

**MINISTÉRIO DA DEFESA
EXÉRCITO BRASILEIRO
DEPARTAMENTO DE CIÊNCIA E TECNOLOGIA
INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA
CURSO DE MESTRADO EM CIÊNCIAS DOS MATERIAIS**

RODRIGO FERNANDES NASCIMENTO

**INFLUÊNCIA DO INTEMPERISMO NO DESEMPENHO MECÂNICO E BALÍSTICO
DE TECIDO PRODUZIDO COM FIBRA DE ARAMIDA**

Rio de Janeiro

2015

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

RODRIGO FERNANDES NASCIMENTO

**INFLUÊNCIA DO INTEMPERISMO NO DESEMPENHO MECÂNICO E
BALÍSTICO DE TECIDO PRODUZIDO COM FIBRA DE ARAMIDA**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Curso de Mestrado em Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Ciências dos Materiais

Orientadores: Prof. João Carlos Miguez Suarez - D.C.

Prof. Ricardo Pondé Weber – D.C.

Rio de Janeiro

2015

c2015

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

Praça General Tibúrcio, 80 – Praia Vermelha

Rio de Janeiro - RJ CEP: 22290-270

Este exemplar é de propriedade do Instituto Militar de Engenharia, que poderá incluí-lo em base de dados, armazenar em computador, microfilmear ou adotar qualquer forma de arquivamento.

É permitida a menção, reprodução parcial ou integral e a transmissão entre bibliotecas deste trabalho, sem modificação de seu texto, em qualquer meio que esteja ou venha a ser fixado, para pesquisa acadêmica, comentários e citações, desde que sem finalidade comercial e que seja feita a referência bibliográfica completa.

Os conceitos expressos neste trabalho são de responsabilidade do(s) autor(es) e do(s) orientador(es).

Nascimento, Rodrigo Fernandes

Influência do intemperismo no desempenho mecânico e balístico de tecido produzido com fibra de aramida/orientado por João Carlos Miguez Suarez; Ricardo Pondé Weber – Rio de Janeiro: Instituto Militar de Engenharia, 2015.

139 p. : il.,

Dissertação (Mestrado) - Instituto Militar de Engenharia- Rio de Janeiro 2015.

1. Ciência dos Materiais – teses, dissertações. 2. Polímeros. 3. Balística I. Suarez, João Carlos Miguez. II. Weber, Ricardo Pondé. III. Título. IV. Instituto Militar de Engenharia

CDD 621.48323

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

RODRIGO FERNANDES NASCIMENTO

**INFLUÊNCIA DO INTEMPERISMO NO DESEMPENHO MECÂNICO E
BALÍSTICO DE TECIDO PRODUZIDO COM FIBRA DE ARAMIDA**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Curso de Mestrado em Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Ciências.

Orientadores: Prof. João Carlos Miguez Suarez – D.C.

Prof. Ricardo Pondé Weber – D.C.

Aprovada em 07 de dezembro de 2015 pela seguinte Banca Examinadora:



Professor Ricardo Pondé Weber – D.C. do IME - Presidente



Professora Simone Maria de Rezende – DSc., do Senai Cetiqt



Professor Fábio Bicalho Cano – D.C., do IME



Professor Robson Pacheco Pereira – D.C. do IME

Rio de Janeiro

2015

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus por me amparar nos momentos difíceis, me dar força interior para superar as dificuldades, mostrar o caminho nas horas incertas e me suprir em todas as minhas necessidades.

A minha esposa Wiviane, que privou-se da minha presença por muitos momentos, sempre me compreendeu e apoiou durante os momentos mais críticos.

Aos meus amados pais, responsáveis pelo meu crescimento intelectual e moral, pelo apoio, carinho e incentivo durante esta jornada.

Aos meus orientadores João Carlos Miguez Suarez (*in memoriam*) e Ricardo Pondé Weber, pela dedicação e paciência em me orientar, me mostraram o caminho da ciência e contribuíram para meu crescimento profissional.

Aos professores Simone Maria de Rezende, Fábio Bicalho Cano e Robson Pacheco Pereira, por gentilmente aceitarem o convite para participar da banca e, dessa forma, contribuírem com o trabalho realizado.

Aos meus amigos de trabalho, do Senai Cetiqt, que fizeram parte deste trabalho, sempre me ajudando e incentivando.

A Juliana Inham, Senai Cetiqt, pelo apoio dos ensaios físicos da fibra e do tecido.

A Flávia da Silva, Senai Cetiqt, pelo apoio na confecção dos alvos balísticos.

A Lilian Gasparelli, Senai Cetiqt, Sandra Albinante, IMA e Luciana Portal, UEZO, pelo apoio na realização dos ensaios de difração de raios x.

Aos meus amigos de curso Suzane Oliveira e T.C. Samyr, pelo companheirismo, apoio e incentivo durante a realização do trabalho.

A Cap. Viviane Vivas, CTEEx, pelo apoio do ensaios FTIR e balístico.

A equipe do CAEx, Linha IV, pelo apoio nos ensaios balísticos.

A Lia Coelho, UFRRJ, pelo apoio na realização da microscopia eletrônica de varredura.

A todos os professores do curso de mestrado em ciências dos materiais do IME pelo convívio e aprendizado.

Enfim, a todos que contribuíram de alguma forma na conclusão deste trabalho

SUMÁRIO

LISTA DE ILUSTRAÇÕES.....	9
LISTA DE TABELAS	17
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS	19
LISTA DE SIGLAS.....	21
1 INTRODUÇÃO.....	24
1.1 Considerações gerais	24
1.2 Objetivos.....	25
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	26
2.1 Polímeros.....	26
2.1.1 Conceitos básicos.....	26
2.1.2 Degradação	27
2.1.3 Fratura	28
2.2 Materiais para proteção balística	30
2.2.1 Conceitos gerais	30
2.2.2 Materiais poliméricos para blindagens.....	30
2.2.2.1 Fibras de proteção balística.....	32
2.2.3 Tecidos	35
2.2.4 Fibras poliméricas de alto desempenho	39
2.2.5 Fibra de poliaramida	42
2.2.5.1 Processamento da fibra de poliaramida.....	45
2.2.5.2 Estrutura da fibra de poliaramida.....	47
2.3 Blindagens de poliaramida.....	50
2.3.1 Conceitos gerais	50
2.3.2 Degradação de blindagens de poliaramida.....	50
2.3.3 Comportamento balístico de blindagens de poliaramida	52
3 MATERIAIS E MÉTODOS.....	58
3.1 Equipamentos.....	58

3.2	Material a ser estudado	60
3.3	Fabricação dos corpos de prova.....	61
3.4	Grupos de Avaliação.....	63
3.5	Exposição aos agentes ambientais.....	64
3.5.1	Exposição à radiação ultravioleta	64
3.5.2	Exposição à umidade por lavagem.....	67
3.6	Caracterização do material como recebido.....	68
3.6.1	Caracterização física da fibra e do tecido de poliaramida.....	68
3.6.1.1	Determinação do título ou densidade linear da fibra.....	68
3.6.1.2	Determinação da gramatura ou densidade superficial do tecido	69
3.6.1.3	Determinação da densidade de fios (fios/cm) de urdume e trama do tecido	70
3.6.1.4	Determinação da espessura do tecido.....	71
3.6.1.5	Inspeção visual	71
3.7	Caracterização físico-química do alvo balístico	72
3.7.1	Espectroscopia no infravermelho (FTIR)	72
3.7.2	Análise termogravimétrica (TGA).....	73
3.7.3	Calorimetria diferencial de varredura (DSC)	74
3.7.4	Difração de raios-X (DRX)	74
3.8	Caracterização mecânica do tecido de poliaramida.....	76
3.9	Avaliação do comportamento balístico	77
3.9.1	Ensaio balístico.....	77
3.9.2	Avaliação de danos.....	79
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	80
4.1	Caracterização física da fibra e do tecido de poliaramida.....	80
4.1.1	Determinação do título ou densidade linear da fibra.....	80
4.1.2	Determinação da gramatura ou densidade superficial do tecido	81
4.1.3	Determinação da densidade de fios (fios/cm) de urdume e trama do tecido	81
4.1.4	Determinação da espessura do tecido.....	82
4.2	Caracterização visual.....	82
4.3	Caracterização físico-química.....	84
4.3.1	Espectroscopia no infravermelho (FTIR)	84
4.3.2	Análise termogravimétrica (TGA).....	89

4.3.3	Calorimetria diferencial de varredura (DSC)	92
4.3.4	Difração de raios-X (DRX)	94
4.4	Caracterização mecânica do tecido de poliaramida.....	98
4.4.1	Ensaio de tração.....	98
4.5	Avaliação do comportamento balístico	101
4.5.1	Ensaio Balístico	101
4.5.2	Avaliação de danos.....	102
4.5.2.1	Inspeção visual	102
4.5.2.2	Exame fratográfico da região do impacto balístico	104
5	CONCLUSÕES.....	108
6	SUGESTÕES.....	110
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	111
8	APÊNDICES.....	119
8.1	Apêndice 1 : Espectros de absorbância no infravermelho (FTIR).....	120
8.2	Apêndice 2 : Termogravimetria (TGA)	124
8.3	Apêndice 3 : Calorimetria diferencial de varredura (DSC)	128
8.4	Apêndice 4: Difração de raios-X (DRX)	132
8.5	Apêndice 5: Ensaio de tração do tecido de poliaramida	136

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

FIG. 2.1	Reação de Hidrólise da Poliamida.....	27
FIG. 2.2	Representação esquemáticas do comportamento tensão-deformação em tração para de materiais frágeis e dúcteis carregados até a fratura	28
FIG. 2.3	Proteção individual do soldado alemão na 1ª Guerra mundial (1918)	31
FIG. 2.4	Processo de fiação a úmido e estiramento	33
FIG. 2.5	Entrelaçamento básico de um tecido plano	36
FIG. 2.6	Três tipos de entrelaçamentos do tecido plano	37
FIG. 2.7	Estrutura: (a) da malha por trama (b) da malha por urdume	37
FIG. 2.8	Processo de fabricação do Spectra Shield®.....	38
FIG. 2.9	Orientação macromolecular do UHMWPE e do PE normal	40
FIG. 2.10	Mero do UHMWPE	41
FIG. 2.11	Mero do PBO	42
FIG. 2.12	Mero da poliaramida.....	43
FIG. 2.13	Meroda meta-aramida	43
FIG. 2.14	Mero da para-aramida	44

FIG. 2.15 Síntese do poli(<i>p</i> -fenileno tereftalamida)	44
FIG. 2.16 Processo de fiação úmida de jato seco	45
FIG. 2.17 Ângulo β em relação a direção longitudinal da fibra	46
FIG. 2.18 Estrutura capa e núcleo da fibra de poliaramida	47
FIG. 2.19 Ligações de hidrogênio entre as cadeia da poli(<i>p</i> -fenileno tereftalamida).....	48
FIG. 2.20 Estrutura em pregas da fibra de poliaramida.....	48
FIG. 2.21 Célula unitária da rede cristalina.....	49
FIG. 2.22 Degradação das propriedades mecânicas da poliaramida após exposição à radiação UV.....	51
FIG. 2.23 Diferença ATR - FTIR espectros das amostras de poliaramida que foram expostas aos agentes de ambientais em relação à amostra não degradada.....	52
FIG. 2.24 Reação de hidrólise da poliaramida.....	53
FIG. 2.25 Esquema do momento de impacto de um projétil em uma fibra balística	55
FIG. 2.26 Deformação cônica de um tecido de poliaramida após o impacto balístico	56
FIG. 2.27 Fratura da fibra de poliaramida.....	57
FIG. 2.28 Critério do Limite Balístico	57

FIG. 3.1	Fotografias do tecido de fibra de poliaramida como recebido: (a) amostra 100 x 100 mm; (b) com aumento de 230 vezes	60
FIG. 3.2	Fotografia da máquina de corte manual PHLPS, modelo PLS-50.....	61
FIG. 3.3	Fotografia do tecido de poliaramida cortado nas dimensões 300 x 300 mm.....	61
FIG. 3.4	Fotografia da máquina de costura reta Columbia.....	62
FIG. 3.5	Fotografia do alvo balístico costurado	62
FIG. 3.6	Fotografia do tecido costurado	63
FIG. 3.7	Fotografia da câmara da marca Comexim modelo C-UV	65
FIG. 3.8	Fotografias da fixação das amostras na câmara Comexim C-UV: (a) alvos balísticos ; (b) tecido	66
FIG. 3.9	Fotografia do aparelho para tingimento sobre fluxo e jato Werner Mathis AG, modelo JFO	67
FIG. 3.10	Fotografias: (a) equipamento para medição de meadas de fios Kimak, modelo MBE-7 (b) balança analítica Mettler, modelo PM 460	68
FIG. 3.11	Fotografias: (a) gabarito metálico na dimensão 100 x 100 mm (b) balança analítica Mettler, modelo PM 460.....	69
FIG. 3.12	Fotografia do equipamento para contagem do número de fios	70
FIG. 3.13	Fotografia do equipamento para medição da espessura Mainard.....	71

FIG. 3.14	Fotografia da máquina universal para ensaios de tração EMIC, modelo DL 10000	77
FIG. 3.15	Conjunto de teste balístico utilizado para o ensaio de blindagens leves	78
FIG. 3.16	Fotografias: (a) Pontos de impacto no alvo e a ordem dos tiros e (b) trauma produzido após impacto balístico	79
FIG. 4.1	Fotografias com ampliação de 230 vezes da superfície dos tecidos de poliaramida: (a) CR; (b) UV; (c) LAV; (d) UV+LAV.	83
FIG. 4.2	Fotografias dos alvos: (a) CR; (b) UV; (c) LAV; (d) UV+LAV	83
FIG. 4.3	Espectro FTIR em modo absorbância representativo obtido para o tecido de poliaramida “como recebido” (CR).	84
FIG. 4.4	Superposição dos espectros na região do infravermelho, pela técnica de refletância total atenuada (ATR), da fibra de poliaramida, antes e após exposição aos agentes de degradação	86
FIG. 4.5	Superposição dos espectros de FTIR em absorbância, normalizados pela banda em 821 cm^{-1} , da fibra de poliaramida, antes e após degradação.....	87
FIG. 4.6	Curva termogravimétrica representativa obtida no ensaio de TGA da fibra de poliaramida “como recebido” (CR).....	90
FIG. 4.7	Superposição das curvas termogravimétricas por TGA da poliaramida, antes e após exposição aos agentes de degradação	91
FIG. 4.8	Curva de DSC representativa da fibra de poliaramida na condição “como recebido”	93

FIG. 4.9	Superposição das curvas de DSC da fibra de poliaramida, antes e após exposição aos agentes de degradação	93
FIG. 4.10	Difratograma de raios-X representativo da fibra de poliaramida na situação “como recebido”	95
FIG. 4.11	Superposição dos difratogramas de raios-X (DRX) da fibra de poliaramida, antes e após exposição aos agentes de degradação	96
FIG. 4.12	Curva representativa obtida no ensaio de tração do tecido de poliaramida na condição “como recebido”	98
FIG. 4.13	Propriedades sob tração do tecido de poliaramida, antes e após exposição aos agentes de degradação	100
FIG. 4.14	Fotografias do alvo impactado na condição “como recebido” (CR): (a) vista frontal; (b) vista distal; e (c) vista distal lateral	102
FIG. 4.15	Fotografias do alvo impactado após exposição à radiação ultravioleta (UV): (a) vista frontal; (b) vista distal; e (c) vista distal lateral	103
FIG. 4.16	Fotografias do alvo impactado após exposição à umidade por lavagem (LAV): vista frontal; (b) vista distal; e (c) vista distal lateral	103
FIG. 4.17	Fotografias do alvo impactado após exposição à radiação ultravioleta e à umidade por lavagem (UV+LAV): (a) vista frontal; (b) vista distal; e (c) vista distal lateral.....	103
FIG. 4.18	Microfotografias representativas, por MEV, da superfície da fratura de fibras de poliaramida, retiradas do alvo impactado na condição conforme recebido (CR)	105

FIG. 4.19	Microfotografias representativas, por MEV, da superfície da fratura de fibras de poliaramida, retiradas do alvo impactado após exposição à radiação (UV)	105
FIG. 4.20	Microfotografias representativas, por MEV, da superfície da fratura de fibras de poliaramida, retiradas do alvo impactado após exposição à umidade por lavagem (LAV)	106
FIG. 4.21	Microfotografias representativas, por MEV, da superfície da fratura de fibras de poliaramida, retiradas do alvo impactado após exposição aos dois agentes de degradação (UV+LAV)	106
FIG. 8.1	Espectro FTIR do tecido de poliaramida “como recebido” (CR)	120
FIG. 8.2	Espectro FTIR do tecido de poliaramida após exposição à radiação ultravioleta (UV)	121
FIG. 8.3	Espectro FTIR do tecido de poliaramida após exposição à umidade por lavagem (LAV)	122
FIG. 8.4	Espectro FTIR do tecido de poliaramida após exposição à radiação ultravioleta e à umidade por lavagem (UV+LAV)	123
FIG. 8.5	Curva termogravimétrica representativa obtida no ensaio de TGA da fibra de poliaramida “como recebido” (CR)	124
FIG. 8.6	Curva termogravimétrica representativa obtida no ensaio de TGA da fibra de poliaramida após exposição à radiação ultravioleta (UV)	125
FIG. 8.7	Curva termogravimétrica representativa obtida no ensaio de TGA da fibra de poliaramida após exposição à umidade por lavagem (LAV)	126

FIG. 8.8	Curva termogravimétrica representativa obtida no ensaio de TGA da fibra de poliaramida após exposição à radiação ultravioleta e à umidade por umidade por lavagem (UV+LAV)	127
FIG. 8.9	Curva calorimétrica por DSC representativa da fibra de poliaramida na condição “como recebido”	128
FIG. 8.10	Curva calorimétrica por DSC representativa da fibra de poliaramida após exposição à radiação ultravioleta (UV)	129
FIG. 8.11	Curva calorimétrica por DSC representativa da fibra de poliaramida após exposição à umidade por lavagem (LAV)	130
FIG. 8.12	Curva calorimétrica por DSC representativa da fibra de poliaramida após exposição à radiação ultravioleta e à umidade por lavagem (UV+LAV)	131
FIG. 8.13	Difratograma de raios-X representativo da fibra de poliaramida na condição “como recebido”	132
FIG. 8.14	Difratograma de raios-X representativo da fibra de poliaramida após exposição à radiação ultravioleta (UV)	133
FIG. 8.15	Difratograma de raios-X representativo da fibra de poliaramida após exposição à umidade por lavagem (LAV)	134
FIG. 8.16	Difratograma de raios-X representativo da fibra de poliaramida após exposição à radiação ultravioleta e à umidade por lavagem (UV+LAV)	135
FIG. 8.17	Curvas representativas obtidas no ensaio de tração do tecido de poliaramida na condição “como recebido”	136

FIG. 8.18	Curvas representativas obtidas no ensaio de tração do tecido de poliaramida após exposição à radiação ultravioleta (UV).....	137
FIG. 8.19	Curvas representativas obtidas no ensaio de tração do tecido de poliaramida após exposição à radiação à umidade por lavagem (LAV)	138
FIG. 8.20	Curvas representativas obtidas no ensaio de tração do tecido de poliaramida após exposição à radiação ultravioleta e à umidade por lavagem (UV+LAV).....	139

LISTA DE TABELAS

TAB. 2.1	Fibras de alto desempenho	40
TAB. 3.1	Comparação do Heracron® com outras fibras de poliaramida	60
TAB. 3.2	Grupos de avaliação e condições de degradação	64
TAB. 3.3	Bandas características e atípicas da molécula da poliaramida	73
TAB. 4.1	Densidade linear da fibra de poliaramida	80
TAB. 4.2	Densidade superficial do tecido de poliaramida.....	81
TAB. 4.3	Densidade de fios de urdume e trama.....	81
TAB. 4.4	Espessura do tecido de poliaramida.....	82
TAB. 4.5	Principais bandas do espectro FTIR da fibra de poliaramida	85
TAB. 4.6	Intensidade das bandas características e atípicas da fibra de poliaramida, normalizadas pela banda 821 cm ⁻¹ , antes e após degradações.....	87
TAB. 4.7	Parâmetros obtidos na análise termogravimétrica.....	91

TAB. 4.8	Parâmetros cristalográficos e grau de cristalinidade das fibras de poliaramida em função do grupo de avaliação	97
TAB. 4.9	Valores médios das propriedades determinadas no ensaio de tração dos tecidos de poliaramida, antes e após degradações	99
TAB. 4.10	Resultado do ensaio balístico dos alvos de poliaramida, para cada grupo de avaliação	101

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

ABREVIATURAS

ATR	Refletância total atenuada
C	Comprimento da trinca
Den	Sistema de titulação denier
DRX	Difração de raios X
DSC	Calorimetria diferencial de varredura
E_c	Energia Cinética do projétil
FTIR	Espectroscopia na região do infravermelho
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
Ne	Sistema de titulação inglês
Nm	Sistema de titulação métrico
PBO	Polibenzobisoxazol
PC	Penetração Completa
PE	Polietileno
PP	Penetração Parcial
PPD	<i>p</i> -fenileno diamina
PPD-T	Poli (<i>p</i> -fenileno tereftalamida)
T	Título da fibra

TCL	Dicloreto de tereftaloíla
Tex	Sistema de titulação tex
TGA	Análise termogravimétrica
UHMWPE	Polietileno de ultra-alto peso molecular
UV	Ultravioleta

SÍMBOLOS

β	Ângulo de alinhamento da fibra
K	Constante da equação do título
ρ	Densidade da Fibra
γ	Energia superficial específica
m	Massa do projétil
n	Grau de polimerização do polímero
E	Módulo de Elasticidade
Lb	Libra
T_g	Temperatura de transição vítrea
T_m	Temperatura de fusão cristalina
T_0	Temperatura de início de perda de massa
σ_c	Tensão crítica
V_{50}	Velocidade em que um material tem 50% de probabilidade de resistir ao impacto de um dado projétil
v_0	Velocidade de impacto do projétil
V	Velocidade de propagação da onda

LISTA DE SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ASTM	American Society for Testing and Materials
CAEx	Centro de Avaliações do Exército
CETIQT	Centro de Tecnologia da Indústria Química e Têxtil
CTEX	Centro Tecnológico do Exército
IMA	Instituto de Macromoléculas
IME	Instituto Militar de Engenharia
ISO	International Organization for Standardization
MIL-STD	Military Standard
NBR	Norma Brasileira
NIJ	National Institute of Justice
UFRRJ	Universidade Federal Rural do Rio de Janeiro

RESUMO

Nesta dissertação foi investigada a influência do intemperismo no desempenho mecânico e balístico de um tecido produzido com fibra de poliaramida, pela exposição à radiação ultravioleta (UV), à umidade por lavagem (LAV) e à radiação ultravioleta mais umidade por lavagem (UV+LAV).

As modificações ocorridas nas propriedades da poliaramida, pelos agentes de degradação, foram avaliadas por meio de ensaios físico-químicos (espectroscopia na região do infravermelho, FTIR, análise termogravimétrica, TGA, calorimetria diferencial de varredura, DSC e difração de raios-X, DRX) e por microscopia eletrônica de varredura (MEV) das fibras fraturadas, nos corpos de prova, durante o impacto balístico. O comportamento do material foi avaliado por meio de ensaio mecânico (tração do tecido) e balístico, empregando-se munição de calibre .380 com projétil de aproximadamente 6,2 g e velocidade de impacto de 312 ± 12 m/s.

Os resultados dos ensaios físico-químicos, dos corpos de prova, expostos aos agentes de degradação, revelaram alterações macromoleculares, devido à cisão da cadeia polimérica pelos processos de hidrólise e fotólise, ocasionando oxidação na superfície e quebra dos domínios cristalinos no interior da fibra de poliaramida. Verificou-se, também, a diminuição da cristalinidade da poliaramida, sendo mais severa após exposição à umidade por lavagem. Porém, não foram observadas mudanças no comportamento térmico do material.

O comportamento mecânico e balístico do material foi influenciado após exposição aos agentes de degradação. A resistência à tração da fibra de poliaramida diminuiu para todos os grupos de avaliação (UV, LAV, UV+LAV), quando comparados ao material “como recebido”, porém, a maior perda de resistência ocorreu no material exposto à umidade por lavagem. Os danos causados pelo impacto balístico foram equivalentes entre os materiais degradados, sendo observado o mesmo trauma (mm) por energia de impacto (J) e o mesmo número de camadas perfuradas para todos os grupos avaliados (UV, LAV, UV+LAV), entretanto, maiores que o material na condição “como recebido” (CR).

ABSTRACT

In this dissertation the influence of weathering on the mechanical and ballistic performance of a fabric made from polyaramid fiber was investigated, by exposure to ultraviolet radiation (UV), moisture by washing and ultraviolet radiation plus moisture by washing.

The modifications occurred in the properties of polyaramid, by degradation agents were evaluated through physicochemical tests (infrared spectroscopy, FTIR, thermal analysis, TGA, differential scanning calorimetry, DSC and X-ray diffraction, XRD) and scanning electron microscopy (SEM) of fractured fibers in the specimens during ballistic impact. The behavior of the material was assessed by means of mechanical test (fabric strength) and ballistic, employing a .380 caliber projectile with about 6.2 g and impact speed of 312 ± 12 m / s.

The results of physicochemical tests, of the specimens, exposed to degradation agents, revealed macromolecular changes due to the split of the polymer chain by hydrolysis and photolysis processes, causing oxidation on the surface and breaking of crystalline domains inside the polyaramid fiber. It was also observed that there was a reduction of the crystallinity of the polyaramid, being more severe after exposure to moisture by washing. However, there were no changes in the thermal behavior of the material.

The mechanical and ballistic behavior of the material was affected after exposure to degradation agents. The tensile strength of polyaramid fiber decreased for all assessment groups (UV, LAV, UV + LAV) when compared to the material "as received" but the greatest loss of resistance occurred in the material exposed to moisture by washing. Damage caused by ballistic impact were equivalent among the degraded materials, being observed the same trauma (mm) per impact energy (J) and the same number of perforated layers for all groups evaluated (UV, LAV, UV + LAV) however, larger than the material provided "as received" (CR).

1 INTRODUÇÃO

1.1 CONSIDERAÇÕES GERAIS

As batalhas existem há milhares de anos e o homem sempre procurou a melhor maneira de prejudicar o seu semelhante, a fim de impor as suas vontades sobre os seus inimigos.

O desenvolvimento de armas impulsionou simultaneamente o desenvolvimento de proteções para o corpo, os meios de locomoção e os imóveis. As primeiras armas eram os punhos e pedaços de paus e conseqüentemente a primeira blindagem foi produzida a partir de peles de animais para absorver os golpes. Na Roma antiga e na Europa medieval foram usadas pelos guerreiros placas de metal extremamente pesadas para se proteger das espadas e flechas, porém esta configuração diminuía em muito a mobilidade. Com a invenção da pólvora, a ocorrência da Primeira e Segunda Guerras Mundiais, observou-se a necessidade de produzir blindagens mais eficazes.

A indústria têxtil, em conjunto com outras indústrias, desde a antiguidade até a atualidade, está comprometida no desenvolvimento tecnológico de novos materiais, para melhorar o desempenho, conforto, eficiência, durabilidade e confiabilidade das blindagens. O desenvolvimento de fibras sintéticas de alta resistência e alto módulo de elasticidade, na década de 60, marcou o início de uma nova era para as blindagens, sendo estas capazes de proteger contra projéteis disparados em altas velocidades (WILUSZ, 2008; SPARKS, 2012).

As blindagens atuais são capazes de absorver enormes quantidades de energia além de aumentarem a mobilidade no campo de batalha, devido ao menor peso das fibras balísticas atualmente utilizadas na confecção destas blindagens.

Um dos atuais desafios da indústria química é manter as excelentes propriedades das fibras poliméricas de alto desempenho durante sua vida útil, pois quando expostos à umidade, calor, radiações, produtos químicos, elas podem

degradar, reduzindo assim suas propriedades físicas e balísticas e consequentemente sua vida útil.

A redução das propriedades físicas e balísticas dos coletes à prova de balas produzidos com fibras de poliaramida após exposição à umidade e raios ultravioletas ainda não é bem conhecida, devido a pouca informação de dados fornecidos pelos fabricantes da fibra. Esta falta de informação justifica a importância do presente estudo, afim de estimar a vida útil de proteções balísticas corporais usadas pelos combatentes das forças armadas.

1.2 OBJETIVOS

O objetivo geral da presente dissertação é estudar a influência do intemperismo nas propriedades mecânicas e balísticas de materiais poliméricos .

O objetivo específico deste estudo é avaliar o efeito da degradação por radiação ultravioleta e por exposição à umidade, através do processo de lavagem, de tecidos de poliaramida unidos por meio de costura, simulando um colete a prova de balas. A caracterização do material estudado, antes e após a exposição à umidade e radiação ultravioleta, foi realizada por meio de ensaios físico-químicos, mecânicos, balísticos e microscopia eletrônica de varredura, procurando-se correlacionar as alterações moleculares da fibra de poliaramida com os comportamentos mecânicos e balísticos dos corpos de prova estudados.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 POLÍMEROS

Polímeros são grandes moléculas (macromoléculas). Estas longas moléculas são compostas de entidades estruturais que se repetem ao longo da cadeia denominadas meros. As palavras *poli* (muitos) e *mero* (parte), são de origem grega. O monômero é uma micromolécula usada na síntese do polímero que contém a base da unidade de repetição do mesmo (CANEVAROLO JR, 2006).

2.1.1 CONCEITOS BÁSICOS

Os polímeros podem ser de origem natural, artificial ou sintética e são caracterizados (CANEVAROLO JR, 2006; CALLISTER, 2008):

- Quanto à forma, em polímeros lineares, ramificados, reticulados ou em rede;
- Quanto à configuração da cadeia, que podem modificar significativamente as propriedades. Suas configurações podem ser cabeça-cauda, cabeça-cabeça, cauda-cauda ou mista;
- Quanto ao arranjo espacial dos átomos, em estereoisômeros isotáticos, sindiotáticos ou atáticos, e isômeros geométricos *cis* ou *trans*;
- Quanto à quantidade de meros na cadeia, sendo homopolímero (um tipo de mero) ou copolímero (mais de um tipo de mero);
- Quanto à cristalinidade, diferenciando-os em polímeros amorfos ou semicristalinos;
- Quanto ao tipo de polimerização, sendo polimerizados por adição ou condensação;

- Quanto ao mecanismo de polimerização, podendo ser por etapas, por cadeia e por abertura de anel;
- Quanto ao comportamento mecânico, em termorrígidos ou termoplásticos, elastômeros e fibras.

As diferentes configurações encontradas nos polímeros influenciam expressivamente nas propriedades físico-químicas de cada um deles.

2.1.2 DEGRADAÇÃO

Com o passar do tempo, os materiais sofrem uma mudança nas suas propriedades físicas, químicas e mecânicas quando expostos ao meio ambiente. Os polímeros, quando expostos ao ambiente, podem sofrer o envelhecimento prematuro dependendo do agente de degradação, diminuindo sua vida útil. Estes agentes podem ser químicos, como por exemplo, ácidos, solventes, gases reativos, umidade; físicos, como radiação ultravioleta, gama ou mecânicos e provenientes de esforços cisalhantes durante seu processamento, induzindo a ruptura de ligações químicas da cadeia principal ou de grupamentos laterais do polímero.

A ruptura das ligações químicas durante a degradação do polímero pode gerar ligações cruzadas, substituição de cadeias laterais, reações intramoleculares, auto-oxidação e despolimerização. Esta ruptura pode ser iniciada por um dos seguintes processos: por rompimento mecânico (cisalhamento), fotólise (luz), hidrólise (umidade), radiólise (radiação gama) ou termólise (calor) (DE PAOLI, 2008; CANEVAROLO JR, 2006).

A poliamida pode sofrer hidrólise através da absorção das moléculas de água na fase amorfa do polímero. A preferência de localização das moléculas de água é próxima das ligações amida ($-\text{CO}-\text{NH}-$), facilitando sua cisão e gerando amina e ácido carboxílico, diminuindo assim a massa molar. (CANEVAROLO JR, 2006, DE PAOLI, 2008). Este processo de degradação é mostrado na FIG. 2.1.

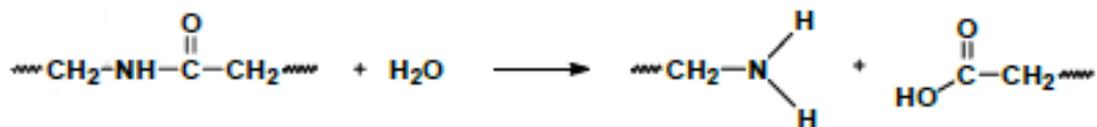


FIG. 2.1 Reação de hidrólise da poliamida.

CANEVAROLO JR, 2006

O processo de degradação por radiação é iniciado após a exposição à luz do sol ou às radiações de alta energia. O polímero (ou impurezas) absorverá radiação, induzindo reações que resultam na perda de propriedades. A iniciação da degradação das cadeias poliméricas por reações fotoquímicas ocorre com a participação de uma molécula excitada em seu estado eletrônico. Estes estados são geralmente gerados pela absorção de luz nas faixas de comprimento de onda de 200 a 370 nm (ultravioleta) e 370 a 700 nm (visível) ou através de reações químicas exotérmicas. O grupamento químico responsável pela absorção de luz chama-se cromóforo (DE PAOLI, 2008).

2.1.3 FRATURA

A fratura em um material pode ser classificada como dúctil, frágil ou mista e depende do consumo de energia para separar o material em duas ou mais partes, criando superfícies livres novas. O processo de fratura, após uma tensão aplicada, divide-se em duas etapas: formação e propagação da trinca (CALLISTER, 2008; CANEVAROLO JR, 2006).

A fratura nos polímeros pode ocorrer de dois modos: dúctil ou frágil, conforme a FIG. 2.2.

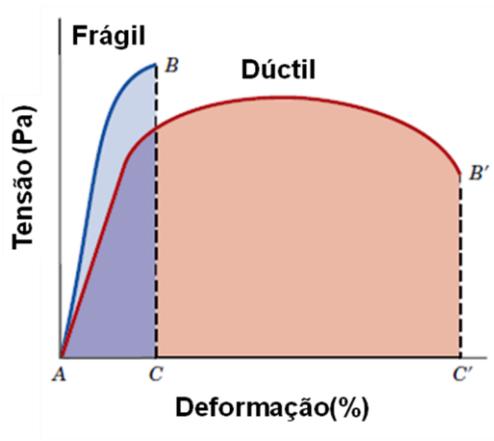


FIG. 2.2 Representação esquemática do comportamento tensão-deformação em tração para de materiais frágeis e dúcteis carregados até a fratura.

CALLISTER, 2008

Um polímero dúctil experimenta substancial deformação plástica, o qual requer um alto consumo de energia antes da fratura. Um polímero frágil necessita de pouca energia, não produzindo quase nenhuma deformação plástica antes da fratura.

A formação das trincas acontece em regiões onde as tensões estão concentradas, tais como: riscos, entalhes, defeitos do material e outros. As trincas na fratura frágil se movimentam rapidamente, ocorrendo muito pouca ou nenhuma deformação plástica. Materiais frágeis são evitados em algumas aplicações, devido à falta de tenacidade e da possibilidade de ocorrer a fratura de forma catastrófica, isto é, sem aviso prévio.

O comportamento frágil nos materiais poliméricos esta associado a ocorrência de microfissuras (*crazing*), onde existe interpenetração de vazios e fibrilas. Estas fibrilas se rompem em tensões abaixo da tensão de escoamento do material, produzindo microfissuras que se propagam de maneira frágil (GALESKI, 2003). O comportamento dúctil pode ser devido a microfissuras ou devido as bandas de cisalhamento adiabático, envolvendo deformação plástica localizada no material.

Griffith desenvolveu a teoria da fratura frágil, baseando-se na concentração de tensão em torno da ponta da trinca. A EQ.1.1 estabelece a tensão crítica (σ_c) para iniciar a propagação da trinca perpendicular à sollicitação (CANEVAROLO JR, 2006).

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{2.E.\gamma}{\pi.C}} \quad \text{EQ.1.1}$$

σ_c = tensão crítica

E = Módulo de Elasticidade

γ = energia superficial específica

C = comprimento da trinca

Os polímeros dúcteis possuem uma extensa deformação plástica na vizinhança do avanço da trinca. A fratura nos polímeros dúcteis ocorre de forma complexa, dividida em três estágios: escoamento das cadeias, estiramento das cadeias e estágio final de fratura. Após o polímero atingir a tensão de escoamento das moléculas poliméricas, ele se deforma plasticamente e não retorna a sua forma original. No segundo estágio, as cadeias são orientadas na direção da tensão aplicada, ocorrendo um estiramento. No estágio final, já com as cadeias com um grau elevado de orientação, estas são estiradas até a fratura final do polímero (CANEVAROLO JR, 2006).

2.2 MATERIAIS PARA PROTEÇÃO BALÍSTICA

2.2.1 CONCEITOS GERAIS

Alguns materiais são utilizados para proteger os combatentes e a população civil contra as ameaças exteriores. Estes materiais de proteção podem ser classificados de acordo com:

- O tipo do alvo, ou seja, proteção veicular, pessoal, estrutural;
- A natureza da ameaça (tipos de armamento e estilhaços);
- A estrutura física dos materiais (rígidos ou flexíveis; opacos ou transparentes).

Os materiais para proteção balística podem ser metálicos (aços e não ferrosos), não metálicos (cerâmicos e polímeros) e compósitos (união de mais de 2 materiais com propriedades diferentes) (BHATNAGAR, 2006; SPARKS, 2012).

O foco nos próximos tópicos será nos materiais poliméricos empregados na proteção balística pessoal.

2.2.2 MATERIAIS POLIMÉRICOS PARA BLINDAGENS

Desde a invenção da pólvora, a humanidade está exposta às ameaças de projéteis disparados por armas em alta velocidade, estilhaços de granadas ou até mesmo bombas caseiras. Durante as guerras mundiais as proteções balísticas eram constituídas de aço, o que deixavam os carros de combate pesados e com baixa mobilidade. As limitadas proteções pessoais que existiam na época, eram coletes e capacetes extremamente pesados (65 kg) e volumosos, como mostrado na FIG. 2.3, que dificultavam a mobilidade dos soldados e conseqüentemente com alta probabilidade de serem atingidos (BHATNAGAR, 2006; SPARKS, 2012).



FIG. 2.3 Proteção individual do soldado alemão na 1ª Guerra mundial (1918).

SPARKS, 2012

Diante destas dificuldades de locomoção e proteção eficaz, a comunidade científica juntou esforços para desenvolver materiais leves, resistentes a projétil de alta velocidade e contra estilhaços de granadas. Neste estágio inicial, alguns desenvolvimentos de coletes com fibras de Nylon foram realizados, mas com pouca eficácia (WILUSZ, 2008).

Desde o final dos anos 60 até os dias de hoje, cientistas desenvolvem fibras poliméricas muito mais fortes que o aço, as quais podem ser transformadas em tecidos, não-tecidos flexíveis e compósitos rígidos de baixo peso, com proteção balística suficiente contra as ameaças de projéteis e estilhaços (SPARKS, 2012).

2.2.2.1 FIBRAS DE PROTEÇÃO BALÍSTICA

As fibras podem ser classificadas de diversas maneiras, tais como: (CHAWLA, 1998)

- Ramo de aplicação: podem ser utilizadas nos vestuários e nos produtos de cama, mesa e banho (algodão, linho, viscose, nylon, poliéster e outras) ou em aplicações técnicas (poliamida, polietileno, carbono, vidro e outras) em reforços estruturais, geotêxteis, próteses, cordas, proteções balísticas e outras, exigindo assim propriedades superiores às fibras usadas em vestuário;
- Comprimento das fibras: podem ser contínuas ou descontínuas. As fibras contínuas possuem comprimento praticamente infinito, enquanto as fibras descontínuas têm comprimento entre 10 a 400 mm e a razão entre comprimento e diâmetro acima de 100;
- Origem da Fibra: podem ser naturais, regeneradas ou sintéticas. As fibras naturais podem ser de origem vegetal e animal e são poliméricas, diferentemente das minerais. As fibras de viscose, acetato, bambu, modal e outras são feitas de celulose da polpa da madeira. As sintéticas são feitas a partir de soluções químicas poliméricas.

As fibras poliméricas para proteção balística são fibras sintéticas de comprimentos ilimitados, com propriedades físicas elevadas e resistentes a produtos químicos.

As fibras sintéticas são definidas pela Organização Internacional de Normalização (ISO) como: fibras poliméricas originadas à partir de elementos ou compostos químicos, em contraste com as fibras onde o polímero ocorre naturalmente (MCINTYRE, 2005).

A fabricação de fibras sintéticas é obtida pela extrusão de uma solução polimérica através de fieiras, de diferentes maneiras: fiação por fusão (*melt spinning*); fiação a seco (*dry spinning*); fiação por via úmida (*wet spinning*); e outras que são utilizadas em situações especiais: fiação por reação (*reaction spinning*), fiação a gel (*gel spinning*) e fiação por dispersão (*dispersion spinning*).

Após a extrusão, os filamentos passam por um processo de estiramento, com o objetivo de aumentar o grau de alinhamento molecular das cadeias, através de cilindros girando em diferentes velocidades, sendo os cilindros trativos com (à frente) rotação maior que os cilindros anteriores. A FIG. 2.4 apresenta o processo de fiação por fusão e o processo de estiramento. Após o processo de estiramento, o filamento é enrolado com ou sem torção (HORROCKS; ANANDS, 2000).

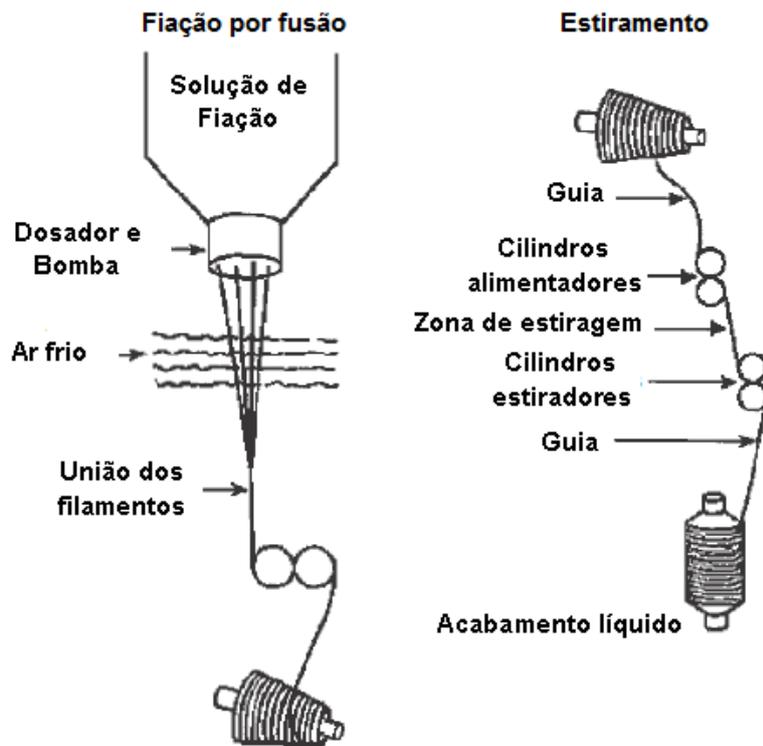


FIG. 2.4 Processo de fiação por fusão e estiramento
HORROCKS; ANANDS, 2000

Devido ao processo de fiação, as fibras possuem variação de diâmetro durante todo o seu comprimento, dificultando assim a medição de sua espessura. O parâmetro mais utilizado para expressar o diâmetro, tanto na Indústria Têxtil, como na comercialização de fibras é a densidade linear, definida como a massa (g) em um determinado comprimento (m) de fibra, também denominada como título. O procedimento para obtenção do título é chamada de medição da titulação.

São dois os sistemas de medição da titulação existentes, os quais estão descritos a seguir (LAWRENCE, 2003):

- Sistema Direto: calcula a massa de um comprimento padrão. Expressa diretamente a densidade da fibra. As duas principais unidades deste sistema é o Tex (tex), que corresponde a massa em gramas de 1000 metros e o Denier (den), que corresponde a massa em grama de 9000 metros. São geralmente usados em fibras regeneradas e sintéticas.

• Sistema Indireto: calcula o comprimento de uma massa padrão. A massa é ou 1 kg ou 1 lb, e o comprimento é associado, respectivamente, em metros ou em jardas. Expressa indiretamente a densidade linear da fibra. As duas principais unidades são o título inglês (Ne), que corresponde à quantidade de meadas de 768 m necessárias para obter 453,6 gramas de fibras e o título métrico (Nm), que corresponde a quantidade de meadas de 1000 m necessárias para obter 1000 grama. São geralmente usados em fibras naturais.

Para calcular um título de um filamento é necessário usar as seguintes equações, para o sistema direto e indireto respectivamente:

$$T = \frac{K.P}{C} \quad \text{EQ.2.1}$$

T = Título da fibra (tex ou den)

K = constante (1000 para Tex e 9000 para Denier)

P = massa de uma amostra de fibra (g)

C = comprimento de uma amostra de fibra (m)

$$T = \frac{K.C}{P} \quad \text{EQ.2.2}$$

T = Título da fibra (Nm ou Ne)

K = constante (0,59 para Ne e 1 para Nm)

P = massa de uma amostra de fibra (g)

C = comprimento de uma amostra de fibra (m)

2.2.2.2 TECIDOS

Tecido é definido como todo material produzido por fios de fibra natural, regenerada ou sintética, fabricados em diferentes formatos com o objetivo de se tornar coberturas que possam ser aplicados em diversas áreas: vestuário, construção civil, agropecuária, medicina, esporte, automóveis, lar, proteção e outros (BEHERA; HARI, 2010).

Podemos classificar os tecidos de três maneiras: tecido plano, tecido de malha e tecido não-tecido.

Os tecidos planos resultam do entrelaçamento de dois conjuntos de filamentos que se cruzam em ângulo reto, produzidos no tear. O conjunto de fios localizado no sentido longitudinal ou no comprimento de um tecido plano é denominado como urdume. O conjunto de fios situado no sentido transversal ou da largura do tecido é denominado trama. A FIG. 2.5 apresenta um entrelaçamento básico de um tecido plano (ARAÚJO; CASTRO, 1986).

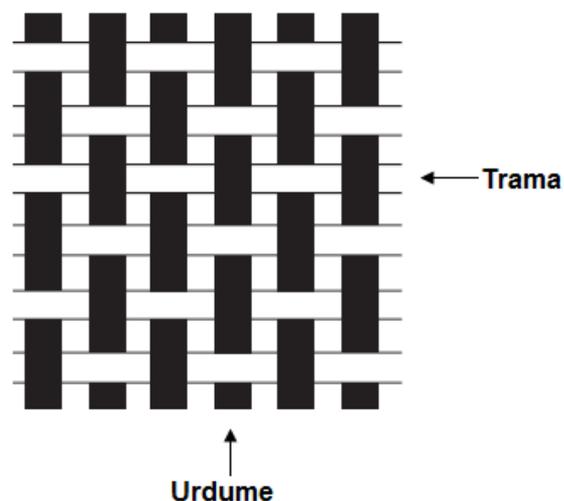


FIG. 2.5 Entrelaçamento básico de um tecido plano
BEHERA; HARI, 2010

Tecelagem plana é o setor, onde, a partir da fibra natural, regenerada ou sintética, se produz tecidos planos. A tecelagem moderna possui teares com

elevadas velocidades, devido o desenvolvimento da indústria têxtil. Os filamentos sintéticos são danificados durante o processo de tecelagem, ocasionado pelos atritos e tensões aplicadas dos componentes dos equipamentos envolvidos durante a preparação do urdume e o entrelaçamento no tear.

Os tecidos utilizados para proteção balística podem ter desempenhos diferentes dependendo das propriedades físicas, título e torção do fio; do tipo de entrelaçamento do tecido e dos processos posteriores à tecelagem (BHATNAGAR, 2006).

Diversos tipos de entrelaçamentos são utilizados na confecção do tecido. A FIG. 2.6 representa os três tipos básicos de entrelaçamento dos tecidos planos.

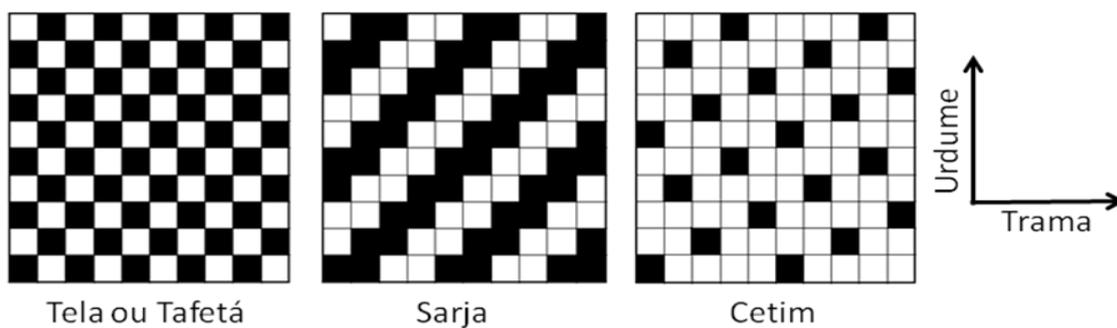


FIG. 2.6 Três tipos de entrelaçamentos do tecido plano
BHATNAGAR, 2006

O entrelaçamento mais utilizado nos tecidos para proteção é o tafetá ou tela, pelo motivo de possuir maior estabilidade dimensional e maior resistência mecânica ao atrito e à tração.

Os tecidos de malha resultam do entrelaçamento dos filamentos, por meio de laçadas, que interpenetram umas nas outras, com atuação de agulhas. Os fios utilizados nestes teares têm que possuir alta flexibilidade e baixo coeficiente de atrito para formação de um produto de boa qualidade (SCOTT, 2005; ARAÚJO; CASTRO, 1986).

A tecelagem de malha produz dois tipos de tecido, conforme a FIG. 2.7: (a) malha por trama (as laçadas são entrelaçadas horizontalmente) e (b) malha por urdume (as laçadas são entrelaçadas verticalmente).

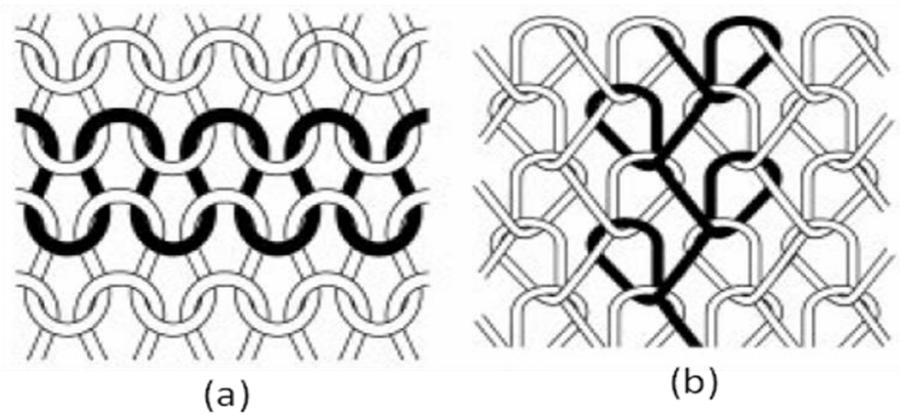


FIG. 2.7 Estrutura: (a) da malha por trama (b) da malha por urdume.
SCOTT, 2005

Os tecidos de malha são pouco aplicados para proteção balística, por não possuírem boa estabilidade dimensional como os tecidos planos e o processo de tecelagem ser muito abrasivo para as fibras balísticas, ocasionando elevada quebra das fibras.

Conforme a Norma Brasileira, NBR-13770, não-tecido é uma estrutura plana, flexível e porosa, constituída de véu ou manta de fibras ou filamentos, orientados direcionalmente ou ao acaso, consolidados por processo mecânico (fricção), químico (adesão), térmico (coesão) ou combinações destes.

Uma das tecnologias de fabricação de não-tecidos aplicados para proteção balística é exclusiva da empresa Honeywell. O processo consiste em sobrepor camadas de fibras uma sobre as outras em ângulos de 0° e 90° , sem a necessidade de entrelaçar as fibras no processo de tecelagem. Logo após é aplicado uma resina termoplástica para união das fibras e consolidação do material. O desempenho balístico dos não-tecidos vem apresentando superioridade em relação aos tecidos planos (BHATNAGAR, 2006; WILUSZ,2008).

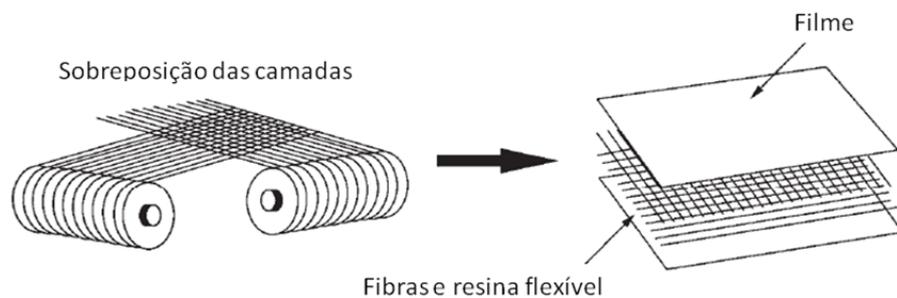


FIG. 2.8 Processo de fabricação do Spectra Shield®.

WILUSZ, 2008

O desempenho balístico de materiais fabricados com não-tecidos depende das propriedades físicas, título, entrelaçamento das fibras; tipo e quantidade de resina; e a interação entre a fibra e a resina.

2.2.3 FIBRAS POLIMÉRICAS DE ALTO DESEMPENHO

As fibras de alto desempenho unem excepcionais propriedades, como: excepcional resistência mecânica, ao calor e a produtos químicos. No caso de proteção balística, as fibras poliméricas substituem o aço em algumas aplicações, devido à diminuição do peso no mesmo nível de proteção, ou seja, para a mesma ameaça, aumentando assim a mobilidade e conseqüentemente diminuindo a vulnerabilidade às ameaças.

As fibras são geralmente empregadas em compósitos leves na aviação, em coletes à prova de balas, como tecido para proteção contra chamas e em coletes resistentes a facas. Outras aplicações incluem cordas, cascos, velas (navegação), pneus (indústria automotiva), na construção civil, em artigos esportivos, etc (WILUSZ, 2008; HEARLE, 2001).

Na primeira metade do Séc. XX, houve um avanço nas fibras sintéticas, através do poliéster e da poliamida, obtidas com propriedades mecânicas superiores as das

fibras naturais e regeneradas, garantindo melhores desempenhos e baixos custos (HEARLE, 2001).

Nos anos 60, a empresa A DuPont desenvolveu uma fibra de alta performance registrada sob a marca Kevlar®. A Fibra é uma poliaramida sintética, leve e resistente. Desde esta invenção, várias novas fibras e métodos de construção de tecidos à prova de balas foram desenvolvidos, tais como, o polietileno de ultra-alto peso molecular, produzido pela DSM, a poliaramida produzida pela Teijin e o polibenzobisoxazol (Zylon®) produzido pela Toyobo, anunciados pelos fabricantes como sendo materiais mais leves e mais resistentes do que o Kevlar®, embora sejam muito mais caros. As propriedades destas fibras estão demonstradas na TAB. 2.1. A poliaramida e o polietileno de ultra-alto peso molecular (UHMWPE), são as duas fibras encontradas atualmente na composição dos coletes à prova de balas (SPARKS, 2012).

TAB. 2.1 Fibras de alto desempenho.

Polímero	Nome comercial	Fabricante	Densidade (g/cm ³)	Resistência à Tração (GPa)	Módulo de Elasticidade (GPa)
Poliaramida	Kevlar	DuPont	1,44	2,42 – 2,97	47,3 – 122,1
	Twaron	Teijin		2,42	93,5
Polietileno	Dyneema	DSM	0,97	3,3 – 4,95	99 - 220
Polibenzobisoxazol	Zylon/PBO	Toyobo	1,56	4,62	220

Adaptado de SPARKS, 2012

As fibras de polietileno de ultra-alto peso molecular (UHMWPE) possuem baixa densidade comparadas com as demais fibras de alto desempenho e garantem um desempenho balístico elevado.

O processo de produção das fibras de UHMWPE é denominado de fiação a gel, que garante o alinhamento das cadeias, orientando-as na direção longitudinal da fibra e conseqüentemente aumentando a cristalinidade. A FIG. 2.9 exemplifica a orientação macromolecular e a cristalinidade das cadeias dos polietilenos.

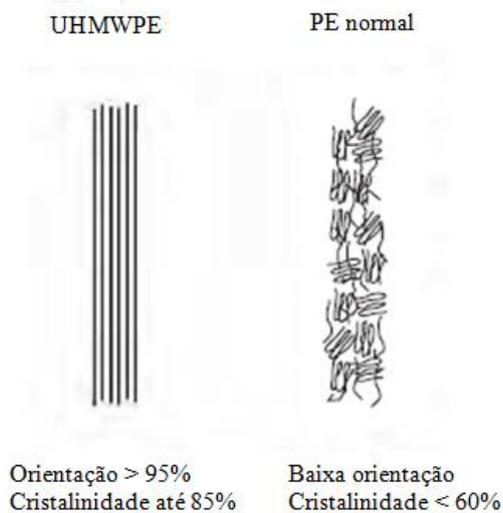


FIG. 2.9 Orientação macromolecular do UHMWPE e do PE normal.

Adaptado de HEARLE, 2001

O processo de alinhamento é conseguido por meio da extrusão, onde o gel é pressionado através de uma fiação e posteriormente resfriado (HEARLE, 2001).

O alto grau de orientação e cristalinidade das cadeias proporciona às fibras, altíssima resistência à tração, alta resistência ao impacto, alta resistência à abrasão, resistência química e baixa absorção de umidade. Um dos problemas da fibra de UHMWPE é o baixo ponto de fusão, próximo à 150°C, sendo um fator limitante para algumas aplicações. O mero do UHMWPE é apresentado na FIG. 2.10.

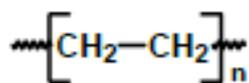


FIG. 2.10 Mero do UHMWPE.

DE PAOLI, 2008

Desde o desenvolvimento do Nylon, a procura por fibras mais resistentes e com menores densidades foram intensificadas para a indústria de proteção contra

ameaças balísticas. A fibra de polibenzobisoxazol (PBO) foi a mais recente a ser criada para aplicação balística.

O PBO possui alto desempenho balístico devido a rigidez das cadeias poliméricas, produzindo um material com alta cristalinidade, porém esta característica dificulta a produção de fibras. Esta dificuldade foi solucionada, somente nos anos 90, pelo trabalho de desenvolvimento em conjunto entre a Dow Chemical e a Toyobo (BHATNAGAR, 2006).

A cadeia principal do PBO é constituída pelo grupo benzobisoxazol, pertencente ao grupo dos polibenzoxazol, os quais possuem um ou mais anéis aromáticos e heterocíclicos na unidade repetitiva do polímero. O mero é apresentado na FIG. 2.11.

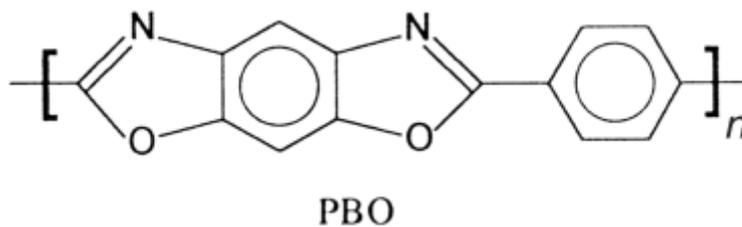


FIG. 2.11 Mero do PBO.

HEARLE, 2001

A rigidez e orientação molecular das cadeias de PBO são proporcionadas pela presença dos anéis aromáticos. As propriedades mecânicas e a estabilidade térmica (decomposição entre 600 e 700°C) são mais elevadas do que as outras fibras de alto desempenho. As fibras de PBO possuem uma boa resistência à fluência, a produtos químicos e à abrasão. No entanto, a fraca resistência à compressão destas fibras restringe a sua utilização em compósitos (HEARLE, 2001; BHATNAGAR, 2006). Alguns estudos também mostram que a fibra de PBO é susceptível à hidrólise.

A fibra de poliaramida terá um detalhamento maior no próximo item 2.2.4.

2.2.4 FIBRA DE POLIARAMIDA

Os cientistas da DuPont, no final dos anos 60, desenvolveram uma fibra com elevada resistência à tração e alto módulo de elasticidade, atingindo uma resistência três vezes maior que o Nylon, que era considerada a fibra mais forte da época. Esta fibra foi batizada de poliaramida e comercializada com o nome Kevlar[®]. As fibras de poliaramida, por serem mais leves, flexíveis e resistentes foram usadas em proteções flexíveis e rígidas, pelas forças armadas. Substituiu então as fibras de vidro e Nylon que eram utilizadas em capacetes, coletes à prova de balas, compósitos (blindagem de carros de combate), garantindo assim níveis de proteção elevados com menor peso, o que proporcionou maior mobilidade aos combatentes (BHATNAGAR, 2006).

A designação seguinte foi adotada em 1974, pela Comissão Federal de Comércio dos Estados Unidos (*United States Federal Trade Commission*), para descrever fibras à base de poliamida aromática sob o termo genérico aramida: “é uma fibra sintética, onde uma cadeia longa de poliamida contendo pelo menos 85% de grupamentos amida (-CO-NH-), ligados diretamente a dois anéis aromáticos” (JASSAL, 2001).

O mero da poliaramida está apresentado na FIG. 2.12.

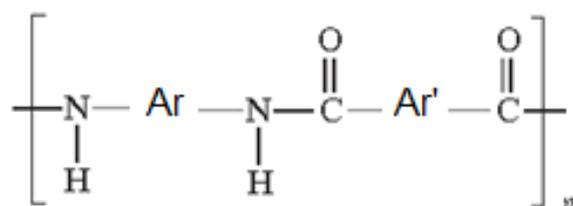


FIG. 2.12 Mero da poliaramida.

Adaptado de HEARLE, 2001

A síntese da poliaramida ocorre pela reação de policondensação de vários tipos de aminas e ácidos aromáticos, resultando na geração de poliaramidas com variadas conformações de cadeias moleculares. A poliamida aromática divide-se em dois tipos, que se diferenciam pelas posições que os grupos amida se ligam aos

anéis aromáticos. Sendo que, na *meta*-aramida os grupos amida estão ligados aos anéis aromáticos nas posições 1 e 3 (FIG. 2.13) e na *para*-aramida ocorrem as ligações nas posições 1 e 4 (FIG. 2.14).

A *meta*-aramida ou poli(*m*-fenileno isoftalamida) é comercializada desde 1967 pela DuPont pelo nome comercial Nomex[®].

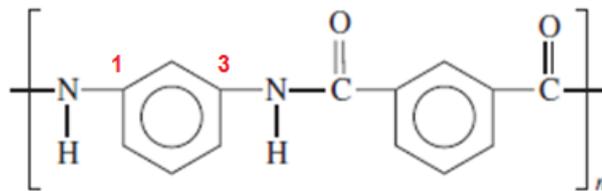


FIG. 2.13 Mero da *meta*-aramida.

HEARLE, 2001

A *para*-aramida ou poli(*p*-fenileno tereftalamida) é comercializado pela DuPont desde 1965 pelo nome comercial Kevlar[®]

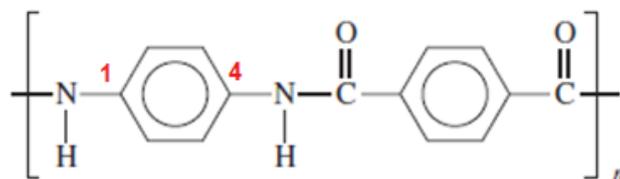


FIG. 2.14 Mero da *para*-aramida.

HEARLE, 2001

O tipo poli(*p*-fenileno tereftalamida) (PPD-T) da poliaramida é geralmente sintetizada por meio de um reação de policondensação a baixa temperatura com base em *p*-fenileno diamina (PPD) e dicloreto de tereftaloíla (TCL), na presença de um solvente amida, conforme a FIG. 2.15 (BHATNAGAR,2006).

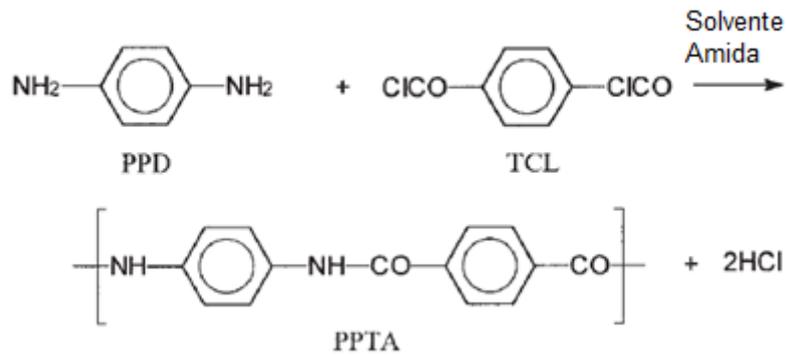


FIG. 2.15 Síntese do poli(*p*-fenileno tereftalamida).
HEARLE, 2001

2.2.4.1 PROCESSAMENTO DA FIBRA DE POLIARAMIDA

O processo de fiação úmida em jato seco (FIG. 2.16) foi uma alternativa utilizada para produzir a fibra de poliaramida, diante da grande dificuldade de transformação do polímero em fibra, nos processos tradicionais.

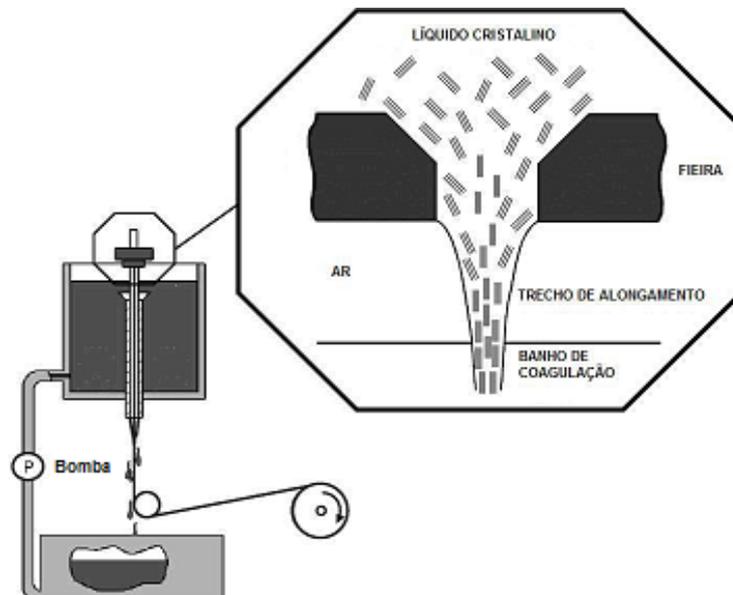


FIG. 2.16 Processo de fiação úmida de jato seco.
HEARLE, 2001

Para diluição da poliaramida é necessário utilizar um solvente forte como o ácido sulfúrico, sem a presença de água. A concentração adequada do polímero, para que dissolva totalmente o material, varia de 10 a 20%, onde corresponde a uma fase líquida cristalina nemática (as hastes rígidas dos polímeros se orientam entre si) com temperatura de processamento de aproximadamente 80°C. O controle da dissolução total e da temperatura do material é importante para que não ocorra diminuição das propriedades mecânicas da fibra, obtendo elevado grau de alinhamento das cadeias, como mostra a FIG. 2.17.

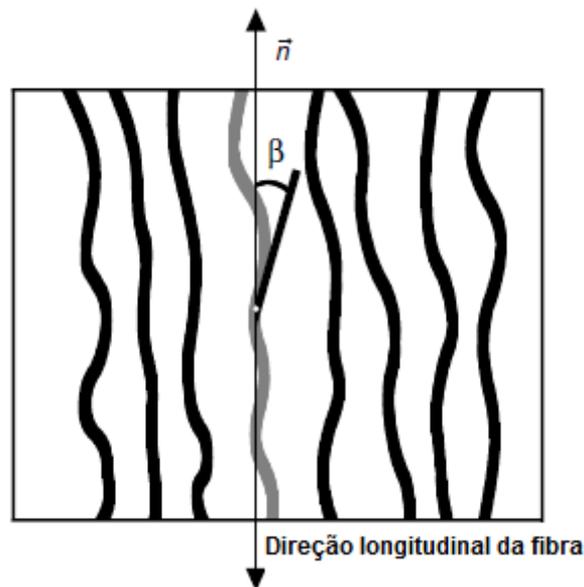


FIG. 2.17 Ângulo β em relação a direção longitudinal da fibra.
HEARLE, 2001

A solução de poliaramida é extrudada por orifícios da fieira, proporcionando alinhamento das hastes rígidas. Este alinhamento é aumentado pelo estiramento da fibra e secagem ao ar, conforme a FIG. 2.16. O estiramento pode ser controlado através da velocidade de bobinamento de acordo com as propriedades mecânicas e o título da fibra desejados. Para isto, é necessário o aumento da razão entre a velocidade da saída da fibra do banho coagulante (água fria) e a velocidade de saída da fibra da fieira (HEARLE, 2001 ; BHATNAGAR, 2006).

A cristalinidade e orientação das moléculas na fibra são conseguidas pelo resfriamento na água fria, obtendo assim alta resistência à tração e elevado módulo

de elasticidade. A fibra de poliaramida também passa por processos térmicos sobre tensão, a fim de aumentar a orientação molecular e conseqüentemente aumentar ainda mais suas propriedades mecânicas (HEARLE, 2001).

As fibras fiadas a úmido aumentam as propriedades com o aumento da temperatura e estiramento. Este aumento começa a ser eficaz em 360°C (Tg da poliaramida) e as propriedades máximas atingem em 550°C (Tm do polímero) (JASSAL, 2001).

2.2.4.2 ESTRUTURA DA FIBRA DE POLIARAMIDA

As elevadas propriedades físicas da poliaramida estão diretamente ligadas a sua estrutura molecular. A análise fratógráfrica de uma fibra após testes de resistência à tração e abrasão, pode apresentar fratura do tipo fibrilar, indicando que a estrutura molecular lateral (capa) da fibra é muito mais ordenada que as fibras no interior (núcleo), com mostrado na FIG. 2.18 (HEARLE, 2001; BHATNAGAR,2006).

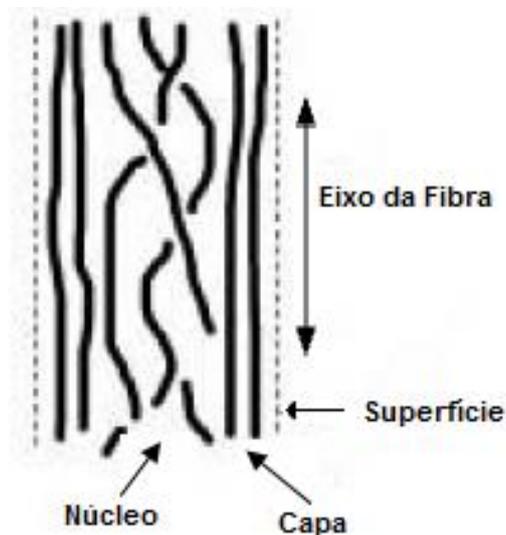


FIG. 2.18 Estrutura capa e núcleo da fibra de poliaramida.
BHATNAGAR, 2006

A fratura fibrilar deve-se a quebra das interações intermoleculares entre as cadeias (ligações de hidrogênio), as quais são responsáveis pelo maior empacotamento das cadeias moleculares da poliaramida (FIG. 2.19) (BHATNAGAR, 2006).

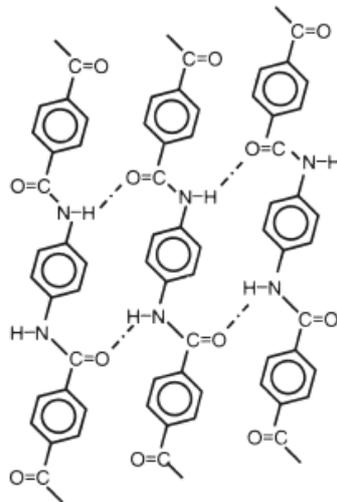


FIG. 2.19 Ligações de hidrogênio entre as cadeias da poli(*p*-fenileno tereftalamida).
DUPONT, 2010

Na análise por um microscópio de luz polarizada a fibra de poliaramida observa-se faixas transversais, como apresentadas na FIG. 2.20, que diminuem quando estão sob tensão, indicando que a fibra possui uma estrutura de pregas. (BHATNAGAR,2006; WILUSZ, 2008). As pregas são formadas no núcleo quando a fibra entra no banho de coagulação, devido a relaxação das cadeias do polímero após as tensões aplicadas para alinhá-las. A relaxação causa variação de linearidade de aproximadamente 5° e com periodicidade de 500 nm (DOWNING, 2004).

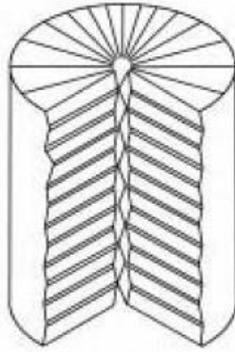


FIG. 2.20 Estrutura em pregas da fibra de poliaramida.

BHATNAGAR, 2006

Estudos por difração de raios-X, do poli(*p*-fenileno tereftalamida), propõem que a estrutura cristalina é monoclinica, com ângulos da célula unitária próximos de 90°, podendo ser chamado também de pseudo-ortorrômbico. Os parâmetros de rede da célula unitária da para-aramida ($a = 7,80$, $b = 5,19$, $c = 12,9$ Å ; α , β , $\gamma \approx 90^\circ$) são representados na FIG. 2.21 (LIU, 1996; LEWIN, 2007; PAUW, 2009).

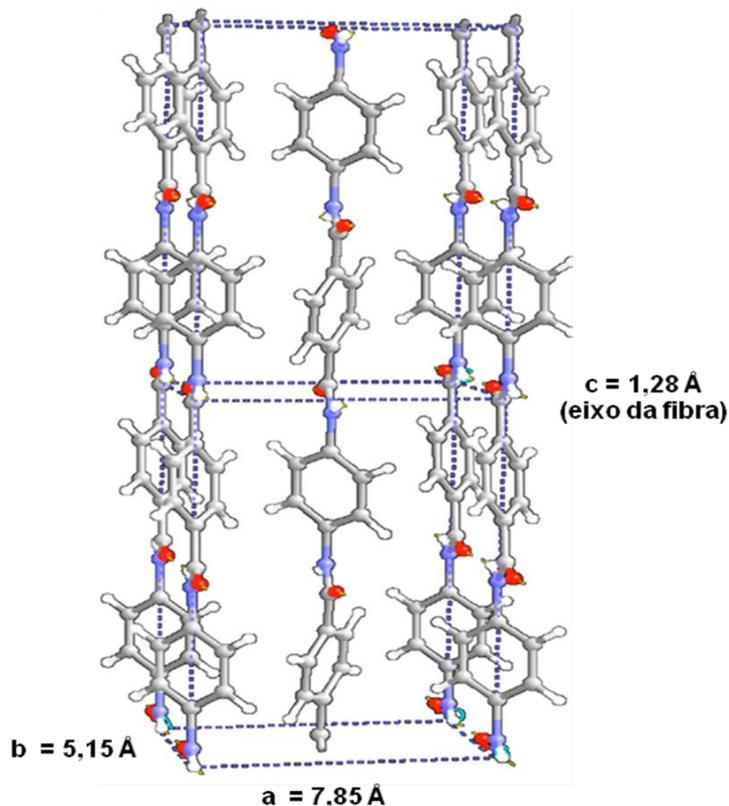


FIG. 2.21 Célula unitária da rede cristalina da poli(*p*-fenileno tereftalamida).

Adaptado de PAUW, 2009

2.3 BLINDAGENS DE POLIARAMIDA

2.3.1 CONCEITOS GERAIS

As forças armadas usam duas proteções corporais, para blindar o corpo contra as ameaças de projéteis e estilhaços de granadas, sendo elas os coletes à prova de balas e os capacetes. Estas duas proteções são classificadas como: blindagem flexível (*soft*) e blindagem rígida (*hard*). As armaduras flexíveis, como os coletes, são facilmente moldáveis ao corpo do combatente, proporcionando maior conforto e mobilidade. Já as armaduras rígidas geralmente são moldadas para adquirir uma forma, que por exemplo os capacetes (BHATNAGAR, 2006).

As blindagens flexíveis têm em sua composição fibras balísticas para garantir maior leveza e nível de proteção adequado para o usuário. As fibras mais utilizadas em coletes são as poliaramidas e o UHMWPE. A fibra de polibenzobisoxazol (PBO) também pode ser usada em blindagens corporais, porém em 2003 um acidente fatal desestimulou o uso de tal fibra. Pesquisas indicaram que a degradação hidrolítica e o calor podem ter sido as principais causas do acontecido (HOLMES, 2006; CHIN, 2007; FORSTER, 2010).

Diante deste problema, pesquisadores intensificaram as pesquisas para descobrir as causas das degradações ambientais das fibras balísticas, a fim de proporcionar a previsão de durabilidade das propriedades destas em longo prazo. Os próximos itens abordarão dois assuntos: os tipos de degradações e o comportamento balístico das fibras de poliaramida.

2.3.2 DEGRADAÇÃO DE BLINDAGENS DE POLIARAMIDA

As fibras de poliaramida estão expostas às degradações ambientais e dependendo do uso pode resultar na diminuição de suas propriedades balísticas.

A degradação química nas fibras de poliaramida não ocorre quando são expostas a solventes orgânicos e soluções aquosas, mas os ácidos fortes e bases atacam a fibra em temperaturas elevadas, causando hidrólise das ligações amida e perda de resistência mecânica.

As energias de dissociação das ligações C-C e C-N na cadeia principal são maiores nos compostos aromáticos do que nos alifáticos, que dão maior estabilidade térmica para materiais aromáticos. A temperatura de transição vítrea da poliaramida é em torno de 360°C e a temperatura de fusão ocorre simultaneamente à sua decomposição química entre 500 e 575°C (JASSAL, 2002).

Foi verificado que após exposição à radiação UV ocorre deterioração mais severamente na camada superficial e da fibra, devido à quebra da cadeia entre os grupos amida e devido a oxidação de grupos terminais. A superfície da fibra torna-se rugosa e com coloração escura. A degradação causa diminuição das propriedades mecânicas conforme FIG. 2.22 (ZHANG, 2006).

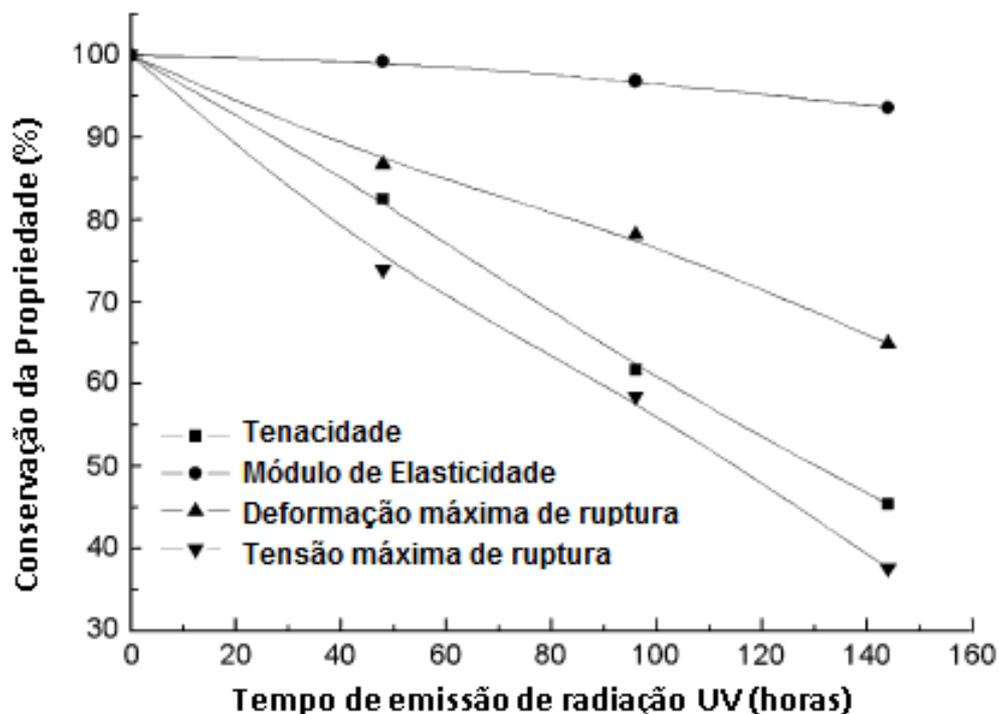


FIG. 2.22 Degradação das propriedades mecânicas da poliaramida após exposição à radiação UV.
ZHANG, 2006

Foi verificado o efeito da transpiração artificial e limpeza com produtos químicos sobre as propriedades mecânicas das fibras de poliaramida após ciclos de exposição controlados. Após análise espectroscópica por FTIR, o espectro mostrado na FIG. 2.23, apresenta o surgimento de banda de comprimento de onda, de 3300 cm^{-1} , que indica a combinação da ligação amina N-H e ácido carboxílico COOH. Outras bandas também foram observadas com relação à poliaramida sem exposição, o de 1562 e o de 1420 cm^{-1} , indicando a presença de íons carboxilato COO^- (FORSTER, 2011).

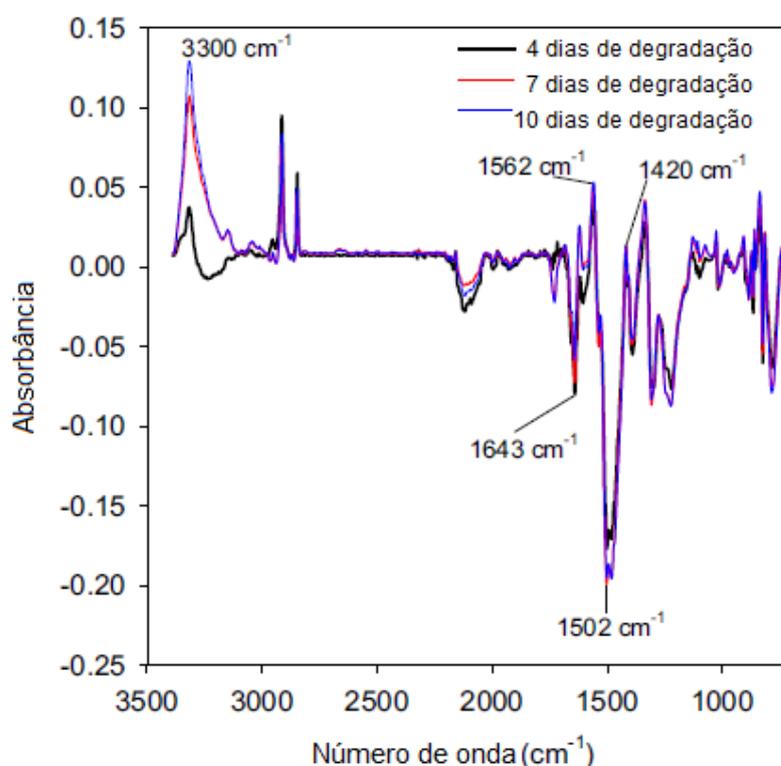


FIG. 2.23 Diferença dos espectros ATR - FTIR das amostras de poliaramida que foram expostas aos agentes de ambientais em relação à amostra não degradada. (FORSTER, 2011).

Estas bandas evidenciam que ocorreu uma reação de hidrólise da cadeia principal do grupo amida, resultando em amina e ácido carboxílico, conforme FIG. 2.24. A degradação ocorrida diminui significativamente as propriedades mecânicas da fibra de poliaramida (CHIN, 2009; FORSTER, 2011).

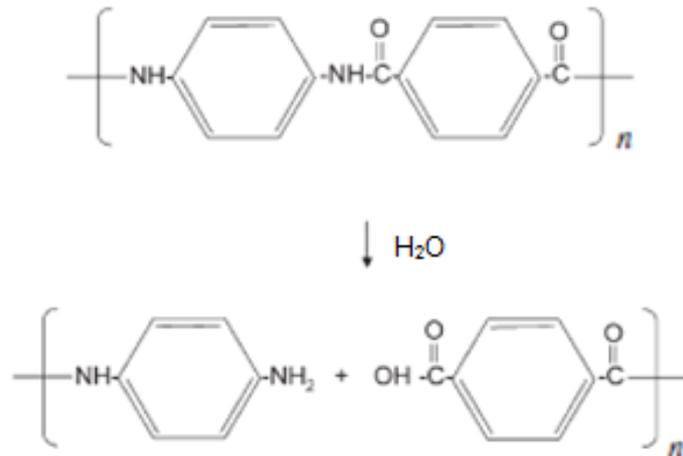


FIG. 2.24 Reação de hidrólise da poliaramida.
CHIN, 2009; FORSTER, 2011

2.3.3 COMPORTAMENTO BALÍSTICO DE BLINDAGENS DE POLIARAMIDA

O estudo do comportamento balístico das fibras de alto desempenho é de grande importância, quando se pretende projetar uma blindagem balística eficiente e para investigar possíveis causas de falhas em campo.

O fenômeno da deformação de um projétil em uma blindagem flexível ou rígida, constituída de fibras de poliaramida é de grande complexidade pelo motivo de ter muitas variáveis envolvidas, como: tipo, calibre, formato e dureza do projétil; velocidade e ângulo de impacto; espessura, processo de fabricação, orientação e diâmetro das fibras; dureza da blindagem; entre outros.

A energia cinética do projétil é uma variável importante para o entendimento dos eventos dinâmicos, a qual envolve deformações do projétil e do alvo. A EQ.2.3 relaciona a massa do projétil (m) e sua velocidade (v) (MEYERS, 1994).

$$E_c = \frac{mv^2}{2} \quad \text{EQ.2.3}$$

Teoricamente, podemos calcular a velocidade de propagação da onda em uma fibra balística, a qual é a taxa de propagação da tensão através do eixo da fibra após sofrer o impacto de um projétil de alta velocidade. Quanto maior a velocidade de propagação da onda, maior será a dissipação de energia balística (BHATNAGAR,2006). Calcula-se a velocidade da onda de deformação pela seguinte equação:

$$V = \sqrt{\frac{E}{\rho}} \quad \text{EQ.2.4}$$

Sendo: V = velocidade de propagação da onda

E = Módulo de elasticidade da fibra

ρ = Densidade da Fibra

O impacto dinâmico se diferencia da mecânica clássica por levar em consideração efeitos de inércia nas leis de conservação da massa, momento e energia. Além de analisar a onda de tensão e reconhecer que normalmente os impactos são fenômenos transitórios e não existe estado estacionário (Zucas, 1990).

O impacto transversal em uma única fibra é a primeira análise a ser realizada, antes de descrever o impacto em um tecido plano. A FIG. 2.25 demonstra a propagação de duas ondas, longitudinal e transversal, no momento que um projétil atinge a fibra. A propagação destas ondas é responsável pela absorção da energia cinética do projétil.

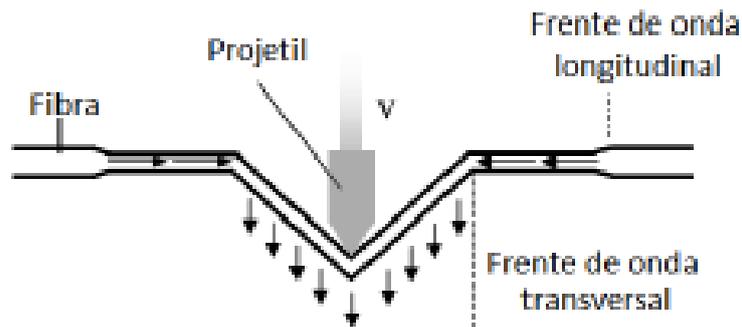


FIG. 2.25 Esquema do momento de impacto de um projétil em uma fibra balística.
BHATNAGAR, 2006

A onda de tensão longitudinal atravessa para baixo do eixo da fibra com velocidade do som no material, propagando para longe do ponto de impacto e conseqüentemente, o material atrás da frente de onda, flui em direção ao ponto de impacto e é defletido em direção ao movimento de impacto do projétil. A onda transversal surge após a passagem da onda longitudinal, o qual é o movimento transversal da fibra. Esta onda faz com que o material se desloque com uma velocidade transversal na direção à velocidade do projétil. A perfuração apenas ocorrerá se exceder a tensão máxima da fibra (BHATNAGAR, 2006).

As blindagens corporais com multicamadas de tecidos são responsáveis por absorver a energia cinética do projétil, para evitar a lesão do corpo do combatente. No momento do impacto, a primeira camada é instantaneamente acelerada na velocidade do projétil. A tensão aplicada na blindagem é maior que a tensão de ruptura do filamento, levando assim à fratura e conseqüentemente é extraída uma pequena quantidade da energia do projétil. O projétil segue penetrando nas camadas até momento em que a tensão aplicada é menor que a tensão de ruptura do filamento (SPARKS, 2012).

As ondas transversais propagam ao longo dos filamentos atingidos pelo projétil (filamentos primários) e com uma menor intensidade nos filamentos que não são atingidos (filamentos secundários). A propagação da onda transversal, após o impacto do projétil nos filamentos, forma um cone na parte distal do material (FIG. 2.26), explicado pela tração exercida nos filamentos primários e a deformação dos filamentos secundários (NAIK, 2005 ; SPARKS, 2012).



FIG. 2.26 Deformação cônica de um tecido de poliaramida após o impacto balístico.
SPARKS, 2012

A propagação de ondas longitudinais e transversais é influenciada principalmente pelo tipo de entrelaçamento do tecido, características dos filamentos, tensões de urdume e trama, delaminação ocorrida em materiais compósitos, acabamentos superficiais e quantidades de camadas de tecidos no material.

A dissipação de energia gera um calor considerável na zona de impacto, fundindo assim alguns polímeros fusíveis, tais como nylon e polietileno. As fibras de poliaramida, por terem alta resistência térmica inerente, são mais resistentes à penetração do projétil (HEARLE, 2001).

O modo de fratura da fibra de poliaramida, resultante da penetração balística, é fibrilar, conforme a FIG. 2.27. A fratura é fibrilar, quando a superfície da fratura é longitudinal ao eixo da fibra, gerando outras superfícies. Este processo resulta na absorção de alta energia durante a falha, o que faz com que as fibras de poliaramida tenham uma alta resistência balística (BHATNAGAR, 2006; ELICES; LLORCA, 2002).



FIG. 2.27 Fratura da fibra de poliaramida
ELICES; LLORCA, 2002

Para definição da ocorrência de perfuração em uma proteção balística, é necessário escolher um dos critérios de avaliação de penetração: do Exército, da Marinha e de Proteção, demonstrados na FIG. 2.28.

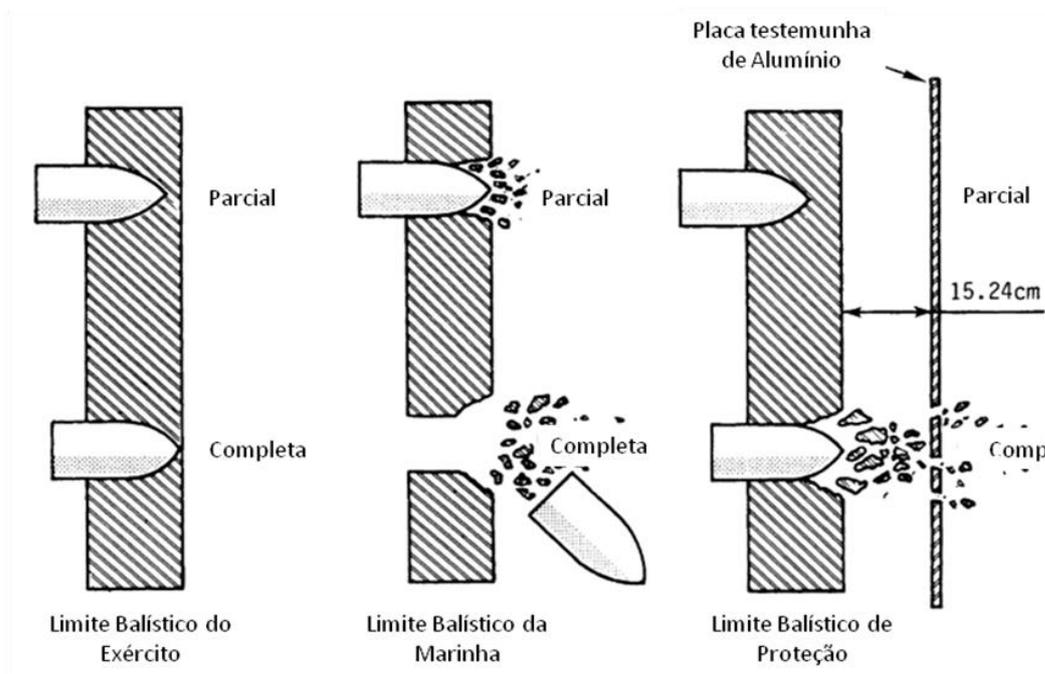


FIG. 2.28 Critério do Limite Balístico.
LAIBLE, 1980

O critério do limite balístico do Exército considera uma penetração completa quando a luz é visível através do alvo ou quando a ponta do projétil pode ser visto na parte posterior do alvo, sem causar fragmentos. O critério da Marinha considera uma penetração completa quando grande parte ou todo o projétil atravessa o alvo. O critério de proteção a penetração completa ocorre quando mais de um fragmento ou o próprio projétil, perfura uma placa testemunha de alumínio colocada a uma certa distância do alvo (LAIBLE, 1980; ZUCAS, 1982).

A norma americana MIL-STD-662F (U. S. Department of Defense, 1997) e ABNT- NBR 15000, definem como limite balístico, V50, a velocidade em que um material tem 50% de probabilidade de resistir ao impacto de um dado projétil, ou seja, a velocidade em que 50% dos impactos resultam em penetração completa e 50% em penetração parcial.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 EQUIPAMENTOS

Além da aparelhagem e vidraria comuns aos laboratórios de pesquisa, os seguintes equipamentos foram utilizados na realização deste estudo:

- Analisador termogravimétrico TA Instruments, modelo Q500⁽⁴⁾.
- Aparelho para lavagem e tingimento sobre fluxo e jato, marca Werner Mathis AG, modelo JFO⁽⁴⁾.
- Balança analítica Mettler, modelo PM 460⁽⁴⁾.
- Calorímetro diferencial de varredura, marca Pegasus, modelo DSC-404 F1⁽¹⁾.
- Câmara de envelhecimento acelerado para não metálicos Comexim, modelo C-UV, com controle automático da temperatura e possibilidade de simulação, por condensação, de chuva e neblina⁽¹⁾.
- Difratorômetro de raios-X, marca Rigaku, modelo Miniflex⁽⁵⁾.
- Equipamento para contagem do número de fios, Alfred Suter CO. N.Y⁽⁴⁾.
- Equipamento para medição da espessura, Mainard⁽⁴⁾.
- Equipamento para medição de meadas de fios Kimak, modelo MBE-7⁽⁴⁾.
- Equipamento para medição da velocidade de projéteis (“barreira ótica”) marca HPI (High Pressure Instrumentation), modelo B471 HPI, com processador B214⁽³⁾.
- Espectrômetro no infravermelho marca Thermo Scientific, modelo Nicolet S50 com acessório ATR Universal⁽²⁾.
- Estativa com provete (cano para ensaio balístico) HPI com calibre de 9 mm⁽³⁾.
- Máquina de corte manual PHLPS, modelo PLS-50⁽⁴⁾.
- Máquina de costura reta Columbia, modelo CB-8900⁽⁴⁾.
- Máquina universal para ensaios de tração EMIC, modelo DL 10000⁽⁴⁾.
- Microscópio digital portátil Dino Lite Premier, modelo AM7013MZT4⁽⁴⁾.
- Microscópio eletrônico de varredura da marca HITACHI, modelo TM-3000⁽⁶⁾.

- (1) Instituto Militar de Engenharia – IME, Rio de Janeiro, RJ.
- (2) Centro Tecnológico do Exército - CTEEx, Rio de Janeiro, RJ.
- (3) Centro de Avaliações do Exército – CAEx, Rio de Janeiro, RJ.
- (4) Centro de Tecnologia da Indústria Química e Têxtil do Senai – Senai Cetiqt, Rio de Janeiro, RJ.
- (5) Instituto de Macromoléculas – IMA, Rio de Janeiro, RJ.
- (6) Universidade Federal Rural do Rio de Janeiro - UFRRJ , Rio de Janeiro, RJ.

3.2 MATERIAL A SER ESTUDADO

Foram estudados nesta dissertação, tecidos utilizados em blindagens, com entrelaçamento em tela, produzido a partir de filamentos de poliaramida da marca Heracron[®], tipo HF200, fabricadas pela empresa Kolon Industries, Inc (Seoul, Coréia do Sul).

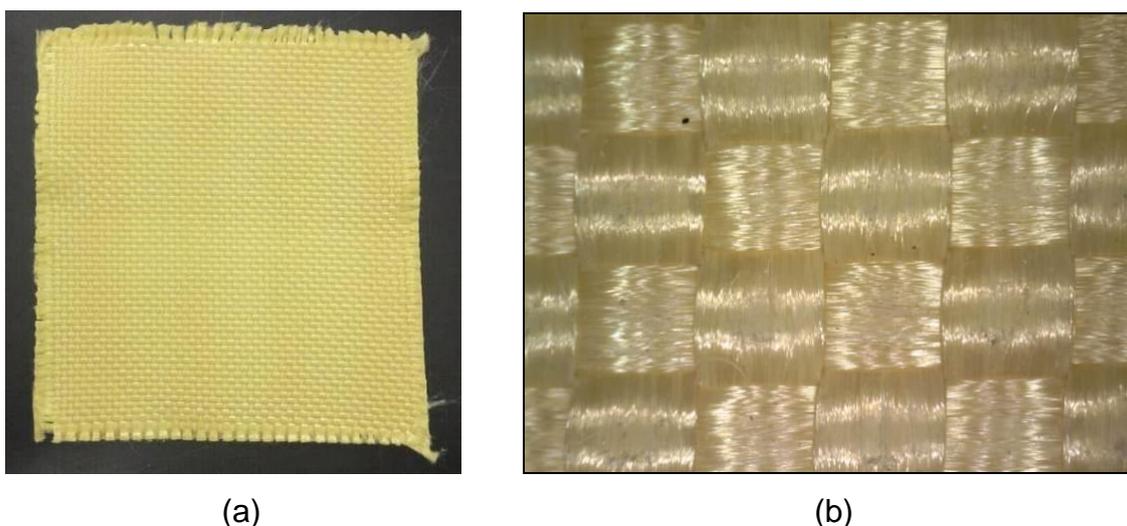


FIG. 3.1 Fotografias do tecido de fibra de poliaramida como recebido:
(a) amostra 100 x 100 mm ; (b) com aumento de 230 vezes.

TAB. 3.1 Comparação do Heracron[®] com outras fibras de poliaramida

Fabricante	Kolon	DuPont	Teijin
Tipo	HF200	Kevlar 49	Twaron
Densidade linear (Denier)	3000	3000	3000
Resistência específica (g/d)	23	23	23
Resistência à tração (kgf)	69,7	69	69
Módulo de Young (g/d)	650	555	622
Deformação(%)	3,6	3,6	3,3

Guia técnico Heracron[®], 2014; JASSAL e GHOSH, 2002.

3.3 FABRICAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

A fabricação de quatro alvos para realização do ensaio balístico foi realizada em duas etapas: corte e costura dos tecidos de poliaramida nas dimensões estipuladas.

Na primeira etapa, para cada alvo, foram cortadas 10 camadas de tecidos de poliaramida com o auxílio da máquina de corte manual PHLPS, modelo PLS-50 (FIG. 3.2), nas dimensões de 300 x 300 mm, conforme FIG. 3.3.



FIG. 3.2 Fotografia da máquina de corte manual PHLPS, modelo PLS-50.

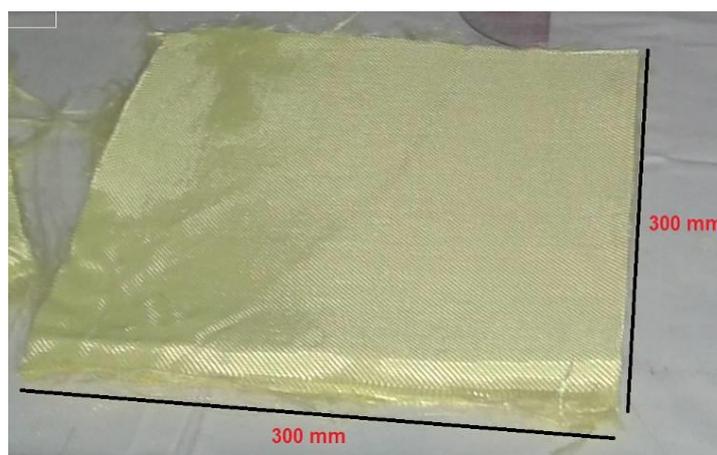


FIG. 3.3 Fotografia do tecido de poliaramida cortado nas dimensões 300 x 300 mm.

Após o corte das 10 camadas de tecidos de poliaramida, foram unidas por meio da costura, obtida por uma máquina de costura reta Columbia, modelo CB-8900 (FIG. 3.4).



FIG. 3.4 Fotografia da máquina de costura reta Columbia.

A união lateral das camadas foi reforçada com um elástico preto de poliéster para evitar a desconstrução do tecido no momento da lavagem. A costura das camadas foi realizada por meio de costuras diagonais, formando um "X", para obter maior aderência entre as elas, como mostrado na FIG. 3.5.



FIG. 3.5 Fotografia do alvo balístico costurado.

Para possibilitar a realização do ensaio de resistência à tração do tecido, foram cortados quatro corpos de provas nas dimensões de 1500 mm x 350 mm, sendo respectivamente nos sentidos da trama e urdume. As laterais dos corpos de prova foram costuradas antes de serem expostos aos agentes à umidade por lavagem, para evitar a desconstrução do tecido (FIG. 3.6).



FIG. 3.6 Fotografia do tecido costurado.

3.4 GRUPOS DE AVALIAÇÃO

Os corpos de prova fabricados, foram separados em 4 (quatro) grupos de avaliação, de acordo com as condições de ensaio, “como recebido” ou degradado, conforme apresentado na TAB 3.2.

TAB. 3.2 Grupos de avaliação e condições de degradação

Grupo de avaliação	Condições de degradação
CR	“como recebido”
UV	Envelhecido por exposição à radiação UV
LAV	Envelhecido por exposição à umidade por lavagem
UV+LAV	Envelhecido por exposição à radiação UV e à umidade por lavagem

A avaliação da influência da degradação nos corpos de prova (UV, LAV e UV+LAV) comparado ao material conforme recebido (CR), foi realizada, por meio de ensaios físico-químicos (espectroscopia na região do infravermelho, FTIR, análise termogravimétrica, TGA, calorimetria diferencial de varredura, DSC e difração de raios X, DRX), microscopia eletrônica de varredura, MEV (análise fractográfica dos corpos de prova balísticos), por ensaio de tração e ensaio balístico (determinação da penetração e do trauma).

3.5 EXPOSIÇÃO AOS AGENTES AMBIENTAIS

Os corpos de prova foram expostos aos agentes de degradação, objetivando analisar posteriormente os efeitos sobre as propriedades físico-químicas, mecânicas e balísticas.

3.5.1 EXPOSIÇÃO À RADIAÇÃO ULTRAVIOLETA

Os corpos de provas foram expostos à radiação ultravioleta, de acordo com a norma ASTM G154, em uma câmara com sistema acelerado de envelhecimento para não metálicos – Ultravioleta “B”, modelo C-UV (FIG. 3.7). Lâmpadas fluorescentes, da marca Phillips FS-40, com intensidade de 12,4 W/m², foram usadas como fonte de radiação UV, na faixa de 300nm~320nm.



FIG. 3.7 Fotografia da câmara da marca Comexim modelo C-UV.

Os alvos balísticos e os tecidos (UV e UV+LAV) foram expostos à radiação ultravioleta, em uma única face, durante 310 horas ininterruptas, a uma temperatura de 50° C. Os corpos de prova foram fixados com fitas adesivas, a fim de tensioná-los, mantendo a mesma distância do tecido em relação às lâmpadas, em toda sua área de exposição. A FIG. 3.8 demonstra como foram colocados os alvos balísticos e os tecidos na câmara de radiação UV.



(a)



(b)

FIG. 3.8 Fotografias da fixação das amostras na câmara Comexim C-UV:
(a) alvos balísticos ; (b) tecido.

3.5.2 EXPOSIÇÃO À UMIDADE POR LAVAGEM

Os alvos balísticos e os tecidos (LAV e UV+LAV) foram expostos à umidade por lavagem em um aparelho para tingimento e lavagem sobre fluxo e jato, marca Werner Mathis AG, modelo JFO, de acordo com a norma NIJ Standard - 0101.06/2008 (FIG. 3.9).



FIG. 3.9 Fotografia do aparelho para tingimento sobre fluxo e jato Werner Mathis AG, modelo JFO.

O ciclo de lavagem dos corpos de prova foi realizado durante 1565 minutos, com o *tumbling* rotacionando no sentido horário a 46 rpm. Foram utilizados 20 litros de água com temperatura controlada de 65°C, sem a presença de detergentes. A secagem dos corpos de prova foi realizada em uma estufa de secagem de tecidos, sem exposição à luz solar, com ventilação e temperatura de 25°C.

3.6 CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL COMO RECEBIDO

A caracterização da fibra e do tecido de poliaramida objetivou verificar a variação das suas características, conforme recebidas.

3.6.1 CARACTERIZAÇÃO FÍSICA DA FIBRA E DO TECIDO DE POLIARAMIDA

Os seguintes ensaios de caracterização física da fibra e tecido de poliaramida foram realizados: densidade linear da fibra, densidade de filamentos de urdume e trama, densidade superficial e espessura dos tecidos de poliaramida.

3.6.1.1 DETERMINAÇÃO DO TÍTULO OU DENSIDADE LINEAR DA FIBRA

O ensaio de determinação da densidade linear da fibra de poliaramida foi realizado, de acordo com a norma NBR13214, utilizando o equipamento para medição de meadas de fios Kimak, modelo MBE-7 e uma balança analítica Mettler, modelo PM 460.



(a)



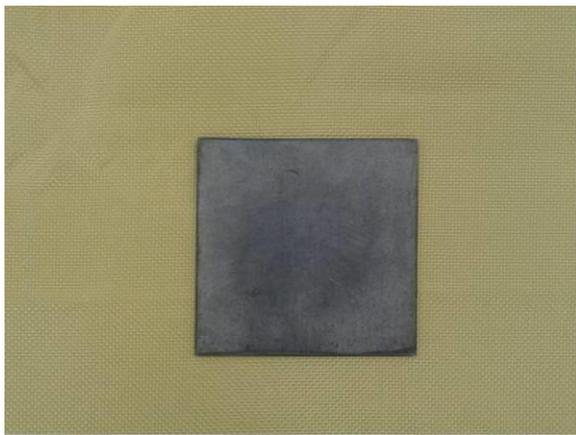
(b)

FIG. 3.10 Fotografias: (a) equipamento para medição de meadas de fios Kimak, modelo MBE-7 (b) balança analítica Mettler, modelo PM 460.

A densidade linear em Tex foi calculada por meio da EQ.2.1

3.6.1.2 DETERMINAÇÃO DA GRAMATURA OU DENSIDADE SUPERFICIAL DO TECIDO

O ensaio de determinação da densidade superficial do tecido de poliaramida foi realizado conforme a norma NBR10591/2008, utilizando um gabarito metálico para determinar a área (m^2) da amostra e uma balança de precisão Mettler, modelo PM 460.



(a)



(b)

FIG. 3.11 Fotografias: (a) gabarito metálico na dimensão 100 x 100 mm (b) balança analítica Mettler, modelo PM 460.

A densidade superficial ou gramatura do tecido foi calculada por meio da seguinte equação:

$$D = \frac{M}{A} \quad \text{EQ.3.2}$$

Onde:

D = Densidade superficial do tecido de poliaramida (g/m²)

M = Massa total da amostra (g)

A = Área da amostra (m²)

3.6.1.3 DETERMINAÇÃO DA DENSIDADE DE FIOS (FIOS/CM) DE URDUME E TRAMA DO TECIDO

O ensaio de determinação da densidade de filamentos/cm de urdume e trama do tecido de poliaramida, foi realizado conforme a norma NBR10588/2008, utilizando uma lupa conta fios da marca Alfred Suter CO. N.Y.



FIG. 3.12 Fotografia do equipamento para contagem do número de fios.

3.6.1.4 DETERMINAÇÃO DA ESPESSURA DO TECIDO

O ensaio de determinação da espessura do tecido de poliaramida foi realizado conforme a norma NBR13371/2005, utilizando-se um medidor de espessura Mainard, com precisão de 0,01mm.



FIG. 3.13 Fotografia do equipamento para medição da espessura Mainard.

3.6.1.5. INSPEÇÃO VISUAL

A inspeção visual foi realizada a olho nu comparando-se as amostras, antes e após a exposição aos agentes de degradação, com o objetivo de observar a

ocorrência de alterações no aspecto macroscópico das amostras, como coloração, brilho, desgaste, etc.

A inspeção foi registrada fotograficamente.

3.7 CARACTERIZAÇÃO FÍSICO-QUÍMICA DO ALVO BALÍSTICO

A caracterização físico-química foi realizada, antes e após a exposição do corpos de prova (UV, LAV e UV+LAV) aos agentes de degradação, com o objetivo de verificar se ocorreram alterações estruturais da poliaramida e fazendo correlação com os resultados obtidos nos ensaios mecânicos e balísticos.

Foram realizados os seguintes ensaios:

- Espectroscopia no infravermelho por transformada de Fourier (FTIR)
- Análise termogravimétrica (TGA)
- Calorimetria diferencial de varredura (DSC)
- Difração de raios-X (DRX)

3.7.1 ESPECTROSCOPIA NO INFRAVERMELHO (FTIR)

A análise por espectroscopia na região do infravermelho por transformada de Fourier (FTIR) foi utilizada para verificar a existência de alterações na estrutura das fibras de poliaramida após exposição aos agentes de degradação, servindo como uma ferramenta para identificação de possíveis variações no número de onda e absorções características do polímero em estudo.

A espectroscopia no infravermelho por transformada de Fourier (FTIR) foi executada em um espectrômetro Thermo Scientific, modelo Nicolet S50, na região entre 4000 cm^{-1} e 650 cm^{-1} , empregando-se a técnica de refletância total atenuada (ATR). Os espectros em modo de transmissão foram obtidos com resolução de 4 cm^{-1} .

¹ e 64 varreduras em cada ensaio, sendo processados em um programa gerenciador de dados Omnic.

As intensidades das bandas dos espectros de transmissão FTIR foram normalizadas tendo como referência a banda em 821 cm⁻¹, que corresponde à vibração fora do plano da ligação C-H do anel benzeno, pois esta ligação se mantém inalterada durante a exposição à radiação UV e à umidade por lavagem (DEROMBISE, 2011; FORSTER, 2011).

As degradações produzidas pela exposição dos agentes de degradação foram acompanhadas pelos cálculos das variações percentuais das intensidades das bandas FTIR características e atípicas da molécula de poliaramida. As bandas estudadas são apresentadas na TAB. 3.3.

TAB. 3.3 Bandas características e atípicas da molécula da poliaramida

Grupo funcional		Número de onda (cm ⁻¹)	Modo vibracional
N-H	Amida A	3322	Estiramento
C=O	Amida I	1643	Estiramento
C-N e N-H	Amida II	1540	Estiramento e flexão
C-C	Anel aromático		Estiramento no plano
C-N e N-H	Amida III	1319	Estiramento e flexão
C-C	Anel aromático		Estiramento no plano
COO	Íon carboxilato	1467	Deformação axial simétrica
C = O	Carbonila	1739	Estiramento

(KIM, 1985; KHANDARE, 2014)

3.7.2 ANÁLISE TERMOGRAVIMÉTRICA (TGA)

A análise termogravimétrica (TGA) da poliaramida foi realizada em um analisador termogravimétrico da marca TA Instruments, modelo TGA-Q500, dispondo de um termopar de cromel-alumel e de um sistema computadorizado de análise.

As amostras foram submetidas, sob fluxo de nitrogênio, a um ciclo de aquecimento com a temperatura variando de 30°C até 700°C, na velocidade de 10 °C/min. Foram determinadas a perda de massa, a temperatura de início da perda de massa (*onset*) e a temperatura de máxima taxa de perda de massa.

3.7.3 CALORIMETRIA DIFERENCIAL DE VARREDURA (DSC)

A calorimetria diferencial de varredura (DSC) foi realizada, segundo a norma ASTM D3418 (American Society for Testing and Materials, 2008), utilizando um equipamento Pegasus modelo DSC-404 F1, com um sistema computadorizado de análise, Proteus Analysis, para avaliar as temperaturas de fusão, transição vítrea e de cristalização da fibra de poliaramida.

As amostras, com massa aproximada de 1,5 mg, colocadas em cadinhos de alumínio, foram submetidas, sob fluxo de nitrogênio, a um ciclo de aquecimento de 30 °C até 450 °C, na velocidade de 10 °C/min.

3.7.4 DIFRAÇÃO DE RAIOS-X (DRX)

Na análise por DRX objetivou a avaliação quantitativa das mudanças produzidas pela degradação na estrutura cristalina da amostra, determinando-se a cristalinidade e os parâmetros da rede cristalina.

A cristalinidade do polímero foi calculada a partir da EQ.3.3:

$$X_c(\%) = \frac{\sum L_c}{\sum L_c + L_a} \cdot 100 \quad \text{EQ.3.3}$$

Onde,

$X_c(\%)$ = a fração cristalina da amostra

L_c = áreas sob os picos no difratograma

L_a = a integração do halo amorfo.

O ensaio por difração de raios-X (DRX) da fibra de poliaramida foi realizado em um difratômetro da marca Rigaku, modelo Miniflex, com geometria parafocal Bragg-Bretano, empregando-se a técnica de rotação θ - 2θ . A fonte de radiação utilizada foi o Cobre ($\lambda_{Cu K\alpha} = 1,5418 \text{ \AA}$), tensão de 30kV e corrente de 10 mA. A varredura em 2θ foi executada com passo de $0,02^\circ$ no intervalo angular de 5° a 60° e processados em um programa gerenciador de dados Binary-ASCII.

A fração cristalina foi determinada utilizando-se o software Origin8.5[®], que permitiu separar as reflexões sobrepostas dos halos amorfos e cristalinos. Foram ajustadas gaussianas à base dos picos de difração, de forma a estimar o espalhamento amorfo, em seguida a parte cristalina foi calculada, subtraindo-se a integração do halo amorfo da integração dos “picos” de difração do espectro.

Foram determinados os parâmetros da célula unitária da poliaramida, por meio do procedimento descrito a seguir:

A partir dos espectros de DRX equatorial, foram determinados os ângulos de Bragg correspondentes aos picos de difração observados e, a partir destes ângulos foram calculadas as distâncias interplanares através da Lei de Bragg (EQ. 3.4):

$$n\lambda = 2 \cdot d \cdot \sin\theta \quad \text{EQ.3.4}$$

Onde,

n = um número inteiro;

λ = comprimento de onda da radiação;

d = distância interplanar para um determinado (hkl); e

θ = ângulo de incidência em relação ao plano considerado.

Os parâmetros a e b da célula unitária ortorrômbica da poliaramida foram calculados usando-se respectivamente as equações EQ. 3.5 e EQ. 3.6.

$$a = 2d_{200} \quad \text{EQ. 3.5}$$

$$b = \sqrt{\frac{(d_{110})^2 \cdot a^2}{(a^2 - (d_{110})^2)}} \quad \text{EQ. 3.6}$$

3.8 CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA DO TECIDO DE POLIARAMIDA

A caracterização mecânica foi realizada no tecido de poliaramida, antes e após a exposição aos agentes de degradação, à radiação ultravioleta e à umidade por lavagem, com o objetivo de verificar as modificações nas propriedades mecânicas da poliaramida.

O ensaio de tração no tecido foi realizado conforme a Norma ASTM D7269/2010, a fim de obter os valores de resistência e alongamento do tecido, à temperatura ambiente, em um dinamômetro EMIC, modelo DL10000, com garras especiais para não ocorrer deslizamento do tecido no momento da aplicação da força.



FIG. 3.14 Fotografia da máquina universal para ensaios de tração EMIC, modelo DL 10000.

3.9 AVALIAÇÃO DO COMPORTAMENTO BALÍSTICO

O comportamento balístico dos alvos foi avaliado, antes e após exposição aos agentes de degradação (CR, UV, LAV e UV+LAV), por meio de 2 (dois) parâmetros: ensaio balístico e avaliação de danos

3.9.1 ENSAIO BALÍSTICO

O ensaio balístico da blindagem flexível de poliaramida, antes e após exposição aos agentes de degradação, foi realizado em túnel balístico de acordo com a norma NIJ Standard - 0101.06/2008, utilizando-se um conjunto de equipamentos para a

medição da velocidade do projétil marca HPI (High Pressure Instrumentation) modelo B214, um suporte de fixação da blindagem, estativa e provete calibre .380 (FIG. 3.15). O alvo, fixo ao suporte, foi apoiado em um bloco de argila especial (plastilina), posicionada na parte posterior do mesmo, para medir (simular) o trauma do impacto balístico no corpo humano.

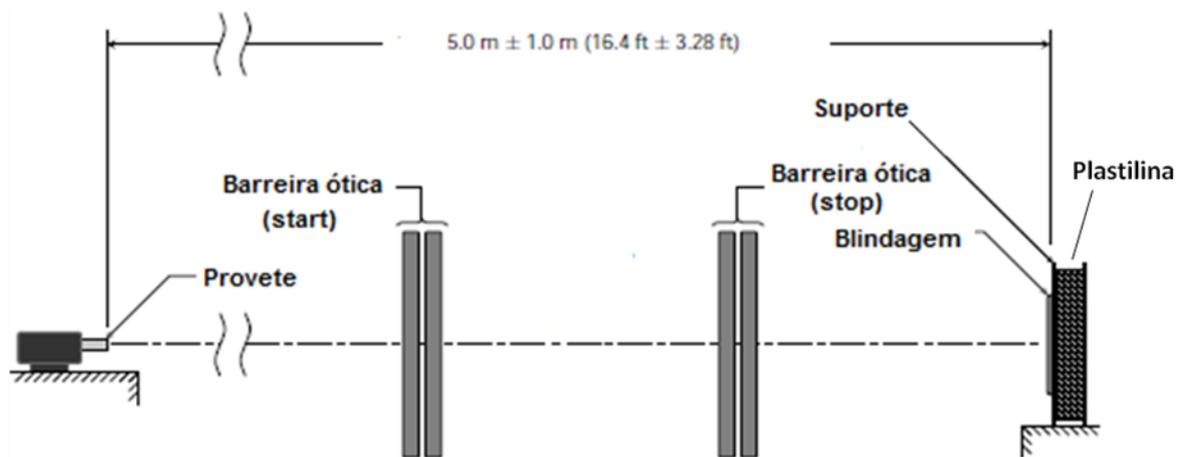


FIG. 3.15 Conjunto de teste balístico utilizado para o ensaio de blindagens leves.

NIJ 101.06

O ensaio balístico dos alvos fabricados com dimensões de 300mm x 300mm foi realizado em cada um dos grupos de avaliação (condições), “como recebido” (CR), envelhecido por exposição à radiação UV (UV), envelhecido por exposição à umidade por lavagem (LAV) e envelhecido por exposição à radiação UV e à umidade por lavagem (UV+ LAV).

Cada alvo foi posicionado a uma distância de 5 metros do provete e submetido a 5 (cinco) impactos, cuja posição e ordem estão mostradas na FIG. 3.16 (a), com munição de calibre .380, com massa de aproximadamente 6,2g e velocidade inicial de 321 ± 12 m/s, em um ângulo de incidência de 0° , respeitando-se um afastamento de, aproximadamente, 5 cm entre os impactos e as bordas. Foi determinada, no primeiro tiro, a velocidade de impacto (V_0) do projétil e a profundidade do trauma (mm) produzido na plastilina (FIG. 3.16 (b)).

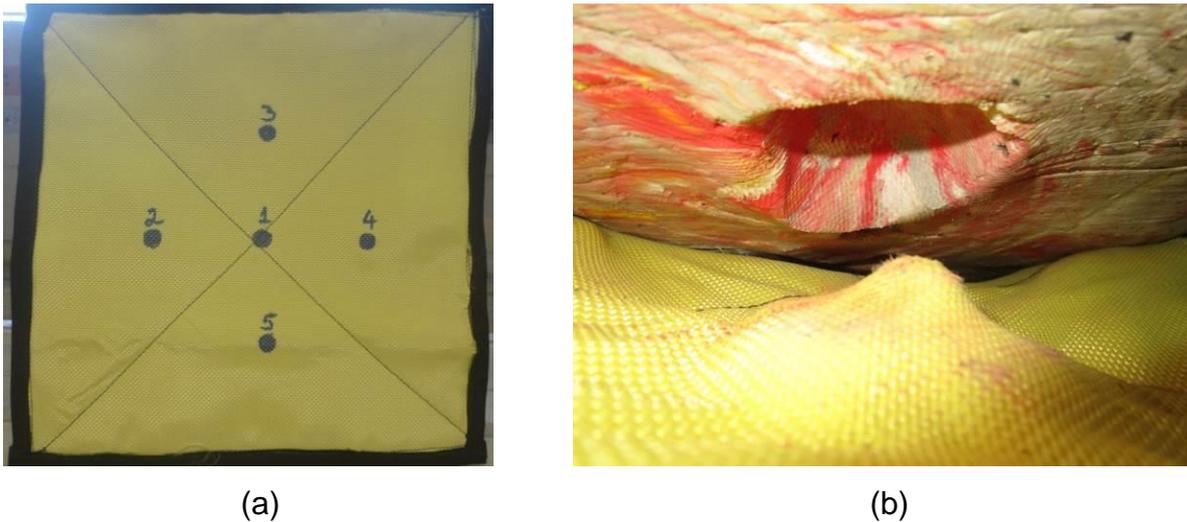


FIG. 3.16 Fotografias: (a) Pontos de impacto no alvo e a ordem dos tiros e (b) trauma produzido após impacto balístico.

3.9.2 AVALIAÇÃO DE DANOS

A avaliação de danos da blindagem flexível de poliaramida, para cada condição do material, foi realizada por meio dos seguintes procedimentos:

- a) Inspeção visual, a olho nu, dos danos produzidos pelo impacto dos projéteis no alvo, como ocorrência ou não de penetração, verificando-se a ocorrência ou não de perfuração, ou seja, penetração completa (PC) ou penetração parcial (PP), conforme critério do Exército, delaminação, fratura etc.;
- b) Observação de amostras retiradas das superfícies dos pontos de impacto que apresentaram penetração (parcial ou total), empregando-se um microscópio eletrônico de varredura, marca HITACHI modelo TM-3000, sob uma tensão de aceleração de elétrons de 15kV, no modo de imagem BSE (*backscattering electron*) e 5.6 mm de distância de trabalho. Antes do exame, as superfícies de fratura foram fixadas em fita de carbono (dupla face) sobre suportes (*stubs*) e recobertas com 5 nm de platina, em uma câmara de vácuo. O exame procurou-se relacionar os modos de fratura com o comportamento balístico da blindagem, antes e após exposição aos agentes de degradação.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo são apresentados e discutidos os resultados obtidos nos ensaios descritos no capítulo anterior. Esses resultados relacionam à influência da exposição aos agentes de degradação no material “como recebido”, por meio das propriedades físico-químicas e mecânicas, da poliaramida.

4.1 CARACTERIZAÇÃO FÍSICA DA FIBRA E DO TECIDO DE POLIARAMIDA

4.1.1 DETERMINAÇÃO DO TÍTULO OU DENSIDADE LINEAR DA FIBRA

A TAB. 4.1 apresenta a massa (g) e o comprimento (m) medido das amostras da fibra de poliaramida, mostrando os valores do título (tex), calculados pela EQ. 2.1.

TAB. 4.1 Densidade linear da fibra de poliaramida

Amostra	Comprimento (m)	Massa (g)	Título (tex)	Título médio (tex)	Desvio Padrão
1	10	3,4341	343,41	343,07	0,78
2	10	3,4421	344,21		
3	10	3,4295	342,95		
4	10	3,4217	342,17		
5	10	3,4261	342,61		

A fibra de poliaramida apresentou uma homogeneidade com relação a densidade linear.

4.1.2 DETERMINAÇÃO DA GRAMATURA OU DENSIDADE SUPERFICIAL DO TECIDO

A TAB. 4.2 apresenta a massa(g) e a área superficial (m²) das amostras de tecido de poliaramida, mostrando os valores da gramatura calculada pela EQ. 3.2.

TAB. 4.2 Densidade superficial do tecido de poliaramida

Amostra	Massa (g)	Área (m ²)	Gramatura (g/m ²)	Gramatura média (g/m ²)	Desvio Padrão
1	4,79	0,01	479,00	481,60	6,77
2	4,87	0,01	487,00		
3	4,89	0,01	489,00		
4	4,81	0,01	481,00		
5	4,72	0,01	472,00		

Foi verificada uma variação de aproximadamente 10 g/m² da densidade superficial no tecido estudado, apresentando.

4.1.3 DETERMINAÇÃO DA DENSIDADE DE FIOS (FIOS/CM) DE URDUME E TRAMA DO TECIDO

A TAB. 4.3 apresenta as densidades de fios de urdume e trama (fios/cm) da amostra de tecido de poliaramida, determinadas conforme mostrado no item 3.6.1.3.

TAB. 4.3 Densidade de fios de urdume e trama

Amostra	Densidade dos fios (fios/cm)					
	Urdume	Média	Desvio Padrão	Trama	Média	Desvio Padrão
1	6,30	6,3	0,00	6,7	6,6	0,18
2	6,30			6,7		
3	6,30			6,7		
4	6,30			6,7		
5	6,30			6,3		

Foi observado uma homogeneidade da densidade de fios de urdume e trama no tecido estudado, apesar da densidade dos fios de trama serem um pouco superior aos do fio de urdume.

4.1.4 DETERMINAÇÃO DA ESPESSURA DO TECIDO

A TAB. 4.4 apresenta a espessura (mm) da amostra de tecido de poliaramida, determinada conforme mostrado no item 3.6.1.4.

TAB. 4.4 Espessura do tecido de poliaramida

Amostra	Espessura (mm)	Espessura média (mm)	Desvio Padrão
1	0,704	0,704	0,01
2	0,709		
3	0,709		
4	0,710		
5	0,686		

A não ser pela amostra 5 o tecido apresentou uma uniformidade quanto a espessura.

4.2 CARACTERIZAÇÃO VISUAL

A caracterização visual, a olho nu, do alvo confeccionado com tecido de poliaramida, para realização do ensaio balístico, mostrou que a sua coloração é modificada pela exposição aos agentes de degradação (FIG. 4.1 e 4.2).

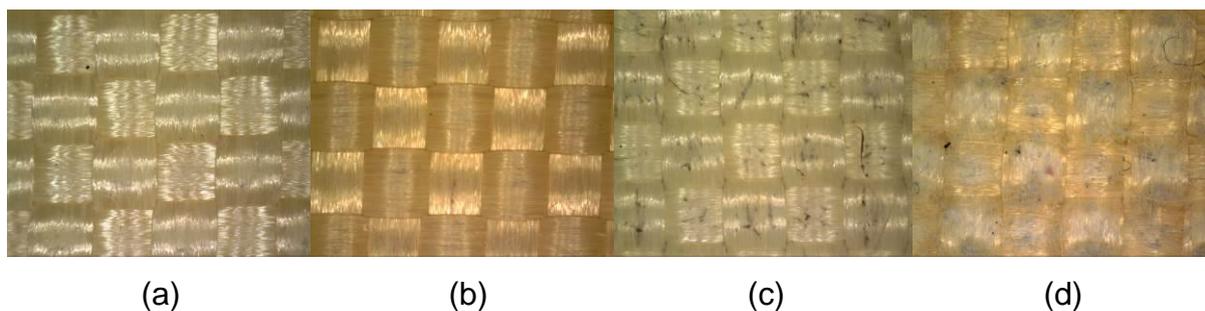


FIG. 4.1 Fotografias com ampliação de 230 vezes da superfície dos tecidos de poliaramida: (a) CR; (b) UV; (c) LAV; (d) UV+LAV.

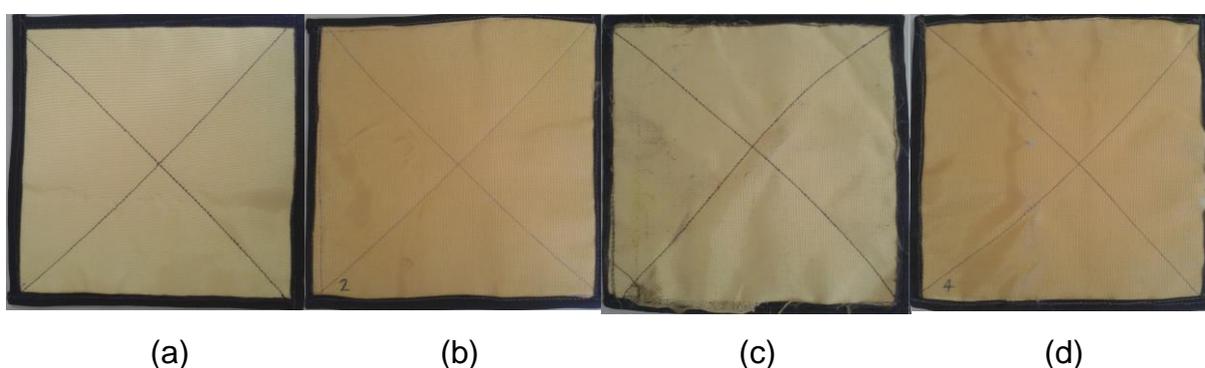


FIG. 4.2 Fotografias dos alvos: (a) CR; (b) UV; (c) LAV; (d) UV+LAV.

A cor amarela e brilhante das fibras de poliaramida como recebido (CR) escureceu gradativamente após exposição à radiação ultravioleta (FIG. 4.2b e FIG. 4.2d), sugerindo que ocorreu a modificação química das cadeias poliméricas do material que foi degradado (UV) (JASSAL, 2002).

Verificou-se, também, que o material que foi degradado com o processo de envelhecimento por exposição à umidade por lavagem (LAV), apresentou quebras das fibrilas superficiais da fibra de poliaramida e da fibra de poliéster (preta) utilizado para unir as camadas dos tecidos, devido ao atrito da superfície do alvo com o tambor da máquina de lavar, mas não apresentou diferença na coloração, conforme mostrado na FIG. 4.2c. No alvo que foi exposto aos dois agentes de degradação (UV+LAV) ocorreu o escurecimento da superfície após exposição à radiação ultravioleta e a quebra de fibrilas superficiais da fibra de poliaramida e poliéster após exposição à umidade por lavagem, conforme apresentado na FIG. 4.2d.

4.3 CARACTERIZAÇÃO FÍSICO-QUÍMICA

4.3.1 ESPECTROSCOPIA NO INFRAVERMELHO (FTIR)

Os espectros FTIR em modo absorvância, realizados pela técnica de reflectância total atenuada (ATR), foram adquiridos para a determinação das alterações moleculares produzidas no tecido de poliaramida “como recebido”, apresentado na FIG. 4.3.

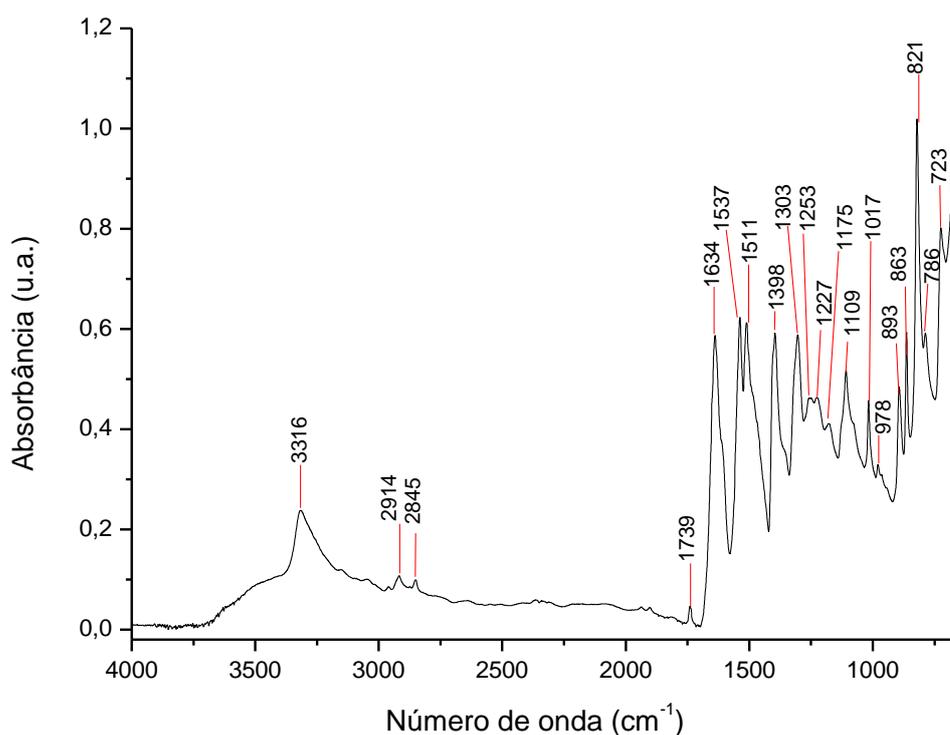


FIG. 4.3 Espectro FTIR em modo absorvância representativo obtido para o tecido de poliaramida “como recebido” (CR).

As bandas de absorção características da poliaramida no FTIR estão relacionadas ao grupamento amida e o anel aromático – Amida A (N-H estiramento,

quando o C=O e N-H estão na configuração trans) com banda em 3316 cm^{-1} , Amida I (C=O estiramento) em 1634 cm^{-1} , Amida II (combinação do estiramento C-N e flexão N-H) em 1537 cm^{-1} , Amida III (combinação do estiramento C-N e flexão N-H) em 1303 cm^{-1} e banda absorventes de grupos aromáticos encontradas no material “como recebido” (ZHANG, 2006).

A TAB. 4.5 apresenta as bandas típicas do espectro FTIR da fibra de poliaramida na condição “conforme recebido”.

TAB. 4.5 Principais bandas do espectro FTIR da fibra de poliaramida

Grupo funcional		Número de onda (cm^{-1})	Modo Vibracional
N-H	Amida A	3316	Estiramento
C=O	Amida I	1634	Estiramento
C-N e N-H	Amida II	1537	Estiramento e flexão
C-C	Anel aromático		Estiramento no plano
C-H	Anel aromático	1511/1398	Flexão no plano
C-N e N-H	Amida III	1303	Estiramento e flexão
C-C	Anel aromático		Estiramento no plano
C – H	Anel aromático	821	Flexão fora do plano

As alterações produzidas pelas degradações foram avaliadas pela comparação dos espectros FTIR da poliaramida antes (CR) e após exposição aos agentes de degradação (UV, LAV, UV+LAV), os quais estão apresentados na superposição dos espectros na FIG. 4.4 e individualmente nas FIG. 8.1.a FIG. 8.4 do Apêndice 1.

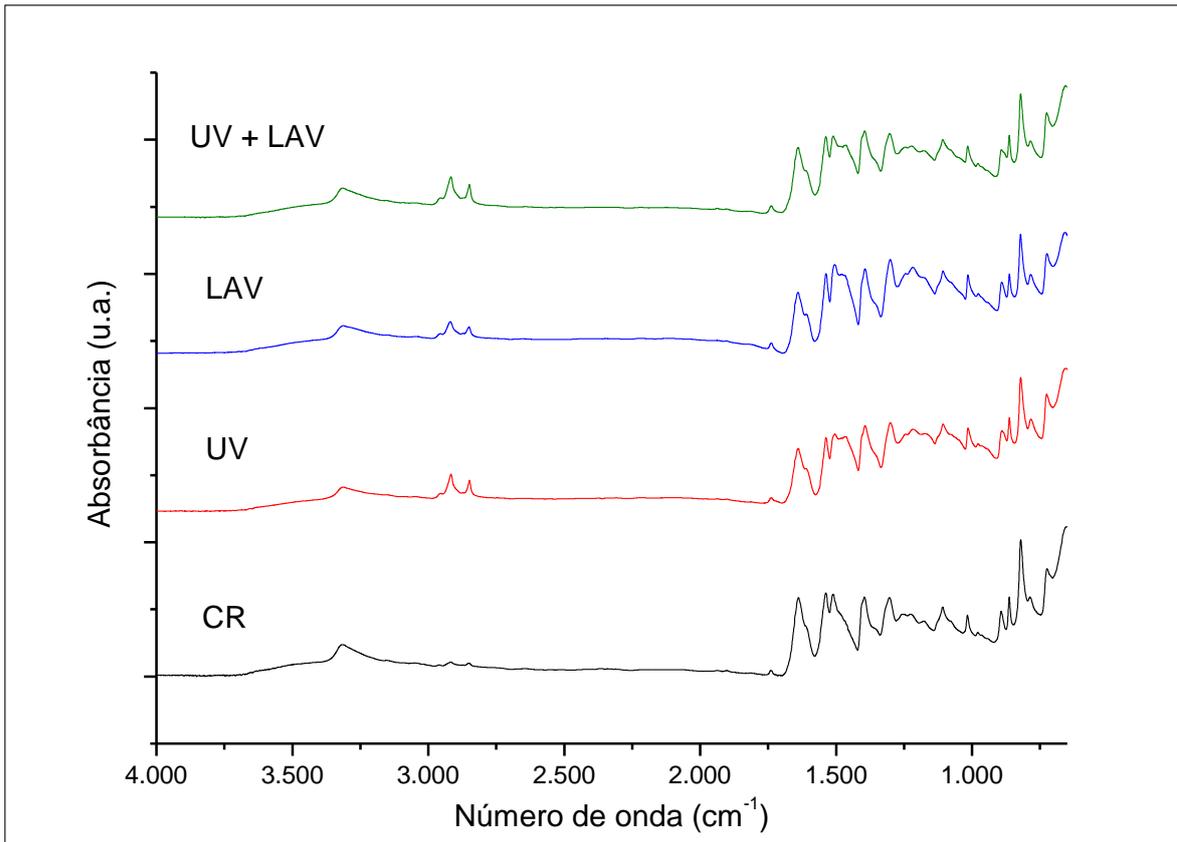


FIG. 4.4 Superposição dos espectros na região do infravermelho, pela técnica de refletância total atenuada (ATR), da fibra de poliaramida, antes e após exposição aos agentes de degradação.

Os espectros FTIR foram normalizados segundo o procedimento descrito no item 3.7.1 para avaliação destas modificações. A comparação mostra que a intensidade das principais bandas varia após exposição aos agentes de degradação, como mostrado na FIG. 4.5 e na TAB. 4.6.

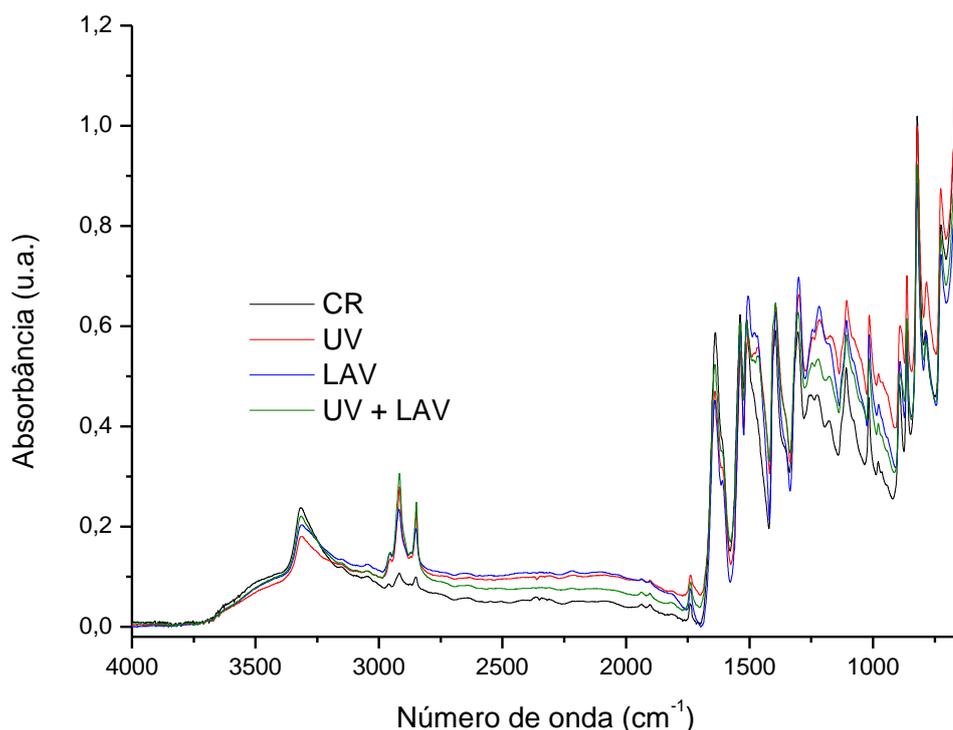


FIG. 4.5 Superposição dos espectros de FTIR em absorbância, normalizados pela banda em 821 cm^{-1} , da fibra de poliaramida, antes e após degradação.

TAB. 4.6 Intensidade das bandas características e atípicas da fibra de poliaramida, normalizadas pela banda 821 cm^{-1} , antes e após degradações.

Banda (cm^{-1})	Intensidades normalizadas			
	CR	UV	LAV	UV+LAV
3316	0,23	0,18	0,23	0,24
1634	0,53	0,42	0,45	0,50
1537	0,59	0,54	0,66	0,64
1303	0,58	0,65	0,79	0,68
1467	0,36	0,53	0,61	0,56
1739	0,04	0,10	0,08	0,09

Verifica-se que a intensidade destas bandas características das fibras de poliaramida varia para os diferentes tipos de exposição aos agentes de degradação, indicando que os grupos funcionais das mesmas foram modificados pela exposição à radiação UV (UV), à umidade por lavagem (LAV) e à radiação UV mais umidade por lavagem (UV+LAV).

Observa-se que a intensidade dos comprimentos de onda após normalização modifica-se como descrito abaixo:

A intensidade da banda 3316 cm^{-1} , Amida A (estiramento N-H), não sofreu modificações significantes, mantendo-se inalterada após às degradações (UV, LAV e UV+LAV).

A intensidade da banda 1634 cm^{-1} , Amida I (estiramento C-O), diminuiu após degradações à radiação ultravioleta (UV), indicando que ocorreu a quebra das ligações amida (C-N) da cadeia principal do polímero, formando ácido carboxílico e outras espécies oxidadas, presumivelmente por foto-oxidação (DAVIS, 2010). A intensidade da banda Amida I também diminuiu após degradações à umidade por lavagem (LAV), indicando que ocorreu a quebra das ligações amida (C-N) da cadeia principal do polímero, formando ácido carboxílico e amida, presumindo que ocorreu a diminuição do peso molecular por hidrólise (FORSTER, 2011). O mecanismo de degradação do corpo de prova que foi degradado por radiação ultravioleta e posterior umidade por lavagem (UV+LAV) não seguiu o mesmo mecanismo das degradações realizadas separadamente, porém indica que ocorreram foto-oxidação e hidrólise, devido à diminuição da intensidade do comprimento de onda da Amida I.

A intensidade da banda 1537 cm^{-1} , Amida II (combinação do estiramento C-N e flexão N-H), diminuiu após a degradação à radiação ultravioleta (UV), indicando a quebra da cadeia principal (DAVIS, 2010; ZHANG, 2006) e aumentou após a degradação à umidade por lavagem (LAV), presumindo que ocorreu hidrólise, gerando o íon carboxilato (COO^-) (FORSTER, 2011). No material que foi degradado pelos dois agentes de degradação (UV+LAV), aumentou a intensidade da amida II, deduzindo que a hidrólise obteve maior influência.

A intensidade da banda 1303 cm^{-1} , Amida III (combinação do estiramento C-N e flexão N-H), aumentou após às degradações (UV, LAV e UV+LAV), indicando a quebra parcial da cadeia, geração de amida e o aumento da concentração dos grupos N-H (LI, 2013).

A banda atípica, 1739 cm^{-1} , aumentou a intensidade após às degradações (UV, LAV e UV+LAV), indicando a transformação da carbonila (C=O), após oxidação da poliaramida, em aldeídos e éster (ZHANG, 2006; LI, 2013), e a banda 1467 cm^{-1} aumentou a intensidade após às degradações, devido o aparecimento do íon

carboxilato (COO⁻), indicando que houve quebra parcial do grupo amida por hidrólise (FORSTER, 2011).

Estas observações sugerem que a radiação UV e a umidade produzem, na fibra de poliaramida, o rompimento das ligações químicas da cadeia principal, por fotólise e/ou hidrólise e posterior oxidação dos radicais livres.

Observou-se também que as bandas da Amida II (1537 cm^{-1}), Amida III (1303 cm^{-1}) e do íon carboxilato (1467 cm^{-1}) após a degradação pelos dois agentes de degradação (UV+LAV), apresentou um aumento da intensidade quando comparada ao efeito unicamente da radiação ultravioleta (UV) e uma diminuição quando comparada à degradação unicamente por umidade por lavagem (LAV), sugerindo um possível bloqueio pela radiação UV do mecanismo da hidrólise pela oxidação da superfície, diminuindo sua ocorrência durante a degradação pelos dois agentes (UV+LAV).

4.3.2 ANÁLISE TERMOGRAVIMÉTRICA (TGA)

A FIG. 4.6 apresenta uma curva termogravimétrica representativa da análise por TGA do material “como recebido”, onde se observa a existência de dois pontos de inflexão. As curvas termogravimétricas da fibra de poliaramida, antes (CR) e após exposição aos agentes de degradação (UV, LAV e UV+LAV), estão apresentadas no APÊNDICE 2.

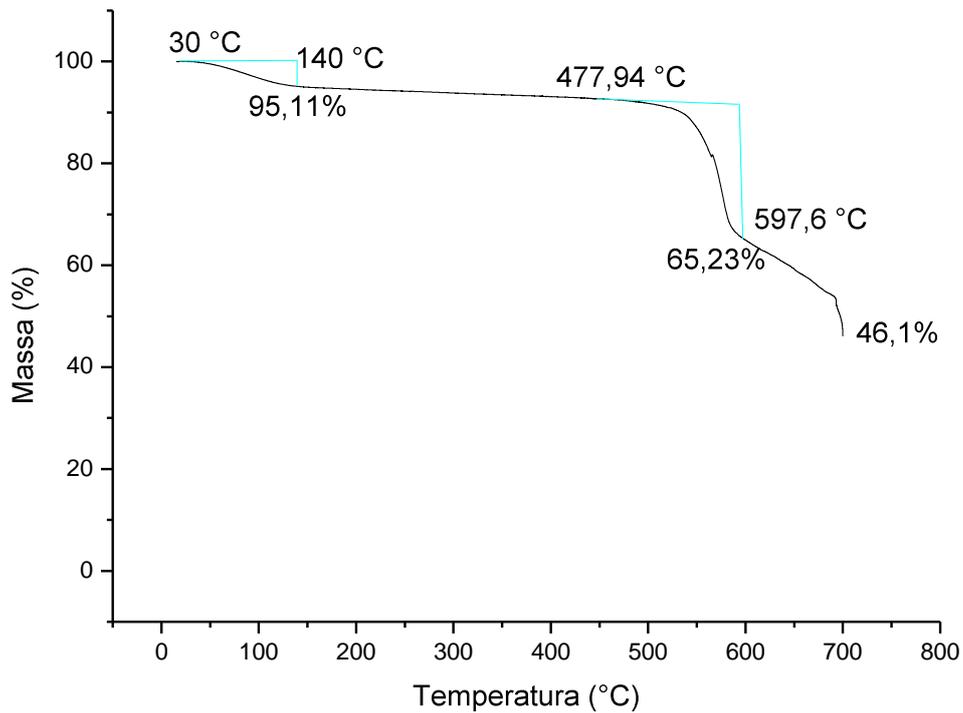


FIG. 4.6 Curva termogravimétrica representativa obtida no ensaio de TGA da fibra de poliaramida “como recebido” (CR).

A FIG. 4.7 apresenta uma superposição das curvas termogravimétricas da poliaramida, antes e após exposição aos agentes de degradação e a TAB. 4.7 apresenta os parâmetros obtidos na análise termogravimétrica.

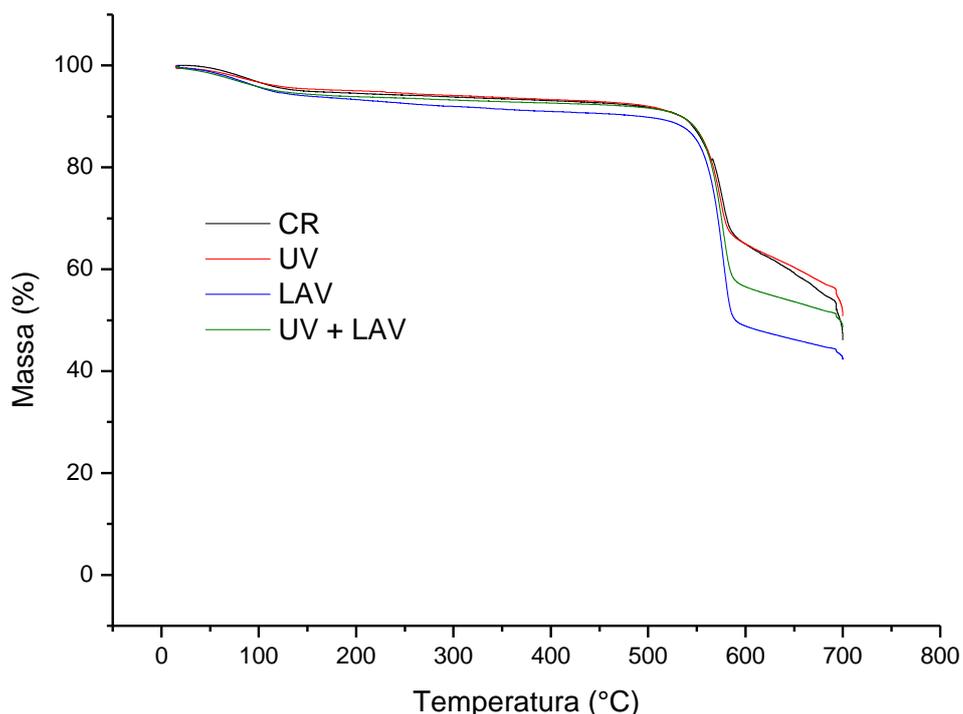


FIG. 4.7 Superposição das curvas termogravimétricas por TGA da poliaramida, antes e após exposição aos agentes de degradação.

Observou-se que em todas as curvas ocorreram dois estágios de perda de massa, indicados pelos pontos de inflexão. O primeiro estágio, entre 30 e 140°C, apresentou pouca perda de massa em torno de 5 % (eliminação de água) e a partir de 470°C ocorreu a decomposição da fibra de poliaramida com maior perda de massa, atribuído à quebra da cadeia macromolecular da poliaramida e pirólise dos grupos funcionais (BROWN, 1982).

TAB. 4.7 Parâmetros obtidos na análise termogravimétrica

Grupo de avaliação	Perda de massa(%)			Resíduo Total %	Temperatura (°C)
	30-140 °C	470 - 700 °C	Total		Início da perda de massa (T _o)
CR	4,89	49,01	53,90	46,10	477,94
UV	5,46	43,74	49,20	50,80	477,18
LAV	5,83	51,87	57,70	42,30	476,49
UV+LAV	5,47	45,99	51,46	48,54	469,91

A análise das curvas após degradações dos agentes (UV, LAV, UV+LAV) permitiu afirmar que estas foram similares, não sendo observadas variações significativas na estabilidade térmica da fibra.

A grande quantidade de resíduo gerado após as análises termogravimétricas dos grupos de avaliação sob atmosfera inerte (fluxo de nitrogênio) (BOURBIGOT, 2001), sugere que o resíduo seja composto por benzenonitrila e benzeno, devido a boa estabilidade térmica do anel aromático (CAI, 2011).

Observou-se que o resíduo gerado após a degradação térmica da fibra de poliaramida após exposição dos dois agentes de degradação (UV+LAV) foi maior em relação à degradação da umidade por lavagem (LAV) e menor em relação à degradação por exposição à radiação ultravioleta (UV), sugerindo que a degradação ultravioleta diminuiu a ocorrência do mecanismo de hidrólise no material.

4.3.3 CALORIMETRIA DIFERENCIAL DE VARREDURA (DSC)

A análise por DSC permitiu estudar o comportamento térmico do tecido de poliaramida antes e após exposição aos agentes de degradação.

As curvas de DSC das amostras do tecido de poliaramida antes e após exposição aos agentes de degradação estão apresentadas nas FIG. 8.9 a FIG. 8.12 do APÊNDICE 3.

A FIG. 4.8 apresenta a curva de DSC representativa da fibra de poliaramida “como recebido”.

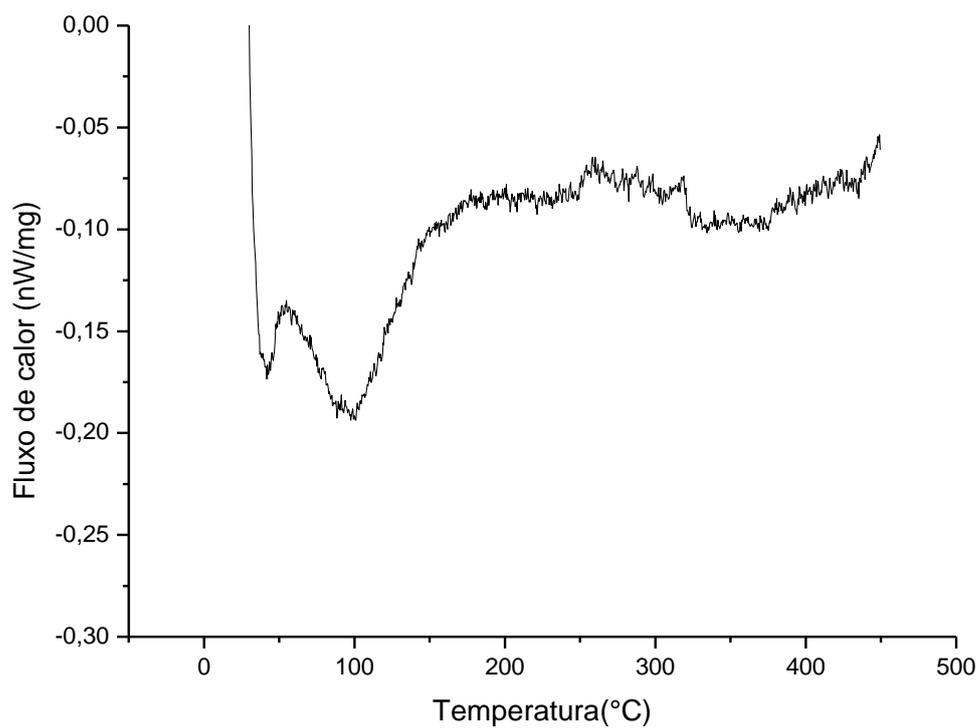


FIG. 4.8 Curva de DSC representativa da fibra de poliaramida na condição “como recebido”.

A FIG. 4.9 apresenta as curvas calorimétricas das fibras de poliaramida, antes e após exposição aos agentes de degradação.

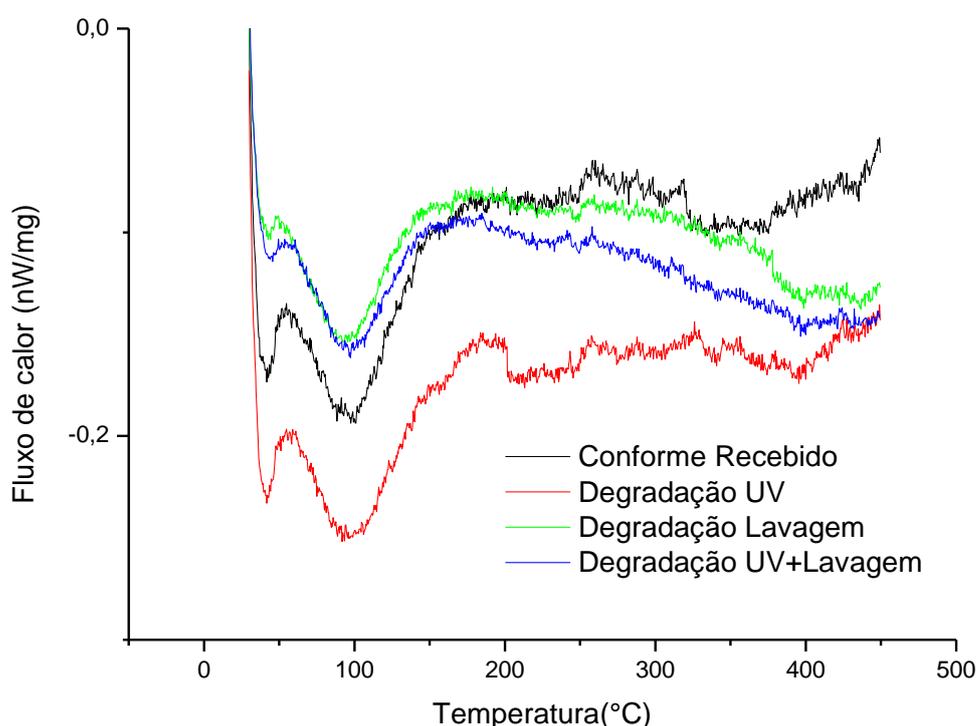


FIG. 4.9 Superposição das curvas de DSC da fibra de poliaramida, antes e após exposição aos agentes de degradação.

Verificou-se que os perfis das endotermas nas curvas DSC das fibras de poliaramida, para todos os grupos de avaliação, foram bastante semelhantes em relação ao formato e a posição. Nota-se a ocorrência da perda de umidade em torno de 100°C, conforme já previsto na análise termogravimétrica.

Observou-se que não é possível determinar as temperaturas de transição vítrea e fusão das fibras de poliaramida antes e após exposição aos agentes de degradação. A dificuldade de encontrar a temperatura de transição vítrea (250 - 400 °C) é explicada pela estrutura rígida da cadeia da poliaramida imposta pelos anéis aromáticos. A temperatura de fusão ocorre simultaneamente com a temperatura de decomposição, aproximadamente 477 °C, explicando a estabilidade térmica da poliaramida (JASSAL, 2002).

4.3.4 DIFRAÇÃO DE RAIOS X (DRX)

O arranjo interno da poliaramida foi estudado por difração de raios-X, onde procurou-se obter informações sobre as modificações ocorridas nas regiões cristalinas e amorfas dos materiais, resultantes da exposição aos agentes de degradação.

Os difratogramas de raios-X das amostras, antes e após exposição aos agentes de degradação, estão apresentados nas FIG. 8.13 a FIG. 8.16 do APÊNDICE 4.

A FIG. 4.10 apresenta o difratograma representativo da fibra de poliaramida “como recebido”.

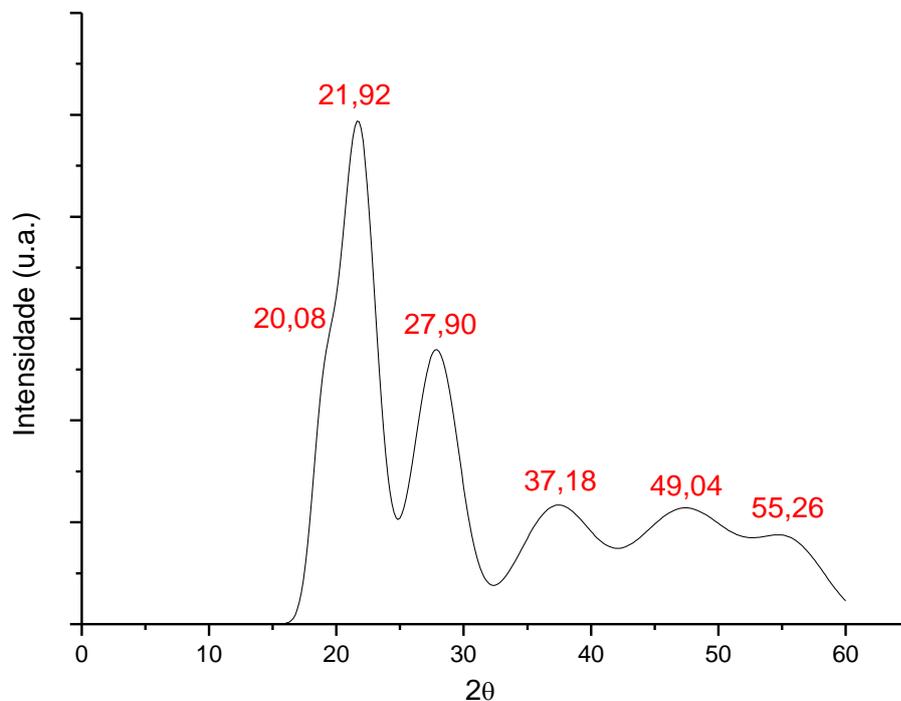


FIG. 4.10 Difratograma de raios-X representativo da fibra de poliaramida na condição “como recebido”.

Verificou-se a ocorrência de dois “picos” com reflexões correspondentes aos planos cristalográficos (110) e (200) característicos da fibra de poliaramida, correspondentes aos ângulos 2θ , $20,08^\circ$ e $21,92^\circ$ respectivamente, indicando que o

material é uma célula unitária ortorrômbica ou pseudo-ortorrômbica (ZHANG, 2006; AHMED, 2014).

A FIG. 4.11 apresenta a superposição dos difratogramas de raios-X da fibra de poliaramida, antes e após exposição aos agentes de degradação.

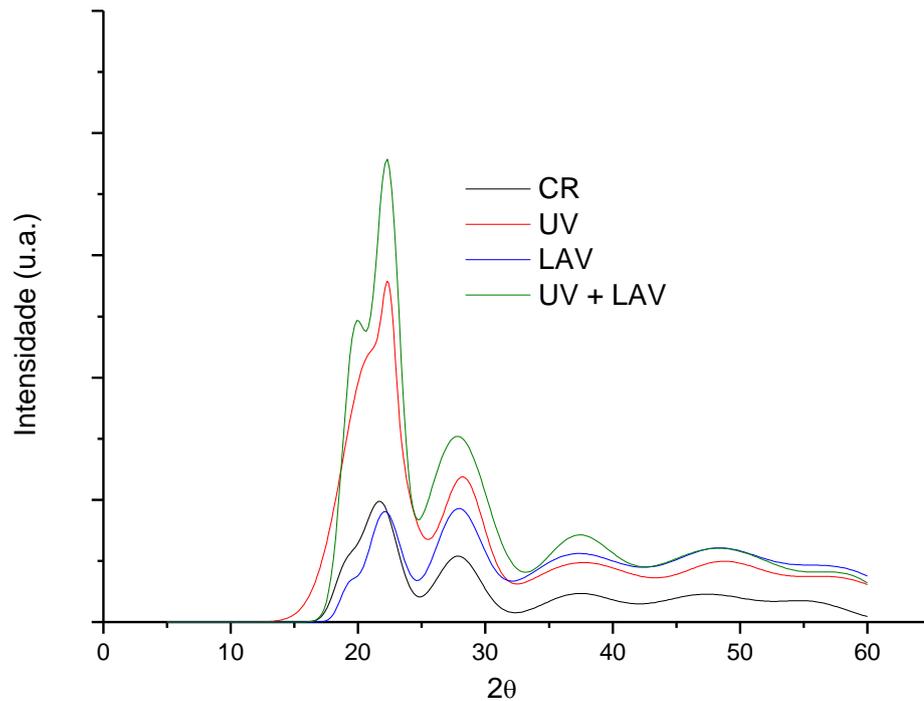


FIG. 4.11 Superposição dos difratogramas de raios-X (DRX) da fibra de poliaramida, antes e após exposição aos agentes de degradação.

Verificou-se que as intensidades dos picos dos difratogramas de raios-X das amostras degradadas apresentaram alterações, sugerindo que a cristalinidade foi influenciada pela exposição dos agentes de degradação.

Na TAB. 4.8 estão listados os parâmetros cristalográficos, distâncias interplanares (d_{110} e d_{200}) e parâmetros da célula unitária (“a” e “b”) bem como os valores do grau de cristalinidade da poliaramida, em função do grupo de avaliação, calculados a partir das EQ. 3.3 a EQ. 3.6.

TAB. 4.8 Parâmetros cristalográficos e grau de cristalinidade das fibras de poliaramida em função do grupo de avaliação

Grupo de avaliação	Parâmetros cristalográficos (Å)				Cristalinidade (%)
	d ₁₁₀	d ₂₀₀	a	b	
CR	4,42	4,05	8,11	5,28	81,69%
UV	4,44	4,01	8,02	5,32	80,05%
LAV	4,46	4,05	8,09	5,34	64,03%
UV+LAV	4,44	4,01	8,02	5,34	77,83%

Observa-se que os parâmetros cristalográficos da célula unitária obtidos foram da mesma ordem de grandeza dos encontrados na literatura para a célula unitária da poliaramida: $a = 7,87 \text{ \AA}$; $b = 5,18 \text{ \AA}$ e $c = 12,9 \text{ \AA}$ (AHMED, 2014, LIU, 1996; NORTHOLT, 1974), concluindo que os agentes de degradação não produziram alterações significativas na rede cristalina do material.

A cristalinidade da poliaramida na condição “como recebido” (CR) está de acordo com a literatura, que varia de 68 a 95% (JASSAL, 2002).

Segundo o modelo proposto por alguns pesquisadores (HEARLE, 2001; BHATNAGAR, 2006), a fibra de poliaramida possui uma fina “capa” na superfície, altamente cristalina com um “núcleo” de menor cristalinidade e com maior quantidade de defeitos. A diminuição da cristalinidade devido a exposição à radiação UV (UV), indica que a quebra e oxidação da cadeia principal, como evidenciado pela análise de FTIR, afeta a estrutura cristalina na superfície, ou seja, na “capa” da fibra (LI, 2013). O processo de hidrólise, que ocorre preferencialmente na região amorfa, durante o processo de exposição à umidade por lavagem (LAV), como mostrado na TAB. 4.8, é mais eficiente na quebra dos cristais, ou seja, na diminuição da cristalinidade, modificando a orientação e tamanho dos cristais, além de gerar defeitos e microfibrilas no interior da fibra, ou seja, no núcleo. (LI, 2012; OBAID, 2011)

Observa-se que a cristalinidade da fibra de poliaramida após exposição dos dois agentes de degradação é maior em relação à degradação da umidade por lavagem e menor em relação à degradação por raios ultravioleta, indicando que a degradação ultravioleta gerou a formação de grupos funcionais hidrófilos na superfície da fibra diminuindo a hidrólise no interior da mesma (LIU, 2013) e conseqüentemente

diminuindo a modificação das orientações dos cristais (cristalinidade) e rompimento das fibrilas.

4.4 CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA DO TECIDO DE POLIARAMIDA

O ensaio de tração do tecido, antes e após exposição aos agentes de degradação, foi realizado com o objetivo de descrever o comportamento mecânico da fibra de poliaramida na primeira camada do alvo balístico.

4.4.1 ENSAIO DE TRAÇÃO

Os ensaios individuais de cada corpo de prova, antes e após degradações, estão apresentados nas FIG. 8.17 a FIG. 8.20 do APÊNDICE 5. A FIG. 4.12 mostra uma curva força (N/cm) – deformação (%) representativa do ensaio realizado com o material “como recebido”.

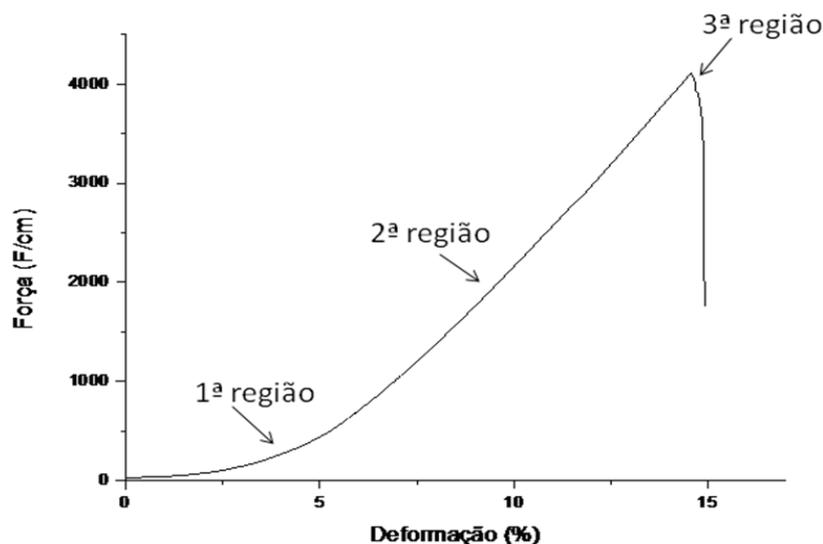


FIG. 4.12 Curva representativa obtida no ensaio de tração do tecido de poliaramida na condição “como recebido”.

Observou-se que a curva de tração do tecido de aramida na condição “como recebido” (CR) apresentou três regiões distintas. A primeira região ocorre uma maior deformação para um pequeno aumento da força aplicada, que corresponde a remoção da ondulação dos filamentos, que estão no sentido da força aplicada, adquiridas na fabricação do tecido, na tecelagem plana. A força aplicada concentra-se totalmente nas fibras longitudinais esticadas, aumentando a inclinação, na região elástica. Na fase final ocorre a diminuição rápida da força, após atingir a força máxima de ruptura da fibra (ZHU, 2011).

Os valores médios dos resultados individuais da força máxima de ruptura e deformação máxima de ruptura obtidos no ensaio de tração do tecido de poliaramida, antes e após exposição aos agentes de degradação estão mostrados, respectivamente, na TAB. 4.9 e na FIG. 4.13.

TAB. 4.9 Valores médios das propriedades determinadas no ensaio de tração dos tecidos de poliaramida, antes e após degradações

Grupo de avaliação	Força Máxima de Ruptura (N/cm)	Deformação Máxima de Ruptura (%)
CR	4126,33	15%
UV	3377,60	14%
LAV	1681,09	20%
UV+LAV	1801,05	16%

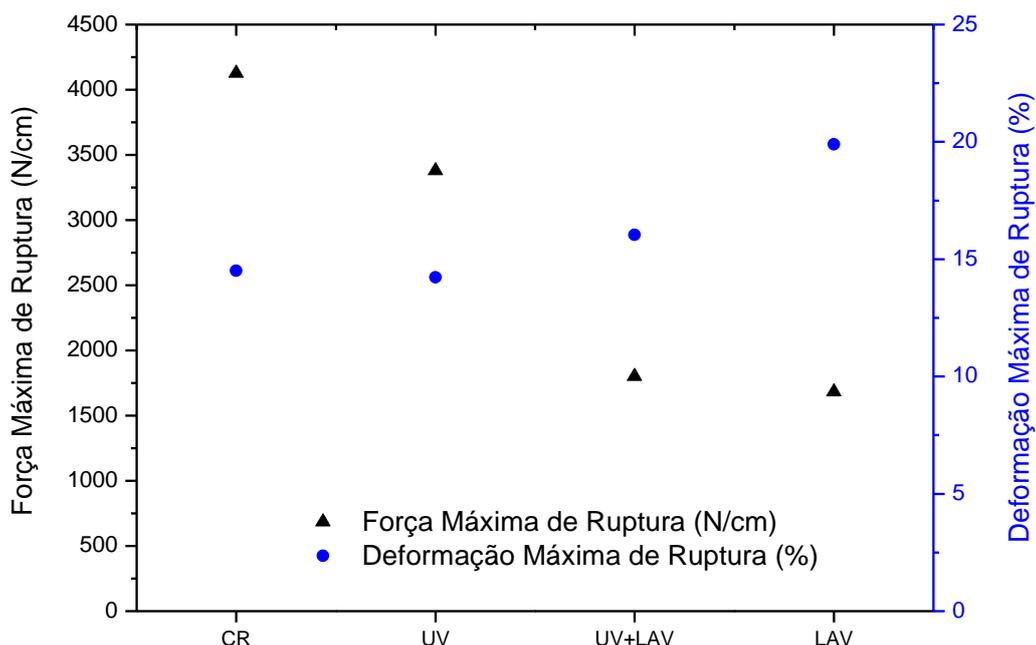


FIG. 4.13 Propriedades sob tração do tecido de poliaramida, antes e após exposição aos agentes de degradação.

Verificou-se que o comportamento mecânico, das fibras de poliaramida, sofreu grande influência dos agentes de degradação. Na radiação UV, seguindo a mudança na cristalinidade (redução para 80%), ocorre uma redução da força máxima de 18% com uma pequena diminuição na deformação provavelmente devido à diminuição do peso molecular, proposto no ensaio de FTIR. No material degradado por umidade por lavagem foi observado um decréscimo acentuado na força máxima de ruptura, de acordo com a redução na cristalinidade (para 64%), com um aumento acentuado na ductilidade, provavelmente devido a maior porção amorfa no material. Na degradação por UV e umidade por lavagem, a resposta mecânica do material ainda segue o comportamento da cristalinidade (redução para 77%), ou seja, a força máxima de ruptura diminui, não tanto quanto na degradação por umidade por lavagem e a deformação aumenta quando comparada ao material “como recebido”.

4.5 AVALIAÇÃO DO COMPORTAMENTO BALÍSTICO

4.5.1 ENSAIO BALÍSTICO

A TAB. 4.10 apresenta os resultados balísticos para cada grupo de avaliação, incluindo os valores da velocidade de impacto do projétil (m/s), a energia de impacto (J), o trauma para cada energia de impacto (mm), a relação trauma/energia de impacto (mm/J), a quantidade de camadas penetradas no impacto e se houve ou não a penetração completa no primeiro impacto.

TAB. 4.10 Resultado do ensaio balístico dos alvos de poliaramida, para cada grupo de avaliação

Grupo de avaliação	Calibre	V _o (m/s)	Energia (J)	Trauma (mm)	Trauma /Energia (mm/J)	Penetração Completa	Camadas perfuradas	
							Quantidade	%
CR	.380	318,15	313,78	25,72	0,08	Não	1	10
UV		303,16	284,91	28,73	0,10	Não	2	20
LAV		308,59	295,21	28,18	0,10	Não	2	20
UV + LAV		313,40	304,48	32,07	0,11	Não	2	20

Verificou-se que não ocorreu penetração completa em nenhum ensaio balístico, apenas penetração parcial. O desempenho balístico foi determinado, para cada grupo de avaliação, considerando a quantidade de camadas penetradas e a relação trauma/energia de impacto.

Pode ser observado na TAB. 4.10, que a exposição aos agentes de degradação (UV, LAV e UV+LAV) teve influência sobre o desempenho balístico, à medida que no material “como recebido” (CR) apenas uma camada foi penetrada, enquanto nos materiais degradados, duas camadas foram penetradas. Este comportamento está de acordo com a maior resistência apresentada pelo tecido “como recebido” (CR) no ensaio de tração.

Os materiais degradados por exposição à radiação ultravioleta (UV), umidade por lavagem (LAV) e por UV mais umidade por lavagem apresentam praticamente o mesmo desempenho balístico, segundo a TAB. 4.10, já que o número de camadas

perfuradas foi o mesmo assim como a relação trauma(mm)/energia(J) foi o mesmo para o material degradado por UV (UV) e umidade por lavagem (LAV) e aproximadamente o mesmo para o material degradado por UV mais umidade por lavagem (UV+LAV). Porém, como apresentado anteriormente o material degradado pela umidade por lavagem (LAV) e UV mais umidade por lavagem (UV+LAV) sofreram desgaste mecânico nas superfícies externas modificando a seção resistiva destes materiais, o que dificulta uma análise comparativa dos mesmos.

4.5.2 AVALIAÇÃO DE DANOS

4.5.2.1 INSPEÇÃO VISUAL

As FIG. 4.14, FIG. 4.15, FIG. 4.16 e FIG. 4.17 apresentam fotografias dos materiais impactados após o ensaio balístico nos diferentes grupos de avaliação (CR, UV, LAV, UV+LAV), possibilitando identificar a ocorrência de penetração e a deformação gerada nas fibras da poliaramida.

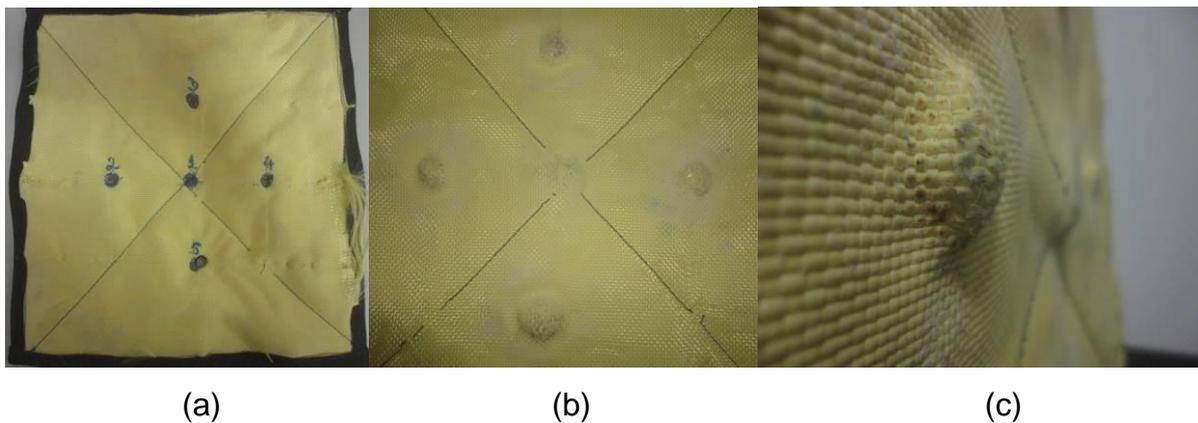


FIG. 4.14 Fotografias do alvo impactado na condição “como recebido” (CR): (a) vista frontal; (b) vista distal; e (c) vista distal lateral.



(a) (b) (c)

FIG. 4.15 Fotografias do alvo impactado após exposição à radiação ultravioleta (UV): (a) vista frontal; (b) vista distal; e (c) vista distal lateral.



(a) (b) (c)

FIG. 4.16 Fotografias do alvo impactado após exposição à umidade por lavagem (LAV): vista frontal; (b) vista distal; e (c) vista distal lateral.



(a) (b) (c)

FIG. 4.17 Fotografias do alvo impactado após exposição à radiação ultravioleta e à umidade por lavagem (UV+LAV): (a) vista frontal; (b) vista distal; e (c) vista distal lateral.

Observa-se que apenas a primeira camada dos alvos expostos à radiação UV (UV e UV+LAV) apresentou alteração na cor, pois a radiação UV foi realizada em apenas uma das faces do alvo, não agindo nas demais camadas, pois a radiação UV possui baixa energia. Durante as degradações (LAV e UV+LAV) a água penetrou em todas as camadas do alvo, mas as faces externas do alvo sofreram o atrito com o tambor da máquina de lavar, sofrendo desgaste prematuro e rompimento de algumas fibras, como apresentado na inspeção visual. Concluiu-se, então, que as camadas dos alvos expostas aos agentes de degradação (UV, LAV e UV+LAV), não foram degradadas de uma maneira uniforme. O impacto balístico, nos alvos expostos à radiação UV (UV) e expostos às duas degradações (UV+LAV), foi realizado na face que recebeu a radiação.

Na inspeção visual, a olho nu, mostra que as faces frontais dos alvos (CR, UV, LAV e UV+LAV), onde ocorreram os impactos, apresentaram rompimento dos filamentos primários, deformações nos fios secundários em torno dos pontos de impacto e depressões com formato de cratera semi-esférica no ponto de impacto. As faces distais, opostas as que receberam o impacto do projétil, mostraram deformações plásticas produzidas nos alvos (NAIK et al., 2006 ; SPARKS, 2012).

4.5.2.2 EXAME FRATOGRÁFICO DA REGIÃO DO IMPACTO BALÍSTICO

O exame fratoográfico, tendo em vista que só ocorreu a penetração parcial dos alvos, foi realizado em fibras extraídas da primeira camada perfurada de cada alvo impactado.

As FIG. 4.18 a FIG. 4.21 mostram microfotografias representativas, por microscopia eletrônica de varredura (MEV), da fratura produzida pelo impacto balístico da fibra de poliaramida, para todos os grupos de avaliação (CR, UV, LAV, UV+LAV).

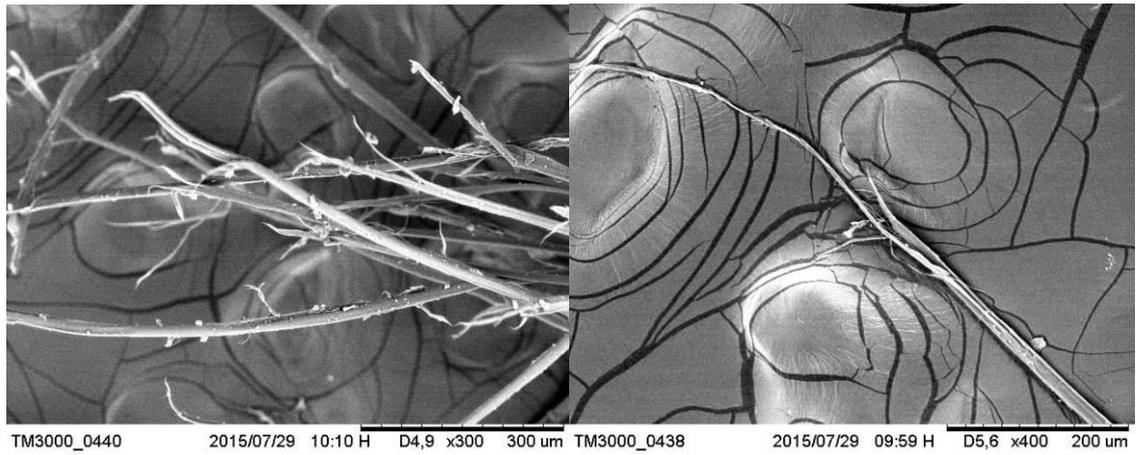


FIG. 4.18 Microfotografias representativas, por MEV, da superfície da fratura de fibras de poliaramida, retiradas do alvo impactado na condição conforme recebido (CR).

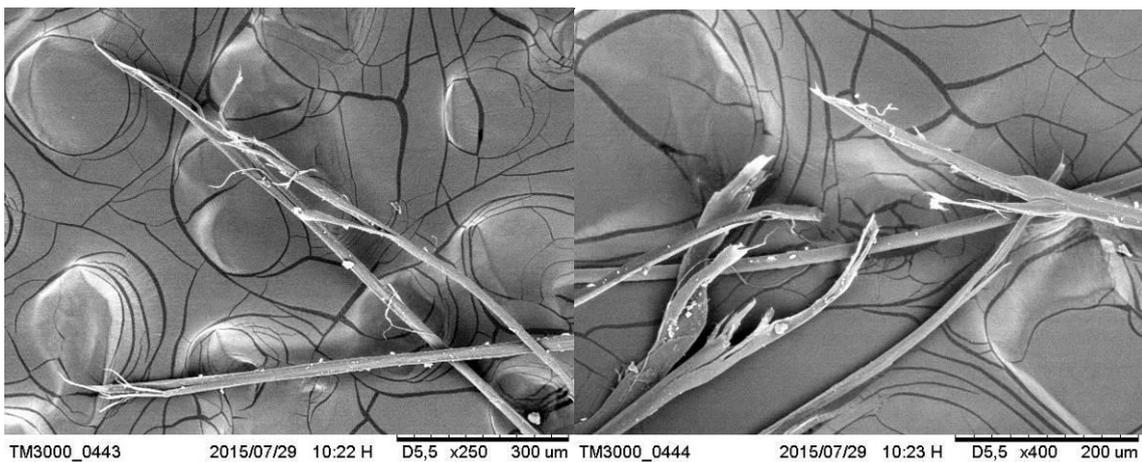


FIG. 4.19 Microfotografias representativas, por MEV, da superfície da fratura de fibras de poliaramida, retiradas do alvo impactado após exposição à radiação (UV).

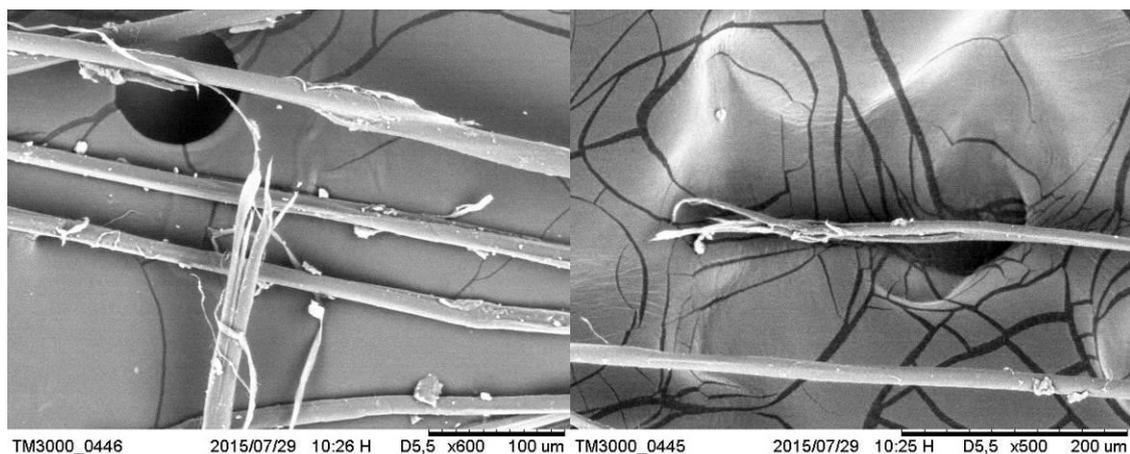


FIG. 4.20 Microfotografias representativas, por MEV, da superfície da fratura de fibras de poliaramida, retiradas do alvo impactado após exposição à umidade por lavagem (LAV).

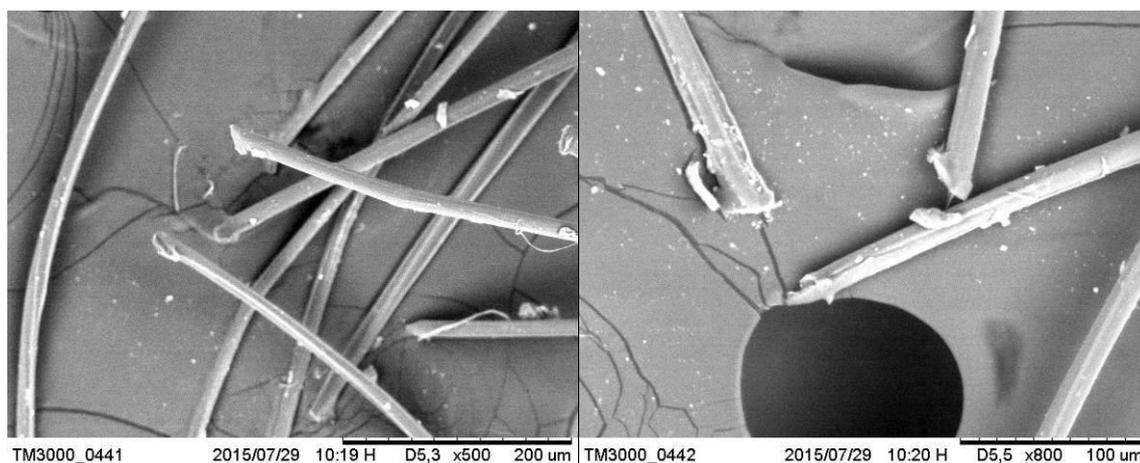


FIG. 4.21 Microfotografias representativas, por MEV, da superfície da fratura de fibras de poliaramida, retiradas do alvo impactado após exposição aos dois agentes de degradação (UV+LAV)

Observou-se que nos alvos degradados (UV e LAV), as fibras fraturaram principalmente, pelo esforço de tração com alta deformação, formando microfibrilas no sentido axial, mas com menor intensidade de fratura fibrilar comparado com o alvo conforme recebido (CR). O alvo exposto a degradação UV mais umidade por lavagem (UV+LAV) apresentou uma fratura frágil, não sendo observado a divisão a fratura fibrilar, perpendicular ao eixo da fibra e com baixa deformação, sugerindo que

a quebra das cadeias, diminuição e reorientação dos cristais, favoreceram para propagação da trinca no sentido transversal da fibra (ZANG, 2006; TAN, 2008; DEROMBISE, 2012).

5 CONCLUSÕES

O comportamento mecânico e balístico da fibra de poliaramida foi influenciado após às exposições à radiação ultravioleta e à umidade por lavagem. A análise dos resultados experimentais obtidos nesta dissertação, aliadas às informações presentes na literatura, permite concluir que:

- As propriedades físicas das fibras e do tecido de poliaramida não influenciaram no comportamento mecânico e balístico dos corpos de prova ensaiados;
- A exposição à radiação ultravioleta e à umidade por lavagem tem efeito significativo sobre o grau de cristalinidade da fibra de poliaramida, diminuindo em todos os grupos de avaliação (UV, LAV e UV+LAV) em comparação com a amostra da fibra “como recebido”. Esta diminuição de cristalinidade ocorreu devido aos mecanismos de fotólise e hidrólise nas fibras de poliaramida degradadas. A fotólise produz a cisão das cadeias poliméricas na superfície mais ordenada da fibra (capa da fibra), enquanto a hidrólise modifica a orientação e tamanho dos cristais na região amorfa no interior da fibra de poliaramida (núcleo da fibra) ocasionando aumento da quantidade de defeitos;
- A exposição aos agentes de degradação (UV, LAV e UV+LAV) não influenciou significativamente o comportamento térmico da fibra de poliaramida, permanecendo as temperaturas de decomposição, praticamente inalteradas;
- A exposição à radiação ultravioleta (UV) causou oxidação na superfície da fibra de poliaramida, aumentou a formação do grupo carbonila e a exposição à umidade por lavagem (LAV) aumentou a formação do íon carboxilato;
- A exposição à radiação ultravioleta e à umidade por lavagem tiveram efeito significativo sobre as propriedades mecânicas da fibra de poliaramida, a força máxima de ruptura diminuiu em todos os grupos de avaliação (UV, LAV e UV+LAV) em comparação com a amostra da fibra “como recebido” (CR;.

- A exposição à radiação ultravioleta e à umidade por lavagem influenciaram no comportamento balístico dos alvos avaliados (UV, LAV e UV+LAV), aumentando o trauma produzido após o impacto do projétil e penetrando um maior número de camadas de tecido de poliaramida, em relação ao alvo “como recebido” (CR);
- As fibras de poliaramida apresentaram uma fratura fibrilar, no sentido axial, característica da fibra de poliaramida após exposição aos agentes de degradação (UV e LAV). Após a exposição a radiação UV mais umidade por lavagem (UV+LAV), a fibra de poliaramida, obteve uma fratura frágil, perpendicularmente ao eixo da fibra, podendo ser explicado pela quebra das cadeias, diminuição e reorientação dos cristais, favoreceram para propagação da trinca no sentido transversal da fibra.

6 SUGESTÕES

Visando a aprofundar o estudo realizado e a refinar os resultados obtidos, são feitas as seguintes sugestões:

- Estudar o efeito da degradação após exposição do tecido de aramida à umidade por lavagem mais radiação ultravioleta (LAV+UV), com o objetivo de comparar com o processo estudado nesta dissertação (UV+LAV);
- Estudar o efeito da umidade por lavagem no tecido de poliaramida utilizando maiores tempos de exposição que foi realizado nesta dissertação;
- Estudar o efeito da umidade por lavagem no tecido de poliaramida com a presença de detergentes e temperatura mais elevada que foi empregada nesta dissertação;
- Estudar a influência dos agentes de degradação, utilizados nesta dissertação, no tecido de poliaramida utilizando o limite balístico V50;
- Estudar a degradação mecânica e balística após exposição à umidade por lavagem do tecido de poliaramida tratados com produtos químicos impermeabilizantes;
- Estudar a influência da variação da gramatura (g/m^2) do tecido de poliaramida no comportamento mecânico e balístico;
- Estudar a influência da umidade por lavagem, utilizando uma metodologia que elimine o desgaste do tecido por atrito mecânico durante o processo de lavagem. Uma das alternativas seria costurar camadas nas duas superfícies externas antes da lavagem e retirá-las para realização dos ensaios.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AHMED, D.; HONGPENG, Z.; HAIJUAN, K.; JING, L.; YUA, M.; MUHUO, Y. Microstructural Developments of Poly (p-phenylene terephthalamide) Fibers During Heat Treatment Process: A Review. **Materials Research**, v.17, p.1180-1200, 2014.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Norma ASTM G154-06 Operating Fluorescent Light Apparatus for UV Exposure of Nonmetallic Materials. Standard Test Method for, Philadelphia, PA, 2006.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Norma ASTM D885-10. Tire Cords, Tire Cord Fabrics, and Industrial Filament Yarns Made from Manufactured Organic-Base Fibers, Standard Test Methods for, Philadelphia, PA, 2014.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Norma ASTM C1557-03. Tensile Strength and Young's Modulus of Fibers, Standard Test Method for, Philadelphia, PA, 2003.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Norma ASTM D3418-08. Transition Temperatures and Enthalpies of Fusion and Crystallization of Polymers by Differential Scanning Calorimetry. Standard Test Method for, Philadelphia, PA, 2008.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Norma ASTM D7269-08, Tensile Testing of Aramid Yarns. Standard Test Method for. Philadelphia, PA, 2008.

ARAÚJO, M., CASTRO, E.M.M.. **Manual de Engenharia Têxtil. Vol.1.** Lisboa: Fundação Calouste Gulbenkian, 1986.

ARRIETA, C.; DAVID, E.; DOLEZ, P.; TOAN VU-KHANH, T.. Hydrolytic and photochemical aging studies of a Kevlar-PBI blend. **Polymer Degradation and Stability**, v.96, p.1411-1419, 2011.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. Norma ABNT NBR 10591, Materiais têxteis - Determinação da gramatura de superfícies têxteis. ABNT, Rio de Janeiro, RJ, 2008.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. Norma ABNT NBR 10588, Tecidos planos - Determinação da densidade de fios. ABNT, Rio de Janeiro, RJ, 2008.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. Norma ABNT NBR 13214, Materiais têxteis - Determinação do título de fios - Método de ensaio. ABNT, Rio de Janeiro, RJ, 2005.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. Norma ABNT NBR 13371, Materiais têxteis - Determinação da espessura. ABNT, Rio de Janeiro, RJ, 2005.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. Norma ABNT NBR 15000 – Blindagens para impactos balísticos – Classificação e critérios de avaliação. ABNT, Rio de Janeiro, RJ, 2005.

BEHERA, B.K.; HARI, P. K. **Woven textile structure.** Cambridge: The Textile Institute and Woodhead Publishing, 2010.

BHATNAGAR, A. (Ed.). **Lightweight ballistic composites: Military and law-enforcement applications.** Cambridge: Woodhead Pub Limited, 2006.

BISWAS, K. M.; SHAYED, M., HUND, R.; CHERIF C.. Surface modification of Twaron aramid fiber by the atmospheric air plasma technique. **Textile Research Journal**, v. 83, n. 4, p. 406–417, 2013.

BOUKOUVALAS, N.T.; WIEBECK, H. Caracterização térmica de fios de poliaramida. **Polímeros: Ciência e Tecnologia**, v. 17, n. 4, p. 284-288, 2007.

BOURBIGOT, S.; FLAMBARD, X.; DUQUESNE, S. Thermal degradation of poly(p-phenylenebenzobisoxazole) and poly(p-phenylenediamine terephthalamide) fibres. **Polymer International**, v. 50, p. 157-164, 2001.

BROWN, J.R. e POWER, A.J. Termal degradation of aramid; part I – pyrolysis / gas chromatography / massspectrometry of poly(1,3 phenyleneisophthalamide) and

- poly(1,4 phenyleneterephthalamide). **Polymer Degradation and Stability**, v. 4, p. 379-392, 1982.
- CAI, G.M. e YU, W.D. Study on the thermal degradation of high performance fibers by TG/FTIR and Py-GC/MS. **Journal of Thermal Analysis and Calorimetry**, v. 104, n. 2, p. 757-763, 2011.
- CALLISTER JR, W. D. **Ciência e Engenharia de Materiais: uma Introdução**. 7° ed. Rio de Janeiro: LTC, 2008.
- CANEVAROLO JR, S. V. **Ciência dos polímeros: Um texto básico para tecnólogos e engenheiros**. 2ª ed. São Paulo: Artlieber, 2006.
- CHAWLA, K.K. **Fibrous Materials**. Cambridge: University Press, 1998.
- CHEESEMAN, B. A.; BOGETTI, T. A.. Ballistic impact into fabric and compliant composite laminates. **Composite Structures**, v. 61 p. 161–173, 2003
- CHIN, J.; FORSTER, A.; CLERICI, C.; SUNG, L.; OUDINA, M.; RICE, K. Temperature and humidity aging of poly (*p*-phenylene--2,6–benzobisoxazole) fibers: Chemical and physical characterization. **Polymer Degradation and Stability**, v. 92, p 1234-1246, 2007.
- CHIN, J.; PETIT, S.; FORSTER. A. M. RILEY, A.; RICE, K. Effect of artificial perspiration and cleaning chemicals on the mechanical and chemical properties of ballistic materials. **Journal of Applied Polymer Science**, v. 113, p 567-584, 2009.
- DAVIS, R.; CHIN, J.; LIN, C.; PETIT, S.. Accelerated weathering of polyaramid and polybenzimidazole firefighter protective clothing fabrics. **Polymer Degradation and Stability**, v. 95, p. 1642-1654, 2010.
- DE PAOLI, M.A. **Degradação e estabilização de polímeros**. 2° versão online. ed. chemkeys, 2008.
- DEROMBISE, G.; SCHOORS, L.V.V.; DAVIES, P. Degradation of Technora aramid fibres in alkaline and neutral environments. **Polymer Degradation and Stability**, v. 94, n. 10, p. 1615-1620, 2009.

- DEROMBISE, G.; SCHOORS, L.V.V.; MESSOU, M.F.; DAVIES, P. Influence of finish treatment on the durability of aramid fibers aged under an alkaline environment. **Journal of Applied Polymer Science**, v. 117, n. 2, p. 888-898, 2010.
- DEROMBISE, G.; CHAILLEUX, E.; FOREST, B.; RIOU, L.; LACOTTE, N.; SCHOORS, L.V.V.; DAVIES, P. Long-term mechanical behavior of aramid fibers in seawater. **Polymer Engineering & Science**, v.51, p. 1366–1375, 2011
- DEROMBISE, G.; SCHOORS, L.V.V.; KLOP, E.A.; SCHOTMAN, A.H.M.; PLATRET, G.; DAVIES, P. Crystallite size evolution of aramid fibres aged in alkaline environments. **Journal of Materials Science**, v. 47, n. 5, p. 2492-2500, 2012.
- DOWNING, J.W.J. e NEWELL J.A. Characterization of structural changes in thermally enhanced Kevlar-29 fiber. **Journal of Applied Polymer Science**, v. 91, p. 417-424, 2004.
- DUPONT. **Manual Técnico Kevlar® Fibra de Poliaramida**. DuPont Advanced Fibers Systems, São Paulo, 2010.
- ELICES, M.; LLORCA, J. (ED.). **Fiber Fracture**. Oxford: Elsevier Science, 2002
- FORSTER, A.L.; PINTUSX, P.; MESSIN, G.H.R.; RILEY, M.A.; PETIT, S.; ROSSITER, W.; CHIN, J.; RICE, K.D. Hydrolytic stability of polybenzobisoxazole and polyterephthalamide body armor. **Polymer Degradation and Stability**, v. 96, p 247-254, 2011.
- GALESKI, A., Strength and toughness of crystalline polymer systems. **Progress in Polymer Science**, v. 28, p. 1643-1699, 2003.
- GENÇ, G.; ALP, B.; BALKÖSE, D.; ÜLKÜ, S.; CIRELI, A.. **Journal of Applied Polymer Science**, v.102, p. 29–38, 2006.
- FUKUDA, M.; KAWAI, H. Effect of Water on the Crystal Structure of Regular Kevlar. **Journal of the Society of Fiber and Technology**, v.52, n.11, p.582-590, 1996.
- FUKUDA, M.; KAWAI, H.. Moisture Sorption Mechanism of Aromatic Polyamide Fibers. V: Growth of Crystallites in As-Spun Wet Poly(pphenylene terephthalamide) Fiber during Dehydration. **Journal of Polymer Science B: Polymer Physics**, v. 35, p.1423–1432, 1997.

HEARLE, J.W.S. (Ed.). **High-performance fibres**. Cambridge: Woodhead Pub Limited, 2001.

HOLMES, G.A.; KIM, J.K.; HO, D.I.; McDONOUGH, W.G.. The role of folding in the degradation of ballistic fibers. **Polymer Composites**, v.31, p. 879-886, 2010.

HOLMES, G.A.; RICE, K.; SNYDER, C.R.. Ballistic fibers: A review of the thermal, ultraviolet and hydrolytic stability of the benzoxazole ring structure. **Journal of Materials Science**, v.41, p. 4105-4116, 2006.

HORROCKS, A.R. & ANAND, S.C. (Ed's). **Handbook of Technical Textiles**. Cambridge: Woodhead Pub Limited, 2000.

JASSAL, M.; GHOSH, S. Aramid fibers – An overview. **Indian Journal Fiber & Textile Research**, v. 27, p 290-306, 2002.

KARAHAN, M.; KUS, A.; EREN, R. An investigation into ballistic performance and energy absorption capabilities of woven aramid fabrics. **International Journal of Impact Engineering**, v.35, p. 499-510, 2008.

KARAHAN, M. Comparison of Ballistic Performance and Energy Absorption Capabilities of Woven and Unidirectional Aramid Fabrics. **Textile Research Journal**, v. 78, p. 718–730, 2008.

KHANDARE, P.. Qualitative analysis of aramide polymers by FT-IR spectroscopy. **International Journal of Engineering Science Invention**, v.3, p 1-7, 2014.

KIM, P.K.; HSU, S.L.; ISHIDA H. Normal vibrational analysis of benzanilide. A model for poly(p-phenylene terephthalamide). **Macromolecules**, v. 18, p.1905-1914, 1985.

KIM, J.; McDONOUGH, W.G.; BLAIR, W.; HOLMES. The modified-single fiber test: A methodology for monitoring ballistic performance. **Journal of Applied Polymer Science**, v. 108, p 876-886, 2008.

LAIBLE, R. C. (ED.), **Ballistic Materials and Penetration Mechanics. Vol.5**. Netherlands: Elsevier Scientific Publishing Company, 1980.

- LANE, R.A. High performance fibers for personnel and vehicle armor systems. **The AMPTIAC Quarterly**, v.9, p 3-9, 2005.
- LAWRENCE, C. A. **Fundamentals of spun yarn technology**. CRC Press LLC, 2003.
- LI, C.S.; ZHAN, M.S.; HUANG, X.C.; ZHOU. H.. The Evolution of Structure and Properties of Poly(p-phenylene terephthalamide) During the Hydrothermal Aging. **Journal of Applied Polymer Science**, v.126, p.552–558, 2012.
- LI, S.; GU A.; XUE, J.; LIANG, G.; YUAN, L. The influence of the short-term ultraviolet radiation on the structure and properties of poly(p-phenylene terephthalamide) fibers. **Applied Surface Science**, v. 265, p. 519– 526, 2013.
- LIN, L.; SHEN Y.; ZHANG Q.. Analysis of environmental impact on mechanical properties of aramid filaments. **Journal of Industrial Textiles**, v.42, n.4, p.489-500, 2013.
- LIU, J.; CHENG, S. Z. D.; GEIH, P. H. Morphology and crystal structure in single crystals of poly(p-phenylene terephthalamide) prepared by melt polymerization. **Polymer**, v. 37, n. 8, p. 1413-1430, 1996
- MCINTYRE, J. E. **Synthetic fibres: nylon, polyester, acrylic, polyolefin**. Cambridge: The Textile Institute and Woodhead Publishing, 2005.
- MEYERS, M. A. **Dynamic Behavior of Material**. New York: Jhon Wiley & Sons, 1994.
- MOSQUERA, M.E.G.; MARTINEZ-ALONSO, A.; JAMOND, M.; e TASCÓN, J.M.D. Thermal transformations of Kevlar® aramid fibers during pyrolysis: Infrared and thermal analysis studies. **Chemistry of Materials**, v.6, p. 1918-1924, 1994.
- NAIK, N.K.P.; SHRIRAO, B.C.K.; REDDY. Ballistic impact behaviour of woven fabric composites: Formulation. **International Journal of Impact Engineering**, v. 32, p. 1521–1552, 2006.
- NATIONAL INSTITUTE OF JUSTICE**. Ballistic Resistant of Body Armor. NIJ Standard 0101.06. U.S. Department of Justice, Office of Justice Programs, Washington, USA, 2008.

- NORTHOLT, M. G. X-ray diffraction study of poly(p-phenylene terephthalamide) fibres. **European Polymer Journal**, v.10, p. 799-804, 1974.
- OBAID, A.A.; DEITZEL, J.M.; JR J.W.G.; ZHENG, J.Q.. The effects of environmental conditioning on tensile properties of high performance aramid fibers at near-ambient temperatures. **Journal of Composite Materials**, v.45, p.1217–123, 2011.
- RAO, Y.; WADDON, A.J.; FARRIS, R.J. Structure - property relation in poly(p-phenylene terephthalamide) (PPTA) fibers. **Polymer**, v. 42, p. 5937-5946, 2001.
- SAID, M.A. DINGWALL, B.; GUPTA, A.; SEYAM, A.M.; MOCK, G.; THEYSON, T.. Investigation of ultra violet (UV) resistance for high strength fibers. **Advances in Space Research**, v. 37, p. 2052–2058, 2006.
- SAVAGE, G.M. Fabric and fibre reinforced laminate armours. **Metals and Materials**, v.5, p. 285-290, 1989.
- SCOTT, R. A. (ED.). **Textiles for protection**. Cambridge: Woodhead Publishing Limited, 2005.
- SPARKS, E. (Ed.). **Advances in military textiles and personal equipment**. Cambridge: Woodhead Publishing Limited, 2012.
- SUAREZ, J.C.M. Proteção individual. **Revista Militar de C&T**, v. 7, p 58-65, 1990.
- SUAREZ, J.C.M. Materiais para uso em blindagens de carros de combate e em proteção individual. **Revista Militar de C&T**, v.3, p 46-60, 1986
- TAN, V.B.C.; ZENG, X.S.; SHIM, V.P.W.. Characterization and constitutive modeling of aramid fibers at high strain rates. **International Journal of Impact Engineering**, v. 35, p. 1303–1313, 2008.
- WILUSZ, E. (Ed.). **Military Textiles**. Cambridge: The Textile Institute and Woodhead Publishing, 2008.
- YANG, H.H.. **Kevlar aramid fiber**. New York: John Wiley & Sons, 1993.

YANG, X.; SHI, M.; DONG, L.; MA, Y.; YE, G.; XU, J. Effect of UV irradiation on mechanical properties and structure of poly(1,3,4-oxadiazole) fibers. **Polymer Degradation and Stability**, v.95, p. 2467-2473, 2010.

YUE, C. Y.; SUI, G. X. e LOOI, H. C. Effects of heat treatment on the mechanical properties of Kevlar-29 fibre. **Composites Science and Technology**, v.60, p. 421 – 427, 2000.

ZHANG, H. T.. Comparison and Analysis of Thermal Degradation Process of Aramid Fibers (Kevlar 49 and Nomex). **Journal of Fiber Bioengineering and Informatics**, v.3, n.3, p. 163-167, 2010.

ZHANG, Y. H.; ZHANG, J.; CHEN, J.; HAO, X.; WANG, S.; FENG, X.; GUO, Y. Effects of solar UV irradiation on the tensile properties and structure of PPTA fiber. **Polymer Degradation and Stability**, v. 91 p 2761 – 2767, 2006

ZHU, D.; MOBASHER, B.; D. RAJAN, S. D.. Dynamic Tensile Testing of Kevlar 49 Fabrics. **Journal of Materials in Civil Engineering**, v. 23, n.3, p.1-11, 2011.

ZUCAS J. A. **High velocity impact dynamics**. John Wiley & Sons, 1982.

8 APÊNDICES

8.1. APÊNDICE 1 : ESPECTROS DE ABSORBÂNCIA NO INFRAVERMELHO (FTIR)

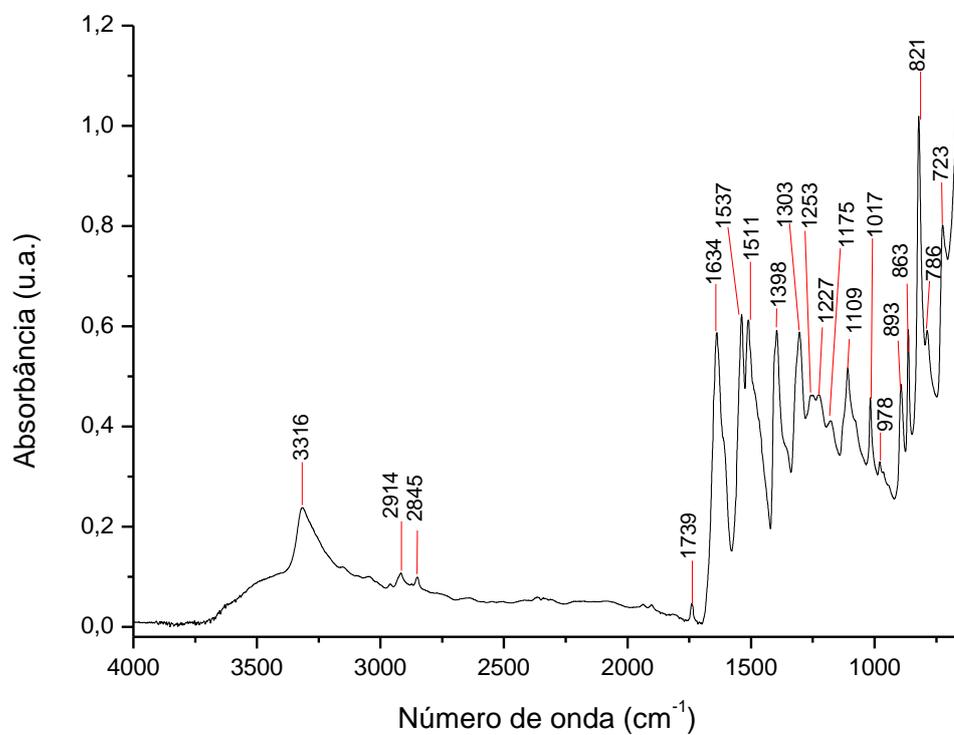


FIG. 8.1 Espectro FTIR do tecido de poliaramida “como recebido” (CR).

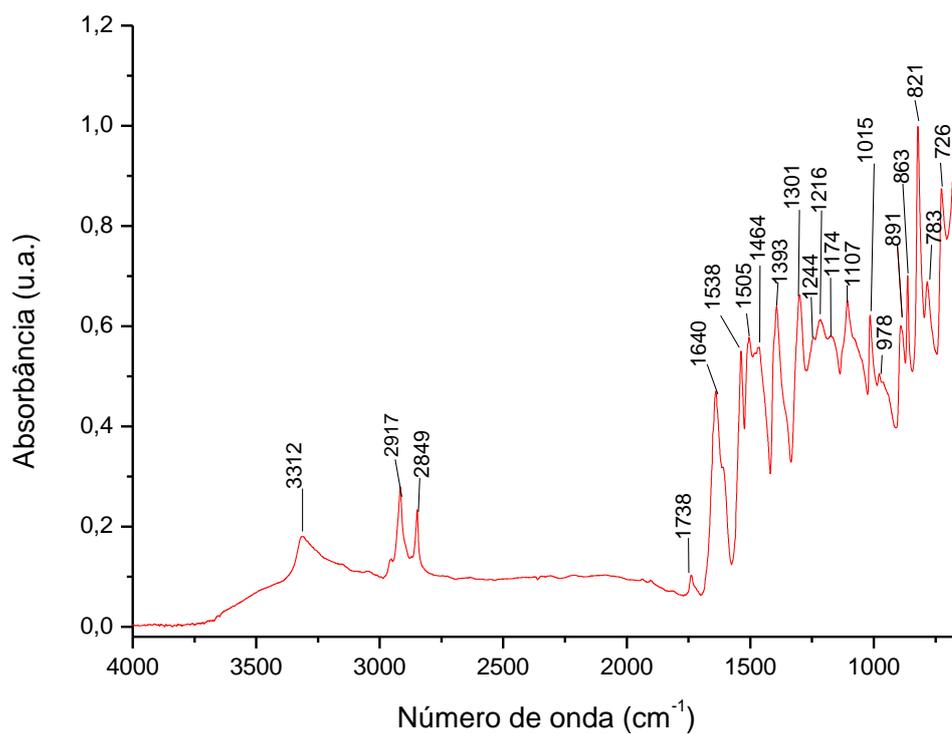


FIG. 8.2 Espectro FTIR do tecido de poliaramida após exposição à radiação ultravioleta (UV).

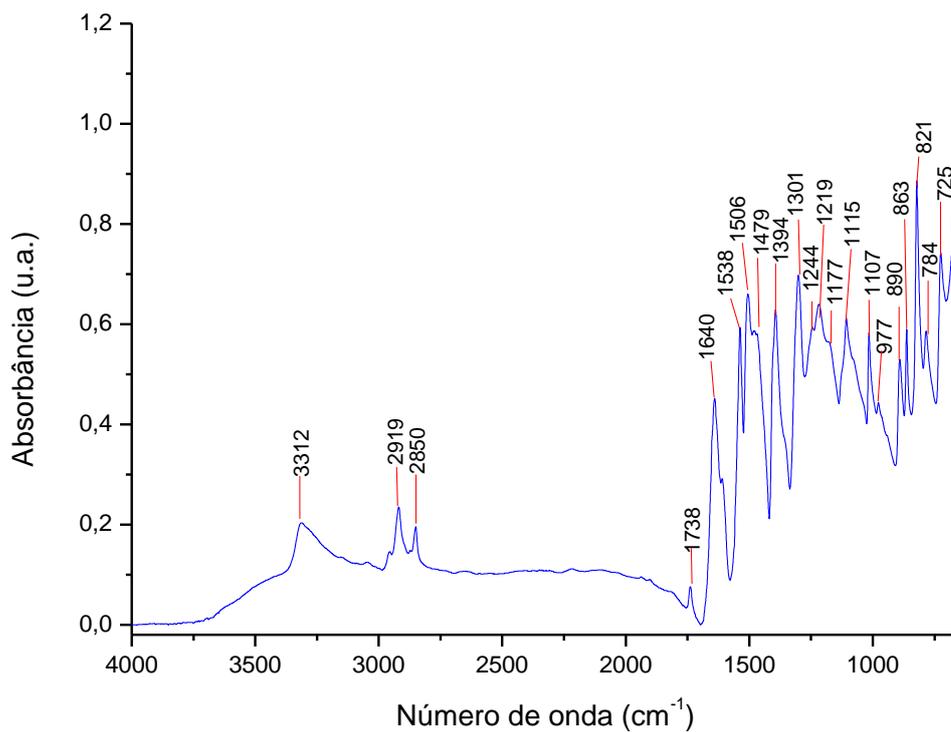


FIG. 8.3 Espectro FTIR do tecido de poliaramida após exposição à umidade por lavagem (LAV).

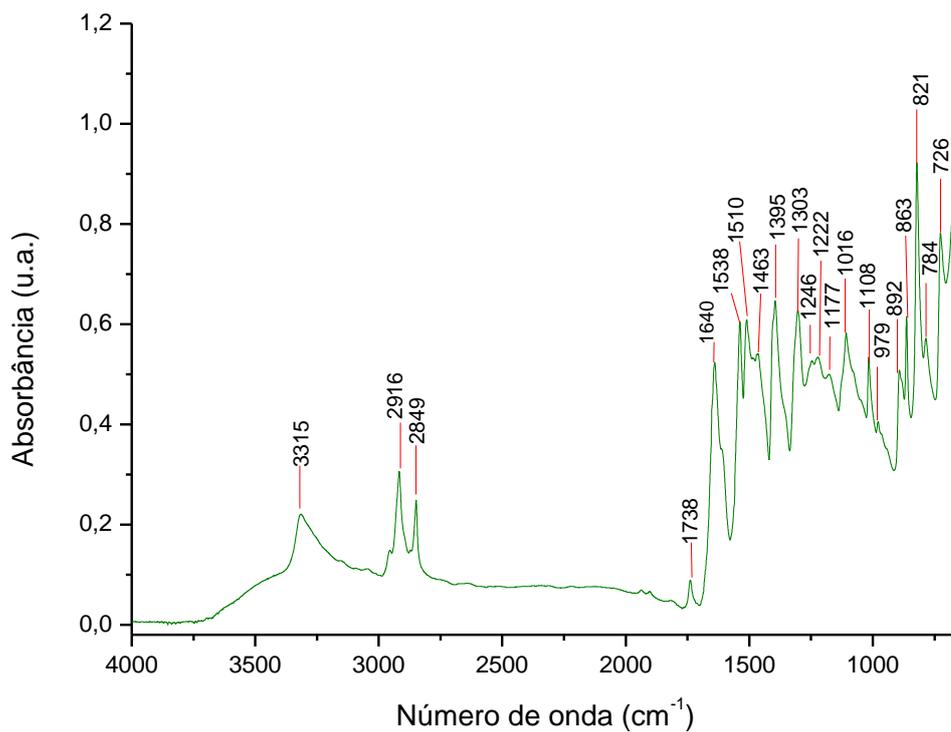


FIG. 8.4 Espectro FTIR do tecido de poliaramida após exposição à radiação ultravioleta e à umidade por lavagem (UV+LAV).

8.2. APÊNDICE 2 : TERMOGRAVIMETRIA (TGA)

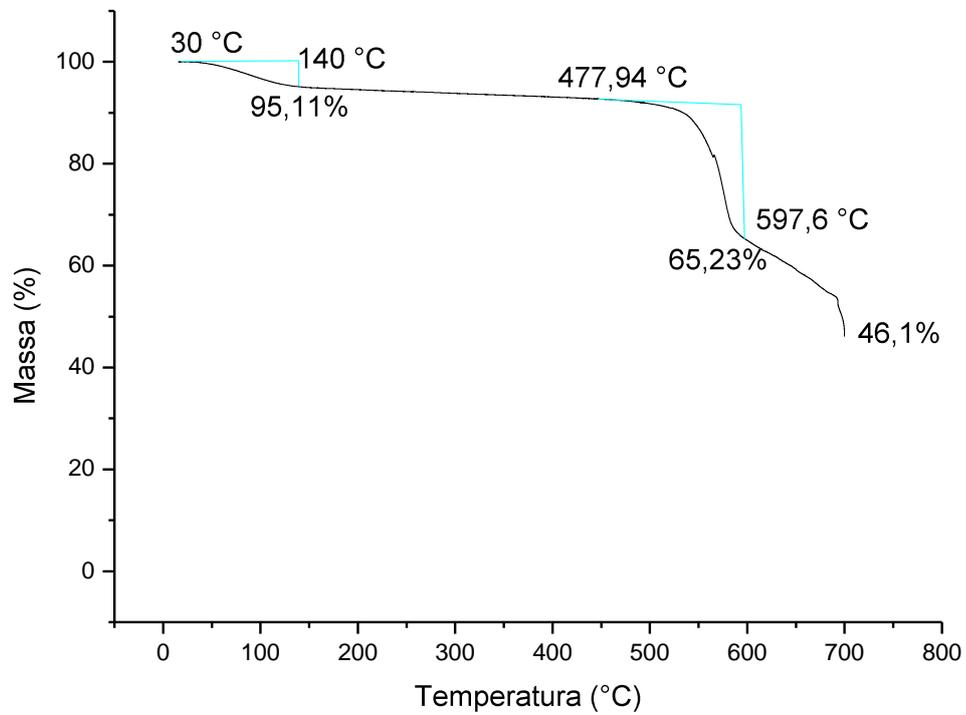


FIG. 8.5 Curva termogravimétrica representativa obtida no ensaio de TGA da fibra de poliaramida "como recebido" (CR).

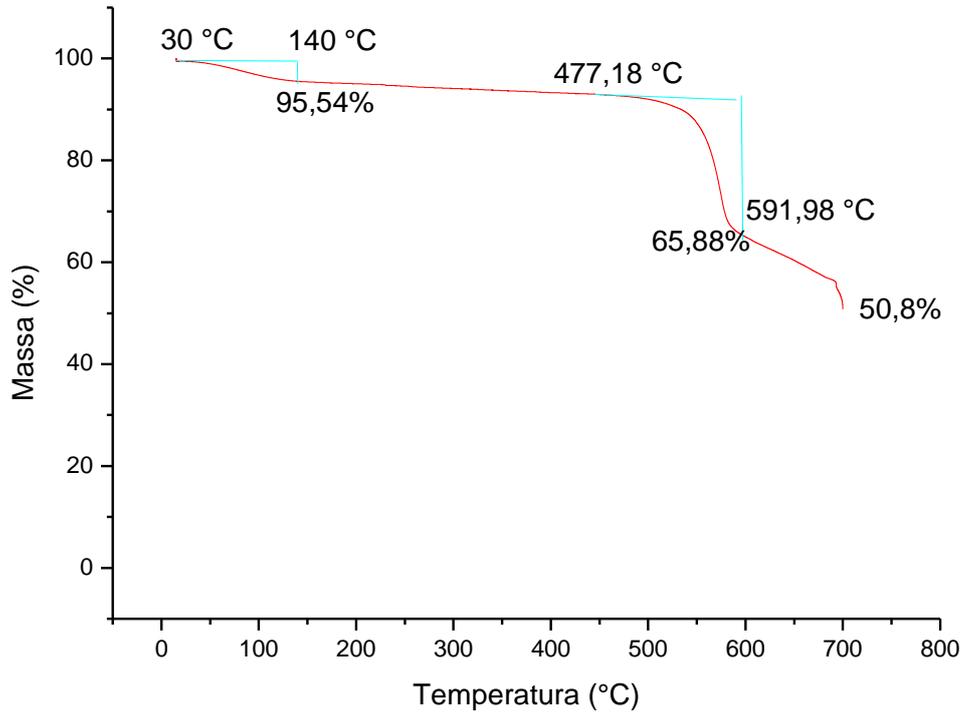


FIG. 8.6 Curva termogravimétrica representativa obtida no ensaio de TGA da fibra de poliaramida após exposição à radiação ultravioleta (UV).

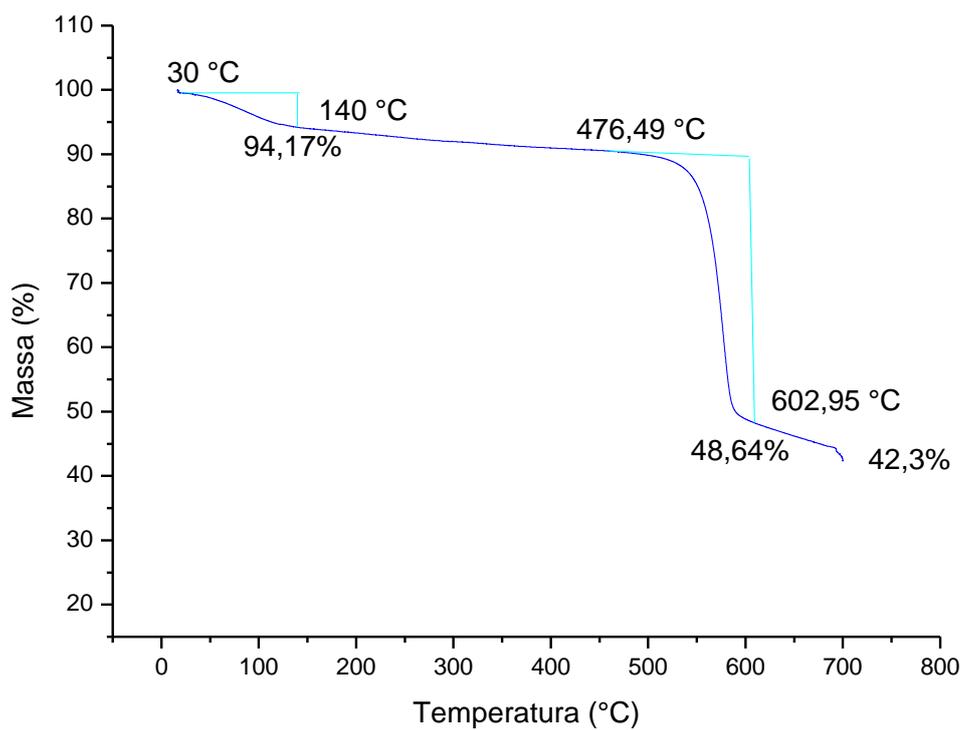


FIG. 8.7 Curva termogravimétrica representativa obtida no ensaio de TGA da fibra de poliaramida após exposição à umidade por lavagem (LAV).

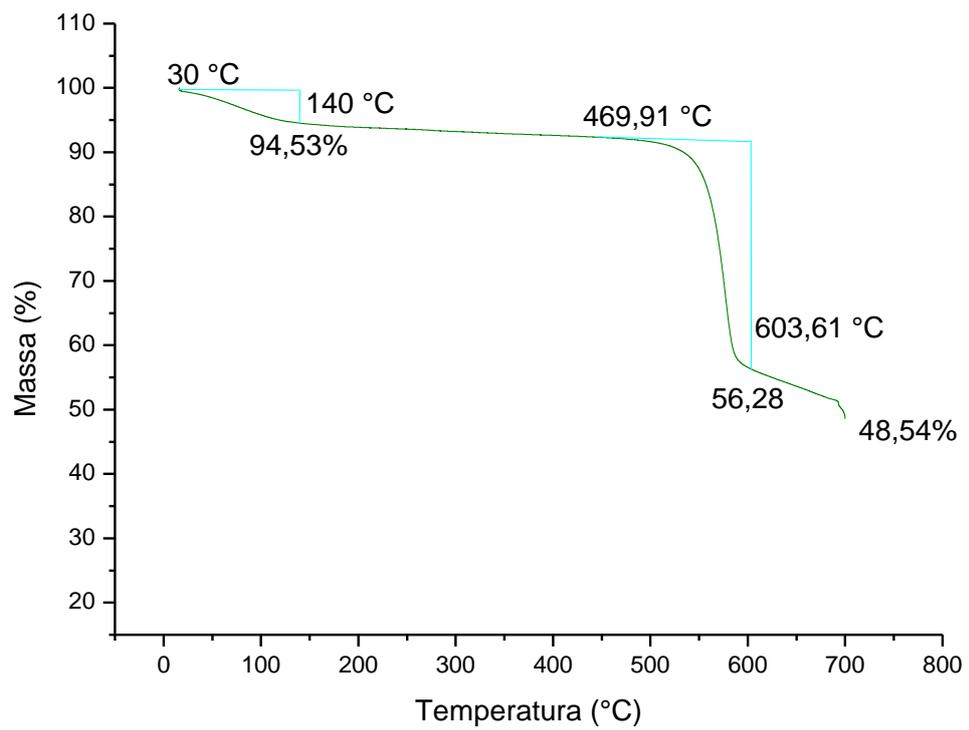


FIG. 8.8 Curva termogravimétrica representativa obtida no ensaio de TGA da fibra de poliaramida após exposição à radiação ultravioleta e à umidade por lavagem (UV+LAV).

8.3. APÊNDICE 3 : CALORIMETRIA DIFERENCIAL DE VARREDURA (DSC)

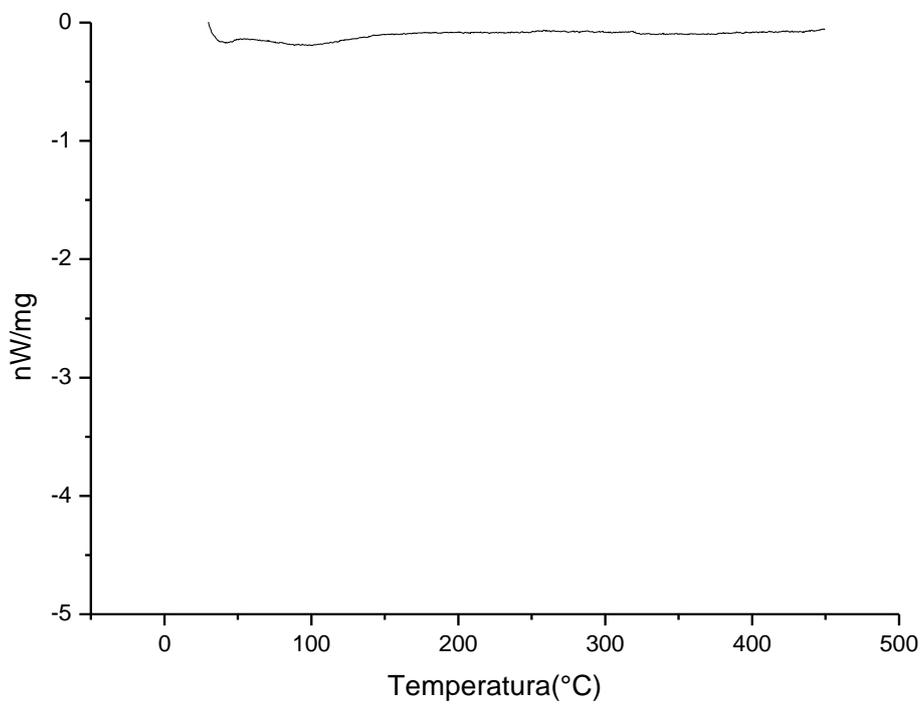


FIG. 8.9 Curva de DSC representativa da fibra de poliaramida na condição “como recebido”.

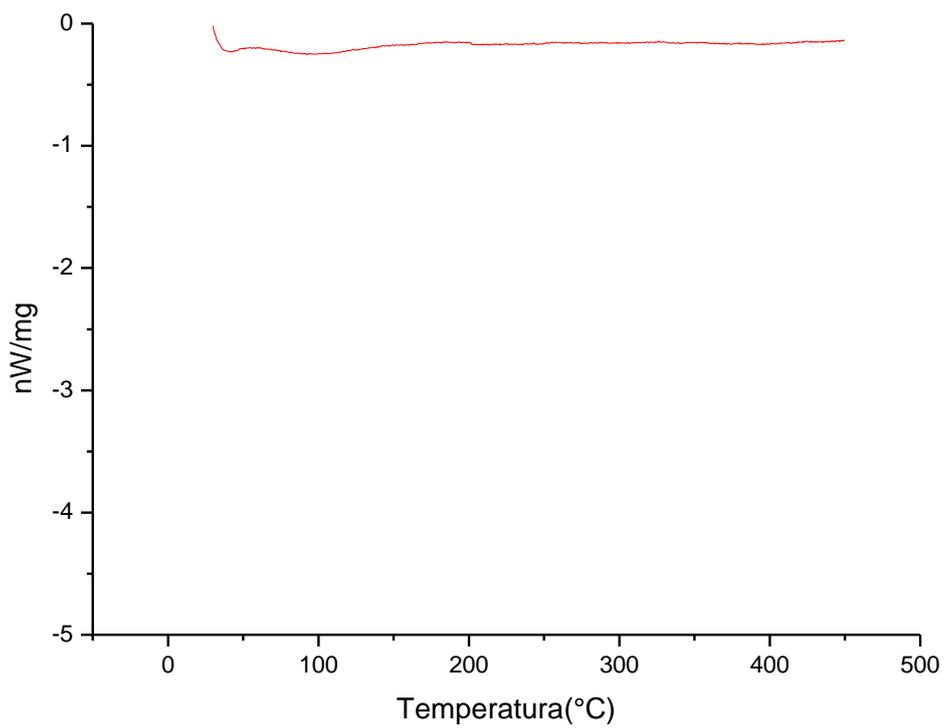


FIG. 8.10 Curva de DSC representativa da fibra de poliaramida após exposição à radiação ultravioleta (UV).

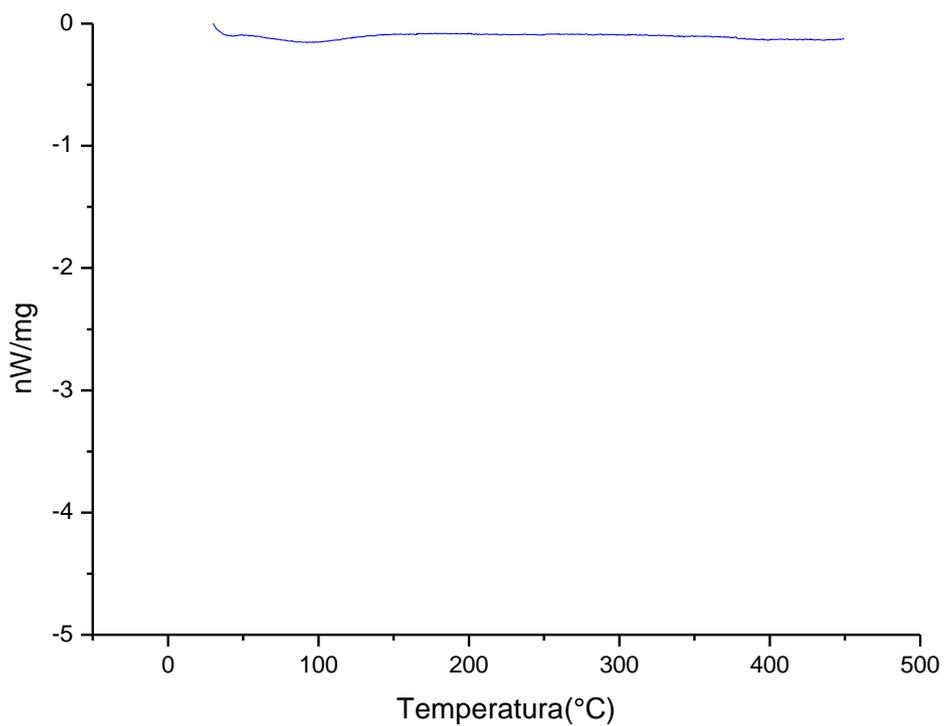


FIG. 8.11 Curva de DSC representativa da fibra de poliaramida após exposição à umidade por lavagem (LAV).

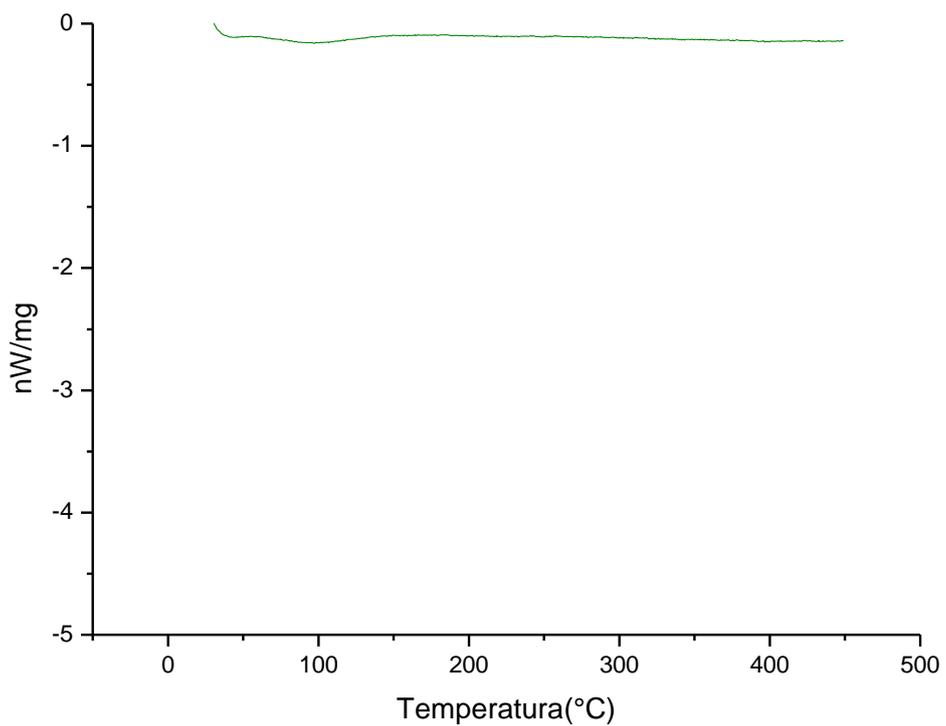


FIG. 8.12 Curva de DSC representativa da fibra de poliaramida após exposição à radiação ultravioleta e à umidade por lavagem (UV+LAV).

8.4. APÊNDICE 4: DIFRAÇÃO DE RAIOS X (DRX)

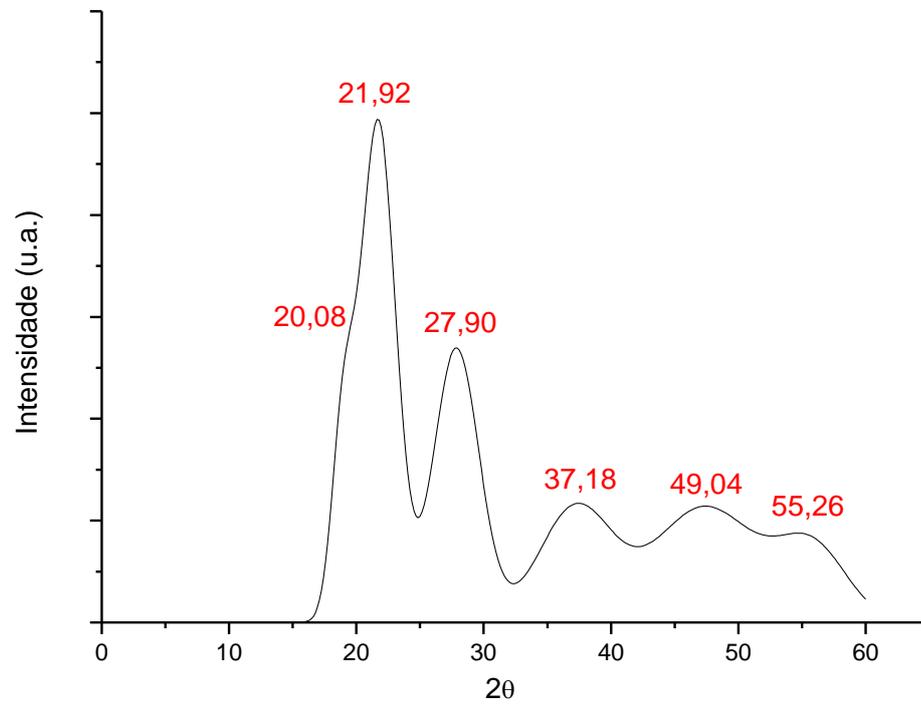


FIG. 8.13 Difratoograma de raios-X representativo da fibra de poliaramida na condição “como recebido”.

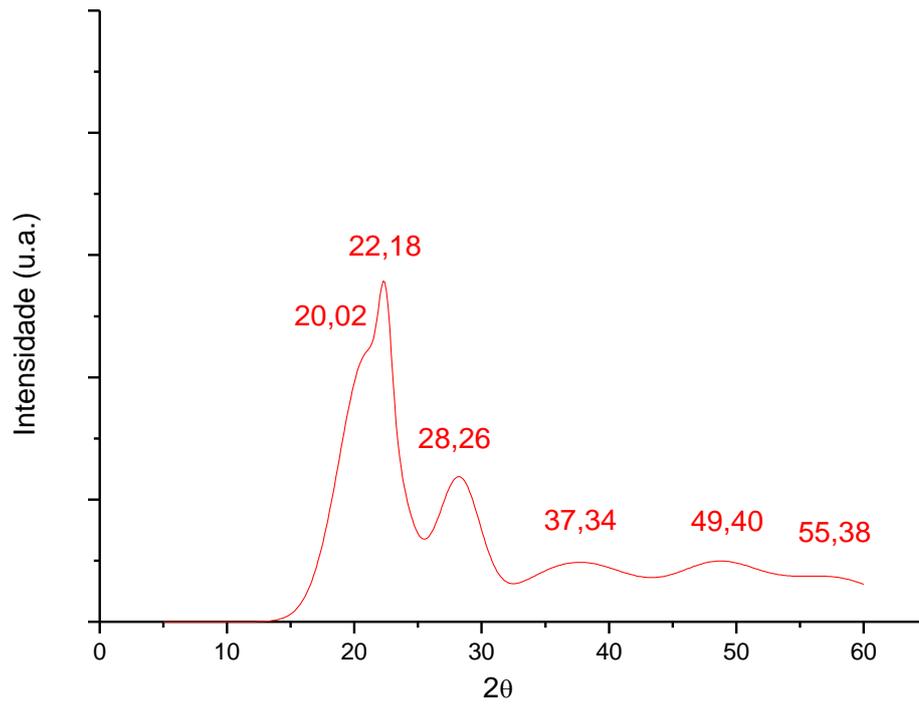


FIG. 8.14 Difratoograma de raios-X representativo das fibras de poliaramida após exposição à radiação ultravioleta (UV).

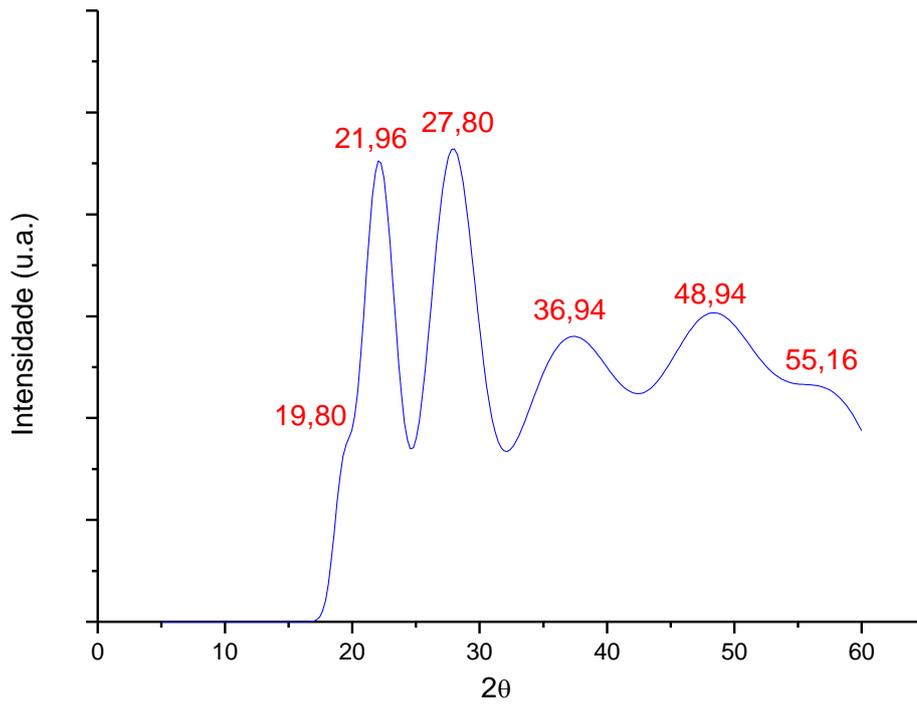


FIG. 8.15 Difratoograma de raios-X representativo da fibra de poliaramida após exposição à umidade por lavagem (LAV).

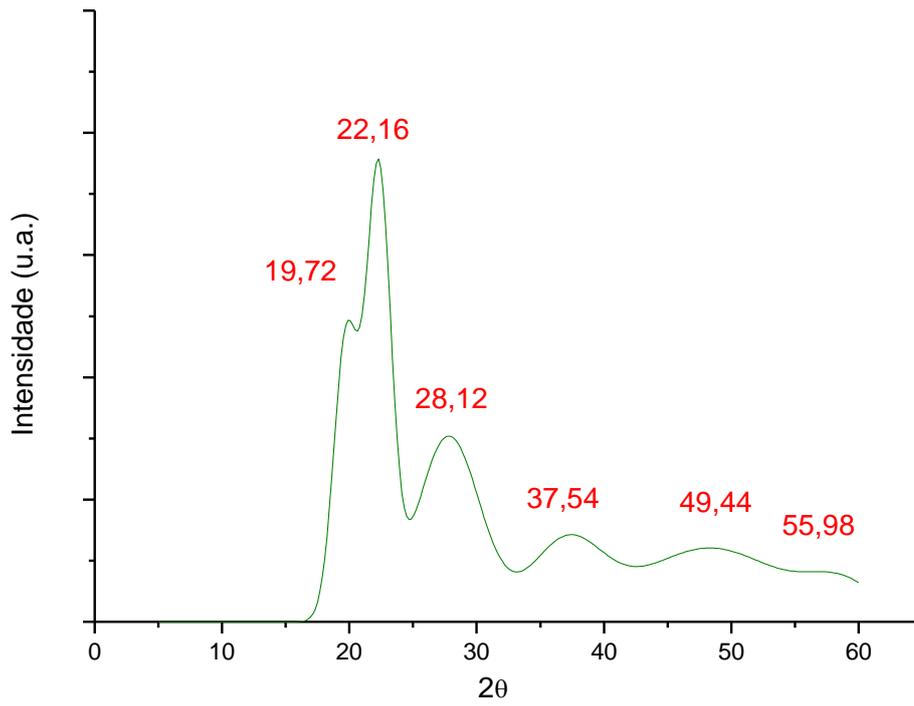
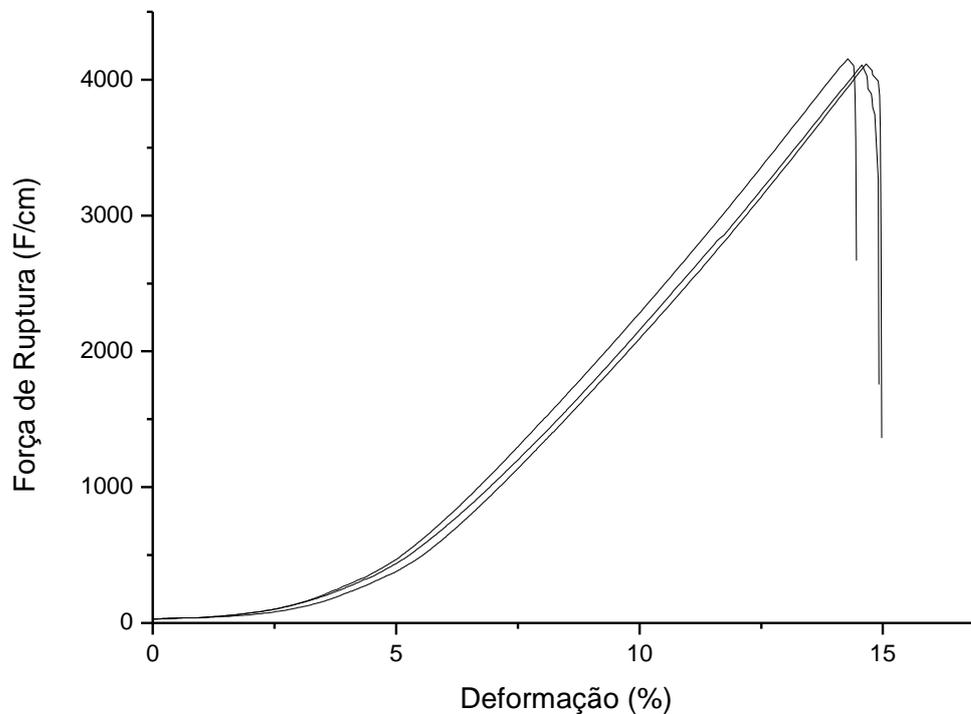


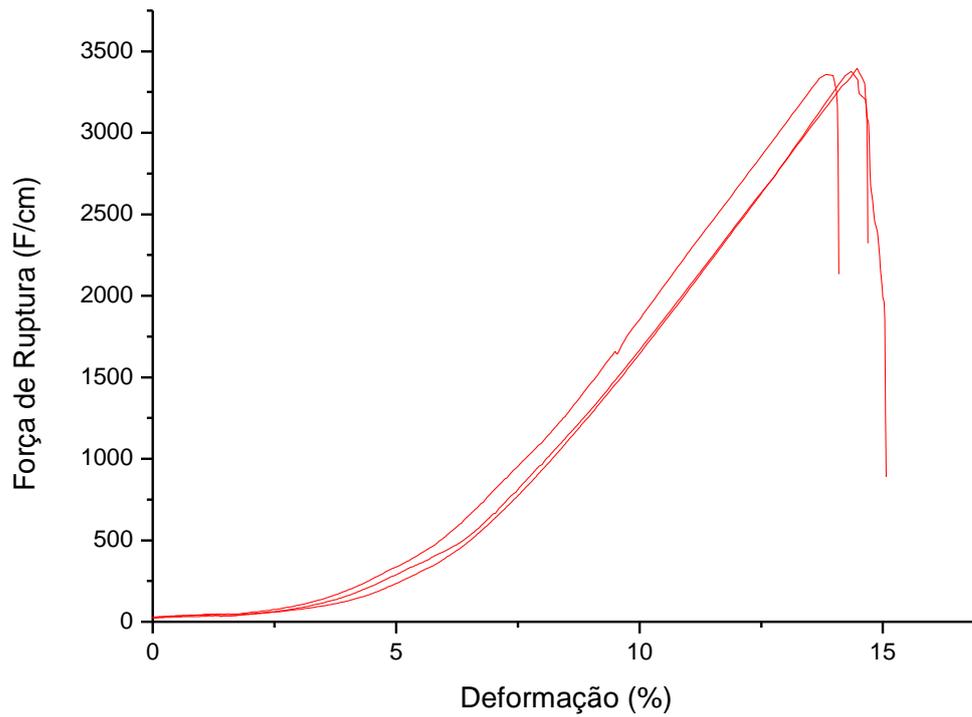
FIG. 8.16 Difratoograma de raios-X representativo da fibra de poliaramida após exposição à radiação ultravioleta e à umidade por lavagem (UV+LAV).

8.5. APÊNDICE 5: ENSAIO DE TRAÇÃO DO TECIDO DE POLIARAMIDA



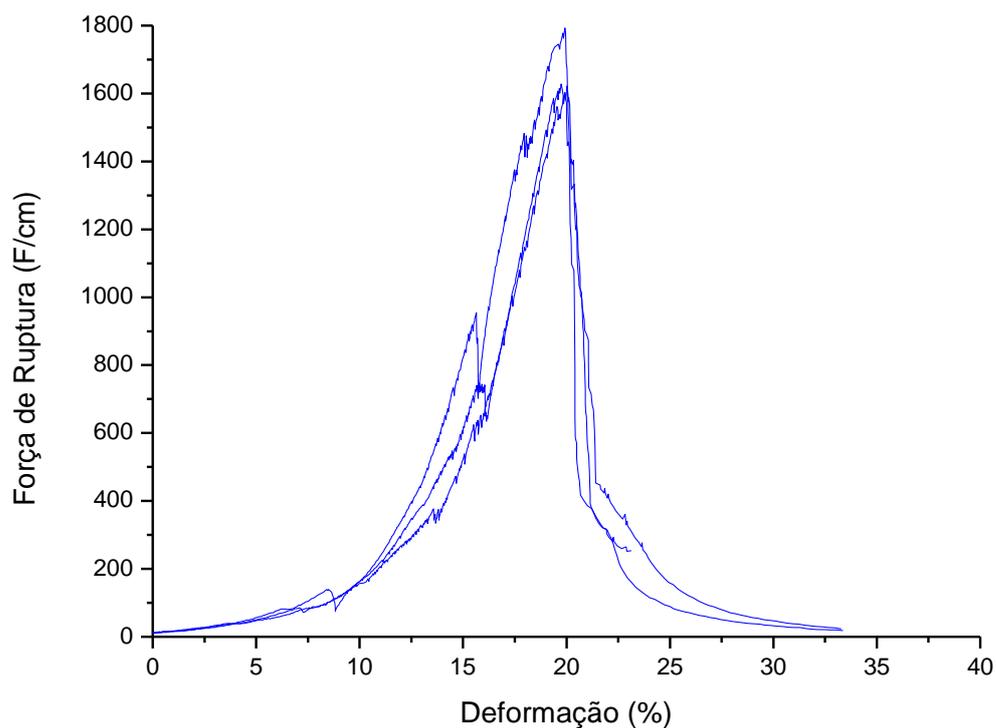
CR		
Ensaio	Força Máxima de Ruptura (N/cm)	Deformação Máxima de Ruptura(%)
1	4108,80	14,57%
2	4115,20	14,65%
3	4155,00	14,28%
Média	4126,33	14,50%
Desvio Padrão	25,03	0,00

FIG. 8.17 Curvas representativas obtidas no ensaio de tração do tecido de poliaramida na condição “como recebido”.



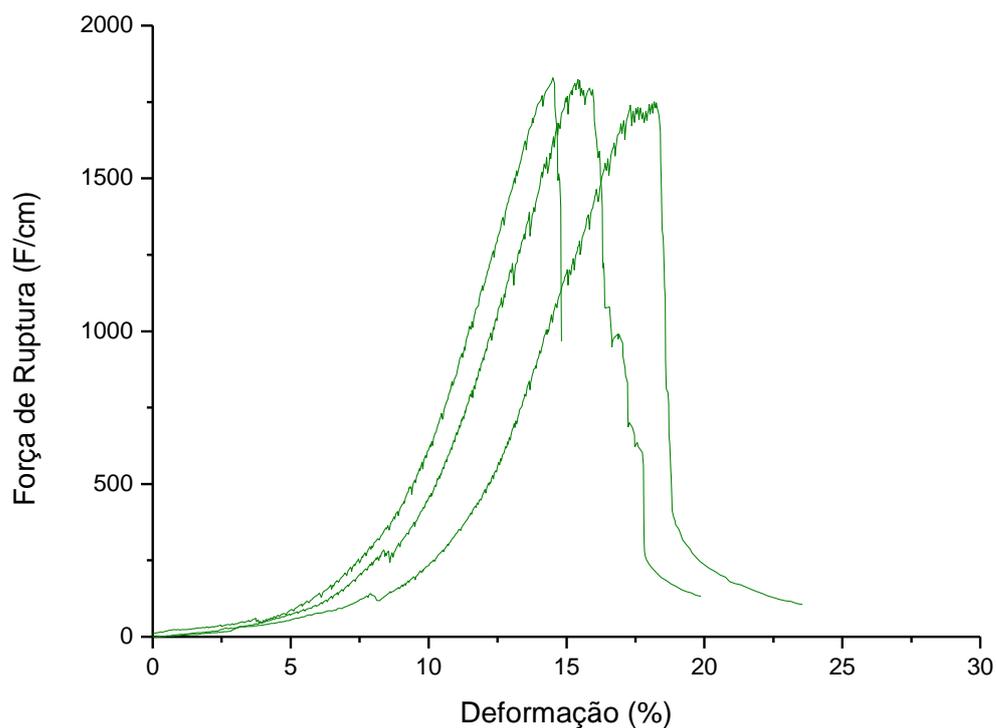
UV		
Ensaio	Força Máxima de Ruptura (N/cm)	Deformação Máxima de Ruptura(%)
1	3396,40	14,47%
2	3377,00	14,35%
3	3359,40	13,83%
Média	3377,60	14,22%
Desvio Padrão	18,51	0,00

FIG. 8.18 Curvas representativas obtidas no ensaio de tração do tecido de poliaramida após exposição à radiação ultravioleta (UV).



LAV		
Ensaio	Força Máxima de Ruptura (N/cm)	Deformação Máxima de Ruptura(%)
1	1628,34	19,73%
2	1793,04	19,92%
3	1621,88	20,02%
Média	1681,09	19,89%
Desvio Padrão	97,01	0,00

FIG. 8.19 Curvas representativas obtidas no ensaio de tração do tecido de poliaramida após exposição à radiação à umidade por lavagem (LAV).



UV + LAV		
Ensaio	Força Máxima de Ruptura (N/cm)	Deformação Máxima de Ruptura(%)
1	1829,12	14,50%
2	1750,48	18,18%
3	1823,56	15,42%
Média	1801,05	16,03%
Desvio Padrão	43,89	0,02

FIG. 8.20 Curvas representativas obtidas no ensaio de tração do tecido de poliaramida após exposição à radiação ultravioleta e à umidade por lavagem (UV+LAV).