INSTITUTO DE PESQUISAS ENERGÉTICAS E NUCLEARES
Autarquia associada à Universidade de São Paulo

**ESTUDO PARAMÉTRICO DA DEFORMAÇÃO DE PLACAS
COMBUSTÍVEIS COM NÚCLEOS DE DISPERSÃO U_3Si_2 -Al**

EDEVAL VIEIRA

Dissertação apresentada como parte dos requisitos
para obtenção do grau de mestre em Ciências na
Área de Tecnologia Nuclear - Materiais

Orientador:
Dr. Michelangelo Durazzo

SÃO PAULO

2011

À minha esposa Maria Dinália, ao meu filho Vinícius, a minha filha Fabíola pelo apoio, coragem e incentivo para a realização de mais uma etapa vencida na vida. Agradeço a Deus por ter saúde disposição e esperança para realização desse trabalho.

AGRADECIMENTOS

Ao Dr. Michelangelo Durazzo pelo incentivo e pela esclarecedora e indispensável orientação no trabalho realizado para a dissertação.

À Dr^a Elita Fontenelle Urano de Carvalho, Gerente do Centro do Combustível Nuclear – CCN, pelas facilidades oferecidas e disponibilização dos laboratórios do centro.

À M. Sc. Glaucia Regina Tanzillo dos Santos, Gerente de Produção do Centro Combustível Nuclear – CCN, pela valiosa ajuda e disposição na disponibilização da estrutura para a realização das tarefas.

À Prof^a Amira Ali Ghandour Chamone pela revisão ortográfica.

Ao M. Sc. Gilberto Hage Marcondes, colega de trabalho no Centro do Combustível Nuclear – CCN, pela ajuda na realização dos escaneamentos e tratamentos de imagens.

Ao colega Davilson Gomes da Silva, do Setor de Laminação de Placas e Montagem do Combustível Nuclear do Centro do Combustível Nuclear – CCN, pela realização das artes gráficas, tratamentos de imagem e execução de laminação dos núcleos combustíveis.

Ao Colega João Batista da Silva Neto do Centro do Combustível Nuclear – CCN pela revisão e atualização do processo de fabricação do pó de UF₄.

Ao Colega José Antonio Batista de Souza do Centro do Combustível Nuclear – CCN pela troca de informações, discussão de dados e incentivos para a execução do trabalho.

Aos colegas Sergio Rabello, Raimundo Rodrigues da Silva, Valdeci Ap. F. da Costa e Ivo Oliveira de Jesus do grupo de Fabricação de Pós e Briquetes do Centro do Combustível Nuclear – CCN pelo apoio na preparação do pó e fabricação dos núcleos combustíveis.

Aos colegas Olair dos Santos, João Lopes de Araújo, Eliezer Silas Bertelini e Aristeu Florêncio da Silva do Setor de Laminação de Placas e Montagem do Combustível Nuclear do Centro do Combustível Nuclear – CCN, pela execução de laminação dos núcleos combustíveis.

Aos colegas Reinaldo Aparecido da Costa e Jorge Clementino dos Santos do setor de Metalografia e Análise de Imagens do Centro do Combustível Nuclear – CCN, pela ajuda e orientação na preparação de amostras, análise de imagens e obtenção de dados.

Aos colegas Felipe B. Jaldin Ferrufino, José Maria Fidelis, José Marcos F. da Silva e Sebastião Silva Macedo do setor de Controle de Qualidade do Centro do Combustível Nuclear – CCN, pela ajuda na preparação, execução e análise dimensional de radiografias.

À Dr^a Mery Piedad Zamudio Igami do IPEN, pelo profissionalismo e dedicação na ajuda nas pesquisas e referências bibliográficas.

À colega Cristina Oscrovani Leandro, secretária do Centro do Combustível Nuclear – CCN, por seu apoio e colaboração.

A todos que direta ou indiretamente contribuíram para que a realização do trabalho fosse finalizada.

Ao Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares – IPEN/CNEN – SP, que proporcionou instalações, equipamentos e insumos para total realização do trabalho proposto.

ESTUDO PARAMÉTRICO DA DEFORMAÇÃO DE PLACAS COMBUSTÍVEIS COM NÚCLEOS DE DISPERSÃO U_3Si_2 -Al

Edeval Vieira

RESUMO

O Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares – IPEN-CNEN/SP atualmente produz rotineiramente o combustível nuclear necessário para a operação de seu reator de pesquisas IEA-R1. Esse combustível é formado por placas combustíveis contendo núcleos de compósitos U_3Si_2 -Al, obtidas por laminação. O processo de laminação atualmente implantado foi desenvolvido com base em informações obtidas na literatura, as quais foram usadas como premissas para a definição dos atuais procedimentos de fabricação, segundo uma metodologia de caráter essencialmente empírico. Apesar do processo de laminação atual estar perfeitamente estável e reprodutível, ele não é totalmente conhecido. O objetivo deste trabalho é caracterizar o processo de laminação de placas combustíveis adotado pelo IPEN, especificamente no que se refere à evolução dos parâmetros dimensionais da placa combustível em função da sua deformação no processo de laminação. Estão apresentados resultados da evolução das espessuras do núcleo e revestimentos da placa combustível ao longo da sua deformação, assim como dos defeitos terminais, microestrutura e porosidade do núcleo.

PARAMETRIC STUDY OF THE DEFORMATION OF U_3Si_2 -Al DISPERSION FUEL PLATES

Edeval Vieira

ABSTRACT

The Nuclear and Energy Research Institute - IPEN-CNEN/SP produces routinely the nuclear fuel necessary for operating its research reactor, IEA-R1. This fuel consists of fuel plates containing U_3Si_2 -Al composites as the meat, which are fabricated by rolling. The rolling process currently deployed was developed with base on information obtained from literature, which were used as premises for defining the current manufacturing procedures, according to a methodology with essentially empirical character. Despite the current rolling process to be perfectly stable and highly reproducible, it is not well characterized and therefore is not fully known. The objective of this work is to characterize the rolling process for producing fuel plates, specifically the evolution of dimensional parameters of the fuel plate as a function of its deformation in the rolling process. Results are presented in terms of the evolution of the thickness of the fuel meat and cladding of the fuel plate along the deformation, as well as the terminals defects, microstructure and porosity of the fuel meat.

SUMÁRIO

	<i>Página</i>
1 INTRODUÇÃO.....	01
1.1 O reator IEA-R1 do IPEN.....	01
1.2 Combustível tipo MTR a base de dispersão.....	07
1.3 Processo de fabricação do combustível a base de dispersões.....	18
1.4 Descrição do processo de laminação da placa combustível.....	34
2 FUNDAMENTOS.....	50
2.1 Objetivo Geral.....	50
2.2 Objetivos específicos.....	51
3 METODOLOGIA.....	52
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	60
4.1 Comprimento e largura do núcleo da placa combustível.....	60
4.2 Espessuras dos revestimentos e do núcleo da placa combustível..	67
4.3 Espessamento do núcleo na extremidade da placa combustível ("dogboning").....	72
4.4 Geometria da extremidade do núcleo da placa combustível.....	75
4.5 Caldeamento entre o núcleo e os revestimentos.....	78
4.6 Evolução da microestrutura da dispersão na laminação.....	88
4.7 Evolução da porosidade residual durante a laminação.....	105
4.8 Evolução da flecha durante a laminação.....	111
5 CONCLUSÕES.....	113
6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	116
7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	117

Lista de Figuras

	<i>Página</i>
Figura 1 – Vistas do reator de pesquisas IEA-R1 do IPEN/CNEN-SP.....	02
Figura 2 – Vista esquemática dos compartimentos do Reator IEA-R1.....	02
Figura 3 – Vista do núcleo do reator em atividade.....	03
Figura 4 – Densidade de urânio na dispersão em função da concentração da fase físsil dispersa para diferentes compostos de urânio.....	10
Figura 5 – Processo de fabricação de elementos combustíveis do IPEN.....	20
Figura 6 – Processo de fabricação de UF ₄	21
Figura 7 – Micrografia eletrônica de varredura do pó de UF ₄ produzido no IPEN.....	21
Figura 8 – Processo de fabricação de urânio metálico.....	23
Figura 9 – Fotografia ilustrando o lingote de urânio metálico produzido no IPEN.....	23
Figura 10 – Processo de fabricação de siliceto de urânio.....	24
Figura 11 – Micrografias eletrônicas de varredura do pó de U ₃ Si ₂ produzido no IPEN.....	25
Figura 12 – Processo de preparação dos briquetes e desgaseificação.....	27
Figura 13 – Esquema ilustrativo da montagem do conjunto núcleo-moldura- revestimentos.....	28
Figura 14 – Esquema ilustrativo da placa combustível laminada.....	30
Figura 15 – Processo de preparação dos conjuntos e laminação.....	31
Figura 16 – Processo de montagem do elemento combustível.....	32
Figura 17 – Esquema ilustrativo do elemento combustível fabricado no IPEN.....	34
Figura 18 – Desenhos do briquete e das placas de moldura e revestimento.....	37
Figura 19 – Esquema de montagem dos conjuntos para laminação.....	38
Figura 20 – Soldagem dos conjuntos para laminação.....	39
Figura 21 – Conjuntos soldados prontos para a laminação.....	40
Figura 22 – Forno de aquecimento dos conjuntos.....	41
Figura 23 – ilustração da operação de laminação.....	42
Figura 24 – ilustração da identificação dos conjuntos na laminação.....	45
Figura 25 – ilustração do programa de rotação dos conjuntos na laminação.....	45
Figura 26 – Programa de rotação completa das placas combustíveis na laminação.....	46

Lista de Figuras

	<i>Página</i>
Figura 27 – Três estágios da placa combustível.....	48
Figura 28 – Defeitos típicos do processo de fabricação de placas combustíveis..	48
Figura 29 – Desenho esquemático especificando as regiões denominadas Zona1 e Zona 2 para as placas combustíveis.....	49
Figura 30 – Micrografia eletrônica de varredura do pó de U_3Si_2 utilizado.....	54
Figura 31 – Características do pó de alumínio utilizado neste trabalho.....	55
Figura 32 – Plano de amostragem para retirada de amostras para análise metalográfica.....	57
Figura 33 – Cantos arredondados (1) considerados para desconto.....	58
Figura 34 – Esquema de determinação da flecha a partir da radiografia.....	59
Figura 35 - Fator de alongamento acumulado do núcleo da placa combustível em função da deformação acumulada na laminação.....	63
Figura 36 – Fator de alongamento do núcleo da placa combustível em função da deformação no passe de laminação.....	64
Figura 37 - Fator de alargamento acumulado do núcleo da placa combustível em função da deformação acumulada na laminação.....	65
Figura 38 – Fator de alargamento do núcleo da placa combustível em função da deformação no passe de laminação.....	66
Figura 39 - Deformação acumulada do núcleo e revestimentos em relação à deformação acumulada da placa combustível.....	69
Figura 40 – Diferença entre a deformação acumulada da placa combustível e da deformação acumulada no núcleo e revestimentos.....	69
Figura 41 – Evolução da razão E_R/E_N evidenciando a deformação preferencial dos revestimentos com relação ao núcleo.....	71
Figura 42 – Típico defeito “rabo de andorinha”	72
Figura 43 - Micrografias ópticas ilustrando o espessamento do núcleo na sua extremidade. Defeito conhecido como “osso de cachorro”, ou “dogboning”	73
Figura 44 – Evolução da espessura do núcleo e da espessura mínima do revestimentos na extremidade do núcleo.....	74
Figura 45 – Evolução do fator de espessamento durante a laminação.....	75
Figura 46 – Evolução do defeito terminal rabo de andorinha com a laminação....	77

Lista de Figuras

	<i>Página</i>
Figura 47 – Componentes não caldeados até o quarto passe de laminação.....	79
Figura 48 – Detalhe de região sem caldeamento entre núcleo, moldura e revestimento na extremidade longitudinal do núcleo passe 1.....	79
Figura 49 – Micrografias evidenciando ausência de caldeamento na extremidade transversal do núcleo (passe 1), na região central da placa no sentido longitudinal (amostra 3 da figura 32).....	80
Figura 50 – Micrografias evidenciando ausência de caldeamento no centro do núcleo (passe 1), num corte longitudinal (amostra 4 da figura 32).....	81
Figura 51 – Micrografias evidenciando ausência de caldeamento na extremidade transversal do núcleo (passe 2), na região central da placa no sentido longitudinal (amostra 3 da figura 32).....	82
Figura 52 – Micrografias evidenciando ausência de caldeamento no centro do núcleo (passe 2), num corte longitudinal (amostra 4 da figura 32).....	83
Figura 53 – Micrografias evidenciando ausência de caldeamento na extremidade transversal do núcleo (passe 3), na região central da placa no sentido longitudinal (amostra 3 da figura 32).....	84
Figura 54 – Micrografias evidenciando ainda ausência de caldeamento no centro do núcleo no passe 3, num corte longitudinal (amostra 4 da figura 32).....	85
Figura 55 – Micrografias evidenciando regiões com perfeito caldeamento no centro do núcleo no passe 3, num corte longitudinal (amostra 4 da figura 32).....	85
Figura 56 – Micrografia evidenciando uma tênue linha indicando o limiar do caldeamento no quarto passe, na extremidade transversal do núcleo na região central da placa (amostra 3 da figura 32).....	86
Figura 57 – Micrografia evidenciando região isolada com falha de caldeamento no centro do núcleo no passe 4, num corte longitudinal (amostra 4 da figura 32).....	87
Figura 58 – Esquema ilustrativo da evolução do caldeamento dos componentes da placa combustível com os sucessivos passes de laminação.....	88
Figura 59 – Micrografias ilustrando a microestrutura da dispersão do briquete....	89

Lista de Figuras

	<i>Página</i>
Figura 60 – Micrografias ilustrando a microestrutura da dispersão do primeiro passe de laminação (passe 1).....	90
Figura 61 – Micrografias ilustrando a microestrutura da dispersão no segundo passe de laminação (passe 2).....	91
Figura 62 – Micrografias ilustrando a microestrutura da dispersão no terceiro passe de laminação (passe 3).....	92
Figura 63 – Micrografias ilustrando a microestrutura da dispersão no quarto passe de laminação (passe 4).....	93
Figura 64 – Micrografias ilustrando a microestrutura da dispersão no quinto passe de laminação (passe 5).....	94
Figura 65 – Micrografias ilustrando a microestrutura da dispersão no sexto passe de laminação (passe 6).....	95
Figura 66 – Micrografias ilustrando a microestrutura da dispersão no sétimo passe de laminação (passe 7).....	96
Figura 67 – Micrografias ilustrando a microestrutura da dispersão no oitavo passe de laminação (passe 8).....	97
Figura 68 – Micrografias ilustrando a microestrutura da dispersão no nono passe de laminação (passe 9).....	98
Figura 69 – Micrografias ilustrando a microestrutura da dispersão no décimo passe de laminação (passe 10 à frio).....	99
Figura 70 – Micrografias ilustrando a microestrutura da dispersão no décimo primeiro passe de laminação (passe 11 a frio).....	100
Figura 71 – Metodologia utilizada na determinação do tamanho das partículas de U_3Si_2 . (A) Micrografia óptica típica da amostra. (B) Micrografia óptica típica após a segmentação.....	101
Figura 72 – Determinação do número mínimo de partículas de U_3Si_2 a ser medido.....	102
Figura 73 – Curvas de distribuição de tamanho de partículas de U_3Si_2 presentes no núcleo da placa combustível nas diversas etapa da laminação.....	103
Figura 74 – Valores de D_{80} em função da redução em espessura acumulada...	104

Lista de Figuras

	<i>Pagina</i>
Figura 75 – Esquema de correção do arredondamento das extremidades do núcleo para cálculo de sua área.....	106
Figura 76 – Porosidade residual do núcleo determinada pelos três métodos utilizados.....	108
Figura 77 – Distribuição de valores de porosidade residual do núcleo de placas combustíveis fabricados rotineiramente no IPEN.....	109
Figura 78 – Controle de flecha por meio da avaliação do operador do vão existente entre a placa combustível e a superfície de referencia.....	112

Lista de Tabelas

	<i>Página</i>
Tabela 1 – Projeto típico de passes de laminação adotados na fabricação de placas combustíveis no IPEN/CNEN-SP para o reator IEA-R1.....	36
Tabela 2 – Indicações do posicionamento do cilindro superior por passe de laminação.....	43
Tabela 3 – Valores especificados para espessura do núcleo combustível.....	49
Tabela 4 – Características dos briquetes fabricados.....	53
Tabela 5 – Características do pó de U_3Si_2 utilizado neste trabalho.....	54
Tabela 6 – Laminação das amostras, valores de espessura e reduções efetuadas.....	56
Tabela 7 – Esquema de laminação do briquete B12.....	57
Tabela 8 – Comprimento e largura da amostra B12 ao longo dos passes de laminação, e respectivos alongamentos e alargamentos.....	61
Tabela 9 – Comprimento e largura das amostras retiradas após os passes e respectivos alongamentos e alargamentos.....	62
Tabela 10 – Espessura do núcleo E_N e dos revestimentos superior E_{RS} e inferior E_{RI} das amostras.....	68
Tabela 11 – Porosidade residual após cada passe de laminação.....	107
Tabela 12 –Valores da flecha obtidos no decorrer da laminação.....	111

1 – INTRODUÇÃO

1.1 – O reator IEA-R1 do IPEN

Os reatores de pesquisa são basicamente empregados para a produção de radioisótopos e testes de materiais. Após a construção e operação desde 31 de março de 1952 do primeiro MTR (Materials Testing Reactor), empreendimento conjunto ORNL (Oak Ridge National Laboratories) e ANL (Argonne National Laboratories), os reatores de pesquisa com elementos combustíveis tipo placa têm sido denominados reatores tipo MTR. O reator do IPEN/CNEN-SP, denominado IEA-R1, do tipo MTR, é utilizado para a produção de fontes radioativas seladas de aplicação industrial e, também, de radioisótopos primários, dos quais se destaca o Iodo-131, sendo o reator responsável por atender mais de 90 % da demanda nacional deste radioisótopo.

O reator IEA-R1 é um reator de pesquisa tipo piscina aberta [1,2], que entrou em funcionamento em 1957 e operou até 1997 a 2 MW de potência. A partir de 1995 foram efetuadas reformas substanciais no reator, o que viabilizou, com a conclusão das reformas em 1998, a possibilidade de aumento da sua potência para até 5 MW e do seu funcionamento durante 100 horas contínuas por semana. O reator IEA-R1 opera atualmente à potência nominal de 4,5 MW. É um reator térmico, tipo piscina, que utiliza da água leve como blindagem, moderador e fluido refrigerante. A FIG.1 mostra duas vistas isométricas do reator [1,2].

Sendo um reator de pesquisa, a sua finalidade é a do estudo de física de reatores, efeitos da radiação em materiais, produção de radioisótopos com aplicação na indústria, medicina e em pesquisas biológicas, assim como treinamento de pessoal na operação de reatores.

Por ser um reator tipo piscina, o IEA-R1 possui grande flexibilidade de operação e permite fácil acesso ao caroço. A piscina, revestida de aço inoxidável tipo AISI-304, tem capacidade para 272 m³. O núcleo do reator é protegido por uma camada de água de cerca de 8 m de altura e, lateralmente, por 1,2 m de água e 2,4 m de concreto de barita. Na plataforma rolante que movimenta o caroço estão os mecanismos de acionamento das barras de controle e de

segurança do reator, bem como as câmaras destinadas à medida do fluxo de nêutrons e outros instrumentos auxiliares. A piscina está construída em dois compartimentos, o de operação e o de armazenamento. Uma vista de cima, em corte da piscina é apresentada na FIG.2. A FIG.3 apresenta uma fotografia do reator IEA-R1 em operação, visto de cima.

FIGURA 1 – Vistas do reator de pesquisas IEA-R1 do IPEN/CNEN-SP.

FIGURA 2 – Vista esquemática dos compartimentos do Reator IEA-R1 [3].

FIGURA 3 – Vista do núcleo do reator em atividade

Conforme indicado na FIG.2, no compartimento do reator (compartimento de operação) existem duas posições de operação. Na posição principal A, o reator fica no centro da parte cilíndrica da piscina e está no foco de tubos colimadores para a obtenção de feixes de nêutrons na parte externa do reator. Nesta posição a refrigeração é realizada por circulação forçada da água da piscina. Na posição B, o reator está em frente à coluna térmica, localizada numa das paredes laterais de concreto, usada para experiências com nêutrons térmicos. A coluna térmica é constituída de grafita disposta em blocos para facilitar a formação de gavetas que permitam a irradiação de amostras ou outros tipos de experiências. Existe, ainda, a possibilidade de remoção total da grafita para a irradiação de um grande volume. Nesta posição, o reator somente pode ser operado com resfriamento por convecção natural e até a potência de 200 kW.

O outro compartimento da piscina (compartimento de armazenamento) é destinado ao armazenamento de elementos combustíveis já queimados e de dispositivos de irradiação.

Os dois compartimentos podem ser isolados um do outro por uma comporta móvel, possibilitando a movimentação do reator para a posição C,

mantendo-o protegido pela água, quando for necessário o esvaziamento do compartimento de operação para manutenção ou reformas.

O caroço do reator consiste em um arranjo cúbico de elementos combustíveis inseridos numa placa matriz. Esta placa matriz é sustentada por uma treliça de alumínio fixada em uma plataforma rolante acima da superfície da piscina, podendo ser movimentada ao longo do comprimento da mesma.

A placa matriz é de alumínio e possui 80 furos (8 x 10) que servem de suporte e fixação para os elementos combustíveis, elementos de controle, refletores e tampões. Ainda na placa matriz, existem 63 furos menores, localizados diagonalmente entre os furos maiores, que permitem a circulação da água refrigerante por entre as superfícies exteriores dos elementos combustíveis e refletores. Tampões podem fechar os furos maiores não usados por elementos combustíveis ou refletores, impedindo assim uma circulação desnecessária da água.

Na plataforma rolante que movimenta o caroço estão os mecanismos de acionamento das barras de controle (três) e de segurança (uma) do reator, bem como as câmaras destinadas à medida do fluxo de nêutrons e outros instrumentos auxiliares.

Os elementos combustíveis do reator IEA-R1 são do tipo MTR compostos de 18 placas combustíveis planas e paralelas. Estas placas combustíveis são montadas formando um estojo com dimensões de 80 mm x 76,1 mm de secção reta e 873,13 mm de comprimento, com 2,9 mm de distância entre as placas e 1,0 mm entre os elementos.

Existem, ainda, 4 elementos combustíveis de controle que são formados por dois conjuntos de 4 e 5 placas ativas separadas por um canal destinado a deixar passar a barra de controle ou a barra de segurança. A fenda que possui substitui aproximadamente a metade das placas combustíveis.

Além dos elementos combustíveis, existem elementos refletores que consistem em blocos de grafite encamisados em alumínio com 80 mm x 76,1 mm de secção reta e 1067 mm de comprimento. Os elementos de grafite são

colocados ao redor do caroço, na placa matriz, permitindo uma grande economia de nêutrons por reflexão dos mesmos, exigindo assim uma massa crítica menor.

O sistema de refrigeração do reator divide-se em dois circuitos, primário e secundário, e tem como função remover a energia térmica gerada no caroço por fissões nucleares nos elementos combustíveis e dissipá-la na atmosfera. Isto é realizado pela circulação forçada da água da piscina entre as placas dos elementos combustíveis e nas suas partes laterais, sendo o fluxo de água dirigido do topo para a extremidade inferior do caroço. Por meio da utilização de trocadores de calor e torres de refrigeração, esta energia é dissipada na atmosfera. Quando o reator opera em potências inferiores a 200 kW, a refrigeração pode ser feita unicamente por convecção natural.

O circuito primário é um circuito fechado responsável pela refrigeração forçada do caroço do reator, estando em contato direto com o mesmo. Neste circuito, a água é sugada pelas bombas hidráulicas através dos elementos combustíveis e da placa matriz, passando por um tanque de decaimento e pelos trocadores de calor, retornando à piscina através do difusor, que distribui de maneira homogênea a água que retorna à piscina. Entre as bombas e o motor existe um volante de inércia para manter um suficiente resfriamento do caroço durante a parada das bombas, permitindo a dissipação da potência residual existente após um desligamento de emergência do reator.

Abaixo da placa matriz existe o funil de circulação, ligando-a a válvula de convecção, que é o sistema de acoplamento da parte inferior do funil de circulação com a tubulação do circuito primário. Quando a válvula está desacoplada, há convecção natural e quando está acoplada a refrigeração é feita através de circulação forçada.

O tanque de decaimento tem por finalidade reter a água que sai do caroço por um tempo suficiente para o decaimento do N-16.

Os trocadores de calor são responsáveis pela transferência da energia térmica do circuito primário para o circuito secundário durante a refrigeração do caroço.

O circuito secundário é composto por dois sistemas independentes, mas que podem ser interligadas. A função deste circuito é remover a energia térmica do circuito primário, através dos trocadores de calor, liberando-a na atmosfera por meio das torres de refrigeração.

O sistema de tratamento da água é responsável pelo abastecimento da água da piscina, completando o seu nível quando necessário para compensar perdas por evaporação superficial e por vazamento nas gaxetas das bombas hidráulicas do circuito primário.

Este sistema recebe a água proveniente da rede normal de abastecimento da cidade. A água é filtrada para retenção de partículas sólidas em suspensão e, em seguida, é tratada por meio de resina trocadora de íons catiônicos, retirando o cálcio e o magnésio. Após este tratamento, a água é novamente filtrada por um filtro de carvão ativado e tratada por meio de dois trocadores de íons do leito misto (um deles permanece em reserva, sendo colocado em uso quando o outro necessitar de regeneração de suas resinas).

A água desmineralizada proveniente deste sistema é fornecida à piscina com uma resistividade de $1,0 \times 10^6 \Omega \cdot \text{cm}$. A regeneração das resinas é realizada quando a resistividade cai abaixo de $0,5 \times 10^6 \Omega \cdot \text{cm}$.

O sistema de retratamento da água é responsável pelo tratamento contínuo da água da piscina. É constituído por duas unidades com, cada uma delas, um filtro de carvão ativado e um trocador de íons de leito misto. Uma das unidades é mantida de reserva, entrando em funcionamento quando for necessário regenerar as resinas da unidade em uso. A regeneração das resinas do sistema de retratamento é realizada quando a resistividade da água que retorna à piscina encontra-se abaixo de $0,5 \times 10^6 \Omega \cdot \text{cm}$. Desta forma, a resistividade é mantida entre $0,5 \times 10^6$ e $1,0 \times 10^6 \Omega \cdot \text{cm}$.

As informações referentes ao fluxo de nêutrons e à reação em cadeia são fornecidas pelos detectores instalados no caroço e enviadas ao operador. Além do sistema de controle, existe uma série de instrumentos auxiliares que

permitem a centralização, na cabine de controle situada próxima à piscina, de todas as operações e o exame de condições de operação e segurança do reator.

Monitores do painel de controle fornecem informações sobre temperaturas em vários pontos dos circuitos de refrigeração e da piscina, vazões nos circuitos de refrigeração e níveis de radiação em vários pontos do reator.

Existem, ainda, na cabine de controle, alarmes de perigo proveniente de níveis excessivos de radiação, mau funcionamento das bombas, temperaturas anormais etc.

O sistema de segurança do reator atua, através de uma unidade do circuito eletrônico do controle, sobre as correntes dos magnetos que sustentam as barras de segurança. Qualquer situação anormal nas condições de operação do reator pode causar o corte da corrente nos magnetos, fazendo cair às barras de segurança no caroço do reator, através dos elementos combustíveis de controle, resultando em uma grande redução da sua reatividade e, conseqüentemente, no seu desligamento ("scram").

1.2 – Combustível tipo MTR a base de dispersão

Os reatores de pesquisa tipo MTR são moderados e refrigerados a água leve e possuem elementos combustíveis tipo placa [4,5]. Inicialmente, este tipo de combustível utilizava como material do núcleo uma liga de urânio-alumínio (U-Al) contendo 18 % em peso de urânio altamente enriquecido (HEU-High Enriched Uranium, com 93 % em peso de U^{235}) [6,4]. Ainda na década de 50 [7], tendo em vista a preocupação com a não proliferação de armamentos nucleares, começaram a ser utilizados combustíveis contendo urânio com baixo enriquecimento (LEU-Low Enriched Uranium, com 20 % em peso de U^{235}) em reatores de pesquisas de baixa potência. Com a redução do enriquecimento, para que não fosse diminuída a reatividade e a vida útil dos caroços dos reatores, tornou-se necessário o aumento da quantidade de urânio em cada placa combustível.

Placas combustíveis contendo núcleos a base da liga U-Al com 18 % em peso de urânio altamente enriquecido, eram facilmente fabricadas. Entretanto,

surgiram dificuldades na fabricação de placas combustíveis com núcleos da liga U-Al contendo 45 % em peso de urânio com baixo enriquecimento, devido à fragilidade e propensão à segregação desta liga [7,8,9]. Uma alternativa para contornar este problema foi a utilização de núcleos fabricados por metalurgia do pó, que utilizavam dispersões de compostos de urânio em alumínio, proporcionando a incorporação de maiores quantidades de urânio. Em 1956 teve início a operação do reator Argonauta (10 MW), desenvolvido pelo ANL, que utilizava placas combustíveis com núcleos à base da dispersão U_3O_8 -Al contendo 39 % em peso de U_3O_8 com baixo enriquecimento [10]. Esforços foram realizados no sentido de aumentar-se a concentração de urânio neste tipo de dispersão, obtendo-se até o final da década de 70 um máximo de 65 % em peso de U_3O_8 no combustível para o reator de pesquisa Puerto Rico (Puerto Rico Research Reator) do Puerto Rico Nuclear Center [11].

Com a necessidade de potências mais elevadas para obtenção de altos fluxos de nêutrons em reatores de pesquisas, tornou-se necessária a continuação da produção de combustíveis que utilizavam urânio altamente enriquecido (93 % em peso de U^{235}), obtendo-se maior reatividade específica e viabilidade econômica, uma vez que estes combustíveis podiam permanecer mais tempo no núcleo do reator (maior vida útil). O HFIR [12] (High Flux Isotope Reactor), com potência de 100 MW, utilizava dispersão U_3O_8 -Al com 40 % em peso de U_3O_8 e o ATR [13] (Advanced Test Reactor), com 250 MW, utilizava o mesmo tipo de dispersão com 34 % em peso de U_3O_8 , ambos utilizando urânio altamente enriquecido. Além das dispersões U_3O_8 -Al, eram frequentemente utilizadas dispersões UAl_x -Al (com o valor de x aproximadamente 3) e as ligas U-Al, todos os sistemas utilizando urânio altamente enriquecido. Nesta época, final da década de 70, a máxima densidade de urânio obtida foi de $1,7 \text{ gU/cm}^3$.

Na década de 70 o urânio altamente enriquecido era de fácil obtenção comercial. Reatores que utilizavam urânio com baixo enriquecimento foram gradualmente convertendo seus núcleos para combustíveis altamente enriquecidos. Assim, chegou-se a um total de aproximadamente 156 reatores de pesquisas em 34 países utilizando urânio altamente enriquecido, resultando numa circulação anual de aproximadamente 5000 kg deste material [14]. Em 1977

ressurgiu a preocupação com o risco de proliferação nuclear associada ao extravio deste combustível durante a fabricação, transporte e armazenamento; resultando na restrição pelo governo americano para a comercialização de urânio com alto grau de enriquecimento (acima de 90 % em peso de U^{235}), produzindo um impacto na disponibilidade e utilização deste combustível para reatores de pesquisas.

A partir de 1978 foram estabelecidos programas de redução de enriquecimento, que visavam o desenvolvimento da base tecnológica para substituição, nos reatores de pesquisas, do urânio altamente enriquecido por urânio com baixo enriquecimento (abaixo de 20 % em peso de U^{235}). O principal programa, ainda ativo nos dias de hoje, é o Programa RERTR (Reduced Enrichment for Research and Test Reactors), o qual tem por objetivo desenvolver a tecnologia necessária para converter os reatores que usam urânio altamente enriquecido (igual ou maior do que 20% em U^{235}) por urânio com baixo enriquecimento (menor do que 20% em U^{235}). Durante a existência desse programa mais de 40 reatores de pesquisas foram convertidos, entre eles o reator IEA-R1 do IPEN-CNEN/SP. Desta vez, a redução de enriquecimento tem exigido um esforço superior ao verificado anteriormente, pois em reatores de maior potência e projetados para operar em condições limites, esta substituição implica no desenvolvimento e qualificação de combustíveis a base de dispersão com a máxima concentração de urânio possível, cujos limites são impostos pela fabricabilidade e desempenho sob irradiação severa e prolongada.

Neste contexto, os desenvolvimentos inicialmente basearam-se no aumento da concentração de urânio nos combustíveis utilizados na época do início do Programa RERTR até o limite prático de 2,3 gU/cm³ no caso do UAl_x -Al e 3,2 gU/cm³ no caso do U_3O_8 -Al, e também no desenvolvimento de novos combustíveis que permitissem a obtenção de densidades de urânio de 6 a 7 gU/cm³, bem acima das possíveis de obter-se com os combustíveis UAl_x -Al e U_3O_8 -Al. O desenvolvimento destes novos combustíveis possibilitariam a conversão para baixo enriquecimento de praticamente todos os reatores de pesquisas existentes.

Altas densidades de urânio na dispersão somente podem ser conseguidas através da utilização na dispersão de compostos férreos com alto teor de urânio. A FIG.4 apresenta o potencial de vários compostos de urânio. O limite tecnológico para utilização de dispersões é de 45 % em volume de material férreo disperso, uma vez que deve ser mantida uma matriz contínua de dispersante, no caso alumínio. Os silicetos de urânio e o U_6Fe foram inicialmente os compostos considerados promissores.

FIGURA 4 – Densidade de urânio na dispersão em função da concentração da fase férrea dispersa para diferentes compostos de urânio.

O problema encontrado na utilização destes intermetálicos com alto teor de urânio como material férreo na forma de dispersões em alumínio está relacionado à instabilidade dimensional durante a operação, causada por sua reação com a matriz de alumínio, conduzindo a um inchamento das placas combustíveis e, por conseguinte, a problemas termohidráulicos que comprometem a segurança do reator. Em meados de 1988, com base em resultados de testes de irradiação [15,16], o combustível a base da dispersão

U_3Si_2 -Al foi qualificado pelo US Nuclear Regulatory Commission e liberado para comercialização para densidades de urânio de até 4,8 gU/cm³ [17].

Pesquisas visando a utilização de intermetálicos com ainda maiores concentrações de urânio, tais como U_3Si , U_3SiAl e U_6Fe como material físsil na forma de dispersões em alumínio continuaram. Contudo, resultados de testes de irradiação demonstraram uma inaceitável instabilidade dimensional nestes novos combustíveis. O U_6Fe , devido à sua alta concentração de urânio (96 % em peso) foi particularmente considerado [18], sendo as pesquisas praticamente abandonadas a partir de 1986 devido ao alto inchamento observado em testes de irradiação, aliado aos resultados promissores obtidos com a dispersão U_3Si_2 -Al, sendo considerada uma alternativa inviável [19].

Com a utilização do U_3Si_2 como material físsil nas dispersões em alumínio não foi possível a conversão de todos os reatores de pesquisa, aguardando os reatores de alto desempenho uma solução tecnológica definitiva, necessitando de uma densidade de urânio de 6 a 9 gU/cm³. Outros combustíveis de alta densidade têm sido estudados, incluindo dispersões a base de UMo , U_3SiCu , $U_3Si_{1,5}$, $U_3Si_{1,6}$, $U_{75}Ga_{15}Ge_{10}$, $U_{75}Ga_{10}Si_{15}$ e nitretos de urânio, para conversão destes reatores. Inovadoras técnicas de fabricação têm sido investigadas baseadas em compactação isostática a quente (HIP - Hot Isostatic Pressing), seja aumentando-se a fração volumétrica do U_3Si_2 para além de 50% (o limite tecnológico aceito atualmente é de 45%) ou utilizando-se arames de U_3Si e/ou $U_{75}Ga_{10}Si_{15}$ e/ou $U_{75}Ga_{15}Ge_{10}$ caldeados em alumínio numa geometria tal que gere placas com densidade próxima a 9 gU/cm³ no núcleo combustível.

Em 1994, foram estudados núcleos de dispersão U_3Si_2 -Al com pó mais fino e com pó obtido por atomização, o que permitiu fabricar combustível com uma fração volumétrica de 55%, obtendo-se densidades de urânio de 6 gU/cm³. Isso foi obtido por meio da redução ou eliminação da porosidade residual do núcleo da placa combustível durante a fabricação. Os resultados mostraram que uma porosidade mínima é obtida com a redução no tamanho da partícula e o uso de uma fração elevada (~40 – 50%) de finos menores do que 44 μm . A substituição do alumínio comercialmente puro pela liga Al6061 favoreceu a

redução da porosidade residual [20]. Contudo, esse combustível a base de U_3Si_2 -Al não foi qualificado para uso comercial.

Assim, atualmente, a mais avançada tecnologia de fabricação de placas combustíveis tipo MTR disponível comercialmente está baseada na dispersão U_3Si_2 -Al, com concentração de U_3Si_2 que resulta numa densidade de urânio no núcleo da placa combustível de $4,8 \text{ g/cm}^3$.

Quando se fala em combustíveis com alta concentração de urânio, a primeira idéia seria utilizar o urânio metálico puro, o que resulta na maior concentração de urânio possível. Contudo, o urânio puro sofre transformações de fase. A fase estável à temperatura ambiente é a alfa, de estrutura cristalina tetragonal e densidade de $18,1 \text{ g/cm}^3$. Sob irradiação, mesmo em baixas temperaturas, o nível de inchamento do urânio alfa é inaceitável. Por outro lado, a experiência anterior com irradiação de ligas de urânio demonstrou que a fase gama do urânio, estável em temperaturas de 550°C a 1000°C , apresenta um inchamento aceitável devido a gases de fissão e interação com o alumínio durante a fabricação e irradiação, que ocorrem em baixa temperatura, na faixa de equilíbrio da fase alfa. Por esse motivo, as atenções se voltaram ao uso da fase gama do urânio como combustível. Porém, como a fase do urânio estável à baixa temperatura é a fase alfa, os estudos se concentraram na estabilização da fase gama do urânio a baixas temperaturas.

Iniciou-se, então, a busca por elementos de liga que apresentassem alto poder de estabilização da fase gama do urânio nas condições usuais de operação dos reatores de pesquisas, da ordem de 100 a 200°C , e nas temperaturas de fabricação do combustível, da ordem de 450°C . Outro requisito importante é que o elemento de liga, além de alto poder de estabilização da fase gama do urânio, apresentasse baixa seção de choque de absorção de nêutrons e promovesse estabilidade da liga formada sob irradiação. Hofman, Meyer e Ray [21] apresentam um estudo buscando identificar possíveis elementos de liga candidatos a estabilizadores da fase gama do urânio. Esses autores selecionaram e testaram ligas com o mais alto teor possível de urânio que apresentaram boa estabilidade da fase gama em baixas temperaturas e bom desempenho neutrônico.

Alguns elementos com baixa seção de choque para absorção de nêutrons, como Zr, Nb, Ti, e Mo, podem estabilizar a fase gama do urânio em baixas temperaturas. Combinações de Zr-Nb e Mo mostraram-se efetivas, mas a tendência é a de se trabalhar com ligas binárias. A liga U-5%Mo é equivalente em densidade de urânio ao U₆Fe mencionado anteriormente. Ligas nessa faixa de densidade de urânio, correspondendo a concentrações de urânio na dispersão de mais de 7,5 gU/cm³, são as próximas metas do programa RERTR, possibilitando a conversão para baixo enriquecimento da esmagadora maioria dos reatores de pesquisas ao redor do mundo. Contudo, o desafio ainda é produzir placas combustíveis a partir dessas ligas que demonstrem, em testes de irradiação, bom desempenho sob altos fluxos neutrônicos e até altos níveis de queima.

O molibdênio é o elemento que apresenta a maior solubilidade em U (aproximadamente 35%) e um bom compromisso entre a quantidade necessária para estabilizar a fase gama e a concentração de urânio que se espera em termos de exigências do programa RERTR. Trabalhos anteriores [22] já haviam demonstrado a capacidade do molibdênio de reter a fase gama a 575 °C com adições de apenas 25% em átomos ou 12% em peso. Além disso, nos diagramas TTT (Transformação-Tempo-Temperatura), observa-se que nas temperaturas utilizadas na laminação e durante a operação no reator, a decomposição da fase gama para a fase alfa é muito lenta. Em geral, os diagramas TTT das ligas U-Mo apresentam mínima decomposição gama mesmo em altas temperaturas, especialmente para 10% de adição de molibdênio. O desafio é desenvolver um procedimento de fabricação de placas combustíveis que não promova a reação da liga U-Mo com a matriz de alumínio da dispersão, além de resultar num combustível que apresente um bom desempenho em altos ciclos de queima em testes de irradiação.

Um esforço internacional tem sido despendido no sentido de desenvolver, qualificar e licenciar o combustível tipo placa a base de dispersão UMo-Al. Os resultados obtidos são divulgados e discutidos anualmente em dois encontros internacionais organizados especificamente para esse fim, no International Reduced Enrichment for Research and Test Reactors Meeting (RERTR Meeting), organizado pelo Argonne National Laboratory - ANL, e no International Topical Meeting on Research Reactor Fuel Management (RRFM), organizado pela

European Nuclear Society – ENS. Os principais programas de pesquisa para o desenvolvimento do combustível de dispersão UMo-Al são o RERTR, do Argonne National Laboratory, conduzido desde março de 1996 [23]; o programa do grupo francês, que reúne o CEA, CERCA, COGEMA, Framatome-ANP e Technicatome, conduzido desde 1999 [24]; e o programa argentino da CNEA, conduzido desde 2000 [25]. Nos estágios iniciais dos esforços para desenvolver o combustível UMo-Al, o programa RERTR teve a colaboração do KAERI (Korea Atomic Energy Research Institute) na utilização de pó de UMo produzido por atomização. Em 2003, a Austrália (ANSTO – Australian Nuclear Science and Technology Organization) e o grupo francês também iniciaram um programa de cooperação. Na Rússia, o programa RERTR iniciou-se em 1999 com um acordo entre a MINATOM (Russian Ministry of Atomic Energy) e o RERTR americano, buscando o desenvolvimento e qualificação do combustível UMo-Al para uso nos reatores de pesquisa de projeto russo espalhados pelo mundo, com combustível tipo tubular produzido por extrusão [26].

Apesar dos resultados promissores dos primeiros testes de irradiação, ao final do ano de 2003 tornou-se claro que as dispersões UMo-Al tinham limitações sob condições mais severas de irradiação, apresentando um inchamento instável que foi verificado em testes de irradiação realizados em diversos países. Nessa época o desenvolvimento do combustível a base de dispersão UMo-Al ficou focado na concentração máxima de 6 gU/cm^3 , como uma possibilidade de substituição do combustível $\text{U}_3\text{Si}_2\text{-Al}$ em uso ao redor do mundo.

Atualmente, os estudos para controlar o inchamento das dispersões UMo-Al sob condições severas de irradiação focam-se na alteração da liga UMo por meio da adição de elementos de liga como o Ti e o Zr [27,28,29], na modificação da matriz de alumínio por meio do uso de aditivos [28,29,30,31,32,33,34] ou mesmo a substituição do alumínio [35], e por meio de barreira de difusão aplicada nas partículas de UMo [36].

Poucas informações estão disponíveis na literatura sobre técnicas e procedimentos de fabricação do combustível de dispersão UMo-Al. Contudo, os procedimentos básicos de fabricação são os mesmos adotados na fabricação dos combustíveis a base de dispersão, os quais estão descritos no item 1.3. O

trabalho de Trybus e colaboradores [37] apresenta alguns parâmetros de fabricação, como temperatura de laminação, redução por passe na laminação e temperatura para o teste de bolhas. Radiografias e a microestrutura da dispersão também são apresentadas.

No Brasil, ainda na primeira metade da década de 60, época de ouro na área da tecnologia de fabricação de combustíveis nucleares no Brasil, o IPEN-CNEN/SP, na época IEA (Instituto de Energia Atômica), iniciou o estudo do combustível a base de dispersão, com aplicação em reatores de pesquisas tipo piscina. Entre 1964 e 1965 foram fabricados os elementos combustíveis para o Reator Argonauta do IEN (Instituto de Engenharia Nuclear). Esse combustível usou uma dispersão de U_3O_8 em alumínio. O pó de U_3O_8 utilizado, enriquecido a 20% em peso de U^{235} , foi obtido dos Estados Unidos, por intermédio da AIEA (Agência Internacional de Energia Atômica), dentro do programa Átomos para a Paz. Apesar da baixa exigência tecnológica do combustível do reator Argonauta, o qual desenvolve baixíssima potência, da ordem de kW, o grupo responsável por esse feito plantou, nessa época, uma semente que viria a germinar 20 anos depois, na década de 80, e florescer definitivamente na década de 90, quando o IPEN-CNEN/SP dominou essa tecnologia de fabricação. Nessa época, foi iniciada a produção rotineira do combustível para o reator de pesquisas IEA-R1, de potência 2 MW, o que exigiu um significativo avanço tecnológico nas técnicas de fabricação, buscando adequar a tecnologia para fabricar um combustível de nova geração, substancialmente superior ao antigo combustível tipo Argonauta.

No início da década de 80, o IPEN-CNEN/SP não pôde adquirir elementos combustíveis no mercado internacional para o suprimento do seu reator de pesquisas IEA-R1, combustível anteriormente proveniente dos EUA, sendo a interrupção no fornecimento atribuída ao fato do Brasil não ter assinado o tratado de não proliferação de armas nucleares (TNP). A crescente dificuldade de aquisição de elementos combustíveis no mercado internacional funcionou como um impulso inicial para que o IPEN, a partir de 1980, intensificasse seus esforços no sentido de desenvolver a tecnologia de fabricação desse tipo de combustível. A tecnologia de fabricação, anteriormente desenvolvida na década de 60, foi atualizada a partir de 1985, com base nos últimos avanços tecnológicos na área.

Aproveitando-se a experiência anteriormente adquirida [38,39,40] e, em virtude da fabricação deste tipo de combustível para o reator Argonauta [41,42], o U_3O_8 foi, inicialmente, a opção escolhida para utilização na dispersão. Entre 1985 e 1988 o IPEN trabalhou na montagem de uma unidade de fabricação de elementos combustíveis a um nível de demonstração, com capacidade de fabricação de 6 elementos combustíveis por ano, quantidade suficiente para suprir o reator IEA-R1 operando a 2 MW em regime de 40 horas semanais.

Em 31 de agosto de 1988, durante as comemorações do seu 32º aniversário, o IPEN abasteceu o reator IEA-R1 com o primeiro elemento combustível de fabricação nacional, a apenas quinze dias do prazo de esgotamento do combustível do reator IEA-R1. O material físsil usado foi o pó de U_3O_8 , usando um estoque de cerca de 30 kg desse pó. Após a produção desse primeiro elemento combustível, a partir de 1988, na época, Projeto Combustível Nuclear do IPEN-CNEN/SP, hoje Centro do Combustível Nuclear, iniciou uma produção seriada, a qual continua até os dias de hoje.

O pó de U_3O_8 que existia em estoque terminou em 1996, possibilitando a fabricação e o fornecimento de 26 elementos combustíveis para o reator IEA-R1. Antecipando o esgotamento da matéria-prima, foram desenvolvidos e implantados em 1994 os processos de reconversão do UF_6 enriquecido a 20% a U_3O_8 e o processo de recuperação do urânio contido em placas combustíveis rejeitadas pelo controle de qualidade. Em 1996 realizou-se a reconversão de cerca de 20 kg de UF_6 enriquecido importado, estando o IPEN-CNEN/SP preparado para a produção rotineira de elementos combustíveis desde o UF_6 como matéria-prima até o elemento combustível acabado. Durante o ano de 1997 elevou-se a capacidade de produção de 6 elementos combustíveis anuais até o limite de 10, tendo sido produzidos 10 elementos combustíveis nesse ano.

Por força da necessidade de aumento da potência do reator IEA-R1, de 2 para 5 MW, e do aumento do seu fluxo de nêutrons, em 1998 foi implantada a tecnologia de fabricação do combustível a base de U_3Si_2 , permitindo a elevação da densidade de urânio no combustível de 1,9 (no caso do U_3O_8) para 3,0 gU/cm³, mantendo-se inalterada a fração volumétrica de material físsil no núcleo das placas combustíveis, ao redor de 27%, a qual já estava qualificada para o

combustível a base de U_3O_8 . O pó de U_3Si_2 inicialmente foi importado da França e um total de 14 elementos combustíveis a base de U_3Si_2 foi fabricado entre 1999 e 2000. O novo combustível U_3Si_2 -Al foi qualificado em 2005, quando 5 elementos combustíveis atingiram os requisitos de projeto, com níveis de queima superiores a 30%, sem apresentar problemas relacionados ao desempenho sob irradiação [43]. Até o presente momento, foram produzidos 88 elementos combustíveis, dos quais 48 são do tipo padrão a base de U_3O_8 , 14 são do tipo controle a base de U_3O_8 e 24 são do tipo padrão a base de U_3Si_2 .

A partir de 1998 iniciou-se o desenvolvimento da tecnologia de produção do pó de U_3Si_2 , visando à nacionalização de todo o processo de fabricação, desde o UF_6 enriquecido, passando pela reconversão para UF_4 , pela sua redução magnesiotérmica para urânio metálico, pela fusão da liga U_3Si_2 e, finalmente, pela fabricação das placas combustíveis, até a montagem e qualificação do elemento combustível. Já em 1998 obteve-se a tecnologia de produção do UF_4 pela rota de redução via cloreto estanoso [44].

Em 2002 o processo de obtenção do urânio metálico foi dominado, possibilitando o desenvolvimento da tecnologia de obtenção do intermetálico U_3Si_2 , que é a matéria-prima para a fabricação do elemento combustível, material anteriormente importado [45-49]. Em 2005 o IPEN obteve o primeiro lote de pó de U_3Si_2 fabricado com tecnologia nacional, dominando o que se denominou “ciclo do siliceto de urânio”. Em 2006, o IPEN consolidou a tecnologia de fabricação do combustível à base de siliceto de urânio, tendo fabricado o primeiro elemento combustível com matéria-prima (UF_6 enriquecido a 20% em U^{235}) e tecnologia totalmente nacionais. Este elemento combustível, com densidade de urânio de 3,0 gU/cm³, foi utilizado no reator de pesquisas IEA-R1 a partir de 2007.

A próxima etapa no desenvolvimento da tecnologia do combustível a base de dispersão no Brasil naturalmente é a elevação da concentração de urânio na placa combustível até o limite tecnológico, de 4,8 gU/cm³ no caso do U_3Si_2 , e de 3,2 gU/cm³ no caso do U_3O_8 .

O novo combustível de U_3O_8 pode substituir, com vantagens econômicas, o atual combustível de U_3Si_2 fabricado no IPEN-CNEN/SP, com

concentração de $3,0 \text{ gU/cm}^3$, podendo também ser utilizado no primeiro núcleo do novo reator de pesquisas brasileiro, planejado para ser construído nos próximos 6 anos, de potência 30 MW, denominado Reator Multipropósito Brasileiro – RMB. O novo combustível de U_3Si_2 , com $4,8 \text{ gU/cm}^3$, encontra sua aplicação como o combustível que alimentará o núcleo de equilíbrio do novo reator RMB.

Também a partir de 2008, iniciou-se o estudo do combustível a base da dispersão UMo-Al. Devido às características dúcteis da liga UMo, a produção do pó é a etapa mais desafiadora de todo o processo de fabricação desse tipo de combustível. No Brasil, os estudos relacionados à fabricação do pó de UMo iniciaram-se em 2007 [50] e foram concluídos com sucesso recentemente [51]. A obtenção de 400 g desse pó possibilitou a fabricação de um primeiro protótipo desse novo combustível, ou seja, uma miniplaca com núcleo de dispersão UMo-Al usando a liga UMo com 10% em peso de molibdênio e urânio natural, resultando numa densidade de urânio de $6,7 \text{ gU/cm}^3$. A próxima etapa é concluir o desenvolvimento desse combustível e produzir miniplacas e placas combustíveis de tamanho normal com urânio enriquecido a 20 % em ^{235}U (LEU).

1.3 – Processo de fabricação do combustível a base de dispersões

De modo geral, o processo de fabricação de elementos combustíveis tipo dispersão de siliceto de urânio (U_3Si_2) em alumínio, como o fabricado no IPEN/CNEN-SP, pode ser dividido nas seguintes etapas principais:

- 1 – Produção do tetrafluoreto de urânio (UF_4) a partir de uma solução de hidrólise do UF_6 ou dos processos de recuperação de urânio.
- 2 – Produção de pó de U_3Si_2 a partir do UF_4 , via urânio metálico.
- 3 – Produção de núcleos combustíveis a partir de pós de U_3Si_2 e alumínio.
- 4 – Produção de placas combustíveis com núcleos de U_3Si_2 - Al.
- 5 – Montagem de elementos combustíveis.
- 6 – Recuperação do urânio contido em subprodutos e rejeitos na linha de fabricação.
- 7 – Tratamento dos efluentes gerados na linha de fabricação.

O diagrama de blocos simplificado do processo de fabricação de elementos combustíveis adotado pelo IPEN está apresentado na FIG.5. A rota que adota o U_3Si_2 como matéria-prima para a dispersão foi implantada no ano de 2006. O processo de fabricação do combustível inicia-se com o processamento do UF_6 . O UF_6 enriquecido é atualmente obtido do Centro Tecnológico da Marinha, na sua unidade de Aramar (CTM-Aramar), São Paulo-SP, em cilindros tipo 5A, com peso líquido máximo 25 kg.

O UF_6 é transformado em uma solução de fluoreto de uranilo (UO_2F_2) obtida por meio de hidrólise. O UF_6 é transferido para o interior do reator, onde reage com água, hidrolisando-se instantaneamente, formando-se a solução de fluoreto de uranilo. O reator de hidrólise é preenchido com 36 litros de água deionizada, a qual reage com o UF_6 formando a solução de UO_2F_2 . O UF_6 é introduzido no reator de hidrólise por meio de um bico tipo Venturi acionado inicialmente pela recirculação da água deionizada e posteriormente pela recirculação da solução aquosa de fluoreto de uranilo formada. Ao final da operação, obtém-se em torno de 36,5 litros de uma solução de UO_2F_2 com concentração de aproximadamente 60 g de urânio/litro.

A solução de fluoreto de uranilo oriunda do reator de hidrólise é transferida para o reator de precipitação de UF_4 e, neste reator, o urânio contido em solução é reduzido a U^{4+} utilizando-se como agente redutor o cloreto de estanho II, sendo o urânio precipitado na forma de UF_4 .

A suspensão obtida é transferida do reator de precipitação para o sistema de filtração. O UF_4 precipitado contido no filtro é recolhido manualmente, acondicionado em bandejas e introduzido em estufa para retirada da umidade. Posteriormente o UF_4 seco é enviado ao sistema de secagem para retirada da água de cristalização. A retirada da água de cristalização ocorre a temperatura de 400 °C por 3 horas sob fluxo de argônio. Após a operação de secagem, o UF_4 é retirado manualmente e acondicionado em recipiente hermético. O UF_4 obtido é a matéria-prima para a fabricação do urânio metálico e, posteriormente, do U_3Si_2 .

O esquema da FIG.6 ilustra o processo de fabricação do pó de UF_4 a partir do UF_6 . A FIG.7 apresenta uma micrografia eletrônica de varredura ilustrando as características morfológicas do pó de UF_4 obtido [52].

FIGURA 5 – Processo de fabricação de elementos combustíveis do IPEN.

FIGURA 6 – Processo de fabricação de UF_4 .

FIGURA 7 – Micrografia eletrônica de varredura do pó de UF_4 produzido no IPEN.

O pó de UF_4 é utilizado para a obtenção de urânio metálico por meio de uma reação magnesiotérmica em um vaso cilíndrico construído em aço resistente à temperatura, denominado Bomba de Redução. Este urânio metálico é, posteriormente, processado para obtenção do intermetálico U_3Si_2 por fusão por indução, dando origem a um lingote de U_3Si_2 . O pó de UF_4 é pesado e inserido em um misturador (tipo V), instalado no interior de uma caixa de luvas e homogeneizado, garantindo homogeneidade nas suas características físico-químicas. Após essa homogeneização, o magnésio metálico previamente pesado é adicionado ao pó de UF_4 contido no misturador, formando-se a carga de

redução.

A bomba de redução consiste em um vaso cilíndrico, com uma tampa que pode ser refrigerada. O cadinho, confeccionado em grafite pirolítico, é inserido no interior da bomba já devidamente preenchido com a carga de redução (mistura homogeneizada obtida de UF_4 e Mg^0). A bomba carregada é inserida no interior de um forno de redução, tipo poço. A bomba é purgada com argônio durante todo o processo. Inicia-se, então, o processo de aquecimento do forno até a ignição natural da carga, que ocorre em torno de 620°C . A reação de redução ocorre espontaneamente:

Como resultado da vigorosa reação exotérmica, o urânio metálico formado se funde (ponto de fusão de 1130°C) e escorre, favorecido pela sua alta densidade, para o fundo do cadinho de grafite. A escória de MgF_2 separa-se, deslocando-se para a superfície. A redução em si ocorre em poucos segundos. Finalmente, a bomba de redução é retirada do forno por meio de uma talha e é resfriada. Após o resfriamento, a tampa da bomba é retirada e o cadinho de grafite contendo o lingote de urânio metálico e a escória de MgF_2 é, então, desmontado, retirando-se os produtos obtidos. A superfície do lingote é limpa mecanicamente, retirando-se escória aderida superficialmente. Após esta limpeza mecânica, o lingote é decapado em uma solução de ácido nítrico a 10%, sendo, posteriormente, lavado com água corrente e seco ao ar. A FIG.8 ilustra o processo de obtenção de urânio metálico e a FIG.9 apresenta uma fotografia do lingote de urânio metálico obtido [53].

Para a preparação da carga de fusão as massas de grânulos de Si^0 e pedaços de U^0 são pesados na proporção 92,5 % em peso de U^0 e 7,5 % em peso de Si^0 . A fusão é realizada num forno de indução equipado com um sistema de vácuo e controle de atmosfera. A carga é preparada colocando-se os pedaços de U^0 num cadinho de zircônia. O Si^0 é acondicionado entre os pedaços de U^0 . Quando o cadinho é preenchido, o forno é fechado e evacuado e, posteriormente, preenchido com argônio até que seja atingida a pressão de 500 mbar. Depois que a carga é fundida, a mesma é vertida num cadinho de cobre, separando a escória,

o forno é desligado e o banho é solidificado no próprio cadinho. O lingote obtido na fusão é retirado do cadinho. A FIG.10 ilustra o processo de obtenção do lingote de siliceto de urânio.

FIGURA 8 – Processo de fabricação de urânio metálico.

FIGURA 9 – Fotografia ilustrando o lingote de urânio metálico produzido no IPEN

FIGURA 10 – Processo de fabricação de siliceto de urânio.

O lingote de U_3Si_2 é transferido para uma caixa de luvas com atmosfera inerte, de argônio, já que o U_3Si_2 é pirofórico. No interior da caixa de luvas, o lingote é submetido à moagem preliminar, obtendo-se grânulos menores de $850\ \mu m$ com a menor fração de finos ($< 44\ \mu m$) possível. Esta operação é realizada manualmente com o auxílio de um triturador. Uma vez realizada a moagem preliminar, o material é colocado diretamente sobre um conjunto de peneiras, sendo, em seguida, peneirado manualmente. O conjunto de peneiras compreende uma peneira grosseira de abertura $850\ \mu m$, uma peneira de abertura $150\ \mu m$, uma peneira fina de abertura $44\ \mu m$ e um fundo. Os grânulos de diâmetro superior a $850\ \mu m$ são novamente triturados.

A moagem é realizada cuidadosamente, com peneiramentos intermediários para classificação do pó nas faixas $150 - 44\ \mu m$ e menor do que $44\ \mu m$. A fração acima da especificação ($150\ \mu m$) é recolhida num recipiente, sendo enviada novamente para o sistema de moagem. A caixa de luvas contém no seu interior uma máquina de peneiramento vibratório, a qual efetua a separação da fração granulométrica menor do que $44\ \mu m$. A composição do lote de pó de U_3Si_2 é ajustada para um máximo de teor de finos ($44\ \mu m$) de 20 % em peso, que é o especificado. Informações adicionais sobre a fabricação do pó de U_3Si_2 no IPEN podem ser obtidas na literatura [49,52,54]. A FIG.11 apresenta micrografias eletrônicas de varredura ilustrando os aspectos morfológicos do pó de U_3Si_2 produzido no IPEN [55].

FIGURA 11 – Micrografias eletrônicas de varredura do pó de U_3Si_2 produzido no IPEN.

A próxima etapa do processo é a fabricação dos núcleos das placas combustíveis, o qual contém o material físsil, o siliceto de urânio U_3Si_2 . Esse núcleo é obtido por meio de técnicas de metalurgia do pó e é denominado briquete. Inicialmente, a massa e composição do briquete são calculadas com base nos valores analisados de urânio total e enriquecimento isotópico do pó de U_3Si_2 . O critério para o cálculo da massa do briquete é a quantidade do isótopo ^{235}U especificada para a placa combustível e as dimensões do briquete. Com base na massa calculada do briquete, as massas de pó combustível e pó de Al são determinados separadamente e homogeneizadas na proporção que garanta a quantidade de ^{235}U especificada, distribuída uniformemente. Estas cargas de mistura são compactadas a frio e os briquetes são medidos e pesados. As dimensões finais do núcleo da placa combustível acabada são obtidas através da especificação e o volume do núcleo é calculado a partir destes dados pela multiplicação dos valores da espessura, largura e comprimento do núcleo. Isto corresponde ao volume do briquete a ser produzido. A espessura do briquete é obtida pela multiplicação da espessura especificada do núcleo da placa combustível pelo alongamento, assumindo alargamento zero. Para otimização da geometria final do núcleo laminado, o briquete possui cantos arredondados, sendo o volume dos cantos considerado no cálculo do volume e, portanto, da espessura do briquete.

A diferença entre o volume do briquete, obtido como descrito acima, e o volume do pó combustível, determinado pela divisão entre a massa de pó e a

sua densidade, determina o volume de pó de alumínio que deve ser adicionado à massa do briquete. Como a densidade teórica do sistema não pode ser atingida durante a compactação do briquete, o volume de alumínio é reduzido pelo volume de poros que permanecem após a compactação. No caso do combustível U_3Si_2 -Al com $3,0 \text{ gU/cm}^3$, a porosidade residual típica no briquete considerada no cálculo é de 5 % em volume. A massa de U_3Si_2 no briquete é de $84,4 \pm 0,3 \text{ g}$. A massa total do briquete é dada pela massa calculada de pó de material físsil somada à massa calculada de pó de alumínio.

De acordo com o cálculo das massas de U_3Si_2 e de alumínio, os pós são pesados separadamente, preparando-se apenas uma carga por pesagem. A pesagem é realizada em frascos de vidro especialmente projetados para sua instalação no homogeneizador. Uma vez pesados os pós, a carga é homogeneizada no interior de uma caixa de luvas com atmosfera inerte. Esta homogeneização garante que a quantidade especificada de ^{235}U esteja distribuída homogeneamente no briquete a ser compactado. A operação de pesagem é executada com cuidado e, após a homogeneização, o cuidado no manuseio da carga é crítico para evitar-se segregação.

A homogeneização das cargas é realizada utilizando-se um homogeneizador especial com capacidade para homogeneização simultânea de 8 cargas. A duração da homogeneização é de 120 minutos sob rotação de 36 rpm e ângulo de 45° . As cargas já homogeneizadas são compactadas sob temperatura ambiente para obtenção de briquetes, utilizando-se uma prensa hidráulica com capacidade de 700 ton, e que se encontra confinada em caixa de luvas. A pressão de compactação é ajustada para a obtenção da espessura desejada, mantendo-se a porosidade residual entre 5 e 6 % em volume. O frasco contendo a carga homogeneizada é transferido da caixa luvas de homogeneização para a caixa de luvas de compactação. Dentro desta, a carga de um briquete é esvaziada sobre a cavidade da matriz, mantendo-se o punção inferior inicialmente levantado. O pó é distribuído uniformemente na cavidade da matriz de compactação com o auxílio de um aplainador especial para evitar segregação e minimizar a amplitude da espessura do briquete. O punção inferior é abaixado até a sua posição normal durante a compactação. Em seguida, o punção superior é

introduzido e a pressão é aplicada, sendo mantida aproximadamente 15 s. O conjunto da matriz é, então, aberto ejetando-se o punção superior e o briquete, o qual é retirado manualmente. A espessura do briquete é definida com base nas especificações finais válidas para o núcleo da placa combustível. Essa espessura é calculada teoricamente e depois ajustada por meio de testes de fabricação.

Imediatamente antes da sua transferência para ser utilizado na fabricação de placas combustíveis, os briquetes são desgaseificados a vácuo dinâmico de 2×10^{-3} torr numa retorta. A desgaseificação é realizada à temperatura de 250 °C por 1 hora. Após a permanência na retorta de desgaseificação pelo tempo e na temperatura especificada, os briquetes U_3Si_2 -Al são retirados para resfriamento, mantendo-se o sistema de vácuo operando até que a temperatura ambiente seja atingida. Assim, os briquetes que irão compor o núcleo das placas combustíveis estão prontos para a nova fase do processamento, ou seja, a montagem dos conjuntos para laminação. A FIG.12 ilustra o processo de preparação dos briquetes.

FIGURA 12 – Processo de preparação dos briquetes e desgaseificação.

A próxima etapa da fabricação é a laminação das placas combustíveis. Essa é a etapa onde o núcleo U_3Si_2 -Al (briquete) será deformado e isolado por meio de caldeamento. Como é essa etapa do processamento o objeto deste trabalho, a descrição detalhada do processo de laminação das placas combustíveis será apresentada no próximo item. A seguir, o processo de fabricação das placas combustíveis é descrito de forma geral.

A tecnologia de fabricação de placas combustíveis adota a tecnologia de montagem e laminação de um conjunto composto pelo núcleo (briquete), uma placa de moldura e duas placas de revestimento. Obtém-se, assim, após a laminação, uma placa contendo no seu interior o núcleo combustível totalmente isolado do meio ambiente, por meio do perfeito caldeamento entre o núcleo e a moldura com as placas de revestimento. As placas de moldura e revestimento são fabricadas a partir de placas de alumínio comerciais, da liga Al 6061.

Na montagem dos conjuntos, a placa de moldura é aquecida no forno de montagem à temperatura de 440 °C e é encaixada no briquete frio apoiado numa placa de revestimento. Após o resfriamento da moldura, o briquete é fixado na cavidade da moldura por interferência. A outra placa de revestimento é posicionada por cima. Este conjunto montado é preso numa morsa giratória na bancada de soldagem e é soldado em sua borda, fixando-se todos os componentes do conjunto. A soldagem é do tipo TIG com argônio. Deposita-se um cordão contínuo de solda nas 4 arestas do conjunto, deixando-se livre as extremidades para escape do ar nos primeiros passes de laminação. A FIG.13 ilustra o procedimento de montagem dos conjuntos para laminação.

FIGURA 13 – Esquema ilustrativo da montagem do conjunto núcleo-moldura-revestimentos.

Os conjuntos soldados, devidamente identificados, são inseridos no forno de aquecimento de placas por 60 minutos sob temperatura de 440 °C. Cada lote de laminação contém 8 conjuntos. A laminação a quente é realizada em vários passes conforme programa pré estabelecido. Entre cada passe a quente, os conjuntos são reaquecidos por 15 minutos. Maiores detalhes sobre a laminação das placas combustíveis serão discutidos no próximo item.

Após a laminação a quente, para testar a qualidade do caldeamento, é realizado o teste de bolhas (blister test). Este teste é realizado no mesmo forno utilizado na laminação a quente, sob temperatura de 440 °C por 1 hora. Após a retirada do forno, as placas combustíveis são inspecionadas visualmente para observação e registro de bolhas. Placas combustíveis que apresentarem bolhas são registradas como rejeito, sendo processadas quimicamente para a recuperação do urânio contido.

A laminação a frio é realizada no mesmo laminador utilizado para a laminação a quente. Nesta operação a espessura especificada é atingida com precisão. A redução a frio é de aproximadamente 10 % em espessura, aplicada em um ou dois passes. Durante a laminação a frio, o comprimento do núcleo da placa combustível é verificado, garantindo-se o atendimento da especificação de comprimento mínimo do núcleo e a espessura máxima da placa.

Após a laminação a frio, as placas combustíveis são pré-cortadas para facilitação do manuseio durante as operações subseqüentes de aplainamento, radiografias, traçagem e corte final. As placas obtidas na laminação a frio apresentam suas superfícies bastante onduladas, sendo necessária uma operação de aplainamento. Esta operação é realizada utilizando-se um aplainador de rolos, que consiste basicamente de um grupo de cilindros aplainadores e um sistema de ajuste destes cilindros. Apenas um passe é suficiente.

A próxima etapa é o corte final da placa combustível nas dimensões especificadas. Este corte é realizado em guilhotina utilizando-se uma traçagem baseada numa chapa radiográfica, obtida num sistema de radiografia industrial, onde o núcleo é perfeitamente localizado na placa combustível, traçando-se, a partir da posição do núcleo, linhas que orientarão o corte final. A seguir, as placas

combustíveis são desengraxadas em acetona e decapadas numa solução de NaOH a 10 % em peso durante 1 minuto, a 60 °C. Feito isto, elas são lavadas em água corrente durante 1 minuto, neutralizadas em HNO₃ a 40 % em peso durante 1 minuto em temperatura ambiente, lavadas novamente em água corrente por 5 minutos, lavadas em água desmineralizada corrente por 5 minutos (“spray”), lavadas por imersão em água desmineralizada quente e secas manualmente com o auxílio de um secador de jato de ar quente.

A FIG.14 mostra um desenho da placa combustível, ilustrando seu núcleo. A FIG.15 apresenta a seqüência de operações realizadas na fabricação das placas combustíveis.

FIGURA 14 – Esquema ilustrativo da placa combustível laminada.

As placas combustíveis acabadas são caracterizadas dimensionalmente, obtendo-se seu comprimento, largura e espessura. Placas combustíveis que não atendem às especificações dimensionais são rejeitadas e encaminhadas para recuperação do urânio contido.

Após o corte final, são obtidas duas novas radiografias. A primeira tem o objetivo de verificação do posicionamento do núcleo na placa combustível, assim como da verificação de seu comprimento e largura, utilizando-se negatoscópios. A segunda tem por objetivo a verificação da homogeneidade da

distribuição de urânio no núcleo e da sua integridade, assim como a presença de “pontos claros” e partículas físséis fora da zona do núcleo.

FIGURA 15 – Processo de preparação dos conjuntos e laminação.

Para verificação da reprodutibilidade e estabilidade do processo de fabricação de placas combustíveis, as porosidades residuais dos núcleos de todas as placas fabricadas são determinadas utilizando-se o princípio de Archimedes.

A cada 24 placas combustíveis produzidas (3 lotes de laminação), em uma placa combustível é feita a caracterização dos defeitos terminais do núcleo, basicamente espessura do revestimento na zona do “osso de cachorro” (“dog-boning”), inspeção da “zona difusa” (“fish tail”) e geometria do final do núcleo. Esta análise é realizada destrutivamente por meio de metalografia e análise de imagens. Caso a placa escolhida aleatoriamente apresente algum defeito que não atenda às especificações, uma segunda placa combustível do lote de 24 é destruída e analisada. Se o defeito for comprovado, todos os 3 lotes de laminação são rejeitados. Essa análise metalográfica é realizada utilizando-se técnicas usuais de metalografia e equipamentos específicos para este fim. Placas combustíveis rejeitadas nesta fase são encaminhadas para recuperação do urânio contido.

A qualidade do caldeamento entre os componentes do conjunto original é verificada por meio de testes de dobramento. Este teste é realizado em duas ocasiões, após o pré-corte e após o corte final. Neste teste, o material excedente oriundo do corte é extensivamente dobrado em 180° num sentido e dobrado

novamente no sentido inverso. Caso ocorram falhas de caldeamento, estas são facilmente detectadas por inspeção visual após o dobramento. Placas combustíveis rejeitadas nesta fase também são encaminhadas para recuperação do urânio.

Dois tipos de elementos combustíveis são fabricados. O elemento combustível padrão é constituído de 18 placas combustíveis, 2 suportes laterais (direito e esquerdo), 1 bocal, 1 pino de sustentação e 8 parafusos. O elemento combustível de controle é constituído por 12 placas combustíveis, 2 placas suportes laterais (direito e esquerdo), 2 placas guia, 1 bocal, 1 cilindro amortecedor e 12 parafusos. As dimensões de todas as partes que compõem o elemento combustível são rigorosamente controladas.

O processo se inicia com a montagem das placas combustíveis para a formação de um estojo. As placas são fixadas por cravamento nos suportes laterais (direito e esquerdo). Posteriormente, são fixados o bocal e o pino de sustentação, no caso do elemento combustível padrão, e o bocal e o cilindro amortecedor, no caso do elemento combustível de controle. Após a limpeza e a inspeção, os elementos combustíveis são embalados e armazenados até o seu transporte para o reator. A FIG.16 apresenta as etapas do processo de montagem de elementos combustíveis.

FIGURA 16 – Processo de montagem do elemento combustível.

Após a fixação das placas combustíveis nos suportes laterais, formando-se o estojo, o próximo componente a ser instalado é o bocal. O bocal é utilizado para a fixação do elemento combustível na placa matriz do reator. Ele é fixado na extremidade inferior do estojo, montado por meio de parafusos. O bocal é alinhado ao estojo do elemento combustível através de uma operação de ajuste dimensional, utilizando-se mesa de desempenho e traçador de alturas. Os furos no bocal que o fixarão nos suportes laterais já se encontram usinados. A furação para a fixação do bocal nas placas combustíveis externas é usinada com o bocal já fixado nos suportes laterais, com o auxílio da fresadora, sendo preparadas roscas M6. Os parafusos utilizados são de alumínio e já se encontram devidamente limpos e qualificados. O aperto final é realizado após uma caracterização dimensional prévia, verificando-se o alinhamento do bocal no estojo. Caso o alinhamento não atenda à especificação, este é ajustado. No caso do elemento combustível de controle, o procedimento para a fixação do bocal e do cilindro amortecedor é o mesmo descrito acima.

O pino de sustentação é utilizado para a manipulação do elemento combustível padrão no interior da piscina do reator. Ele é instalado na extremidade superior do estojo montado, a qual contém dois furos onde o pino é fixado por meio de rebitamento, sendo que as suas extremidades, contendo cavidades, são deformadas por pressão com o auxílio da fresadora. No caso do elemento combustível de controle, este pino é substituído pelo cilindro amortecedor, que tem a finalidade de amortecimento da barra de controle ou segurança que opera no interior deste tipo de elemento combustível. A FIG.17 ilustra o elemento combustível padrão e seus componentes.

Uma vez qualificado, o elemento combustível é lavado num banho de álcool etílico e seco manualmente com o auxílio de um jato de ar quente. Após esta limpeza, é realizada uma inspeção visual, especialmente no interior dos canais de refrigeração, procurando-se detectar possíveis obstruções causadas por cavacos ou materiais estranhos. Após a lavagem e inspeção, o elemento combustível é transferido para o Reator IEA-R1.

FIGURA 17 – Esquema ilustrativo do elemento combustível fabricado no IPEN.

1.4 – Descrição do processo de laminação da placa combustível

Como mencionado anteriormente, as placas combustíveis consistem de um núcleo contendo o material físsil, que é totalmente revestido com alumínio. São fabricadas adotando-se a tradicional técnica de montagem núcleo, moldura e revestimentos e posterior laminação, técnica conhecida internacionalmente com o nome de “Picture Frame Technique” [4,5,6]. Técnicas de metalurgia do pó são utilizadas na fabricação dos núcleos das placas combustíveis, compostos de cermets ou briquetes, compostos cerâmico-metálicos, utilizando pó de U_3Si_2 enriquecido a 20% no isótopo ^{235}U (material combustível nuclear), em conjunto com pó de alumínio (material estrutural da matriz do núcleo).

As placas combustíveis são as peças mais importantes do elemento combustível tipo MTR, que é um conjunto de 18 a 21 placas combustíveis paralelas entre si, montadas, formando o conjunto denominado elemento combustível. A tecnologia de fabricação das placas combustíveis e a geometria

do elemento combustível é basicamente a mesma para os todos os reatores desse tipo, diferindo apenas nas dimensões da placa combustível e de seu núcleo, principalmente nas espessuras.

Muito pouca literatura descrevendo o processo de laminação de placas combustíveis de dispersão está disponível na literatura. As informações publicadas são antigas, pouco detalhadas e específicas para o combustível de um determinado reator [11,12,13,56]. Além disso, as informações disponíveis são de caráter geral, não informando detalhes dos procedimentos de laminação. Os procedimentos de fabricação de placas combustíveis adotados no IPEN/CNEN-SP foram desenvolvidos empiricamente ao longo dos anos, baseados em informações publicadas na literatura na década de 1960 sobre procedimentos de fabricação dos primeiros combustíveis de dispersão [11,12,13,57], complementadas com informações obtidas em poucos trabalhos publicados no final da década de 1970 até meados da década de 1980 [58,59,60,61].

Informações específicas sobre aspectos da deformação de núcleos de dispersão durante o processo de laminação também são escassas na literatura. Tais informações restringem-se principalmente à evolução da porosidade residual do núcleo durante a laminação, obtidas de estudos de fabricabilidade realizados com o objetivo de aumentar a concentração de U_3O_8 e UAl_x-Al nos combustíveis para os reatores HFIR (High Flux Isotope Reactor) e ATR (Advanced Test Reactor) [61,62,63,64]. A preocupação com a porosidade residual nos núcleos de dispersão, gerando essa série de pesquisas, foi fundamentada no comportamento superior sob irradiação de dispersões de UO_2 em aço inoxidável com o aumento do volume da porosidade residual no núcleo [65], confirmado para o caso da dispersão U_3O_8-Al , que demonstrou menor grau de inchamento durante a irradiação com o aumento da porosidade residual no núcleo de dispersão [66].

Um trabalho anterior realizado no IPEN também abordou o tema do estudo da influência de parâmetros do briquete, tais como porosidade e concentração de U_3O_8 , na porosidade residual e integridade estrutural do núcleo de dispersão U_3O_8-Al de amostras de placas combustíveis fabricadas segundo o procedimento de fabricação adotado no IPEN [67].

Cada projeto de placa combustível adota temperaturas e esquema de redução por passe na laminação especificamente definidos, de modo a controlar os defeitos terminais e as dimensões finais do núcleo da placa combustível. O projeto de passes é determinado através de cálculos teóricos e de dados empíricos obtidos a partir de testes de fabricação. Os procedimentos de fabricação devem garantir o caldeamento e o controle e reprodutibilidade da deformação do núcleo. No IPEN/CNEN-SP, o projeto de passes adotado no caso de placas combustíveis de dispersão U_3Si_2-Al com 3 gU/cm^3 , basicamente prevê uma redução a quente total de cerca de 82 % em espessura, em 9 passes, e um ou dois passes a frio, com redução total de 11 % em espessura, totalizando uma redução de cerca de 84 %, a quente e a frio. O laminador utilizado tem precisão de 0,025 mm, equipado com cilindros de laminação revestidos com cromo, com diâmetro de 127 mm e largura 210 mm. Entre cada passe de laminação a quente, os conjuntos são reaquecidos por 15 minutos. A velocidade de laminação é constante, de aproximadamente 10 metros/minuto. A TAB. 1 apresenta o projeto típico de passes adotados no IPEN/CNEN-SP na laminação de placas combustíveis e a variabilidade do processo de laminação, apresentando-se os valores máximos e mínimos de espessuras e redução porcentual por passe de laminação, obtidos em 10 campanhas típicas de produção.

TABELA 1 – Projeto típico de passes de laminação adotados na fabricação de placas combustíveis no IPEN/CNEN-SP para o reator IEA-R1.

	Passe	Espessura Projetada (mm)	Redução Projetada (%)	Intervalo Espessura Real (mm)	Redução Real (%)	Redução Acumulada (%)
Quente	0	9,24	0	9,24	0	0
	1	6,93	25	7,08-7,24	21,7-23,4	25,0
	2	5,20	25	5,29-5,41	24,3-26,0	43,7
	3	4,42	15	4,50-4,73	12,6-14,9	52,2
	4	3,76	15	3,85-4,02	13,4-15,4	59,3
	5	3,20	15	3,29-3,46	13,1-14,1	65,4
	6	2,72	15	2,75-2,89	15,7-17,6	70,6
	7	2,31	15	2,35-2,50	10,6-15,3	75,0
	8	1,96	15	1,97-2,12	12,6-16,3	78,8
	9	1,67	15	1,70-1,80	12,9-15,6	81,9
Frio	10	1,55	7	1,57-1,59	7,6-11,7	83,2
	11	1,49	4	1,51-1,53	5,0-2,5	83,9

O processo de fabricação das placas combustíveis inicia-se com a montagem dos conjuntos núcleo-moldura-revestimentos. A montagem do núcleo (briquete) na moldura é realizada por interferência. A moldura é aquecida numa mufla a 440 °C. O briquete é posicionado numa das placas de revestimento e a moldura aquecida é encaixada no briquete, obtendo-se um ajuste por interferência quando a moldura é resfriada naturalmente.

A especificação do briquete define suas dimensões de 104,00 a 104,40 mm de comprimento por 58,90 a 59,30 mm de largura. O comprimento é determinado com paquímetro por meio de três medidas. A largura também é determinada com paquímetro por meio de quatro medidas. A sua espessura pode variar de 4,10 a 4,30 mm, garantindo-se uma amplitude máxima de 200 μm , que é a diferença entre a máxima e mínima espessura determinadas em doze pontos. A FIG.18 apresenta os desenhos das placas de moldura, de revestimento e do briquete.

FIGURA 18 – Desenhos do briquete e das placas de moldura e revestimento.

A FIG.19 apresenta fotografias ilustrando a operação de montagem do conjunto núcleo-moldura-revestimentos a ser laminado. A FIG.19A apresenta uma fotografia das placas de moldura e revestimento prontas para a operação de montagem. A FIG.19B apresenta uma fotografia do núcleo de dispersão U_3Si_2-Al (briquete) sendo posicionado sobre uma das placas de revestimento. A FIG.19C apresenta uma fotografia da placa de moldura previamente aquecida sendo montada no núcleo. Essa operação é facilitada pela dilatação da cavidade que irá acomodar o núcleo, propiciando um ajuste de folga negativa quando a moldura se resfria naturalmente no ambiente. O resultado é a eliminação de folgas laterais entre a cavidade da moldura e o núcleo. A outra placa de revestimento é, então, posicionada. A FIG.19-D mostra uma fotografia do conjunto núcleo-moldura-revestimentos montado, preparado para a operação seguinte de soldagem.

(A) – molduras e revestimentos

(B) – posicionamento do briquete

(C) – encaixe da moldura

(D) – conjunto montado

FIGURA 19 – Esquema de montagem dos conjuntos para laminação.

O conjunto montado é preso em um dispositivo de fixação existente no interior de uma caixa de luvas. Esse dispositivo comprime os componentes do conjunto para que as partes fiquem juntas, minimizando as folgas entre a moldura/núcleo e os revestimentos, e, portanto, a quantidade de ar entre os componentes. Esse sistema de fixação também serve como apoio para garantir uma boa eficiência no desenvolvimento do cordão de solda.

Em seguida é efetuada a soldagem, depositando-se um cordão de solda contínuo nas quatro arestas do conjunto, deixando-se livre os cantos para possibilitar a saída do ar existente nas folgas durante os primeiros passes de laminação. A solda é do tipo TIG (Tungsten Inert Gas) com argônio e eletrodo de tungstênio. É utilizada corrente alternada de 150 A. A FIG.20 apresenta fotografias ilustrando o processo de soldagem dos conjuntos.

fixação do conjunto

soldagem TIG

FIGURA 20 – Soldagem dos conjuntos para laminação.

A soldagem é necessária para que os componentes do conjunto não se movimentem entre si durante a laminação. Os conjuntos são montados e soldados individualmente e cada conjunto soldado é colocado em um suporte sobre um carrinho, aguardando os demais para completar um lote de laminação, composto por oito conjuntos. A FIG.21 ilustra os conjuntos soldados, destacando o cordão de solda típico.

FIGURA 21 – Conjuntos soldados prontos para a laminação.

Os conjuntos soldados são inseridos num forno para aquecimento a 440 °C por uma hora. Após o aquecimento, os conjuntos são retirados um a um do forno, iniciando-se o processo de laminação a quente. No interior do forno, os oito conjuntos são acondicionados num suporte de alumínio, posicionados verticalmente, apoiados na sua aresta, evitando-se o contato das superfícies do revestimento com qualquer outra superfície para garantia da qualidade superficial da placa combustível. O forno de aquecimento de placas é aquecido antes do início da laminação, sendo os conjuntos inseridos no forno já na temperatura da laminação a quente, de 440 °C.

A FIG.22 apresenta uma fotografia ilustrando a disposição dos conjuntos no suporte no interior do forno de aquecimento de placas. Oito conjuntos são laminados em cada lote de laminação.

FIGURA 22 - Forno de aquecimento dos conjuntos

Após o aquecimento inicial por uma hora, inicia-se a laminação a quente. Cada conjunto é laminado individualmente segundo o projeto de passes apresentado na TAB. 1. O primeiro conjunto é retirado do forno, laminado, sofre o primeiro passe e retorna ao forno. Em seguida, o segundo conjunto é laminado no primeiro passe, e assim sucessivamente. Após a laminação do oitavo conjunto no primeiro passe, os conjuntos são reaquecidos na temperatura de laminação (440 °C) por 15 minutos, quando reinicia-se o processo de deformação, efetuando-se o segundo passe de laminação. Segundo esse procedimento, são realizados os nove passes de laminação a quente. Nessa fase de fabricação das placas combustíveis, obtém-se o caldeamento, ou a união metalúrgica, entre todos os componentes do conjunto original (núcleo-moldura-revestimentos), resultando numa peça maciça de alumínio com o núcleo perfeitamente isolado no seu centro.

O laminador utilizado é da marca STANAT composto por dois cilindros de 127 mm de diâmetro acionados simultaneamente por um motor de corrente contínua por meio de eixos cardã e cruzetas. Os cilindros têm largura de 210 mm e são revestidos com uma camada de cromo polido para garantir um bom acabamento superficial nas placas combustíveis. Os cilindros são lubrificados com óleo Lubrax CIV-1000, apropriados para laminação a quente. A FIG.23 apresenta fotografias ilustrando a operação de laminação.

entrada da placa combustível

saída da placa combustível

FIGURA 23 – Ilustração da operação de laminação.

O laminador tem uma precisão de um milésimo de polegada, ou 0,025 mm, ajustados manualmente por meio de um volante acoplado a um mostrador mecânico que permite o deslocamento do cilindro superior e, portanto, da distância entre os cilindros de laminação (luz).

No decorrer da laminação, a abertura entre os cilindros é regulada passe a passe através do volante manual. O posicionamento dos cilindros é acompanhado por um primeiro mostrador, denominado “relógio”, que marca o número de voltas em um segundo mostrador de mais precisão, denominado “dial”, graduado com 125 divisões. Cada divisão indica o deslocamento do cilindro superior em 0,025 mm. A TAB. 2 mostra as indicações de posicionamento do cilindro superior na seqüência de passes utilizada na fabricação de placas combustíveis no IPEN/CNEN-SP, incluindo a temperatura e tempo de permanência da placa combustível no forno.

TABELA 2 – Indicações do posicionamento do cilindro superior por passe de laminação.

Passe	Relógio	Dial	Luz (mm)	Temperatura (°C)	Tempo (min)
1	18,0	62	6,93	440	60
2	12,15	80	5,20	440	15
3	10,1	81	4,42	440	15
4	8,1	72	3,76	440	15
5	6,4	110	3,20	440	15
6	4,5	0	2,72	440	15
7	3,45	120	2,31	440	15
8	2,4	113	1,96	440	15
9	1,5	123	1,67	440	10
10	0,8	40	1,55	ambiente	
11	0,7	25	1,49	ambiente	

Devido à diferença entre as propriedades mecânicas do núcleo e do material da moldura e revestimentos, durante a laminação desenvolvem-se defeitos no final do núcleo, denominados defeitos terminais, que é o espessamento do núcleo nas suas extremidades, conhecido como “dogboning”, e a sua deformação desigual nas extremidades, conhecido como “rabo de peixe”, ou “fish tail”. Tais defeitos são inerentes a essa tecnologia de fabricação e devem ser controlados, uma vez que existem especificações para eles.

Outro defeito comum nesse tipo de tecnologia é o aparecimento da “flecha”, que resulta da deficiência do paralelismo entre os cilindros de laminação, ou deformação da “luz”. Isso é comum no caso de laminadores antigos como o utilizado no IPEN/CNEN-SP. Como não existe controle da carga de laminação e os rolamentos são antiquados, quando sob carga, as folgas nos rolamentos não são compensadas igualmente devido ao peso dos eixos cardã e das cruzetas que acionam os cilindros. Quando a carga é imposta, os cilindros de laminação cedem devido às folgas dos rolamentos, porém, de forma desigual devido ao peso do conjunto de acionamento dos cilindros. O resultado final é que as placas deformam-se de modo desigual nas suas laterais, resultando num alongamento maior no lado em que a distância entre os cilindros é menor, onde se encontra o sistema de acionamento. O resultado é o aparecimento da “flecha”. Como não é

possível controlar independentemente as posições das extremidades do cilindro de laminação, como é nos laminadores modernos, é impossível corrigir esse defeito, ou garantir o paralelismo entre os cilindros sob carga.

Todos esses defeitos são corrigidos por meio de um esquema de rotação das placas combustíveis entre os passes de laminação. Esse esquema de rotação consiste em girar a placa, após cada passe de laminação, em 180° no sentido da largura e 180° no sentido do comprimento. Esse movimento é feito simultaneamente no intervalo de cada passe de laminação.

Os conjuntos a serem laminados são identificados com um número e com a letra X na sua superfície superior e com o mesmo número na sua superfície inferior. Como superfície superior, entende-se a superfície do conjunto que estará em contato com o cilindro de laminação superior, e vice-versa. Isso é realizado para o controle do esquema de rotação. Dessa forma, o primeiro conjunto recebe a marca 1X na sua superfície superior e a marca 1 na sua superfície inferior. O segundo conjunto a ser laminado recebe a marca 2X na sua superfície superior e a marca 2 na sua superfície inferior, até a marca 8X e 8 no oitavo conjunto a ser laminado, que é a quantidade de conjunto laminados por lote de laminação. Esse tipo de identificação permite ao operador o controle de rotações na laminação, desde o primeiro até o último passe.

No primeiro passe, a marca 1X (primeiro conjunto a ser laminado) deve estar na superfície superior do conjunto, na extremidade inversa da “mordida” (entrada da laminação). Na superfície inferior, o número (sem o X) estará na extremidade da mordida, como ilustra a FIG.24.

Para o segundo passe dá-se um giro de 180° no sentido longitudinal e 180° no sentido transversal. Essas rotações são realizadas simultaneamente na saída do conjunto do passe de laminação, sendo reinserido no forno já na posição de entrada para o segundo passe. Após a rotação a marca 1X para o segundo passe fica na superfície inferior, à direita da placa, próxima à “mordida”, e a marca 1 fica na superfície superior, à esquerda da placa, na extremidade oposta à “mordida”. A FIG.25 mostra o programa de rotação.

FIGURA 24 – Ilustração da identificação dos conjuntos na de laminação.

FIGURA 25 – Ilustração do programa de rotação dos conjuntos na de laminação.

Para o terceiro passe segue-se o mesmo procedimento, girando-se o conjunto 180° na direção do comprimento e 180° na direção da largura, obtendo-se novamente a posição de entrada no primeiro passe. No quarto passe, a posição de entrada é a mesma do segundo, e assim sucessivamente. Passes ímpares terão a mesma posição de entrada do primeiro passe e passes pares terão a mesma posição de entrada do segundo passe.

Por meio desse programa de rotação da placa combustível durante a laminação, consegue-se minimizar os defeitos terminais de espessamento do núcleo (dog boning) e rabo de andorinha, além de controlar a flecha. A FIG.26 ilustra o programa completo de rotações que são efetuadas nas placas combustíveis durante a laminação.

FIGURA 26 – Programa de rotação completo das placas combustíveis na laminação.

Após o nono passe de laminação a quente, as placas são submetidas ao teste de bolhas (blister test), que consiste num tratamento térmico à temperatura de 440 °C por uma hora. Esse teste tem o objetivo de detectar falhas de caldeamento, ou ligação metalúrgica, entre os componentes da placa combustível, ou seja, núcleo e revestimentos. Caso existam falhas, bolhas serão formadas. Qualquer material orgânico que porventura for incorporado durante o processo é detectado neste teste. Após o teste de bolhas, as placas combustíveis são resfriadas e suas superfícies são inspecionadas para verificação da existência de bolhas. A detecção de bolhas com diâmetro superior a 3 mm fora da região do núcleo causa a rejeição da placa combustível. O aparecimento de bolhas de qualquer tamanho na região do núcleo também causa a rejeição da placa combustível.

O processo final de laminação da placa combustível é a laminação a frio, que tem por finalidade atingir com precisão a espessura final especificada para a placa combustível e impor ao material certo grau de encruamento para aumentar a resistência mecânica da placa combustível acabada. Essa operação é realizada no mesmo laminador e a redução total a frio é de cerca de 10%. No primeiro passe de laminação a frio (ou décimo passe), a placa é inserida mantendo-se o esquema de rotação (passe par). No segundo passe a frio não é realizado o programa de rotação e, nesse passe, é realizada a correção final da flecha, a critério do operador. O operador verifica a existência e a orientação da flecha antes do segundo passe a frio e efetua a rotação necessária para corrigi-la. A FIG.27A ilustra a placa combustível bruta após a laminação a frio. Nesse estágio, é realizado um pré-corte para que seja obtida uma radiografia, chamada de radiografia de localização, a qual vai orientar o corte final da placa combustível. Com o auxílio da radiografia de localização é efetuada a traçagem da placa combustível, onde são traçadas linhas de orientação para o corte final. O corte final é realizado em uma guilhotina. Uma última radiografia é obtida para medição das dimensões internas da placa combustível, verificando-se a centralização do núcleo. A FIG.27B mostra a placa combustível após o pré-corte e a FIG.27C mostra uma fotografia da placa combustível com suas dimensões finais.

FIGURA 27 – Três estágios da placa combustível.

A – bruta de laminação

B – pré-corte

C – dimensões finais

Os defeitos terminais típicos do núcleo são o seu espessamento, conhecido como osso-de-cachorro ou “dog boning”, e a zona difusa, defeito conhecido como rabo-de-andorinha ou rabo de peixe (“fish tail”). Esses defeitos são típicos da tecnologia de fabricação de placas combustíveis de dispersão, e são inevitáveis. O terceiro tipo de defeito, a flecha, ocorre dependendo do equipamento utilizado na laminação das placas combustíveis, o laminador. Esses defeitos estão representados esquematicamente na FIG.28.

FIGURA 28 – Defeitos típicos do processo de fabricação de placas combustíveis.

A especificação da placa combustível define valores para as espessuras dos revestimentos e do núcleo, conforme mostra a TAB. 3. Os valores especificados são diferentes para a zona central do núcleo, denominada Zona 1, e para a zona de defeitos terminais, denominada Zona 2 ou Zona de defeitos. Não

existem especificações referentes à zona difusa, a não ser o seu comprimento máximo, de 50 mm, como ilustra a FIG.29. A existência da flecha interfere na medida da largura do núcleo, a qual é especificada, conforme ilustra a FIG.29.

TABELA 3 – Valores especificados para a espessura e revestimento do núcleo combustível.

	ZONA 1	ZONA 2
Espessura do núcleo (mm)	$0,76 \pm 0,05$	max 1,07
Espessura do revestimento (mm)	0,30 a 0,46	min 0,25

FIGURA 29 – Desenho esquemático especificando as regiões denominadas Zona 1 e Zona 2 para as placas combustíveis.

As espessuras dos revestimentos e do núcleo são determinadas por meio de metalografia e análise de imagem. Para a realização dessas determinações, como se trata de um método destrutivo, uma placa é destruída a cada lote de 24 placas combustíveis fabricadas. Apesar de não estarem especificadas características microestruturais da dispersão do núcleo, são obtidas micrografias ópticas para arquivo.

Uma radiografia também é obtida para verificação da integridade estrutural do núcleo e da qualidade da homogeneidade da distribuição de urânio no núcleo da placa combustível.

2 - FUNDAMENTAÇÃO

Como mencionado anteriormente, muito pouca informação sobre procedimentos de fabricação de combustíveis de dispersões está disponível na literatura. Trabalhos específicos sobre a evolução de parâmetros do núcleo em função da deformação na laminação restringem-se ao estudo da evolução da porosidade de núcleos U_3O_8 -Al e UAl_x -Al em função da deformação na laminação.

O processo de laminação atualmente implantado no IPEN foi desenvolvido empiricamente, com base em informações obtidas na literatura, as quais foram usadas como premissas para a definição dos atuais procedimentos de operação. Por essa razão, apesar do processo de laminação atual estar perfeitamente estável e altamente reprodutivo, ele não está bem caracterizado e, portanto, não é totalmente conhecido.

A perfeita caracterização do processo de laminação das placas combustíveis é importante para que se possa rapidamente adequar o processo a novas especificações, no caso de combustíveis para uso em outros reatores de pesquisas, como é o caso do novo reator de pesquisas brasileiro, o Reator Multipropósito Brasileiro – RMB. Além disso, os resultados deste trabalho auxiliam a entender e corrigir possíveis desvios que possam eventualmente ocorrer no processo de fabricação de placas combustíveis.

2.1 – Objetivo Geral

Tendo em vista o exposto acima, o objetivo geral deste trabalho é a caracterização do processo atualmente adotado pelo Centro do Combustível Nuclear – CCN do IPEN-CNEN/SP para a fabricação, por laminação, de placas combustíveis a base da dispersão U_3Si_2 -Al, com densidade de urânio de $3,0 \text{ gU/cm}^3$. Este tipo de combustível, além de suprir o reator IEA-R1, também deverá compor a primeira carga de combustível do reator RMB, o qual tem especificações dimensionais, tanto para a placa combustível como para seu núcleo, diferentes das vigentes para o combustível do reator IEA-R1.

2.2 – Objetivos Específicos

Os objetivos específicos são a caracterização dos aspectos da placa combustível de interesse tecnológico, a cada passe de laminação, obtendo-se informações sobre a evolução destes aspectos ao longo da deformação da placa combustível durante o processo de conformação mecânica. Os aspectos de interesse tecnológico que são objetos deste estudo são:

- 1 – comprimento e largura do núcleo da placa combustível,
- 2 – espessura dos revestimentos da placa combustível na região do núcleo,
- 3 – espessura do núcleo da placa combustível,
- 4 – espessamento do núcleo da placa combustível na sua extremidade, defeito conhecido como “osso de cachorro” ou “dog boning”,
- 5 – geometria da extremidade do núcleo da placa combustível, defeito conhecido como “rabo de andorinha” ou “fish tail”,
- 6 – caldeamento entre núcleo e revestimentos,
- 7 – Evolução da microestrutura da dispersão (distribuição do tamanho das partículas de U_3Si_2 e da fração volumétrica de vazios no núcleo).

Todos esses parâmetros são importantes sob o ponto de vista de fabricação e qualificação de placas combustíveis, sendo a maior parte deles parâmetros especificados. O conhecimento de como esses parâmetros evoluem durante a deformação do núcleo é uma base tecnológica que permite rápidas correções de desvios do processo atual de fabricação e suas eficientes adequações às mudanças na especificação das placas combustíveis que envolvam variações de geometria.

3 - METODOLOGIA

Foram produzidos 13 briquetes de dispersões U_3Si_2-Al , com densidade de urânio de $3,0 \text{ gU/cm}^3$, segundo o processo de laminação descrito no item 1.4, conforme as especificações vigentes. Este é o tipo de combustível que atualmente é produzido rotineiramente para uso no reator IEA-R1. Essa densidade de urânio deverá também ser usada no combustível que comporá a primeira carga do novo reator de pesquisas RMB, porém com modificações nas especificações dimensionais do núcleo e da placa combustível.

Dos 13 briquetes produzidos, 11 foram montados nos conjuntos núcleo-moldura-revestimento e foram laminados conforme o procedimento descrito no item 1.4. Uma placa foi retirada após cada passe de laminação, obtendo-se uma amostra em cada etapa da deformação do conjunto. Um dos briquetes, denominado B0, foi caracterizado após a compactação, sem ser submetido ao processo de laminação. Outro briquete, denominado B12, foi utilizado para montar um conjunto que foi submetido ao processo de laminação aplicando todos os passes, sendo que após cada passe foram caracterizados por meio de radiografia o comprimento e largura do núcleo, determinando-se também a porosidade. Isso foi realizado para acompanhamento, num mesmo briquete de partida, das características do núcleo que puderam ser estudadas por meio de técnica não destrutiva, através de radiografia.

A caracterização do briquete designado B0 forneceu informações dimensionais e microestruturais do núcleo inicial, tais como, comprimento, largura, espessura, distribuição granulométrica do material físsil e porosidade.

Foi caracterizada a evolução dos parâmetros dimensionais das amostras em função da deformação total ocorrida na etapa de laminação na qual a amostra foi retirada. Como todos os briquetes atenderam à especificação vigente, sendo fabricados rigorosamente segundo procedimentos bem estabelecidos, as amostras obtidas após cada passe de laminação representam a situação de uma placa combustível naquela fase do processo de laminação. A TAB. 4 apresenta as principais características dos briquetes que originaram as amostras produzidas, retiradas nas diferentes etapas da laminação.

TABELA 4 – Características dos briquetes fabricados

Briq.	Massa (g)	Larg. (mm)	Comp. (mm)	Espessura (mm)		Amplitude (μm)	Vol (cm^3)	Porosid. (%vol)	Dens. U (gU/cm^3)
				min	max				
B 0	131,14	59,14	104,18	4,14	4,32	180	25,67	5,37	3,05
B 1	131,13	59,16	104,18	4,16	4,27	110	25,71	5,56	3,04
B 2	131,15	59,15	104,18	4,15	4,31	160	25,75	5,74	3,04
B 3	131,30	59,13	104,17	4,17	4,29	120	25,74	5,56	3,04
B 4	131,22	59,16	104,20	4,13	4,33	200	25,83	5,93	3,03
B 5	131,24	59,14	104,20	4,10	4,30	200	25,76	5,74	3,04
B 6	131,19	59,12	104,17	4,18	4,24	060	25,65	5,37	3,05
B 7	131,17	59,14	104,17	4,15	4,28	130	25,68	5,37	3,05
B 8	131,19	59,13	104,17	4,15	4,30	150	25,68	5,37	3,05
B 9	131,23	59,13	104,17	4,12	4,28	160	25,62	5,19	3,05
B10	131,21	59,12	104,16	4,16	4,27	110	25,66	5,37	3,05
B11	131,22	59,14	104,18	4,17	4,24	070	25,65	5,19	3,05
B12	131,25	59,13	104,18	4,30	4,12	180	25,65	5,19	3,05

O briquete designado B0 não foi laminado, fornecendo informações sobre o núcleo original. Os briquetes designados B1-11 foram utilizados para laminação dos conjuntos que geraram os núcleos que foram retirados e caracterizados após os passes de laminação de 1 a 11, respectivamente. O briquete B12 foi utilizado para acompanhamento do comportamento do mesmo núcleo em cada passe de laminação, não destrutivamente, por meio de radiografia.

O pó de U_3Si_2 utilizado neste trabalho foi obtido a partir de um lingote de U_3Si_2 fabricado por fusão por indução, sendo moído manualmente em caixa de luvas com atmosfera inerte, de argônio, já que o U_3Si_2 é pirofórico. A moagem foi realizada com peneiramentos intermediários de forma a separarem-se duas frações granulométricas, entre 150 e 44 μm e abaixo de 44 μm (finos). A especificação permite a existência de, no máximo, 20 % em peso de finos (partículas menores do que 44 μm) no lote de pó a ser usado na fabricação da placa combustível. O lote fabricado para uso neste trabalho foi caracterizado química e fisicamente para sua qualificação em relação à especificação vigente. Os resultados estão apresentados na TAB. 5. A FIG.30 apresenta micrografias eletrônicas de varredura do pó de U_3Si_2 utilizado neste trabalho.

TABELA 5 – Características do pó de U_3Si_2 utilizado neste trabalho.

Impurezas		
Elemento	Especificado (ppm)	Resultado (ppm)
Al	600	172
B	10	< 0,40
C	2000	385
Cd	10	< 0,1
Co	10	< 0,4
Cu	2000	31,4
Fe + Ni	1500	432
Zn	1000	12,3
Li	10	< 0,1
N	2500	7
O	7000	273
H	200	43,2
Outros Elementos		
Cr	-	60,6
Mn	-	74,5
Mg	-	5,67
Pb	-	6,5
Sn	-	149,5
V	-	< 0,10
Ba	-	< 0,20
Th	-	< 10
Ca	-	2
Mo	-	< 3
Individual	≤ 500	-
Total	≤ 2500	1678,87
Composição		
Elemento	Especificado (%)	Resultado (%)
Si	7,4 – 7,9	7,81
Densidade		
Especificado (g/cm^3)		Resultado (g/cm^3)
> 11,7		12,0
Área de Superfície Específica		
Especificado (m^2/g)		Resultado (m^2/g)
< 0,15		0,024

FIGURA 30 – Micrografia eletrônica de varredura do pó de U_3Si_2 utilizado.

O pó de alumínio utilizado na preparação das dispersões é proveniente da ALCOA com identificação ALCOA 1409. Esse pó foi peneirado em peneira de malha 325 mesh (abertura 44 μ m) e o pó passante (< 44 μ m) foi utilizado como material da matriz das dispersões.

A FIG.31A apresenta a distribuição granulométrica do pó de alumínio recebido da ALCOA, antes do peneiramento e a FIG.31B apresenta micrografias ilustrando a morfologia do pó utilizado.

FIGURA 31 – Características do pó de alumínio utilizado neste trabalho.

A TAB. 6 apresenta as espessuras dos conjuntos retirados após cada passe de laminação e as reduções em espessura efetivamente realizadas em cada conjunto. Comparando os dados dessa tabela com os da TAB. 1 verifica-se que as amostras retiradas são representativas do procedimento típico de fabricação de placas combustíveis adotado no CCN. Dessa forma, além de uma amostra do briquete original, foram obtidas 11 amostras de placas combustíveis, retiradas após cada passe de laminação.

TABELA 6 – Laminação das amostras, valores de espessura e reduções efetuadas.

	Passe	Amostra	Espessura (mm)	Redução no Passe (%)	Redução Acumulada (%)
quente	0	B0	9,24	0	0
	1	P1	7,20	22,1	22,1
	2	P2	5,35	25,7	42,1
	3	P3	4,60	14,0	50,2
	4	P4	3,95	14,1	57,3
	5	P5	3,38	14,4	63,4
	6	P6	2,80	17,2	69,7
	7	P7	2,45	12,5	73,5
	8	P8	2,05	16,3	77,8
	9	P9	1,75	14,6	81,1
frio	10	P10	1,57	10,3	83,0
	11	P11	1,53	2,5	83,4

As amostras foram radiografadas para medição do comprimento e largura do núcleo. As espessuras do núcleo e do revestimento das amostras, assim como a qualidade do caldeamento e avaliação dos defeitos terminais, espessamento do núcleo e geometria das suas extremidades, foram determinadas por meio de metalografia. Das amostras fabricadas, foram retiradas quatro amostras para preparação metalográfica, duas das extremidades e duas da zona central do núcleo, sendo uma na direção longitudinal e uma na direção transversal, como ilustra a FIG.32.

Por meio de metalografia foram realizadas as medições de espessura do núcleo e dos revestimentos. Além disso, foram realizadas as avaliações dos defeitos terminais, ou seja, espessamento do núcleo (dog boning) e geometria da zona difusa (rabo de andorinha ou rabo de peixe). Também, por meio dessas

amostras metalográficas, foi possível acompanhar a evolução da microestrutura da dispersão ao longo do processo de deformação do núcleo.

FIGURA 32 – Plano de amostragem para retirada de amostras para análise metalográfica.

O briquete denominado B12, após o primeiro passe de laminação, foi retirado para medição de seu comprimento e largura através de radiografia. Em seguida voltou ao processo de laminação para sofrer o segundo passe e ser retirado novamente para radiografia e medições. Esse procedimento foi mantido até o passe final (P11). O programa de reduções desse briquete (B12) está apresentado na TAB. 7.

TABELA 7 – Programa de laminação do briquete B12.

	Passe	Espessura (mm)	Redução no Passe (%)	Redução Acumulada (%)
quente	0	9,35	0	0
	1	7,25	22,5	22,5
	2	5,28	27,2	43,5
	3	4,53	14,2	51,6
	4	3,93	13,3	58,0
	5	3,37	14,3	64,0
	6	2,70	19,9	71,1
	7	2,35	13,0	74,9
	8	2,05	12,8	78,1
	9	1,81	11,7	80,6
frio	10	1,61	11,1	82,8
	11	1,53	5,0	83,6

A densidade do núcleo foi determinada geometricamente com o auxílio das radiografias. A área do núcleo foi determinada por meio de radiografia. O volume do núcleo foi calculado considerando-se o valor da espessura do núcleo obtido por metalografia. Os valores das áreas dos cantos da radiografia, como ilustra o detalhe (1) da FIG.33, foram considerados no cálculo da área do núcleo. Esses cantos arredondados são oriundos do formato do briquete.

FIGURA 33 – Cantos arredondados (1) considerados para desconto.

A partir do quinto passe, a densidade do núcleo foi determinada também pelo método hidrostático, aplicando-se o princípio de Arquimedes. Esse método foi aplicado apenas a partir do quinto passe de laminação, onde os conjuntos apresentavam bom caldeamento.

Por meio de metalografia e análise de imagem, foram determinadas as frações volumétricas de vazios e as distribuições de tamanho das partículas de U_3Si_2 dos núcleos obtidos em cada passe de laminação.

Os comprimentos dos núcleos foram determinados diretamente da radiografia com auxílio de uma escala com precisão de $\pm 0,5$ mm. A largura dos mesmos também foi determinada a partir das radiografias com auxílio de um paquímetro com precisão $\pm 0,1$ mm.

A preparação das amostras por metalografia compreendeu embutimento em resina epóxi, a frio, e lixamento com lixas de grana 320, 400,

600 e 1200, sucessivamente. Após o lixamento, as amostras foram polidas automaticamente por 2 minutos em pasta de diamante de 6 e 3 μm , seguido de polimento em suspensão de sílica coloidal em água, com partículas de 0,06 μm , por 5 minutos.

A determinação da flecha, que consiste em uma distorção da aresta longitudinal do núcleo, foi realizada analisando-se a radiografia, medindo-se a distância entre a linha de tangência da aresta do núcleo e o ponto mais distante da lateral do núcleo (na mesma face de tangencia longitudinal), como ilustra a FIG.34. Por não ser um ensaio destrutivo, a flecha foi determinada desde o primeiro passe de laminação.

FIGURA 34 – Esquema de determinação da flecha a partir da radiografia.

4 - RESULTADOS E DISCUSSÃO

Como mencionado anteriormente, o combustível dos reatores de pesquisas é formado pela montagem de placas combustíveis, as quais contêm o material físsil, formando um estojo, com tipicamente 18 a 21 placas paralelas, que se encaixa na placa matriz do caroço do reator por meio de um bocal. A placa combustível contém um núcleo combustível de dispersão que é caracterizado por conter partículas físseis de um composto de urânio disperso o mais homoganeamente possível numa matriz inerte, ou não-físsil, de um metal, normalmente alumínio, o qual tem a função de retirar o calor gerado na fissão, transferindo-o ao meio refrigerante do reator, e promover a rigidez mecânica da placa combustível.

A placa combustível é fabricada por laminação a partir de um conjunto composto por núcleo de dispersão e revestimentos superior e inferior. Os componentes desse conjunto deformam-se simultaneamente durante a laminação, porém não uniformemente, devido principalmente às diferenças entre as propriedades mecânicas do núcleo e dos revestimentos.

Os aspectos relevantes da deformação dos componentes da placa combustível, do seu núcleo e dos seus revestimentos superior e inferior, são o comprimento e largura do núcleo combustível, as espessuras do núcleo e dos revestimentos na Zona 1 e na Zona 2 (espessamento ou “dog boning”), o caldeamento entre o núcleo e os revestimentos, a caracterização da zona difusa e a evolução da microestrutura da dispersão com a deformação, em termos de distribuição de tamanho de partículas e porosidade. Todos esses aspectos foram estudados e os resultados estão apresentados e discutidos a seguir.

4.1 – Comprimento e largura do núcleo da placa combustível

Durante a laminação, a placa combustível sofre alongamento, em maior grau, e alargamento, pequeno, mas não desprezível. Como a largura e o comprimento do núcleo da placa combustível acabada devem atender às especificações vigentes, o conhecimento destes valores em função da redução em espessura é uma ferramenta importante, uma vez que são dados que podem

subsidiar novos projetos de combustíveis ou alterações de projetos existentes. A TAB. 8 apresenta os dados de comprimento (C) e largura (L) do núcleo da amostra B12, laminada continuamente e avaliada após cada passe de laminação efetuado, obtidos a partir das radiografias. A TAB. 9 apresenta os dados de comprimento (C) e largura (L) dos núcleos das amostras que foram retiradas após cada passe de laminação, para análise destrutiva, originadas a partir de briquetes diferentes, designados B1 a 11.

Foram calculados os fatores de alongamento (FC), dados por C_f/C_o , e de alargamento (FL), dados por $(L_f-L_o)/L_o$, onde C_f é o comprimento após o passe de laminação, C_o é o comprimento inicial do briquete, L_f é a largura após o passe de laminação e L_o é a largura inicial do briquete. Também foram calculados os fatores de alongamento e alargamento em cada passe específico, tomando-se o valor de C_o e L_o como o comprimento e largura do passe anterior, respectivamente. Os valores de comprimento considerados foram a média de três medições realizadas ao longo do comprimento do núcleo, a primeira a uma distância de 10 mm da borda do núcleo, a segunda no eixo central ao longo do comprimento do núcleo e a terceira a uma distância de 10 mm da borda oposta do núcleo. As medições de largura foram efetuadas também em três eixos transversais, a 20 mm da extremidade, no centro e a 20 mm da extremidade oposta do núcleo, considerando-se a média das medidas.

TABELA 8 – Comprimento e largura da amostra B12 ao longo dos passes de laminação, e respectivos alongamentos e alargamentos.

	Amostra Passe	R_{passe} (%)	R_{acum} (%)	C (mm)	FC_{passe}	FC_{acum}	L (mm)	FL_{passe} (%)	FL_{acum} (%)
quente	B12	0	0	104,2	1,00	1,00	59,14	0	0
	passe 1	22,5	22,5	131,5	1,26	1,26	60,40	2,13	2,13
	passe 2	27,2	43,5	175,0	1,33	1,68	60,46	0,10	2,23
	passe 3	14,2	51,6	203,0	1,16	1,95	60,54	0,13	2,37
	passe 4	13,3	58,0	235,5	1,16	2,26	60,57	0,05	2,42
	passe 5	14,3	64,0	271,5	1,15	2,61	60,68	0,18	2,60
	passe 6	19,9	71,1	334,5	1,23	3,21	60,76	0,13	2,74
	passe 7	13,0	74,9	388,0	1,16	3,72	60,78	0,03	2,77
	passe 8	12,8	78,1	442,0	1,14	4,24	60,80	0,03	2,81
	passe 9	11,7	80,6	506,0	1,14	4,86	60,85	0,08	2,89
frio	passe 10	11,1	82,8	563,0	1,11	5,40	60,89	0,07	2,96
	passe 11	5,0	83,6	595,0	1,06	5,71	60,91	0,03	2,99

R_{passe}= Redução no passe

R_{acum}= Redução acumulada

TABELA 9 – Comprimento e largura das amostras retiradas após os passes e respectivos alongamentos e alargamentos.

	Amostra	R _{passe} (%)	R _{acum} (%)	C (mm)	FC _{passe}	FC _{acum}	L (mm)	FL _{passe} (%)	FL _{acum} (%)
quente	B0	0	0	104,2	1,00	1,00	59,14	0	0
	P1	22,1	22,1	133,3	1,28	1,28	60,36	2,10	2,10
	P2	25,7	42,1	186,5	1,40	1,79	60,47	0,09	2,22
	P3	14,0	50,2	203,5	1,09	1,95	60,55	0,12	2,39
	P4	14,1	57,3	235,5	1,16	2,26	60,57	0,06	2,38
	P5	14,4	63,4	277,0	1,18	2,66	60,70	0,19	2,60
	P6	17,2	69,7	333,0	1,20	3,20	60,77	0,12	2,77
	P7	12,5	73,5	382,0	1,15	3,67	61,15	0,64	3,39
	P8	16,3	77,8	449,0	1,18	4,31	61,14	-0,02	3,40
	P9	14,6	81,1	523,0	1,16	5,02	60,78	-0,59	2,79
frio	P10	10,3	83,0	586,0	1,12	5,63	60,91	0,21	3,03
	P11	2,5	83,4	605,0	1,03	5,81	60,71	-0,33	2,67

R_{passe}= Redução no passe

R_{acum}= Redução acumulada

A FIG.35 apresenta a variação do fator de alongamento em função da redução em espessura acumulada sofrida pela amostra durante a laminação. Nessa figura estão apresentados os resultados obtidos pela amostra B12 (laminação contínua) e pelas amostras retiradas após cada passe de laminação, originadas por diferentes briquetes. Essa variação pode ser representada por uma função exponencial, expressa pela equação 1, cujo fator de determinação é 0,996. Essa equação foi obtida a partir dos dados originados da amostra B12, laminada continuamente a partir do mesmo briquete. Contudo, essa mesma lei exponencial, com variação nos valores muito pequena (1,14, 0,04 e 18,08) e no coeficiente de determinação (0,995), também expressa a correlação entre os fatores de alongamento das amostras retiradas durante a laminação, a partir de diferentes briquetes (B1 a B11). Isso mostra que o fator de alongamento não é alterado pelas pequenas variações nas dimensões dos briquetes, permitidas pela especificação.

$$FC = 1,12 + 0,04 \cdot e^{RA/17,55} \quad (1)$$

onde : FC = fator de alongamento (C_f/C_0) (acumulado)

RA = redução acumulada (%)

FIGURA 35 – Fator de alongamento acumulado do núcleo da placa combustível em função da deformação acumulada na laminação.

Nota-se que os fatores de alongamento por passe tendem a ser diretamente proporcionais à redução sofrida no respectivo passe, como ilustra o gráfico da FIG.36 e a equação 2, construído com os dados da amostra laminada continuamente a partir do briquete B12. Nesse caso, nas amostras obtidas a partir de diferentes briquetes (B1 a B11), retiradas após os passes de laminação, observou-se uma maior dispersão dos resultados, com dois pontos bastante fora da reta, o que diminui o fator de determinação de 0,994 para 0,945. Esse comportamento possivelmente é decorrente das variações dimensionais, permitidas pelas especificações dos briquetes, molduras e revestimentos que originaram as amostras, já que se tratam de amostras diferentes.

$$FC = 0,994 + 0,012 \cdot RP \quad (2)$$

onde : FC = fator de alongamento (C_f/C_0)

RP = redução no passe (%)

FIGURA 36 – Fator de alongamento do núcleo da placa combustível em função da deformação no passe de laminação.

A variação do fator de alargamento em função da deformação na laminação está apresentada na FIG.37. Observa-se que no primeiro passe de laminação ocorre um ajuste da largura do núcleo à largura da cavidade da matriz. Isso também deve ocorrer no caso do alongamento, mas não é perceptível, tendo em vista os seus valores elevados quando comparados aos valores do alargamento. Como mostra o gráfico da FIG.37, no primeiro passe de laminação ocorre um grande alargamento, em torno de 2 %, causado por um ajuste da largura do briquete à largura da cavidade da moldura. Após esse ajuste inicial, o fator de alargamento evolui de forma análoga ao fator de alongamento, também variando exponencialmente em função da redução em espessura acumulada. A equação 3 apresenta a expressão que representa a variação do fator de alargamento em função da deformação na laminação.

$$FL = 1,84 + 0,05 \cdot e^{RA/41,47} \quad (3)$$

onde : FL = fator de alargamento $[(L_f - L_0)/L_0]$ (%)

RA = redução acumulada (%)

FIGURA 37 – Fator de alargamento acumulado do núcleo da placa combustível em função da deformação acumulada na laminação.

No caso do alargamento, nas amostras obtidas a partir de diferentes briquetes, observou-se uma grande dispersão nos resultados, ao contrário dos dados obtidos da amostra laminada continuamente, os quais originaram a equação exponencial da equação 3, com coeficiente de determinação de 0,988. Isso é causado pelos diferentes ajustes dos briquetes nas cavidades das molduras, uma vez que o alargamento é mais sensível a essas diferenças de ajuste do que o alongamento. Outra causa possível e provável são desvios do perpendicularismo entre a placa e os cilindros de laminação. Se a placa combustível não entra na mordida perfeitamente perpendicular, seu alargamento será tanto maior quanto maior for o desvio da perpendicularidade. Como essa operação de alimentação nos cilindros de laminação é manual, por meio do apoio da placa combustível num suporte lateral existente na mesa de laminação, portanto dependente do operador, essa dispersão nos fatores de alargamento é explicada. Nota-se que a dispersão aumenta conforme aumenta o comprimento do núcleo, nos passes mais adiantados (a partir do sexto passe), quando os desvios de perpendicularismo são mais acentuados.

A FIG.38 apresenta os fatores de alargamento em função da deformação por passe de laminação. A dispersão dos resultados no caso das amostras obtidas de diferentes briquetes aparece mais acentuadamente, inclusive com valores de alargamento negativos, o que seria impossível no caso de um processo de laminação contínua, de um mesmo briquete. Como o cálculo do fator de alargamento por passe de laminação é baseado na largura do núcleo da placa retirada no passe anterior, que pode ter sofrido desvio de perpendicularismo, e, portanto, ter sofrido alargamento anormal, esse valor pode tornar-se negativo, como constatado no gráfico da FIG.38. Como esperado, os resultados do fator de alargamento referentes à placa laminada continuamente apresentam menor dispersão, porém com correlação linear com a deformação sofrida por passe de laminação sensivelmente inferior do que no caso do alongamento, com coeficiente de determinação de apenas 0,593. Essa correlação pode ser expressa pela equação 4.

FIGURA 38 – Fator de alargamento do núcleo da placa combustível em função da deformação no passe de laminação.

$$FL = 0,015 + 0,005 \cdot RP \quad (4)$$

onde : FL = fator de alargamento $[(L_f - L_0)/L_0]$ (%)

RP = redução no passe (%)

Conclui-se, portanto, que o alargamento ocorre principalmente no primeiro passe de laminação (cerca de 2 %), aumentando muito pouco no decorrer da deformação até o passe final, chegando a cerca de 3 %. No primeiro passe a largura do núcleo aumenta de 59,14 para 60,40 mm, atingindo cerca de 61 mm na placa combustível acabada. Como a especificação da largura do núcleo para o atual combustível para o reator IEA-R1 é de 60,35 a 65,00 mm, ela pode acomodar folgadoamente alargamentos excessivos causados por desvios de perpendicularismo entre o eixo longitudinal da placa combustível e o eixo dos cilindros de laminação. A largura de núcleo máxima obtida neste estudo foi de 61,15 mm.

4.2 – Espessura dos revestimentos e do núcleo placa combustível

Um dos parâmetros mais importantes numa placa combustível é a espessura do revestimento, uma vez que é essa camada de alumínio que garante o isolamento do núcleo combustível do ambiente do reator. Caso haja uma falha neste revestimento, o núcleo é exposto e ocorre a contaminação do ambiente com material radioativo de alta atividade. Por esse motivo, a espessura do revestimento na placa combustível acabada é uma das especificações mais importantes desse tipo de combustível. Dependendo da especificação de projeto para as espessuras dos revestimentos e do núcleo final da placa combustível, devem ser definidas com precisão as espessuras das placas de revestimento iniciais e a espessura do briquete, definindo-se as dimensões do conjunto inicial para a laminação. O projeto preciso dessas dimensões depende do conhecimento do comportamento da espessura de cada um dos componentes do conjunto núcleo-moldura-revestimentos em função da deformação na laminação. A tabela 10 apresenta as espessuras dos revestimentos, superior e inferior, e do núcleo, obtida após cada passe de laminação, determinadas em cada uma das amostras por meio de metalografia. O valor apresentado na TAB. 10 é a média dos valores de espessura medidos em 10 campos de 2 amostras. Tais espessuras foram

medidas na zona central do núcleo, denominada Zona 1, longe da região de defeitos terminais (ver FIG.32). Definiram-se os revestimentos superior e inferior com base na sua posição no primeiro passe de laminação a quente, sendo definido como superior o revestimento que teve contato com o cilindro de laminação superior. Como mencionado anteriormente, a cada passe de laminação, é realizada uma rotação na placa combustível na direção longitudinal e transversal, de forma que o revestimento superior no primeiro passe passa a ser o revestimento inferior no segundo passe, e assim por diante. Dessa forma, o revestimento superior está em contato com o cilindro de laminação superior nos passes ímpares, e com o cilindro de laminação inferior nos passes pares.

TABELA 10 – Espessuras do núcleo E_N e dos revestimentos superior E_{Rs} e inferior E_{Ri} das amostras.

	Passe	R_{passe} (%)	R_{acum} (%)	E_N (mm)	E_{Rs} (mm)	E_{Ri} (mm)	E_{Rs}/E_N	E_{Ri}/E_N
quente	0	0	0	4,20	2,52	2,52	0,600	0,600
	1	22,1	22,1	3,317	2,018	1,931	0,608	0,582
	2	25,7	42,1	2,483	1,424	1,431	0,574	0,576
	3	14,0	50,2	2,145	1,219	1,180	0,568	0,550
	4	14,1	57,3	1,866	1,052	1,048	0,564	0,562
	5	14,4	63,4	1,614	0,899	0,890	0,557	0,551
	6	17,2	69,7	1,325	0,768	0,752	0,579	0,568
	7	12,5	73,5	1,147	0,668	0,641	0,582	0,558
	8	16,3	77,8	1,013	0,541	0,528	0,534	0,521
	9	14,6	81,1	0,881	0,454	0,432	0,515	0,490
frio	10	10,3	83,0	0,795	0,409	0,399	0,514	0,502
	11	2,5	83,4	0,764	0,388	0,387	0,508	0,507

A FIG.39 apresenta a relação entre a redução sofrida na espessura da placa combustível (núcleo mais revestimentos) e a redução efetivamente sofrida pelos seus componentes individuais, ou seja, núcleo e revestimentos. Verifica-se uma tendência para os revestimentos deformarem-se preferencialmente ao núcleo. Observa-se que os revestimentos sofrem uma deformação maior do que a deformação da placa combustível. Por outro lado, a deformação do núcleo é menor. Isso pode ser melhor observado no gráfico da FIG.40, onde para cada passe de laminação estão apresentadas as diferenças entre as reduções sofridas pelo núcleo e pelo revestimento em relação à redução da espessura da placa como um todo.

FIGURA 39 – Deformação acumulada do núcleo e revestimentos em relação à deformação acumulada da placa combustível

FIGURA 40 – Diferença entre a deformação acumulada da placa combustível e da deformação acumulada no núcleo e revestimentos.

Nota-se, também que no primeiro passe de laminação, o revestimento inferior deforma-se preferencialmente ao revestimento superior. No passe subsequente (indicado com um círculo tracejado), devido à rotação da placa, o fenômeno se inverte e a diferença entre as reduções acumuladas no revestimento superior e inferior tende a se anular. No terceiro passe o revestimento inferior passa a ser novamente inferior, em contato com o cilindro de laminação inferior, voltando a deformar-se preferencialmente. No quarto passe, após a rotação da placa combustível, a diferença entre as reduções acumuladas dos revestimentos superior e inferior tende novamente a se anular. Assim, a partir do primeiro passe de laminação, nos passes ímpares o revestimento inferior deforma mais do que o superior, e nos passes pares a deformação total dos dois revestimentos tende a se igualar, em suas espessuras. O fenômeno é bem evidente nos quatro primeiros passes de laminação. Isso mostra a importância de um bom projeto de passes, o qual deve ser o mais simétrico possível, e da realização da rotação da placa entre os passes de laminação.

A definição da proporção entre a espessura do briquete e a espessura das placas de revestimento é uma das decisões mais importantes a ser tomada como parâmetro de fabricação de placas combustíveis. Essa proporção irá definir as espessuras dos revestimentos na placa combustível acabada, que deve ser controlada por força de especificação. No processo atual adotado no CCN, essa proporção inicial (indicada na TAB. 10 por E_R/E_N) tem valor de 0,6. A especificação define $0,76 \pm 0,05$ mm como o valor para a espessura do núcleo e 0,3 mm como o valor médio mínimo para a espessura do revestimento. Isso resulta no valor mínimo de 0,37 para a razão E_R/E_N .

A FIG.41 ilustra a evolução da razão E_R/E_N com a deformação na laminação. Observa-se que na placa acabada, após o décimo primeiro passe de laminação, a razão E_R/E_N assume um valor acima de 0,50, folgadoamente acima do mínimo necessário para que a especificação seja atendida. Isso demonstra a robustez do processo de fabricação adotado no IPEN. Nessa mesma figura fica também demonstrada a deformação preferencial dos revestimentos com relação à deformação do núcleo, resultando numa diminuição da razão E_R/E_N no decorrer da deformação na laminação, diminuindo o seu valor original de 0,60

(componentes do conjunto) para 0,50 na placa combustível acabada. Nessa figura também pode novamente ser observado a deformação preferencial do revestimento inferior nos passes ímpares, com compensação nos passes pares.

FIGURA 41 – Evolução da razão E_R/E_N evidenciando a deformação preferencial dos revestimentos com relação ao núcleo.

A deformação preferencial dos revestimentos é devida à maior resistência à deformação do núcleo, causada pela presença das partículas de U_3Si_2 , causando um alongamento maior nos revestimentos, desviando-se da proporção entre as espessuras do núcleo e revestimentos no conjunto original, de 0,6, para 0,5, na placa combustível acabada. Essa é a causa do típico defeito terminal conhecido como “rabo de peixe”, “fish-tail”, ilustrado na FIG.42, causado pela diferença de resistência mecânica entre o núcleo e os revestimentos. Nota-se que as extremidades do núcleo se projetam para o interior da moldura, forçados pela deformação do revestimento, enquanto a região central do núcleo não acompanha a deformação das extremidades devido à resistência da moldura. Na imagem obtida por radiografia observa-se outra evidência de deformação mais acentuada no revestimento superior, onde uma das extremidades do defeito está

mais alongada em relação ao outro, uma vez que as imagens foram obtidas após o décimo primeiro passe de laminação (ímpar).

FIGURA 42 - Típico defeito “rabo de andorinha”.

A – micrografia óptica
B – macrografia
C - radiografia

4.3 – Espessamento do núcleo na extremidade da placa combustível (“dogboning”)

Outro defeito terminal típico é o defeito conhecido como “osso de cachorro” ou “dogboning”, que é o espessamento do núcleo nas suas extremidades na direção longitudinal durante a laminação. Esse fenômeno é comum nos processos de laminação simultânea de componentes que apresentam diferentes propriedades mecânicas. No caso das placas combustíveis, o núcleo é mais resistente à deformação do que os outros componentes de alumínio do

conjunto (moldura e revestimentos). Devido a isso, o processo de laminação produz extremidades do núcleo mais espessas do que a sua parte central. Uma seção longitudinal transversal do núcleo com suas extremidades mais espessas lembram um osso de cachorro, de onde se originou o nome do defeito. A FIG.43 apresenta micrografias ópticas ilustrando esse tipo de defeito terminal.

FIGURA 43 – Micrografias ópticas ilustrando o espessamento do núcleo na sua extremidade. Defeito conhecido como “osso de cachorro”, ou “dogboning”.

O espessamento do núcleo na sua extremidade é importante por duas razões. A primeira diz respeito à diminuição da espessura do revestimento nas extremidades da placa combustível, sobre as extremidades do núcleo onde o defeito ocorreu. A segunda relaciona-se à maior quantidade de material físsil nas regiões de defeito, uma vez que nestas regiões é maior a espessura do núcleo e, conseqüentemente, é maior a quantidade de urânio por unidade de área. A segunda razão conduz a um excesso de reatividade nas regiões de defeito, conduzindo a um maior fluxo de calor e, por conseguinte, a uma maior temperatura.

Portanto, o espessamento, definido como a diferença entre a espessura média do núcleo na zona central da placa combustível (Zona 1) e a sua espessura máxima na zona de defeitos terminais (Zona 2), em termos percentuais, deve ser conhecido e utilizado no projeto do combustível para compensar a diminuição da espessura dos revestimentos devido a esse defeito inevitável. A FIG.44 apresenta a evolução das espessuras do núcleo e do revestimento (mínimo) na zona de defeitos, ou Zona 2, em função da deformação

da placa combustível na laminação. Observa-se nessa figura que o espessamento do núcleo ocorre já no primeiro passe de laminação a quente. A diferença entre as espessuras do núcleo na Zona 1 e na Zona 2 aumenta no segundo passe de laminação e mantêm-se praticamente constante até o oitavo passe, quando diminui ligeiramente no último passe e sensivelmente nos passes de laminação a frio. Isso pode ser melhor observado na FIG.45, que apresenta a evolução do fator de espessamento em função da deformação da placa combustível na laminação. O fator de espessamento é calculado pela razão entre a diferença das espessuras do núcleo nas Zonas 1 e 2 e a sua espessura na zona central, ou Zona 1.

FIGURA 44 – Evolução da espessura do núcleo e da espessura mínima do revestimento na extremidade do núcleo.

Na FIG.44 pode-se também observar que a diminuição da espessura do revestimento na zona de espessamento do núcleo (“dogboning”) já ocorre no primeiro passe de laminação a quente, principalmente, diminuindo no segundo passe e mantendo-se praticamente constante até o nono passe, durante toda a

laminação a quente. Após o último passe de laminação, na placa combustível acabada, a espessura do revestimento atinge um valor pouco acima do valor mínimo especificado, de 250 μm . Aparentemente, no final da laminação, principalmente na laminação a frio, o espessamento do núcleo diminui, provavelmente devido à fragmentação das partículas de U_3Si_2 , o que facilita sua deformação. Aparentemente existe uma espessura crítica do núcleo para a qual a fragmentação é acentuada. As partículas grandes de U_3Si_2 podem estar se aproximando devido à pequena espessura do núcleo e aumentando sua interação, e, conseqüentemente, a sua fragmentação.

FIGURA 45 – Evolução do fator de espessamento durante a laminação.

4.4 – Geometria da extremidade do núcleo da placa combustível

Como o conjunto montado possui componentes de diferentes materiais, moldura e revestimentos de alumínio e núcleo de dispersão do intermetálico U_3Si_2 em alumínio, o fluxo de escoamento desses materiais é diferente durante a deformação no processo de laminação, devido às diferenças entre as propriedades

mecânicas desses materiais. O alumínio tende a escoar com maior facilidade e o alongamento nesta região é maior. A superfície superior e inferior do núcleo, que está em contato direto com o revestimento, acompanha o fluxo do metal alongando com mais facilidade do que sua região central. Essa situação causa o defeito típico chamado rabo de andorinha nas extremidades do núcleo, como já ilustrado na FIG.42. A FIG.46 mostra a evolução desse defeito durante a laminação, desde o primeiro passe até a obtenção da placa combustível acabada. A designação “entrada” e “saída” indicada na figura refere-se à efetiva posição da placa combustível no passe em questão, desconsiderando-se o esquema de rotação.

Nota-se que esse tipo de defeito já ocorre no primeiro passe de laminação a quente, tanto na entrada (mordida) como na saída dos cilindros de laminação. Na amostra referente ao primeiro passe, além do rabo de andorinha observa-se um vazio na saída, sugerindo que a maior parte da porosidade oriunda dos ajustes dos componentes do conjunto original se concentra na extremidade do núcleo que sai do laminador. No primeiro passe, a geometria do defeito aparentemente mostra-se simétrica.

No segundo passe de laminação, observa-se claramente, ainda, uma alta porosidade na extremidade de saída da placa combustível. Nota-se, também, que o rabo de andorinha é mais acentuado na extremidade do núcleo na saída do passe de laminação.

No terceiro passe é interessante notar que na entrada, que se refere à saída do passe anterior, a moldura parece “empurrar” a região central do núcleo, definindo mais agudamente as extremidades superior e inferior do rabo de andorinha, ou regiões mais superficiais do núcleo. Novamente, na saída, o defeito é mais proeminente. Nesse passe não se percebe mais a porosidade observável nos passes anteriores, indicando já um bom nível de caldeamento segundo a observação em baixo aumento. No quarto passe de laminação observa-se, ainda, um defeito mais acentuado na saída dos cilindros de laminação. Do quinto passe em diante observa-se uma boa simetria entre as extremidades de entrada e saída da placa combustível na laminação.

FIGURA 46 – Evolução do defeito terminal rabo de andorinha com a laminação.

4.5 – Caldeamento entre o núcleo, moldura e os revestimentos

No processo rotineiro de fabricação, o caldeamento é verificado após o último passe de laminação a quente, o nono passe. Ele é verificado por meio de dois tipos de teste. No primeiro é realizado um tratamento térmico na mesma temperatura de laminação por uma hora. Esse teste é denominado teste de bolhas ou teste de “blister”. Caso existam regiões com falha de caldeamento, surgirão bolhas. Após o teste, as superfícies da placa combustível são inspecionadas para verificar o aparecimento de bolhas. No segundo tipo de teste, as tiras longitudinais originadas no pré-corte são dobradas sucessivamente para verificar se ocorre descolamento entre a moldura e os revestimentos, avaliando-se a qualidade do caldeamento. Esse teste é conhecido como teste de dobramento, ou “bending test”.

Neste trabalho, a inspeção do caldeamento foi realizada nas amostras retiradas após cada passe de laminação por meio do teste de dobramento e por meio de metalografia. A análise do caldeamento por dobramento foi visual retirando-se duas tiras externas de cada lado da amostra, no sentido do comprimento. As tiras foram dobradas conforme procedimento padrão adotado rotineiramente no processo de fabricação de placas combustíveis. Se as partes dos componentes não estiverem totalmente caldeadas ou se existir qualquer bolha interna, os componentes se descolam, caracterizando falha no caldeamento.

Até o quarto passe de laminação a quente, a inspeção visual das bordas das amostras já indicou que o caldeamento não estava completado, observando-se vãos entre a moldura e os revestimentos, como ilustra a FIG.47. A partir do quinto passe de laminação o teste de dobramento indicou que o caldeamento estava completado em todas as amostras.

As análises de caldeamento realizadas por meio de análise metalográfica confirmaram os resultados obtidos no teste de dobramento. Foram analisadas amostras metalográficas retiradas longitudinalmente no centro da placa combustível e transversalmente na borda do núcleo da placa combustível, que são as amostras 4 e 3 do esquema ilustrado na FIG.32, respectivamente.

FIGURA 47 – Componentes não Caldeados até o quarto passe de laminação.

No primeiro passe de laminação pode-se notar que não houve caldeamento entre no núcleo e o revestimento em nenhuma região do núcleo, o que já ficou evidenciado na FIG.46, referente à extremidade de saída da laminação. A FIG.48 apresenta mais detalhes dessa imagem.

FIGURA 48 – Detalhe de região sem caldeamento entre núcleo, moldura e revestimento na extremidade longitudinal do núcleo (passe 1).

Ainda no primeiro passe de laminação, na amostra transversal no centro da região da placa também ficou evidenciada ausência de caldeamento, como ilustram as micrografias da FIG.49. A posição na placa combustível onde foi retirada a amostra está evidenciada na FIG.32, posição 3.

FIGURA 49 – Micrografias evidenciando ausência de caldeamento na extremidade transversal do núcleo (passe 1), na região central da placa no sentido longitudinal (região 3 da FIG.32).

Também no primeiro passe de laminação, na amostra longitudinal no centro da placa combustível, ficou evidenciada ausência de caldeamento, como está ilustrado nas micrografias da FIG.50. Nesse caso, a posição na placa combustível onde foi retirada a amostra está evidenciada na FIG.32, posição 4. Ambas as junções do núcleo com os revestimentos superior e inferior mostram um vazio, evidenciando a ausência de caldeamento.

FIGURA 50 – Micrografias evidenciando ausência de caldeamento no centro do núcleo (passe 1), num corte longitudinal (amostra 4 da FIG.32).

No segundo passe de laminação o caldeamento entre no núcleo e o revestimento ainda não ocorreu em nenhuma região do núcleo. A FIG.51 apresenta micrografias da amostra transversal no centro da região da placa, evidenciando falha de caldeamento entre o núcleo e revestimentos e também entre a moldura e os revestimentos.

FIGURA 51 – Micrografias evidenciando ausência de caldeamento na extremidade transversal do núcleo (passe 2), na região central da placa no sentido longitudinal (amostra 3 da FIG.32).

Na amostra longitudinal no centro da placa combustível no segundo passe, ficou ainda evidenciada ausência de caldeamento, como está ilustrado nas micrografias da FIG.52. Ambas as junções do núcleo com os revestimentos

superior e inferior mostram ainda um vazio, contudo menos acentuado do que no primeiro passe. O caldeamento ainda não ocorreu no segundo passe, em nenhuma região do núcleo.

FIGURA 52 – Micrografias evidenciando ausência de caldeamento no centro do núcleo (passe 2), num corte longitudinal (amostra 4 da FIG.32).

No terceiro passe de laminação o caldeamento entre no núcleo e o revestimento já começa a ocorrer na região central da placa combustível. Contudo, ainda observam-se falhas de caldeamento, ainda que bem menos acentuadas, principalmente na amostra transversal no centro da região da placa, evidenciando ainda falha de caldeamento entre o núcleo e a moldura (linhas verticais) e entre os revestimentos e a moldura (linhas horizontais), como ilustra a FIG.53. Na amostra longitudinal no centro da placa combustível, no terceiro passe, ficou ainda evidenciada ausência de caldeamento, ainda que bem menos

acentuada, como está ilustrado nas micrografias da FIG.54. Ambas as junções do núcleo com os revestimentos superior e inferior mostram ainda uma linha sutil de vazio. Em algumas regiões do núcleo não são mais observadas falhas no caldeamento. O caldeamento ainda não ocorreu completamente no terceiro passe, mas já ocorrem regiões perfeitamente caldeadas na região central do núcleo, como ilustra a FIG.55.

FIGURA 53 – Micrografias evidenciando ausência de caldeamento na extremidade transversal do núcleo (passe 3), na região central da placa no sentido longitudinal (amostra 3 da FIG.32).

FIGURA 54 – Micrografias evidenciando ainda ausência de caldeamento no centro do núcleo no passe 3, num corte longitudinal (amostra 4 da FIG.32).

FIGURA 55 – Micrografias evidenciando regiões com perfeito caldeamento no centro do núcleo no passe 3, num corte longitudinal (amostra 4 da FIG.32).

No quarto passe de laminação poucas falhas de caldeamento puderam ser observadas. Na amostra transversal no centro da região da placa ainda se observa uma tênue linha (indicada na FIG.56) indicando falha de caldeamento do núcleo com a moldura. Não se observa mais falhas de caldeamento entre a moldura e os revestimentos. Na amostra longitudinal no centro da placa combustível no quarto passe, ficou evidenciado um caldeamento praticamente perfeito, ainda que numa única região isolada foi detectada uma falha de caldeamento localizada, como está ilustrado na micrografia da FIG.57.

FIGURA 56 – Micrografia evidenciando uma tênue linha indicando o limiar do caldeamento no quarto passe, na extremidade transversal do núcleo na região central da placa (amostra 3 da FIG.32).

A partir do quinto passe de laminação não mais puderam ser observadas falhas de caldeamento em nenhuma das amostras estudadas, tanto transversais (amostra 3 da FIG.32) como longitudinais (amostra 4 da FIG.32).

FIGURA 57 – Micrografia evidenciando região isolada com falha de caldeamento no centro do núcleo no passe 4, num corte longitudinal (amostra 4 da FIG.32).

Os resultados da avaliação do caldeamento por metalografia concordam com os resultados obtidos por meio do teste de dobramento. O caldeamento no quarto passe de laminação a quente ainda não está perfeito. Apenas a partir do quinto passe não mais foram observados quaisquer indícios de falha de caldeamento.

Com base na análise metalográfica, ficou também evidenciado que o caldeamento ocorre inicialmente na região central da placa combustível, evoluindo para as extremidades com a continuação da laminação. Notou-se que o vazio entre os componentes do conjunto foi diminuindo com a evolução dos passes de laminação. Nas amostras longitudinais, no centro no núcleo, o caldeamento praticamente se completou no terceiro passe. Já na amostra transversal na extremidade lateral do núcleo, o caldeamento praticamente se completou no quarto passe de laminação. A FIG.58 mostra um diagrama esquemático de como o caldeamento vai se completando no decorrer dos passes de laminação. O caldeamento começa no centro da placa e vai se completando, em todas as direções para as extremidades. Como o teste de dobramento é

realizado nas tiras obtidas no pré-corte, isso indica que se for detectada uma falha de caldeamento nesse teste, não se pode concluir que essa falha esteja também ocorrendo na região do núcleo da placa combustível.

FIGURA 58 – Esquema ilustrativo da evolução do caldeamento dos componentes da placa combustível com os sucessivos passes de laminação.

4.6 – Evolução da microestrutura da dispersão na laminação

De todas as amostras obtidas, retiradas após cada passe de laminação, foram retiradas duas amostras para avaliação microestrutural, uma transversal e outra longitudinal, conforme ilustrado na FIG.32, posições 3 e 4, respectivamente. Dois aumentos foram utilizados, com objetiva de 5X de aumento e de 10X de aumento. O menor aumento permitiu a visualização da aparência geral da dispersão. O maior aumento permitiu a visualização de detalhes da microestrutura. As (FIG.59 a 70) mostram as microestruturas do briquete e das amostras após cada passe de laminação, do passe 1 ao passe 11.

Observa-se no briquete FIG.59 baixa porosidade residual e uma boa integridade das partículas de U_3Si_2 . Já no primeiro passe de laminação observa-se o início da fragmentação das partículas de U_3Si_2 , sem alteração significativa do tamanho das partículas. Isso ocorre até o terceiro passe de laminação, não sendo observada a separação dos fragmentos.

FIGURA 59 – Micrografias ilustrando a microestrutura da dispersão no briquete.

FIGURA 60 – Micrografias ilustrando a microestrutura da dispersão no primeiro passe de laminação (passe 1).

5X

10X

corte transversal

corte longitudinal

FIGURA 61 – Micrografias ilustrando a microestrutura da dispersão no segundo passe de laminação (passe 2).

5X

10X

corte transversal

corte longitudinal

FIGURA 62 – Micrografias ilustrando a microestrutura da dispersão no terceiro passe de laminação (passe 3).

*FIGURA 63 – Micrografias ilustrando a microestrutura da dispersão no quarto
passe de laminação (passe 4).*

corte transversal

corte longitudinal

FIGURA 64 – Micrografias ilustrando a microestrutura da dispersão no quinto passe de laminação (passe 5).

corte transversal

corte longitudinal

FIGURA 65 – Micrografias ilustrando a microestrutura da dispersão no sexto passe de laminação (passe 6).

5X

10X

corte transversal

corte longitudinal

FIGURA 66 – Micrografias ilustrando a microestrutura da dispersão no sétimo passe de laminação (passe 7).

5X

10X

corte transversal

corte longitudinal

FIGURA 67 – Micrografias ilustrando a microestrutura da dispersão no oitavo passe de laminação (passe 8).

5X

10X

corte transversal

corte longitudinal

FIGURA 68 – Micrografias ilustrando a microestrutura da dispersão no nono passe de laminação (passe 9).

5X

10X

corte transversal

corte longitudinal

FIGURA 69 – Micrografias ilustrando a microestrutura da dispersão no décimo passe de laminação (passe 10 – a frio).

5X

10X

corte transversal

corte longitudinal

FIGURA 70 – Micrografias ilustrando a microestrutura da dispersão no décimo primeiro passe de laminação (passe 11 – a frio).

No quarto, quinto e sexto passes de laminação observa-se a separação de fragmentos, com porosidade entre eles. A partir do sétimo passe os fragmentos aparentemente já se separaram e os vazios entre eles encontram-se preenchidos com a matriz de alumínio. Nesse passe percebe-se uma acentuada diminuição no tamanho das partículas de U_3Si_2 . Essa diminuição é perceptível visualmente por meio da comparação com as micrografias dos briquetes, apresentadas na FIG.59. Apesar da subjetividade da análise visual é conclusivo que ocorre fragmentação das partículas de U_3Si_2 durante a laminação. Isso fica evidente na comparação entre a microestrutura da dispersão no briquete FIG.59 e no núcleo após o processo de laminação completado, no décimo primeiro passe FIG.70.

Para uma análise mais objetiva da fragmentação das partículas de U_3Si_2 durante a laminação, foram analisadas as distribuições de tamanho dessas partículas após cada passe de laminação, por meio de análise de imagens. A distribuição do tamanho das partículas de U_3Si_2 foi determinada em função da deformação do núcleo. As partículas de U_3Si_2 foram discriminadas em imagens obtidas das amostras e medidas, em termos de diâmetro circular equivalente. A FIG.71 mostra um exemplo típico da metodologia utilizada na determinação da distribuição do tamanho das partículas de U_3Si_2 .

FIGURA 71 – Metodologia utilizada na determinação do tamanho das partículas de U_3Si_2 . (A) Micrografia óptica típica da amostra. (B) Micrografia óptica típica após a segmentação.

Além da medição da distribuição do tamanho das partículas de U_3Si_2 também foi determinada a fração volumétrica de porosidade. Isso foi realizado discriminando-se os poros por meio de segmentação, aparecendo na imagem da FIG.71 em cor verde.

FIGURA 72 – Determinação do número mínimo de partículas de U_3Si_2 a ser medido.

O número mínimo de partículas a serem medidas foi obtido por meio da determinação do número de partículas mínimo para o qual, numa mesma amostra, não ocorre variação significativa na distribuição de diâmetros obtida. Uma amostra aleatória (passe 4) foi utilizada para esse fim. Foi realizada a medida de um total de cerca de 15000 partículas de U_3Si_2 . A partir de 500 partículas medidas foram traçadas as curvas das distribuições de tamanho. Foram construídas curvas de distribuição para 500, 1000, 5000, 10000 e 15000 partículas. Os resultados estão apresentados na figura 72. Os resultados demonstraram que a partir da medição de 1000 partículas de U_3Si_2 , as curvas de distribuição de tamanho não se alteram significativamente. A variação de diâmetro obtida para a frequência acumulada de 70% (D_{70}), a qual é a região de maior

variação da curva, foi de 8,6 μm a 9,7 μm . Portanto, foi definido como 1000 o número mínimo de partículas de U_3Si_2 a ser medido.

As amostras geradas em cada um dos passes de laminação foram analisadas para determinação da distribuição do tamanho das partículas de U_3Si_2 . Para a obtenção do mínimo de 1000 medições, quatro campos foram medidos, obtendo-se em média 1200 medições. Os resultados estão apresentados no gráfico da FIG.73. A fragmentação de partículas de U_3Si_2 , caso ocorra, deve resultar no deslocamento da curva de distribuição de tamanhos para a esquerda, na direção de menores tamanhos. Observou-se uma movimentação sistemática das curvas de frequência acumulada para a esquerda da curva gerada a partir da análise do briquete. Esse resultado confirma a análise visual das micrografias. Tal resultado demonstra que realmente ocorreu fragmentação das partículas de U_3Si_2 durante a laminação.

FIGURA 73 – Curvas de distribuição de tamanho de partículas de U_3Si_2 presentes no núcleo da placa combustível nas diversas etapas da laminação.

É interessante notar que a diminuição do tamanho das partículas de U_3Si_2 é muito acentuada entre o sexto e o sétimo passe de laminação, mantendo-se praticamente constante após o sétimo passe até o nono passe, e voltando a deslocar-se para a esquerda (direção de menores diâmetros) nos dois últimos passes de laminação a frio. Isso sugere que existe uma espessura de núcleo crítica que causa uma fragmentação acentuada nas partículas de U_3Si_2 , as quais atingem um diâmetro de “estabilização”, ou estável (quando cessa a fragmentação), que permanece até o final da laminação a quente. Na laminação a frio, a fragmentação volta a ocorrer devido ao aumento da resistência mecânica do alumínio e, por conseguinte, da tensão de compressão sobre as partículas de U_3Si_2 .

Esse fenômeno pode ser melhor visualizado no gráfico da FIG.74, que apresenta os diâmetros obtidos para 80 % da frequência acumulada (D_{80}), que é o diâmetro abaixo do qual estão 80% das partículas em função da redução em espessura acumulada na laminação. Essa é a região de maior variabilidade entre as curvas de distribuição de tamanhos.

FIGURA 74 – Valores de D_{80} em função da redução em espessura acumulada.

Observa-se na curva da FIG.74 que o valor de D_{80} diminui com o aumento da redução em espessura com uma boa correlação linear até o sexto passe de laminação, com fator de determinação de 0,989. Essa correlação linear é expressa pela equação 5.

$$D_{80} = 24,007 - 0,161 \cdot RA \quad (5)$$

onde : RA = redução acumulada (%)

Entre o sexto e o sétimo passe de laminação ocorre uma abrupta diminuição no valor de D_{80} , indicando a ocorrência de uma fragmentação acentuada no sétimo passe, sensivelmente maior do que a predita pela correlação linear expressa pela equação 5. Entre o sétimo e nono passe de laminação não é possível se afirmar que existe correlação, devido ao pequeno número de pontos, mas, se houver, a fragmentação é muito menos acentuada do que a que ocorre antes do sétimo passe. Nos dois últimos passes de laminação, laminação a frio, observa-se acentuada fragmentação, a qual parece ser muito sensível à redução de espessura imposta na laminação. Contudo, devido ao pequeno número de pontos, essa análise não é conclusiva e deve ser considerada com cautela, apenas como uma indicação de tendência.

4.7 – Evolução da porosidade residual durante a laminação

Para o estudo da evolução da porosidade durante o processo de laminação foram utilizados três métodos de determinação da porosidade residual do núcleo. O método hidrostático, que é o método utilizado rotineiramente na produção de placas combustíveis do Centro do Combustível Nuclear do IPEN, o método geométrico e o método metalográfico, por meio de análise de imagens.

No método hidrostático, foram determinadas as massas da placa combustível após o pré-corte, a seco, e imersa em água. O volume da placa foi determinado por meio da determinação do empuxo, sendo a diferença entre as massas seca e imersa. A massa de alumínio na placa combustível foi determinada conhecendo-se a massa do briquete de partida e a massa da placa combustível (seca). O volume de alumínio foi determinado conhecendo-se a

massa de alumínio e sua densidade. O volume do núcleo foi determinado pela diferença entre o volume da placa combustível e o volume de alumínio. A porosidade residual presente no núcleo foi determinada conhecendo-se a densidade teórica da dispersão.

No método geométrico, o volume do núcleo foi determinado por meio da determinação da área do núcleo e da sua espessura média na Zona 1, ou região central (livre de defeitos terminais), determinada por meio de metalografia. A área do núcleo foi determinada com o auxílio da radiografia do núcleo, determinando-se a sua largura e comprimento, descontando-se a área relativa à borda arredondada do briquete de partida, que toma a forma de uma elipse após os passes de laminação, como ilustra a FIG.75. A área a ser corrigida foi determinada por meio da medição dos valores de A e B indicados na FIG.75 detalhe X e de 9 valores ao longo do arco da elipse. Apenas uma área foi medida, sendo seu valor multiplicado por 4 e o total subtraído da área determinada por meio da multiplicação da largura pelo comprimento do núcleo.

FIGURA 75 – Esquema de correção do arredondamento das extremidades do núcleo para cálculo de sua área.

A determinação da porosidade por meio de metalografia foi realizada determinando-se diretamente a fração volumétrica de poros por meio de análise de imagem, como ilustra a FIG.71. Para essa determinação foi utilizado objetiva de 10X de aumento, sendo medidos 10 campos por amostra, representando uma área de cerca de 2 mm².

A TAB. 11 apresenta os valores da porosidade residual determinados após cada passe de laminação pelos três diferentes métodos.

TABELA 11 – Porosidade residual após cada passe de laminação

Método	Amostra	Porosidade Residual (%)
Hidrostático	P0 (briquete)	-----
	P1	10,36
	P2	11,33
	P3	9,96
	P4	10,53
	P5	9,95
	P6	9,41
	P7	9,25
	P8	7,14
	P9	6,29
	P10	6,47
	P11	7,73
Geométrico	P0 (briquete)	5,37
	P1	1,67
	P2	12,78
	P3	2,96
	P4	8,15
	P5	9,63
	P6	9,07
	P7	8,15
	P8	11,48
	P9	13,52
	P10	14,63
	P11	14,07
Metalografia	P0 (briquete)	1,22
	P1	3,58
	P2	1,18
	P3	1,88
	P4	1,85
	P5	1,97
	P6	1,87
	P7	1,90
	P8	1,84
	P9	1,81
	P10	1,14
	P11	1,54

A FIG.76 resume os resultados de determinação da porosidade residual dos núcleos por meio dos três métodos utilizados, apresentados na TAB. 11. Observa-se uma grande dispersão dos resultados, principalmente nos relativos ao método geométrico. Além disso, as faixas de valores de porosidade determinadas pelos diferentes métodos são muito discrepantes.

FIGURA 76 – Porosidade residual do núcleo determinada pelos três métodos utilizados.

Os resultados obtidos por meio do método hidrostático mostraram uma melhor correlação, indicando o aumento da porosidade inicial do briquete até o terceiro ou quarto passe de laminação, com posterior diminuição até o final da laminação a quente. Na laminação a frio houve uma tendência ao aumento da porosidade. Isso concorda em certo grau com as imagens de microestrutura apresentadas nas (FIG.59 a 70). O aumento inicial da porosidade é devido a uma fragmentação pronunciada das partículas de U_3Si_2 nos primeiros 3 passes de laminação, criando porosidade nas partículas. Com a continuidade da laminação a quente, há a tendência dos fragmentos se separarem devido ao fluxo plástico da matriz de alumínio e da eliminação da porosidade criada nos primeiros passes,

iniciando a queda da porosidade residual, como indica a curva (vermelha). A tendência à eliminação de poros supera a tendência à fragmentação das partículas de U_3Si_2 , e da decorrente formação de porosidade. Isso ocorre até o término da laminação a quente. Na laminação a frio, a porosidade formada por fragmentação não pode ser eliminada, resultando no aumento da porosidade residual no núcleo.

A dificuldade no estudo da porosidade residual presente no núcleo é reflexo da própria variabilidade dessa porosidade, determinada no processo rotineiro de fabricação de placas combustíveis. Utilizando o método hidrostático, a porosidade residual no núcleo de placas combustíveis variou de 2 a 10 % em volume, num universo de 285 placas fabricadas. Considerando-se que a porosidade inicial no briquete varia muito pouco, entre 4,5 e 5,5 % em volume, a variabilidade da porosidade residual no núcleo da placa combustível acabada é considerada excessiva. Para uma melhor visualização dessa variabilidade, a FIG.77 apresenta a distribuição de valores da porosidade residual presente no núcleo de 285 placas combustíveis fabricadas segundo os procedimentos adotados no Centro do Combustível Nuclear do IPEN

FIGURA 77 – Distribuição de valores de porosidade residual no núcleo de placas combustíveis fabricadas rotineiramente no IPEN.

Essa alta variabilidade pode ser decorrente do processo de fabricação ou do método hidrostático de determinação da porosidade residual no núcleo das placas combustíveis. Isso poderia ser confirmado avaliando-se as microestruturas das placas combustíveis já fabricadas no IPEN, onde essa grande variabilidade da porosidade residual certamente poderia ser detectada. Outra possibilidade pode estar relacionada a uma possível baixa da reprodutibilidade do método hidrostático, a qual nunca foi determinada.

Os resultados de porosidade obtidos por metalografia indicam uma porosidade residual muito abaixo da porosidade determinada pelo método hidrostático. Esses valores muito baixos de porosidades não parecem representar a porosidade real do núcleo da placa combustível, a qual provavelmente está subestimada. Como as medições foram realizadas na região central do núcleo, isso pode indicar que a porosidade residual está mais concentrada nos defeitos terminais. Contudo, as informações disponíveis são insuficientes para garantir essa afirmação. Os resultados obtidos por esse método também indicam uma ligeira diminuição da porosidade residual no decorrer da laminação.

Os resultados de porosidade obtidos pelo método geométrico mostraram a maior dispersão nos resultados. Essa dispersão é mais grave nas amostras obtidas no início da laminação, até o passe 4, e no final da laminação, após o passe 7. Isso possivelmente é decorrente da porosidade decorrente de falhas de caldeamento que existem até o quarto passe de laminação e da maior intensidade dos defeitos terminais que ocorrem no final da laminação, após o sétimo passe. Como nos cálculos de volume do núcleo foi utilizada uma espessura média do núcleo na Zona 1, ou zona livre de defeitos, não foram considerados os defeitos do tipo “rabo de andorinha” e de espessamento do núcleo, correções difíceis de serem consideradas pela variabilidade da geometria desses defeitos. Contudo para os passes 5 a 7, onde não existem falhas de caldeamento e os defeitos terminais não são muito pronunciados, os resultados obtidos pelo método geométrico e hidrostático são bastante concordantes. Porém, esse método de determinação de porosidade residual não se mostrou aplicável. As principais razões para isso são as falhas de caldeamento e os defeitos terminais, principalmente a geometria irregular do final do núcleo.

4.8 – Evolução da flecha durante a laminação

A flecha é outro defeito típico decorrente do processo de laminação e consiste em uma distorção lateral longitudinal do núcleo da placa combustível. O valor da flecha é obtido por meio da medição da distância entre a linha de tangência longitudinal do núcleo e o ponto mais distante da sua lateral na mesma face de tangência, como ilustra a FIG.34. Essa medida foi determinada por meio de medição nas radiografias da placa laminada continuamente, a partir do briquete B12, radiografada após cada passe de laminação. Por ser um ensaio não destrutivo, o valor da flecha foi acompanhado desde o primeiro até o último passe de laminação (passe 11). A medição foi realizada com o auxílio de um projetor de perfis, com precisão de 0,001 mm, e os valores obtidos estão apresentados na TAB. 12.

TABELA 12 – Valores da flecha obtidos no decorrer da laminação

Passe	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
flecha (mm)	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,072	0,000	0,132	0,854	0,447

Não foi detectada a flecha nos primeiros seis passes de laminação, possivelmente devido ao seu pequeno valor, associado ao menor comprimento do núcleo e a precisão da traçagem da linha unindo as duas extremidades do núcleo. A partir do sétimo passe de laminação os valores da flecha puderam ser medidos. No oitavo passe de laminação, por ser um passe par, a pequena flecha detectada no sétimo passe foi corrigida. No nono passe a flecha voltou a ocorrer. Essa flecha, muito pequena, foi corrigida nos dois últimos passes a frio.

Como o último passe de laminação a quente é ímpar, a flecha é corrigida principalmente no primeiro passe de laminação a frio, que é par (passe 10). Após esse passe, no décimo primeiro passe, também a frio, o operador faz uma avaliação da flecha no núcleo por meio de uma avaliação da flecha na placa combustível, usando para isso uma superfície plana de referência, como ilustra a FIG.78. Nesse último passe, o programa de rotação é interrompido e o operador decide como irá rotacionar a placa combustível, com o objetivo específico de correção da flecha detectada no décimo passe de laminação, se houver. Por esse

motivo a redução em espessura é pequena nesse último passe de laminação, como ilustra a TAB. 1. A especificação da espessura final mínima da placa combustível permite, ainda, se necessária, realizar-se um décimo segundo passe de laminação (passe 12, a frio) para uma possível correção final da flecha. Neste trabalho o valor da flecha final obtido (0,45 mm) é perfeitamente aceitável, típico do processo rotineiro de fabricação.

FIGURA 78 – Controle de flecha por meio da avaliação do operador do vão existente entre a placa combustível e a superfície de referência.

5 - CONCLUSÕES

O processo de deformação do núcleo de dispersão U_3Si_2 -Al com 3 gU/cm³ foi caracterizada, obtendo-se dados dos aspectos mais relevantes relacionados ao processo de laminação das placas combustíveis. As seguintes conclusões obtidas neste trabalho podem ser enumeradas:

- 1) O alongamento, descrito pelo fator de alongamento aumenta exponencialmente com a deformação na laminação e é diretamente proporcional à deformação sofrida no passe de laminação;
- 2) O alargamento, descrito pelo fator de alargamento, após um ajuste inicial do núcleo na cavidade da moldura, quando assume um valor próximo a 2 %, varia pouco com a evolução da laminação e com a deformação sofrida no passe de laminação;
- 3) Verificou-se que o espessamento do núcleo, defeito conhecido como “osso de cachorro”, ocorre já no primeiro passe de laminação, acentuando-se durante a laminação a quente e diminuindo nos últimos três passes de laminação. O esquema de rotação da placa combustível entre os passes de laminação mostrou-se eficaz para distribuir o espessamento do núcleo nas duas extremidades do núcleo da placa combustível;
- 4) Observou-se que os revestimentos deformam-se preferencialmente ao núcleo, alterando a relação original entre as suas espessuras, diminuindo a razão entre as espessuras do revestimento e do núcleo de 0,6 para 0,5;
- 5) O revestimento superior da placa combustível, tendo-se como referencial a posição no primeiro passe de laminação, deforma-se preferencialmente ao revestimento inferior. O esquema de rotação da placa combustível entre os passes de laminação mostrou-se eficaz para correção desse comportamento;
- 6) A geometria dos defeitos terminais conhecidos como “rabo de andorinha” ou “rabo de peixe” mostrou-se típica do processo de fabricação de placas combustíveis, causados pela diferença entre as propriedades mecânicas do núcleo e dos revestimentos, começam a ocorrer já no primeiro passe de

laminação, evoluindo com a deformação acumulada. O esquema de rotação da placa combustível entre os passes de laminação mostrou-se eficaz para a distribuição desses defeitos nas extremidades do núcleo;

- 7) A maior parte do caldeamento entre os componentes do conjunto de laminação, núcleo-moldura-revestimentos, ocorre continuamente até o terceiro passe de laminação a quente. No quarto passe ainda é possível observar-se pequenas falhas de caldeamento e no quinto passe o caldeamento está completado;
- 8) Observou-se evidências de fragmentação das partículas de U_3Si_2 durante todas as etapas de deformação do núcleo, mais acentuadamente até o quarto passe de laminação. Contudo, não foi observado acentuado “stringering”, que é o alinhamento dos fragmentos na direção da laminação. O diâmetro circular equivalente das partículas de U_3Si_2 diminui linearmente com a deformação acumulada até o sexto passe, quando uma abrupta diminuição no diâmetro é observada no sétimo passe de laminação, sugerindo a existência de uma espessura de núcleo crítica que promove uma fragmentação mais acentuada. Depois dessa fragmentação pronunciada no sétimo passe, ocorre pouca fragmentação nos dois últimos passes de laminação a quente. A fragmentação volta a ocorrer nos dois últimos passes de laminação a frio, mais severamente do que nos seis primeiros passes de laminação a quente;
- 9) O estudo da evolução da porosidade do núcleo com a deformação mostrou uma importante dispersão nos resultados. Dos métodos de determinação de porosidade aplicados, o método hidrostático é o que mostrou os melhores resultados, os quais sugerem uma formação de porosidade no início da laminação, decorrente da fragmentação de partículas de U_3Si_2 , e sua posterior eliminação na fase final da laminação a quente. Durante a laminação a frio a porosidade residual do núcleo volta a aumentar com a redução em espessura. Uma revisão metódica nos procedimentos de determinação de porosidade pelo método hidrostático necessita ser realizada;
- 10) O defeito conhecido como “flecha” mostrou-se pouco severo, sendo possível sua detecção apenas no sétimo passe de laminação, quando o comprimento

do núcleo é grande o suficiente para permitir sua medição. O esquema de rotação da placa combustível entre os passes de laminação mostrou-se eficaz para correção da flecha no oitavo passe. Apesar da flecha gerada no nono passe de laminação ser corrigida empiricamente nos dois últimos passes de laminação a frio, o procedimento mostrou ser suficiente para o controle desse tipo de defeito. Contudo, tal correção é dependente da habilidade do operador.

6 - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

1) Estudar a influência da concentração da fase dispersa na deformação de núcleos de dispersões U_3Si_2 -Al e UMo-Al.

2) Estudar a fragmentação de partículas de U_3Si_2 por meio de imagens obtidas com microscopia eletrônica de varredura, utilizando o sinal de elétrons retroespalhados;

3) Os dados de tamanho de partículas obtidos possivelmente podem ser melhorados por meio da transformação das informações bidimensionais obtidas das amostras seccionadas, em informação tridimensional, obtendo-se distribuições em volume. Isso pode ser realizado como continuação deste trabalho, por meio do uso do programa Quantikov [68], que utiliza o método Saltikov para transformar informações obtidas no plano em informações tridimensionais.

4) Avaliar a reprodutibilidade e exatidão do método hidrostático para determinação da porosidade residual em núcleos de placas combustíveis.-

7 - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. INSTITUTO DE ENERGIA ATOMICA. **Reator de pesquisas**. São Paulo, 1958. (IEA-Pub-1).
2. PASQUALETTO, H. **Níveis de radiação na superfície livre da piscina do reator IEA-R1**. 1978. Dissertação (Mestrado) - Instituto de Energia Atômica, São Paulo. (IEA-Dt-064).
3. MELLO, R. E. F. **Estudo hidrotérmico do caroço do reator de piscina IEA-R1 com vistas ao aumento de potencia**. 1970. Dissertação (Mestrado). Escola Politécnica, Universidade de São Paulo.
4. CUNNINGHAM, J. E. ; BOYLE, E. J. MTR-Type fuel elements. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON THE PEACEFUL USES ATOMIC ENERGY, Aug. 8-20, 1955, Geneva. v.9. Reactor technology and chemical processing. Geneva: United Nations, 1956. **Proceedings...** p. 203-7.
5. KAUFMAN, A. R. **Nuclear reactor fuel elements, metallurgy and fabrication**. New York: Interscience, 1962.
6. HOLDEN, A. N. **Dispersions fuel elements**. New York: Gordon & Breach, 1967.
7. CUNNINGHAM, J. E.; BEAVER R. J.; THURBER, W. C.; WAUGH R. C. Fuel dispersions in aluminum-base elements for research reactors. In: FUEL ELEMENTS CONFERENCE, November 18-23, 1957, Paris. Oak Ridge, Tenn.: Atomic Energy Commission, 1958. **Proceedings...** v.1, p. 269-97, (TID – 7546).
8. SALLER H, A. Preparation, properties and cladding of aluminum-uranium alloys. In: In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON THE PEACEFUL USES ATOMIC ENERGY Aug. 8-20, 1955, Geneva. v.9. Reactor technology and chemical processing. Geneva: United Nations, 1956. **Proceedings...** p. 214-20.
9. THURBER W. C.; BEAVER, R. J. Segregation in uranium-aluminum alloys and its effect on the fuel loading of aluminum-base fuel element. In: REACTOR FUEL MEASUREMENTS TECHNIQUES SYMPOSIUM, June 18-20, 1958, East Lansing Michigan. Washington: USAEC, 1958. p. 9-29. (TID -7560).
10. LENNOX, D. H.; KELBER, C. N. **Summary report on the hazards of the Argonaut Reactor**. Illinois: Argonne National Lab., Dec. 1956. (ANL – 5647).
11. KUCERA, W. J.; LEITTEN, C. F.; BEA VER, R. J. **Specifications and procedures used in manufacturing U₃O₈-aluminum dispersion fuel elements for core I of the Puerto Rico research reactor**. Oak Ridge, Tenn.: Oak Ridge National Laboratory, 1963. (ORNL – 3458)
12. KNIGHT, R. W.; BINNS, J.; ADAMSON JUNIOR, G. M. **Fabrication procedures for manufacturing high flux isotope reactor fuel elements**. Oak Ridge, Tenn.: Oak Ridge National Lab., June, 1968. (ORNL – 4242).

13. BEAVER, R. I.; ADAMSON JUNIOR, G. M.; PATRIARCA, P. ***Procedures for fabricating aluminum-Base ATR fuel elements***. Oak Ridge, Tenn.: Oak Ridge National Lab., June, 1964. (ORNL – 3632).
14. TRAVELLI, A. Current status of the RERTR program. In: DEVELOPMENT FABRICATION AND APPLICATION OF REDUCED-ENRICHED FUELS FOR RESEARCH AND TEST REACTOR, November 12-14, Argonne Illinois, 1980. ***Proceedings...*** (CONF – 801144)
15. SNELGROVE, J. L.; DOMAGALA, R. F.; HOFFMAN, G. L.; WIENCEK, T.C.; COPELAND, G. L.; HOBBS, R. W.; SENN, R. L. ***The use of U₃Si₂ dispersed in aluminum in plate-type fuel elements for research and test reactors***. Illinois: Argonne National Laboratory, October, 1987. (ANL/RERTR/TM-11).
16. COPELAND, G. L.; HOBBS, R. W.; HOFFMAN, G. L.; SNELGROVE, J. L. ***Performance of low-enriched U₃Si₂-Al dispersion fuel elements in the Oak Ridge research reactor***. Illinois: Argonne National Laboratory, October, 1987. (ANL/RERTR/TM-10).
17. UNITED NATIONS REGULATORY COMMISSION. ***Safety evaluation report related to the evaluation of low-enriched uranium silicide-aluminum dispersion fuel for use in non-power reactors***. Washington: United States Nuclear Regulatory Commission. July, 1988. (NUREG-1313).
18. NAZARÉ, S.. New low enrichment dispersion fuels for research reactors prepared by PM-Techniques. ***Powder Metallurgy International***, v. 18, n° 3, p. 150, 1986.
19. NAZARÉ, S. Low enrichment dispersion fuels for research and test reactors. ***Journal of Nuclear Materials***, v.124, p.14, 1984.
- 20 – HOFMAN, G. L.; WIENCEK, T. C.; VAN GROOS, S. A. K.; KIM, K-H.; LEE, C-T. ; KIM, C-K. Study on the formation of as-fabricated porosity in U₃Si₂ aluminum dispersion fuels. In: INTERNATIONAL MEETING ON REDUCED ENRICHMENT FOR RESEARCH AND TEST REACTORS, September, 18-21, 1994, Paris. ***Proceedings...*** (CONF-9509253--5).
- 21 – HOFMAN, G. L.; MEYER, M. K.; RAY, A. Design of high density gamma-phase uranium alloys for LEU dispersion fuel applications. In INTERNATIONAL MEETING ON REDUCED ENRICHMENT FOR RESEARCH AND TEST REACTORS, 21st, October, 18-23, 1998, São Paulo, Brazil. (INIS-BR--3879)
- 22 – VAN THYNE, R. J.; McPHERSON, D. J. Transformation kinetics of uranium-molybdenum alloys. ***Transactions of the American Society of Metals***, v. 49, p. 598, 1957.
- 23 – SNELGROVE, J. L.; HOFMAN, G. L.; TRYBUS, C. L.; WIENCEK, T. C. Development of very-high-density low-enriched-uranium fuels. In: INTERNATIONAL TOPICAL MEETING ON RESEARCH REACTOR FUEL MANAGEMENT, February 5-7, 1997, Bruges, Belgium. (INIS-CH--50A).

- 24 – HAMY, J. M.; LANGUILLE, A.; GUIGON, B.; LEMOINE, P.; JAROUSSE, C.; BOYARD, M.; EMIN, J. L. Status as of March 2002 of the Umo development program. In: INTERNATIONAL TOPICAL MEETING ON RESEARCH REACTOR FUEL MANAGEMENT, March 17-20, 2002, Ghent, Belgium.
- 25 – ADELFGANG, P.; ALVAREZ, L.; BOERO, N.; CALABRESE, R.; DE LA FUENTE, M.; ECHENIQUE, P.; MARKIEWICZ, M.; PASQUALINI, E.; PÉREZ, A.; PIAZZA, A.; RUGGIRELLO, G.; TABOADA, H. RERTR activities in Argentina. In: INTERNATIONAL MEETING ON REDUCED ENRICHMENT FOR RESEARCH AND TEST REACTORS, 23rd. October 1-6, 2000, Las Vegas, USA. (INIS-BR--3879).
- 26 – CHERNYSHOV, V.; ADEN, V.; KARTASHOV, E.; LIKICHEV, V. Russian RERTR program. In: INTERNATIONAL MEETING ON REDUCED ENRICHMENT FOR RESEARCH AND TEST REACTORS, 24th November 3-8, 2002, Bariloche, Argentina. (INIS-XA-C--001).
- 27 – RODIER, M.; ILTIS, X.; MAZAUDIER, F.; CORNEN, M.; DUBOIS, S. Effects of Ti in the UMo/Al system: preliminary results. In: INTERNATIONAL TOPICAL MEETING ON RESEARCH REACTOR FUEL MANAGEMENT, March 11-15, 2007, Lyon, France.
- 28 – PARK, J.; RYU, O.H, S.; LEE, D.; KIM, C.; KIM, Y.; HOFMAN, G. Phase stability U-Mo-Ti alloys and Interdiffusion behaviors of U-Mo-Zr/Al-Si. In: INTERNATIONAL MEETING ON REDUCED ENRICHMENT FOR RESEARCH AND TEST REACTORS 29th October 29 - November 2, 2006, Cape Town, South Africa.
- 29 – KIM, Y. S.; HOFMAN, G. L.; RYU, H. J.; REST, J. Thermodynamic and metallurgical considerations to stabilizing the interaction layers of U-Mo/Al dispersion fuel. In: INTERNATIONAL MEETING ON REDUCED ENRICHMENT FOR RESEARCH AND TEST REACTORS , 27th November 6-10, 2005, Boston, USA. (INIS-XA-C--121).
- 30 – KIM, Y.; RYU, H.; HOFMAN, G.; HAYES, S.; FINLAY, M.; WACHS, D.; CHANG G. Interaction layer growth correlations for (U-Mo)/Al and Si-added (U-Mo)/Al dispersion fuels. In: INTERNATIONAL MEETING ON REDUCED ENRICHMENT FOR RESEARCH AND TEST REACTORS, 29th , October 29 - November 2, 2006, Cape Town, South Africa.
- 31 – HOFMAN, G.; KIM, Y.; RYU, H.; FINLAY, M. Results of low-enriched U-Mo miniplates from RERTR-6 and -7A irradiation. In: INTERNATIONAL MEETING ON REDUCED ENRICHMENT FOR RESEARCH AND TEST REACTORS, October 29 – November 2, 2006, Cape Town, South Africa. **Proceedings...**

- 32 – PALANCHER, H.; MARTIN, P.; SABTHIER, C.; DUBOIS, S.; VALOT, C.; WIESCHALLA, N.; RÖHRMOSER, A.; PETRY, W.; JAROUSSE, C.; GRASSE, M.; TUCOULOU, R. Heavy ion irradiation as a method to discriminate research reactor fuels. In: INTERNATIONAL TOPICAL MEETING ON RESEARCH REACTOR FUEL MANAGEMENT, April 30 – May 3, 2006, Sofia, Bulgaria. **Proceedings...** p. 99.
- 33 – MIRANDOU, M.; ARICÓ, S.; GRIBAUDO, L.; BALART, S. Out-of-Pile diffusion studies between U-7wt%Mo and Al-Si alloys. In: INTERNATIONAL MEETING ON REDUCED ENRICHMENT FOR RESEARCH AND TEST REACTORS , November 6-10, 2005, Boston, USA. **Proceedings...**
- 34 – CORNEN, M.; MAZAUDIER, F.; ILTIS, X.; RODIER, M.; DUBOIS, S.; LEMOINE, P. Physico-chemical aspects of modified UMo/Al interaction. In: INTERNATIONAL TOPICAL MEETING ON RESEARCH REACTOR FUEL MANAGEMENT, March 11-15, 2007, France. p.129.
- 35 – MEYER, M.; AMBROSEK, R.; CHANG, G.; CLARK, C.; FINLAY, M.; HOFMAN, G.; KEISER, D.; MEYER, D.; MOORE, G.; MOORE, K.; SNELGROVE, J.; WACHS, D.; WIENCEK, T.; WIGHT, J.; WILLIAMS J. Progress in the U.S. RERTR fuel development program. In: INTERNATIONAL MEETING ON REDUCED ENRICHMENT FOR RESEARCH AND TEST REACTORS , October 29 – November 2, 2006, Cape Town, South Africa. **Proceedings...**
- 36 – DUBOIS, S.; MAZAUDIER, F.; PALANCHER, H.; MARTIN, P.; SABATHIER, C.; RIPERT, M.; LEMOINE, P.; JAROUSSE, C.; GRASSE, M.; WIESCHALLA, N.; PETRY, W. Development of dispersed UMo fuel : an oxide layer as a protective barrier of the UMo particles. In: INTERNATIONAL MEETING ON REDUCED ENRICHMENT FOR RESEARCH AND TEST REACTORS , October 29 - November 2, 2006, Cape Town, South Africa.
- 37 – TRYBUS, C. L.; MEYER, M. K.; CLARK, C. R.; WIENCEK, T. C.; Mc GANN, D. J. Design and fabrication of high density uranium dispersion fuels. In: INTERNATIONAL MEETING ON REDUCED ENRICHMENT FOR RESEARCH AND TEST REACTORS, 20th, October 5-10, 1997, Jackson Hole, USA.
38. CAPOCHI, J. D. T.; CINTRA, S. H. L.; GENTILE, E. F. Estudo experimental de fabricação de elementos combustíveis planos contendo núcleos de cermets. **Metalurgia**, v. 24, p. 207, 1968.
39. CAPOCHI, J. D. T.; CINTRA, S. H. L.; GENTILE, E. F. Estudo de fabricação de elementos combustíveis planos com núcleos de cermets de 65% U₃O₈ - 35% Al revestidos com ILiga de alumínio. **Metalurgia**, v. 24, p. 913, 1968.
40. CINTRA, S. H. L.; GENTILE, E. F.; NISHIOKA, I.; ABRÃO, M. A. S.; AMBROZIO, F. F. Análise de variáveis do processo de fabricação de placas combustíveis com núcleos de dispersões Al-U₃O₈. **Metalurgia**, v. 26, p. 31, 1970.

41. SOUZA SANTOS, T. D.; HAYDT, H. M.; FREITAS, C. T. Principais característicos metalúrgicos dos elementos combustíveis produzidos para o reator Argonauta do Instituto de Engenharia Nuclear. ***Metalurgia***, v. 21, p. 909, 1965.
42. SOUZA SANTOS, T. D.; HAYDT, H. M.; FREITAS, C. T. Fabricação de elementos combustíveis para o Reator Argonauta do Instituto de Engenharia Nuclear. ***Metalurgia***, v. 21, p. 369, 1965.
43. SILVA, J. E. R. ; SILVA, A. T.; TERREMOTO, L. A. A.; DURAZZO, M. Program for in-pile qualification of high density silicide dispersion fuel at IPEN-CNEN/SP. In: INTERNATIONAL NUCLEAR ATLANTIC CONFERENCE , 2009, Rio de Janeiro. ***Proceedings...*** Rio de Janeiro: Associação Brasileira de Energia Nuclear . v.1, p. 1-8, 2009.
44. FRAJNDLICH, E. U. C ; SALIBA SILVA, A. M; ZORZETTO, M. A. Alternative route for UF₆ conversion towards UF₄ to produce metallic uranium. In: INTERNATIONAL MEETING ON REDUCED ENRICHMENT FOR RESEARCH AND TEST REACTORS, 21st, October 18-23, 1998, Sao Paulo, Brazil. (INIS-BR--3879)
45. SILVA, A. M. S.; DURAZZO, M.; FRAJNDLICH, E. U. C.; RIELLA, H. G.. Fabrication of U₃Si₂ powder for fuels used in IEA-R1 nuclear research reactor. ***Materials Science Forum***, v. 591, p. 194-199, 2008.
46. DURAZZO, M. ; URANO de CARVALHO, E. F. ; SALIBA-SILVA, A. M. ; SOUZA, J. A. B. ; RIELLA, H. G. Fabricação de elementos combustíveis a base de U₃Si₂ no Brasil. ***Revista Brasileira de Pesquisa e Desenvolvimento***, v. 9, p. 18-28, 2007.
47. SALIBA-SILVA, A. M. ; MARTINS, I. C. ; OLIVEIRA, E. T. ; PEREIRA, J. V. ; DURAZZO, M.. Estudos térmicos e físicos para viabilizar a redução metalotérmica de urânio metálico a partir de UF₄. ***Revista Brasileira de Pesquisa e Desenvolvimento***, v. 8, p. 85-90, 2006.
48. DURAZZO, M.; URANO de CARVALHO, E. F.; SALIBA SILVA, A. M.; SOUZA, J. A. B.; RIELLA, H. G. Development of LEU silicide fuel element for the IPEN research reactor. In: RESEARCH REACTOR FUEL MANAGEMENT, 2008, Hamburg. ***Transactions of RRFM***. p. 342-348, 2008.
49. DURAZZO, M.; URANO de CARVALHO, E. F.; SALIBA SILVA, A. M.; SOUZA, J. A. B.; RIELLA, H. G. Current status of U₃Si₂ fuel elements fabrication in Brazil. In: INTERNATIONAL MEETING ON REDUCED ENRICHMENT FOR RESEARCH AND TEST REACTORS , Prague. ***Proceedings...*** . Illinois: Argonne National Laboratory, 2007.
50. OLIVEIRA, F. B. V.; DURAZZO, M.; URANO de CARVALHO, E. F.; SALIBA SILVA, A. M.; RIELLA, H. G. Powder formation of γ uranium-molybdenum alloys via hydration-dehydration. In: INTERNATIONAL MEETING ON REDUCED ENRICHMENT FOR RESEARCH AND TEST REACTORS, September 23-27, 2007, Prague.

51. DURAZZO, M.; ROCHA, C. J.; MESTNIK FILHO, J.; LEAL NETO, R. M. Powdering ductile of U-Mo alloys for nuclear dispersion fuels. In: INTERNATIONAL TOPICAL MEETING ON RESEARCH REACTOR FUEL MANAGEMENT, March, 21-25 ,2010, Marrakesh, Morrocco. (INIS-BE--10K0001).
52. SALIBA SILVA, A. M.; DURAZZO, M.; URANO de CARVALHO, E. F.; RIELLA, H. G. Fabrication of U_3Si_2 powder for fuels used in IEA-R1 nuclear research reactor. **Materials Science Forum**, v. 591-593, p. 194-199, 2008
53. SALIBA SILVA, A. M.; MARTINS, I. C.; SANTOS, L. R.; DA SILVA, D. G.; URANO DE CARVALHO, E. F.; RIELLA, H. G.; DURAZZO, M. Metallic uranium production for irradiation target alloys. In: CONFERENCE - RESEARCH REACTOR FUEL MANAGEMENT - RRFM 2011, 2011, Rome. **Transactions of RRFM 2011, 2011**.
54. DURAZZO, M.; URANO de CARVALHO, E. F.; SALIBA-SILVA, A. M.; SOUZA, J. A. B.; RIELLA, H. G. Fabricação de elementos combustíveis a base de U_3Si_2 no Brasil. **Revista Brasileira de Pesquisa e Desenvolvimento**, v.9, p. 18–28, 2007,
55. DURAZZO, M.; PERROTTA, J. A. Fuel improvement for the IPEN research reactor. Semiannual Progress Report, January - June 1999. São Paulo: IPEN, 1999. (BRA-4-047-1999).
56. KNIGHT, R. W.; MORIN, R. A. Fabrication procedures for manufacturing high flux isotope reactor fuel elements. In: OAK RIDGE NATIONAL LABORATORY, 1996. (ORNL/6852)
57. MARTIN, M. M.; WERNER, W. J.; LEITTEN JUNIOR, C. F. **Fabrication of aluminum-base irradiation test plates**. Oak ridge Tenn.: Oak Ridge National Laboratory, February 1966. (ORNL-TM-1377).
58. MARTIN, M. M. High-uranium-loaded U_3O_8 -Al fuel element development program. Part I . In: INTERNATIONAL REDUCED ENRICHMENT RESEARCH AND TEST REACTOR MEETING, November 9-10 ,1978, Argonne, Illinois. **Proceedings...** p.65-76. (ANL/RERTR/TM-1), (CONF-781151).
59. COPELAND, G. L.; MARTIN, M. M. Fabrication of high-uranium-loaded U_3O_8 -Al developmental fuel plates. In: INTERNATIONAL MEETING ON DEVELOPMENT , FABRICATION, AND APPLICATION OF REDUCED ENRICHMENT FUELS FOR RESEARCH AND TEST REACTORS, November 12-14 Nov 1980, Argonne, Illinois. **Proceedings...** (ANL/RERTR/TM-3).
60. COPELAND, G. L.; MARTIN, M. M. Development of high-uranium-loaded U_3O_8 -Al fuel plates. **Nuclear Technology** v. 56, n.3 p., 547-552, 1982.
61. WIENCEK, T. C. A study of the effect of fabrication variables on the void content and quality of fuel plates. In: INTERNATIONAL MEETING ON REDUCED ENRICHMENT FOR RESEARCH AND TEST REACTORS October, 3-6 November, 1986, Gatlinburg, Tn. **Proceedings...** (CONF- 861185-10).

62. MARTIN M. M.; MARTIN W. R. ***Fabrication voids in aluminum-based fuel dispersions.*** Oak Ridge, Tenn: Oak Ridge National laboratory, Metals and Ceramics Division, October, 1970, (ORNL-4611).
63. MARTIN, M. M. Parametric Study of the deformation of U_3O_8 -Al and UAl_x -Al dispersion fuel plates. In: FUEL AND MATERIAL DEVELOPMENT PROGRAM FOR PERIOD ENDING, December 31, 1969. Oak Ridge, Tn. Oak National Lab., May 1970. p. 277-82. (ORNL-4520).
64. MARTIN, M. M.; ERWIN, J. H.; MARTIN, W. R. Effect of type and concentration of fuel on the void volume in aluminum dispersion-type fuel plates.. ***Transactions of the American Nuclear Society***, v. 11, n.1, p. 107, 1968.
65. GRABER, M. J.; ZUKOR, M.; GIBSON, G. W. Superior irradiation performance of stainless steel cermet fuels plates through use of low-density UO_2 . ***Transactions American Nuclear Society***. v. 10, p. 482-483, 1967.
66. MARTIN, M. M.; RICHT, A. E. Effect of void volume on irradiation performance of aluminum-base dispersion-type fuel plates. ***Transactions of the American Nuclear Society***. v. 12, n.1, p. 98-99, 1969.
67. DURAZZO, M. Estudo da porosidade residual em núcleos de placas combustíveis a base de dispersões U_3O_8 -Al. ***Revista Brasileira de Pesquisa e Desenvolvimento***, v. 7, p. 317-331, 2005.
68. PINTO, L. C. M. ***Quantikov, um analisador microestrutural para ambiente windows.*** 1996. Tese (Doutoramento) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares . 160 p. Disponível em: <<http://www.teses.usp.br>> acesso em: nov. 2010.