UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE LORENA

VICTOR HUGO LEAL DE ARAÚJO

**Efeito da soldagem por feixe de elétrons e tratamento térmico
pós-soldagem em características mecânicas e microestruturais
de tiras de Inconel 718 aplicadas em componentes nucleares**

Lorena - SP

2009

VICTOR HUGO LEAL DE ARAÚJO

**Efeito da soldagem por feixe de elétrons e tratamento térmico
pós-soldagem em características mecânicas e microestruturais
de tiras de Inconel 718 aplicadas em componentes nucleares**

Dissertação apresentada à Escola de
Engenharia de Lorena da Universidade de
São Paulo para a obtenção do título de
Mestre em Engenharia de Materiais.

Área de Concentração: Materiais Metálicos,
Cerâmicos e Poliméricos.
Orientador: Prof. Dr. Carlos Ângelo Nunes

Lorena - SP

2009

AUTORIZO A REPRODUÇÃO E DIVULGAÇÃO TOTAL OU PARCIAL DESTE TRABALHO, POR QUALQUER MEIO CONVENCIONAL OU ELETRÔNICO, PARA FINS DE ESTUDO E PESQUISA, DESDE QUE CITADA A FONTE.

Ficha Catalográfica

Elaborada pela Biblioteca Especializada em Engenharia de Materiais
USP/EEL

Araújo, Victor Hugo Leal de

Efeito da soldagem por feixe de elétrons e tratamento térmico pós-soldagem em características mecânicas e microestruturais de tiras Inconel 718 aplicadas em componentes nucleares. / Victor Hugo Leal de Araújo ; orientador Carlos Ângelo Nunes. --Lorena, 2009.

135f.: il.

Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Escola de Engenharia de Lorena - Universidade de São Paulo.

1. Superliga 2. Soldagem 3. Nuclear 4. Inconel 5. Tratamento térmico 6. Feixe de elétrons I. Título.

CDU 669.018

DEDICATÓRIA

A Deus, fonte única de vida e sabedoria.

A Giselle, minha esposa, com amor, admiração e gratidão por sua compreensão, carinho, presença e incansável apoio ao longo do período de elaboração deste trabalho.

A meus pais, Francisco e Inês por tudo aquilo que representam em minha vida.

AGRADECIMENTOS

Às Indústrias Nucleares do Brasil – INB, que por meio da Diretoria de Produção do Combustível Nuclear, ofereceu todo incentivo e apoio à realização deste trabalho.

Ao professor e orientador Dr. Carlos Ângelo Nunes pela valorosa orientação e paciência dedicadas.

Aos amigos do PTT-DPN, em especial aos engenheiros Carlos Frederico, Flávio Sobral e Victor Zidan pela preciosa ajuda e contribuições técnicas prestadas.

Ao gerente da engenharia de produto Eng. Adão Geraldo Dulce pelas recomendações e apoio na definição do trabalho.

À Gerência de Produção e Montagem do Elemento Combustível da INB, em especial aos funcionários do setor de fabricação de componentes e soldagem por feixe de elétrons da INB, que foram indispensáveis e extremamente solícitos durante a realização do trabalho.

À equipe do laboratório de materiais da INB, pelo grande apoio e qualidade das análises realizadas.

À equipe de pesquisadores da COPPE-UFRJ, em especial ao pesquisador Dr. André Freitas Ribeiro, pela colaboração na realização das análises em MEV.

Ao laboratório de microscopia eletrônica da EEIMVR-UFF, em especial ao professor Dr. Jefferson Fabrício Cardoso Lins pela colaboração e contribuição técnica nas análises em MEV realizadas.

RESUMO

ARAÚJO, V. H. L. Efeito da soldagem por feixe de elétrons e tratamento térmico pós-soldagem em características mecânicas e microestruturais de tiras de Inconel 718 aplicadas em componentes nucleares. 2009. 135 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) - Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2009.

A nacionalização de componentes para a indústria nuclear é de grande importância para o Brasil não só pela diminuição de custo como também pela absorção de tecnologia incorporada no desenvolvimento dos materiais e processos envolvidos. A grade espaçadora fabricada em tiras de Inconel 718 e soldada por feixe de elétrons é um desses componentes que não são fabricados no Brasil e constituem papel fundamental na estrutura do Elemento Combustível. Na realização deste projeto foram empregadas tiras de Inconel 718, fornecidas pelas Indústrias Nucleares do Brasil S.A. - INB. Inicialmente as tiras no estado anterior à soldagem foram caracterizadas através de análise química, ensaios de tração e avaliação microestrutural por microscopia óptica e eletrônica. Após montagem das tiras em arranjos adequados para execução dos ensaios, os corpos de prova foram soldados por feixe de elétrons em vácuo ($\leq 5 \cdot 10^{-4}$ mbar) variando-se os principais parâmetros envolvidos no processo, como a corrente do feixe, corrente de focalização e tempo de soldagem. As juntas soldadas foram avaliadas quanto à geometria do cordão obtido e mecanicamente através de ensaio de dureza e de cisalhamento, objetivando determinar a força máxima anterior à ruptura. Este último realizou-se em uma máquina de tração convencional usando corpo de prova adaptado. Também foram realizadas avaliações por microscopia óptica e eletrônica de varredura (MEV) acoplada a um espectrômetro de massa por energia dispersiva (EDS) para evidenciar as principais características microestruturais do cordão de solda, como a presença e morfologia das fases constituintes e a extensão e zonas de transição presentes. Posteriormente à definição dos parâmetros de soldagem a serem empregados, foram realizados tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento para diferentes ciclos térmicos. As amostras resultantes dos diferentes ciclos térmicos também foram caracterizadas através dos procedimentos descritos anteriormente, com o objetivo de se definir quais condições aplicadas no tratamento térmico resultaram em propriedades mais adequadas ao produto. A partir dos resultados obtidos, tornou-se possível correlacionar a influência da soldagem e do tratamento térmico com a evolução da microestrutura e das propriedades mecânicas avaliadas. Tais resultados auxiliarão na definição de parâmetros de processo a serem empregados pelas Indústrias Nucleares do Brasil S.A. na fabricação do componente citado.

Palavras-chave: Superliga. Soldagem. Nuclear. Inconel. Tratamento Térmico. Feixe de elétrons.

ABSTRACT

ARAÚJO, V. H. L. Effect of electron beam welding and post-weld heat treatments in mechanical and microstructural characteristics of Inconel 718 straps applied in nuclear components. 2009. 135 p. Dissertation (Master of Science in Materials Engineering) - Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2009.

The nationalization of components for the nuclear industry is very important to Brazil, not only for the cost reduction, but also for the technological gain when materials and process are developed. The spacer grid fabricated with Inconel 718 and welded by electron beam is one of this components which is not fabricated in Brazil and it is a very important constituent of the fuel assembly structure. On the development of this project it were employed Inconel 718 straps, supplied by Indústrias Nucleares do Brasil S.A. - INB. Initially, before the welding phase, the straps were characterized by chemical analysis, tensile tests and microstructural evaluation using optical and electron microscopy. After the assembly of the straps in an adequate arrangement for execution of the tests, the test specimen were welded by electron beam in a vacuum ($\leq 5 \cdot 10^{-4}$ mbar) and the main process parameters were ranged, like the beam current, focusing current and the welding time. The welded joints were evaluated according with the obtained weld fillet geometry and it were also mechanically evaluated by the hardness and shear tests, aiming to determine the maximum force before collapse. The shear test was performed on a conventional tensile test machine using an adaptative test specimen. It were done, also, evaluations by optical and scanning electron microscopy (SEM) connected with Energy Dispersive Spectrometry (EDS), to evidence the main microstructural characteristics of the weld fillet, like the presence and morphology of the constituent phases, and the presence of transition zones. After the definition of these weld parameters to be employed, it were done annealing and aging thermal treatments for different thermal cycles. The resultings samples of the different thermal cycles were also characterized by the procedures described earlier, with the purpose to define which condition used for the thermal treatment resulted in more suitable properties for the product. With the obtained results, it become possible to correlate the influence of welding and the thermal treatment with the microstructural evolution and the evaluated mechanical properties. Such results will help Indústrias Nucleares do Brasil S.A. - INB to define the employed parameters in the manufacture process of this component.

Keywords: Superalloy. Welding. Nuclear. Inconel. Heat Treatment. Electron Beam.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Representação esquemática do Elemento Combustível e seus componentes.....	21
Figura 2 – (a) Grade espaçadora. (b) Detalhes da grade.....	22
Figura 3 – Diagrama dos Circuitos de um Reator do Tipo PWR.	26
Figura 4 – Núcleo de um Reator do Tipo PWR.	27
Figura 5 – Representação do Elemento Combustível e seus componentes.	33
Figura 6 – Posição das Grades Espaçadoras no Elemento Combustível.	35
Figura 7 – (a) Célula unitária da estrutura $D0_{22}$ (fase γ'' – Ni_3Nb); (b) Arranjo atômico do plano compacto (111) da estrutura $D0_{22}$ (5).	49
Figura 8 – Valores calculados dos incrementos nas tensões cisalhantes, $\Delta\tau$, para uma deformação de 0,2% como função do raio do precipitado γ'' para diferentes mecanismos. Valores observados experimentalmente estão representados nos círculos abertos. R1 representa o raio em que o modo de deformação passa de cisalhamento para maclação (5).....	50
Figura 9 – Superliga Base Inconel 718 (a) Diagrama de fase pseudobinário para o nióbio, (b) estrutura dendrítica bruta de fusão, e (c) distribuição do teor de nióbio perpendicular ao eixo da dendrita (4).	56
Figura 10 – Diagrama PTT da liga Inconel 718 (11).....	58
Figura 11 – Diagrama mostrando o efeito dos teores de alumínio e titânio na tendência a problemas de soldagem em superligas (4).	59
Figura 12 – Curvas de envelhecimento (dureza x tempo) para superligas de base-níquel. Destaque para a cinética inicial lenta do Inconel 718 (4).....	60
Figura 13 – Liquação do constituinte em linha NbC na superliga Inconel 718. (a) Aspecto anterior ao início da liquação, (b) estágio inicial da liquação, (c) movimento do constituinte para os contornos de grão (4). ...	60
Figura 14 – Liquação de carbeto na região da ZTA em superliga soldadas (12).....	61

Figura 15 – Comprimento total de microfissuras em Inconel 718 plotado em relação ao tamanho de grão, mostrando que o aumento no tamanho de grão resulta em maiores trincas (4).	62
Figura 16 – Curvas Tensão de Engenharia-Deformação do Inconel 718 para várias doses de radiação. (a) Condição envelhecida. (b) Condição solubilizada. (17).....	64
Figura 17 – Tira completa de Inconel 718 empregada na fabricação de grades espaçadoras.	66
Figura 18 – Representação da tira completa obtida a partir da soldagem a ponto de 2 tiras individuais.	68
Figura 19 – Tiras individuais e tira completa. Destaque para os pontos de solda da tira completa.	69
Figura 20 – Grade Espaçadora de Inconel 718 soldada a LASER.	70
Figura 21 – Configuração do corpo de prova para soldagem empregado.	72
Figura 22 – Corpo de prova para soldagem montado.....	73
Figura 23 – Dimensões avaliadas no cordão de solda. (a) largura. (b) profundidade.....	76
Figura 24 – Dispositivo de medição da profundidade do cordão de solda.....	76
Figura 25 – Seção do corpo de prova B (a) e corpos de prova de tração (b) submetidos aos tratamentos térmicos.	77
Figura 26 – Representação esquemática da localização das impressões da microdureza Vickers.	80
Figura 27 – Representação esquemática do conjunto utilizado para o ensaio de cisalhamento.....	81
Figura 28 – Microestrutura da seção transversal da tira completa (MEV).	83
Figura 29 – Microestrutura da seção longitudinal da tira completa (MEV). Precipitados brancos do tipo MC estão indicados pelas setas.	84
Figura 30 – Espectro de EDS sobre precipitado branco, NbC dissolvendo Ti.	85

Figura 31 – Simulação do número de mols de fase entre 300 e 1.500°C para a superliga Inconel 718.	87
Figura 32 – Simulação do número de mols de fase entre 1.100 e 1.400°C para a superliga Inconel 718.	89
Figura 33 – Simulação do número de mols de fase entre 700 e 1.100°C para a superliga Inconel 718.	90
Figura 34 – Simulação do número de mols de fase entre 350 e 800°C para a superliga Inconel 718.	90
Figura 35 – Simulação da composição de fases em Inconel 718. (a) carbeto MC. (b) Fase δ . (c) Fase γ' . (d) Fase σ	92
Figura 36 – Fração molar de sólido em função da temperatura para o Inconel 718. Linha preta e tracejada: condições de equilíbrio. Linha colorida: simulação pelo modelo de Scheil-Gulliver.	94
Figura 37 – Aspecto visual das juntas soldadas. (a) 3,5 mA – 2 s. (b) 3,5 mA – 3 s. (c) 4,5 mA – 3 s.	95
Figura 38 – Vista superior de uma interseção com formato adequado do cordão de solda.	96
Figura 39 – Micrografias na condição pós-soldagem. Posição das regiões ampliadas estão indicadas. (a) e (b) Regiões da ZF. (c) Região de transição ZF/MB. (d) Metal base.	100
Figura 40 – Microestruturas da zona fundida na condição pós-soldagem obtidas em MEV. (a) Centro da ZF. A linha pontilhada representa o eixo de uma dendrita. (b) Região anterior com maior ampliação.	102
Figura 41 – Espectro de EDS sobre fase Laves na região interdendrítica da zona fundida.	103
Figura 42 – Microestrutura da zona de transição ZF/MB na condição pós-soldagem obtida em MEV.	104
Figura 43 – Microestrutura da ZTA na condição pós-soldagem. (a) Microscopia óptica. (b) MEV.	105

Figura 44 – Micrografia da junta soldada na condição solubilizada (Aumento de 50x).	107
Figura 45 – Micrografias na condição solubilizada. Zona de transição ZF/MB: (a) Aumento de 100x; (b) Aumento de 200x ; (c) Aumento de 1.000x. (d) Metal base (400x).	108
Figura 46 – Microestrutura da zona de transição ZF/MB na condição solubilizada obtida em MEV.	109
Figura 47 – Microestrutura da zona de transição ZF/MB na condição solubilizada obtida em MEV. Destaque para o acentuado crescimento de grãos próximos ao contorno da ZTA.	110
Figura 48 – Micrografias na condição envelhecida. Posição das regiões ampliadas estão indicadas. (a) e (c) Regiões da ZF. (b) e (d) Região de transição ZF/MB.	112
Figura 49 – Microestruturas na condição envelhecida obtidas em MEV. (a) Centro da zona fundida. (b) Zona de transição ZF/MB.	113
Figura 50 – Microestrutura da zona de transição ZF/MB na condição envelhecida obtida via MEV. Destaque para a precipitação de fase δ acicular no contorno de grão.	115
Figura 51 – Micrografias do produto de referência soldado a LASER. Posição das regiões ampliadas estão indicadas. (a) Topo da ZF. (b) Região de transição ZF/MB. (c) Região da ZF próximo à fronteira ZF/MB. (d) Centro da ZF.	116
Figura 52 – Presença de poro na zona fundida do produto de referência soldado a LASER.	118
Figura 53 – Microestruturas da zona de transição ZF/MB no produto de referência soldado a LASER. (a) MEV. (b) Microscopia óptica.	119
Figura 54 – Curvas tensão de engenharia versus deformação para corpos de prova nas condições como recebida, solubilizada e envelhecida.	121

Figura 55 – Valores médios e intervalos absolutos de dispersão do limite de escoamento (LE), limite de resistência (LR) e alongamento total para as condições como recebida, solubilizada e envelhecida (TT Padrão). ..	122
Figura 56 – Curvas de distribuição de dureza ao longo da junta soldada para as condições pós-soldagem, solubilizada, envelhecida (TT Padrão) e produto de referência soldado a LASER.	124
Figura 57 – Valores médios e intervalos absolutos de dispersão da força trativa máxima de cisalhamento para as condições pós-soldagem, solubilizada, envelhecida (TT Padrão) e produto de referência soldado a LASER.	128

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 – Comparação dos Elementos Combustíveis de Angra I e Angra II.....	26
Tabela 2.2 – Fases observadas em superligas (4). (continua)	41
Tabela 2.3 – Faixa de composição dos principais elementos adicionados em superligas (4).....	44
Tabela 2.4 – Papel dos elementos de liga em superligas (4).	45
Tabela 2.5 – Composição Química para a liga Inconel 718 (9).	53
Tabela 3.1 – Composição química especificada para a corrida de origem da tira.	67
Tabela 3.2 – Parâmetros fixados para soldagem dos corpos de prova.	74
Tabela 3.3 – Parâmetros de soldagem aplicados no corpo de prova A para diferentes posições.....	75
Tabela 4.1 – Resultado da análise química do material da tira completa.	82
Tabela 4.2 – Simulação das fases presentes conforme decorrer da solidificação.	93
Tabela 4.3 – Critério dimensional empregado para seleção dos parâmetros de soldagem.....	97
Tabela 4.4 – Resultado da avaliação dimensional do corpo de prova A.....	98
Tabela 4.5 – Valores de referência dos limites de resistência, escoamento e alongamento percentual para chapas laminadas de Inconel 718 solubilizadas e envelhecidas.	123

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	19
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	24
2.1	REATORES NUCLEARES E O ELEMENTO COMBUSTÍVEL	24
2.2	CARACTERÍSTICAS DO PROJETO DE GRADES ESPAÇADORAS	34
2.2.1	<i>Tipos de Grades Espaçadoras</i>	34
2.2.2	<i>Requisitos Funcionais das Grades Espaçadoras</i>	36
2.3	METALURGIA DAS SUPERLIGAS	39
2.3.1	<i>Fases em Superligas</i>	39
2.3.2	<i>Elementos de Liga e Efeitos Microestruturais em Superligas</i>	42
2.3.3	<i>Aumento de Resistência em Superligas</i>	46
2.4	SUPERLIGA INCONEL 718	53
2.4.1	<i>Solidificação da superliga Inconel 718</i>	54
2.4.2	<i>Tratamento Térmico da superliga Inconel 718</i>	57
2.4.3	<i>Soldagem da superliga Inconel 718</i>	58
2.4.4	<i>Efeito da radiação sobre as propriedades mecânicas da superliga Inconel 718</i>	63
3	MATERIAIS E MÉTODOS	66
3.1	MATERIAIS	66
3.1.1	<i>Tiras Completas de Inconel 718</i>	66
3.1.2	<i>Corpos de Prova para Ensaio de Tração</i>	68
3.1.3	<i>Grade Espaçadora de Inconel 718 Soldada a LASER</i>	69
3.2	MÉTODOS	71
3.2.1	<i>Caracterização da tira completa</i>	71
3.2.2	<i>Montagem dos corpos de prova para soldagem</i>	72
3.2.3	<i>Soldagem por Feixe de Elétrons</i>	73
3.2.4	<i>Inspeção visual e dimensional do corpo de prova soldado</i>	75
3.2.5	<i>Tratamentos Térmicos</i>	77

3.2.6	<i>Avaliação metalográfica dos corpos de prova soldado e pós-tratamento térmico</i>	78
3.2.7	<i>Ensaio de Tração Convencional</i>	79
3.2.8	<i>Microdureza Vickers</i>	80
3.2.9	<i>Ensaio de Cisalhamento do cordão de solda</i>	80
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	82
4.1	CARACTERIZAÇÃO DA TIRA COMPLETA	82
4.2	SIMULAÇÕES EM THERMOCALC	86
4.2.1	<i>Número de mols de fase versus temperatura</i>	87
4.2.2	<i>Composição das fases</i>	91
4.2.3	<i>Simulações utilizando o modelo de Scheil-Gulliver</i>	93
4.3	INSPEÇÃO VISUAL E DIMENSIONAL DO CORPO DE PROVA SOLDADO	95
4.4	AVALIAÇÃO METALOGRÁFICA	99
4.4.1	<i>Condição Pós-Soldagem</i>	99
4.4.2	<i>Condição Solubilizada</i>	107
4.4.3	<i>Condição Envelhecida</i>	111
4.4.4	<i>Produto de referência soldado a LASER</i>	115
4.5	ENSAIO DE TRAÇÃO	120
4.6	MICRODUREZA VICKERS	124
4.7	ENSAIO DE CISALHAMENTO DO CORDÃO DE SOLDA	127
5	CONCLUSÕES	130
	REFERÊNCIAS	133

1 INTRODUÇÃO

O desenvolvimento da energia nuclear no Brasil teve início na década de 70, com o objetivo de se dominar essa fonte de energia e tecnologias correlatas. Dentre estas, destacam-se as tecnologias relacionadas à geração de energia elétrica através de reatores nucleares, o emprego em diversas áreas da medicina, no campo da agricultura, na indústria convencional e na propulsão nuclear. Após décadas de desenvolvimento, o país pertence hoje a um seleto grupo de países que possuem domínio tecnológico no conjunto de operações denominado ciclo do combustível nuclear, que torna possível a geração de energia elétrica por meio da tecnologia nuclear.

A utilização da energia nuclear para produção comercial de energia elétrica, responde segundo dados da Agência Internacional de Energia Atômica (AIEA) (1), por cerca de 16% da matriz energética mundial, através de 438 usinas nucleares operando em 31 países, sendo que 16 destes países dependem da energia nuclear para suprir, pelo menos 25% de suas necessidades. Como ilustração deste fato, vale registrar que a matriz energética da França utiliza cerca de 77% de energia nuclear, a Alemanha utiliza 28% e os EUA em torno de 20%. No Brasil, as usinas nucleares Angra I e Angra II são responsáveis por cerca de 3% do abastecimento energético nacional.

A maior parte dos reatores em operação comercial no mundo, utilizam como material físsil pastilhas cerâmicas de dióxido de urânio. Estas são acondicionadas em tubos metálicos formando-se as varetas combustíveis, as quais em conjunto com outros componentes metálicos formarão uma estrutura conhecida

como Elemento Combustível. Segundo Perrota (2), pode-se definir Elemento Combustível (EC) como o componente do núcleo do reator que contém de forma apropriada o material físsil e materiais estruturais. O núcleo de um reator contém um conjunto de elementos combustíveis. O EC típico de um reator nuclear PWR (*Pressurized Water Reactor*) é do tipo que possui varetas cilíndricas, que é a linha adotada no Brasil nas usinas nucleares Angra I e Angra II. Os principais componentes do Elemento Combustível são: vareta combustível, tubo guia da vareta de controle, grades espaçadoras, bocal inferior, bocal superior e mola de fixação do Elemento Combustível (Figura 1).

O fornecimento dos Elementos Combustíveis utilizados nas usinas nucleares brasileiras é de responsabilidade das Indústrias Nucleares do Brasil – INB. Para a fabricação dos Elementos Combustíveis a INB emprega diversos componentes provenientes de outros países, principalmente Alemanha e Estados Unidos. A produção em território nacional destes componentes para a indústria nuclear é de grande importância para o Brasil não só pela diminuição do custo de fabricação obtida como também pela absorção de tecnologia incorporada no desenvolvimento dos materiais e processos envolvidos. A grade espaçadora fabricada em tiras da liga Inconel 718 e soldada por feixe de elétrons é um desses componentes que não são fabricados no Brasil e constituem papel fundamental na estrutura do Elemento Combustível.

Figura 1 Representação esquemática do Elemento Combustível e seus componentes.

As grades espaçadoras (Figura 2) têm a função de manter a posição das varetas combustíveis dentro do arranjo do Elemento Combustível. Elas são elementos estruturais bem rígidos, montadas numa forma reticular por tiras metálicas entrelaçadas. Nas posições de fixação das varetas combustíveis existe um sistema mola-batente estampado nas tiras. Este sistema permite a fixação da vareta no plano da grade e possibilita o deslizamento da vareta no sentido perpendicular à grade, admitindo expansões axiais diferenciais entre varetas combustíveis sem causar tensões excessivas. As grades possuem também geometria característica para prover agitação na água de refrigeração que passa ao longo do EC visando melhoria na transferência de calor das varetas combustíveis para o refrigerante.

Figura 2 (a) Grade espaçadora. (b) Detalhes da grade.

As tiras constituintes das grades espaçadoras estruturais são fabricadas de uma superliga à base de níquel, o Inconel 718, pois esse material possui propriedades essenciais para operação em ambientes hostis, como o núcleo de um reator nuclear. As superligas de níquel constituem uma família de ligas destinadas a aplicações em temperaturas elevadas, já que mantêm boas propriedades mecânicas e resistência à corrosão até temperaturas próximas do ponto de fusão. Isto é conseguido graças à combinação de uma matriz austenítica endurecida por solução sólida - fase γ - com elevadas frações volumétricas de precipitados - fases γ'' e γ' . As aplicações incluem turbinas a gás, motores de foguete, artefatos aeroespaciais, reatores nucleares e componentes do seu núcleo.

Uma grade montada consiste de várias tiras obtidas a partir de chapas laminadas (cerca de 0,32 mm de espessura) e estampadas de forma que possam ser encaixadas formando um arranjo quadrado de células com configuração específica. Para manter a união do conjunto as tiras são soldadas por feixe de elétrons (*EBW - Electron Beam Welding*) que pela alta densidade de energia do processo permite a diminuição do volume de metal de solda e, conseqüentemente,

na extensão da zona afetada pelo calor e no nível de tensões residuais, resultando em juntas soldadas de excelente qualidade. Após a soldagem, as tiras são submetidas a um tratamento térmico de solubilização e precipitação visando atingir as propriedades finais desejadas.

No presente trabalho serão avaliados os efeitos de variações nos principais parâmetros dos processos de soldagem e tratamento térmico pós-soldagem através da caracterização mecânica e microestrutural de corpos de prova gerados, esperando-se identificar o conjunto de parâmetros que permitam a otimização do desempenho em serviço do componente. Os resultados obtidos durante o trabalho auxiliarão na definição de parâmetros de processo a serem empregados pelas Indústrias Nucleares do Brasil S.A. na fabricação do componente citado.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 REATORES NUCLEARES E O ELEMENTO COMBUSTÍVEL

Os reatores nucleares usam como princípio básico a fissão do núcleo de determinados isótopos do urânio e plutônio através de nêutrons com energias determinadas, gerando a cada fissão uma grande quantidade de energia (~200 MeV), produtos de fissão radioativos e nêutrons de altas energias (2,3). Como efeito da fissão de vários núcleos, e com consequente emissão de nêutrons a cada fissão, é gerada uma reação em cadeia que, de forma controlada, pode ser utilizada para várias finalidades, como fonte de nêutrons para irradiação e ativação de materiais, geração de potência térmica, produção de materiais transurânicos, etc. Os reatores nucleares possuem os meios para manter a reação em cadeia de forma controlada. Pode-se basear a classificação de reatores nucleares sob os seguintes itens, de acordo com a proposta de Perrota (2): energia dos nêutrons utilizados para fissão, propósito de funcionamento do reator, tipo de combustível e/ou refrigerante e/ou moderador. Maiores detalhes sobre a classificação e teoria de reatores, podem ser consultados na obra deste mesmo autor.

Atualmente, os reatores nucleares moderados a água leve – LWR (*Light Water Reactor*), que incluem os reatores à água pressurizada – PWR (*Pressurized Water Reactor*), respondem por mais de 75 % de todas as usinas nucleares em operação no mundo. As usinas nucleares do tipo PWR são centrais termoeletricas compostas de um sistema de geração de vapor, uma turbina para transformação do vapor em energia mecânica e de um gerador para a transformação de energia

mecânica em energia elétrica. A Figura 3 ilustra a estrutura básica de uma central nuclear com reator a água pressurizada. O calor produzido no reator, devido às fissões nucleares dos átomos de urânio presentes no Elemento Combustível (EC), é transportado por meio de um sistema fechado de resfriamento do reator (circuito primário) nos geradores de vapor para o circuito de vapor-água de alimentação (circuito secundário). O vapor produzido nos geradores de vapor aciona o turbogerador. A circulação do refrigerante é efetuada através das bombas do refrigerante primário. Um pressurizador, aquecido eletricamente e ligado ao circuito primário, proporciona uma pressão suficientemente alta (em torno de 150 bar) para manter a água no estado líquido, mesmo a uma temperatura de saída do reator relativamente alta (por exemplo, 320 °C). A vazão varia entre 144 m³/h e 520 m³/h e o número de Reynolds fica em torno de 5×10^5 . As paredes dos tubos dos geradores de vapor, projetadas para trabalhar em altas pressões, separam os dois circuitos. Deste modo, evita-se que nenhum material radioativo proveniente da área do reator penetre no circuito secundário. A potência do reator é regulada por meio de absorvedores de nêutrons. Para alterações rápidas de reatividade se aplicam barras de controle constituídas de materiais absorvedores, como por exemplo, carbeto de boro. As alterações de reatividade que ocorrem mais lentamente são compensadas com o ácido bórico dissolvido na água do sistema primário, cuja concentração pode ser variada por meio de sistemas auxiliares apropriados. Além disso, para compensar a elevada reatividade inicial da primeira carga, também são utilizados absorvedores neutrônicos sólidos colocados nos elementos combustíveis (conhecidos como venenos queimáveis), que perdem seu efeito de absorção gradativamente ao longo da vida do elemento combustível.

Figura 3 Diagrama dos Circuitos de um Reator do Tipo PWR.

Nos reatores modernos a água pressurizada, o núcleo (Figura 4) consiste de um número elevado de Elementos Combustíveis, os quais por sua vez se compõem de varetas combustíveis de cerca de 1 cm de diâmetro. A Tabela 2.1 apresenta um comparativo das características de Elementos combustíveis dos reatores nucleares brasileiros em operação.

Tabela 2.1 – Comparação dos Elementos Combustíveis de Angra I e Angra II.

ELEMENTO COMBUSTÍVEL	ANGRA 1	ANGRA 2
Quantidade / Reator	121	193
Nº de Varetas	235	236
Comprimento	4,00 m	5,00 m
Peso – urânio	411 kg	543 kg
Peso – Total	600 kg	840 kg

Figura 4 Núcleo de um Reator do Tipo PWR.

De uma forma geral o EC de um reator PWR possui características geométricas, mecânicas e metalúrgicas que otimizem o atendimento ao projeto neutrônico/termo-hidráulico, devendo atender aos seguintes requisitos funcionais básicos (3):

- Manter uma geometria no combustível e um posicionamento axial e radial aceitáveis, isto é, deve permitir a fixação do EC no núcleo do reator e das varetas no EC;
- Permitir um fluxo de refrigerante e uma transferência de calor aceitável;

- Manter uma barreira de separação entre o combustível (e os produtos de fissão gerados durante a irradiação) e a água de refrigeração do circuito primário;
- Permitir expansões radiais e axiais das varetas e também do EC como um todo em relação aos internos do reator;
- Permitir suporte próprio, ou seja, ter sustentação própria quando necessário e ter uma resistência bem definida às distorções ocasionadas por cargas laterais e axiais;
- Resistir à ação de forças devido ao escoamento do fluido, ou seja, deve acomodar os efeitos de vibração, atrito, levantamento, pulsos de pressão e instabilidade de escoamento;
- Permitir o controle do processo de fissão, isto é, dar guia para os elementos de controle, permitir o posicionamento de varetas de veneno queimável, acomodar efeitos de fluxo de nêutrons, temperatura, gradientes e transientes de pressão, atrito, amortecimento e impactos associados com a movimentação de elementos de controle;
- Permitir o posicionamento da instrumentação interna do núcleo e outros componentes quando associados ao EC.
- Acomodar efeitos químicos, térmicos, mecânicos e de irradiação sobre os materiais. Exemplos são: corrosão sob tensão, hidretação, fragilização por hidrogênio, densificação, fluência, etc.;
- Permitir manuseio, transporte e carregamento no núcleo, isto é, ter detalhes construtivos para içamento, pontos de contato, molas de fixação ou outros detalhes necessários, incluindo previsão de carregamento e compatibilidade com equipamentos de interface;
- Todos os EC dentro do núcleo devem ser compatíveis entre si.

Os principais componentes dos Elementos Combustíveis utilizados em reatores PWR são:

- Vareta combustível;
- Tubo guia da vareta de controle;
- Grades espaçadoras;
- Bocais de extremidade;
- Mola de fixação do EC.

A vareta combustível é o componente que contém de forma isolada o material físsil. Ela é constituída dos seguintes itens: pastilhas combustíveis, pastilha isolante, mola de fixação da coluna de pastilha, tubo metálico de revestimento e tampões de extremidade. A pastilha combustível contém o material físsil, em geral UO_2 sinterizado com enriquecimento isotópico em U-235 da ordem de 2 a 5%. A densidade da pastilha é em torno de 93 a 95% da densidade teórica do UO_2 . A forma da pastilha é cilíndrica com cavidades nas extremidades e chanfros nas bordas. Esta forma é feita a fim de minimizar as expansões térmicas axiais e radiais das extremidades da pastilha de forma a melhorar o desempenho da vareta durante irradiação já que o gradiente térmico radial na pastilha é muito acentuado.

Para manter a coluna de pastilhas unidas dentro da vareta combustível e criar espaços vazios para acomodar os gases de fissão produzidos durante irradiação, é colocada uma mola na parte superior da vareta. Esta mola acomoda também as expansões diferenciais entre a coluna de pastilha e o revestimento evitando altas tensões. Entre a mola e a coluna de pastilhas combustíveis é colocada uma pastilha isolante de Al_2O_3 de forma a diminuir o fluxo de calor da

pastilha combustível para a região da mola bem como evitar reações entre a pastilha e a mola já que as temperaturas na região central da pastilha podem ser altas (acima de 600°C). Da mesma forma, na extremidade inferior da coluna de pastilhas combustíveis é colocada uma ou mais pastilhas isolantes para se evitar o contato da parte central da pastilha combustível com o tampão de extremidade bem como poder servir de posicionamento axial para a coluna de pastilhas. O tubo metálico de revestimento bem como os tampões de extremidades servem para manter estanques as pastilhas combustíveis e os produtos de fissão gasosos produzidos na pastilha combustível durante irradiação. Os tampões são soldados ao tubo de revestimento. Qualquer ruptura do tubo, durante a operação no reator, leva a liberação de produtos de fissão radioativos para o refrigerante. Os materiais normalmente utilizados para o tubo de revestimento são ligas de zircônio que possuem boas características mecânicas e resistência à corrosão e possuem baixa seção de choque de absorção de nêutrons. As varetas combustíveis são preenchidas internamente com gás hélio de forma a melhorar a transferência de calor das pastilhas para o revestimento (e deste para o refrigerante) já que existe uma folga entre a pastilha combustível e o revestimento. Esta folga serve para acomodar as expansões diferenciais entre pastilha e revestimento ao longo de irradiação.

O espaçamento entre varetas combustíveis no arranjo do EC é definido pelo projeto neutrônico (relação $U/\text{H}_2\text{O}$) e por questões de transferência de calor (área de transferência de calor / volume de água). O número de varetas combustíveis no arranjo do EC depende da relação entre a potência global do reator e a densidade linear de potência desejada para cada vareta. As dimensões das

varetas são definidas por questões de desempenho sob irradiação além do aspecto neutrônico / termo-hidráulico referido anteriormente.

Algumas posições do arranjo de varetas do EC são ocupadas por tubos que servem de guia para as varetas absorvedoras que adentram o EC de forma a controlar a reação em cadeia no núcleo do reator. Estes tubos são abertos na extremidade superior permitindo a penetração da vareta absorvedora e sua movimentação de inserção e retirada no EC. Na parte inferior possuem alguns furos que permitem o escoamento do refrigerante por dentro do tubo e existe um estreitamento do tubo na parte inferior que juntamente com os outros furos promovem um efeito de “amortecimento hidráulico” da queda do Elemento de Controle dentro do EC numa situação de desligamento rápido do reator. Os materiais normalmente empregados para este tubo são ligas de zircônio ou aço inox austenítico. A posição central do arranjo de varetas no EC pode ser ocupada por um tubo que serve de guia para instrumentações internas do núcleo. São utilizados detectores de nêutrons para medida de fluxo e termopares para medir temperatura.

As posições das varetas combustíveis dentro do arranjo do EC são mantidas por elementos estruturais fabricados por tiras metálicas entrelaçadas que formam um componente denominado grade espaçadora. Nas posições de fixação das varetas combustíveis existe um sistema mola-batente estampado nas tiras que permite a fixação da vareta no plano da grade, possibilitando, no entanto, o deslizamento da vareta no sentido perpendicular. Este modo de fixação irá permitir expansões axiais diferenciais entre varetas combustíveis sem ocasionar o aparecimento de tensões excessivas. Com o objetivo de otimizar a transferência de calor das varetas combustíveis para o refrigerante, são introduzidos elementos nas grades espaçadoras como aletas ou canais de escoamento de maneira a alterar o

escoamento da água de refrigeração que passa ao longo do EC durante a operação do reator. Como material das tiras da grade é normalmente utilizado o Inconel 718 que por ser uma liga de níquel possui alta resistência à corrosão e por ser endurecido por precipitação possui alta resistência mecânica. Apesar do decréscimo nas propriedades mecânicas, também são empregadas grades fabricadas em ligas de zircônio em virtude da menor seção de choque de absorção de nêutrons deste material quando comparado ao Inconel 718. Desta forma, nas posições de grades espaçadoras de maior solicitação mecânica, em geral emprega-se grades espaçadoras de Inconel 718, e nas demais posições são utilizadas grades espaçadoras fabricadas em ligas de zircônio.

Os bocais de extremidade (superior e inferior) do EC servem de orientadores do fluxo de água para os canais de refrigeração entre as varetas combustíveis e também como peças estruturais de ligação do EC com as estruturas do reator. São feitas de aço inox austenítico e cada fabricante possui uma forma geométrica distinta que depende basicamente de facilidade de fabricação e de detalhamento hidráulico do reator.

O EC possui como estrutura principal o que é denominado de “esqueleto”. O esqueleto é formado pela junção rígida dos tubos guias da vareta de controle às grades espaçadoras e aos bocais de extremidade. Esta estrutura serve de suporte para as varetas e dá uma rigidez de conjunto ao EC. As varetas combustíveis são apenas fixadas pelas grades espaçadoras através do sistema mola-batente. As duas extremidades das varetas combustíveis são livres para expandir axialmente existindo um espaço livre entre as extremidades das varetas e os bocais do EC.

O EC é fixado à placa inferior e superior do núcleo apenas por apoio de compressão, existindo uma mola de fixação no bocal superior para permitir

expansões diferenciais entre o EC e os internos do reator. Neste modo de fixação é suposto que cada EC não interfira com os EC adjacentes, sendo cada EC ligado exclusivamente às placas suportes do núcleo. A Figura 5 apresenta uma representação esquemática do Elemento Combustível e seus principais componentes.

Figura 5 Representação do Elemento Combustível e seus componentes.

2.2 CARACTERÍSTICAS DO PROJETO DE GRADES ESPAÇADORAS

2.2.1 *Tipos de Grades Espaçadoras*

Nos projetos atuais dos Elementos Combustíveis para reatores PWR, são comumente empregados cinco diferentes tipos de grades espaçadoras:

- Grade Superior – Grade estrutural de Inconel 718 que suporta o topo das varetas combustíveis;
- Grade Estrutural Intermediária – Grades estruturais que suportam as varetas combustíveis entre a grade superior e grade inferior. Pode ser constituídas de Inconel 718 ou em ligas de zircônio;
- Grade Inferior – Grade estrutural que suporta a porção inferior das varetas combustíveis. Assim como a grade superior, são fabricadas em tiras de Inconel 718;
- Grade Misturadora Intermediária – Grades fabricadas em ligas de zircônio que estão localizadas nos espaços entre as grades estruturais intermediárias para prover uma agitação adicional ao fluxo do refrigerante objetivando melhoria na performance térmica do combustível. Tais grades também contribuem para limitar a flexão da vareta combustível entre as grades estruturais intermediárias.
- Grade Protetiva – São grades de Inconel 718 que são montadas abaixo das grades inferiores (logo acima do bocal inferior) e atuam de modo a bloquear a passagem de corpos estranhos (debris) antes que estes possam ser carregados pelo fluxo de refrigerante para o interior da estrutura do EC, evitando assim que

estes materiais fiquem presos em outras grades e causem danos mecânicos às varetas combustíveis.

O arranjo típico dessas grades em um Elemento Combustível tipo PWR pode ser verificado na Figura 6.

Figura 6 Posição das Grades Espaçadoras no Elemento Combustível.

O projeto das diferentes grades espaçadoras deve considerar as funções específicas de cada tipo. As principais funções que essas grades devem desempenhar serão a seguir descritas.

2.2.2 *Requisitos Funcionais das Grades Espaçadoras*

1- Prover sustentação mecânica à vareta combustível

As grades estruturais superiores, inferiores e intermediárias devem prover sustentação tanto lateral quanto vertical para as varetas combustíveis. O sistema de sustentação deve acomodar os efeitos da expansão térmica diferencial, fluência e crescimento das varetas combustíveis, enquanto mantém uma força de contato de mola suficiente para prevenir danos pela vibração induzida pelo fluxo de refrigerante, mas sem causar a ocorrência de tensões locais elevadas no tubo de revestimento da vareta combustível. As grades misturadoras intermediárias limitam o deslocamento lateral, mas produzem cargas axiais de suporte da vareta combustível desconsideráveis. A grade protetiva promove algum suporte lateral e axial na parte inferior das varetas combustíveis, no entanto, este fato é circunstancial, pois sua função principal é prevenir a entrada de materiais estranhos para os canais de fluxo do EC e seu aprisionamento nas grades posteriores.

2- Manter o espaçamento entre as varetas combustíveis

As grades espaçadoras mantêm a distância entre varetas combustíveis e a configuração dos canais de fluxo do EC através do sistema de mola-batente ou mola-mola presentes em cada célula da grade. O projeto das grades deve contemplar suficiente integridade estrutural, de modo a assegurar a performance do combustível em condições normais de operação e garantir que a geometria para refrigeração do EC é mantida mesmo sob condições de acidentes postulados. A grade misturadora intermediária limita as variações de espaçamento entre as varetas combustíveis nas regiões entre as grades estruturais, especialmente em fim de vida,

quando as varetas estão mais susceptíveis a distorções de encurvamentos. A grade protetiva manterá o espaçamento na extremidade inferior das varetas combustíveis, apesar de não ser esta sua função principal.

3- Compor a estrutura do esqueleto do Elemento Combustível

As grades espaçadoras são componentes responsáveis pela estrutura lateral que mantém juntos os tubos guia e o tubo de instrumentação para formar a estrutura do esqueleto do EC entre o bocal inferior e o bocal superior. As grades são unidas aos tubos guia e ao tubo de instrumentação para prover o suporte estrutural. As grades também são as estruturas que transmitem as cargas laterais nas varetas combustíveis, por exemplo, em caso de abalo sísmico ou outro acidente, das varetas para o esqueleto do EC, das grades do esqueleto para os EC adjacentes, e eventualmente destes para os componentes internos do núcleo do reator.

4- Promover mistura do refrigerante

Devido sua posição na direção do fluxo de escoamento, as grades espaçadoras induzem turbulência do refrigerante nos canais de escoamento entre as varetas combustíveis, resultando em uma melhoria na mistura e transferência de calor no refrigerante do reator. Algumas grades possuem aletas ou geometria com pequenos canais direcionadores de fluxo, os quais promovem uma ação adicional para induzir a turbulência, de maneira a aumentar a mistura do refrigerante em certas regiões do núcleo do reator. A capacidade de mistura deve ser aumentada, mas sem promover uma perda de pressão excessiva do fluxo através da grade espaçadora.

5- Promover sustentação lateral e de posicionamento dos tubos guia das barras de controle

As grades espaçadoras devem promover suficiente sustentação lateral dos tubos guias das barras de controle de maneira a garantir a inserção das barras de controle sem qualquer obstrução, tanto em condições normais quanto em condições de acidentes.

6- Promover sustentação lateral e de posicionamento do tubo de instrumentação

As grades espaçadoras devem promover suficiente sustentação lateral do tubo de instrumentação de maneira a garantir a inserção e remoção adequada dos dispositivos de instrumentação ao longo de toda a vida do Elemento Combustível.

7- Prevenir danos durante operações de manuseio do EC

As grades espaçadoras devem resultar em uma configuração externa do EC que assegure uma resistência a danos ou engastamentos com Elementos Combustíveis adjacentes, com a estrutura do núcleo do reator, ou outro equipamento de manuseio durante as operações de movimentação do EC, como as inserções e remoções no núcleo do reator, equipamentos de transferência, ou células de estocagem.

8- Proteger as varetas combustíveis de materiais estranhos no canal de escoamento

A grade protetiva deve promover uma barreira de retenção, removendo muitos dos materiais estranhos no canal de escoamento do refrigerante que poderiam ficar retidos nas grades posteriores e resultar em danos no tubo revestimento da vareta combustível. (Este requisito funcional é aplicado somente para a grade protetiva que é um item opcional de acordo com o projeto do Elemento Combustível).

2.3 METALURGIA DAS SUPERLIGAS

O desenvolvimento das chamadas superligas, de níquel, de cobalto e de ferro começou nos Estados Unidos nos anos 1930, porém ao longo dos anos as superligas de níquel tornaram-se as mais utilizadas. Além das turbinas de jatos, as superligas de níquel encontram aplicações variadas em altas temperaturas, como em motores de foguetes e veículos espaciais em geral, submarinos, reatores e componentes nucleares, usinas termoelétricas, equipamento petroquímico, entre outros. A superliga de níquel Inconel 718 foi desenvolvida pela *International Nickel* (Inco) sendo utilizada inicialmente como material em forma de discos para aeronaves de turbina a gás, encontrando posteriormente aplicação na fabricação de parafusos, fixadores e partes do rotor. Outras aplicações foram encontradas na indústria nuclear, petroquímica, entre outras.

Na área nuclear, as superligas encontram importantes aplicações tanto em componentes do reator e seus sistemas, quanto em componentes do Elemento Combustível, como é o caso do Inconel 718 empregado na fabricação das grades espaçadoras abordadas no presente trabalho. A seguir, será realizada uma breve revisão sobre aspectos importantes da metalurgia das superligas com enfoque na liga Inconel 718.

2.3.1 Fases em Superligas (4)

Superligas consistem de uma matriz austenítica CFC - fase γ mais uma variedade de fases secundárias. As fases secundárias de importância no controle das propriedades são os carbeto CFC do tipo MC, $M_{23}C_6$, M_6C , e M_7C_3 (raro); fase

gama linha (γ') CFC ordenada $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$; fase gama duas linhas (γ'') TCC ordenada Ni_3Nb ; fase eta (η) hexagonal ordenada Ni_3Ti ; e a fase delta (δ) ortorrômbica Ni_3Nb . As fases γ' , γ'' e η são também conhecidas como fases geometricamente compactas. Adicionalmente ao tamanho de grão e morfologia (em conjunto com um trabalho a frio adicional) é a produção e controle (manipulação) das várias fases que dão às superligas as suas características únicas. As superligas derivam suas excelente resistência a partir de endurecedores por solução sólida e fases precipitadas. As principais fases precipitadas que aumentam a resistência são γ' e γ'' , as quais são encontradas em superligas de base níquel e ferro-níquel. Carbetos podem prover um limitado aumento de resistência diretamente (por exemplo, através de endurecimento por dispersão) ou, mais comumente, indiretamente (por exemplo, pela estabilização do contorno de grão contra cisalhamento excessivo). As fases δ e η são úteis (junto com γ') no controle da estrutura durante o processamento de superligas trabalhadas de base níquel e níquel-ferro. Em adição àqueles elementos que promovem endurecimento por solução sólida e/ou promovem formação de carbeto ou fase γ' , outros elementos (por exemplo, boro, zircônio e háfnio) são adicionados para melhorar as propriedades químicas ou mecânicas. Alguns elementos formadores de carbeto e de fase γ' podem contribuir significativamente para melhora nas propriedades químicas. Carbeto podem ser formados em superligas de base níquel e de base níquel-ferro. Fases detrimenais também são formadas em superligas. Entre estas fases estão as fases σ , μ e Laves. Estas fases são também conhecidas como fases topologicamente compactas e não são motivos de preocupação em quantidades residuais, mas são invariavelmente prejudiciais quando presentes em maiores quantidades. A Tabela 2.2 resume as características das fases comumente encontradas em superligas de base níquel e níquel-ferro.

Tabela 2.2 – Fases observadas em superligas (4). (continua)

Fase	Estrutura Cristalina	Parâmetro de Rede (nm)	Fórmula	Descrição
γ'	CFC (ordenada $L1_2$)	0,3561 para Ni_3Al puro até 0,3568 para $Ni_3(Al_{0,5}Ti_{0,5})$	Ni_3Al $Ni_3(Al,Ti)$	Principal fase para aumento de resistência em muitas superligas de base níquel e níquel-ferro; a rede varia ligeiramente em tamanho (0 a 0,5%) a partir da matriz austenítica; a forma varia de esférica à cúbica. Gama linha é esférica em superligas ferro-níquel e em algumas das ligas a base de níquel. Nas ligas base-níquel mais recentemente desenvolvidas, γ' é geralmente cubóide. Experimentos têm mostrado que variações no teor de molibdênio e na relação alumínio/titânio podem alterar a morfologia de γ' . Com o aumento da desorientação γ/γ' , as alterações de forma ocorrem na seguinte ordem: esférica, globular, bloco, cubóide. Quando a desorientação γ/γ' é alta, a exposição prolongada acima de 700°C causa formação das fases indesejáveis η (Ni_3Ti) ou δ (Ni_3Nb).
η	HC ($D0_{24}$)	$a_0 = 0,5093$ $c_0 = 0,8276$	Ni_3Ti (sem solubilidade para outros elementos).	Encontrada em superligas ferro-níquel, base-níquel e base-cobalto com altas relações titânio/alumínio após exposição prolongada; podem se formar intergranularmente na forma celular ou intergranularmente como placas aciculares no padrão Widmanstätten.
γ''	TCC (ordenada $D0_{22}$)	$a_0 = 0,3624$ $c_0 = 0,7406$	Ni_3Nb	Principal responsável pelo aumento de resistência no Inconel 718; os precipitados γ'' são partículas na forma de discos coerentes com planos $\{100\}$ (diâmetro médio de aproximadamente 600Å, e espessura de aproximadamente 50–90Å).
Ni_3Nb (δ)	Ortorrômica (ordenada Cu_3Ti)	$a_0 = 0,5106$ - 0,5110 $b_0 = 0,4210$ - 0,4251 $c_0 = 0,4520$ - 0,4556	Ni_3Nb	Observada em Inconel 718 superenvelhecida; tem forma acicular quando formada entre 815 e 980 °C; formada pela reação celular em baixas temperaturas de envelhecimento e pela precipitação intragranular em altas temperaturas de envelhecimento.
MC	Cúbica	$a_0 = 0,430$ - 0,470	TiC NbC HfC	Carbeto de titânio tem alguma solubilidade para o nitrogênio, zircônio e molibdênio; a composição é variável; aparece como globular, partículas de formas irregulares que são cinzas; Elementos "M" podem ser titânio, tântalo, nióbio, háfnio, tório ou zircônio.
$M_{23}C_6$	CFC	$a_0 = 1,050$ - 1,070 (varia com a composição)	$Cr_{23}C_6$ (Cr, Fe, W, Mo) $_{23}C_6$	A forma de precipitação é importante; pode se precipitar como filmes, glóbulos, placas, lamelas e células; Elementos "M" são usualmente cromo, mas em ligas base cobalto, ferro, molibdênio e tungstênio podem substituir.
M_6C	CFC	$a_0 = 1,085$ - 1,175	Fe_3Mo_3C Fe_3W_3C - Fe_4W_2C Fe_3Nb_3C Nb_3Co_3C Ta_3Co_3C	Carbeto distribuído aleatoriamente; Elementos "M" são geralmente molibdênio ou tungstênio; possui alguma solubilidade para cromo, níquel, nióbio, tântalo e cobalto.

Tabela 2.2 – Fases observadas em superligas (4). (conclusão)

Fase	Estrutura Cristalina	Parâmetro de Rede (nm)	Fórmula	Descrição
M_7C_3	Hexagonal	$a_0 = 1,3980$ $c_0 = 0,4523$	Cr_7C_3	Geralmente observado em forma de bloco intergranular; observado em algumas ligas após exposição acima de 1.000°C.
M_3B_2	Tetragonal	$a_0 = 0,560-0,620$ $c_0 = 0,300-0,330$	Ta_3B_2 V_3B_2 Nb_3B_2 $(Mo,Ti,Cr,Ni,Fe)_3B_2$ Mo_2FeB_2	Observada em ligas níquel-ferro e base-níquel com cerca de 0,03% B ou mais; boretos aparecem similarmente aos carbonetos, mas não são atacados por reagentes preferenciais de carbonetos; Elementos "M" podem ser molibdênio, tântalo, nióbio, níquel, ferro ou vanádio.
MN	Cúbica	$a_0 = 0,420$	TiN $(Ti,Nb,Zr)N$ $(Ti,Nb,Zr)(C,N)$ ZrN NbN	Nitretos são observadas em ligas contendo titânio, nióbio ou zircônio; eles são insolúveis em temperaturas abaixo do ponto de fusão; facilmente reconhecidos no estado polido, tendo formas quadradas ou retangulares e cor variando entre amarelo e laranja.
μ	Romboédrica	$a_0 = 0,475$ $c_0 = 2,577$	Co_2W_6 $(Fe,Co)_7(Mo,W)_6$	Geralmente observadas em ligas com altos teores de molibdênio ou tungstênio; aparece como grossas plaquetas irregulares Widmanstätten; formada em altas temperaturas.
Laves	Hexagonal	$a_0 = 0,475-0,495$ $c_0 = 0,770-0,815$	Fe_2Nb Fe_2Ti Fe_2Mo Co_2Ta Co_2Ti	Mais comum em superligas em base-ferro e base-cobalto; usualmente aparece em forma de glóbulos irregulares, frequentemente alongados, ou como plaquetas após exposição prolongada a altas temperaturas.
σ	Tetragonal	$a_0 = 0,880-0,910$ $c_0 = 0,450-0,480$	$FeCr$ $FeCrMo$ $CrFeMoNi$ $CrCo$ $CrNiMo$	Mais frequentemente observada em superligas base ferro-níquel e base-cobalto, menos comumente em ligas base-níquel; aparece em forma de glóbulos irregulares, frequentemente alongados; formada após exposição prolongada a temperaturas entre 540 e 980°C.

2.3.2 Elementos de Liga e Efeitos Microestruturais em Superligas (4).

Para obtenção das propriedades desejadas para as superligas, um grande número de elementos em diferentes combinações são adotados em sua composição. A tabela 2.3 lista as faixas comuns para os principais elementos de ligas adicionados enquanto a tabela 2.4 lista o papel de alguns elementos de liga.

Alguns elementos vão para solução sólida e promovem um ou mais das seguintes influências: aumento de resistência (molibdênio, tântalo, tungstênio e rênio); resistência à oxidação (cromo e alumínio); resistência à corrosão a quente (titânio); estabilidade da fase matriz (níquel); e aumento da fração volumétrica (V_f) de precipitados secundários favoráveis (cobalto). Outros elementos são adicionados para formar precipitados endurecedores como o γ' (alumínio e titânio) e γ'' (nióbio).

Elementos minoritários (carbono e boro) são adicionados para formar carbeto e boreto; estes e outros elementos (ex. magnésio) são adicionados para controle do tamanho de grão. Outros elementos (boro, zircônio e háfnio) também são adicionados para promover efeitos no contorno de grão além da precipitação ou formação de carbeto. Lantânio tem sido adicionado em algumas ligas para promover resistência à corrosão e ítrio tem sido adicionado para ampliar a vida de revestimentos.

Diversos elementos (cobalto, molibdênio, tungstênio, rênio, cromo, etc.), embora adicionados por suas qualidades como elementos ligantes, podem participar, em algumas circunstâncias, na formação de fases topologicamente compactas – tcp (σ , μ , Laves, etc.). As fases tcp usualmente têm baixa ductilidade (são frágeis) e causam prejuízos às propriedades mecânicas (e às vezes corrosão) quando presente em algo maior que quantidades residuais. Elementos como silício, fósforo, enxofre, chumbo, bismuto, telúrio, selênio e prata, muitas vezes em quantidades tão baixas como no nível de parte por milhão, têm sido associados com reduções no nível de propriedades em superligas. Elementos como magnésio tendem a ligar-se e remover alguns elementos deletérios como enxofre na forma de compostos, e o titânio tende a se ligar com nitrogênio na forma de TiN. Nestes

casos, estes e outros compostos similares são freqüentemente visíveis na microestrutura.

Todas as superligas contêm cromo adicionado a outros elementos para promover resistência à corrosão. O papel do cromo é promover a formação do Cr_2O_3 na superfície externa da liga. Cromo é o principal elemento necessário para resistência à corrosão a quente, mas titânio e outros elementos podem complementar o efeito do cromo. Quando alumínio suficiente está presente, a formação de mais um óxido protetivo, Al_2O_3 , é promovida quando oxidação ocorre. Um teor de cromo de 6 a 22 %peso geralmente é comum em ligas base-níquel, enquanto um nível de 20 a 30 %peso é característico de ligas base-cobalto, e um nível de 15 a 25 %peso é encontrado em ligas base-níquel-ferro. Quantidades de alumínio até cerca de 6 %peso podem estar presentes em superligas base-níquel.

Tabela 2.3 – Faixa de composição dos principais elementos adicionados em superligas (4).

Elemento	<i>Faixa de composição (%)</i>	
	Fe-Ni e base-Ni	Base-Co
Cr	5-25	19-30
Mo, W	0-12	0-11
Al	0-6	0-4,5
Ti	0-6	0-4
Co	0-20	---
Ni	---	0-22
Nb	0-5	0-4
Ta	0-12	0-9
Re	0-6	0-2

Tabela 2.4 – Papel dos elementos de liga em superligas (4).

Efeito	Base-Ferro	Base-Cobalto	Base-Níquel
Endurecedores por solução sólida	Cr, Mo	Nb, Cr, Mo, Ni, W, Ta	Co, Cr, Fe, Mo, W, Ta, Re
Estabilizadores da matriz CFC	C, W, Ni	Ni	---
Formadores de carbetos:			
MC	Ti	Ti	W, Ta, Ti, Mo, Nb, Hf
M ₇ C ₃	---	Cr	Cr
M ₂₃ C ₆	Cr	Cr	Cr, Mo, W
M ₆ C	Mo	Mo, W	Mo, W, Nb
Carbonitretos: M(CN)	C, N	C, N	C, N
Promove precipitação geral de carbetos	P	---	---
Formadores de γ' Ni ₃ (Al,Ti)	Al, Ni, Ti	---	Al, Ti
Retarda a formação do hexagonal η (Ni ₃ Ti)	Al, Zr	---	---
Aumenta a temperatura <i>solvus</i> de γ'	---	---	Co
Endurecimento por precipitados e/ou intermetálicos	Al, Ti, Nb	Al, Mo, Ti(b), W, Ta	Al, Ti, Nb
Resistência à oxidação	Cr	Al, Cr	Al, Cr, Y, La, Ce
Aumento da resistência à corrosão a quente	La, Y	La, Y, Th	La, Th
Resistência à sulfetação	Cr	Cr	Cr, Co, Si
Melhora as propriedades de fluência	B	---	B, Ta
Aumenta a resistência à ruptura	B	B, Zr	B (c)
Refinadores de contorno de grão	---	---	B, C, Zr, Hf
Facilita trabalho mecânico	---	Ni ₃ Ti	---
Retarda o coalescimento de γ'	---	---	Re

(a) Nem todos estes efeitos ocorrem necessariamente em uma dada liga. (b) Endurecimento pela precipitação de Ni₃Ti pode ocorrer se Ni suficiente está presente. (c) Se presente em grandes quantidades, boretos são formados.

2.3.3 Aumento de Resistência em Superligas (4).

Precipitados promovem o aumento de resistência em uma liga através da obstrução ao processo de deformação durante a aplicação de uma carga. As principais características para que precipitados atuem na obstrução do processo de deformação são:

- Grau de desorientação entre o precipitado e a matriz. A situação ótima é aquela em que o precipitado e a matriz possuem a mesma estrutura e quase o mesmo parâmetro de rede. Este fato permite maior empacotamento de precipitado na fase matriz gama. Desorientações em superligas base-níquel-ferro e base-níquel variam entre 0 e cerca de 1%.
- Ordenação do precipitado. A introdução de posições preferenciais (ordenação) para átomos individuais aumenta a quantidade de energia necessária para a movimentação de discordâncias através do precipitado. Os precipitados ordenados possuem uma energia (contorno do domínio de antifase ou APB – *antiphase domain boundary*) representando a energia extra associada com a ordenação de posições atômicas versus a desordenação normal ou posições aleatórias. Altas energias de contorno de antifase (APB) resultam na necessidade de aplicação de maiores forças para que uma dada deformação possa ocorrer.
- Tamanho do precipitado. Quando o tamanho é muito pequeno, as discordâncias podem passar através do cristal muito facilmente. Quando o tamanho é muito grande, as discordâncias irão contorná-lo e o aumento de resistência será menor que o ótimo. O tamanho ótimo depende de qual propriedade está sendo avaliada.

As principais fases precipitadas em superligas visando aumento de resistência são Gama linha - γ' - fase intermetálica CFC ordenada ($L1_2$) tendo como composição básica $Ni_3(Al,Ti)$ - e Gama duas linhas - γ'' - fase intermetálica TCC ordenada (DO_{22}) com composição Ni_3Nb . Outros tipos de fases, como carbetos e a fase Delta - δ ortorrômbica Ni_3Nb , também contribuem para aumento de resistência em ligas de base-níquel e base níquel-ferro.

GAMA LINHA

Gama linha, γ' , é um composto intermetálico de composição nominal Ni_3Al com titânio e outros elementos dissolvidos. Ela é estável em uma faixa relativamente ampla de composições, mas possui algumas propriedades notáveis que a permitem promover resistência a altas temperaturas em superligas base-níquel e base-níquel-ferro. Ela era precipitada como partículas esferoidais nas primeiras superligas base-níquel, as quais tendiam a ter baixas frações volumétricas (V_f) de partículas. Posteriormente, precipitados cuboidais surgiram em ligas com altos teores de alumínio e titânio. A alteração na morfologia está relacionada com a desorientação matriz-precipitado. Foi verificado que γ' tende a aparecer na forma esférica para desorientações entre 0 até $\pm 0,2\%$, torna-se cuboidal para desorientações de cerca de $\pm 0,5$ até 1% , e na forma de placas para desorientações acima de $\pm 1,25\%$.

Nas ligas fundidas, o eutético $\gamma-\gamma'$ irá se formar e poderá persistir após o tratamento térmico. Adicionalmente, durante o tratamento térmico ou em serviço, envelopes ou filmes de γ' podem se formar no contorno de grão em torno do $M_{23}C_6$ que está precipitado ou em torno do MC que está se decompondo.

GAMA DUAS LINHAS / DELTA

Gama duas linhas é um precipitado coerente de composição básica Ni_3Nb e precipita em superligas base-níquel (base níquel-ferro) como o IN-706 e IN-718. A Figura 7 (a) apresenta a célula unitária da estrutura tetragonal de corpo centrado D0_{22} da fase γ'' , que pode ser entendida como um empilhamento de duas células unitárias de estrutura L1_2 ao longo de um eixo do cubo, com um contorno de antifase entre eles. O arranjo atômico do plano compacto (111) do cristal D0_{22} [plano (112) em termos dos índices de Miller], cujo eixo tetragonal é paralelo à direção [001], é mostrado esquematicamente na Figura 7 (b).

Sundararaman et al. (5) avaliaram os mecanismos de deformação atuantes na liga Inconel 718 endurecida por γ'' . Neste trabalho, os autores correlacionaram os mecanismos de deformação atuantes em função do tamanho do precipitado γ'' (Figura 8). Foi relatado que para precipitados elipsoidais γ'' com raio médio menor que 10 nm, a deformação ocorre através da passagem de um grupo de discordâncias que restauram a ordenação do cristal. Para precipitados com raio médio superior a 10 nm, a deformação ocorre através da maclação dos precipitados. O arranjo ordenado dos átomos dentro do cristal de γ'' é mantido após a deformação por maclação (maclas cristalograficamente verdadeiras). A tensão requerida para as discordâncias contornarem os precipitados (formação de *loops* de discordâncias) foi estimada ser superior ao necessário para a deformação por maclação se tornar operante.

Figura 7 (a) Célula unitária da estrutura $D0_{22}$ (fase γ'' – Ni_3Nb); (b) Arranjo atômico do plano compacto (111) da estrutura $D0_{22}$ (5).

Na ausência de ferro, ou em certas condições de temperatura e tempo, o precipitado δ de mesma composição Ni_3Nb é formado. Este último é invariavelmente incoerente e não promove aumento de resistência quando presente em grandes quantidades. No entanto, pequenas quantidades de δ podem ser usadas no controle e refino do tamanho de grão, resultando em melhorias em propriedades de tração, resistência à fadiga e resistência à fluência. Cuidados no tratamento térmico são necessários para assegurar a precipitação de γ'' ao invés de δ . A fase γ'' precipita freqüentemente junto com γ' no Inconel 718, mas γ'' é a principal fase promotora de aumento de resistência sob estas circunstâncias.

Figura 8 Valores calculados dos incrementos nas tensões cisalhantes, $\Delta\tau$, para uma deformação de 0,2% como função do raio do precipitado γ'' para diferentes mecanismos. Valores observados experimentalmente estão representados nos círculos abertos. R1 representa o raio em que o modo de deformação passa de cisalhamento para maclação (5).

CARBETOS

Os carbetos encontrados nas superligas possuem três funções principais:

1- Carbetos nos contornos de grão, quando formados apropriadamente, reforçam os mesmos, prevenindo ou retardando o deslizamento de contornos, e permitindo relaxação de tensões; 2- Se carbetos finos são precipitados na matriz, resultam em aumento de resistência (Isto é particularmente importante para ligas à base de cobalto que não podem ser endurecidas por γ'); 3- Carbetos podem reter certos elementos que poderiam promover instabilidade de fases durante o serviço.

Alguns carbeto são virtualmente inafetados pelo tratamento térmico enquanto outros requerem esta etapa para se formarem. Vários tipos de carbeto são possíveis, dependendo da composição da liga e do processamento. Os principais tipos são MC, M_6C , $M_{23}C_6$ e M_7C_3 , onde M representa um ou mais tipos de átomos metálicos. Em muitos casos, os carbeto existem conjuntamente. No entanto, eles usualmente são formados por reações seqüenciais no estado sólido resultantes da decomposição do MC, o qual normalmente é formado no estado líquido. Geralmente, MC é um carbeto de altas temperaturas, e $M_{23}C_6$ e M_7C_3 são carbeto de baixa temperatura. M_6C é um carbeto de temperaturas intermediárias. Os carbeto MC são formados a partir do líquido e são criados ou por reação, ou por precipitação a partir de soluções sólidas supersaturadas em altas temperaturas, acima de 1.038°C. Carbeto MC são a maior fonte de carbono para reações de fase ocorridas durante o processamento, tratamento térmico ou serviço. Como por exemplo, pode-se verificar a formação do carbeto $M_{23}C_6$ a partir da decomposição de MC em reações (6):

Os carbeto $M_{23}C_6$ são favorecidos pela exposição a temperaturas na faixa entre 790 e 816°C. Carbeto M_6C são usualmente formados entre cerca de 816 a 982°C, e em alguns casos até mesmo em temperaturas mais elevadas como 1.038°C.

O carbeto MC geralmente ocorre com microestrutura grosseira, aleatória, globular ou na forma de blocos. Carbeto MC, de estrutura CFC, são geralmente formados durante a solidificação. Eles são distribuídos heterogeneamente através da liga, em ambas posições intergranular ou transgranular, e às vezes interdendriticamente. Pequena ou nenhuma relação de orientação com a matriz podem ser observadas. O

carbeto $M_{23}C_6$ é encontrado principalmente nos contornos de grão e geralmente ocorre como partículas irregulares, descontínuas, arredondadas ou em blocos, porém placas e outras formas geométricas regulares também podem ser observadas. O carbeto M_6C precipita na forma de blocos no contorno de grão e, menos freqüentemente com morfologia Widmanstätten intragranular. Os carbetos M_7C_3 não são observados para a maior parte das superligas, estando presente em algumas ligas base-cobalto e superligas níquel-cromo-titânio-alumínio.

BORETOS

Os boretos são partículas duras, com morfologia variando desde blocos até formato meia-lua, observados nos contornos de grão, porém em menor volume que os carbetos. Os boretos são comumente encontrados em superligas sob a forma de M_3B_2 , com célula unitária tetragonal. A presença de boro em superligas pode ter um efeito benéfico em suas propriedades mecânicas. Isto se deve principalmente devido à localização preferencial do boro ou boretos (assim como ocorre com o carbono ou carbonetos) nos contornos de grão da matriz γ , reforçando e tornando-os menos susceptíveis ao fenômeno de deslizamento entre contornos, resultando assim em um aumento na resistência à ruptura (6). Xiao et al. avaliaram o efeito do boro na resistência à fadiga da superliga Inconel 718. Tais autores concluíram que a adição de boro amplia a resistência à fadiga da liga 718 desde a temperatura ambiente até 650°C (7).

2.4 SUPERLIGA INCONEL 718

Inconel 718 é a superliga dominante em uso atualmente. O início do desenvolvimento desta liga ocorreu em 1959, pela International Nickel — INCO. Seu principal mecanismo de resistência é a precipitação do composto intermetálico γ'' - Ni_3Nb na matriz de níquel durante o tratamento térmico. O nióbio foi o único elemento capaz de evitar o trincamento durante a fabricação de componentes finais, principalmente durante a soldagem. Isso ocorre porque ele retarda o envelhecimento, permitindo a ocorrência do alívio de tensões antes do endurecimento, evitando assim a ocorrência da trinca de envelhecimento (*“strain-age cracking”*), também chamada trinca de reaquecimento ou de tratamento térmico pós-soldagem (8). A composição típica da liga 718 está apresentada na Tabela 2.5.

Tabela 2.5 – Composição Química para a liga Inconel 718 (9).

Elemento	Teor em peso (%)
Ni	50,00 - 55,00
Cr	17,00 – 21,00
Fe	Balanço
Nb + Ta	4,75 – 5,50
Mo	2,80 – 3,30
Ti	0,65 – 1,15
Al	0,20 – 0,80
Co	1,0 máx
C	0,08 máx.
Mn	0,35 máx.
Si	0,35 máx.
P	0,015 máx.
S	0,015 máx.
B	0,006 máx.
Cu	0,30 máx.
Mg	0,35 máx

O Inconel 718 é normalmente usado na condição como solubilizado e envelhecido. As condições exatas dos tratamentos dependem do usuário, da aplicação e dos níveis de propriedades desejados. Muitas aplicações aeroespaciais, como por exemplo, discos de turbinas à gás, requerem elevadas propriedades em tração e fadiga.

2.4.1 *Solidificação da superliga Inconel 718*

A solidificação das superligas é governada, assim como a de todos os metais, pelas leis termodinâmicas observadas nos diagramas de fase. No entanto, a cinética do processo de solidificação determina de fato qual será a microestrutura resultante. O processo de solidificação se inicia com a nucleação (fase base da liga) e posterior crescimento, geralmente por solidificação dendrítica, na direção do gradiente térmico e composicional.

As grandes quantidades de soluto presentes nas superligas resultam em maior dificuldade de controle na solidificação destas ligas quando comparada a ligas comuns como cobre, alumínio e aço. Assim, para a maior parte das superligas, é necessário que a solidificação ocorra sob condições controladas. Quando as taxas de solidificação são muito baixas, o soluto rejeitado proveniente das primeiras dendritas formadas (dendritas primárias) pode promover a formação de canais contínuos com grandes quantidades de soluto. Quando estes canais solidificam, eles estão com concentrações muito altas de soluto para ser dissolvido num posterior tratamento térmico, resultando assim em defeitos contínuos no material. Fases Laves e carbeto são partículas duras, que se formam nestas regiões ricas em

soluto e são extremamente prejudiciais para as propriedades mecânicas, principalmente resistência à fadiga.

O efeito da rejeição do soluto durante a solidificação da liga Inconel 718 é apresentada na Figura 9 (a), que é um diagrama de fase pseudobinário para esta liga (4). A Figura 9 (b) mostra a estrutura dendrítica de uma amostra de Inconel 718 na condição como solidificada. Um perfil do teor de nióbio na direção perpendicular ao eixo da dendrita primária é apresentado na Figura 9 (c). Esta série de figuras ilustram que a estrutura da dendrita primária possui nominalmente o teor de 3% Nb, enquanto o teor de nióbio na liga base é da ordem de 5%. As dendritas primárias rejeitam soluto para o líquido interdendrítico e, como pode ser verificado na Figura 9 (c), o teor de nióbio no líquido pode atingir cerca de 9%. (Para o Inconel 718, outro elemento principalmente rejeitado para a região interdendrítica é o carbono).

As dendritas primárias de baixo nióbio crescem para dentro do líquido em uma direção perpendicular à frente de solidificação. A região compreendida pelas dendritas sólidas e líquido interdendrítico tem o gradiente de temperatura definido pela largura desta zona mista e pelas temperaturas liquidus e solidus. O tamanho das dendritas nesta zona mista está relacionado com um parâmetro denominado tempo de solidificação local (TSL), definido como:

$$\mathbf{TSL} = \mathbf{T_L - T_S} / \mathbf{G \cdot R}$$

Onde T_L é a temperatura liquidus (°C), T_S é a temperatura solidus (°C), G é o gradiente de temperatura (°C / cm), e R é a taxa de solidificação (cm/min).

Quando a solidificação ocorre de maneira suficientemente lenta (alto TSL) as dendritas podem se tornar largas o suficientes para que os canais de líquido

interdendrítico se tornem contínuos e largos a ponto de atingirem proporções macroscópicas. Altas taxas de extração de calor ou baixo aporte térmico, ou seja valores altos de G e R, resultam em baixos valores de TSL e consequente redução no tamanho das dendritas.

Figura 9 Superliga Base Inconel 718 (a) Diagrama de fase pseudobinário para o nióbio, (b) estrutura dendrítica bruta de fusão, e (c) distribuição do teor de nióbio perpendicular ao eixo da dendrita (4).

2.4.2 Tratamento Térmico da superliga Inconel 718

O tratamento térmico da liga Inconel 718 é conceitualmente similar àquele das superligas endurecidas pela precipitação de γ' , exceto pelas temperaturas do tratamento de solubilização e do envelhecimento que são mais baixas. Nestas ligas endurecidas pela precipitação de γ'' tanto esta fase quanto a fase δ estão presentes na microestrutura (10). A fase δ é usada para o controle do tamanho de grão no Inconel 718. Contudo, a condução do tratamento térmico de forma cuidadosa é necessária para garantir a adequada precipitação das fases δ e γ'' . A fase δ não possui coerência com a matriz γ e confere pouco ou nenhum endurecimento por si própria quando presente em grandes quantidades. Por outro lado, assegurando-se uma estrutura de grãos refinados, a fase δ pode ser responsável por consideráveis ganhos de resistência no Inconel 718.

A fase γ'' se forma no Inconel 718 após o tratamento de solubilização quando envelhecido na faixa entre 704° e 899°C. A linha solvus da fase γ'' é aproximadamente em 910°C. A fase δ (dependendo do tempo de solubilização praticado) precipita por volta de 871°C, e tem a temperatura de solubilização em torno de 1.010°C. Um diagrama de precipitação PTT típico é apresentado na Figura 10 (11). O Inconel 718 pode ser trabalhado e tratado termicamente acima da temperatura de solubilização de δ , ou a uma temperatura intermediária àquelas de solubilização de δ e de γ'' , para controle do tamanho de grão, o que vem sendo amplamente empregado atualmente na produção de Inconel 718 de alta resistência.

Figura 10 Diagrama PTT da liga Inconel 718 (11).

2.4.3 Soldagem da superliga Inconel 718

Grande parte das aplicações do Inconel 718 para a indústria nuclear, aeroespacial e de geração de energia envolvem etapas de soldagem de componentes. Esta liga possui excelente soldabilidade, com baixa tendência de formação de trincas de solidificação ou envelhecimento, principalmente em comparação às superligas (Figura 11) de composição química com maiores teores de alumínio e titânio (endurecidas pela precipitação de γ'). Este fato resulta da cinética favorável de precipitação de γ'' , conforme pode ser verificado na Figura 12 que compara a taxa de envelhecimento da liga Inconel 718 com outras superligas endurecidas pela precipitação de γ' . Este retardo permite a ocorrência do alívio de

tensões na junta soldada antes do endurecimento, evitando assim a ocorrência da trinca de solidificação ou envelhecimento.

Figura 11 Diagrama mostrando o efeito dos teores de alumínio e titânio na tendência a problemas de soldagem em superligas (4).

Apesar da boa resistência à formação de trincas de solidificação, microfissuras na região de transição da solda podem ocorrer. Certas fases, como carbeto MC e fases Laves, podem iniciar sua fusão na Zona Termicamente Afetada – ZTA durante a soldagem e se propagar pelos contornos de grão. A Figura 13 exemplifica a ocorrência deste fenômeno em precipitados NbC presentes na superliga Inconel 718. Esta fusão (liquação) ocorre devido à reação entre o precipitado em dissolução e a matriz. Quando esta fusão é acompanhada de tensões térmicas consideráveis, trincas (trincas de liquação ou trincas a quente) podem ser formadas ao longo dos contornos de grão da ZTA e se estender para o interior da zona fundida. A Figura 14 também exemplifica a ocorrência da fusão

incipiente de carbeto no contorno de grão na região da ZTA de uma superliga soldada (12).

Figura 12 Curvas de envelhecimento (dureza x tempo) para superligas de base-níquel. Destaque para a cinética inicial lenta do Inconel 718 (4)

Figura 13 Liquação do constituinte em linha NbC na superliga Inconel 718. (a) Aspecto anterior ao início da liquação, (b) estágio inicial da liquação, (c) movimento do constituinte para os contornos de grão (4).

Figura 14 Liquação de carbeto na região da ZTA em superliga soldadas (12).

Um parâmetro de importante controle durante a realização da soldagem em superligas é o tamanho de grão na região da ZTA. Maiores tamanhos de grão resultam em maiores trincas de liquação (4), conforme demonstrado na Figura 15. Narendra et al. avaliaram o efeito da estrutura dos grãos na ocorrência dos eventos de transformação de fases na superliga Inconel 718 (13). Segundo estes autores, maiores tamanhos de grão reduzem a área de contorno de grão, e quando esta é reduzida, a segregação das fases por unidade de contorno de grão aumenta, ocasionando maiores probabilidade da ocorrência de microfissuras.

Outro importante aspecto envolvendo a soldagem da superliga Inconel 718 diz respeito à segregação de nióbio e a conseqüente formação da fase Laves nas regiões interdendríticas durante a solidificação da zona fundida. A fase Laves formada traz prejuízos às propriedades mecânicas, particularmente com respeito à ductilidade, tenacidade à fratura, fadiga e fluência, o que pode comprometer a integridade estrutural causando a falha prematura de componentes críticos. Radhakrishna e Prasad Rao (14) avaliaram a segregação de nióbio e a formação da fase Laves em chapas de Inconel 718 soldadas por feixe de elétrons e soldagem TIG e relataram as vantagens do uso de menores aportes térmicos durante a

soldagem. Sucessos no controle da segregação de nióbio e formação da fase Laves através de técnicas de soldagem foram reportados por alguns autores, como por exemplo o emprego de técnicas de oscilação do feixe em soldagem por feixe de elétrons e o uso de corrente pulsada em soldagem TIG (15). Tratamentos térmicos pós-soldagem também têm sido empregados para eliminar a fase Laves (8, 14, 15). Ram et al. avaliaram o efeito do tratamento térmico pós-soldagem em chapas de Inconel 718 soldadas a LASER. Neste trabalho, tratamento de solubilização a 980°C promoveu a dissolução parcial de grande parte da fase Laves, resultando na precipitação da fase δ ao redor das partículas Laves. Para solubilização a 1.080°C, uma completa dissolução da fase Laves foi verificada, aliado a um crescimento significativo do tamanho de grão do metal base.

Figura 15 Comprimento total de microfissuras em Inconel 718 plotado em relação ao tamanho de grão, mostrando que o aumento no tamanho de grão resulta em maiores trincas (4).

2.4.4 Efeito da radiação sobre as propriedades mecânicas da superliga Inconel 718

O conhecimento dos efeitos da irradiação de materiais por partículas energéticas como nêutrons, elétrons, íons ou fótons, é de fundamental importância para a indústria nuclear, de microeletrônicos e de tratamento de superfícies, entre outras. Em especial, para aplicações da liga Inconel 718 em componentes estruturais de reatores nucleares, a avaliação das alterações nas propriedades mecânicas resultantes da exposição ao fluxo de nêutrons no interior destes reatores se torna essencial para a segurança do projeto. De um modo geral, em materiais metálicos a radiação influencia nas propriedades mecânicas através da geração de defeitos na estrutura cristalina, induzindo difusão de elementos, segregação, precipitação e transformações de fases (16).

Byun e Farrel (17) avaliaram a influência da irradiação de nêutrons em baixas temperaturas sobre as propriedades de tração da liga Inconel 718. Neste trabalho, os autores submeteram chapas laminadas de Inconel 718 a um fluxo de nêutrons rápidos ($E > 1 \text{ MeV}$) na faixa entre $3,7 \times 10^{21}$ a $7,8 \times 10^{24}$ nêutrons/m², resultando em um nível de dano pela radiação estimado entre 0,00057 e 1,2 deslocamentos por átomo (dpa). As chapas de Inconel 718 se encontravam em duas condições iniciais: solubilizada e envelhecida. Os resultados obtidos no ensaio de tração para ambas as condições em função dos diferentes níveis de radiação estão apresentados na Figura 16. Para a condição envelhecida [Figura 16(a)], pode-se observar que os valores dos limite de escoamento e resistência não foram consideravelmente alterados pela radiação, ao contrário do alongamento, que sofreu uma drástica redução atingindo níveis extremamente baixos (1,5% de alongamento uniforme) para as maiores doses de radiação. Vale ainda salientar, que o limite de

resistência sofreu um decréscimo para maiores níveis de radiação. A condição solubilizada [Figura 16(b)] apresentou um comportamento bem distinto da anterior. Nesta condição, os valores do limite de escoamento e de resistência aumentaram significativamente (aumentos de 170% e 20%, respectivamente), aliado a um decréscimo no alongamento, porém mantendo níveis consideráveis (20% de alongamento uniforme) mesmo após maiores doses de radiação.

Figura 16 Curvas Tensão de Engenharia-Deformação do Inconel 718 para várias doses de radiação. (a) Condição envelhecida. (b) Condição solubilizada. (17).

Estes resultados estão diretamente relacionados às alterações microestruturais induzidas pela radiação. Durante a exposição ao fluxo de nêutrons, o choque destas partículas com os átomos do material resultam na geração de uma grande quantidade de defeitos na estrutura cristalina, especialmente defeitos puntiformes e suas associações tais como: lacunas, intersticiais, aglomerados de lacunas ou intersticiais (anéis de discordâncias). Os defeitos puntiformes formados

pela irradiação restringem o movimento das discordâncias de uma maneira similar àquela de deformações a frio (introdução de defeitos) e de introdução de impurezas no material (18). Esses fenômenos resultam no aumento da resistência mecânica e perda de ductilidade do material, refletidos nos aumentos do limite de escoamento e resistência, além de redução no alongamento. Para a condição solubilizada que possui baixa resistência mecânica inicial, cuja microestrutura é constituída de uma fase única (solução sólida supersaturada), este efeito é claramente evidente. No entanto, para a condição envelhecida com alta resistência mecânica inicial que possui precipitados das fases endurecedoras γ'' e γ' este efeito não se torna evidente, como pode ser observado pela queda do limite de resistência para maiores doses de radiação. Nesta condição, a dissolução dos precipitados γ'' e γ' devido à radiação se torna o fenômeno preponderante, resultando no decréscimo de resistência mecânica observado (17).

De maneira semelhante, Heij et al. (19) avaliaram a influência da irradiação de nêutrons na resistência mecânica de componentes de Inconel 718. O material no estado envelhecido foi submetido a doses de radiação entre 0,2 e 1,1 dpa em temperatura de 300°C. Estes autores concluíram que durante a irradiação de nêutrons há a ocorrência simultânea de dois processos competitivos: a dissolução dos precipitados γ'' e o endurecimento pela irradiação. Para baixas doses de radiação, a dissolução de precipitados é dominante, causando um decréscimo na resistência mecânica do material. Para altas doses, o endurecimento pela radiação passa a ser o fenômeno dominante para a resistência do Inconel 718.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAIS

3.1.1 *Tiras Completas de Inconel 718*

Para realização deste trabalho foram empregadas tiras completas de grades espaçadoras de Inconel 718 cedidas pelas Indústrias Nucleares do Brasil S.A. – INB. Tais tiras (Figura 17) foram fabricadas no exterior e adquiridas de um fornecedor previamente qualificado. A especificação deste material determina que a liga seja produzida através de fusões múltiplas, sendo que pelo menos uma fusão deva ser realizada através de eletrodo consumível em vácuo, ou indução em vácuo. A fusão final não foi realizada em vácuo, mas obrigatoriamente sob atmosfera protegida, tal como Electroslag ou equivalente. Não foram realizadas etapas de decapagem no estado final.

Figura 17 Tira completa de Inconel 718 empregada na fabricação de grades espaçadoras.

Na Tabela 3.1 estão apresentados os valores especificados para as análises de corrida do material em corpos de prova retirados na parte superior e inferior do eletrodo de fusão. O lingote obtido sofreu sucessivos passes de laminação para atingir a espessura final de 0,318 mm. Etapas de aquecimento para laminação foram realizadas em atmosferas de hidrogênio ou argônio. Para processamento posterior, as tiras foram submetidas a uma solubilização para que o material adquirisse condições para estampagem profunda. O tratamento térmico de solubilização ocorreu em condições protegidas contra oxidação, a uma temperatura entre 1.060°C e 1.120°C com uma tolerância de ± 15 °C. Para obtenção da geometria final das tiras individuais empregou-se o processo de estampagem.

Tabela 3.1 – Composição química especificada para a corrida de origem da tira.

Elemento	Porcentagem em peso (%)	
	Mínimo	Máximo
Nitrogênio	–	0,02
Níquel	50,0	55,0
Cromo	17,0	21,0
Nióbio + Tântalo	4,75	5,50
Molibdênio	2,80	3,30
Titânio	0,65	1,15
Alumínio	0,20	0,80
Cobre	–	0,30
Silício	–	0,35
Manganês	–	0,35
Fósforo	–	0,015
Enxofre	–	0,015
Cobalto	–	0,04
Tântalo	–	0,10
Carbono	(valor almejado 0,04%)	0,06
Boro	–	0,006
Ferro	Remanescente	–

A tira completa (unidade de montagem da grade) é produzida pela união de duas tiras individuais com geometria específica através do processo de soldagem por resistência elétrica a ponto, conforme representado na Figura 18. Durante a soldagem da tira completa, deve-se assegurar o melhor alinhamento possível das tiras individuais para que o posicionamento de rasgos de encaixe e lingüetas resulte na correta geometria da tira completa.

Figura 18 Representação da tira completa obtida a partir da soldagem a ponto de 2 tiras individuais.

Na Figura 19 estão apresentadas duas tiras individuais e uma tira completa, com destaque para o aspecto final dos pontos de solda na tira completa resultantes da união das tiras individuais pela soldagem por resistência elétrica.

3.1.2 *Corpos de Prova para Ensaio de Tração*

Para realização do ensaio de tração, foram empregados corpos de prova planos de Inconel 718 normalizados segundo a norma DIN EN10002 Parte 1. Os corpos de prova apresentavam as dimensões compatíveis com a referida norma (12,5 x 50 mm) para a área útil e com a espessura da tira individual (0,318 mm). Tais corpos de prova foram obtidos do mesmo fabricante das tiras individuais, sendo

submetidos aos roteiros de fabricação descritos anteriormente para estas tiras, com exceção da etapa de estampagem, não aplicada a estes corpos de prova planos.

Figura 19 Tiras individuais e tira completa. Destaque para os pontos de solda da tira completa.

3.1.3 Grade Espaçadora de Inconel 718 Soldada a LASER

Uma grade espaçadora de Inconel 718 soldada pelo processo LASER foi utilizada como produto de referência. Esta grade espaçadora (Figura 20), cedida pelas Indústrias Nucleares do Brasil S.A. – INB, foi adquirida de um fabricante externo previamente qualificado segundo as exigências para emprego como componente do Elemento Combustível. Para fabricação deste produto, foram empregadas tiras completas similares às utilizadas no presente trabalho, obtidas a partir do mesmo roteiro de produção descrito anteriormente.

Após montagem das tiras completas no arranjo adequado para o produto grade espaçadora, empregou-se o processo de solda a LASER para união das tiras. Os parâmetros de processo empregados durante a soldagem são de propriedade do fabricante, sendo assim omitidos neste trabalho. Posteriormente ao processo de soldagem, a grade espaçadora é submetida a um tratamento térmico de envelhecimento. O processo é realizado em gás de proteção ou vácuo. Os gases de proteção admissíveis são argônio, hélio, hidrogênio ou suas misturas.

Condições do processo de tratamento térmico:

- Aquecimento e permanência durante 8 h ($\pm 0,5$ h) a 720°C (+ 8°C / -12°C)
- Resfriamento no forno a 55°C/h (± 8 °C/h) para 620°C
- Permanência de 8 h ($\pm 0,5$ h) a 620°C (+ 8 °C / -12°C)
- Resfriamento até abaixo de 150°C na atmosfera de tratamento térmico permitida.

Figura 20 Grade Espaçadora de Inconel 718 soldada a LASER.

3.2 MÉTODOS

3.2.1 *Caracterização da tira completa*

Para avaliação do material da tira completa na condição como recebido, realizou-se análise química e microestrutural em uma seção da tira.

A determinação da composição química da tira no estado como recebido foi efetuada por meio da técnica de Espectrometria por Emissão Ótica no Laboratório da Tecmetal, Rio de Janeiro. Para esta avaliação foi utilizado padrão adequado para análise química de ligas de níquel.

Para realização da análise microestrutural, uma seção transversal da tira foi submetida aos procedimentos convencionais de preparação metalográfica, incluindo as etapas de corte, embutimento, lixamento e polimento. O reagente Kalling N° 2 (100ml etanol + 100ml HCl + 5g CuCl_2) foi utilizado para o ataque químico das amostras. A observação das microestruturas foi realizada em microscópio eletrônico de Varredura JEOL-JSM modelo 6460LV, do laboratório de microscopia eletrônica da COPPE/UFRJ. Operando junto ao MEV, para identificação dos precipitados, foi utilizado o sistema de EDS – Noran System Six – modelo 200. A avaliação do tamanho de grão foi realizada com o emprego de analisador de imagens em conformidade com a norma ASTM E 1382.

3.2.2 Montagem dos corpos de prova para soldagem

Com o objetivo de se obter uma configuração adequada para a realização da soldagem e das análises posteriores, empregou-se um corpo de prova da grade espaçadora formado a partir de um conjunto de 8 tiras completas. Deste total, 4 tiras foram seccionadas pela metade, sendo a seguir montadas em um arranjo típico das grades espaçadoras tomando-se como base as demais tiras não-seccionadas. A configuração final do corpo de prova está representada na Figura 21. Como pode ser observada, esta configuração resultou em um total de 32 interseções entre tiras por face do corpo de prova.

Figura 21 Configuração do corpo de prova para soldagem empregado.

Para realização do trabalho, foram montados dois corpos de prova para soldagem (Figura 22). Sendo um corpo de prova empregado para a definição dos parâmetros de soldagem (corpo de prova A) e o seguinte para realização dos tratamentos térmicos pós-soldagem (corpo de prova B).

Figura 22 Corpo de prova para soldagem montado.

3.2.3 Soldagem por Feixe de Elétrons

Para promover a união das interseções entre as tiras dos corpos de prova foi empregado o processo de soldagem autógena por feixe de elétrons no equipamento existente nas instalações das Indústrias Nucleares do Brasil S.A. localizada em Resende-RJ. O equipamento é constituído por um canhão de elétrons com voltagem máxima de aceleração de 60 kV, um sistema de vácuo controlado por bombas difusoras, e mecanismos de movimentação integrados a um controlador por comando numérico. A máquina também é dotada de um conjunto óptico que permite ao operador o correto posicionamento do feixe de elétrons incidente na junta da solda, além do acompanhamento e avaliação visual da soldagem.

A estratégia empregada para a definição dos parâmetros de soldagem considerou a variação da corrente de soldagem, tempo de abertura do feixe e

corrente de focalização. A variação destes parâmetros foi baseada em torno de parâmetros alvos previamente conhecidos. Os demais parâmetros fixados para todas as interseções estão apresentados na Tabela 3.2.

Em função da pequena espessura das tiras completas (com cerca de apenas 0,635 mm) e da geometria reduzida do cordão de solda requerido para a aplicação, foram selecionadas estreitas faixas de variação da corrente de soldagem (entre 3,0 e 4,5 mA) e do tempo de abertura do feixe (entre 1 e 3 segundos). Buscou-se ainda, a repetição do conjunto de parâmetros avaliados visualmente como satisfatórios durante a soldagem, com o intuito de se avaliar a reprodutibilidade deste processo. Para a corrente de focalização, foram realizadas variações em apenas 2 interseções (500 e 515 mA) com o objetivo de se verificar possíveis alterações na geometria do cordão de solda obtido.

Tabela 3.2 – Parâmetros fixados para soldagem dos corpos de prova.

Parâmetro	Valor
Voltagem de aceleração	60 kV
Corrente de focalização	535 mA
Distância canhão / peça	235,6 mm
Frequência do feixe	60 Hz
Pressão da câmara de soldagem	$< 5 \cdot 10^{-4}$ mbar

Na Tabela 3.3 estão apresentados os conjuntos dos parâmetros de soldagem aplicados nas diversas interseções entre as tiras do corpo de prova A, conforme as posições identificadas na Figura 21.

Tabela 3.3 – Parâmetros de soldagem aplicados no corpo de prova A para diferentes posições.

Posição	Corrente (mA)	Tempo (s)	Posição	Corrente (mA)	Tempo (s)	Posição	Corrente (mA)	Tempo (s)	Posição	Corrente (mA)	Tempo (s)
A1	3,0	1,0	B1	4,0	2,0	C1	3,2	2,0	D1	3,1	1,0
A2	3,5	2,0	B2	4,0	3,0	C2	2,8	2,0	D2	3,1	1,0
A3	3,5	2,0	B3 *	4,0	1,0	C3	3,0	1,0	D3	3,1	1,0
A4	3,5	3,0	B4 **	4,0	1,0	C4	3,1	1,0	D4	3,1	1,0
A5	4,5	1,0	B5	4,0	1,0	C5	3,1	1,0	D5	3,1	1,0
A6	4,5	1,0	B6	4,0	1,0	C6	3,1	1,0	D6	3,1	1,0
A7	4,5	3,0	B7	4,0	1,0	C7	3,1	1,0	D7	3,1	1,0
A8	4,0	1,0	B8	4,0	1,0	C8	3,1	1,0	D8	3,1	1,0

* Corrente de foco: 500 mA

** Corrente de foco: 515 mA

Para realização da soldagem do corpo de prova B foi selecionado o conjunto de parâmetros de soldagem que apresentou os melhores resultados nas avaliações visuais e dimensionais realizadas em todas as interseções do corpo de prova A.

3.2.4 Inspeção visual e dimensional do corpo de prova soldado

A inspeção visual realizada em todas as interseções do corpo de prova A objetivou avaliar a qualidade externa das juntas soldadas, sendo verificada a forma e integridade do cordão de solda, a ausência de trincas visíveis e poros abertos, e o estado da superfície. A superfície de solda deve ser lisa, uniforme e isenta de colorações. A presença de respingos de solda em regiões da tira também foi avaliada. A inspeção visual foi realizada com auxílio de lupa de 10X de aumento.

Para avaliação da geometria do cordão de solda obtida para os diversos conjuntos de parâmetros empregados, realizou-se uma avaliação dimensional em todas as interseções soldadas. A avaliação dimensional realizada no laboratório de metrologia da INB foi baseada em medições da largura (dimensões $d1$ e $d2$) e profundidade do cordão de solda, conforme representado na Figura 23.

Figura 23 Dimensões avaliadas no cordão de solda. (a) largura. (b) profundidade.

Para medição das dimensões $d1$ e $d2$ empregou-se um paquímetro calibrado. Para avaliação da profundidade do cordão montou-se um dispositivo (Figura 24) constituído de relógio comparador com registrador digital sobre uma bancada plana de granito.

Figura 24 Dispositivo de medição da profundidade do cordão de solda.

3.2.5 Tratamentos Térmicos

Para realização dos tratamentos térmicos empregou-se um forno a vácuo de aquecimento por resistência elétrica marca DEGUSSA modelo VKUOgr 50/30/50 instalado nas Indústrias Nucleares do Brasil S.A. Este forno é dotado de um conjunto de bombas que promovem uma atmosfera com pressão inferior a 10^{-4} mbar. Este equipamento também é dotado de controlador de temperatura e um conjunto de termopares. Os valores das temperaturas e níveis de vácuo durante o tratamento térmico são registrados em um indicador gráfico.

Os tratamentos térmicos foram realizados em regiões seccionadas do corpo de prova B e em um conjunto de corpos de prova de tração, conforme apresentado na Figura 25.

Figura 25 Seção do corpo de prova B (a) e corpos de prova de tração (b) submetidos aos tratamentos térmicos.

Foram aplicados dois diferentes ciclos térmicos:

1- Tratamento de Solubilização

O ciclo térmico aplicado para o tratamento de solubilização consiste na permanência em vácuo ($<10^{-4}$ mbar) na temperatura de 1.050°C ($+12^{\circ}\text{C}/-12^{\circ}\text{C}$) durante 1h ($\pm 0,1\text{h}$) seguido de resfriamento em forno até temperatura inferior a 150°C .

2- Tratamento Térmico de Envelhecimento

O tratamento empregado se baseou nas temperaturas especificadas para o produto grade espaçadora, consistindo na aplicação do seguinte ciclo térmico, sob vácuo ($<10^{-4}$ mbar):

- Solubilização a 980°C ($+12^{\circ}\text{C}/-12^{\circ}\text{C}$) durante 1h ($\pm 0,1\text{h}$);
- Resfriamento até 720°C ($+8^{\circ}\text{C}/-12^{\circ}\text{C}$) e permanência de 8h ($\pm 0,5\text{h}$);
- Resfriamento até 620°C ($+ 8^{\circ}\text{C} / -12^{\circ}\text{C}$) e permanência de 8h ($\pm 0,5\text{h}$);
- Resfriamento em forno até temperatura inferior a 150°C .

3.2.6 Avaliação metalográfica dos corpos de prova soldado e pós-tratamento térmico

Para avaliar a condição microestrutural das interseções das tiras após soldagem e com os tratamentos térmicos pós-soldagem, procedeu-se o exame metalográfico das amostras provenientes de seções do corpo de prova B para a condição pós-soldagem, solubilizada e envelhecida. O mesmo procedimento foi também realizado para uma interseção soldada a LASER do produto de referência.

A avaliação por microscopia óptica foi realizada no laboratório de materiais da INB com auxílio de um microscópio Olympus BX60M de sistema óptico, acoplado à máquina fotográfica. A revelação da microestrutura ocorreu por ataque eletrolítico em solução de ácido oxálico 10%, durante 10 segundos com tensão aplicada de 1V. As avaliações do tamanho de grão foram realizadas em conformidade com a norma ASTM E 1382 com o emprego de analisador de imagens. As avaliações em MEV foram realizadas no Laboratório de Microscopia Eletrônica da EEIMVR/UFF, em microscópio eletrônico de varredura ZEISS modelo EVO MA10 dotado com analisador EDS.

3.2.7 Ensaio de Tração Convencional

Com o objetivo de se avaliar as propriedades do metal base nas condições como recebida, solubilizada e envelhecida, foram ensaiados 3 corpos de prova representativos de cada condição, totalizando 9 corpos de prova. Os ensaios foram realizados em uma máquina universal de ensaios mecânicos (máquina de ensaios Kratos K-10000MP), instalada no Laboratório de Materiais da INB. O ensaio de tração foi realizado em temperatura ambiente segundo os procedimentos descritos na norma DIN EN10002 parte 1.

3.2.8 Microdureza Vickers

Medidas de microdureza Vickers foram realizadas em amostras metalográficas nas condições pós-soldagem, solubilizada, envelhecida e na amostra de referência da grade soldada a LASER. Os ensaios foram feitos através de um microdurômetro Zwick 3212 com carga de 0,3 kgf, instalado no Laboratório de Materiais da INB. Foram realizadas impressões ao longo da junta soldada, partindo do centro da zona fundida até atingir regiões do metal base, conforme mostrado na Figura 26.

Figura 26 Representação esquemática da localização das impressões de microdureza Vickers.

3.2.9 Ensaio de Cisalhamento do cordão de solda

A resistência ao cisalhamento dos cordões de solda das interseções entre as tiras da grade espaçadoras foram avaliadas através da determinação da força trativa máxima anterior à ruptura em um ensaio de cisalhamento não padronizado desenvolvido para a referida geometria. Para realização deste ensaio, chapas auxiliares planas foram soldadas nas tiras completas por meio de soldagem a ponto por resistência elétrica, conforme o esquema apresentado na Figura 27. Os conjuntos preparados de acordo com este esquema foram submetidos a esforços

trativos na máquina universal de ensaios mecânicos (máquina de ensaios Kratos K-10000MP) instalada no Laboratório de Materiais da INB. A velocidade de deslocamento utilizada foi de 5 mm/min. Os ensaios foram realizados na temperatura ambiente.

Figura 27 Representação esquemática do conjunto utilizado para o ensaio de cisalhamento.

Conjuntos de tiras soldadas nas condições pós-soldagem, solubilizada e envelhecida foram preparados para a realização do ensaio. Foram confeccionados 3 conjuntos para cada condição, totalizando 9 conjuntos. Conjuntos de cisalhamento a partir de cordões de solda obtidos pela secção da grade espaçadora de referência soldada a LASER também foram preparados. Devido à dificuldade de preparação deste conjunto, resultante da geometria desfavorável do produto grade espaçadora, foram confeccionados apenas 2 conjuntos para teste.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 CARACTERIZAÇÃO DA TIRA COMPLETA

O resultado da análise química realizada em uma seção da tira completa é apresentado na Tabela 4.1.

Tabela 4.1 – Resultado da análise química do material da tira completa.

Elemento	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Fe	W	V
% peso	0,0710	0,0270	0,0650	0,0100	0,0160	18,08	3,20	15,75	0,0770	<0,001

Elemento	Co	Cu	Nb	Sn	Ti	B	Mg	Zr	Ni	Al
% peso	0,0810	0,0078	5,48	0,0083	0,870	0,0041	0,0220	0,0130	55,7	0,489

A análise da composição química da tira completa permite identificar que os teores de carbono, enxofre, níquel e cobalto apresentam-se fora da faixa de valores especificados para a composição da liga. As diferenças nos valores obtidos para o carbono (0,0710% - máx.especif. 0,06%) e enxofre (0,016% / máx.especif. 0,015%) podem estar relacionados à menor precisão da técnica empregada para análise destes elementos. Com relação ao teor de cobalto da amostra (0,0810% - máx.especif. 0,04%), vale destacar que este teor poderia comprometer o emprego do material em função do efeito indesejável ocasionado pelo cobalto em materiais nucleares. Este efeito indesejável decorre da alta radioatividade induzida devido a este elemento. A radioatividade induzida (3) consiste na absorção de nêutrons térmicos ou rápidos em um reator nuclear gerando transmutações nucleares e

produção de isótopos instáveis e estáveis. Se esta radiação emitida sob a forma de partículas alfa, beta e radiação gama apresentarem uma meia vida longa ou alta energia, haverá dificuldade em se inspecionar, reparar e desenvolver manutenção no Elemento Combustível e componentes do reator, devido às condições de intensa radiação. Desta forma, de uma maneira geral, todos os materiais empregados para a fabricação do Elemento Combustível e demais componentes do reator devem conter teores limitados do elemento cobalto. Destaca-se ainda que esta variação do teor de cobalto pode estar relacionada com uma possível diferença considerável entre o teor do elemento no padrão utilizado e na amostra, o que poderia comprometer a precisão da técnica empregada para análise deste elemento.

As microestruturas observadas em MEV das seções transversal e longitudinal da tira completa estão apresentadas respectivamente nas Figuras 28 e 29.

Figura 28 Microestrutura da seção transversal da tira completa (MEV).

Figura 29 Microestrutura da seção longitudinal da tira completa (MEV). Precipitados brancos do tipo MC estão indicados pelas setas.

As microestruturas apresentadas são típicas da condição solubilizada, sendo este fato suportado pela microestrutura granular e com ausência de precipitação aparente das fases γ' , γ'' ou fase delta. Nota-se ainda, o crescimento anormal de alguns grãos e a presença de maclas com contornos retilíneos característicos de maclas de recozimento, indicando que o material sofreu recristalização e crescimento de grão durante o processo de conformação a quente e posterior solubilização. Em ambas microestruturas pode-se observar a presença de precipitados brancos (indicados por setas na Figura 29) localizados tanto no contorno de grão como intragranularmente. As análises por EDS realizadas sobre estes precipitados sugerem que esta fase precipitada consiste em carbeto de nióbio com dissolução de titânio. Na Figura 30 é apresentado um dos espectros EDS obtidos.

Figura 30 Espectro de EDS sobre precipitado branco, NbC dissolvendo Ti.

A avaliação em analisador de imagens determinou um tamanho médio de grão ASTM 8-9 (diâmetro médio do grão de 20,2 μm). Este valor se encontra dentro do valor especificado para este material, que admite grãos iguais ou mais finos que ASTM 6 (diâmetro médio do grão inferior a 45 μm).

A condição microestrutural apresentada é coerente com o histórico de processamento deste material descrito na especificação da tira completa, que determina etapas de conformação a quente e realização de tratamento térmico de solubilização a uma temperatura entre 1.060°C e 1.120°C. As microestruturas apresentadas são similares às encontradas na literatura para amostras de Inconel 718 solubilizadas nesta faixa de temperatura (15, 20, 21). Ram et al (15) relatam que o tratamento de solubilização a 1.080°C resulta em uma completa dissolução da fase delta (δ), porém sem alteração dos carbeto. No trabalho de Gao e Wei (21) são estudados os carbeto de nióbio ao longo do contorno de grão e a influência destes na propagação de trincas. A caracterização do precipitado observado na amostra da tira é similar ao apresentado por estes autores para carbeto primários de nióbio com titânio dissolvido.

4.2 SIMULAÇÕES EM THERMOCALC

Durante as etapas de soldagem e tratamento térmico, o material é submetido a altas temperaturas ou médias temperaturas por longo tempo definindo estados que se aproximam das condições de equilíbrio. A avaliação da estabilidade de fases nestas temperaturas se torna extremamente útil por permitir uma previsão das características finais desses materiais. Entretanto, quando os materiais possuem vários elementos, como no caso das superligas, as informações baseadas simplesmente nos sistemas de ordem inferior não podem ser sempre aplicadas aos materiais reais (22). A simulação termodinâmica através de ferramentas computacionais baseadas em modelos para diagramas de fases binários e ternários nos permite a realização de previsões no comportamento das fases em ligas multicomponentes. Desta forma, a simulação termodinâmica através de softwares de cálculo termodinâmico como o “Thermocalc”, o qual é baseado no método CALPHAD (CALculation of PHase Diagram), tem encontrado atualmente diversas aplicações (23).

Nesta dissertação, com o intuito de se prever o comportamento das fases na superliga Inconel 718 durante os processos de soldagem e tratamento térmico foram realizadas simulações através do software de cálculo termodinâmico “Thermocalc”. As simulações foram feitas utilizando-se as composições mínima, média e máxima especificadas e a composição resultante da análise química realizada. Entretanto, não houve alterações significativas nas simulações em função das diferentes composições. Para todas as simulações adotou-se a composição resultante da análise química com a utilização do banco de dados específico para superligas de níquel. As simulações realizadas avaliaram o número de mols de fase

em função da temperatura, a composição das principais fases e simulação utilizando o modelo de Scheil-Gulliver.

4.2.1 Número de mols de fase versus temperatura

O resultado da simulação do número de mols de fase entre 300 e 1.500°C para o material avaliado está apresentado na Figura 31.

Figura 31 Simulação do número de mols de fase entre 300 e 1.500°C para a superliga Inconel 718.

Este resultado nos mostra a presença de uma importante variedade de fases estáveis nesta faixa de temperatura, com destaque para a presença da fase primária γ , do carbeto MC e do boreto M_3B_2 em temperaturas mais elevadas na faixa de solidificação, e a presença das fases δ e γ' para temperaturas intermediárias. Nota-se a ausência da fase endurecedora γ'' , que se trata de uma fase metaestável, resultando somente no aparecimento da fase estável δ , como era de se esperar para um cálculo em condições de equilíbrio. Para temperaturas inferiores, pode-se verificar a presença das fases σ , α -Cr, μ e do carbeto $M_{23}C_6$ formado pela decomposição do carbeto primário MC.

Uma ampliação da região de altas temperaturas é apresentada na Figura 32. Desta região pode-se extrair informações como a temperatura “liquidus” (1.353°C), a temperatura “solidus” (1.193°C), as temperaturas “solvus” do carbeto MC (1.280°C) e do boreto M_3B_2 (1.193°C).

De maneira similar, ampliações do resultado da simulação para regiões de temperaturas intermediárias (700-1.100°C) e temperaturas inferiores (350-800°C) estão apresentadas nas Figuras 33 e 34, respectivamente. Nestas figuras, pode-se identificar a temperatura “solvus” das fases δ (1.017°C) e γ' (864°C), além da temperatura de formação do carbeto $M_{23}C_6$ (760°C) resultante da decomposição de MC. Também se verifica a presença de σ na faixa de temperatura entre 516 e 746°C, e das fases estáveis em menores temperaturas α -Cr (567°C) e μ (525°C).

Figura 32 Simulação do número de mols de fase entre 1.100 e 1.400°C para a superliga Inconel 718.

Os resultados relatados indicam que em condições próximas ao equilíbrio, a realização do tratamento térmico de solubilização a 1.050°C tende a dissolver as fases δ e γ' , porém sem influenciar nas pequenas frações do carbeto MC e do boreto M_3B_2 presentes. Para o tratamento térmico padrão de envelhecimento realizado, verifica-se que a temperatura inicial de 980°C resulta na dissolução de γ' porém com a presença de menores quantidades de δ , e também sem alterações para MC e M_3B_2 . Para as temperaturas de envelhecimento empregadas de 720°C e 620°C, indica-se a presença da fase δ em frações próximas ao máximo, além da formação de γ' . Observa-se ainda a presença em menores quantidades de σ , do carbeto $M_{23}C_6$ resultante da decomposição de MC, e do boreto M_3B_2 .

Figura 33 Simulação do número de mols de fase entre 700 e 1.100°C para a superliga Inconel 718.

Figura 34 Simulação do número de mols de fase entre 350 e 800°C para a superliga Inconel 718.

4.2.2 Composição das fases

Na simulação da composição das principais fases foram adotadas as faixas de temperatura em que as fases são termodinamicamente estáveis, baseadas na simulação anterior. A Figura 35 mostra a composição em número de mols por elemento destas fases, destacando-se os seus principais elementos constituintes. Os elementos minoritários foram desprezados.

Estes resultados indicam que os carbeto MC nesta superliga são compostos essencialmente de nióbio (NbC), com a presença de titânio dissolvido (TiC). Este resultado confirma a composição encontrada no espectro de EDS realizado. A fase delta é composta basicamente de níquel e nióbio, com menores quantidades de titânio dissolvido. As proporções do número de moles de níquel e nióbio estão coerentes com a forma básica Ni_3Nb . Para a fase γ' , os constituintes básicos são níquel, alumínio e titânio, além da presença de uma menor quantidade de nióbio. As proporções entre os números de moles desses elementos encontrados indicam a forma básica $Ni_3(Al,Ti)$ com a presença de nióbio dissolvido. A fase σ é composta de base cromo com níquel, ferro e molibdênio em proporções similares, indicando a forma $Cr(Ni,Fe,Mo)$.

As composições obtidas para estas fases estão perfeitamente coerentes com as fórmulas básicas descritas nas referências bibliográficas, como as descritas na Tabela 2.2 (4).

Figura 35 Simulação da composição de fases em Inconel 718. (a) carbeto MC. (b) Fase δ . (c) Fase γ' . (d) Fase σ .

4.2.3 Simulações utilizando o modelo de Scheil-Gulliver

Como resultado do processo de soldagem haverá solidificação na zona fundida da junta soldada. A previsão das fases decorrentes desse processo se torna extremamente importante. Os modelos empregados para as condições de equilíbrio não consideram fatores cinéticos da solidificação, resultando em desvios da realidade. O modelo de Scheil-Gulliver é um modelo de solidificação em condições fora do equilíbrio onde se admite equilíbrio local da frente de solidificação apenas na interface sólido-líquido, ou seja, não existe difusão no sólido. A Tabela 4.2 mostra as fases identificadas nesta simulação à medida que o material se solidifica.

Tabela 4.2 – Simulação das fases presentes conforme decorrer da solidificação.

Número	Fases
1	Líquido
2	Líquido + γ
3	Líquido + γ + Carbeto MC
4	Líquido + γ + Carbeto MC + δ
5	Líquido + γ + Carbeto MC + δ + Laves
6	Líquido + γ + Carbeto MC + δ + Laves + boreto M_3B_2
7	Líquido + γ + Carbeto MC + δ + Laves + boreto M_3B_2 + σ
8	Líquido + γ + Carbeto MC + δ + Laves + boreto M_3B_2 + σ + η

Na Figura 36 a curva colorida apresenta a simulação da fração molar de sólido em função da temperatura utilizando o modelo de Scheil-Gulliver e a linha preta e tracejada mostra a simulação para condições de equilíbrio.

Figura 36 Fração molar de sólido em função da temperatura para o Inconel 718. Linha preta e tracejada: condições de equilíbrio. Linha colorida: simulação pelo modelo de Scheil-Gulliver.

Nesta simulação pode-se observar a presença das fases Laves e η não identificadas durante as simulações em condições de equilíbrio, com destaque para a formação da fase Laves em temperaturas em torno de 1.130°C. Observa-se ainda que pelo modelo de Scheil-Gulliver, o material apresenta fase líquida até temperaturas próximas de 1.080°C. Esse fato não corresponde à realidade para este material, visto que alguns tratamentos térmicos são feitos em temperaturas

superiores a 1.080°C sem que ocorra fusão incipiente. Espera-se que a curva real para a superliga Inconel 718 possa estar entre as duas curvas apresentadas na simulação da Figura 36.

4.3 INSPEÇÃO VISUAL E DIMENSIONAL DO CORPO DE PROVA SOLDADO

O aspecto visual de algumas interseções entre tiras do corpo de prova A estão apresentados na Figura 37. Pode-se facilmente verificar que os aportes de calor resultante de alguns conjuntos de parâmetros de soldagem empregados são incompatíveis com a geometria reduzida da junta soldada, promovendo a ocorrência de elevadas penetrações (b) ou mesmo a completa fusão da junta (c).

Figura 37 Aspecto visual das juntas soldadas. (a) 3,5 mA – 2 s. (b) 3,5 mA – 3 s. (c) 4,5 mA – 3 s.

Durante a inspeção visual também foram identificadas interseções com formato assimétrico do cordão de solda, resultante de falta de precisão no alinhamento do feixe de elétrons e distorções nas tiras causadas por aquecimento provocado pela soldagem, principalmente nas bordas do corpo de prova. A ocorrência de tais problemas durante a soldagem do produto grade espaçadora está descartada devido à utilização de programas e dispositivos de soldagem adequados.

A inspeção visual das interseções que apresentaram formato adequado do cordão de solda não identificou a presença de trincas visíveis ou poros abertos, as superfícies tinham aspecto liso, uniforme e estavam isentas de colorações. Também não foram identificados respingos de solda em regiões da tira. A Figura 38 apresenta o aspecto visual de uma interseção com formato adequado do cordão de solda.

As posições soldadas com diferentes valores na corrente de focalização do feixe não apresentaram modificações significativas no aspecto visual do cordão de solda.

Figura 38 Vista superior de uma interseção com formato adequado do cordão de solda.

A partir dos resultados das avaliações dimensionais nas interseções soldadas foram selecionados os conjuntos de parâmetros a serem empregados para a soldagem do corpo de prova B. A seleção dos parâmetros considerou as dimensões determinadas no desenho do produto grade espaçadora. O critério de seleção dimensional empregado está apresentado na Tabela 4.3.

Tabela 4.3 – Critério dimensional empregado para seleção dos parâmetros de soldagem.

dmín (mm)	dmáx (mm)	Profundidade máx (mm)
2,025	2,475	2,500

Na tabela 4.4 estão apresentados os resultados das avaliações dimensionais realizadas para cada posição do corpo de prova A. As juntas soldadas cujas dimensões do cordão de solda atenderam o critério de seleção adotado estão destacadas. Como pode-se observar, apenas juntas soldadas com o tempo de soldagem de 1,0 segundo e correntes de soldagem de 3,0 e 3,1 mA resultaram em geometrias satisfatórias. Apenas a posição B3 atendeu o critério de seleção adotado com corrente de soldagem de 4,0 mA, sendo que para essa posição foi reduzida a corrente de foco empregada, o que resultou em uma menor concentração do feixe de elétrons no ponto central de interseção da junta devido a alteração do ponto focal. Em algumas amostras soldadas com corrente de 3,1 mA e tempo de 1,0 s ocorreram os problemas de alinhamento e distorções descritos anteriormente, resultando em não atendimento do critério adotado.

Com base nestes resultados, o seguinte conjunto de parâmetros foi selecionado para a soldagem do corpo de prova B:

Corrente de soldagem: **3,1 mA** / Tempo: **1,0 s** / Corrente de foco: **535 mA**

Tabela 4.4 – Resultado da avaliação dimensional do corpo de prova A.

<i>Parâmetros de Soldagem</i>			<i>Avaliação Dimensional</i>		
Posição	Corrente (mA)	Tempo (s)	d1 (mm)	d2 (mm)	Profundidade (mm)
A1	3,0	1,0	2,22	1,83	0,689
A2	3,5	2,0	2,86	2,71	1,772
A3	3,5	2,0	3,02	2,77	1,943
A4	3,5	3,0	3,28	2,91	2,834
A5	4,5	1,0	2,51	2,41	1,285
A6	4,5	1,0	2,84	2,45	1,890
A7	4,5	3,0	-	-	-
A8	4,0	1,0	2,42	1,71	2,030
B1	4,0	2,0	2,70	2,94	1,889
B2	4,0	3,0	3,48	3,37	3,858
B3 *	4,0	1,0	2,05	2,04	0,535
B4 **	4,0	1,0	2,48	2,75	1,152
B5	4,0	1,0	2,62	2,54	1,409
B6	4,0	1,0	2,94	2,51	1,720
B7	4,0	1,0	2,85	2,78	1,531
B8	4,0	1,0	3,10	2,68	-
C1	3,2	2,0	-	-	-
C2	2,8	2,0	2,39	2,61	1,307
C3	3,0	1,0	2,29	2,33	1,058
C4	3,1	1,0	2,44	2,47	0,991
C5	3,1	1,0	2,29	2,52	1,075
C6	3,1	1,0	2,34	2,39	1,016
C7	3,1	1,0	2,42	2,27	1,002
C8	3,1	1,0	2,31	2,27	1,193
D1	3,1	1,0	2,18	2,32	0,658
D2	3,1	1,0	2,12	2,35	0,832
D3	3,1	1,0	2,15	2,44	0,860
D4	3,1	1,0	2,12	2,41	0,912
D5	3,1	1,0	2,13	2,50	1,123
D6	3,1	1,0	1,98	2,30	1,724
D7	3,1	1,0	2,14	2,34	1,542
D8	3,1	1,0	2,40	2,61	1,580

4.4 AVALIAÇÃO METALOGRÁFICA

4.4.1 *Condição Pós-Soldagem*

As micrografias obtidas via microscopia óptica realizada na seção transversal da junta soldada do corpo de prova B na condição pós-soldagem sem tratamento térmico estão apresentadas na Figura 39. Nesta figura, regiões da junta soldada foram destacadas para diferentes ampliações. Regiões da zona fundida (ZF) da junta soldada estão ampliadas nas Figuras 39 (a) e (b). A região de transição entre a zona fundida e o metal base (MB) pode ser observada na Figura 39(c). Uma região do metal base distante da zona de transição está apresentada na Figura 39(d).

A zona fundida se apresenta com uma típica estrutura bruta de fusão, formada por uma rede dendrítica com a presença de fases precipitadas nas regiões interdendríticas. Diferenças nas morfologias das dendritas podem ser observadas ao longo das regiões da zona fundida. Nas regiões próximas ao centro da ZF pode-se notar a presença de dendritas colunares com maiores espaçamentos interdendríticos. Em regiões próximas à região de transição, nota-se a presença de dendritas mais finas com redução no espaçamento interdendrítico. Tais diferenças na morfologia das dendritas podem ser explicadas com base no gradiente de temperatura (G) e na taxa de solidificação (R) que afetarão diretamente o tempo de solidificação local – TSL. Nas regiões próximas à zona de transição, em virtude da proximidade com o volume de material do metal base, as condições de resfriamento são favorecidas (maior $G \cdot R$) resultando em menores valores de TSL quando comparado às regiões centrais da zona fundida. Os valores inferiores de TSL para a

Figura 39 Micrografias na condição pós-soldagem. Posição das regiões ampliadas estão indicadas. (a) e (b) Regiões da ZF. (c) Região de transição ZF/MB. (d) Metal base.

região de transição resultam nos menores tamanhos de dendritas observados para esta região.

As fases precipitadas nas regiões interdendríticas podem ser observadas em detalhes nas micrografias obtidas em MEV apresentadas na Figura 40. Diversos autores discutiram a caracterização das fases interdendríticas na zona fundida em juntas soldadas de Inconel 718 (8,15,24-26). Gobbi et al (8) relatam que durante a solidificação, o Nb, Ti e Mo presentes na fase líquida acumulam em torno da interface líquido-sólido e segregam para as regiões interdendríticas onde são formados fases Laves e NbC. Em seu trabalho, Vincent (24) também identificou a presença de precipitados Laves e lamelas de carbetos MC nas regiões interdendríticas. Huang et al (25) discutiram o efeito de tratamentos térmicos pré-soldagem na precipitação da fase Laves em chapas de Inconel 718 soldadas por feixe de elétrons. Neste trabalho, os autores identificaram a presença de fases Laves na zona fundida de todas as amostras avaliadas, independente da condição inicial da amostra. A literatura verificada sugere que os precipitados presentes na zona fundida das microestruturas apresentadas se tratam de fases Laves e carbetos MC. Este fato é coerente com o resultado da simulação em Thermocalc realizada através do modelo de Scheil-Gulliver que identificou a formação da fase Laves em temperaturas em torno de 1.130°C durante a solidificação.

(a)

(b)

Figura 40 Microestruturas da zona fundida na condição pós-soldagem obtidas em MEV. (a) Centro da ZF. A linha pontilhada representa o eixo de uma dendrita. (b) Região anterior com maior ampliação.

Um espectro de EDS obtido sobre a região interdendrítica está apresentado na Figura 41, o qual indica que a fase precipitada é rica em Nb e Ti e empobrecida em Ni, Cr e Fe quando comparada ao metal base. A análise quantitativa realizada nesta região revelou um teor de Nb de cerca de 13,5% em peso. Estes resultados são coincidentes com os apresentados por Ram et al. (15) para a caracterização da fase Laves na zona fundida de amostras de Inconel 718 soldadas a LASER, cuja análise por EDS revelou um espectro semelhante ao obtido com a concentração média de Nb em torno de 14% em peso.

Figura 41 Espectro de EDS sobre fase Laves na região interdendrítica da zona fundida.

Também se observa a presença de carbeto do tipo MC na região interdendrítica conforme apresentado na Figura 39(a), onde os carbeto MC estão identificados por setas pretas. Avaliações em EDS apresentaram resultados similares aos obtidos na caracterização dos carbeto realizada na tira inicial.

As avaliações realizadas sugerem que os precipitados presentes na região interdendrítica da zona fundida das microestruturas apresentadas se tratam prioritariamente da fase Laves associada com carbeto do tipo MC.

Na microestrutura da zona de transição entre a zona fundida e o metal base, verifica-se a presença de uma pequena faixa com concentração de precipitados. A Figura 42 apresenta uma micrografia obtida em MEV para esta zona termicamente afetada (ZTA), que se encontra destacada entre as linhas pontilhadas. A grande concentração de calor do feixe de elétrons e o baixo aporte térmico aplicado na soldagem devido a pequena geometria da junta soldada, resultam nas dimensões bastante reduzidas desta zona de transição.

Figura 42 Microestrutura da zona de transição ZF/MB na condição pós-soldagem obtida em MEV.

Na Figura 43 são apresentadas micrografias em maiores ampliações de regiões da zona de transição obtidas a partir de microscopia óptica e MEV, respectivamente.

(a)

(b)

Figura 43 Microestrutura da ZTA na condição pós-soldagem. (a) Microscopia óptica. (b) MEV.

A caracterização da microestrutura da ZTA em soldas de Inconel 718 também foi tema de estudo de diversos autores (8, 15, 26-28). Richards et al. (28) descreve que o calor fornecido pelo feixe de elétrons promoveu a precipitação da fase delta na ZTA, além da presença da fase Laves com uma morfologia mais refinada. De maneira similar, Hong et al. (27) identificaram a presença da fase delta e carbeto primários MC no contorno de grão em amostras de Inconel 718 soldadas a LASER. Sugere-se que os precipitados presentes na ZTA na condição pós-soldagem se tratam de carbeto primários MC e fase Laves com morfologia mais refinada em comparação ao existente na zona fundida, e possivelmente a presença da fase delta no contorno de grão.

Microfissuras na ZTA não foram observadas na presente investigação. Dentre os fatores que possivelmente contribuíram para este fato, destaca-se principalmente o tamanho de grão refinado do metal base, além das características de baixo aporte térmico e alta concentração de calor empregados na soldagem por feixe de elétrons.

A microestrutura observada para o metal base é bem consistente com a caracterização realizada na tira anterior a soldagem discutida no item 4.1, destacando-se apenas um pequeno crescimento nos grãos próximos à zona termicamente afetada.

4.4.2 Condição Solubilizada

A micrografia obtida via microscopia óptica realizada na seção transversal da junta soldada do corpo de prova B na condição solubilizada a 1.050°C está apresentada na Figura 44, para uma ampliação de 100x. Detalhes da microestrutura em diferentes regiões da junta soldada também são apresentados na Figura 45. Nestas figuras, pode-se evidenciar claramente as marcantes alterações microestruturais resultantes.

Na zona fundida, a estrutura dendrítica original foi substituída por uma estrutura de grão colunares, orientados na direção do eixo das dendritas primárias. A fase Laves interdendrítica sofreu completa dissolução, enquanto os carbeto permaneceram inalterados com o tratamento. Resultados semelhantes foram relatados por Ram et al. (15) para juntas de Inconel 718 soldadas a LASER e submetidas a solubilização em 1.080°C / 20 minutos, e por Gobbi et al. (8) para Inconel 718 soldado a LASER e solubilização a 1.038°C / 1 hora.

Figura 44 Micrografia da junta soldada na condição solubilizada (Aumento de 50x).

Figura 45 Micrografias na condição solubilizada. Zona de transição ZF/MB: (a) Aumento de 100x ; (b) Aumento de 200x ; (c) Aumento de 1.000x. (d) Metal base (400x).

A formação de finos precipitados na zona fundida, distribuídos tanto no interior quanto no contorno de grão também foi verificada. Na Figura 46 é apresentada a microestrutura observada em MEV para a região de transição ZF/MB. A caracterização destes precipitados via EDS mostrou-se ineficiente devido seu tamanho reduzido. A formação destes precipitados diverge do apresentado pelos autores citados anteriormente (8,15) e também da simulação em Thermocalc realizada, que identificou a presença apenas de carbetos e boretos na temperatura

de tratamento. A formação destes precipitados ocorreu provavelmente durante o resfriamento, ocorrido dentro do forno. Azadian et al. (10) identificou a presença de finas partículas globulares de fase delta em um anel laminado de Inconel 718 solubilizado a 1.025°C por 1 hora. A morfologia e distribuição dos precipitados relatados por estes autores são bastante semelhantes aos observados na Figura 46. A precipitação de fase delta durante resfriamento lento também é previsto no diagrama PTT apresentado no item 2.4.2, que relata o aparecimento de fase delta durante resfriamento em temperaturas inferiores a 1.010°C. Acredita-se assim que os precipitados observados na zona fundida tratam-se da fase delta.

Figura 46 Microestrutura da zona de transição ZF/MB na condição solubilizada obtida em MEV.

Na microestrutura da zona de transição entre a zona fundida e o metal base, verifica-se a presença de uma pequena faixa com concentração destes precipitados finos e de partículas de carbetos MC. Destaca-se ainda o acentuado crescimento dos grãos próximos ao contorno da ZTA, conforme observado na Figura 45 (a) e (b) e na Figura 47. Para o metal base, a alteração mais marcante é o destacado crescimento de grão (ASTM 5, com diâmetro médio de grão de 62,3 μm). Estes resultados também são coerentes com os encontrados pelos autores referidos anteriormente (8,15). Os carbetos MC não foram alterados pelo tratamento. A presença das fases δ , γ'' ou γ' não foi identificada no metal base.

Figura 47 Microestrutura da zona de transição ZF/MB na condição solubilizada obtida em MEV. Destaque para o acentuado crescimento de grãos próximos ao contorno da ZTA.

4.4.3 Condição Envelhecida

As micrografias obtidas via microscopia óptica realizada na seção transversal da junta soldada do corpo de prova B na condição pós-soldagem com tratamento térmico padrão de envelhecimento estão apresentadas na Figura 48. Nesta figura, regiões da junta soldada foram destacadas para diferentes ampliações.

Para a microestrutura da zona fundida, verifica-se inicialmente um aspecto similar ao observado para a condição pós-soldagem. Porém, uma análise mais detalhada desta região em MEV (Figura 49-a) permite identificar que a estrutura dendrítica foi substituída por uma estrutura com grãos colunares de mesma orientação das dendritas primárias. Pode-se também observar que o tratamento realizado resultou na aparente substituição da fase Laves presente nas regiões interdendríticas por precipitados localizados preferencialmente nos contornos dos novos grãos formados, sendo este fato mais evidente nas regiões próximas a zona de transição (Figura 48-d) do que no centro da zona fundida (Figura 48-c). Alterações nos carbeto MC precipitados na zona fundida não foram identificadas. As fases endurecedoras γ'' e γ' não podem ser visualizadas.

Ram et al. (15) relataram a dissolução parcial da fase Laves e a precipitação da fase delta em torno das partículas Laves nas regiões interdendríticas em amostras de Inconel 718 soldadas a LASER e submetidas ao mesmo ciclo térmico de envelhecimento empregado. Gobbi et al.(8) também relataram a precipitação da fase delta em amostra de Inconel 718 soldada a LASER submetida a tratamento de solubilização a 960°C durante 1 hora. Nestes trabalhos também não foram relatadas quaisquer alterações nos carbeto MC precipitados na região da zona fundida.

Figura 48 Micrografias na condição envelhecida. Posição das regiões ampliadas estão indicadas. (a) e (c) Regiões da ZF. (b) e (d) Região de transição ZF/MB.

(a)

(b)

Figura 49 Microestruturas na condição envelhecida obtidas em MEV. (a) Centro da zona fundida. (b) Zona de transição ZF/MB.

De acordo com a simulação em Thermocalc realizada para a liga em estudo, a temperatura de solubilização de 980°C empregada no ciclo térmico de envelhecimento se encontra dentro da zona de estabilidade da fase delta (temperatura “solvus” da fase δ calculada em 1.017°C). Tais resultados indicam que o tratamento térmico empregado promoveu a precipitação da fase delta em substituição à fase Laves. A formação da fase estável delta ocorre simultaneamente com a dissolução da fase Laves, que disponibiliza os átomos de nióbio necessários para a precipitação de delta.

Na região de transição entre a zona fundida e o metal base destaca-se o crescimento observado nos grãos próximos à ZTA, conforme pode-se verificar na Figura 49(b). A precipitação da fase delta nesta região pode ser vista em detalhes na micrografia obtida via MEV apresentada na Figura 50. Nesta figura, identifica-se a precipitação da fase delta tanto no interior quanto no contorno de grão, com destaque para a morfologia acicular observada no contorno de grão. Conforme apresentado na Tabela 2.2, segundo Donachie (4) a fase delta assume a forma acicular quando formada entre 815 e 980°C, o que está em conformidade com o ciclo térmico empregado.

Para a microestrutura do metal base, o ciclo térmico aplicado resultou no crescimento dos grãos (ASTM 7, com diâmetro médio de 31,2 μm). Alterações nos carbeto MC presentes não foram observadas. Os precipitados γ'' e γ' responsáveis pelo aumento de resistência não podem ser observados com a resolução dos métodos empregados.

Figura 50 Microestrutura da zona de transição ZF/MB na condição envelhecida obtida via MEV. Destaque para a precipitação de fase δ acicular no contorno de grão.

4.4.4 Produto de referência soldado a LASER

As micrografias obtidas via microscopia óptica realizada na seção transversal da junta soldada de uma interseção entre tiras da grade espaçadora de referência soldada a LASER estão apresentadas na Figura 51. Nesta figura, regiões da junta soldada foram destacadas para diferentes ampliações. O aspecto geral da microestrutura resultante da soldagem a LASER em muito se assemelha aos resultados obtidos para as amostras soldadas por feixe de elétrons, em virtude das características similares de ambos os processos.

Figura 51 Micrografias do produto de referência soldado a LASER. Posição das regiões ampliadas estão indicadas. (a) Topo da ZF. (b) Região de transição ZF/MB. (c) Região da ZF próximo à fronteira ZF/MB. (d) Centro da ZF.

A microestrutura da zona fundida é semelhante ao relatado para a condição pós-soldagem, sendo caracterizada pela presença de uma rede dendrítica com a presença de fases precipitadas nas regiões interdendríticas. Diferenças nas morfologias das dendritas também podem ser observadas ao longo das regiões da zona fundida. Nas regiões próximas ao centro da ZF (Figura 51-d) pode-se notar a presença de dendritas finas em direções aleatórias. Em regiões próximas à região de transição (Figura 51-b), nota-se a presença de dendritas colunares com maiores espaçamentos interdendríticos. Conforme discutido no item 4.4.1, as diferenças na morfologia das dendritas são originadas pelas diferenças no gradiente de temperatura (G) e na taxa de solidificação (R) destas regiões. Ram et al. (15) relataram que para a soldagem a LASER em chapas laminadas de Inconel 718, a taxa de resfriamento na região central da ZF é maior do que na região próxima à zona de transição ZF/MB, resultando em dendritas finas no centro e dendritas colunares próximas à ZTA. Este resultado é coerente com o encontrado para o produto de referência em discussão. Vale destacar, que este perfil descrito para o processo de soldagem a LASER é distinto do verificado para o processo de soldagem por feixe de elétrons, cuja região central apresentou maiores tamanhos dendríticos. Estes fatos devem estar relacionados às distintas características destes processos, como aporte térmico, forma de transferência de calor e tipo de atmosfera utilizada. Outros pontos distintos na amostra soldada a LASER referem-se à presença de descontinuidades no topo da zona fundida (Figura 51-a) e a identificação de poros (Figura 52). A descontinuidade observada parece ter se originado durante a contração resultante da solidificação. A presença de poros deve estar relacionada à fusão em atmosfera de argônio ou hélio, cuja formação de bolhas na poça de fusão podem ter originado os poros encontrados.

É importante ressaltar que o tratamento térmico de envelhecimento aplicado após a soldagem deste produto inicia diretamente nas etapas de envelhecimento (720°C/8h e 620°C/8h), sem realização de tratamento de solubilização (980°C/1h). Conforme verificado, tal tratamento não resultou em grandes alterações na estrutura da zona fundida, ao contrário do aplicado no presente trabalho, onde a estrutura dendrítica foi substituída por uma estrutura com grãos colunares. Este fato é evidenciado nas Figuras 53 (a) e (b) que apresentam micrografias da região de transição deste produto, obtidas em MEV e microscópio óptico, respectivamente. Pode-se também observar que o tratamento realizado não resultou na substituição da fase Laves presente nas regiões interdendríticas, conforme também relatado por Ram et al. (15).

Figura 52 Presença de poro na zona fundida do produto de referência soldado a LASER.

(a)

(b)

Figura 53 Microestruturas da zona de transição ZF/MB no produto de referência soldado a LASER.
(a) MEV. (b) Microscopia óptica.

Alterações nos carbeto MC precipitados na zona fundida não foram identificadas. As fases endurecedoras γ'' e γ' presentes não puderam ser visualizadas.

Não foi observado crescimento dos grãos próximos à zona de transição entre a zona fundida e o metal base. Para a microestrutura do metal base, o tamanho de grão encontrado (ASTM 8-9 com diâmetro médio de $19,7 \mu\text{m}$) indica que o ciclo térmico aplicado não resultou em crescimento dos grãos. Esta consideração é verdadeira se admitirmos que antes do tratamento este material tinha um tamanho de grão inicial próximo ao encontrado para a tira inicial empregada neste trabalho (ASTM 8-9 com diâmetro médio do grão de $20,2 \mu\text{m}$). Precipitados γ'' e γ' responsáveis pelo aumento de resistência não foram observados, assim como alterações nos carbeto MC presentes.

4.5 ENSAIO DE TRAÇÃO

As curvas tensão de engenharia versus deformação obtidas a partir dos ensaios de tração realizados nos corpos de prova nas condições como recebida, solubilizada e envelhecida estão apresentadas na Figura 54. Os valores médios do limite de escoamento, limite de resistência e alongamento total obtidos estão sintetizados no gráfico apresentado na Figura 55, onde também estão representados os intervalos de dispersão dos três valores obtidos para cada condição. Fica evidente nestes resultados, a grande alteração nas propriedades mecânicas resultantes do tratamento térmico de envelhecimento. Para o tratamento de solubilização, a modificação nas propriedades é relativamente inexpressiva.

Figura 54 Curvas tensão de engenharia versus deformação para corpos de prova nas condições como recebida, solubilizada e envelhecida.

O tratamento de solubilização realizado resultou em um pequeno decréscimo nos valores do limite de escoamento e limite de resistência (inferior a 6%), associado a um reduzido aumento no alongamento total (cerca de 2%). Um aumento na dispersão dos resultados também foi verificado. Vale destacar que na condição como recebida, o material também se encontra na condição solubilizada. As diferenças microestruturais entre estas duas condições dizem respeito exclusivamente ao tamanho de grão do material. Conforme relatado, o tratamento de solubilização realizado resultou em um destacado crescimento de grão (ASTM 5, com diâmetro médio de grão de 62,3 μm) em relação ao tamanho de grão na

condição como recebida (ASTM 8-9, com diâmetro médio do grão de 20,2 μm). Portanto, as variações encontradas nas propriedades mecânicas do estado solubilizado se devem ao aumento do tamanho de grão resultante deste tratamento. Os valores encontrados estão coerentes com os relatados no catálogo de propriedades da liga Inconel 718 (9) para chapas de 0,254 mm laminadas a frio e solubilizadas a 1.010°C (LE= 326 MPa; LR= 786 MPa; Alongamento= 43%).

Figura 55 Valores médios e intervalos absolutos de dispersão do limite de escoamento (LE), limite de resistência (LR) e alongamento total para as condições como recebida, solubilizada e envelhecida (TT Padrão).

Para os corpos de prova submetidos ao tratamento térmico padrão de envelhecimento, verificou-se uma profunda modificação em suas propriedades em razão da precipitação das fases endurecedoras γ'' e γ' . O valor do limite de escoamento sofreu um drástico aumento, chegando próximo de ser triplicado (aumento de 175%). O limite de resistência também sofreu um considerável aumento (cerca de 60%). Tais aumentos de resistência impactaram diretamente na queda do alongamento percentual, que foi reduzido à menos da metade do alongamento inicial. Estes valores se encontram coerentes com o relatado por diversos autores para condições de solubilização e envelhecimento similares, conforme apresentado na Tabela 4.5.

Tabela 4.5 – Valores de referência dos limites de resistência, escoamento e alongamento percentual para chapas laminadas de Inconel 718 solubilizadas e envelhecidas.

Referência	Limite de Resistência (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Alongamento Total (%)
Ram et al. (15)	1.475	1.272	24
Hong et al. (27)	1.380	1.068	18
Donachie (4)	1.330	1.090	18
Catálogo Special Metals (9)	1.323	1.068	21
<i>Resultado obtido</i>	<i>1.412</i>	<i>1.143</i>	<i>21</i>

4.6 MICRODUREZA VICKERS

Os resultados das medições de microdureza Vickers realizadas em amostras nas condições pós-soldagem, solubilizada, envelhecida (TT Padrão) e na amostra de referência da grade soldada a LASER estão apresentadas na Figura 56. Nestes resultados, verifica-se a grande ampliação nos valores de dureza promovida pela precipitação da fases endurecedoras γ'' e γ' nas amostras envelhecidas. Os níveis de dureza obtidos para as condições pós-soldagem e solubilizada permitem concluir que não há precipitação de γ'' e γ' em qualquer região da solda nestas condições.

Figura 56 Curvas de distribuição de dureza ao longo da junta soldada para as condições pós-soldagem, solubilizada, envelhecida (TT Padrão) e produto de referência soldado a LASER.

Para a condição pós-soldagem, o nível de dureza na região da zona fundida é superior aos valores obtidos para o metal base. Esse aumento na dureza da zona fundida se deve à presença da fase Laves na região interdendrítica. Os níveis de dureza para a região da ZTA são similares aos obtido para sua vizinhança na zona fundida e metal base, indicando que nenhuma grande alteração microestrutural foi promovida pelo aquecimento durante a soldagem.

A condição solubilizada apresentou um comportamento similar ao descrito anteriormente para a condição pós-soldagem, com os valores de dureza na zona fundida superiores ao metal base. Conforme verificado, o tratamento de solubilização resultou na completa dissolução da fase Laves presente na zona fundida, porém com a formação de finos precipitados da fase delta durante o resfriamento. Portanto, o aumento de dureza verificado deve estar associado a estes precipitados. Também foi verificada a presença de uma maior concentração destes precipitados na região da zona fundida próximo à zona de transição. Esta maior concentração de precipitados parece ter resultado no aumento de dureza observado para esta região. A ausência destes precipitados no metal base resulta no decréscimo dos valores de dureza observado. Vale destacar que comparativamente à condição pós-soldagem, a tendência observada de valores superiores para o metal base na condição solubilizada é incoerente com o aumento de tamanho de grão resultante da solubilização.

Os níveis de dureza observados para a zona fundida, zona de transição e metal base para a condição envelhecida (TT Padrão) indica a ocorrência da precipitação das fases γ'' e γ' em todas estas regiões. Ao contrário do observado para as condições pós-soldagem e solubilizada, os níveis de dureza da zona fundida são inferiores aos do metal base. Tal fato é explicado pela presença da fase delta na

zona fundida. A fase delta é incoerente com a matriz e contribui muito pouco para a dureza da zona fundida. Sua presença resulta em uma menor quantidade de átomos de nióbio disponíveis para a formação de γ'' , que é a principal fase endurecedora do Inconel 718. Portanto, os menores valores de dureza observados para a zona fundida em relação ao metal base são resultantes das menores quantidades de γ'' presentes nesta região.

Resultados similares foram observados para a amostra do produto de referência soldado a LASER. Assim como descrito para a fase delta, a fase Laves presente em maior quantidade nesta amostra resulta em menores quantidades de Nb disponíveis para a formação de γ'' , impactando diretamente na menor dureza da zona fundida em comparação ao metal base.

Comparativamente, a dureza da zona fundida da amostra envelhecida é superior ao observado para o produto de referência. Este fato está relacionado a maior dissolução da fase Laves e formação da fase delta, resultantes da solubilização aplicada anteriormente ao envelhecimento nesta amostra. Para explicação deste resultado, duas hipóteses podem ser levantadas. Na primeira, a dissolução da fase Laves e formação da fase delta na condição envelhecida resultou em uma maior quantidade de nióbio disponível e desta forma, em uma maior quantidade de γ'' formada nesta condição quando comparada ao produto de referência. Na segunda, as quantidades de γ'' são equivalentes em ambos os casos, sendo o acréscimo de dureza proporcionado pela fase delta superior ao proporcionado pela fase Laves. Essa hipótese é coerente com o observado para as condições solubilizada e pós-soldagem em que não há precipitação de γ'' , e a presença de fase delta promoveu maior aumento de dureza que a fase Laves.

Resultados apresentados por Ram et al. (15) para amostras de Inconel 718 soldadas a LASER e envelhecidas com temperaturas de solubilização de 980° e 1.080°C, descrevem um acréscimo de dureza na zona fundida da amostra solubilizada a 1.080°C. Estes autores creditaram essa diferença à maior quantidade de Nb disponível para a formação de γ'' resultante da dissolução da fase Laves, reforçando o descrito na primeira hipótese.

Na comparação entre os níveis de dureza da região do metal base para a condição envelhecida e do produto de referência soldado a LASER, pode-se verificar que este último apresenta valores de dureza superiores. Este resultado está relacionado às diferenças de tamanho de grão entre essas amostras. Para a condição envelhecida, o tratamento de solubilização realizado promoveu um aumento no tamanho de grão, resultando assim em menores valores de dureza.

4.7 ENSAIO DE CISALHAMENTO DO CORDÃO DE SOLDA

Os resultados da força trativa máxima anterior à ruptura obtida no ensaio de cisalhamento em corpos de prova adaptados das condições pós-soldagem, solubilizada, envelhecida (TT Padrão) e do produto de referência da grade soldada a LASER estão apresentados na Figura 57. Nesta, estão descritos os valores médios da força trativa máxima e os intervalos de dispersão para cada condição.

Pode-se verificar o grande aumento na resistência ao cisalhamento da solda promovido pela precipitação das fases endurecedoras γ'' e γ' nas amostras envelhecidas.

Figura 57 Valores médios e intervalos absolutos de dispersão da força trativa máxima de cisalhamento para as condições pós-soldagem, solubilizada, envelhecida (TT Padrão) e produto de referência soldado a LASER.

Os valores obtidos neste ensaio de cisalhamento refletem a resistência à aplicação de esforço trativo exclusivamente da região soldada. Na condição pós-soldagem, a presença da fase Laves é prejudicial às propriedades mecânicas. Relatos na literatura têm atribuído o decréscimo das propriedades de ductilidade à tração, tenacidade à fratura, fadiga e resistência à fluência como consequência da presença da fase Laves na zona fundida de soldas de Inconel 718 (15). Seu efeito prejudicial está relacionado não só ao empobrecimento da matriz de elementos importantes como o nióbio, que resulta em precipitação de menores quantidades de γ'' , mas também por ser um composto intermetálico frágil com pontos favoráveis à iniciação e propagação de trincas. Ram et al. (15) avaliaram a fratura em soldas de

Inconel 718 submetidas à tração, e identificaram a presença de partículas Laves no interior das cavidades na superfície de fratura da solda, indicando que microcavidades se iniciaram na interface Laves/matriz. Para a condição solubilizada, a dissolução da fase Laves resultante do tratamento de solubilização tende a promover uma melhoria na ductilidade desta região. No entanto, a formação de precipitados finos da fase delta dispersos na zona fundida ampliaram a resistência mecânica, refletido no aumento de dureza observado para esta região, e resultaram no decréscimo da resistência ao cisalhamento.

A condição envelhecida (TT Padrão) e o produto de referência a LASER apresentaram resultados muito aproximados de resistência ao cisalhamento da solda. Estes resultados confirmam a similaridade entre as características da junta soldada dos processos de soldagem por feixe de elétrons e soldagem a LASER. A condição envelhecida apresentou valores ligeiramente superiores de resistência ao cisalhamento. Este fato está relacionado à dissolução da fase Laves nesta condição, eliminando o efeito prejudicial desta fase discutido anteriormente. A formação da fase delta em substituição à fase Laves não comprometeu a resistência ao cisalhamento, apesar do aumento de dureza observado para esta região. Estes resultados indicam que a solubilização anterior ao envelhecimento pode ampliar as propriedades mecânicas na região da solda, tornando-se assim uma alternativa ao tratamento térmico atualmente empregado para o produto grade espaçadora.

5 CONCLUSÕES

- A energia nuclear desempenha um papel fundamental na matriz energética mundial. O Brasil tem conquistando ao longo das últimas décadas grandes avanços no domínio tecnológico dessa fonte de energia. O desenvolvimento de componentes fabricados em ligas especiais, dentre as quais as superligas, será indispensável para que o Brasil conquiste total autonomia comercial e tecnológica no emprego da energia nuclear para geração de energia elétrica.
- A soldagem por feixe de elétrons realizada nos corpos de prova obteve resultados satisfatórios para a geometria analisada, confirmando a viabilidade de fabricação de grades espaçadoras por este processo. Através da metodologia empregada, foi possível a definição de parâmetros de soldagem adequados para a fabricação no Brasil deste componente.
- Os resultados da caracterização realizada na tira completa importada estão em concordância com as etapas prévias de processamento descritas na especificação de compra deste material, com ressalva para o valor do teor de cobalto obtido que inviabilizaria sua aplicação na área nuclear.
- As simulações realizadas em Thermocalc permitiram uma melhor previsão dos efeitos dos processos de soldagem e tratamento térmico nas transformações sofridas pelo material. A ferramenta termodinâmica empregada mostrou-se adequada e eficiente para este propósito.

- As avaliações realizadas na junta soldada na condição pós-soldagem revelaram uma zona de transição de dimensão muito reduzida. A zona fundida apresentou típica estrutura dendrítica com a presença de precipitados nas regiões interdendríticas, identificados como fase Laves e carbeto MC. O metal base similarmente à caracterização realizada na tira inicial, apresentou-se com estrutura granular típica da condição solubilizada. Precipitados γ' , γ'' e δ não foram observados, sendo identificados apenas carbeto precipitado tanto nos contornos de grão quanto intragranularmente. Não foram observados microfissuras, poros ou outras descontinuidades na região de solda.
- O tratamento de solubilização a 1.050°C realizado resultou em marcantes alterações microestruturais na região soldada. A estrutura dendrítica foi substituída por uma estrutura de grão colunares, orientados na direção do eixo das dendritas primárias. A fase Laves interdendrítica sofreu completa dissolução, enquanto os carbeto permaneceram inalterados com o tratamento. A formação de precipitados da fase delta finamente dispersos na zona fundida foi verificada. O tratamento resultou em considerável crescimento no tamanho de grão do metal base, especialmente nos grão próximos à zona de transição.
- O tratamento de envelhecimento aplicado resultou em alterações na microestrutura da região de solda, indicando a substituição da estrutura dendrítica por grãos colunares e a dissolução da fase Laves com formação da fase delta. Alterações nos carbeto MC precipitados na zona fundida não foram identificadas. As fases endurecedoras γ'' e γ' não puderam ser visualizadas com os métodos empregados. Um pequeno aumento no tamanho de grão foi verificado.

- A caracterização do produto de referência demonstrou que a microestrutura da zona soldada é semelhante ao relatado para a condição pós-soldagem, sendo caracterizada pela presença de uma rede dendrítica com a presença de fases Laves e carbeto precipitados nas regiões interdendríticas. Diferenças entre o processo de soldagem a LASER e feixe de elétrons foram identificadas, dentre as quais a morfologia das dendritas, presença de descontinuidades no topo da zona fundida e a identificação de poros. Alterações nos carbeto MC não foram identificadas. As fases endurecedoras γ'' e γ' não puderam ser visualizadas.
- Os ensaios de tração realizados revelaram grandes alterações nas propriedades mecânicas resultantes do tratamento de envelhecimento, como a ampliação do limite de escoamento e de resistência, associados a uma redução na ductilidade. Para o tratamento de solubilização, a modificação nas propriedades foi relativamente inexpressiva.
- As avaliações de microdureza identificaram a grande ampliação nos valores de dureza promovida pela precipitação das fases γ'' e γ' nas amostras envelhecidas. A presença das fases Laves e delta foram prejudiciais ao aumento de dureza da zona fundida dessas amostras por reduzir a quantidade de γ'' formada.
- O ensaio de cisalhamento desenvolvido mostrou-se eficiente para a verificação das propriedades de resistência mecânica da geometria soldada, confirmando a ampliação na resistência mecânica devido à precipitação de γ'' e γ' nas amostras envelhecidas. Também permitiu avaliação comparativa com o produto de referência, podendo ser empregado como ensaio de controle de qualidade.

REFERÊNCIAS

- (1) International Atomic Energy Agency. *Power Reactor Information System (PRIS)*
Disponível em: <<http://www.iaea.or.at/programmes/a2/>> Acesso em: 05 fev. 2009.
- (2) PERROTA, J.A. *Curso de capacitação para inspeção visual de combustíveis PWR irradiados*, São Paulo: IPEN, 2002.
- (3) PERROTA, J.A. *Curso de Introdução à Engenharia do Núcleo de Reatores*, São Paulo: IPEN, 1999.
- (4) DONACHIE, M.J. ; DONACHIE, S.J. *Superalloys: A Technical Guide*. 2nd ed. ASM International, 2003.
- (5) SUNDARARAMAN, M. ; MUKHOPAD, P. ; BANERJEE, S. Deformation behaviour of γ'' strengthened Inconel 718. *Acta metall*, v. 36, p. 847-864, 1988.
- (6) REED, R.C. *The Superalloys: Fundamentals and Applications*. 1st ed. Cambridge University Press, 2006.
- (7) XIAO, L. ; CHEN, D.L. ; CHATURVEDI, M.C. Effect of boron on fatigue crack growth behavior in superalloy IN 718 at RT and 650 °C. *Materials Science and Engineering A*, v. 428, p. 1-11, 2006.
- (8) GOBBI, S. ; ZHANG, L. ; NORRIS, J. High Powder CO₂ and Nd-YAG LASER Welding of Wrought Inconel 718. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 56, p. 333-344, 1996.
- (9) SPECIAL METALS CORPORATION. Inconel Alloy 718: catálogo. 2004.
- (10) AZADIAN, S. ; WEI, L.Y. ; WARREN, R. Delta Phase precipitation in Inconel 718. *Materials Characterization*, v. 53, p. 7-16, 2004.
- (11) THOMAS, A. ; EL-WAHABI, M. ; CABRERA, J.M. High temperature deformation of Inconel 718. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 177, p. 469-472, 2006.
- (12) DYE, D. ; HUNZIKER, O. ; REED, R.C. Numerical analysis of the weldability of Superalloys. *Acta mater.*, v. 49, p. 683-697, 2001.

- (13) NARENDRA, B.D. ; MCCAY, M.H. ; MCCAY, T.D. Effect of grain structure on phase transformation events in the Inconel 718. *Scripta Metallurgica*, v. 28, p. 1359-1364, 1993.
- (14) RADHAKRISHNA, C. ; RAO, K.P. The formation and control of Laves Phase in superalloy 718 welds. *Journal of Materials Science*, v. 32, p. 1977-1984, 1997.
- (15) RAM, G.D.J. ; REDDY, A.V. ; RAO, K.P. Microstructure and tensile properties of Inconel 718 pulsed Nd-YAG laser welds. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 167, p. 73-82, 2005.
- (16) CAHN, R.W. ; HAASEN, P. *Physical Metallurgy*. 4th ed. North-Holland, 1996.
- (17) BYUN, T.S. ; FARREL, K. Tensile properties of Inconel 718 after low temperature neutron irradiation. *Journal of Nuclear Materials*, v. 318, p. 292-299, 2003.
- (18) OTERO, M. P. *Observação direta da interação de discordâncias com defeitos em nióbio irradiado, por meio de microscopia eletrônica de transmissão de alta voltagem*. Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo. 1986. 148p. Tese (Doutorado em Tecnologia Nuclear).
- (19) HEIJ, P.G. ; D'HULST, D. ; HOEPEN, J. Residual tensile strenght of neutron irradiated Inconel 718 bolts. *Fusion Engineering and Design*, v. 58-59, p. 775-779, 2001.
- (20) GHOSH, S. ; YADAV, S. ; DAS, G. Study of standart heat treatment on mechanical properties of Inconel 718 using ball indentation technique. *Materials Letters*, v. 62, p. 2619-2622, 2008.
- (21) GAO, M. ; WEI, R.P. Grain Boundary Niobium Carbides in Inconel 718. *Scripta Materialia*, v.37, n. 12, p. 1843-1849, 1997.
- (22) BALDAN, R. *Processamento e caracterização de rotores automotivos da superliga MAR-M247*. Escola de Engenharia de Lorena, Lorena, 2009. 117p. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais).
- (23) FU, S.H. ; DONG, J.X. ; ZHANG, M.C. Alloy design and development of Inconel 718 type alloy. *Materials Science and Engineering A*, v. 499, p. 215-220, 2009.
- (24) VINCENT, R. Precipitation around Welds in the Nickel-Base Superalloy, Inconel 718. *Acta metall*, v. 33, n. 7, p. 1205-1216, 1985.

- (25) HUANG, C.A. ; WANG, T.H. ; HAN, W.C. A Study of the Galvanic Corrosion Behavior of Inconel 718 after Electron Beam Welding. *Materials Chemistry and Physics*, v. 104, p. 293-300, 2007.
- (26) HUANG, C.A. ; WANG, T.H. ; LEE, C.H. A Study of the Heat-Affected Zone (HAZ) of an Inconel 718 sheet welded with Electron-beam Welding (EBW). *Materials Science and Engineering A*, v. 398, p. 275-281, 2005.
- (27) HONG, J.K. ; PARK, J.H. ; PARK, N.K. Microstructures and mechanical properties of Inconel 718 welds by CO₂ LASER welding. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 201, p. 515-520, 2008.
- (28) RICHARDS, N.L. ; HUANG, X. ; CHATURVEDI, M.C. Heat Affected Zone Cracking in Cast Inconel 718. *Materials Characterization*, v. 28, p. 179-187, 1992.