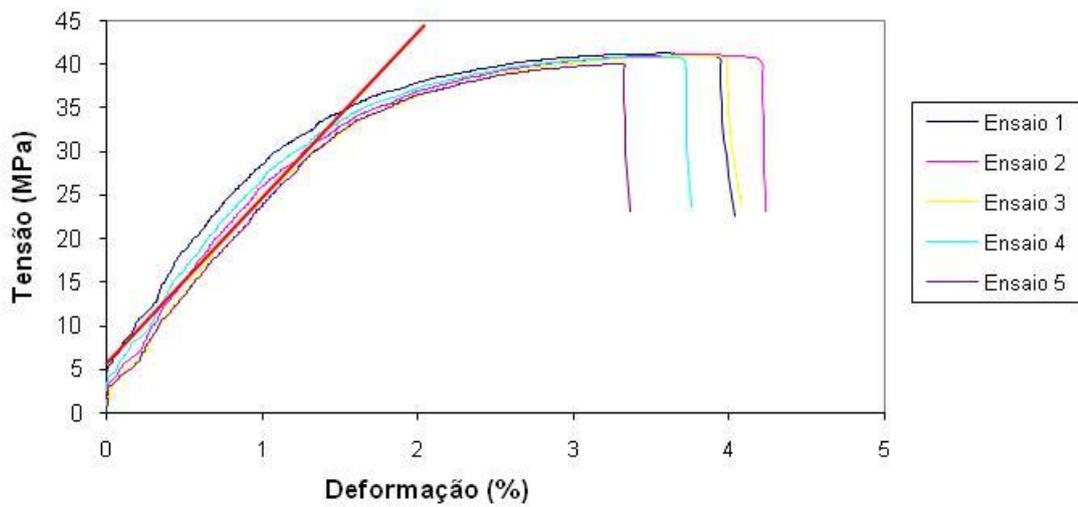


Figura 17: Gráficos tensão deformação da composição 2 (PP+40%FC+1%C).
Fonte: Autor.

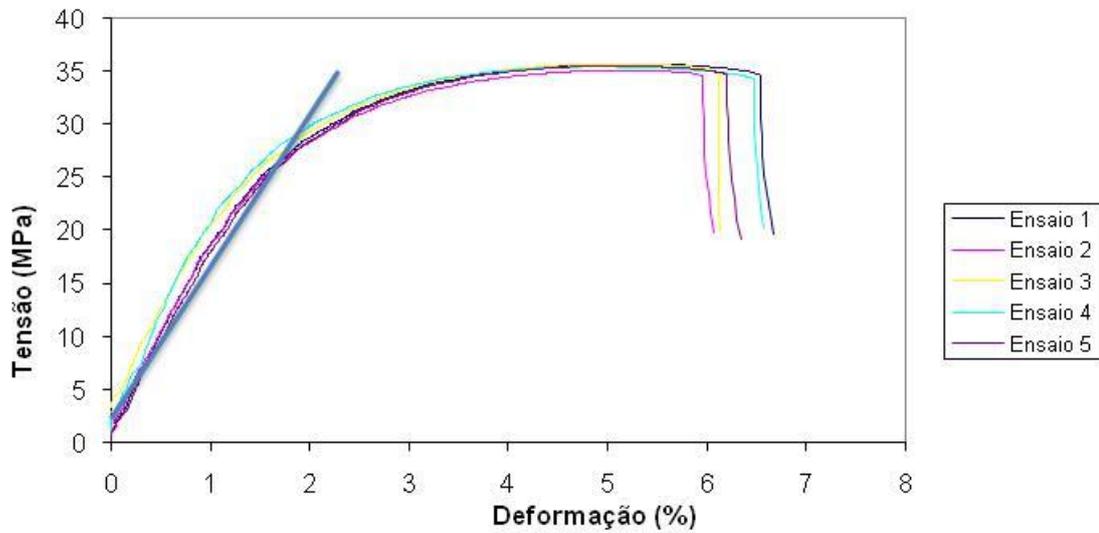


Figura 18: Gráficos tensão deformação da composição 3 (PP+20%FC+4%C).
Fonte: Autor.

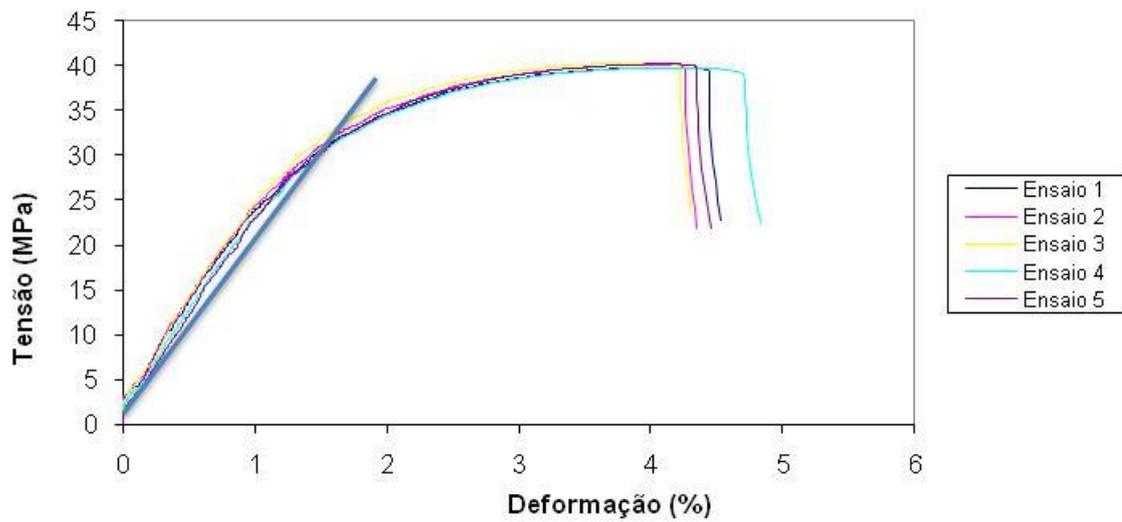


Figura 19: Gráficos tensão deformação da composição 4 (PP+40%FC+4%C).
Fonte: Autor.

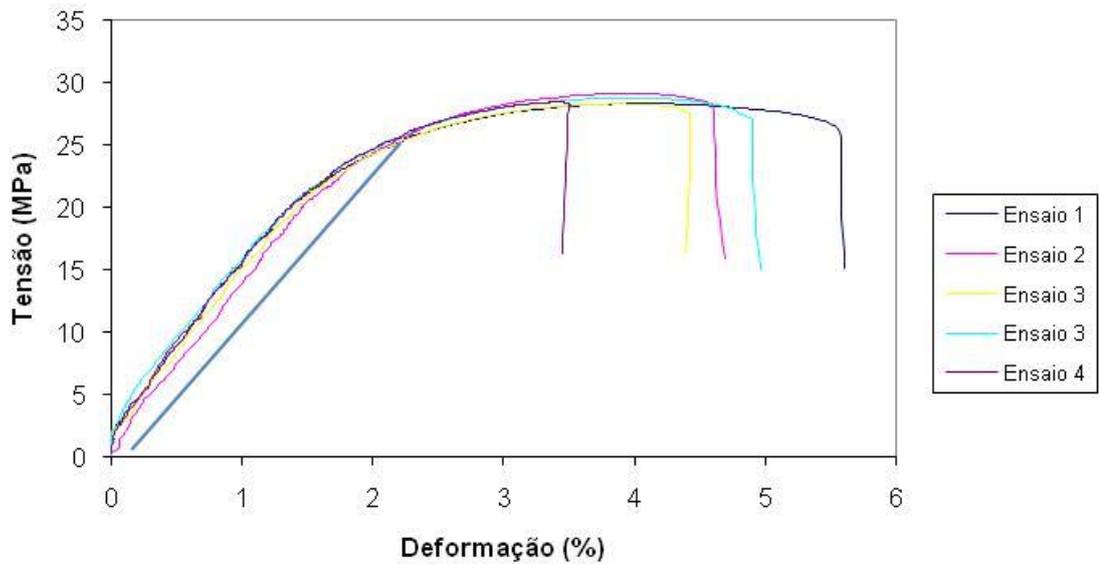


Figura 20: Gráficos tensão deformação da composição 5 (PP+20%FC).
Fonte: Autor

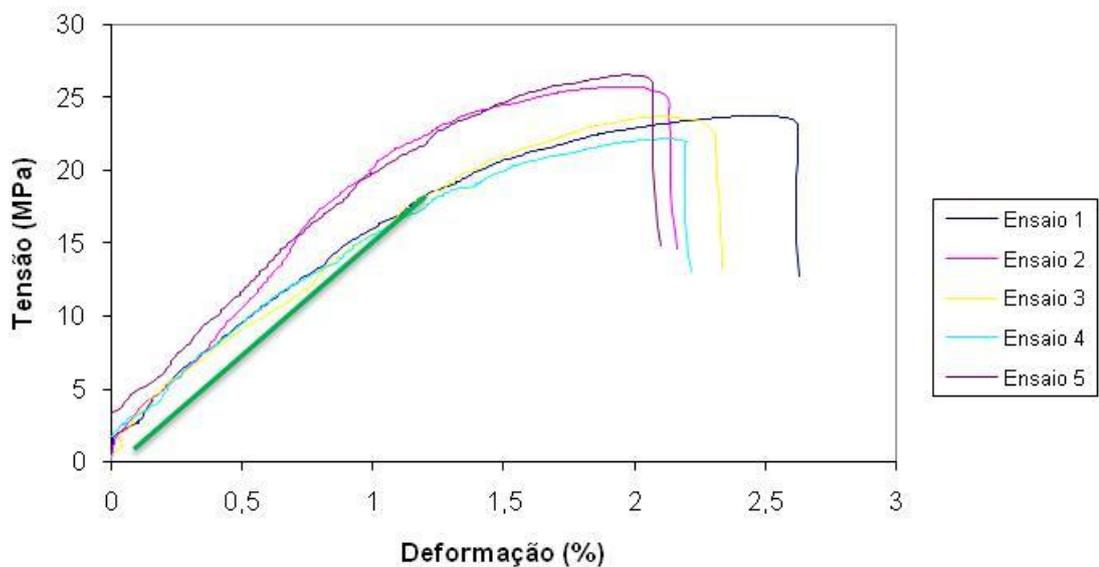


Figura 21: Gráficos tensão deformação da composição 6 (PP+40%FC).
Fonte: Autor

As imagens das fraturas dos ensaios de tração, observadas no MEV podem ser vistas nas figuras 22 a 33. Na figura 22 pode-se verificar o comportamento da composição 1 após romper no ensaio de tração, onde observam-se fibras aderidas e que conseqüentemente romperam rente a matriz, obtendo-se a devida transferência de carga entre matriz e reforço. Observam-se também fibras não aderidas que foram arrancadas e vazios deixados por fibras arrancadas (figura 23).

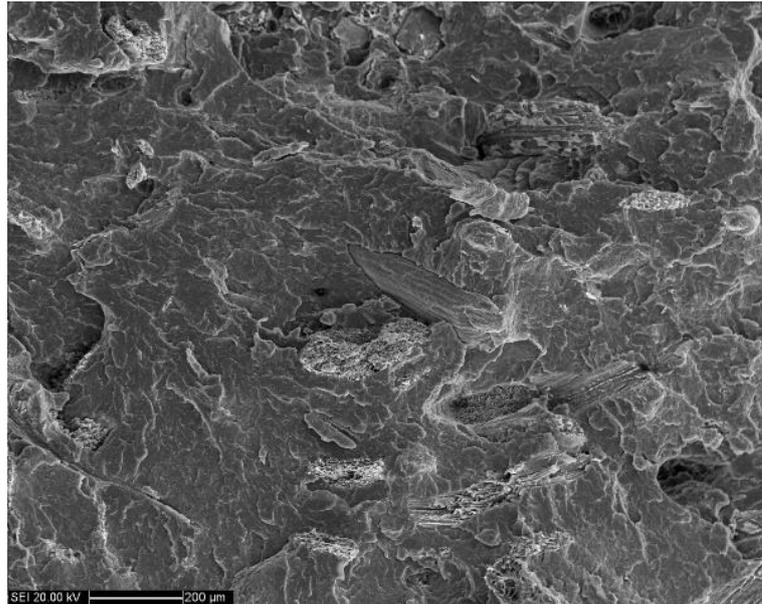


Figura 22: Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de tração de um corpo de prova da composição 1 (PP+20%FC+1%C). Fibras aderidas e rompidas rente a matriz.
Fonte: Autor.

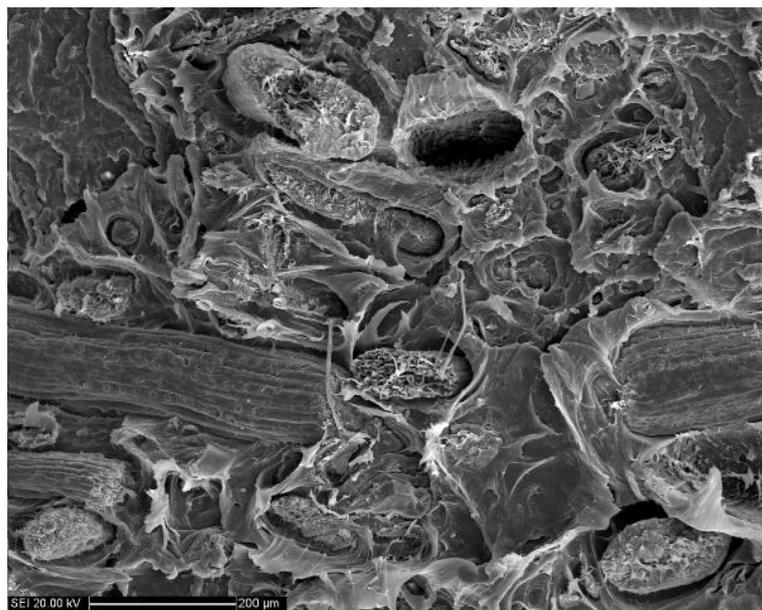


Figura 23: Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de tração de um corpo de prova da composição 1 (PP+20%FC+1%C). Fibras arrancadas e vazios na matriz.
Fonte: Autor.

Na figura 24 nota-se a maior porcentagem de fibras da composição 2, com o mesmo comportamento da composição 1, isto é, fibras aderidas rompidas e os vazios na matriz polimérica deixados pelas fibras arrancadas. Na figura 25 observa-se o detalhe das fibras rompidas rente a matriz e uma fibra que foi arrancada da matriz.

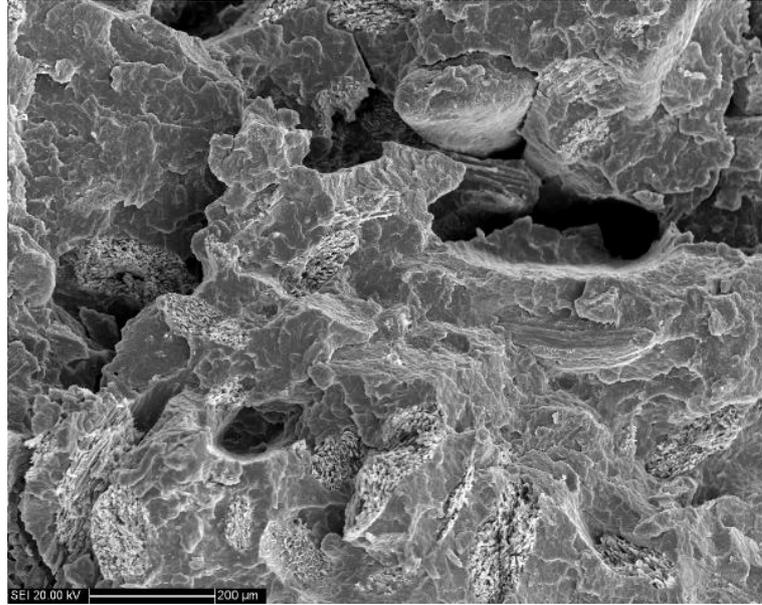


Figura 24: Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de tração de um corpo de prova da composição 2 (PP+40%FC+1%C). Fibras rompidas e vazios na matriz.

Fonte: Autor.

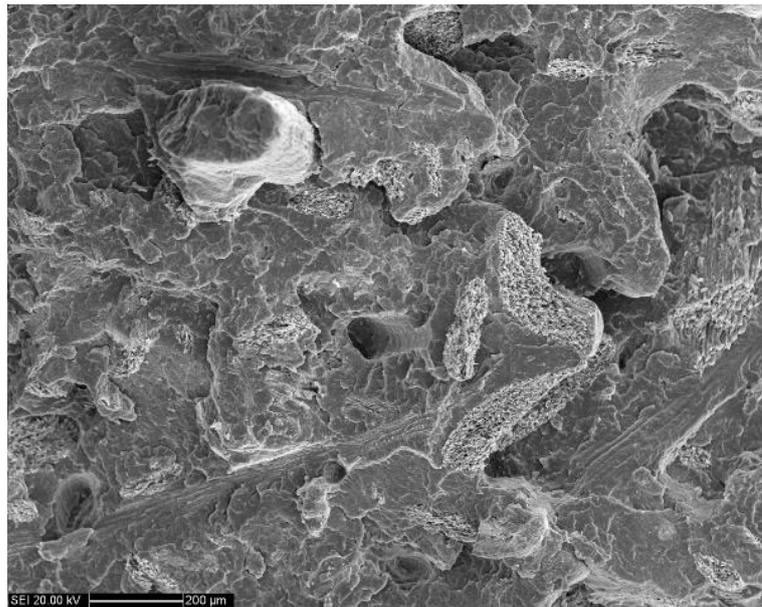


Figura 25: Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de tração de um corpo de prova da composição 2 (PP+40%FC+1%C). Fibras rompidas e fibra arrancada da matriz.

Fonte: Autor.

A figura 26 mostra que ao se aumentar a porcentagem de agente compatibilizante, obteve-se um maior número de fibras aderidas na matriz, e ao se tracionar o corpo de prova uma maior quantidade de fibras rompeu rente a matriz. Porém ainda se observa que existem fibras que não aderiram, sendo arrancadas da matriz, assim não obtendo uma boa transferência de carga para a fibra, como pode-se ser visto em detalhe na figura 27.

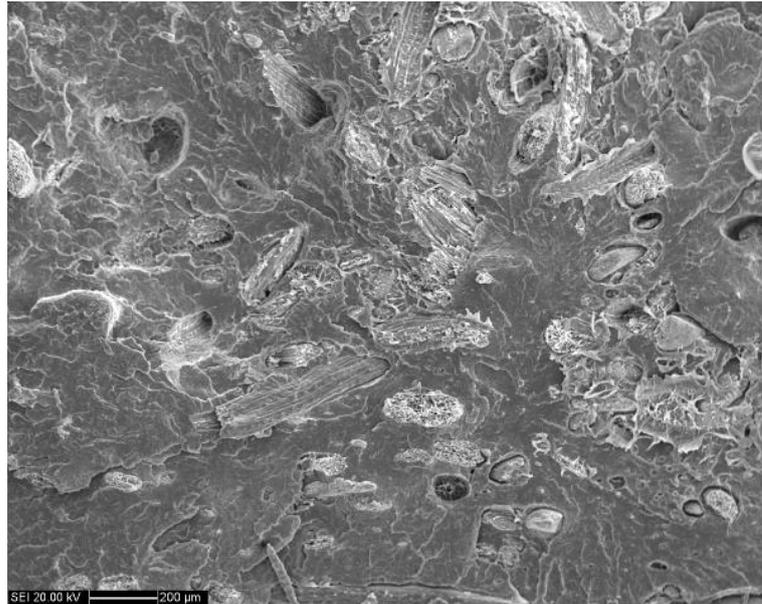


Figura 26: Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de tração de um corpo de prova da composição 3 (PP+20%FC+4%C). Maior quantidade de fibras aderidas.

Fonte: Autor.

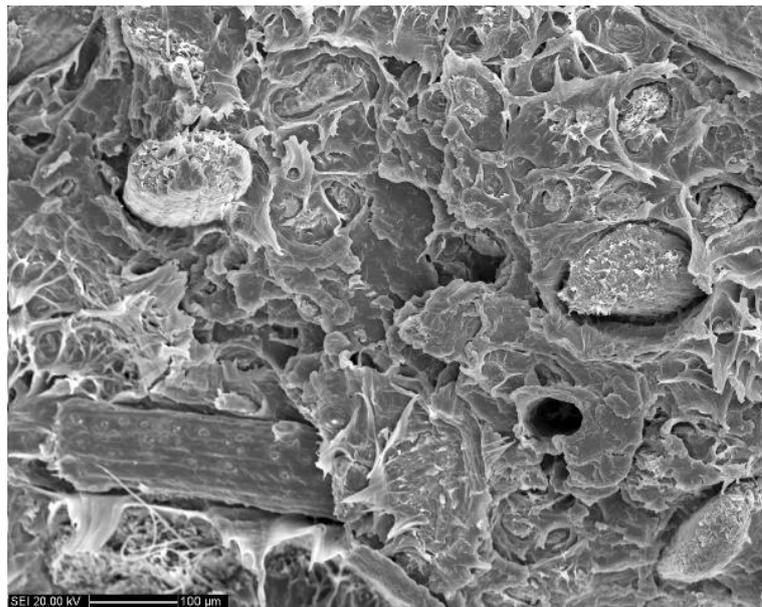


Figura 27: Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de tração de um corpo de prova da composição 3 (PP+20%FC+4%C). Fibras que não aderiram.

Fonte: Autor.

Na figura 28 observa-se que na composição 4 o aumento de agente compatibilizante fez com que mesmo aumentando a porcentagem de fibras, se obtivesse uma maior porcentagem de fibras aderidas. Porém essa porcentagem de agente compatibilizante não foi suficiente para ter 100% de adesão das fibras na matriz, fazendo com que ainda houvesse o arrancamento de fibras, como pode ser visto na figura 29.

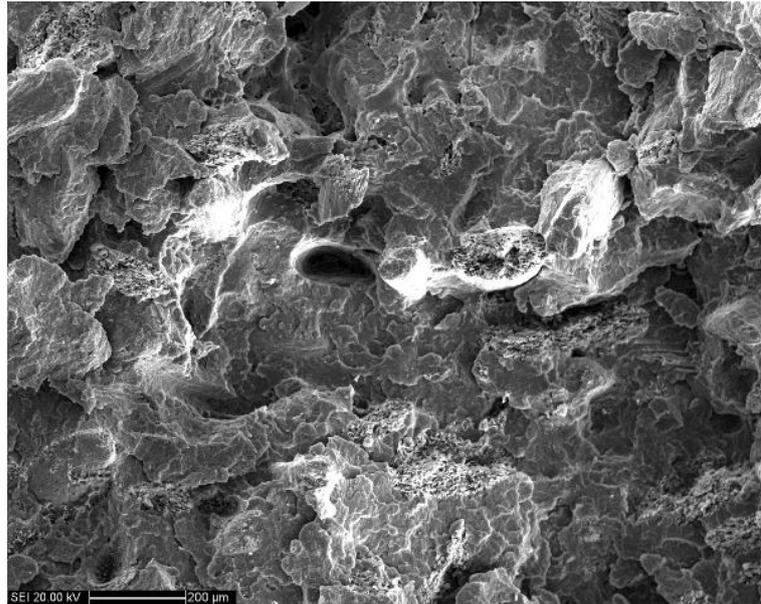


Figura 28: Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de tração de um corpo de prova da composição 4 (PP+40%FC+4%C). Maior porcentagem de fibras aderidas.

Fonte: Autor.

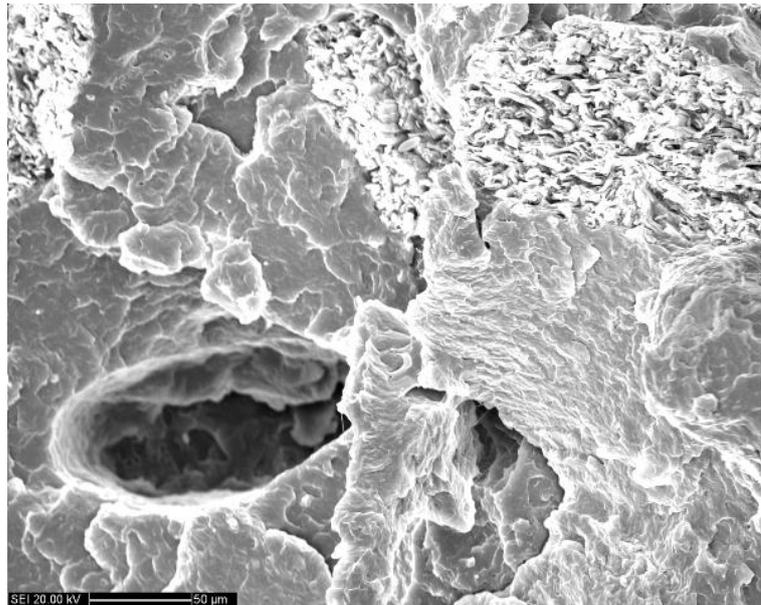


Figura 29: Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de tração de um corpo de prova da composição 4 (PP+40%FC+4%C). Fibras arrancadas.

Fonte: Autor.

Na figura 30, verifica-se que a ausência de agente compatibilizante fez com que não houvesse a aderência entre a matriz e a fibra, assim grande maioria das fibras foram arrancadas ao se tracionar o compósito, não obtendo a transferência de carga para o reforço. As fibras arrancadas podem ser vistas mais em detalhe na figura 31. O mesmo comportamento da composição 5 é encontrado ao se verificar a figura 32, que mostra a composição 6 com 40% de fibra de coco e sem a presença do agente compatibilizante onde também não houve aderência entre reforço e matriz. A figura 33 mostra em detalhe as fibras não aderidas e os vazios deixados na matriz.

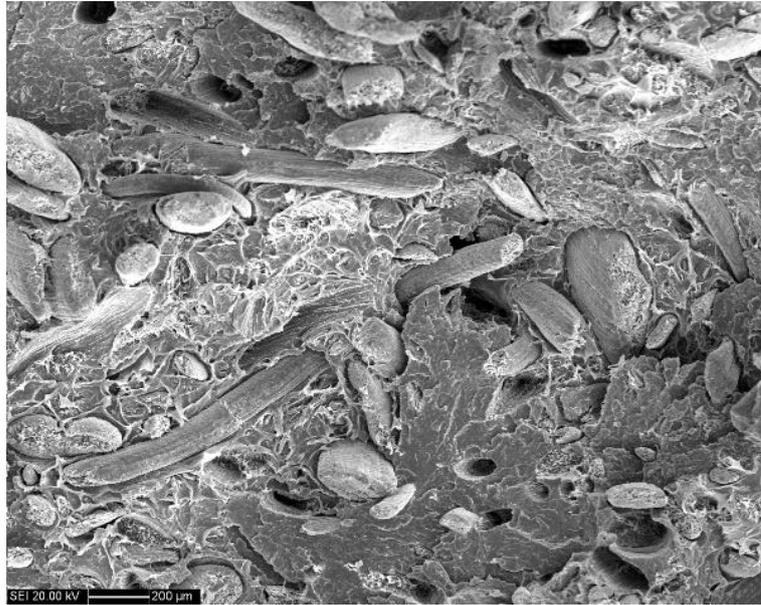


Figura 30: Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de tração de um corpo de prova da composição 5 (PP+20%FC). Ausência de aderência das fibras e fibras arrancadas após ensaio.
Fonte: Autor.

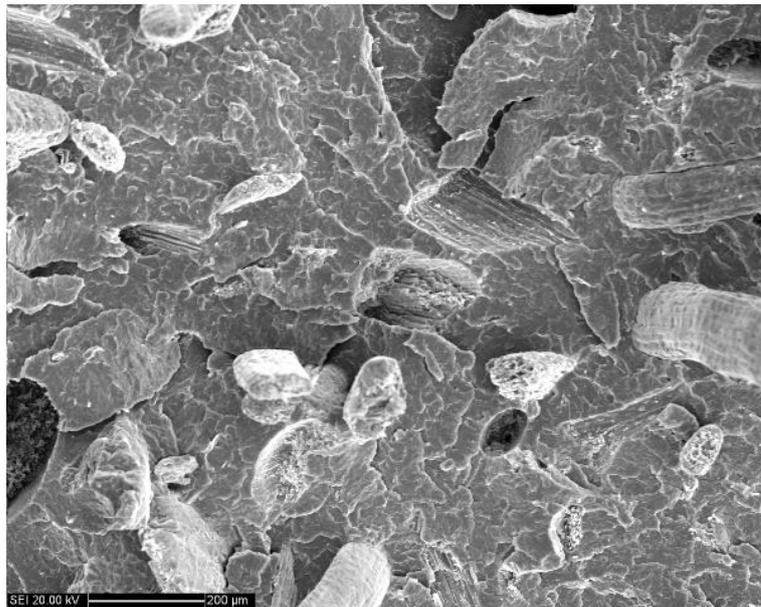


Figura 31: Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de tração de um corpo de prova da composição 5 (PP+20%FC). Detalhe das fibras arrancadas após o ensaio.
Fonte: Autor.

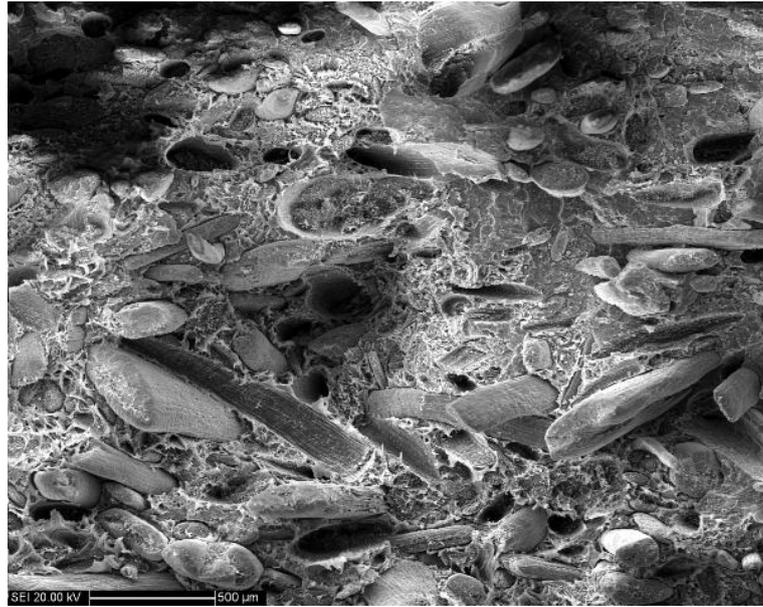


Figura 32: Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de tração de um corpo de prova da composição 6 (PP+40%FC).Falta de aderência entre as fibras e a matriz.
Fonte: Autor.

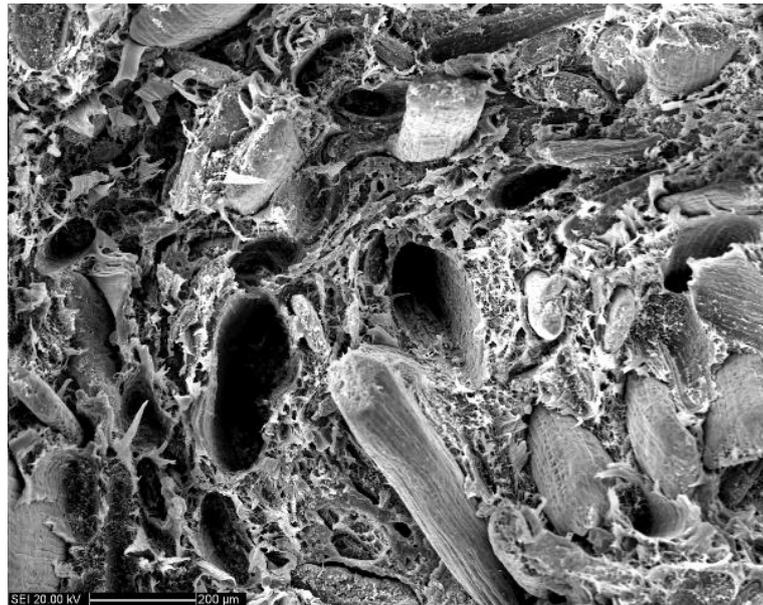


Figura 33: Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de tração de um corpo de prova da composição 6 (PP+40%FC). Detalhe das fibras não aderidas e os vazios na matriz após o ensaio .
Fonte: Autor.

A partir dos dados da Tabela 4 e 5 pode-se construir os gráficos das Figuras 34, 35 e 36 onde se pode visualizar melhor o efeito das mudanças das concentrações de fibra e agente compatibilizante nas propriedades estudadas.

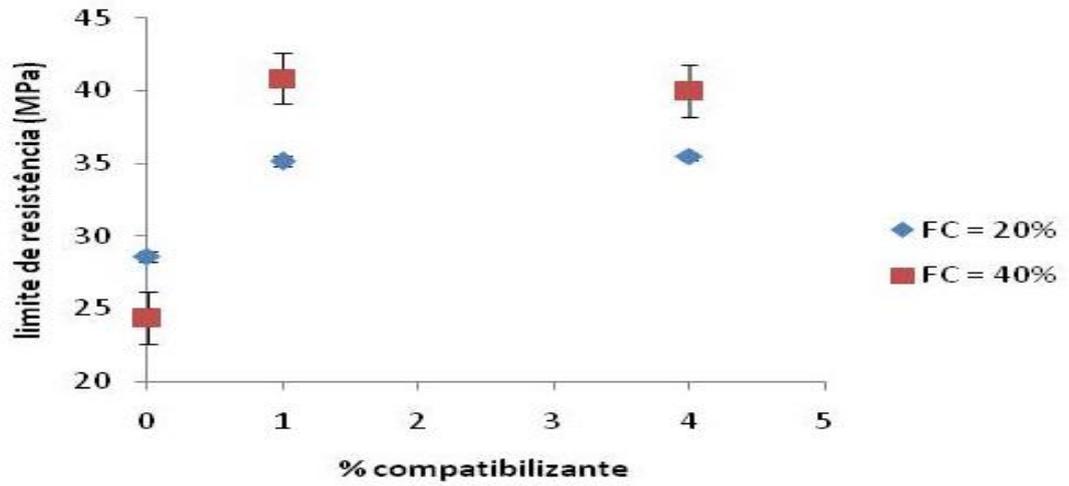


Figura 34: Gráfico limite de resistência por % de compatibilizante.
Fonte : Autor.

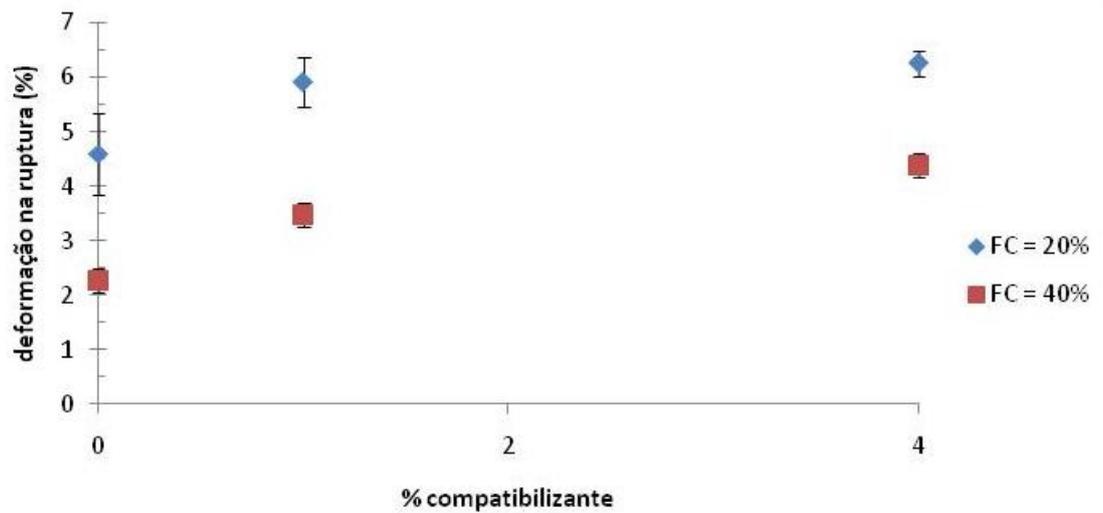


Figura 35: Gráfico deformação na ruptura por % de compatibilizante.
Fonte: Autor.

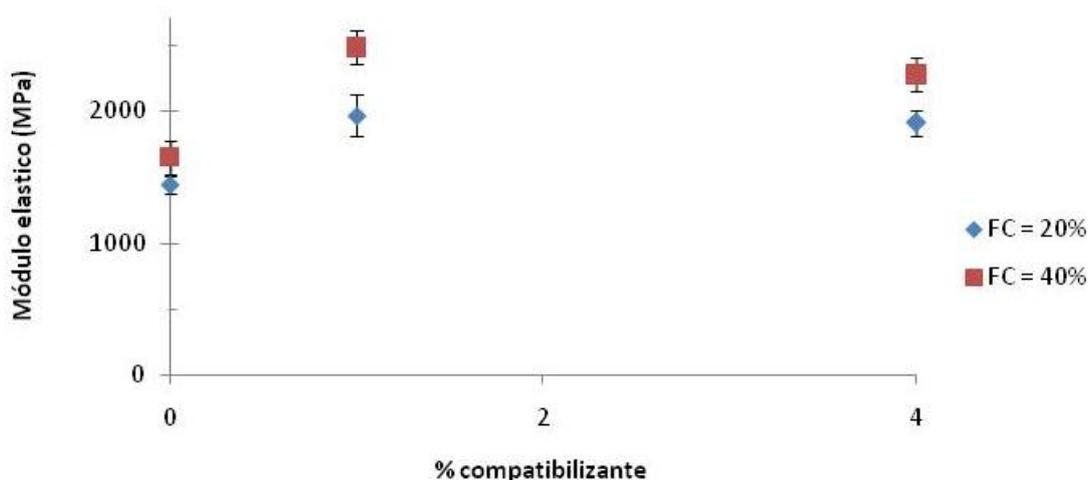


Figura 36: Gráfico módulo elástico por % de compatibilizante.
Fonte: Autor

Da análise da Figura 34 verifica-se que quanto maior a porcentagem de fibra de coco (C_{FC}) sem a adição de agente compatibilizante, menor será o valor da resistência à tração, e na Figura 23 nota-se que menor será a deformação na ruptura. Isso pode ser explicado, pois sem a presença do agente compatibilizante não há adesão entre as fibras e a matriz, já que a fibra de coco é uma substância polar e o PP é uma substância apolar, o que pode ser confirmado nas fractografias das figuras 30 a 33. Sem a adesão, as fibras agem na matriz como defeitos, na forma de vazios na matriz (evidenciados nas figuras 30 e 33), que fragilizam o material. Estes vazios podem provocar concentração de tensão e levar ao início de uma trinca. Outro fato decorrente da falta de adesão entre matriz e fibra é que quando o material é solicitado, as fibras são arrancadas, não sendo transferido o carregamento da matriz para a fibra, o que pode ser visto nas figuras 30 a 33.

Já quando se adicionou o agente compatibilizante, polipropileno graftizado com anidrido maleico (PP-g-MA), verificou-se da tabela 4 e das figuras 34 e 35 que a resistência à tração e a deformação na ruptura aumentaram em relação aos não compatibilizados, comprovando que a presença do agente compatibilizante melhora a adesão entre o PP e a fibra de coco, e consequentemente melhora a transferência de carga e leva a diminuição dos concentradores de tensão. Esta melhora na adesão entre o PP e a fibra quando se adiciona o agente compatibilizante fica evidenciada ao se comparar as figuras 22 e 23 (composição 1- 20% FC e 1%C) com as figuras 30 e 31 (composição 5- 20% FC) e também na comparação das figuras 24 e 25 (composição 2 - 40% FC e 1%C) e as figuras 32 e 32 (composição 6- 40% FC).

Viu-se que ao aumentar a concentração de agente compatibilizante no compósito de 1% para 4%, não se observou diferença significativa na resistência à tração (figura 34). Já na deformação na ruptura (figura 35), observou-se um pequeno aumento na deformação até a ruptura. Verificou-se ainda uma pequena diminuição do valor do módulo elástico ao variar a porcentagem de compatibilizante (figura 36). Portanto verifica-se que não vale a pena aumentar a porcentagem de agente compatibilizante de 1% para 4%, pois além de encarecer o compósito, devido ao alto custo do agente compatibilizante, não obtém-se ganhos significativos de propriedades.

Mantendo-se a concentração de agente compatibilizante constante e aumentando a porcentagem de fibra de coco, observa-se na tabela 4 e figuras 34 que a resistência a tração aumentou, pois por ter uma adesão adequada entre matriz e fibra (figuras 24 e 25), a tensão aplicada foi melhor distribuída na maior concentração de fibra, transferindo parte das tensões para as fibras, melhorando a resistência.

5.2 Fadiga

Foram submetidas a ensaios de fadiga as quatro composições do compósito compatibilizado a fim de verificar seu comportamento em um carregamento cíclico. Não se realizou esse tipo de ensaio para as duas composições não compatibilizadas, por apresentarem reduzidos valores de resistência mecânica (24,4 a 28,6 MPa) e de alongamento (2,26 a 4,6%) se comparados as composições compatibilizadas, que apresentam uma resistência mecânica de 35,1 à 40,8 MPa e de 3,8 à 6,3% de alongamento, o que pode ser vistos nas tabelas 4 e 5. Outro motivo para não se ensaiar a fadiga os compósitos não compatibilizados é a ausência de adesão entre fibras e matriz (Figuras 30 a 33).

Para cada composição foram realizados três repetições de ensaio para cada valor de tensão máxima. Com os resultados dos ensaios pode-se traçar as curvas S-N que são mostradas nas figuras 37 a 40.

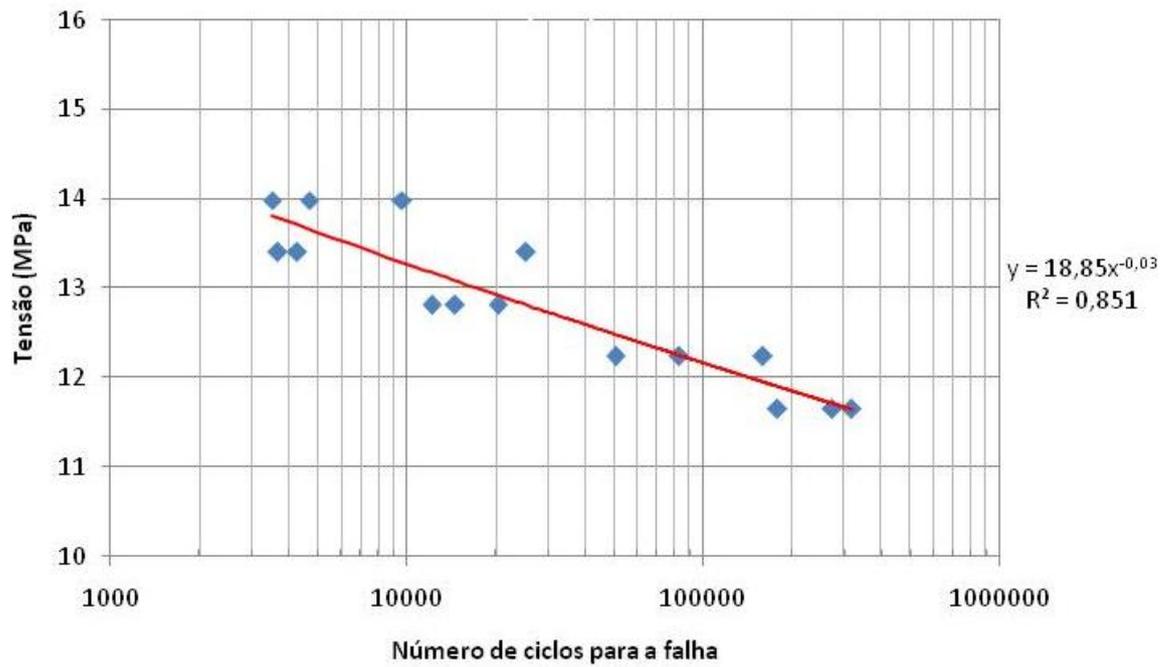


Figura 37: Curva de fadiga (S-N) para a composição 1 (PP+20%FC+1%C).
Fonte: Autor.

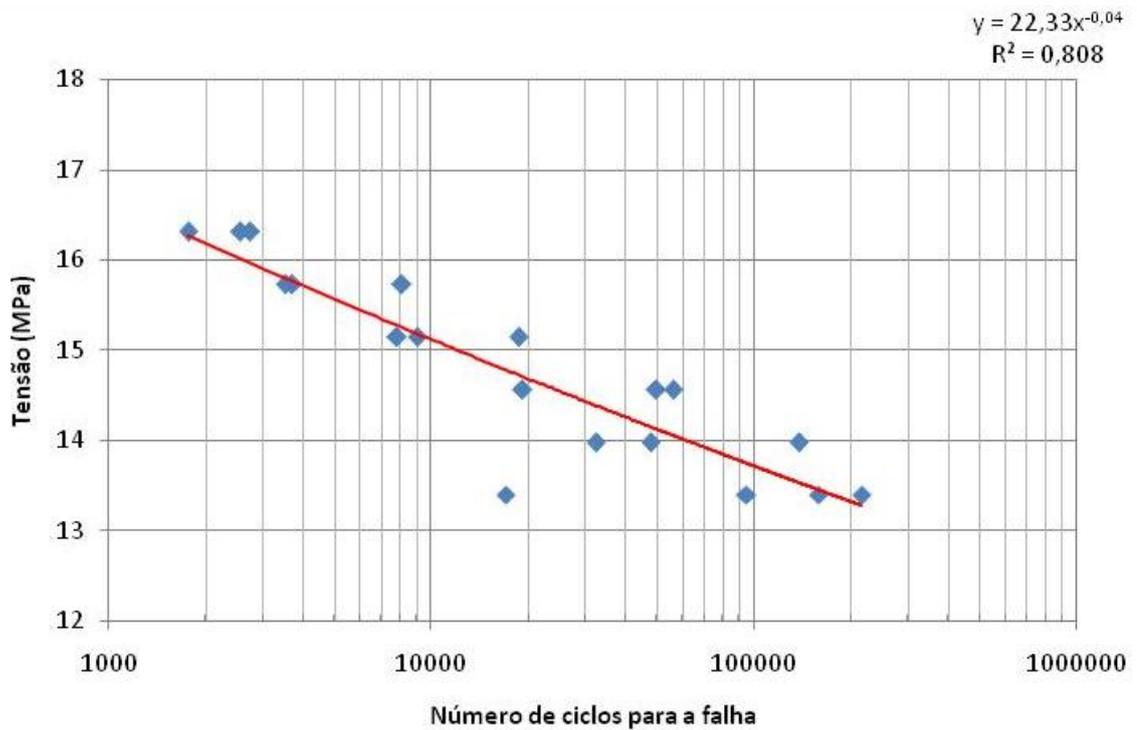


Figura 38: Curva de fadiga (S-N) para a composição 2 (PP+40%FC+1%C).
Fonte: Autor.

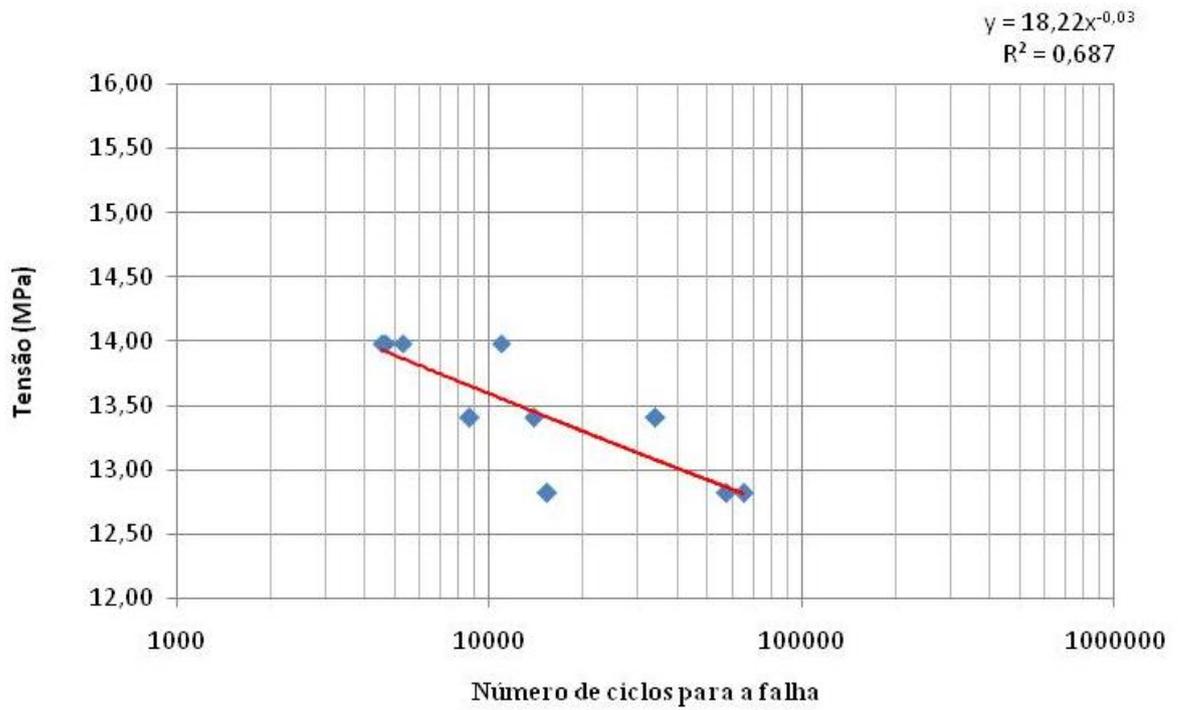


Figura 39: Curva de fadiga (S-N) para a composição 3 (PP+20%FC+4%C).
Fonte: Autor.

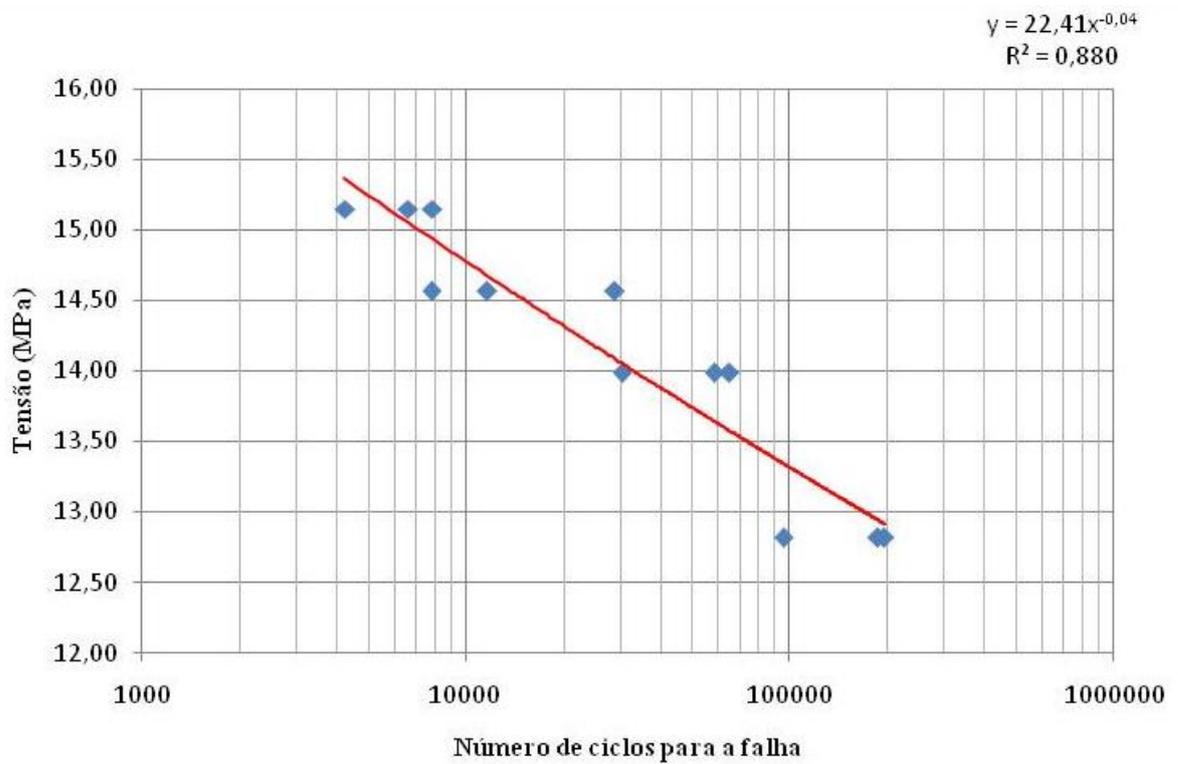


Figura 40: Curva de fadiga (S-N) para a composição 4 (PP+40%FC+4%C).
Fonte: Autor.

A expressão característica de uma curva S-N é mostrada na equação 5.

$$\sigma_A = (\sigma'_F - \sigma_m) \cdot (2 \cdot N_F)^b \quad (5)$$

Onde o valor da amplitude de tensão (σ_A) e da tensão média (σ_m) é igual à metade da tensão máxima ($\sigma_{m\acute{a}x}$), o que é mostrado na equação 6, pois a tensão mínima ($\sigma_{m\acute{i}n}$) é aproximadamente igual a zero.

$$\sigma_A = \sigma_m = \frac{\sigma_{m\acute{a}x}}{2} \quad (6)$$

Ao aproximar-se as curvas S-N das figuras 26 a 29 por uma expressão como a da equação 7, pode-se relacionar a equação obtida do programa com a expressão característica da curva S-N através das equações 8 e 9.

$$Y = A \cdot (X)^b \quad (7)$$

$$A = \left(\frac{(\sigma'_F - \sigma_m)}{2} \cdot 2 \right)^b \quad (8)$$

$$Y = \frac{\sigma_{m\acute{a}x}}{2} \quad (9)$$

Para a composição 1 com 20% de fibra de coco e 1% de agente compatibilizante obtiveram-se valores de $b=-0,03$ e $A=18,85$, enquanto para a composição 2 com 40% de fibra levam a valores de $b=-0,04$ e $A=22,33$. Já a composição 3 com 4% de agente compatibilizante e 20% de fibra de coco obteve valores $b=18,33$ e $A=-0,03$ e a composição 4 com 40% de fibra teve valores de $b=-0,04$ e $A=22,41$. Esses valores de A e b retirados das equações das curvas S-N para as quatro composições são mostrados na tabela 6.

Tabela 6: Valores de A e b para as quatro composições.

Composição	A	b
1 (PP+20%FC+1%C)	18,85	-0.03
2 (PP+40%FC+1%C)	22,33	-0,04
3 (PP+20%FC+4%C)	18,22	-0,03
4 (PP+40%FC+4%C)	22,41	-0,04

Fonte: Autor.

Da tabela 6 verifica-se que a diferença na vida em fadiga é causada pela porcentagem de fibra de coco e não pelo conteúdo de agente compatibilizante, o que demonstra que a presença de apenas 1% de compatibilizante é suficiente para garantir resistência a fadiga.

Após analisar as curvas S-N das figuras 38 e 39, nota-se que além do índice A da composição 1 ser maior que o da composição 2 (tabela 6) verifica-se que quando se aumenta a porcentagem de fibra de coco, mantendo a concentração de agente compatibilizante em 1%, a

vida em fadiga do compósito para um mesmo nível de tensão aumentou. Pode-se ainda constatar que para uma mesma vida, o material resiste a uma maior tensão, como mostra a figura 41.

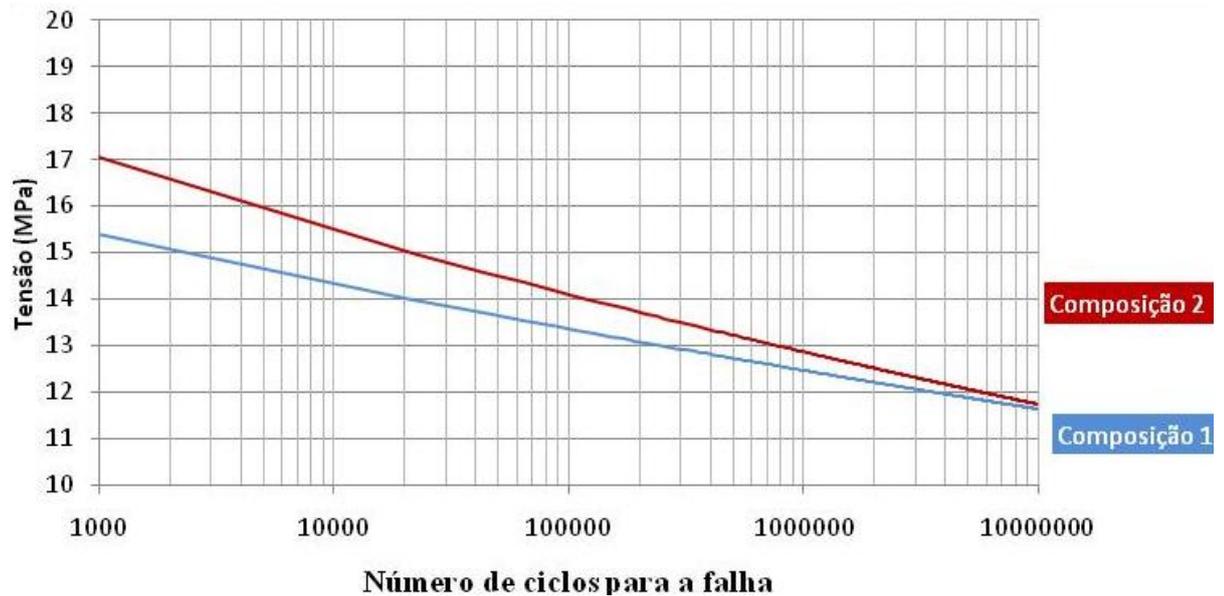


Figura 41: Comparação das curvas das composições 1 e 2.
Fonte : Autor.

Os resultados da Figura 41 comprovam o que foi dito por Chawla (1998): ao se aumentar a porcentagem do reforço, aumenta-se o módulo elástico e a resistência mecânica, aumentando a vida em fadiga. Comprovam-se também as afirmações de Cruz e Souza (2008), que atestam que ao se colocar agente compatibilizante, reduz-se o atrito interfacial do polímero, pois aumenta o grau de compatibilização entre fibra e matriz, aumentando a vida em fadiga.

Para as composições com 4% de agente compatibilizante, notou-se também o aumento da vida sob carregamento cíclico do compósito quando se acrescentou mais fibra de coco no compósito, o que pode ser visto na figura 42, devido ao índice A da composição 4 ser maior que o da composição 3.

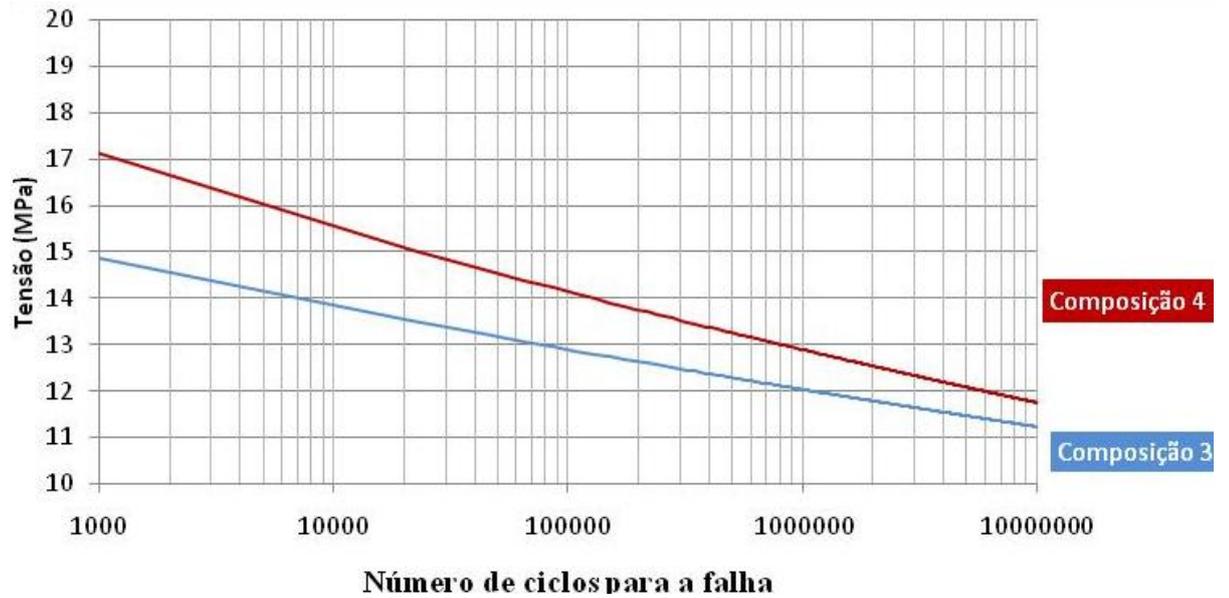


Figura 42: Comparação das curvas das composições 3 e 4.

Fonte : Autor.

Já ao comparar as composições 1 e 3 (figura 43), percebe-se que o aumento da porcentagem de agente compatibilizante, mantendo a concentração de fibra de coco, não levou a uma mudança significativa na curva S-N, conseqüentemente não alterando a vida do material. O mesmo verifica-se quando se compara as curvas das composições 2 e 4 com 4% de fibra de coco onde as curvas se sobrepõem (figura 43). Tal fato é confirmado pela comparação dos índices A e b das composições 1 e 3 e das composições 2 e 4 (Tabela 6), que são bastante semelhantes.

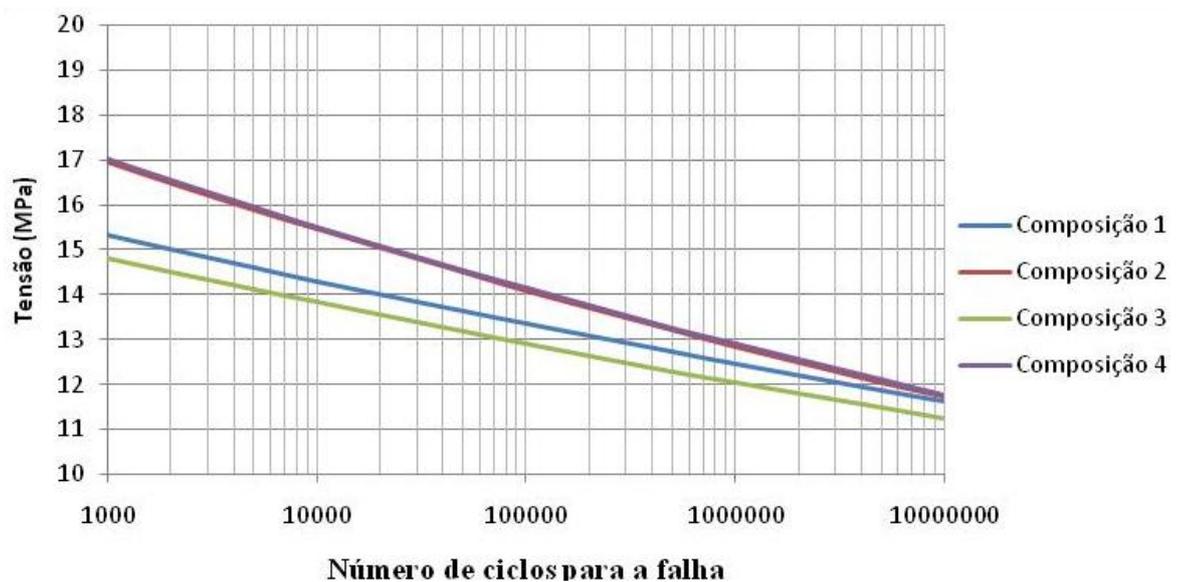


Figura 43: Comparação das curvas das composições 1,2, 3 e 4.

Fonte: Autor.

Os corpos de prova rompidos nos ensaios de fadiga foram cortados perto da fratura e analisados em microscópio eletrônico de varredura (MEV), a fim de verificar a adesão da fibra na matriz. Da figura 44 pode-se verificar que na composição com 1% de agente compatibilizante, houve fibras aderidas que romperam rente a matriz e também fibras que foram arrancadas da matriz demonstrando que não houve aderência total das fibras com a matriz. Outra coisa que é evidenciada nesta figura são as marcas de fadiga na matriz de polipropileno. Já na figura 45, além de poder ver a fibra de coco rompida, pode-se também verificar a existência de micro fusão que é evidenciada por finas fibras de polímero saindo da matriz.

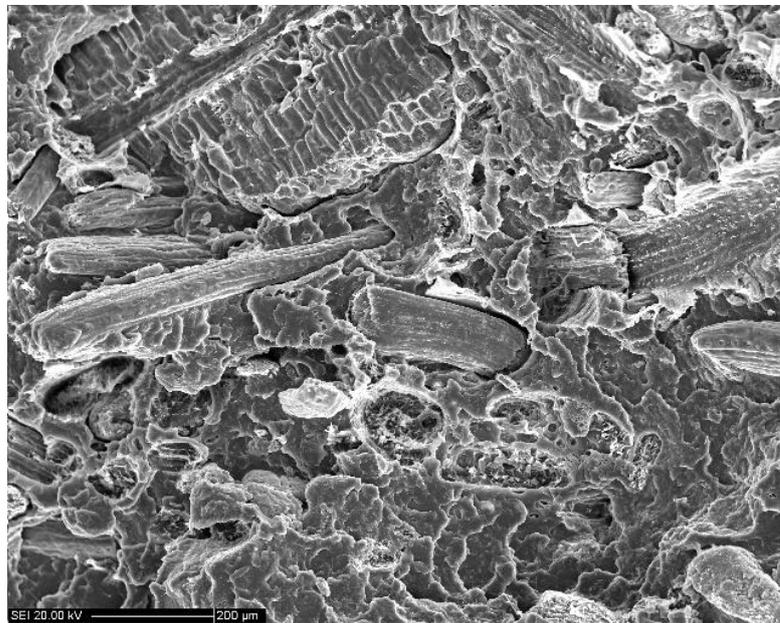


Figura 44: Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de fadiga de um corpo de prova da composição 1 (PP+20%FC+1%C) a uma tensão de 13,98 MPa. Fibras que aderiram e romperam rente a matriz e fibras que foram arrancadas da matriz.

Fonte: Autor.

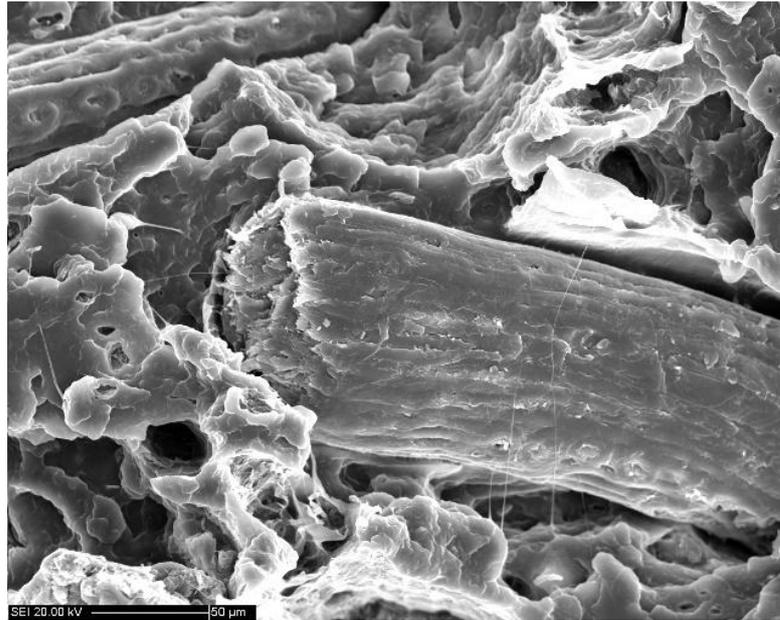


Figura 45: Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de fadiga de um corpo de prova da composição 1 (PP+20%FC+1%C) a uma tensão de 13,98 MPa. Fibra de coco rompida e micro fusão na matriz. Fonte: Autor.

Na figura 46, verifica-se que mesmo sob uma tensão mais baixa, houve fibras rompidas que foram arrancadas da matriz. Nessa figura também se pode observar os vazios deixados no polipropileno pelas fibras arrancadas. Nota-se também o funcionamento do agente compatibilizante para uma porcentagem de fibra e coco, já que se observa que fibras foram aderidas e romperam rente a matriz, o que pode ser visto em detalhe na figura 47.



Figura 46: Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de fadiga de um corpo de prova da composição 1 (PP+20%FC+1%C) a uma tensão de 11,65 MPa. Fibras aderidas e rompidas, fibras arrancadas e vazios na matriz. Fonte: Autor.

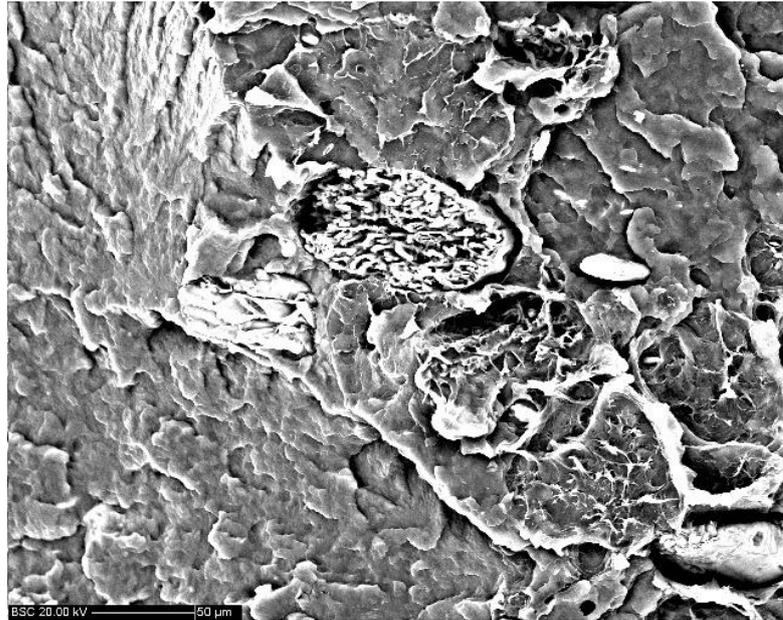


Figura 47: Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de fadiga de um corpo de prova da composição 1 (PP+20%FC+1%C) a uma tensão de 11,65 MPa. Detalhe de fibras aderidas e rompidas rente a matriz.

Fonte: Autor.

Na composição 2, com mais fibra de coco, pode-se ver as fibras aderidas e rompidas junto a matriz (figuras 48 e 49). Também ocorreu de fibras serem arrancadas deixando um vazio na matriz, fato que pode ser visto na figura 49.

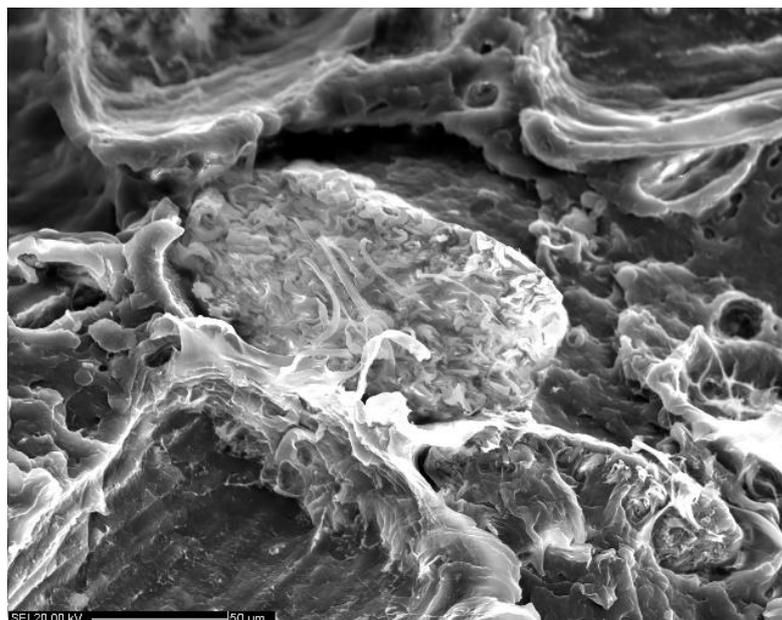


Figura 48: Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de fadiga de um corpo de prova da composição 2 (PP+40%FC+1%C) a uma tensão de 13,40 MPa. Fibras aderidas e rompidas na composição com mais fibra de coco.

Fonte: Autor.

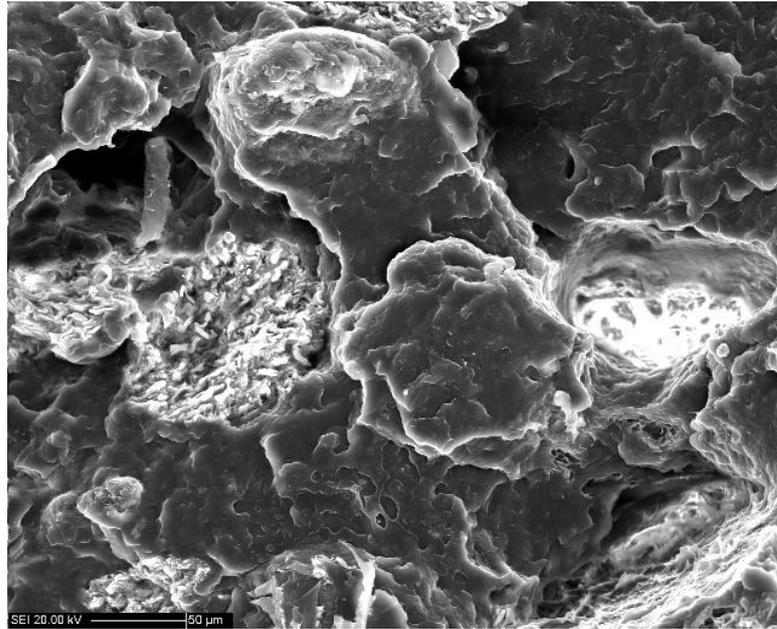


Figura 49: Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de fadiga de um corpo de prova da composição 2 (PP+40%FC+1%C) a uma tensão de 13,40 MPa. Detalhe da fibra aderida e rompida.
Fonte: Autor.

Na figura 50, verifica-se o comportamento da composição 2 quando sofre um carregamento maior; pode-se ver claramente as fibras totalmente aderidas e que romperam junto do polipropileno, as fibras que não foram bem aderidas e na parte de baixo da figura 38 uma fibra rasgada. Diferente da composição 1, não se observou micro fusão nesta composição, pelo fato do movimento estar mais restrito devido ao aumento da porcentagem de fibra de coco.

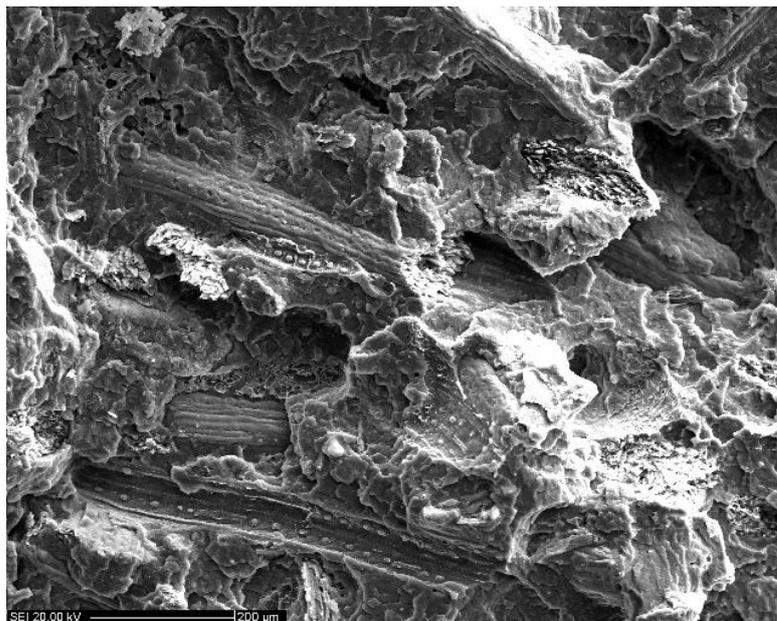


Figura 50: Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de fadiga de um corpo de prova da composição 2 (PP+40%FC+1%C) a uma tensão de 16,31 MPa. Comportamento da composição 2 quando sofre um carregamento maior.
Fonte: Autor.

Na figura 51 verifica-se que com o aumento da porcentagem do agente compatibilizante uma maior quantidade de fibras aderiu a matriz. Na figura 51 também pode se observar as marcas devido ao carregamento cíclico. A figura 52, contudo, demonstra que mesmo aumentando a porcentagem de agente compatibilizante, aumentando adesão de fibras no polipropileno e limitando o movimento, houve a existência de micro fusão na matriz.

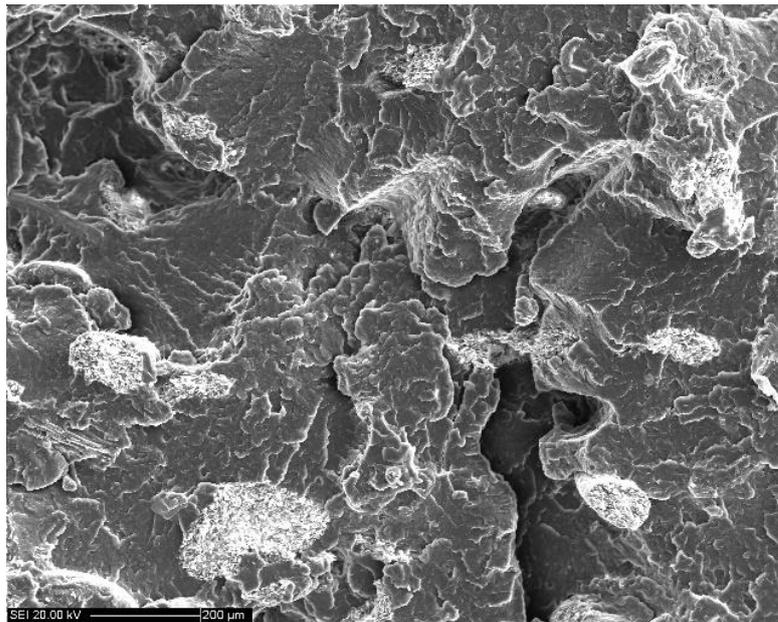


Figura 51: Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de fadiga de um corpo de prova da composição 3 (PP+20%FC+4%C) a uma tensão de 12,82 MPa. Aumento da aderência das fibras a matriz e marcas de fadiga.

Fonte: Autor.

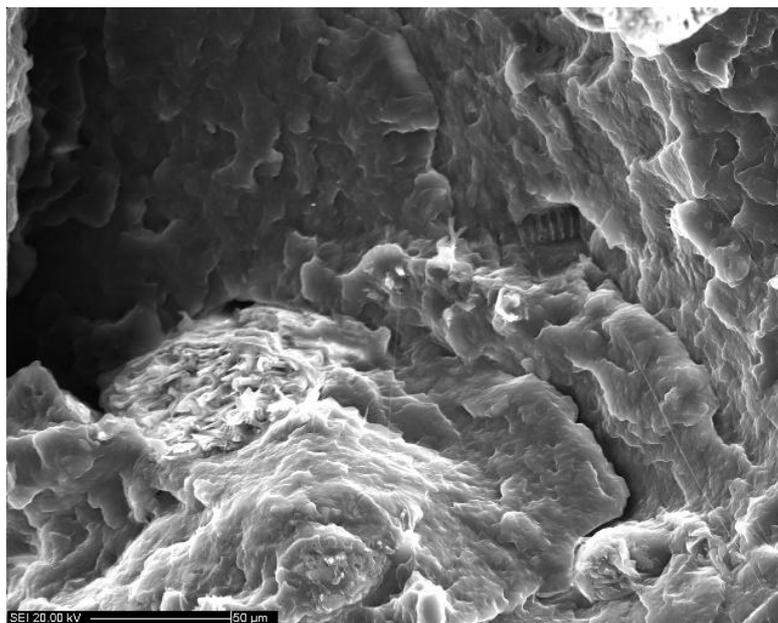


Figura 52: Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de fadiga de um corpo de prova da composição 3 (PP+20%FC+4%C) a uma tensão de 12,82 MPa. Microfusão na matriz.

Fonte: Autor.

Na figura 53 pode se perceber que mesmo aumentando a porcentagem de agente compatibilizante para 4%, e mantendo 20% de fibra de coco, houve fibras que não obtiveram aderência total na matriz, mostrando que o aumento da fração de compatibilizante não leva a aumento significativo da aderência que pudesse afetar o comportamento a fadiga, corroborando os resultados dos ensaios mecânicos.

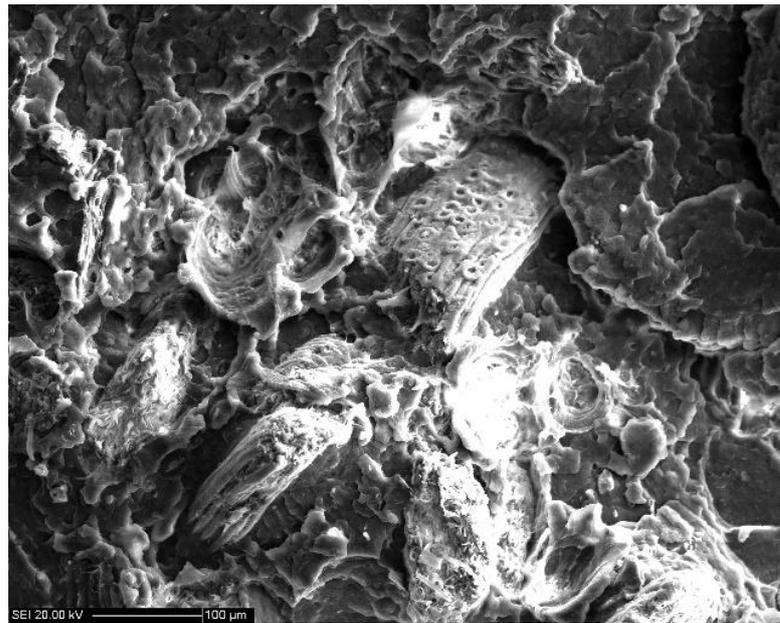


Figura 53: Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de fadiga de um corpo de prova da composição 3 (PP+20%FC+4%C) a uma tensão de 13,98 MPa. Fibra rompida e não aderida a matriz. Fonte: Autor.

Na figura 54 pode-se ver que no início da fratura da composição com maior porcentagem de fibras e agente compatibilizante e uma carga menor, teve-se mais fibras aderidas e poucas não aderidas. Na figura 55 observa-se em detalhe a fibra de coco bem aderida na matriz. Já na figura 56 pode-se ver o início da fratura da composição 4 sob uma tensão maior. As fibras que estão orientadas na direção do esforço estão aderidas e romperam rente a matriz. Já as fibras que estão perpendiculares a direção do esforço foram arrancadas. Por fim, na figura 57 tem-se o final da fratura, onde percebe-se maior quantidade de fibras arrancadas e vazios na matriz polimérica.

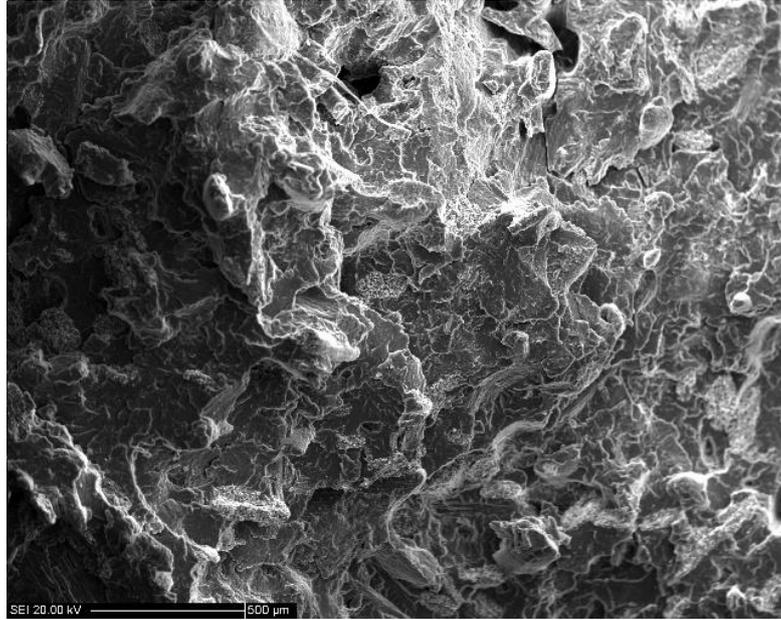


Figura 54: Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de fadiga de um corpo de prova da composição 4 (PP+40%FC+4%C) a uma tensão de 12,82 MPa. Início da fratura com mais fibras aderidas. Fonte: Autor.

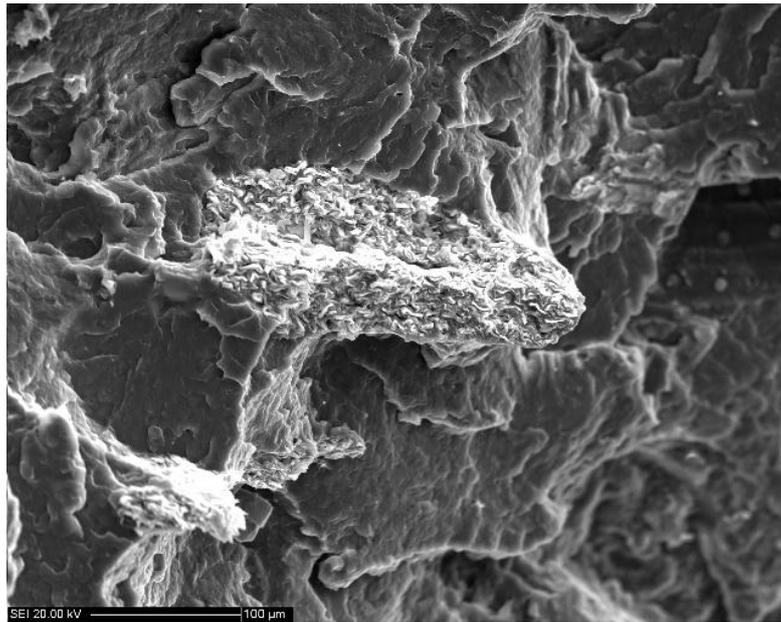


Figura 55: Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de fadiga de um corpo de prova da composição 4 (PP+40%FC+4%C) a uma tensão de 12,82 MPa. Fibra de coco bem aderida na matriz. Fonte: Autor.

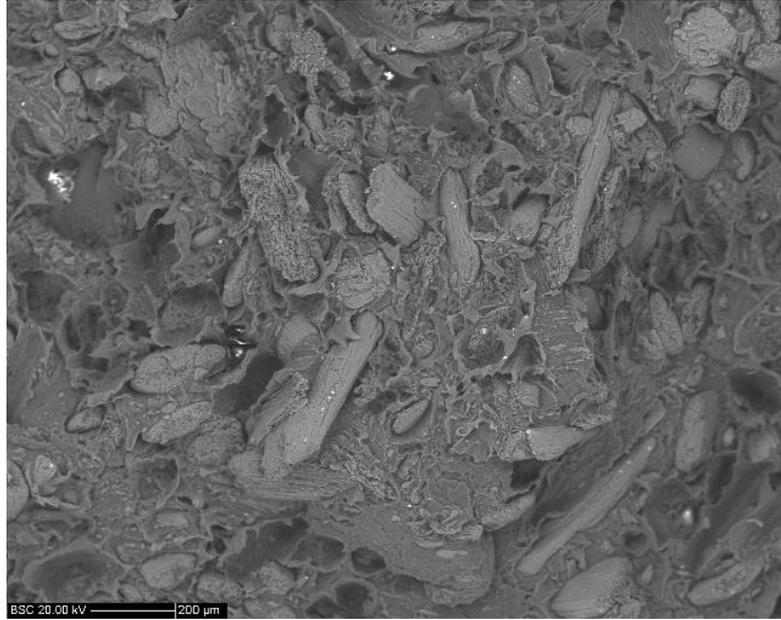


Figura 56: Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de fadiga de um corpo de prova da composição 4 (PP+40%FC+4%C) a uma tensão de 15,14 MPa. Início da fratura com as fibras orientadas aderidas e fibras perpendiculares a direção do esforço arrancadas.

Fonte: Autor.



Figura 57: Fractografia no MEV da superfície fraturada no ensaio de fadiga de um corpo de prova da composição 4 (PP+40%FC+4%C) a uma tensão de 15,14 MPa. Final da fratura com maior quantidade de fibras arrancadas e vazios na matriz.

Fonte: Autor.

6 CONCLUSÃO

Após a realização dos ensaios de tração e fadiga e análise dos resultados dos ensaios, chegou-se as seguintes conclusões.

Para as propriedades mecânicas monotônicas a tração verificou-se que:

- Quanto maior a porcentagem de fibra de coco sem a adição de agente compatibilizante, menor será o valor da resistência à tração, menor será a deformação na ruptura e maior será o módulo elástico.
- Com a adição de 1% de agente compatibilizante, polipropileno graftizado com anidrido maleico (PP-g-MA), a resistência à tração aumentou em relação aos compósitos não compatibilizados e a deformação na ruptura também aumentou, comprovando que a presença do agente compatibilizante melhora a adesão entre o PP e a fibra de coco, levando conseqüentemente a melhor transferência de carga e diminuição dos concentradores de tensão.
- Mantendo-se a concentração de agente compatibilizante constante e aumentando a porcentagem de fibra de coco de 20% para 40%, a resistência a tração aumentou, a deformação na ruptura diminuiu, e o módulo elástico aumentou.
- O aumento da concentração de agente compatibilizante no compósito de 1% para 4% não resultou em uma diferença significativa na resistência à tração, obteve-se um pequeno aumento na deformação até a ruptura e uma pequena diminuição do valor do módulo elástico.

Para as propriedades mecânicas cíclicas (fadiga) verificou-se que:

- O aumento da porcentagem de fibra de coco de 20% para 40% mantendo-se a concentração de agente compatibilizante em 1%, faz com que a vida em fadiga do compósito aumente para um mesmo nível de tensão; ou seja, para uma mesma vida, o material resiste a uma maior tensão.
- Para as composições com 4% de agente compatibilizante, notou-se também o aumento da vida sob carregamento cíclico do compósito quando se acrescentou mais fibra de coco no compósito.
- Mantendo a concentração de fibra de coco em 20% de fibra de coco, e aumentando a porcentagem de agente compatibilizante de 1% para 4%, não se nota mudança significativa na curva S-N, não alterando a vida do material. O mesmo verifica-se quando se compara

as curvas das composições com 40% de fibra de coco com 1% e 4% de agente compatibilizante.

Deste modo conclui-se que não vale à pena aumentar a porcentagem de agente compatibilizante de 1% para 4%, pois além de encarecer o compósito, devido ao alto custo do agente compatibilizante, não se obtém ganhos significativos de propriedades mecânicas monotônicas (tração) e cíclicas (fadiga).

REFERÊNCIAS

ABIQUIM. **Anuário da Indústria Química Brasileira**, 2004

AGARWAL, B.; BROUTMAN, L. **Analysis and performance of fiber composites**. New York; Chichester; John Wiley, 1980.

ALBUQUERQUE, J. A. C. **Plásticos na prática**. Porto Alegre: Sagra Luzzatto, 1999.

AMIM, P.; PACHECO, E. Mistura de polipropileno e fibra de coco. **Jornal de Plásticos**, Rio de Janeiro, jun. 2004. Disponível em :< <http://jorplast.com.br/jpjun04/pag05.html>>. Acesso em: 28 dez. 2009.

ANDERSON, T. L. **Fracture Mechanics: Fundamentals and applications**. 2 ed. New York, CRC, 1995. p. 345-376.

ANTUNES, M. C. **Estudo da Influência do Agente Compatibilizante no Comportamento em Fadiga de um Compósito de Polipropileno Reforçado com Fibra de Coco**. 2009. 43 f. Trabalho de Conclusão de Curso (Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Centro Universitário da FEI, São Bernardo, 2009.

BETTINI, S. H. P. **Funcionalização de polipropileno com anidrido maleico por processamento reativo**. 1997. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Federal São Carlos, São Carlos, 1997.

BETTINI, S. H. P; JULIANA, A. T.; HOLZSCHUH, D. Effect of process parameters and composition on mechanical, thermal, and morphological properties of polypropylene/sawdust composites. **Journal of applied Polymer Science**, vol. 108, n. 4, p. 2233.2241, mai. 2008.

BLEDZKI, A. K.; GASSAN, J. Compositos reforçados a base de fibras de celulose. **Progress in Polymer Science**, v. 24, p. 221-274, 1999.

BICUDO, A. B. L. C.; AUGUSTO, I. S.; ANTUNES L.A.; MORASSI, P. L. **Estudo da Utilização da Fibra de Coco como Alternativa de Agente de Reforço numa Matriz Polimérica de Polipropileno**. 2007. 82 f. Trabalho de conclusão de Curso (Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Centro Universitário da FEI, São Bernardo, 2007.

BRYDSON, J. A. **Plastics Materials**. Londres; Boston: Butterworth Scientific, 1982.

CAHN, R. W; HAASEN, P.; KRAMER, E. J.; FROST; BRIAN R. T. **Materials science and technology**, VCH. Cambridge, Hardcover, 1993.

CALLISTER, JR. **Ciência a Engenharia de Materiais : Uma Introdução**. 5. ed. Rio de Janeiro: RJ LTC, 2002.

CHAWLA, K.KRISHAN. **Composite Materials: Science and Engineering**. 2 ed. New York: Springer- Verlag, 1998.

CRAWFORD, R.J. **Plastics Engineering**, 3 ed New York : Butterworth Heinemann, 1998.

CRUZ, M. C. A.; SOUSA, J. A. Correlações entre propriedades dinâmico-mecânicas e durabilidade sob fadiga mecânica em compósitos de polipropileno/polipropileno maleificado/fibra de vidro. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAS, 17., 2006, Foz do Iguaçu, **Anais eletrônicos...** Disponível em <<http://www.metallum.com.br/17cbecimat/resumos/17Cbecimat-210-005.pdf>>. Acesso em 17 fev. 2010.

CUNHA, J. T.; ITURRIOZ, I.; BERNAL, C.; MONTENEGRO, H.; CISILINO, A. Modelagem numérica de comportamento mecânico de compostos de matriz polimérica reforçada com fibras vegetais utilizando o método dos elementos discretos. **Universidade do Estado do Rio de Janeiro**, Nova Friburgo, 30 ago. 2004. Disponível em: <[HTTP://www.abcm.org.br/xi_creem/resumos /MC/CRE04-mc04.PDF](HTTP://www.abcm.org.br/xi_creem/resumos/MC/CRE04-mc04.PDF)>. Acesso em : 07 jan. 2010.

DESHPANDE, A. P.; RAO, M. B.; RAO, C. L. Extraction of Bamboo Fibers and Their Use as Reinforcement in Polymeric Composites, **Journal of Applied Polymer Science**, Vol. 76, n.1, p. 83-92, abr. 2000.

DEVI, L. U.; BHAGAWAN S.S.; THOMAS S. Mechanical properties of pineapple leaf fiber-reinforced polyester composites. **Journal of Applied Polymer Science**, New York v. 63, n. 13, p. 1739-1748, mar. 1997.

DIETER, G. E. **Metalurgia mecânica**. 2 ed. Rio de Janeiro: Guanabara Koogan, 1981.

FENGEL, D.; WEGENER, G. **Wood: chemistry, ultrastructure and reactions**. Berlin: Walter de Gruyter, 1989.

FERREIRA, J.M.S.; WARWICK, D.R.N.; SIQUEIRA.; L.A. **A cultura do coqueiro no Brasil**. 2. ed. Brasília: EMBRAPA-SPI, 1998. 292 p.

FROLLINI, E.; PAIVA, J. M. F.; TRINDADE W. G. ; RAZERA I. A. T.; TITA, S. P. Plastics and composite from lignophenols. In: WALLENBERGER F. T.; WESTON, N. **Natural Fibers, Plastics and Composites**. EUA: Kluwer Academic Pub, 2004, cap.12, p. 42-86.

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, jan. 1999.

GEETHAMMA V.G.; KALAPRASAD G.; GROENINCKX G., THOMAS S.
Dynamic mechanical behavior of short coir fiber reinforced natural rubber composites. **Composites: Part A**, v. 36, n. 11, p. 1499-1506, 2005. Disponível em <http://www.sciencedirect.com/science?_ob=ArticleURL&_udi=B6TWN-4G361S5-1&_user=10&_coverDate=11%2F30%2F2005&_rdoc=1&_fmt=high&_orig=search&_sort=d&_docanchor=&view=c&_acct=C000050221&_version=1&_urlVersion=0&_userid=10&md5=6f53324b54a5110a289cfb470cfafec1>. Acesso em: 10 jan. 2010.

GLOBAL 21. **Informes setoriais:** petroquímico e plásticos. Disponível em :
<http://www.global21.com.br/informessetoriais/setor.asp?cod=14>.

INSTITUTO BRASILEIRO DE GEOGRAFIA E ESTATÍSTICAS – IBGE. **Banco de Dados Agregados**. Brasília, DF: PAM – Produção Agrícola dos Municípios. Disponível em: <<http://www.sidra.ibge.gov.br/bda/tabela/listabl.asp?c=1613&z=p&o=20>> .Acesso 16 Fev 2010.

ISHIZAKI, M. H.; VISCONTE, L. L. Y.; FURTADO, C. R. G.; LEITE, M. C. A. M.; LEBLANC, J. L.; Caracterização mecânica e morfológica de compósitos de polipropileno e fibras de coco verde: influência do teor de fibra e das condições de mistura. **Polímeros**, São Carlos, v 16, n.3, abril 2006. Disponível em < <http://www.scielo.br/scielo.php?pid=S0104-14282006000300006&script=sciarttext&ting=en>>. Acesso em 09 jan. 2010.

JOSEPH A., SREEKALA M.S., OOMEN Z., KOSHY P., THOMAS S.A. A comparison of the mechanical properties of phenol formaldehyde composites reinforced with banana fibre and glass fibres. **Composites Science and Technology**, Índia, v. 62, n. 14, p. 1857-1868, ago. 2002.

KULTURAL, S.E.; ERYUREK, I.B. Fatigue behavior of calcium carbonate filled polypropylene under high frequency loading. **Materials & Design**, Istanbul, v.28, n.3, p. 816-823, set. 2007. Disponível em: <
http://www.sciencedirect.com/science?_ob=ArticleURL&_udi=B6TX5-4PNJ1K2-8&_user=10&_coverDate=12%2F31%2F2007&_alid=1299451481&_rdoc=1&_fmt=high&_orig=search&_cdi=5581&_sort=r&_docanchor=&view=c&_ct=99&_acct=C000050221&_version=1&_urlVersion=0&_userid=10&md5=5263f97228e6320cd59de63e9e789665>. Acesso em: 21 jan. 2010.

KURUVILLA, J.; MEDEIROS, E.; CARVALHO, L. Compósitos de matriz poliéster reforçados por fibras curtas de sisal. **Polímeros: Ciências e Tecnologia**, p.136-141, out./dez.1999. Disponível em: <http://www.scielo.br/scielo.php?pid=S0104-14281999000400023&script=sci_pdf&ting=pt>. Acesso em 07 jan. 2010.

LIBERMANN, R. B.; BARBE P.C. **Encyclopedia of Polymer Science and engineering**, 2 ed. New York: John Wiley & Sons, 1989, vol 13, p. 464-531.

MAC INTYER T. **Método de previsão da curva deformação-vida em fadiga para as ligas de alumínio AA6261 e AA6351-T6**. 2003. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 27 jun. 2003. Disponível em: <<http://libdigi.unicamp.br/document/?code=vtls000304160>>. Acesso em 07 jan. 2010.

MALLICK, P.K. **Fiber-reinforced composites: materials, manufacturing and design**. Nova Iorque, Marcel Dekker, 1988. p.312.

MATTHEWS, F. L.; RAWLINGS, R. D. **Composite materials: engeneering and science**. Grã Bretanha, Chapman & Hall, 1994. p.470

MEDEIROS, E.; MATTOSO, L.; CARVALHO, L. Uso de tecidos de fibras vegetais para melhoria das propriedades de materiais plásticos. **Embrapa Circular técnica**, São Carlos, n.16, nov. 2002. Disponível em: <http://www.cnpdia.embrapa.br/publicacoes/download.php?file=CiT16_2002.pdf>. Acesso em 10 jan.2010.

NIELSEN, L.; LANDEL, R. **Mechanical properties of polymers and composites**. 2 ed. rev. e aum. New York; Basel: Marcel Dekker, 1994.

NOHARA, L. B.; KAWAMOTO, A. M.; TAKAHASHI, M. F. K.; WILLS, M.; NOHARA, E. L.; REZENDE, M. C.; Síntese de um Poli (Ácido Âmico) para Aplicação como Interface em Compósitos Termoplásticos de Alto Desempenho, **Polímeros: Ciência e Tecnologia**, vol. 14, nº 2, p. 122-128, maio 2004. Disponível em: <http://biblioteca.universia.net/html_bura/ficha/params/id/605726.html>. Acesso em: 10 fev. 2010.

ORGANIZAÇÕES DAS NAÇÕES UNIDAS PARA AGRICULTURA E ALIMENTAÇÃO. Disponível em <<http://ftp.fao.org/docrep/fao/004/y3612E/y3612e00>>. Acesso em 27 fev. 2010.

PAIVA, J. M. F. **Compósitos de Matrizes Termorrígidas Fenólicas e Lignofenólicas Reforçadas com Fibras Vegetais**. 2001. 266 f. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia dos Materiais) – Instituto de Química de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2001.

PEBLY, H. E. Glossary of terms. In: REINHART, T. (org). **Engineered Materials , Handbook**. Ohio.:ASM International, 1998. v4 p10-20.

RABELLO, M. **Aditivção de Polímeros**. São Paulo : Artiliber Ed. 2000.

RAJ, R. G.; KOKTA, B. V. Mechanical properties of surface-modified cellulose

fiber-thermoplastic composites. In: ROWELL, M. R.; SCHULTZ, T. P.; NARAYAN, R. Emerging Technologies for materials and chemicals from biomass. Washington, American Chemical Society, 1992, v. 476, p. 76-87.

RAZERA, I. A. T. **Estudo de propriedades de compósitos de matriz termorrígida fenólica reforçados com fibras de juta.** São Carlos, 2001. Dissertação (Mestrado) – Instituto de Química de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2001.

RAZERA, I. A. T; FROLLINI E. Composite based on jute fibers and phenolics matrices:properties of fibers amd composites. **Journal of Applied Polymer Science**, v. 91, n.2, p. 1077-1085, jan. 2004. Disponível em : < <http://www3.interscience.wiley.com/journal/106566112/abstract>>. Acesso em: 15 fev. 2010.

ROUT, J.; MISRA, M.; THIPATHY S.S.; NAYAK S. K.; MOHANTY A. K. The Influence of fibre treatment on the performance of coir-polyester composites. **Composite Science and Technology** v. 61, n. 9, p.1303-1310, jul. 2001.

REINHART, T.; CLEMENTS. **Introduction to composites Engineered Materials Handbook.** Ohio: ASM International, 1998.

ROESLER, M. HARDERS. H, BAEKER, M. **Mechanical Behaviour of Engineering Materials, Metals, Ceramics, Polymers, and Composites Springer Verlag.** Berlin Heidelberg. 2007.

ROWELL, R. M.; SANADI, A. R.; CAULFIED D. F.; JACOBSON R. E. Utilization of natural fibers in plastic composites: problems and opportunities. In: LEÃO, A. L.; CARVALHO, F. X.; FROLLINI, E. **Lignocellulosic-Plastics Composites.** São Paulo, USP/UNESP, 1997.p. 23-51.

SENHORAS, E. M. **Estratégias de uma agenda para a cadeia agroindustrial do coco: transformando a ameaça dos resíduos em oportunidades eco-eficientes.** Transformando a ameaça dos resíduos em oportunidades eco-eficientes. 2003. 38f. Monografia – Universidade Estadual de Campinas, Campinas, abr. 2003.

SHIN, F. G.; XIAN, X. J.; ZHENG, W.P.; YIPP, M.W. Analysis of the mechanical properties and microstructures of bamboo-epoxy composites. **Journal of Materials Science**, v. 24, n. 10, p. 3483-3490, 1989.

SILVA, R. V. **Compósitos de resina poliuretano derivada de óleo de mamona e fibras vegetais.** 2003. Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais) – Universidade de São Paulo, São Carlos, 2003.

SOLOMONS, T.W.G. **Organic Chemistry**. 6 ed. New York: John Wiley & Sons, 1996.

SPERLING, L. M. **Physical Polymer Science**, 4 ed. New Jersey: Wiley-Interscience, 2006.

XANTHOS, M. **Functional Fillers for Plastics**, Newark USA: Wiley-VCH, 2005.

WONGHON, M. **Fibra de coco é usada na industria automobilística**. Disponível em: <<http://www.radiobras.gob.br/ct/1996/materia0305964htm>>. Acesso em: 16 jan. 2010.

ZÁRATE E. N.; ARANGUREN M. I.; REBOREDO M. M. Resol/Vegetable fibers composites, **Journal of Applied Polymer Science**, v.25 , p. 1354-1362, mar. 2000.

ZHOUA, Y. ; RANGARI, V.; MAHFUZA, H.; JEELANI, S.; MALLICK, P. K. Experimental study on thermal and mechanical behavior of polypropylene, talc/polypropylene and polypropylene/clay nanocomposites. **Materials science and technology**, USA, v. 402, n. 1-2, p.109-117, abr. 2005.