



Universidade Federal  
do Rio de Janeiro  
Escola Politécnica

## EFEITO DA ANISOTROPIA NA FRAGILIZAÇÃO PELO HIDROGÊNIO EM SUPERLIGAS DE NÍQUEL 718 PARA APLICAÇÃO NUCLEAR

Rafael Delorme Rodrigues de Souza

Projeto de Graduação apresentado ao Curso de Engenharia Metalúrgica da Escola Politécnica, Universidade Federal do Rio de Janeiro, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Engenheiro.

Orientador: Leonardo Sales Araújo

Coorientador: Léo Roberto de Oliveira Costa

Rio de Janeiro  
Outubro de 2018

EFEITO DA ANISOTROPIA NA FRAGILIZAÇÃO PELO HIDROGÊNIO EM  
SUPERLIGAS DE NÍQUEL 718 PARA APLICAÇÃO NUCLEAR

Rafael Delorme Rodrigues de Souza

PROJETO DE GRADUAÇÃO SUBMETIDO AO CORPO DOCENTE DO CURSO DE  
ENGENHARIA METALÚRGICA DA ESCOLA POLITÉCNICA DA UNIVERSIDADE  
FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS  
PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE ENGENHEIRO METALÚRGICO.

Examinada por:

---

Prof. Leonardo Sales Araújo, D.Sc.  
PEMM-COPPE/UFRJ

---

Léo Roberto de Oliveira Costa, M.Sc.  
PEMM-COPPE/UFRJ

---

Prof. Rafaella Martins Ribeiro, D.Sc.  
PEMM-COPPE/UFRJ

---

Prof. Matheus Campolina Mendes, D.Sc.  
CEFET-CSF/RJ

RIO DE JANEIRO, RJ – BRASIL

OUTUBRO de 2018

Souza, Rafael Delorme Rodrigues de

Efeito da Anisotropia na Fragilização pelo Hidrogênio em Superligas de Níquel 718 para Aplicação Nuclear / Rafael Delorme Rodrigues de Souza. – Rio de Janeiro: UFRJ/ Escola Politécnica, 2018.

X, 71 p.: il.; 29,7 cm.

Orientador: Leonardo Sales Araújo

Projeto de Graduação – UFRJ/ Escola Politécnica/ Curso de Engenharia Metalúrgica, 2018.

Referências Bibliográficas: p. 65-70.

1. Níquel. 2. Nuclear. 3. Hidrogênio. 4. Carbetto. I. Araújo, Leonardo Sales. II. Universidade Federal do Rio de Janeiro, Escola Politécnica, Curso de Engenharia Metalúrgica. III. Efeito da Anisotropia na Fragilização pelo Hidrogênio em Superligas de Níquel 718 para Aplicação Nuclear

## **AGRADECIMENTOS**

Aos meus pais, Marcos Adriano e Heloisa Maria, por todos os anos de educação, sustento e incentivo aos estudos, além do completo apoio a todas as minhas escolhas.

Aos meus grandes amigos do Colégio Cruzeiro, Gabriel Guerra, Gabriel Morgado, Gustavo Cabral, Igor Rodrigues, Matheus Zany, Renan Medeiros, Tiago Rodrigues e Udson Gomes, que, durante décadas de amizade, conseguiram provar que família não está só relacionada ao sangue.

Aos meus amigos da UFRJ, Bruno Schwebel, Gabriel Cardoso, Mateus Spinelli, Matheus Gariglio, Mathias Moraes, Paulo Cysne, Pedro Vianna e Rafael Garcia, sem os quais não teria sido possível realizar todos os trabalhos e estudos para as matérias, além dos finais de semana inesquecíveis em todas as festas.

A meu orientador Leonardo Sales e coorientador Léo Costa por toda dedicação e paciência durante essa árdua empreitada além dos ensinamentos tanto acadêmicos quanto profissionais.

À empresa Gerdau e a todo o time da Aciaria que, por mais de um ano, permitiu que eu me dedicasse aos estudos e pesquisas para a formulação desse presente trabalho.

À professora Rafaella Martins por ter me ajudado a conseguir meu estágio dentro da empresa Gerdau, um dos meus sonhos até então, e, também, por participar da banca examinadora desse trabalho.

***“Se enxerguei mais longe, foi porque me apoiei sobre os ombros de gigantes”***

***Isaac Newton***

Resumo do Projeto de Graduação apresentado à escola Politécnica/UFRJ como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Engenheiro Metalúrgico.

Efeito da anisotropia na fragilização pelo hidrogênio em superligas de níquel 718 para aplicação nuclear

Rafael Delorme Rodrigues de Souza

Outubro/2018

Orientador: Leonardo Sales Araújo

Coorientador: Léo Roberto de Oliveira Costa

Curso: Engenharia Metalúrgica

A superliga de níquel 718 teve papel na indústria aeronáutica para a fabricação de palhetas de turbinas de jatos e aviões, como na indústria nuclear na fabricação de partes mecânicas e estruturais de componentes dos reatores. Contudo, principalmente nas aplicações da indústria nuclear, esse material fica exposto à fragilização pelo hidrogênio. Este trabalho tem como objetivo o estudo do efeito da fragilização pelo hidrogênio em relação à direção de laminação na qual a liga 718 foi processada, ou seja, sobre a anisotropia da liga. Para tal, foram realizados ensaios de tração em amostras longitudinais e transversais, solubilizadas e envelhecidas, hidrogenadas eletroliticamente por 120 horas. As superfícies de fratura foram observadas por MEV. Os resultados indicam que a perda de ductilidade nas amostras transversais hidrogenadas foi mais intensa que nas amostras longitudinais hidrogenadas. Tal comportamento foi associado às partículas de  $(\text{Nb,Ti})\text{C}$ , os quais se apresentam na microestrutura como agrupamentos alinhados à direção de laminação e são fortes aprisionadores de hidrogênio. A decoesão da matriz é facilitada pelo hidrogênio e o alinhamento dos agrupamentos perpendicularmente à direção de carregamento facilitou a fratura.

*Palavras-chave:* Inconel-718, Superliga de Níquel, Indústria Nuclear, Anisotropia, Fragilização pelo Hidrogênio.

Abstract of Undergraduate Project presented to POLI/UFRJ as a partial fulfilment of the requirements for degree of Metallurgical Engineer.

Effect of anisotropy on hydrogen embrittlement in 718 nickel superalloys for nuclear application

Rafael Delorme Rodrigues de Souza

October / 2018

Advisor: Leonardo Sales Araújo

Co-advisor: Léo Roberto de Oliveira Costa

Course: Metallurgical Engineering

The 718 nickel superalloy has played a role in the aircraft industry for the manufacture of jet and jet turbine vanes, as in the nuclear industry in the manufacture of mechanical and structural parts of reactor components. However, especially in the applications of the nuclear industry, this material is exposed to embrittlement by hydrogen. This work aims to study the effect of embrittlement by hydrogen in relation to the rolling direction in which the 718 alloy was processed, that is, on the anisotropy of the alloy. For this, tensile tests were performed on longitudinal and transverse samples, solubilized and aged, electrolytically hydrogenated for 120 hours. The fracture surfaces were observed by MEV. The results indicate that the loss of ductility in the hydrogenated cross samples was more intense than in the hydrogenated longitudinal samples. Such behavior was associated to the particles of (Nb, Ti)C, which are presented in the microstructure as clusters aligned to the rolling direction and are strong hydrogen trappers. The decohesion of the matrix is facilitated by hydrogen and the alignment of the clusters perpendicular to the loading direction facilitates the fracture

*Keywords:* Inconel-718, Nickel Superalloy, Nuclear Industry, Anisotropy, Embrittlement by Hydrogen.

# SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....	1
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	2
2.1. BRASIL E O SEU DESENVOLVIMENTO NUCLEAR.....	2
2.2. REATORES NUCLEARES.....	3
2.3. ESTRUTURA DOS REATORES NUCLEARES.....	6
2.3.1 Elemento Combustível.....	6
2.3.2 Gerador de Vapor.....	8
2.3.3 Turbina e Gerador Elétrico.....	9
2.4. LIGAS DE NÍQUEL.....	10
2.4.1 Histórico do Níquel.....	10
2.4.2 Superligas de Níquel.....	11
2.4.3 Mecanismos de Endurecimento.....	12
2.4.4 Influência dos Elementos de Liga.....	14
2.4.5 Fases das Ligas de Níquel.....	19
2.4.6 Tratamento Térmico.....	24
2.5 HIDROGENAÇÃO.....	26
2.5.1 Hidrogenação Eletrolítica.....	27
2.5.2 Fragilização pelo Hidrogênio.....	28
2.5.3 Aprisionadores de Hidrogênio.....	31
2.6 ANISOTROPIA MICROESTRUTURAL.....	32
3. MATERIAIS E MÉTODOS EXPERIMENTAIS.....	34
3.1 TRATAMENTO TÉRMICO.....	34
.....	35
3.2 ENSAIO DE HIDROGENAÇÃO ELETROLÍTICA.....	35
3.2.1 Preparação das amostras.....	35
3.2.2 Realização da hidrogenação.....	36
3.3 ENSAIO DE TRAÇÃO.....	36
3.4 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV).....	37
3.4.1. Fractografia.....	37
3.5 CÁLCULO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS.....	37
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	37
4.1. COMPARAÇÃO HIDROGENADO vs NÃO HIDROGENADO.....	38
4.1.1 Ensaio de Tração e Fratura.....	43
4.1.2 Propriedades Mecânicas.....	46

4.1.3 Grau de Encruamento.....	48
4.1.4 Grau de Anisotropia .....	49
5. CONCLUSÃO .....	50
6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....	51
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	53

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Construção de Angra 3 na CNAAB – Centro Nuclear Almirante Álvaro Alberto (retirado de [4]).	2
Figura 2: Reação em cadeia dentro do núcleo de um reator (retirado de [6]).	3
Figura 3: Esquema simplificado de um reator nuclear (retirado de [7]).	4
Figura 4: Estrutura básica do elemento combustível de um reator PWR (retirado de [7]).	6
Figura 5: Descritivo esquemático de um gerador de vapor UTSG. (1) entrada da água do primário vinda do núcleo do reator, (2) conjunto de tubos metálicos no formato de U invertido, (3) saída da água do primário para retorno ao núcleo do reator, (4) entrada da água de alimentação vinda do condensador, (5) vapor após passar através dos secadores e separadores, (6) anel distribuidor da água de alimentação, (7) nível de água e (8) saída de vapor de alta qualidade, indo para turbina (adaptado de [8]).	9
Figura 6: Esquema de uma turbina a jato na qual se aplica a liga Inconel-718 (retirado de [15]).	11
Figura 7: Estrutura cristalina da superliga à base de níquel (retirado de [17]).	12
Figura 8: Desenhos esquemáticos mostrando as duas formas de passagem das discordâncias por precipitados. a) Corte de precipitados, b) Liberação de anel de discordância (retirado de [20]).	13
Figura 9: Diagrama esquemático Ni-Cr (adaptado de [22]).	16
Figura 10: Diagrama esquemático Ni-Cu (adaptado de [23]).	17
Figura 11: Diagrama esquemático Ni-Al (adaptado de [25]).	18
Figura 12: Diagrama esquemático Ni-Ti (adaptado de [26]).	18
Figura 13: a) Micrografia de MET mostrando as fases $\gamma'$ e $\gamma''$ dispersas na matriz austenítica b) Micrografia em MET mostrando as diferenças morfológicas entre as fases precipitadas (retirado de [28]).	20
Figura 14: Micrografia de MET mostrando a) fase delta em plaquetas e b) fase delta em glóbulos (retirado de [31]).	21
Figura 15: Micrografia de MEV que evidencia a presença de carbeto dispersos na matriz e delta precipitado no contorno de grão (retirado de [32]).	22
Figura 16: Imagem do MEV com a exibição da fase laves precipitada nos contornos de grão (retirado de [34]).	23
Figura 17: Diagrama da liga Inconel-718 montado no ThermoCalc (adaptado de [35]).	24
Figura 18: Diagrama TTT da liga Inconel-718 (retirado de [36]).	26
Figura 19: Esquema de uma célula para hidrogenação eletrolítica (adaptado de [41]).	28
Figura 20: Exemplo de um componente com marcas características de empolamento pelo hidrogênio (retirado de [42]).	29
Figura 21: Sítios intersticiais octaédricos e tetraédricos nas redes cúbicas de corpo centrado, cúbicas de face centrada e hexagonal compactas (adaptado de [48]).	31
Figura 22: Pontos da rede que são aprisionadores de hidrogênio. (a) sítios intersticiais, (b) pontos de adsorção, (c) difusão normal, (d) contorno de grão, (e) discordâncias, (f) lacunas, (g) interface de partículas de segunda fase com a matriz (retirado de [50]).	32
Figura 23: Exemplo de como um processo de conformação (laminação) pode provocar anisotropia a partir da formação de grãos direcionados preferencialmente na direção de laminação (retirado de [18]).	33
Figura 24: Distribuição dos carbeto nos corpos de prova longitudinais e transversais e sentido de carregamento (seta preta).	33

Figura 25: Esquema de confecção das amostras longitudinais e transversais de acordo com a norma ASTM A370 (adaptado de [18]).	34
Figura 26: Esquema do tratamento térmico que cada um dos corpos de prova foi submetido.	35
Figura 27: Esquema demonstrando a preparação dos corpos de prova para a hidrogenação.	35
Figura 28: Comparativo dos resultados das amostras longitudinais e transversais mostrando a média e o desvio padrão das mesmas.	39
Figura 29: Microscopia eletrônica de varredura da amostra solubilizada (adaptado de [18]).	43
Figura 30: Microscopia eletrônica de varredura da amostra envelhecida (adaptado de [18]).	43
Figura 31: a) Distribuição dos carbetos na face da fratura das amostras longitudinais. b) Distribuição dos carbetos na face da fratura das amostras transversais.	44
Figura 32: Fractografia das amostras LS-1 (esquerda) e LS-2 (direita) em aumento de 1000x.	45
Figura 33: Fractografia das amostras TS-1 (esquerda) e TS-2 (direita) em aumento de 2000x.	45

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Comparativo entre Angra 1 e 2 [8]. .....	8
Tabela 2: Características do Ni elementar (retirado de [11]). .....	10
Tabela 3: Propriedades físicas da liga Inconel-718 solubilizada e envelhecida (adaptado de [18]). .....	12
Tabela 4: Coeficiente de difusibilidade do hidrogênio para alguns materiais à 25°C (adaptado de [43]). .....	30
Tabela 5: Comparativo das propriedades mecânicas de amostras hidrogenadas e não hidrogenadas. ....	38
Tabela 6: Diminuição das propriedades mecânicas relacionadas com a anisotropia do material para os casos hidrogenados e os casos não hidrogenados. ....	41
Tabela 7: Resultados da análise de imagem pelo Software ImageJ do tamanho dos aglomerados de carbeto nos corpos de prova longitudinais e transversais. ....	46
Tabela 8: Resumo dos resultados finais comparando o efeito percentual da anisotropia sobre as amostras hidrogenadas e não hidrogenadas. ....	50

# 1. INTRODUÇÃO

A superliga de níquel 718 tem como uma de suas aplicações a fabricação de grades espaçadoras de reatores nucleares como, por exemplo, reatores PWR. Isso é decorrente de suas propriedades de resistência à corrosão e aos esforços mecânicos exigidos por essa aplicação.

Todavia, os processos de fabricação da liga 718 provocam deformações específicas em sua matriz decorrentes da direção de laminação. Tais deformações, com consequente alongamento dos grãos, mudam as propriedades da liga quando consideramos as direções transversais e longitudinais em relação ao eixo dos cilindros de laminação.

Somando a isso, o ambiente ao qual o elemento combustível fica exposto durante a operação de um reator nuclear gera condições favoráveis à permeação de hidrogênio atômico em sua estrutura. Com isso, pode ocorrer a fragilização pelo hidrogênio em toda parte estrutural dos elementos combustíveis. Dessa maneira, se torna necessário o estudo do efeito da anisotropia da liga 718 quando fragilizada pelo hidrogênio.

Para tal, foram realizados ensaios de tração em 8 corpos de prova, 4 transversais e 4 longitudinais, solubilizados e envelhecidos, após terem passado por um processo de hidrogenação eletrolítica por 120 horas. Os resultados são comparados também com o mesmo estudo, porém sem a hidrogenação. Dessa forma é possível ver o impacto da anisotropia na fragilização pelo hidrogênio e o quanto a hidrogenação exacerba os efeitos da anisotropia.

Foram observadas algumas mudanças no efeito da anisotropia sobre as propriedades mecânicas quando consideramos o ensaio hidrogenado comparado com o não hidrogenado. Além disso, ao considerar apenas as amostras que sofreram hidrogenação eletrolítica, pode-se ver uma forte redução da ductilidade das amostras transversais quando comparadas com as longitudinais.

Tal comportamento foi associado às partículas de (Nb,Ti)C, as quais se apresentam na microestrutura como agrupamentos alinhados à direção de laminação e são fortes aprisionadores de hidrogênio. A depender da direção do corpo de prova, a forma como essas partículas se dispersam na matriz tem forte influência sobre as propriedades da liga. O hidrogênio facilita a decoesão da matriz e o alinhamento dos agrupamentos, perpendicularmente à direção de carregamento, facilita a fratura.

## 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1. BRASIL E O SEU DESENVOLVIMENTO NUCLEAR

Nos anos 50, iniciou-se o investimento e desenvolvimento de tecnologia nuclear em solo brasileiro, mas apenas a partir dos anos 70 que o governo começou o programa de construção de usinas nucleares num acordo fechado com a Alemanha.

Esse acordo previa a construção de 8 usinas em todo o país, e as primeiras Angra 1, 2 e 3 [1]. Porém, o programa de investimento nuclear por parte do governo, atrelado às diversas mudanças políticas internas e externas, tornou muito lenta a construção das usinas; e Angra 3 está, ainda, em construção. Contudo, a partir da década de 70, o governo incentivou a autossuficiência em tecnologia nuclear, pois o Brasil possui a sexta maior reserva de urânio do planeta.

O Brasil, atualmente, possui duas usinas nucleares em operação (Angra 1 e Angra 2), cuja produção de eletricidade em 2015 foi de 13.900GWh ou 2,8 % da energia elétrica do país [2]. Ainda possui outra usina em construção (Angra 3, Figura 1) com obras iniciadas em 2010 e conclusão prevista para 2021. Os planos de expansão da matriz elétrica brasileira preveem a construção de 4 a 8 usinas nucleares num horizonte até 2030, localizadas no Nordeste e no Sudeste do país [3].



Figura 1: Construção de Angra 3 na CNAAA – Centro Nuclear Almirante Álvaro Alberto (retirado de [4]).

## 2.2. REATORES NUCLEARES

Um reator nuclear é um controlador de emissão de nêutrons necessários para manter a reação em cadeia da fissão nuclear [5]. Existe uma relação numérica que é controlada através do balanço entre a quantidade de nêutrons produzidos durante a fissão e a quantidade de nêutrons absorvidos - ou os que escapam do reator. Basicamente, a fissão de um átomo de urânio, por exemplo, gera nêutrons para a fissão de outros átomos e assim por diante. Esse fenômeno ocorre numa reação em cadeia até que todo o urânio seja consumido; como representado na Figura 2.



Figura 2: Reação em cadeia dentro do núcleo de um reator (retirado de [6]).

É possível numerar os seguintes componentes de um reator nuclear, como demonstrado na Figura 3 [7]:

1. Combustível nuclear: possui a função de conter os elementos responsáveis de fissão nuclear e, conseqüentemente, da reação em cadeia. Os materiais principais são o urânio, plutônio e tório;
2. Estruturas: qualquer material utilizado para a construção estrutural do reator responsável pela contenção de todos os outros componentes. Os principais recursos são as ligas de zircônio, aços inoxidáveis e as ligas/superligas de níquel (Inconel-718);
3. Elemento combustível: função de conter o combustível nuclear. Para isso são muito utilizadas as ligas de zircônio;
4. Moderador: função de controlar a energia gerada pelos nêutrons provenientes da fissão e, na periferia do núcleo do reator, o moderador serve como refletor

para minimizar o escape de nêutrons. Como exemplo temos água, grafite e berílio.

5. Absorvedores: mantêm, de forma controlada, a reação em cadeia dentro do núcleo. Para isso são usados elementos como boro, cádmio e índio;
6. Refrigerantes: função de retirar, do núcleo do reator, o calor proveniente das reações de fissão nuclear. A depender do tipo de reator, pode-se usar água, hélio ou até mesmo CO<sub>2</sub>;
7. Vaso de contenção: estrutura utilizada para isolar o reator principal do ambiente externo. Normalmente construído em formato de cúpula com concreto e aço;
8. Torre de resfriamento: função de dissipar o calor que eventualmente não foi utilizado para a geração de energia. Seu material de fabricação é o aço inoxidável;
9. Blindagem: servem de barreira para conter a radiação. O objetivo é minimizar os efeitos desta sobre os componentes estruturais do reator e sobre o ambiente. Normalmente, utilizam-se elementos de médio ou alto número atômico, como o Pb;
10. Turbina: função de gerar eletricidade a partir do calor do líquido refrigerante.

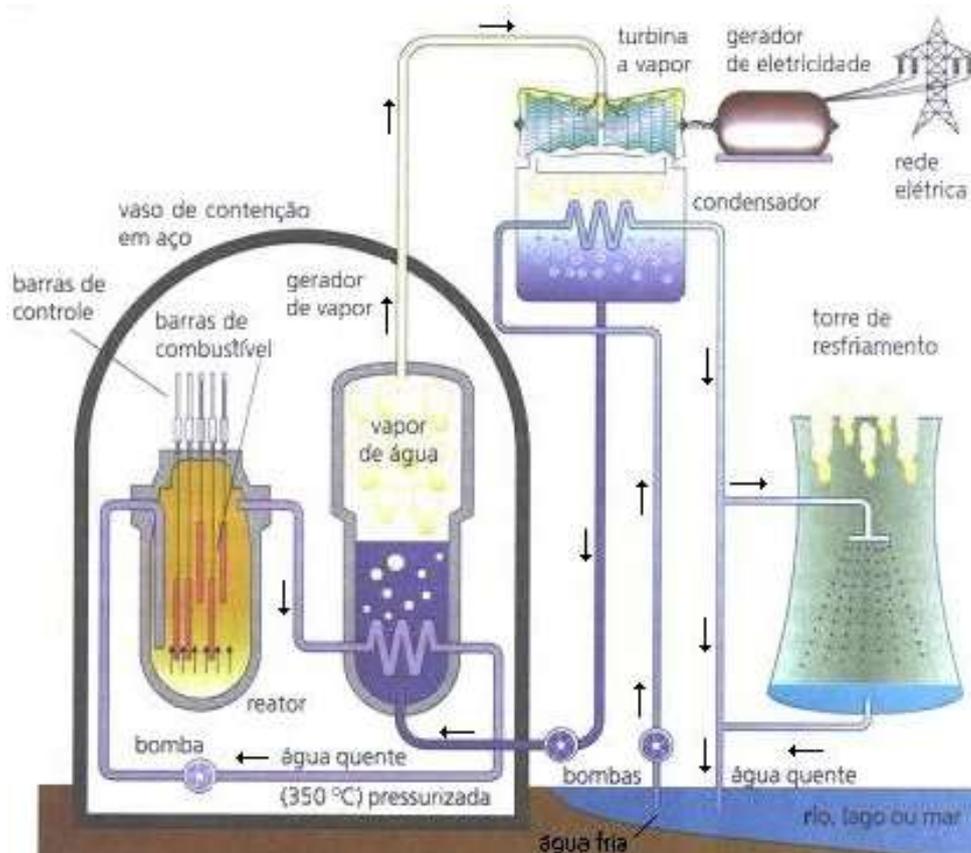


Figura 3: Esquema simplificado de um reator nuclear (retirado de [7]).

Os reatores utilizam isótopos do urânio e do plutônio a fim de gerar uma enorme quantidade de energia, aproximadamente 200 MeV, para diversos fins e não apenas geração de energia elétrica. Dessa forma, os reatores nucleares classificam-se em: energia dos nêutrons para fissão; propósito de funcionamento; e tipo de combustível, refrigerante e moderador. No mundo, a classificação mais utilizada é por tipo de combustível [7].

- a) Reatores refrigerados a gás (GCR, AGR, HTGR, GCFBR);
- b) Reatores refrigerados e moderados à água leve (PWR, BWR);
- c) Reatores de água pesada (HWR);
- d) Reatores rápidos usando plutônio ou urânio e metal líquido como refrigerante (sódio).

O modo de operação de todos esses reatores é basicamente o mesmo. Como observado na Figura 4, a reação em cadeia da fissão nuclear dos átomos de urânio/plutônio libera energia; esta é utilizada para a geração de vapor por meio de um sistema d'água. O vapor, por sua vez, faz o acionamento das turbinas e gera energia elétrica. Após a passagem pelas turbinas, aquele é condensado novamente em água e é bombeado de volta ao sistema pressurizado [6].

No caso do Brasil, em Angra 1, 2 e, futuramente, em Angra 3, há reatores PWR, ou seja, reatores refrigerados e moderados à água, assim como demonstrado na Figura 4. Nesse tipo de usina, a fissão com geração de nêutrons libera energia suficiente para aquecer a água do circuito primário entre 300°C e 360°C [6]. Para que isso seja possível sem a vaporização da água dentro desse circuito, é necessário trabalhar em alta pressão, por volta de 150 atm.

A água aquecida no circuito primário passa pelo gerador de vapor acoplado ao circuito secundário. Este é responsável pela vaporização da água e, a passagem desse vapor, pelas turbinas do gerador de energia elétrica. Assim como já dito, após girar as turbinas, o vapor é condensado em uma câmara secundária por meio do sistema de refrigeração (normalmente água do mar/rio no qual a usina está instalada) e volta para abastecer o circuito secundário.

## 2.3. ESTRUTURA DOS REATORES NUCLEARES

### 2.3.1 Elemento Combustível

O elemento combustível é o principal responsável pela geração da energia na qual se baseia os reatores nucleares. Para tal, ele possui as funções de gerar as fissões nucleares, transferir a energia gerada na fissão nuclear para o refrigerante e reter os produtos da fissão. Sua estrutura básica está demonstrada na Figura 4.

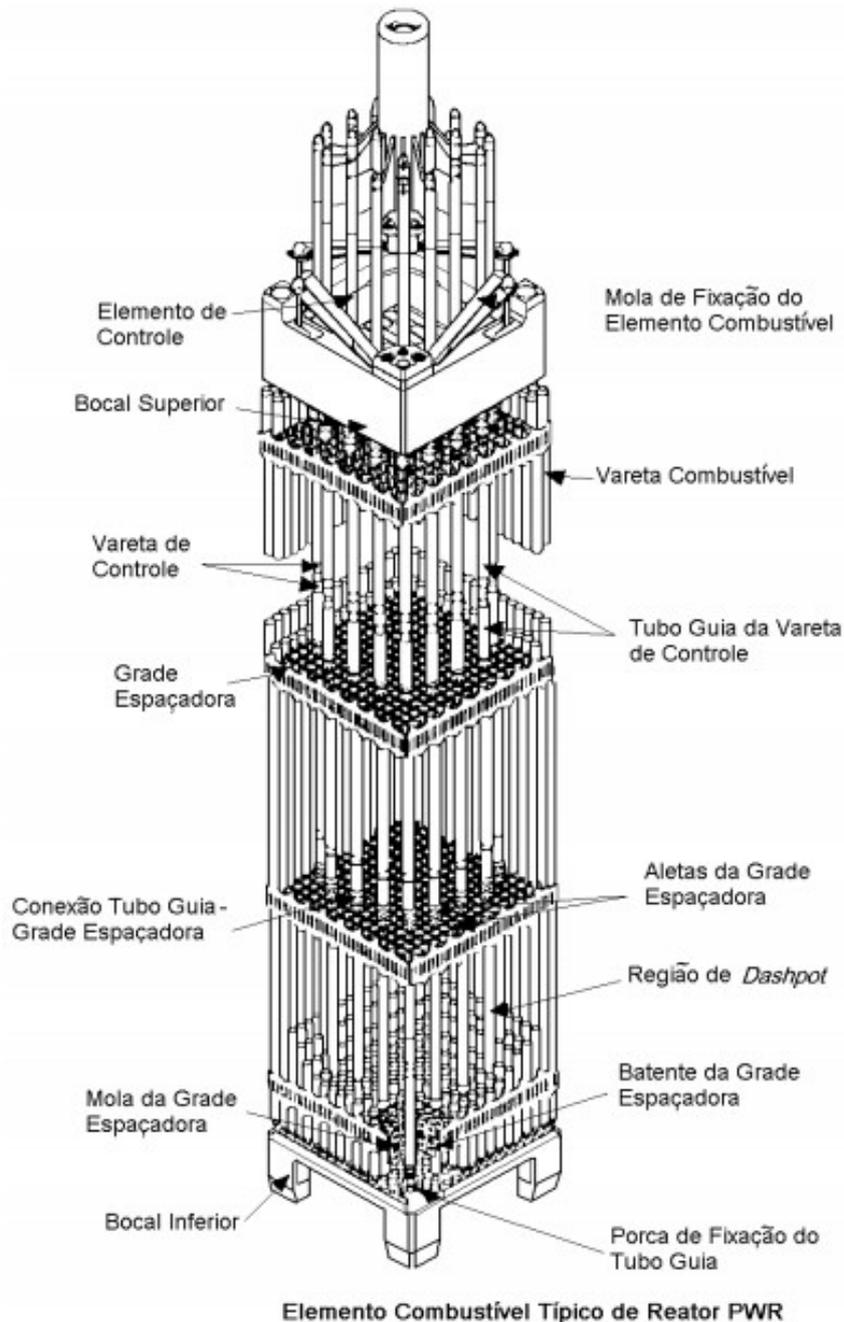


Figura 4: Estrutura básica do elemento combustível de um reator PWR (retirado de [7]).

De todos esses elementos demonstrados na Figura 4, a grade espaçadora (*space grid*) pode ser fabricada com ligas de zircônio ou níquel, como a liga 718. Cada uma delas tem, em geral, 38 mm de altura e espessura de chapa de 0,42 mm.

As grades espaçadoras possuem a função de manter as varetas combustíveis em suas posições de projeto dentro do conjunto do elemento combustível. Para tal, precisam ter alta rigidez através de uma montagem estrutural de tiras metálicas entrelaçadas. Para que não haja tensão excessiva na estrutura decorrente da expansão das varetas combustíveis, estas são fixadas de forma que não há liberdade de movimentação no plano transversal, mas sim no plano axial, por meio de um sistema de mola-batente [7].

A liga 718, por possuir alta resistência à corrosão e alta resistência mecânica, é muito utilizada como material das tiras das grades espaçadoras. Também é possível usar ligas de zircônio (com tratamento para aumentar a resistência mecânica) nas chapas da grade, mas com as molas de fixação da vareta ainda da liga 718.

Além da grade espaçadora, também são citados os seguintes componentes do elemento combustível de um reator PWR [8]:

- a) Vareta combustível: responsável por conter o material de fissão (físsil) que são, normalmente, as pastilhas de  $\text{UO}_2$  enriquecidas em  $^{235}\text{U}$  entre 2 a 5%. Ela mantém as pastilhas combustíveis encapsuladas, assim como todo o material gasoso formado a partir da irradiação;
- b) Bocal superior e inferior: são os orientadores do fluxo de água do circuito primário de refrigeração e têm a função estrutural de ligação do elemento combustível com o resto da estrutura do reator;
- c) Varetas absorvedoras: controlam a reação de fissão nuclear no reator por meio da absorção de nêutrons e mantêm a operação de forma segura;
- d) Tubos guias: “esqueleto” que forma a estrutura principal de fixação dos elementos combustível e promovem, também, a união rígida de todos os outros componentes dentro do reator.

Angra 1 possui um desses reatores que utiliza 121 elementos combustíveis - cada um com 4 metros de comprimento - e 235 varetas posicionadas, que leva a um total de 28.435 varetas de material radioativo. Já Angra 2 apresenta 193 elementos combustíveis - com 5 metros de comprimento - e 236 varetas cada, com um total de 45.548 varetas [9]. A Tabela 1 mostra um comparativo entre as duas usinas brasileiras.

Tabela 1: Comparativo entre Angra 1 e 2 [8].

<b>Elemento Combustível</b>	<b>Angra 1</b>	<b>Angra 2</b>
Quantidade	121	193
Varetas	28.435	45.548
Pastilhas	10,5 milhões	17,5 milhões
Comprimento	4,00 m	5,00 m
Peso – urânio	411 kg	543 kg
Peso – total	600 kg	840 kg
Potência Nominal Bruta	640 MW	1300 MW
Recorde de Produção	5.395.561 MWh	10.448.289 MWh

### 2.3.2 Gerador de Vapor

O gerador de vapor é um dos componentes mais importantes de uma usina nuclear. Como já dito, ele tem como função a geração do vapor responsável pela movimentação da turbina do reator que produz energia elétrica. Outra função é servir como separador e fronteira do circuito primário e secundário. Deste modo, toda a água do primário é mantida em circuito fechado. A água do circuito primário passa pelo elemento combustível e, por isso, é irradiada e contém elementos radioativos.

Os reatores PWR utilizam o gerador de vapor conhecido como *U-Tube SteamGenerator* (UTSG, Figura 5) [8]. A Figura 5 mostra um desenho esquemático deste tipo de reator. São os componentes principais desse gerador: (1) entrada do circuito primário, (2) conjunto de tubos metálicos na forma de U, (3) saída do circuito primário, (4) entrada da água de alimentação do condensador, (5) passagem do vapor no separador dos circuitos, (6) anel distribuidor da água de alimentação do circuito secundário, (7) sensor de nível de água de alimentação e (8) saída de vapor para a turbina.

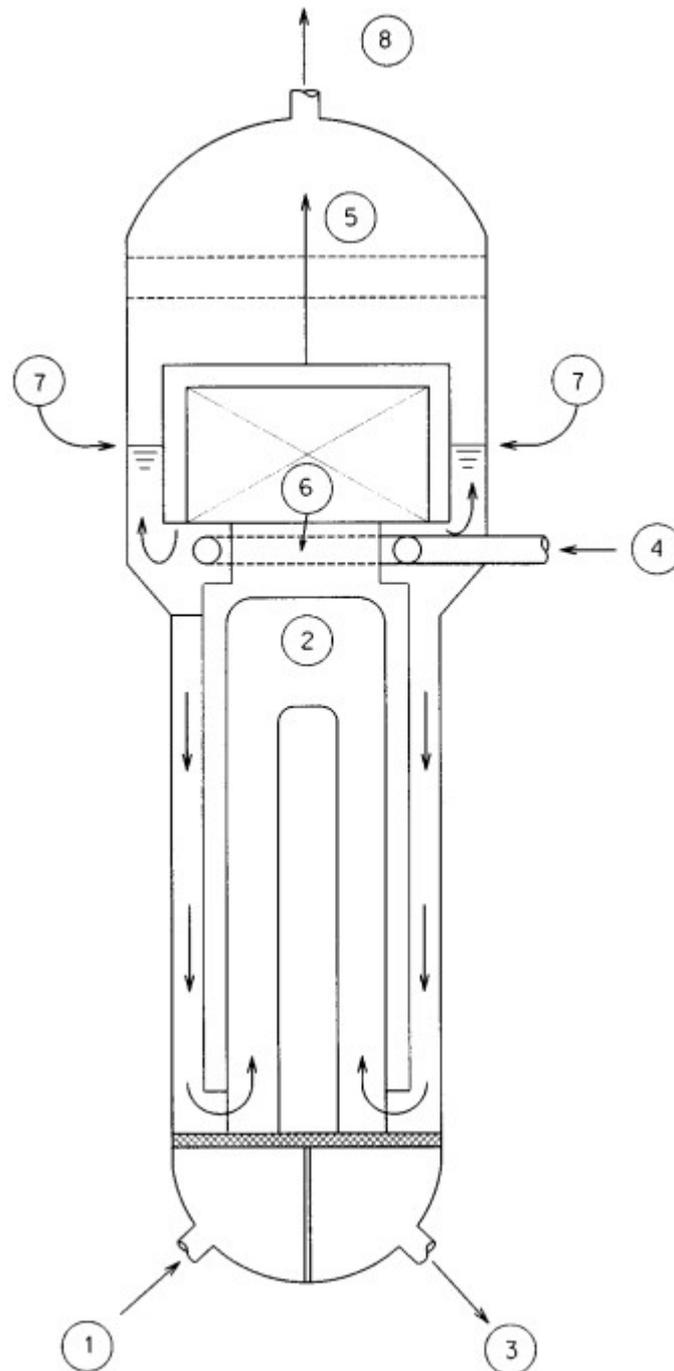


Figura 5: Descritivo esquemático de um gerador de vapor UTSG. (1) entrada da água do primário vinda do núcleo do reator, (2) conjunto de tubos metálicos no formato de U invertido, (3) saída da água do primário para retorno ao núcleo do reator, (4) entrada da água de alimentação vinda do condensador, (5) vapor após passar através dos secadores e separadores, (6) anel distribuidor da água de alimentação, (7) nível de água e (8) saída de vapor de alta qualidade, indo para turbina (adaptado de [8]).

### 2.3.3 Turbina e Gerador Elétrico

Após ser gerado no UTSG, o vapor é redirecionado às turbinas. Nas turbinas, parte da energia térmica é convertida em energia cinética. Isso ocorre por meio de

sucessivas expansões do vapor gerado no processo. Por sua vez, o eixo da turbina, ligado ao gerador elétrico, permite a geração de eletricidade a partir da energia cinética de rotação de suas pás. Mesmo mecanismo utilizado em usinas hidroelétricas [19].

Uma parte do vapor produzido nos geradores não é utilizada para a geração de energia elétrica devido a dois fatores: a produção excessiva de vapor e o aumento da pressão do sistema da turbina. Assim, esse excesso de vapor é liberado de forma limpa e segura na atmosfera por meio das torres de resfriamento. O vapor utilizado para a realização de energia é redirecionado ao condensador, o que torna a forma líquida. Por último, essa água recém-formada é novamente pressurizada por bombas dentro do circuito secundário e o processo retorna ao início.

## 2.4. LIGAS DE NÍQUEL

### 2.4.1 Histórico do Níquel

O níquel (Ni) é um elemento metálico de transição situado no grupo 10 da tabela periódica (8B). É condutor de eletricidade e calor, e, portanto, é dúctil e maleável; porém existem problemas em relação ao processo de laminação, forjamento e polimento. O níquel tem boas propriedades anticorrosivas e pode ser utilizado como revestimento por eletrodeposição [20].

Os primeiros sinais da utilização do níquel pela humanidade datam do século IV a.C., principalmente empregado junto ao cobre. Diversos artefatos de bronze encontrados hoje na atual Síria apresentam níquel em sua composição na ordem de 2%. Uma de suas utilizações era para promover a coloração do vidro a partir do uso do mineral niquelina. Apenas futuramente o níquel veio a ser utilizado no cunho de moedas - e até hoje ele tem esse uso.

No mundo, esse mineral é extraído principalmente da Austrália, Cuba, Canadá e Nova Caledônia (54% da produção mundial nesses quatro países). No Brasil, a extração de níquel se concentra nos estados do Pará, Bahia e Goiás [21]. A Tabela 2 apresenta algumas características do elemento Ni.

Tabela 2: Características do Ni elementar (retirado de [11]).

Número Atômico (Z)	28
Massa Atômica (u.m.a.)	58,69
Densidade a 25°C (g/cm <sup>3</sup> )	8.908

Temperatura de Fusão (°C)	1454°C
Temperatura de Ebulição (°C)	2913°C
Estrutura Cristalina	Cúbica de Face Centrada

## 2.4.2 Superligas de Níquel

Inicialmente, o desenvolvimento das superligas baseou-se em três elementos principais: níquel, cobalto e ferro. Os estudos começaram nos anos 30, nos Estados Unidos, logo apresentaram maior foco voltado às superligas de níquel; já que suas propriedades permitiam aplicações que até então nenhuma outra liga conseguia suprir de forma viável financeiramente [12]. Podemos citar, novamente, como aplicações os motores de foguetes, veículos espaciais, reatores nucleares, submarinos, equipamentos petroquímicos e painéis refrigerados de fornos elétricos a arco.

A família Inconel surge com a adição de ferro-cromo nas ligas de níquel (70Cr-30Fe) [13]. No início dos anos 50, a liga Inconel-718 foi criada com a adição dos elementos Nb, Al e Ti ao sistema Ni-Cr. A finalidade era garantir resistência a temperaturas até os 650°C e com baixa tendência ao trincamento por fadiga térmica ou de envelhecimento em tratamentos pós-soldagem.

As superligas de níquel e, mais especificamente, a liga Inconel-718 (foco deste trabalho), foi revolucionária principalmente na indústria aeronáutica [14]. Decorrentes da capacidade aumentada de resistência devido à precipitação, as ligas à base de níquel tiveram um notável aumento da relação resistência x peso, o que permitiu a fabricação de componentes mais resistentes e mais leves. Junto com as ligas de titânio, as ligas de níquel impulsionaram a fabricação de turbinas de propulsão a jato, muito parecidas com a demonstrada na Figura 6.

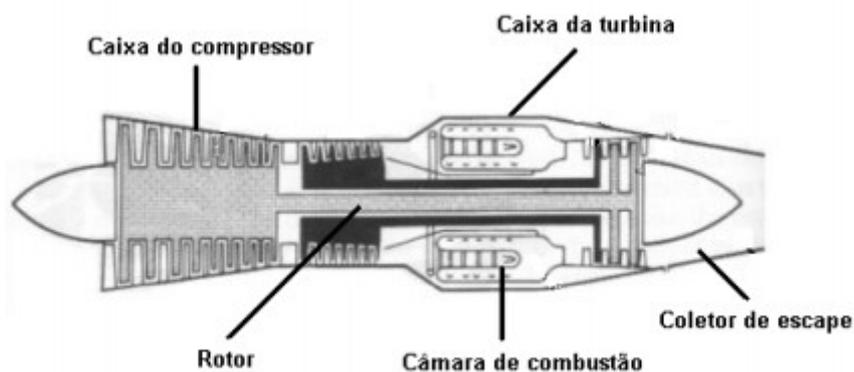


Figura 6: Esquema de uma turbina a jato na qual se aplica a liga Inconel-718 (retirado de [15]).

As vantagens de se empregar a superliga de níquel Inconel-718 são justificadas à necessidade de um material/composto com elevada resistência mecânica e microestrutura estável quando empregado em altas temperaturas [16]. Projetada para trabalhar em temperaturas na faixa de 425 e 730°C, a liga Inconel-718 possui alto teor de nióbio em uma matriz  $\gamma$  austenítica endurecida por precipitação das fases  $\gamma'$ :  $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$  e  $\gamma''$ :  $\text{Ni}_3(\text{Nb})$ , como mostrado na Figura 7. Na Tabela 3, temos algumas características da liga 718.

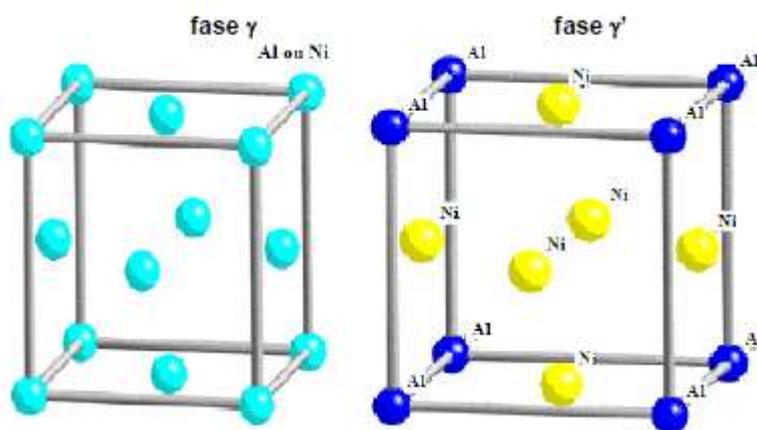


Figura 7: Estrutura cristalina da superliga à base de níquel (retirado de [17]).

Tabela 3: Propriedades físicas da liga Inconel-718 solubilizada e envelhecida (adaptado de [18]).

Propriedades físicas	
Densidade ( $\text{mg}/\text{m}^3$ )	8,19
Temperatura de fusão ( $^{\circ}\text{C}$ )	1260- 1336
Calor específico ( $\text{J}/\text{kg} \cdot \text{K}$ )	435
Condutividade Térmica ( $\text{W}/\text{m} \cdot \text{K}$ )	11,4
Módulo de elasticidade (Gpa)	200 ( $20^{\circ}\text{C}$ )

### 2.4.3 Mecanismos de Endurecimento

Os mecanismos de endurecimento das ligas metálicas e não metálicas estão diretamente ligados ao movimento de discordâncias. Uma vez que o grande movimento de um número considerável de discordâncias pode classificar uma deformação plástica macroscópica, a capacidade de uma liga se deformar plasticamente está atrelada à habilidade de movimentação das discordâncias, a qual pode ser afetada por diversos fatores.

Para a obtenção da elevada resistência clássica da superliga Inconel-718 é necessária uma complexa combinação de mecanismos de endurecimento, que são, entre eles, a precipitação das fases  $\gamma'$  e  $\gamma''$  o mais efetivo [19]. A seguir, será feita uma revisão dos principais mecanismos de endurecimento das ligas com maior foco no 718.

### 1) Endurecimento por precipitação

Além de promoverem um aumento da resistência mecânica e dureza, os carbeto nas ligas de níquel possuem, também, a vantagem de promover melhores propriedades em altas temperaturas; uma vez que eles trabalham com a inibição do deslizamento dos contornos de grão [13].

A precipitação de carbeto cria barreiras ao deslocamento de discordâncias. Ao se encontrar com um precipitado no núcleo ou contorno do grão, a discordância pode executar duas formas de deslocamento: elas podem cortar os precipitados, com a criação de degraus, ou elas podem contorná-los e deixar para trás anéis de discordâncias (mecanismo de Orowan, Figura 8).

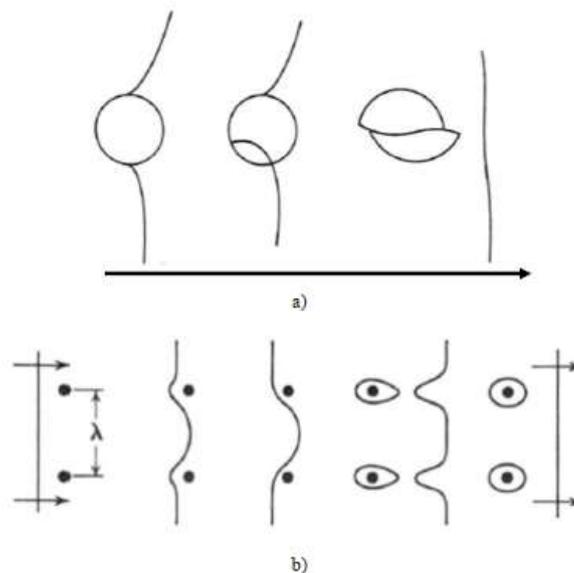
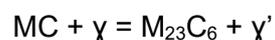


Figura 8: Desenhos esquemáticos mostrando as duas formas de passagem das discordâncias por precipitados. a) Corte de precipitados, b) Liberação de anel de discordância (retirado de [20]).

Os carbeto geralmente formados na precipitação das ligas de níquel são: MC,  $M_{23}C_6$  e  $M_6C$ . Os carbeto MC podem se dissolver em altas temperaturas e formar o tipo  $M_{23}C_6$  e, por consequência, a fase  $\gamma'$  de acordo com a reação:



A fase  $\gamma'$  tem grande importância no endurecimento por precipitação das ligas de níquel, promovendo elevada resistência a altas temperaturas. Ao generalizar para a liga Inconel-718, o único carbeto encontrado é o MC [(Nb, Ti)C], o qual se dissolve acima de 1200°C [20].

## 2) Endurecimento por precipitação das fases $\gamma'$ e $\gamma''$

De forma geral, a precipitação da fase  $\gamma'$  é a principal responsável pelo endurecimento das ligas de níquel. Porém, em algumas ligas da família do níquel, como no caso do 718, a fase principal para o endurecimento é a  $\gamma''$  [21].

Mais especificamente, no caso da liga 718, há uma matriz austenítica  $\gamma$  com precipitados da fase metaestável  $\gamma''$ . Essa fase, com estrutura tetragonal de corpo centrado e morfologia coerente, possui as seguintes relações de orientação com a matriz austenítica:  $(001)\gamma'' // \{001\}\gamma$  e  $\{100\}\gamma'' // \langle 100 \rangle \gamma$ .

Nessa liga existe uma fração volumétrica ótima de  $\gamma''/\gamma'$  que seria de 3:1 [20], com a possibilidade de chegar em 3,75:1. Com essas condições, é possível obter uma liga com propriedades excelentes em altas temperaturas, até 650°C, para promover a formação tanto de  $\gamma''$  quanto de  $\gamma'$ ; porém, a primeira apresenta maior energia de contorno de anti-fase.

De qualquer forma, essas fases e suas principais características serão apresentadas mais adiante nesse trabalho. Dependendo do processamento térmico e mecânico nos quais a liga passará, os elementos de liga podem ter efeitos diferenciados e promover vantagens ou desvantagens. Dessa forma, a análise do endurecimento por precipitação não pode deixar de levar em conta tais parâmetros.

### 2.4.4 Influência dos Elementos de Liga

Além da microestrutura favorável e das fases precipitadas, as superligas de níquel ganham excelentes propriedades em altas temperaturas mediante a adição de diversos elementos de liga.

Os principais elementos vantajosos são: cobalto, molibdênio, cromo, titânio, nióbio e alumínio. Porém, elementos como enxofre, silício, oxigênio, fósforo e nitrogênio devem ser rigidamente controlados para que os seus efeitos deletérios sejam evitados.

Mediante a isso, é preciso ter elevada atenção durante o processo de fabricação das ligas (fusão e refino) e na seleção da matéria-prima para que essa não apresente residuais elevados desses elementos indesejáveis.

#### 1) Cromo

A matriz austenítica  $\gamma$  cúbica de corpo centrado não consegue, por si só, promover todos os tipos de propriedades que as superligas de níquel precisam apresentar em suas aplicações. Nesse sentido, o cromo está diretamente ligado à resistência a corrosão, assim como nas ligas inoxidável de aço.

Com a adição de cromo, é possível promover a formação de uma camada passivadora  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  que, como toda camada do tipo, é aderente à superfície da liga e inibidora da corrosão [11]. Para isso é preciso ter na composição química níveis de cromo na faixa de 20%. Abaixo desse valor, a espessura da camada passivadora não é o suficiente para impedir o avanço da oxidação.

Mesmo apresentando coeficientes de expansão térmica diferentes, a camada passivadora promovida pelo óxido de cromo nas ligas de níquel consegue obter boa aderência e resistir às tensões térmicas inerentes ao meio de aplicação das mesmas. Por outro lado, esse é o único efeito benéfico do cromo, sendo pouco responsável pelo endurecimento, o qual ocorre apenas por solução sólida neste caso.

Na Figura 9 podemos ver como o cromo se comporta quando adicionado enquanto elemento de liga no níquel puro. Quando adicionado na faixa dita anteriormente, 20% de cromo, trabalha-se numa região com estrutura cúbica de face centrada e matriz monofásica de níquel.

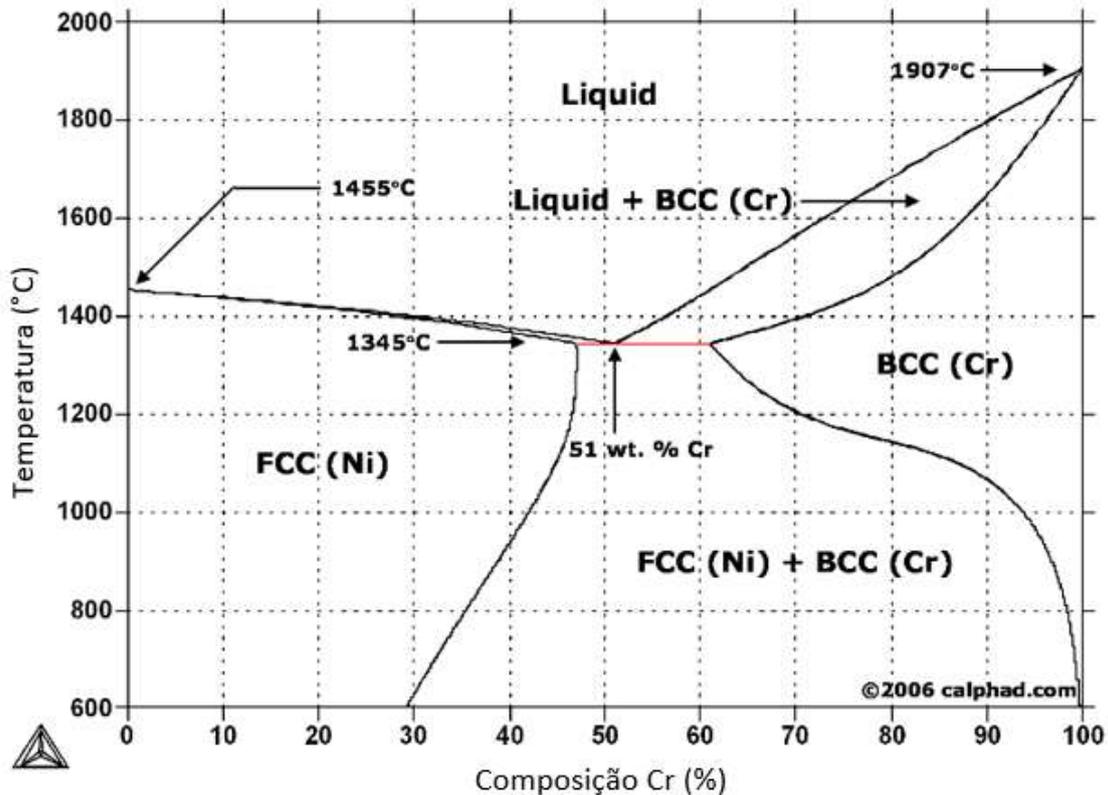


Figura 9: Diagrama esquemático Ni-Cr (adaptado de [22]).

## 2) Cobre

O elemento cobre, adicionado na faixa dos 30%, também tem um efeito anticorrosivo, que melhora a resistência à corrosão das ligas de níquel quando comparadas às ligas que não apresentam cobre [14]. Esse tipo de liga possui designação comercial de Monel.

Essas ligas apresentam boas propriedades para aplicações próximas ao ambiente marinho, principalmente quando se deseja boa resistência mecânica, ductilidade e resistência à corrosão. O Monel possui propriedades melhores que o níquel em ambientes redutores e melhores que o cobre em ambientes oxidantes. A combinação desses elementos é perfeita para a aplicação em válvulas, bombas, tubos, tanques e trocadores de calor.

Por fim, é possível combinar ainda o titânio e o alumínio nessas ligas, ao formar a classe Monel K-500, que permite o endurecimento por tratamento térmico e melhora das propriedades mecânicas. Porém, quando sob tensão, esta liga é suscetível à corrosão.

Na Figura 10 podemos ver a grande solubilidade que o cobre tem nas ligas de níquel e vice-versa. Esse tipo de solubilidade tornaria o cobre um excelente endurecedor por solução sólida, mas seu verdadeiro propósito é a anticorrosão.

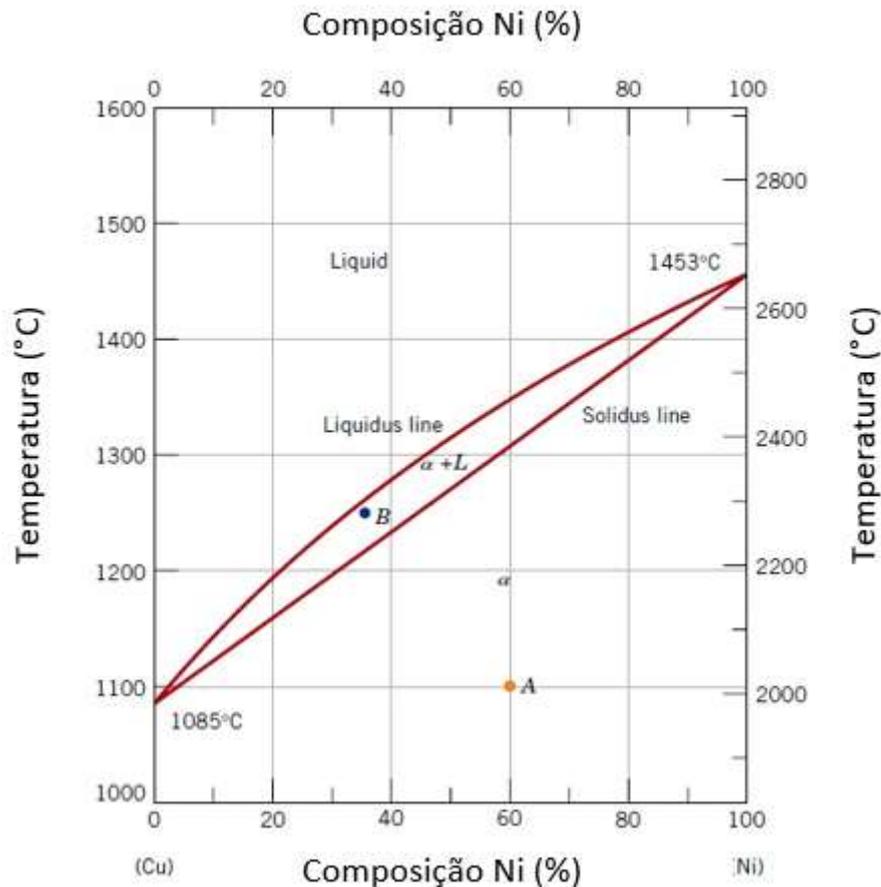


Figura 10: Diagrama esquemático Ni-Cu (adaptado de [23]).

### 3) Alumínio, titânio e nióbio

O alumínio e o titânio têm o papel de se unirem ao níquel e formarem a fase  $\gamma'$  ( $\text{Ni}_3(\text{Al},\text{Ti})$ ) responsável basicamente pelo endurecimento por precipitação na matriz  $\gamma$  [24]. Além disso, por ser muito estável do ponto de vista termodinâmico, essa combinação consegue promover essa vantagem de endurecimento mesmo em altas temperaturas.

Da mesma maneira, o nióbio é responsável pela formação da fase  $\gamma''$  ( $\text{Ni}_3\text{Nb}$ ). Isso também gera um aumento na resistência mecânica pela formação de um composto intermetálico durante o processo de envelhecimento controlado. Caso seja mal dimensionado, ou realizado em faixas de temperaturas equivocadas, a fase  $\gamma''$  pode dissolver-se e formar a fase  $\delta$ , de mesma composição, mas incoerente com  $\gamma$ .

O nióbio também tem como efeito benéfico evitar as trincas a quente relacionadas à presença de silício. A Figura 11 mostra o diagrama esquemático Ni-Al e a Figura 12 o diagrama Ni-Ti.

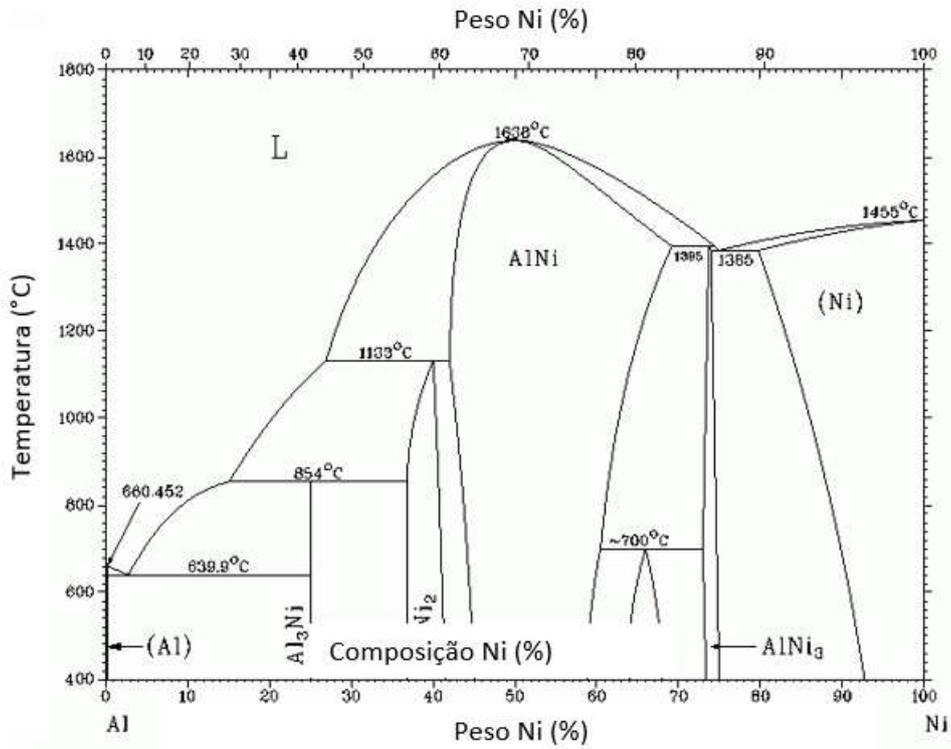


Figura 11: Diagrama esquemático Ni-Al (adaptado de [25]).

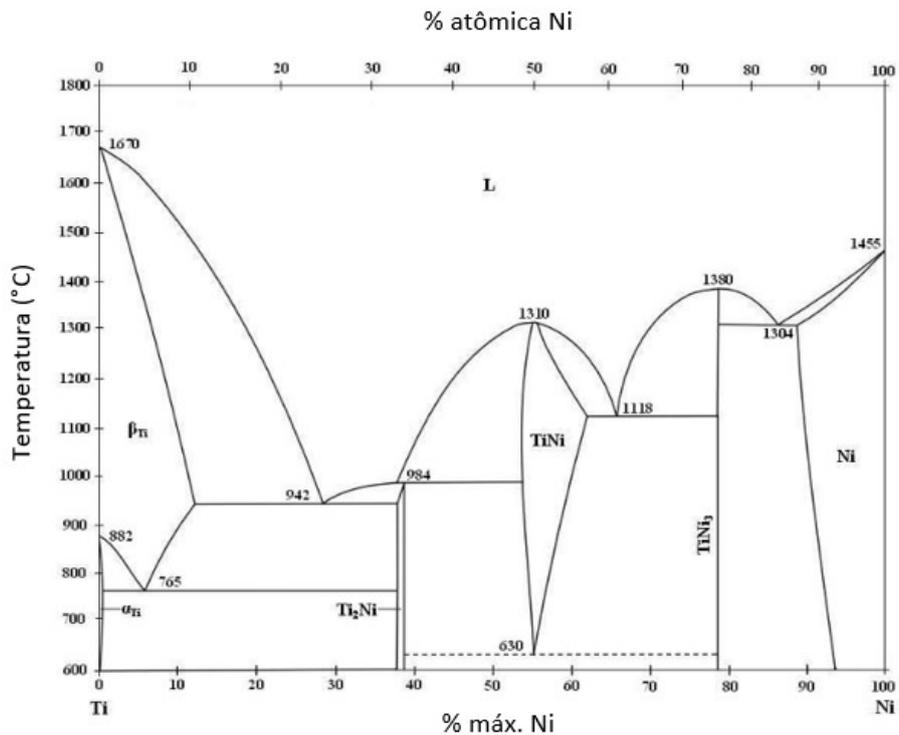


Figura 12: Diagrama esquemático Ni-Ti (adaptado de [26]).

#### 4) Carbono

O carbono pode ser adicionado intencionalmente para a formação de carbeto endurecedores. Porém, a quantidade de carbono deve ser controlada para que não se torne prejudicial [13]. Uma grande quantidade de carbono poderia roubar os elementos de liga da matriz e se precipitar na forma de intermetálicos nos contornos de grão. Esse efeito, parecido com a sensitização dos aços inoxidáveis, prejudicaria as propriedades das ligas de níquel em altas temperaturas.

Além disso, a própria morfologia dos carbeto pode influenciar nas propriedades mecânicas. O precipitado pode ser intra ou intergranular, com morfologia de partículas finamente dispersas, blocos, agulhas ou filmes [11].

#### 5) Boro, fósforo e zircônio

Normalmente, o boro é um elemento crucial na fabricação das ligas de níquel. Ele é adicionado na faixa dos 50 ppm a 500 ppm com a intenção de se depositar, junto com Ni e Ti, nos contornos de grão e, dessa maneira, reduzir a tendência ao rasgamento durante um carregamento [11]. Ele também atua diminuindo a precipitação de carbeto nos contornos de grão, o que mantém o carbono na matriz do mesmo.

Pequenas adições desses elementos (B, P e Zr), com conseqüente deposição nos contornos de grão, melhoram as propriedades de fluência das superligas de níquel quando adicionados em valor de 0,1%.

### 2.4.5 Fases das Ligas de Níquel

As superligas de níquel e, em especial, a Inconel-718, apresentam uma enorme variedade e complexidade de fases. Estas são decorrentes dos diversos elementos de liga adicionados e dos diferentes tratamentos térmicos aos quais elas podem ser submetidas [24].

#### 1) Fase $\gamma$

As ligas de níquel apresentam uma matriz austenítica, cúbica de face centrada na forma da fase  $\gamma$ , com parâmetro de rede  $A_0 = 0,3517$  nm em temperatura ambiente. Assim como as ligas ferrosas CFC, a fase  $\gamma$  também permite um grande teor de elementos em solução sólida, logo, esta é uma boa característica para o endurecimento dessas ligas. Essa matriz apresenta capacidade de manter resistência à tração e à fluência mesmo em altas temperaturas [11]. Por fim, possui alta ductilidade decorrente

dos diversos sistemas de deslizamento presentes na estrutura CFC e estabilidade em toda faixa de temperatura por não apresentar transformações alotrópicas.

## 2) Fase $\gamma'$

Apesar de ser considerada a fase intermetálica responsável pelo endurecimento em boa parte das ligas da família do níquel, no caso da Inconel-718, ela não é muito efetiva. Essa fase também tem microestrutura cúbica de face centrada com fórmula  $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$ , parâmetro de rede  $A_0 = 0,3561 \text{ nm}$  e possui um elevado grau de ordenação química sendo dita como uma fase ordenada [27]. Sua precipitação se dá na faixa de  $600^\circ\text{C}$  a  $925^\circ\text{C}$ , é homogênea em toda a matriz e apresenta grande estabilidade, o que leva à uma pequena taxa de crescimento quando submetida às condições de envelhecimento. A Figura 13 tem o exemplo de uma micrografia dessa fase.

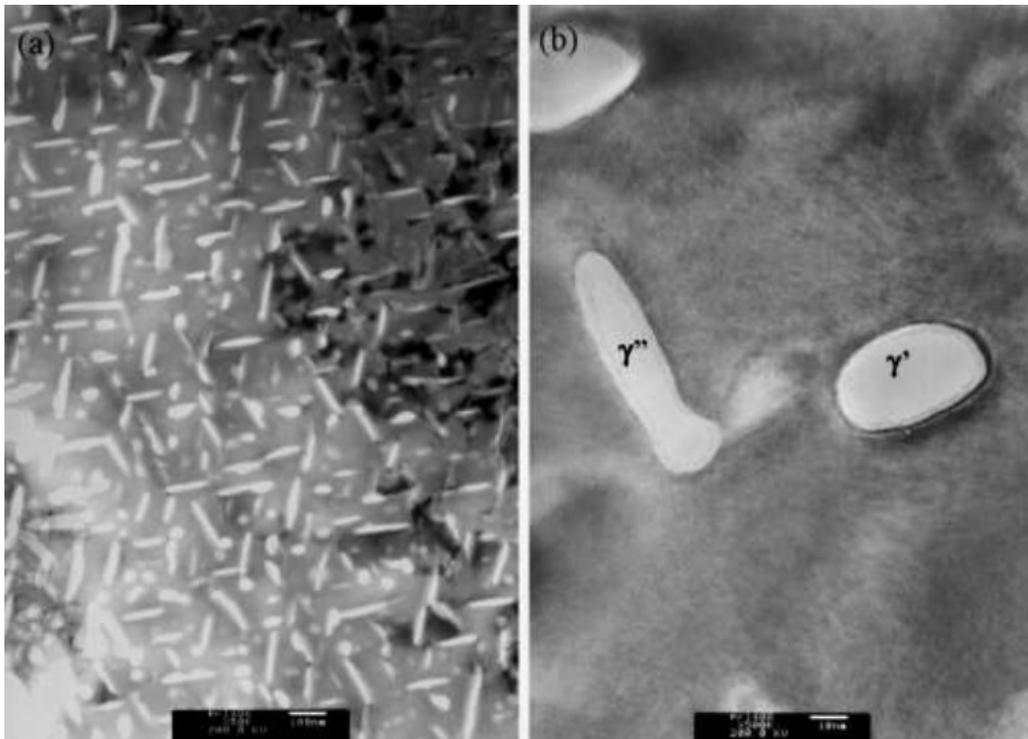


Figura 13: a) Micrografia de MET mostrando as fases  $\gamma'$  e  $\gamma''$  dispersas na matriz austenítica b) Micrografia em MET mostrando as diferenças morfológicas entre as fases precipitadas (retirado de [28]).

## 3) Fase $\gamma''$

Diferente das anteriores, a fase  $\gamma''$  apresenta estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado, ordenada com a matriz e com parâmetro de rede  $A_0 = 0,3624 \text{ nm}$  e  $C_0 = 0,7406 \text{ nm}$ . Possui composição química  $\text{Ni}_3\text{Nb}$  e é a principal fase endurecedora da liga 718 [29]. Essa fase tem precipitação na faixa de  $600^\circ\text{C}$  a  $980^\circ\text{C}$ , também de

forma homogênea na matriz e, ao contrário da fase  $\gamma'$ , tem baixa cinética de precipitação com elevada cinética de crescimento, portanto, é muito afetada por tratamentos de envelhecimento. Esses precipitados têm formato de discos achatados e promovem vantagens de soldabilidade e conformabilidade. O coalescimento dessa fase leva ao aparecimento da fase  $\delta$  [29].

#### 4) Fase $\delta$

Com estrutura cristalina ortorrômbica, fórmula  $Ni_3Nb$  e parâmetro de rede  $A_0 = 0,5106$  nm,  $B_0 = 0,4210$  nm e  $C_0 = 0,4556$  nm, essa é a fase termodinamicamente estável resultante da dissolução da fase  $\gamma''$  em altas temperaturas. A sua precipitação não é homogênea, concentrando-se nos contornos dos precipitados de  $\gamma''$  ou na matriz  $\gamma$  [30]. A fase  $\delta$  apresenta precipitação preferencialmente em placas ao longo dos planos cristalográficos  $\{111\}$ , e pode, também, ocorrer de forma globular nos contornos de grão. As propriedades mecânicas da Inconel-718 são prejudicadas pela precipitação na forma de placas porque esta consome elementos de liga da fase  $\gamma''$ , porém, pode ganhar resistência à ruptura e ductilidade quando existem teores específicos dessa fase na forma globular precipitada nos contornos de grão. A fase  $\delta$  é mostrada na Figura 14.

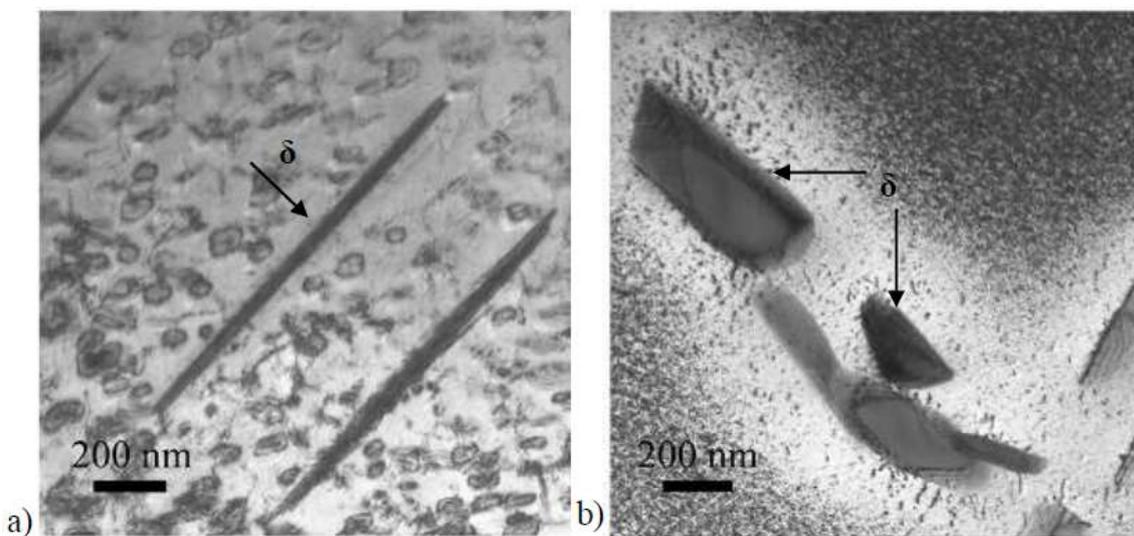


Figura 14: Micrografia de MET mostrando a) fase delta em plaquetas e b) fase delta em glóbulos (retirado de [31]).

#### 5) Carbetos MC

Na liga Inconel-718, os carbeto mais formados são os de nióbio e de titânio. Precipitam-se com estrutura cúbica de face centrada nos contornos de grão e têm formação durante a solidificação da liga com estabilidade até temperaturas próximas da de fusão. Eles surgem como partículas isoladas e distribuem-se heterogeneamente,

com maior ocorrência entre as dendritas [11]. São importantes fontes de carbono para transformações por interação química. Um exemplo desses carbeto é o (Nb,Ti)C, demonstrado na Figura 15.

#### 6) Carbeto $M_6C$

Esses carbeto se formam em temperaturas mais elevadas - na faixa de 815°C a 980°C - e se precipitam, principalmente, quando há teores elevados de elementos refratários como o silício. Apresentam estrutura cristalina CFC e têm precipitação preferencial nos contornos de grão [11].

#### 7) Carbeto $M_{23}C_6$

Também possuem estrutura CFC e morfologia de precipitação variada, e podem, ainda, se precipitar na forma de glóbulos, lamelas ou placas. Sua formação está associada à reação dos carbeto MC com a matriz  $\gamma$ , que gera  $M_{23}C_6$  e  $\gamma'$ .

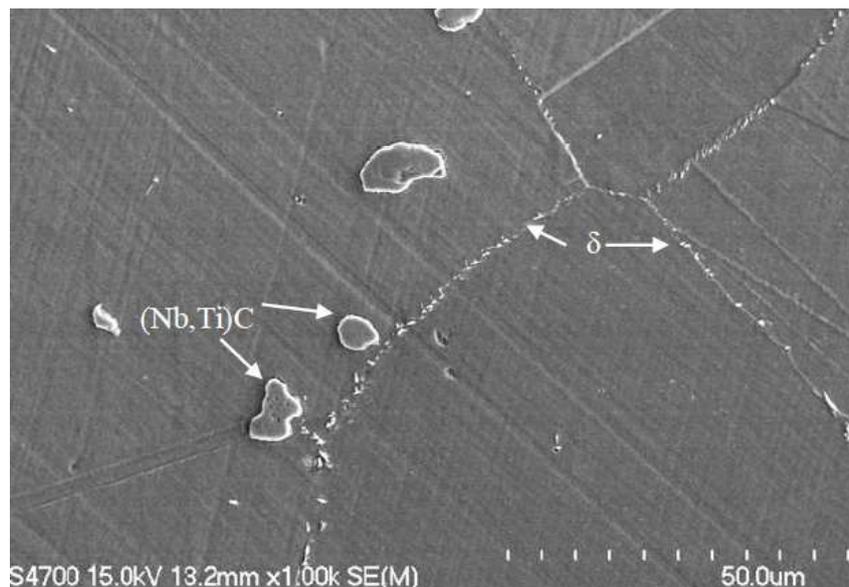


Figura 15: Micrografia de MEV que evidencia a presença de carbeto dispersos na matriz e delta precipitado no contorno de grão (retirado de [32]).

#### 8) Fases topologicamente compactas (TCP)

Além da fase  $\delta$  que pode ser prejudicial às propriedades mecânicas, existem outras fases indesejáveis nas superligas de níquel. As fases TCP se precipitam preferencialmente nos contornos de grão com a morfologia acicular ou de plaquetas finas [33]. Para evitar essas fases, é necessário que os parâmetros de produção estejam muito bem definidos (temperaturas de tratamento térmico e tempo de exposição).

a) Fase  $\sigma$

Formada a partir do envelhecimento da Inconel-718 em temperaturas da faixa de 540°C a 705°C. Apresenta estrutura cristalina tetragonal e a sua presença pode levar a diversos efeitos deletérios, como baixa resistência mecânica e ductilidade [31].

b) Fase Laves

Apresenta estrutura hexagonal e sua formação está relacionada à altos teores de ferro e silício. Devido à segregação do nióbio [31], o maior aparecimento da fase Laves está ligado às aplicações de soldagem. As fases laves e  $\delta$  estão mostradas na Figura 16.

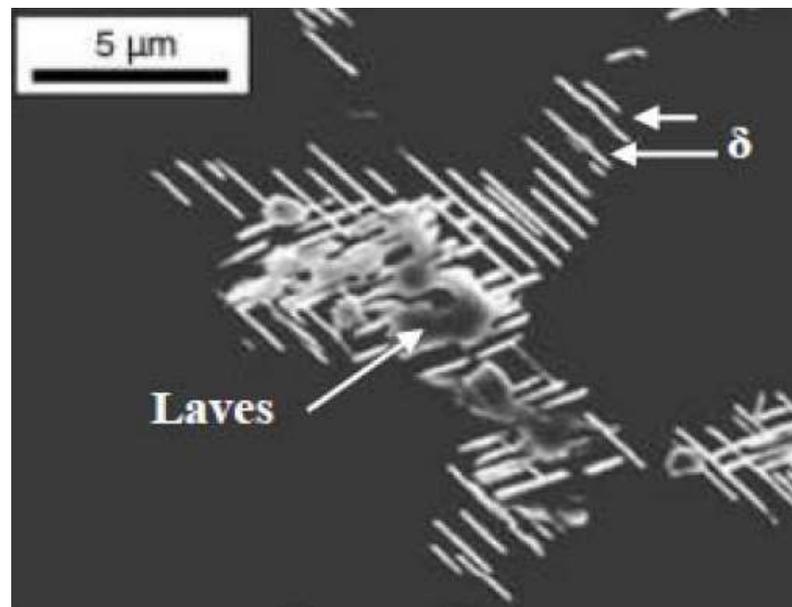


Figura 16: Imagem do MEV com a exibição da fase laves precipitada nos contornos de grão (retirado de [34]).

c) Fase  $\eta$

Fase hexagonal compacta formada a partir da presença da fase  $\gamma'$ . Ela pode apresentar dois tipos distintos de morfologia: plaquetas intergranulares - muito parecidas com a estrutura de Widmanstätten - e em formato celular nos contornos de grãos [11].

Abaixo na Figura 17, observa-se um diagrama esquemático que exhibe as fases presentes no Inconel-718 e estabelece relação entre as frações molares com as temperaturas de formação.

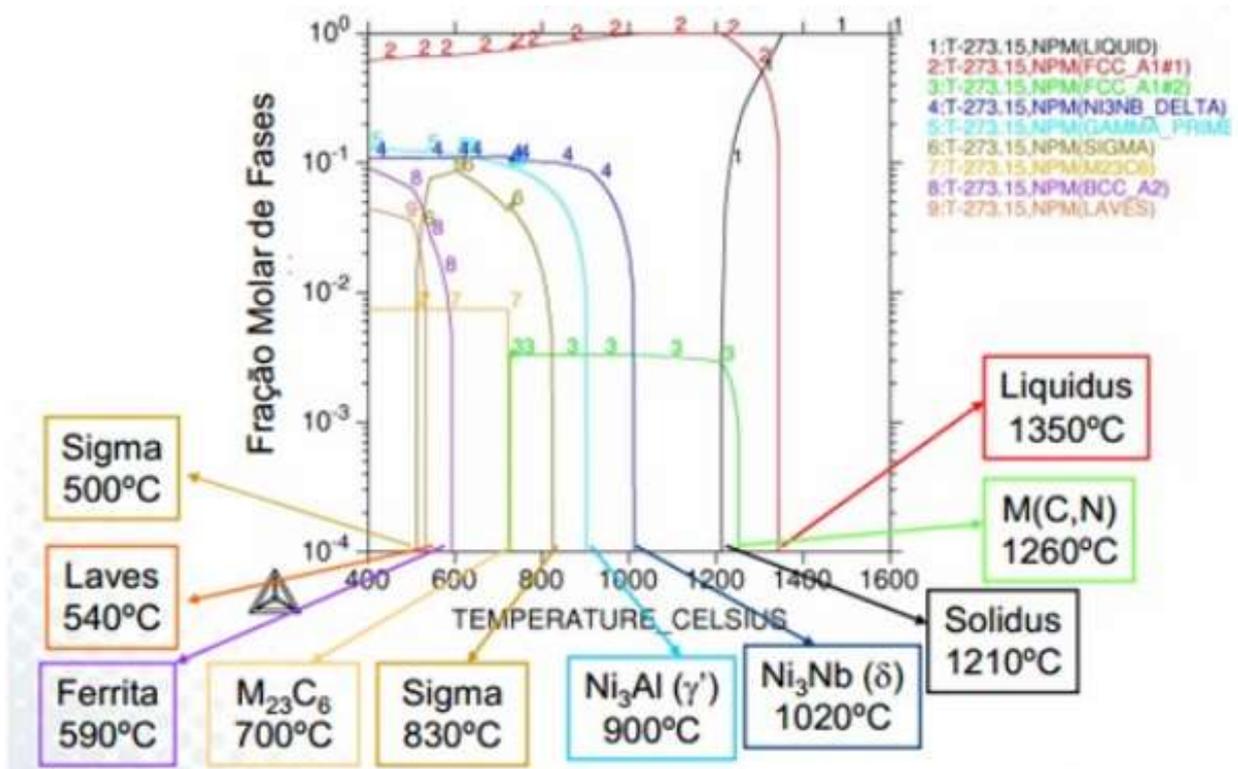


Figura 17: Diagrama da liga Inconel-718 montado no Thermocalc (adaptado de [35]).

#### 2.4.6 Tratamento Térmico

Na etapa de fabricação de um componente ou produto, existe este processo intitulado tratamento térmico. O mesmo visa aumentar as propriedades mecânicas da liga através de diversas mudanças microestruturais passíveis de serem alcançadas. No caso da liga Inconel-718, é muito utilizado o tratamento de envelhecimento.

O processo de envelhecimento é constituído de duas etapas principais: solubilização e envelhecimento. Como já dito anteriormente, na etapa de solubilização ocorre a dissolução de precipitados da matriz, colocando em solução sólida a maior quantidade possível de elementos de liga [36]. Com isso, é possível erradicar do material possíveis fases deletérias para as propriedades mecânica e anticorrosiva. Também é possível promover uma melhor homogeneização da liga para a etapa seguinte. Por último, a depender da temperatura do processo, a solubilização promove o crescimento de grão do material.

A etapa seguinte do tratamento térmico, a de envelhecimento, depende tanto dos parâmetros de solubilização (quantidade de elementos em solução sólida) quanto da temperatura e tempo de envelhecimento. Como objetivo principal, essa segunda etapa visa um aumento da resistência mecânica a partir da precipitação finamente

dispersa de fases intermetálicas. Porém, se não for bem dimensionado, pode ocorrer o superenvelhecimento e levar a uma diminuição dos benefícios adquiridos com o aparecimento de fases deletérias ou o coalescimento dos precipitados finos [37].

No caso da Inconel-718, ocorre a precipitação homogênea de partículas de segunda fase  $\gamma'$  e  $\gamma''$ . Os finos precipitados dessas fases propiciam um aumento considerável na resistência mecânica, porém, como dito anteriormente, se o envelhecimento do Inconel for mal dimensionado, pode surgir a fase  $\delta$ , que é deletéria.

Outro ponto interessante é a possibilidade de criar mais de um envelhecimento no processo, ambos com temperaturas e tempos de processamento distintos. O primeiro pode focar na precipitação de fases para o aumento a tenacidade à fratura e resistência mecânica; enquanto o outro pode ter como objetivo a mudança na morfologia de precipitação de certas fases. No caso do Inconel, esse duplo envelhecimento pode levar a uma melhoria devido ao controle morfológico dos carbeto precipitados nos contornos de grão [37].

Para permitir uma maior assertividade na escolha dos parâmetros do processo dos tratamentos térmicos, é aconselhável a utilização de diagramas de Transformação-Tempo-Temperatura (TTT). Com esses diagramas é possível prever quais fases serão formadas para cada combinação de temperatura e tempo de permanência.

Na Figura 18, encontra-se o diagrama TTT da Inconel-718. Podemos ver a linha solvus das fases  $\delta$ ,  $\gamma'$  e  $\gamma''$ . Essa linha define o limite de solubilidade no estado sólido, ou seja, abaixo dessa linha a solubilidade de certos elementos se torna crítica e se dá o início da precipitação de fases. Também se pode observar os limites de precipitação das fases citadas decorrente do tempo e temperatura do processo. Para se evitar o aparecimento da fase  $\delta$ , ou pelo menos minimizar o seu efeito, é possível, por exemplo, realizar solubilização à 1000°C, têmpera até 700°C e envelhecimento nessa temperatura para a precipitação de  $\gamma'$  e  $\gamma''$ .

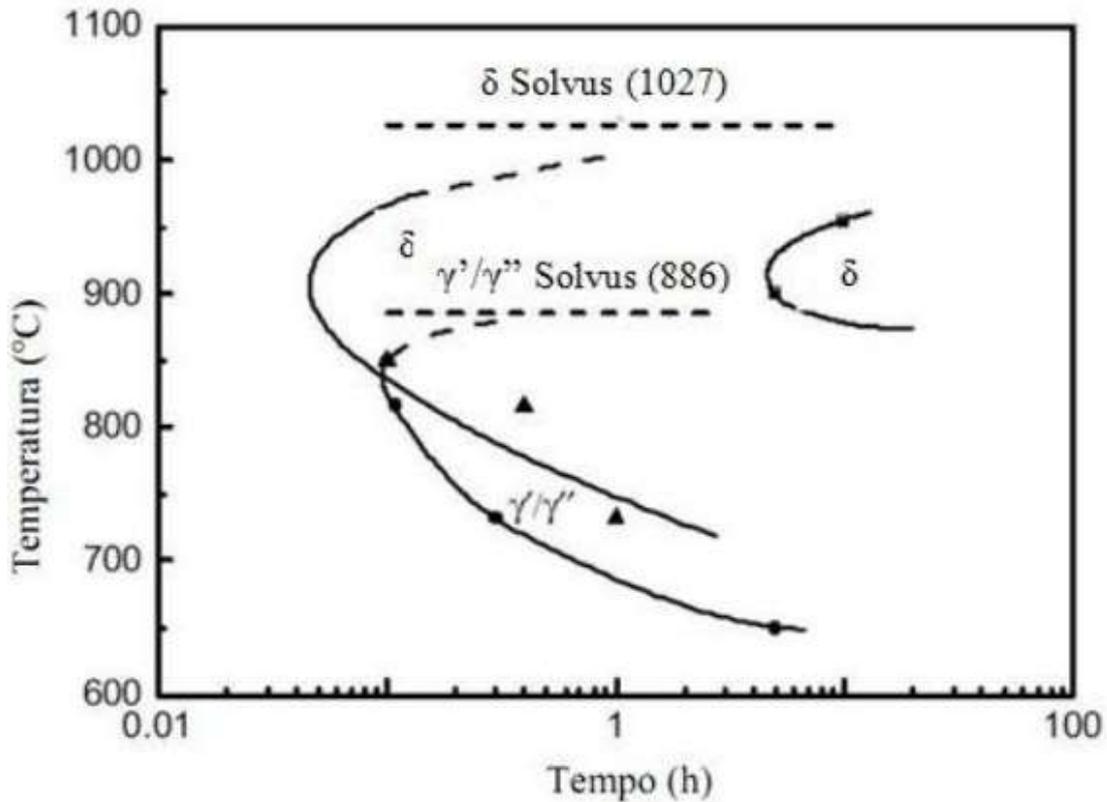


Figura 18: Diagrama TTT da liga Inconel-718 (retirado de [36]).

## 2.5 HIDROGENAÇÃO

O hidrogênio é um elemento com alto poder calorífico. Ele está disponível em grande abundância pela eletrólise da água ou por fontes alternativas como os hidrocarbonetos. Por possuir apenas um elétron em sua camada eletrônica, ele possui a capacidade de sofrer ionização e formar  $H^+$ ; como, também, de receber mais um elétron para complementar a sua última camada [38].

Dessa forma, quando atua sobre uma liga metálica ou não ferrosa, o hidrogênio molecular pode se dissolver com facilidade - principalmente durante processos de fundição - e, após o processo de solidificação [39], pode se tornar um soluto mono-atômico. Na siderurgia, por exemplo, ocorrem diversos problemas associados à dissolução de hidrogênio no aço líquido na etapa do lingotamento contínuo.

Quando presente na microestrutura de uma liga, o hidrogênio pode provocar diversos fenômenos de fragilização:

- a) Dissolvido intersticialmente como hidrogênio atômico;
- b) Precipitado na forma de hidrogênio molecular;
- c) Precipitado na forma de diferentes compostos.

Como forma de estudo e análise do efeito do hidrogênio, este pode ser adicionado na estrutura da liga de duas formas simples: utilizando um carregamento catódico em uma solução eletrolítica; e através de uma atmosfera gasosa em alta pressão.

### 2.5.1 Hidrogenação Eletrolítica

Uma reação catódica é a responsável por controlar a evolução eletrolítica do hidrogênio atômico. Nesse caso, os cátions de hidrogênio hidratados ( $\text{H}_3\text{O}^+$ ) passam por processos de difusão e absorção, no qual o cátion sofre redução ao entrar em contato com o cátodo do sistema e se torna hidrogênio atômico. Essa reação pode ser expressão pela equação:



Como já dito, a difusão do hidrogênio nas ligas ocorre principalmente na forma atômica. Devido ao pequeno raio atômico do elemento, a sua difusão em estado sólido é facilitada mesmo em baixas temperaturas. Contudo, a fração de hidrogênio que chega, efetivamente, a penetrar na liga é pequena - uma vez que grande parte do elemento tende a se recombinar sob a forma molecular e escapar da solução na forma de gás [40].

Nas ligas ferrosas e não ferrosas o efeito do envenenamento pelo hidrogênio é intensificado quando há defeitos de distorção da rede. Esses pontos são acumuladores de hidrogênio e é neles que serão gerados problemas microestruturais que acabam prejudicando as propriedades mecânicas, enfraquecimento de ligações metálicas e nucleação de trincas. A Figura 19 mostra um desenho esquemático de como seria montada uma célula de hidrogenação eletrolítica.

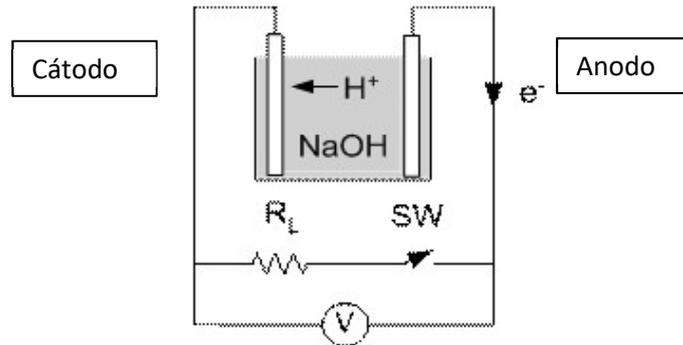


Figura 19: Esquema de uma célula para hidrogenação eletrolítica (adaptado de [41]).

A difusão do hidrogênio dentro da liga pode ser influenciada por diversos fatores. Dentre eles [42]:

- a) Temperatura;
- b) Gradiente de concentração do hidrogênio;
- c) Espessura ou sentido dos grãos do material;
- d) Composição e estrutura do material;
- e) Tipo de tensão aplicada (tratativa ou compressiva);
- f) Inclusões não metálicas.

### 2.5.2 Fragilização pelo Hidrogênio

A fragilização pelo hidrogênio tem maior criticidade em ligas com fases intermetálicas dispersas. Estas são atacadas e servem como sítios da rede propícios ao acúmulo de átomos de hidrogênio. Além disso, suas ligações atômicas são enfraquecidas, podendo levar à nucleação de trincas que, em condições apropriadas, irão se propagar e levar à fratura do material [43].

Essas falhas internas, responsáveis pela destruição da continuidade do material, podem ser formadas por dois fatores: pela geração de produtos gasosos (e consequente aumento de pressão interna na estrutura cristalina, dilatando os sítios de inclusões); ou pela simples migração e concentração gasosa em defeitos já formados na rede. Em casos mais graves, as próprias tensões internas geradas pelo hidrogênio podem ser as responsáveis pelo colapso da estrutura, sem haver necessidade de um carregamento externo. Esses casos são chamados de trincamento induzido pelo hidrogênio; e uma de suas características é a formação de bolhas na superfície do material (empolamento pelo hidrogênio, exemplo na Figura 20) [44].

Existem diversas teorias sobre como o hidrogênio pode atuar dentro da estrutura para garantir a fragilização desta. A mais antiga delas é a fragilização por formação de

hidretos [45]. Elementos de liga como cromo, nióbio, titânio, zircônio, cobre, cobalto e o próprio níquel são suscetíveis à formação de hidretos quando estão na presença de hidrogênio atômico e condições propícias. Porém essa não seria a razão com maior impacto que justificaria a fragilização por completo de uma liga resistente como a Inconel-718. Nessa teoria, a fragilização se dá pela precipitação de partículas frágeis e que criariam tensões internas no material com caminhos determinados para a propagação da trinca.



Figura 20: Exemplo de um componente com marcas características de empolamento pelo hidrogênio (retirado de [42]).

Outra teoria se baseia na concentração de átomos de hidrogênio nas discordâncias da estrutura cristalina. Quando em movimento, essas discordâncias carregariam os átomos de hidrogênio e deixá-los-iam em cavidades formadas pela deformação plástica decorrente do deslizamento das próprias discordâncias. Esses átomos, por sua vez, se combinariam e formariam hidrogênio gasoso, dando início às tensões internas da estrutura [46].

A teoria da decoesão, uma das mais recentes, considera que a fragilização é imposta pelos átomos de hidrogênio e não pelo gás de hidrogênio formado. Nessa teoria, o hidrogênio atômico cederia seu elétron para os átomos da rede, para aumentar, assim, a concentração eletrônica nas bandas superiores dos mesmos. Por conseguinte, haveria um acréscimo nas forças de repulsão entre os próprios átomos da rede o que fragilizaria as forças interatômicas de coesão. Uma vez que, inicialmente o hidrogênio estaria concentrado em um ponto de fragilidade da rede como, por exemplo, uma micro-trinca, o material teria um decréscimo na resistência à fratura neste local [47].

Por final, observa-se uma teoria que tenta combinar as duas anteriores apresentadas no presente trabalho. Nesse caso, existiria a formação de um acumulado de hidrogênio provocado pelas tensões trativas já existentes nas regiões de imperfeições. A expansão da rede cristalina levaria a uma repulsão dos elétrons de condução atômica da própria rede para locais mais afastados do agregado, o que geraria uma diminuição nas forças de ligação dos átomos próximos à imperfeição. A formação de discordâncias ocorreria para tentar acomodar essas novas tensões geradas e com a conseqüente geração de vazios. Os átomos de hidrogênio se agregariam nesses vazios ao lado das imperfeições no meio das florestas de discordâncias, o que provocaria a formação de hidrogênio gasoso. A pressão de gás, junto com a fragilização das ligações da rede, levaria à formação de uma trinca que se propagaria pelo aporte adicional de hidrogênio por difusão na estrutura cristalina [47].

A Tabela 4 mostra qual seria o coeficiente de difusibilidade do hidrogênio para alguns materiais. Percebe-se que esse coeficiente é menor para a liga 718 do que para as ligas ferrosas.

**Tabela 4: Coeficiente de difusibilidade do hidrogênio para alguns materiais à 25°C (adaptado de [43]).**

Aços Ferríticos	$2 \times 10^{-10} \text{ m}^2/\text{s}$
Pd	$3 \times 10^{-11} \text{ m}^2/\text{s}$
Aço Inox	$2 \times 10^{-16} \text{ m}^2/\text{s}$
Liga Inconel-718	$5,6 \times 10^{-16} \text{ m}^2/\text{s}$

A Figura 21 mostra os interstícios das estruturas cristalográficas CFC, CCC e HC. Esses pontos são favoráveis ao acúmulo de átomos de hidrogênio e podem ser críticos para a geração de micro-trincas.

Sítio Octaedral		Sítio Tetraedral	
Estrutura	r	Estrutura	r
CFC e HC	0.414R	CFC e HC	0.225R
CCC	0.115R	CCC	0.219R

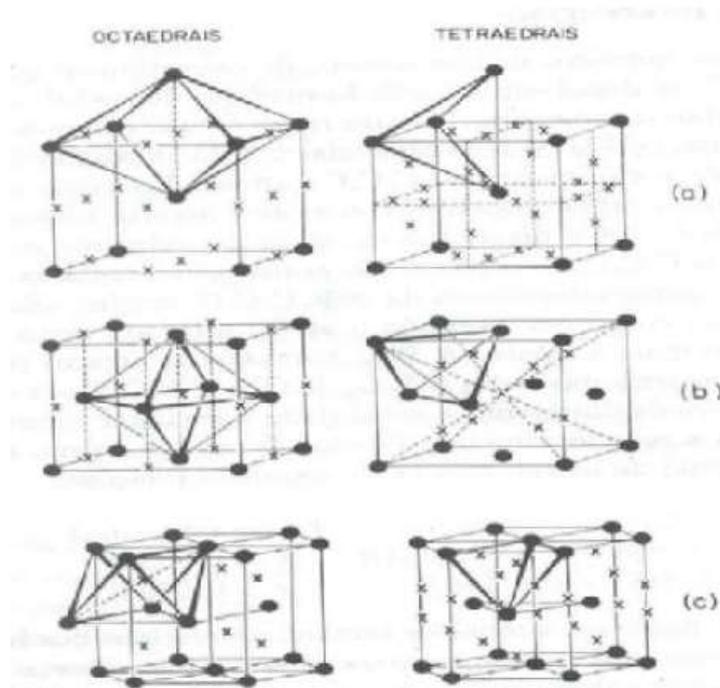


Figura 21: Sítios intersticiais octaédricos e tetraédricos nas redes cúbicas de corpo centrado, cúbicas de face centrada e hexagonal compactas (adaptado de [48]).

### 2.5.3 Aprisionadores de Hidrogênio

Os sítios aprisionadores de hidrogênio, diretamente ligados aos processos de aprisionamento do mesmo, regem os mecanismos físicos que controlam tanto a difusão quanto a fragilização das ligas metálicas e não metálicas por esse elemento. Discordâncias, contornos de grão, lacunas, presença de partículas de segunda fase, ou seja, qualquer descontinuidade da rede cristalina pode ser um ponto potencial para o aprisionamento e acúmulo do hidrogênio [49].

Esses sítios aprisionadores, por provocarem queda na taxa de difusão do hidrogênio, ou mesmo até impedir que ele se difunda, levam a esse maior acúmulo localizado do átomo na rede cristalina. São criados pontos altamente fragilizados quando comparados com outros sítios de difusão. Isso ocorre, basicamente, por esses sítios apresentarem uma diminuição das tensões induzidas pelo hidrogênio na rede. A Figura 22 demonstra visualmente os pontos de rede que são aprisionadores de hidrogênio.

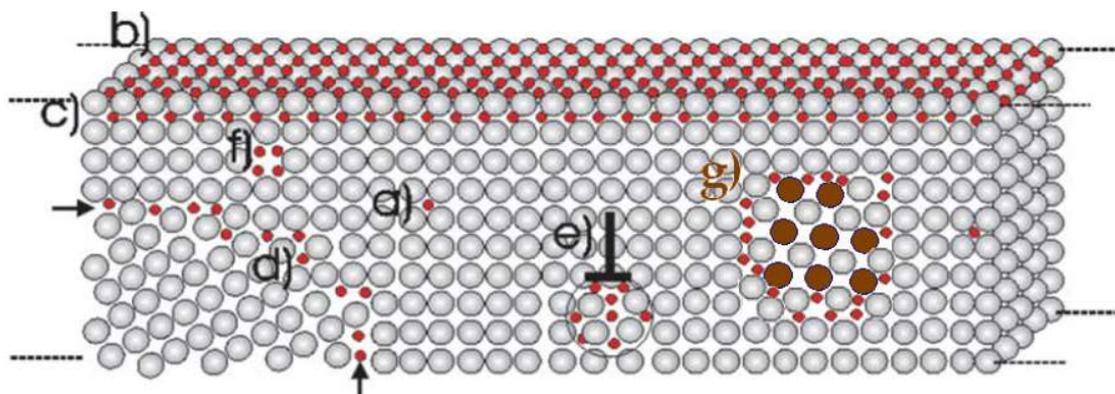


Figura 22: Pontos da rede que são aprisionadores de hidrogênio. (a) sítios intersticiais, (b) pontos de adsorção, (c) difusão normal, (d) contorno de grão, (e) discordâncias, (f) lacunas, (g) interface de partículas de segunda fases com a matriz (retirado de [50]).

Como já visto anteriormente, esses pontos acumuladores de hidrogênio elevam a densidade do mesmo de maneira pontual, com a possibilidade de acarretar na recombinação do hidrogênio atômico e formação de hidrogênio molecular.

Cada um desses sítios pode ser classificado como aprisionadores de hidrogênio fracos, intermediários e fortes. Como um exemplo de aprisionadores fracos, existem as discordâncias e precipitados finos, que podem gerar energia entre 10 a 20 kJ/mol. Os aprisionadores intermediários são os contornos de grão e interfaces mais robustas, como ripas de martensita, que geram energia de ligação da faixa de 50 kJ/mol.

Aprisionadores fortes, ou seja, que apresentam energia de ligação entre 100 a 120 kJ/mol, são os precipitados de titânio e nióbio [50]. Esses são carbeto do tipo MC muito presentes nas superligas de níquel.

## 2.6 ANISOTROPIA MICROESTRUTURAL

Diz-se que um material possui estrutura isotrópica quando as propriedades físicas e mecânicas do mesmo não dependem da direção no qual o material está sendo processado ou sofrendo algum tipo de influência de um meio externo (forças magnéticas, elétricas, trativas, compressivas, etc). Por outro lado, o material é conceituado como anisotrópico quando as suas propriedades dependem da direção cristalográfica da sua estrutura. De uma forma geral, materiais com cristais orientados de forma aleatória podem ser considerados isotrópicos, uma vez que a anisotropia de cada grão terá compensação mútua [47].

Muitas das vezes, nas ligas ferrosas e não ferrosas, os grãos do material não são orientados de forma aleatória. Em sua maioria, estes são considerados

anisotrópicos porque seguem uma orientação em planos e direções cristalográficas específicas. A textura (orientação cristalográfica) se refere à forma como a rede cristalina dos grãos da liga é arranjada espacialmente e ela pode ser introduzida no material por diversas formas, sendo uma delas a deformação plástica decorrente de processos de laminação. A anisotropia vai depender do grau de alinhamento dos cristais.

Existem dois tipos de anisotropia que podem ser observados nas ligas: a anisotropia cristalográfica, que está relacionada com a orientação preferencial dos grãos e é introduzida por uma precipitação direcional devido a um gradiente. Ela tem maior influência sobre as propriedades de limite de escoamento e resistência mecânica. Por outro lado, também há a anisotropia de fibramento mecânico, na qual o alinhamento preferencial de inclusões, precipitados e vazios se dá na direção da deformação plástica [48]. Esse segundo está representado na Figura 23.

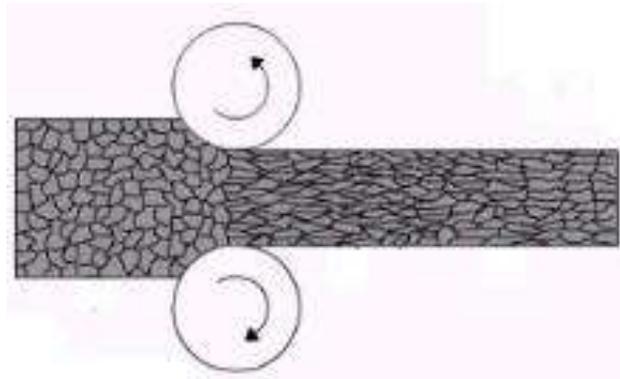


Figura 23: Exemplo de como um processo de conformação (laminação) pode provocar anisotropia a partir da formação de grãos direcionados preferencialmente na direção de laminação (retirado de [18]).

Nota-se que a laminação terá um forte efeito sobre a estrutura dos precipitados de carbeto no Inconel-718, principalmente quando são tirados os corpos de prova transversais e longitudinais à direção de laminação. Na Figura 24 está representado como seria a distribuição dos carbeto em cada um dos corpos de prova (transv. e longt.), assim como a direção de carregamento do ensaio de tração.

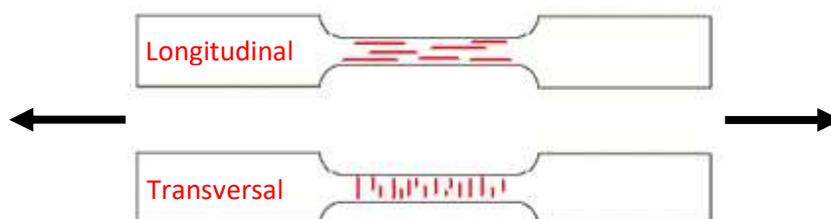


Figura 24: Distribuição dos carbeto nos corpos de prova longitudinais e transversais e sentido de carregamento (seta preta).

Já foi provado [18] que a superliga de níquel 718 apresenta anisotropia de propriedades mecânicas tanto para a condição solubilizada quanto para a envelhecida. O limite de escoamento apresenta maiores valores para as amostras longitudinais. Por outro lado, foi mostrado que o limite de resistência, alongamento e grau de encruamento apresentam maiores valores para as amostras transversais.

Esse efeito foi relacionado às mudanças nos tamanhos de grão ao longo da direção de processamento quando considerados os agrupamentos de carbeto na mesma direção. Esses intermetálicos funcionam como sítios nucleadores de microcavidades [18].

### 3. MATERIAIS E MÉTODOS EXPERIMENTAIS

Para o desenvolvimento deste trabalho foram utilizados 08 corpos de prova, todos retirados de uma chapa laminada da liga Inconel-718, seguindo a norma ASTM A370. Das 08 amostras 04 foram retiradas com ângulo de  $0^\circ$  em relação à direção de laminação, enquanto as outras 04 foram retiradas com ângulo de  $90^\circ$ . Dessa maneira, temos o mesmo número de amostras transversais e longitudinais. O esquema, na Figura 25, mostra a forma como foram retiradas as amostras.

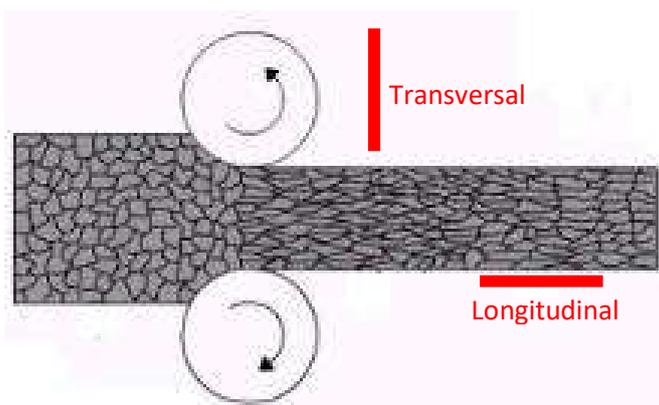


Figura 25: Esquema de confecção das amostras longitudinais e transversais de acordo com a norma ASTM A370 (adaptado de [18]).

#### 3.1 TRATAMENTO TÉRMICO

Após terem sido feitas as medições e identificações de cada um dos corpos de prova, os mesmos foram introduzidos na etapa do tratamento térmico. 04 corpos de prova sofreram tratamento de solubilização e outros 04 o tratamento de envelhecimento após a solubilização. Para cada tipo de tratamento utilizamos 02 corpos de prova longitudinais e transversais.

Os 08 CPs (corpos de prova) passaram pelo mesmo tratamento de solubilização a  $975^\circ\text{C}$  por 1 hora e 15 minutos e, em seguida, foram resfriados em água. Dessa etapa

foram retirados 02 CPs LS (longitudinal solubilizado) e 02 TS (transversal solubilizado). Os outros 04 CPs passaram pelo processo de envelhecimento, inicialmente a 760°C por 4 horas e 45 minutos, resfriados dentro do forno numa razão de 40°C por hora (aproximadamente 3,3°C por minuto) e, por último, mantidos a 650°C por 1 hora e 5 minutos. No final também foram resfriados à água.

A Figura 26 demonstra, de forma esquemática, a seqüência de tratamentos térmicos aos quais os corpos de prova foram submetidos.

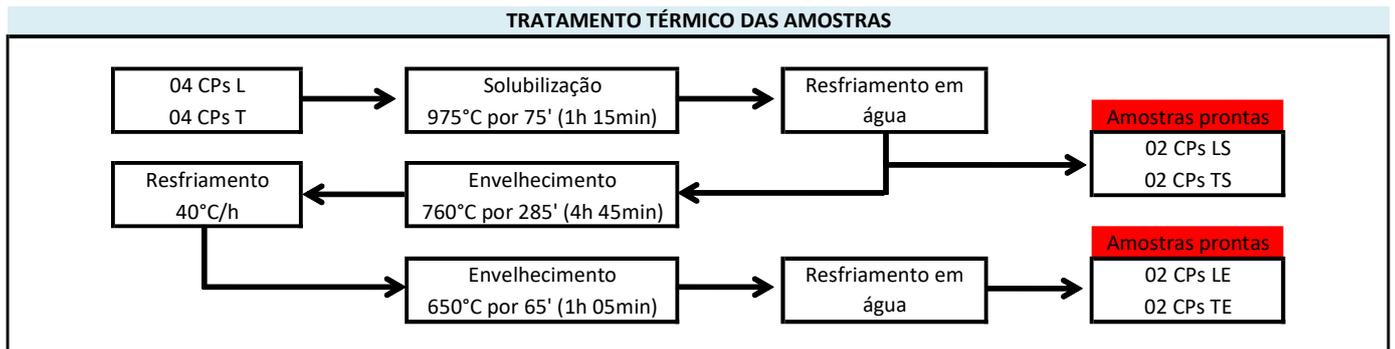


Figura 26: Esquema do tratamento térmico que cada um dos corpos de prova foi submetido.

## 3.2 ENSAIO DE HIDROGENAÇÃO ELETROLÍTICA

### 3.2.1 Preparação das amostras

As amostras, após saírem do processo de tratamento térmico, foram polidas mecanicamente em ambos os lados com o auxílio da polimetrix metalográfica. Foram utilizadas lixas de 600 a 1200 mesh para o posterior polimento com pasta diamantada com 3 µm. Em seguida, foi feita a preparação das mesmas para o processo de hidrogenação. A preparação da amostra está demonstrada na Figura 27.

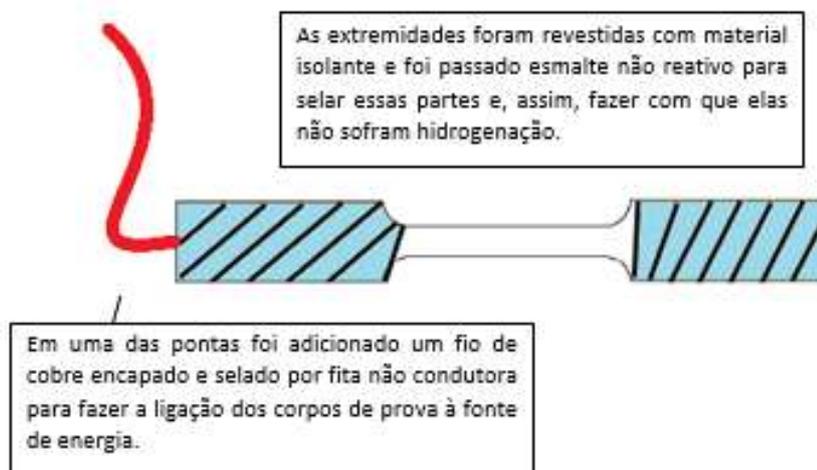


Figura 27: Esquema demonstrando a preparação dos corpos de prova para a hidrogenação.

### 3.2.2 Realização da hidrogenação

Através do uso de uma solução de NaOH 0,1M, com a aplicação da densidade de corrente que mede 8 mA/m<sup>2</sup> e durante um período de 120 horas, realizou-se a hidrogenação. A solução foi trocada a cada 48 horas para garantir a saturação do hidrogênio na solução de NaOH.

Os tempos de hidrogenação foram calculados a partir de [51]:

$$\begin{aligned} D_{ts} &= D_{0s} * e^{-Q_s/R*T} & D_{0s} &= 5,39 * 10^{-8} \\ D_{te} &= D_{0e} * e^{-Q_e/R*T} & D_{0e} &= 1,60 * 10^{-7} \\ t_{bs} &= E^2/(2\pi^2 * D_{ts}) & Q_s &= 36920 \\ t_{be} &= E^2/(2\pi^2 * D_{te}) & Q_e &= 44480 \end{aligned}$$

Onde  $D_{0s}$  e  $D_{0e}$  são os fatores de Arrhenius, respectivamente, para as amostras solubilizadas e envelhecidas, com unidade de m<sup>2</sup>/s; e  $Q_s$  e  $Q_e$  são as energias de ativação para difusão de massa, com unidade de J.

### 3.3 ENSAIO DE TRAÇÃO

Para o ensaio de tração, usou-se uma velocidade do travessão de 1mm/min para promover uma taxa de deformação de 6,7 x 10<sup>-4</sup> s<sup>-1</sup>, conforme norma ASTM A370. Os dados coletados do ensaio de tração foram analisados para montar as curvas de tensão e deformação de engenharia. Através dessas curvas foi possível coletar os limites de resistência e escoamento, além do alongamento de cada um dos corpos de prova.

Também a partir dos resultados dos ensaios de tração houve a possibilidade de estimar o grau de encruamento, a tenacidade e o grau de anisotropia de cada uma das amostras estudadas.

### 3.4 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV)

#### 3.4.1. Fractografia

Para uma análise mais profunda dos mecanismos de fratura das amostras e analisar qual a influência do hidrogênio nas mudanças de propriedades - quando consideramos a anisotropia do material - foram utilizadas fractografias adquiridas através do microscópio eletrônico de varredura VEGAN 3 TESCAN Núcleo Multiusuário de Microscopia.

As imagens resultantes do MEV foram analisadas pelo Software ImageJ para estimar a quantidade de interface carbetto-matriz existente na face de fratura tanto das amostras longitudinais, quanto das transversais.

### 3.5 CÁLCULO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS

Os limites de escoamento e resistência foram estimados a partir de análise gráfica utilizando o software Origin. O alongamento foi calculado levando em conta os tamanhos inicial e final de cada corpo de prova. O software Origin foi utilizado, novamente para esse cálculo, desconsiderando a deformação elástica dos corpos de prova.

A tenacidade foi estimada por meio da multiplicação do alongamento percentual e do limite de resistência. O grau de encruamento foi estimado por meio da relação:

$$\frac{\text{Limite de Resistência}}{\text{Limite de Escoamento}}$$

Por último, o grau de anisotropia foi cálculo a partir da fórmula [18]:

$$\delta = \frac{|\% \varepsilon(L) - \% \varepsilon(T)|}{\% \varepsilon(L) + \% \varepsilon(T)} \cdot 100$$

## 4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados do presente trabalho serão comparados com os resultados do trabalho de Terra (2017). Terra desenvolveu um trabalho parecido para analisar a

anisotropia da liga Inconel-718, porém, sem levar em consideração a influência do hidrogênio e sua consequente fragilização.

Em seu trabalho, *Terra* conclui que a superliga de níquel 718 apresenta anisotropia de propriedades mecânicas, tanto para a condição de solubilizada, quanto para a condição de envelhecida [52]. Observa-se também que, enquanto o limite de escoamento apresentou maior valor para amostras longitudinais, as amostras transversais apresentaram maior limite de resistência, grau de encruamento e ductilidade.

Em sua conclusão, *Terra* associa os resultados aos tamanhos de grão ao longo da direção de processamento, influenciados pelos agrupamentos de carbeto na direção de laminação.

#### 4.1. COMPARAÇÃO HIDROGENADO vs NÃO HIDROGENADO

Na Tabela 5 encontram-se os resultados para as propriedades mecânicas adquiridas através da análise das curvas de tração. Na mesma tabela temos os resultados do trabalho de *Terra* (não hidrogenado).

**Tabela 5: Comparativo das propriedades mecânicas de amostras hidrogenadas e não hidrogenadas.**

	Limite de Escoamento (Mpa)							
	Long. Sol.		Transv. Sol.		Long. Env.		Transv. Env.	
	Média	Tendência	Média	Tendência	Média	Tendência	Média	Tendência
Hidrogenado	352,00	21,21	347,50	13,44	1039,00	9,19	1024,00	27,58
Não Hidrogenado	398,99	13,35	419,83	1,31	1046,89	30,49	1104,55	8,35
Diferença	11,78%		17,23%		0,75%		7,29%	

	Limite de Resistência (Mpa)							
	Long. Sol.		Transv. Sol.		Long. Env.		Transv. Env.	
	Média	Tendência	Média	Tendência	Média	Tendência	Média	Tendência
Hidrogenado	715,50	16,26	653,00	62,23	1287,00	19,80	1280,00	36,77
Não Hidrogenado	824,23	4,45	817,89	1,04	1345,53	8,25	1315,45	3,26
Diferença	13,19%		20,16%		4,35%		2,69%	

	Alongamento (%)							
	Long. Sol.		Transv. Sol.		Long. Env.		Transv. Env.	
	Média	Tendência	Média	Tendência	Média	Tendência	Média	Tendência
Hidrogenado	0,35	0,03	0,30	0,12	0,06	0,02	0,04	0,00
Não Hidrogenado	0,46	0,03	0,51	0,01	0,15	0,02	0,16	0,02
Diferença	23,71%		42,08%		61,24%		72,16%	

	Grau de Encruamento							
	Long. Sol.		Transv. Sol.		Long. Env.		Transv. Env.	
	Média	Tendência	Média	Tendência	Média	Tendência	Média	Tendência
Hidrogenado	0,49	0,02	0,54	0,07	0,81	0,02	0,80	0,00
Não Hidrogenado	0,49	0,00	0,51	0,00	0,79	0,02	0,84	0,01
Diferença	0,38%		-4,19%		-2,00%		4,77%	

	Tenacidade							
	Long. Sol.		Transv. Sol.		Long. Env.		Transv. Env.	
	Média	Tendência	Média	Tendência	Média	Tendência	Média	Tendência
Hidrogenado	249,60	16,78	196,94	94,38	72,43	19,45	56,31	3,36
Não Hidrogenado	383,09	39,83	412,70	1,98	676,94	0,99	220,13	9,35
Diferença	34,85%		52,28%		89,30%		74,42%	

	Grau de Anisotropia	
	Solubilizado	Envelhecido
Hidrogenado	8,229	12,239
Não Hidrogenado	5,520	4,240
Diferença	-49,071%	-188,651%

Nota-se que, mesmo com poucas amostras ensaiadas (4 longitudinais e 4 transversais), é observado representatividade estatística quando consideramos as médias e as tendências que elas seguem. Na Figura 28, é apresentado um comparativo Longitudinal vs Transversal para o limite de escoamento, limite de resistência e alongamento mostrando a variação na média quando consideramos a tendência (azul [+ tendência] e verde [- tendência]).

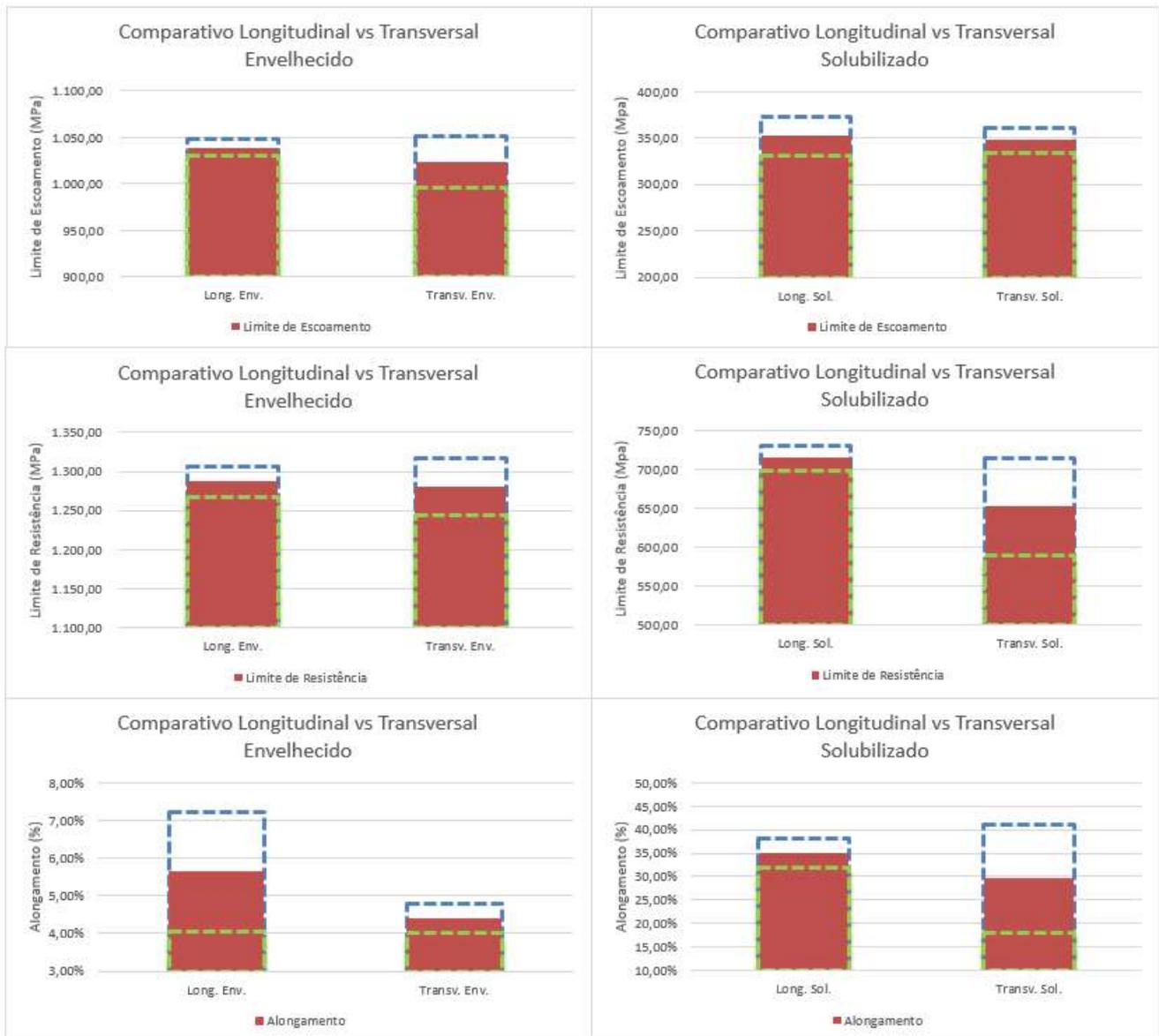


Figura 28: Comparativo dos resultados das amostras longitudinais e transversais mostrando a média e o desvio padrão das mesmas.

A partir da Tabela 5 surgem as seguintes análises:

- 1) O limite de escoamento apresentou uma redução do caso não hidrogenado para o hidrogenado. Essa diminuição é mais evidente quando consideradas as amostras solubilizadas. A amostra que apresentou a maior redução do limite de

escoamento foi a transversal solubilizada (diminuição de 17,3% em relação ao ensaio não hidrogenado). Também podemos notar que, enquanto as amostras não hidrogenadas apresentam aumento do limite de escoamento do caso longitudinal para o transversal, nas amostras hidrogenadas ocorre uma diminuição dessa propriedade;

- 2) Ao analisar apenas o caso hidrogenado, vemos que não houve grandes diferenças em relação à anisotropia. Tanto o transversal solubilizado quanto o envelhecido apresentam menor limite de escoamento do que as amostras longitudinais;
- 3) O limite de resistência segue o mesmo resultado que o limite de escoamento. As amostras solubilizadas apresentam tendência de reduzir essa propriedade quando são submetidas à hidrogenação e, novamente, a amostra transversal solubilizada apresentou a maior redução;
- 4) Diferente do limite de escoamento, ao considerar apenas o ensaio com hidrogenação, as amostras solubilizadas apresentaram um maior efeito com a anisotropia;
- 5) Para o alongamento as amostras também apresentaram uma redução de propriedade quando foram hidrogenadas, porém nesse caso foi a amostra transversal envelhecida que teve maior redução de propriedade (72,16% em relação ao ensaio não hidrogenado);
- 6) As amostras envelhecidas apresentaram uma maior influência da anisotropia quando se considera os ensaios hidrogenados. Houve uma redução do alongamento nas amostras envelhecidas de 21,43% por causa da anisotropia enquanto que nas amostras solubilizadas essa diminuição foi de 15,19%. O alongamento aumenta da não hidrogenada longitudinal para a transversal, enquanto que diminui no caso da hidrogenação; ambos os casos partem da mesma condição sobre o limite de escoamento;
- 7) O grau de encruamento não apresentou grande diferença estatística quando comparado com o caso não hidrogenado. Nesse caso, as amostras transversais solubilizada e longitudinal envelhecida apresentaram pequenos aumentos em relação às amostras não hidrogenadas;
- 8) A ductilidade foi a propriedade que apresentou maior redução quando consideramos o processo de hidrogenação. Nesse caso, as amostras longitudinais e transversais envelhecidas apresentaram as maiores reduções quando comparadas com o caso não hidrogenado;

- 9) Para a tenacidade, a maior queda ligada à anisotropia foi no caso não hidrogenado e envelhecido (67,46%) seguido do caso hidrogenado solubilizado (21,29%);
- 10) Por último, o grau de anisotropia apresentou um aumento considerável do caso não hidrogenado para o hidrogenado. Nas amostras solubilizadas, um aumento de 49,07% e, nas amostras envelhecidas, um aumento de 188,65%. Também foi possível notar que, a considerar apenas as amostras hidrogenadas, há um aumento do grau de anisotropia do solubilizado para o envelhecido, enquanto que nas amostras de *Terra* ocorre uma redução do mesmo.

**Tabela 6: Diminuição das propriedades mecânicas relacionadas com a anisotropia do material para os casos hidrogenados e os casos não hidrogenados.**

DIMINUIÇÃO RELACIONADA COM A ANISOTROPIA (LONGITUDINAL -> TRANSVERSAL)			
Along. Hid.	->	Alongamento Hidrogenado	
Along. Ñ Hid.	->	Alongamento Não Hidrogenado	
GE Hid.	->	Grau de Encruamento Hidrogenado	
GE Ñ Hid.	->	Grau de Encruamento Não Hidrogenado	
LE Hid.	->	Limite de Escoamento Hidrogenado	
LE Ñ Hid.	->	Limite de Escoamento Não Hidrogenado	
LR Hid.	->	Limite de Resistência Hidrogenado	
LR Ñ Hid.	->	Limite de Resistência Não Hidrogenado	
Tenc. Hid.	->	Tenacidade Hidrogenado	
Tenc. Ñ Hid.	->	Tenacidade Não Hidrogenado	

Solubilizado		Envelhecido	
Propriedade Mecânica	Redução	Propriedade Mecânica	Redução
Along. Hid.	15,21%	Along. Hid.	21,81%
Along. Ñ Hid.	-11,68%	Along. Ñ Hid.	-8,87%
GE Hid.	-8,91%	GE Hid.	0,92%
GE Ñ Hid.	-4,13%	GE Ñ Hid.	-6,12%
LE Hid.	1,28%	LE Hid.	1,44%
LE Ñ Hid.	-5,22%	LE Ñ Hid.	-5,51%
LR Hid.	8,74%	LR Hid.	0,54%
LR Ñ Hid.	0,77%	LR Ñ Hid.	2,24%
Tenc. Hid.	21,10%	Tenc. Hid.	22,25%
Tenc. Ñ Hid.	-7,73%	Tenc. Ñ Hid.	67,48%

Solubilizado		Envelhecido	
Propriedade Mecânica	Redução	Propriedade Mecânica	Redução
Tenc. Hid.	21,10%	Tenc. Ñ Hid.	67,48%
Along. Hid.	15,21%	Tenc. Hid.	22,25%
LR Hid.	8,74%	Along. Hid.	21,81%
LE Hid.	1,28%	LR Ñ Hid.	2,24%
LR Ñ Hid.	0,77%	LE Hid.	1,44%
GE Ñ Hid.	-4,13%	GE Hid.	0,92%
LE Ñ Hid.	-5,22%	LR Hid.	0,54%
Tenc. Ñ Hid.	-7,73%	LE Ñ Hid.	-5,51%
GE Hid.	-8,91%	GE Ñ Hid.	-6,12%
Along. Ñ Hid.	-11,68%	Along. Ñ Hid.	-8,87%

Na Tabela 6, pode-se ver de forma mais organizada o efeito da anisotropia tanto no processo de hidrogenação quanto no tipo de tratamento térmico. Na parte superior da tabela, estão listadas as propriedades mecânicas de alongamento, grau de encruamento, limite de escoamento, limite de resistência e tenacidade, respectivamente, para os casos hidrogenados e não hidrogenados. Na esquerda da tabela temos os casos solubilizados e na direita os envelhecidos. A diminuição foi calculada usando a média das amostras transversais menos as longitudinais sobre as longitudinais.

Na parte inferior da tabela, têm os mesmos dados da parte superior, porém organizados de forma decrescente. Assim, evidencia-se quais propriedades apresentaram uma maior influência da anisotropia quando sofreram o processo de hidrogenação, tanto para as amostras solubilizadas, quanto envelhecidas.

Interessante vermos que, aparentemente, a tenacidade é a propriedade mais afetada pelo efeito da anisotropia no caso do envelhecimento, principalmente para as amostras de *Terra*. Porém, no caso solubilizado, as amostras não hidrogenadas não apresentaram diminuição da tenacidade, mas sim aumento da mesma, enquanto as amostras hidrogenadas continuaram apresentando uma diminuição muito parecida com o caso envelhecido.

Para o tratamento de solubilização, a anisotropia parece ser mais afetada pela hidrogenação do que no caso do tratamento de envelhecimento. As 04 maiores diminuições no caso solubilizado são de amostras hidrogenadas enquanto que, no caso envelhecido, temos 02 amostras hidrogenadas e 02 amostras não hidrogenadas.

Para a análise da distribuição dos carbeto, foi considerado, também, o trabalho de *Terra*. *Terra* observou uma distribuição preferencial dos carbeto (Nb,Ti)C na matriz da superliga de níquel 718. Aqueles se alinham em formas de agrupamentos no sentido de laminação da mesma maneira como foi descrito nesse trabalho.

As Figuras 29 e 30, retiradas do trabalho de *Terra*, mostram essa distribuição de forma alinhada com a direção de laminação. A seta amarela indica a direção de laminação.

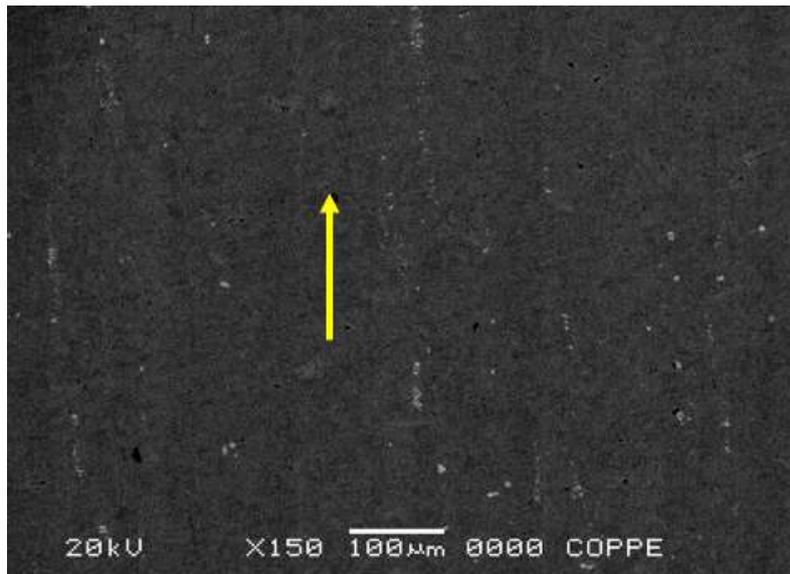


Figura 29: Microscopia eletrônica de varredura da amostra solubilizada (adaptado de [18]).

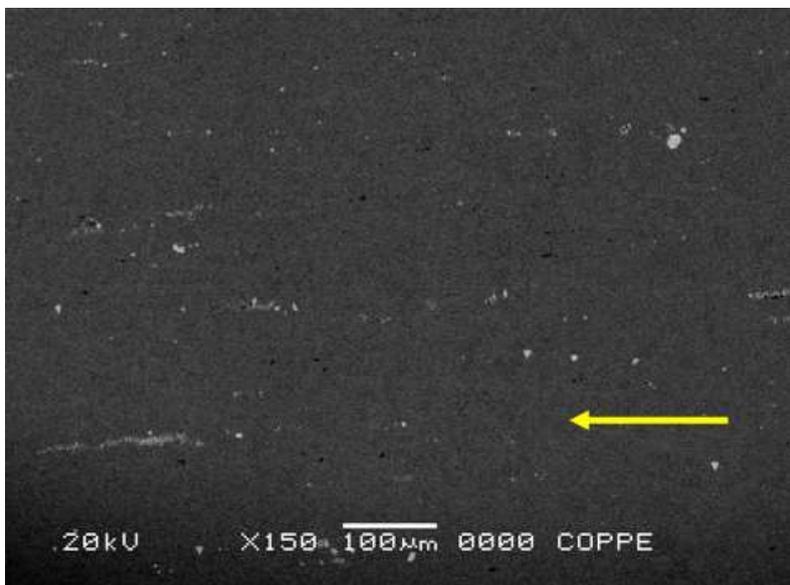


Figura 30: Microscopia eletrônica de varredura da amostra envelhecida (adaptado de [18]).

#### 4.1.1 Ensaio de Tração e Fratura

Pela distribuição dos carbeto nos corpos de prova, representada na Figura 31, é de se esperar duas morfologias de fratura diferentes: uma apresentando pontos discretos de carbeto de nióbio e titânio; e outra apresentando *clusters* de carbeto enfileirados.

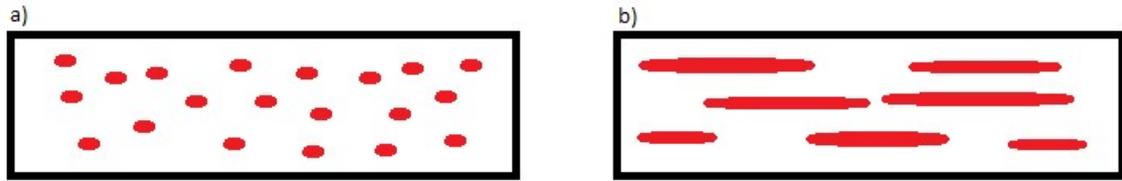


Figura 31: a) Distribuição dos carbetos na face da fratura das amostras longitudinais. b) Distribuição dos carbetos na face da fratura das amostras transversais.

Como os carbetos do tipo (Ni,Ti)C são fortes aprisionadores de hidrogênio, essas regiões vermelhas estarão com um maior nível de saturação que o resto da matriz da Inconel-718. Por conseguinte, elas serão pontos preferenciais para aparecimento e propagação de trincas que levarão o material ao rompimento.

De fato, a fractografia com o MEV pode provar isso. A Figura 32 mostra o resultado da fractografia dos corpos de prova LS-1 e LS-2. Observa-se como é a distribuição dos carbetos (pontos escuros), os quais foram sítios para a formação das microcavidades responsáveis pela fratura dúctil do material. É perceptível uma distribuição mais homogênea na face da fratura.

Por outro lado, na Figura 33, temos o resultado da fractografia das amostras TS-1 e TS-2. Nessas, é possível ver a formação dos *clusters* de carbetos, ou seja, certo alinhamento das microcavidades, uma ao lado da outra. Esse alinhamento provoca uma maior concentração de hidrogênio na interface dos carbetos com a matriz e uma maior área percentual para a formação de uma trinca durante o ensaio de tração. Nesse caso, a área de interface carbeto-matriz, na face da fratura, é menor do que nas amostras longitudinais. Isso provoca uma maior densidade de hidrogênio acumulado por área de interface.

Com a análise de imagens do Software ImageJ, é possível estimar o tamanho desses precipitados, tanto para os casos longitudinais, quanto para os transversais. Foi realizada a análise para todos os corpos de prova e os resultados estão mostrados na Tabela 7. Nas figuras 32 e 33 estão representados alguns dos pontos usados para a análise (marcados em amarelo).

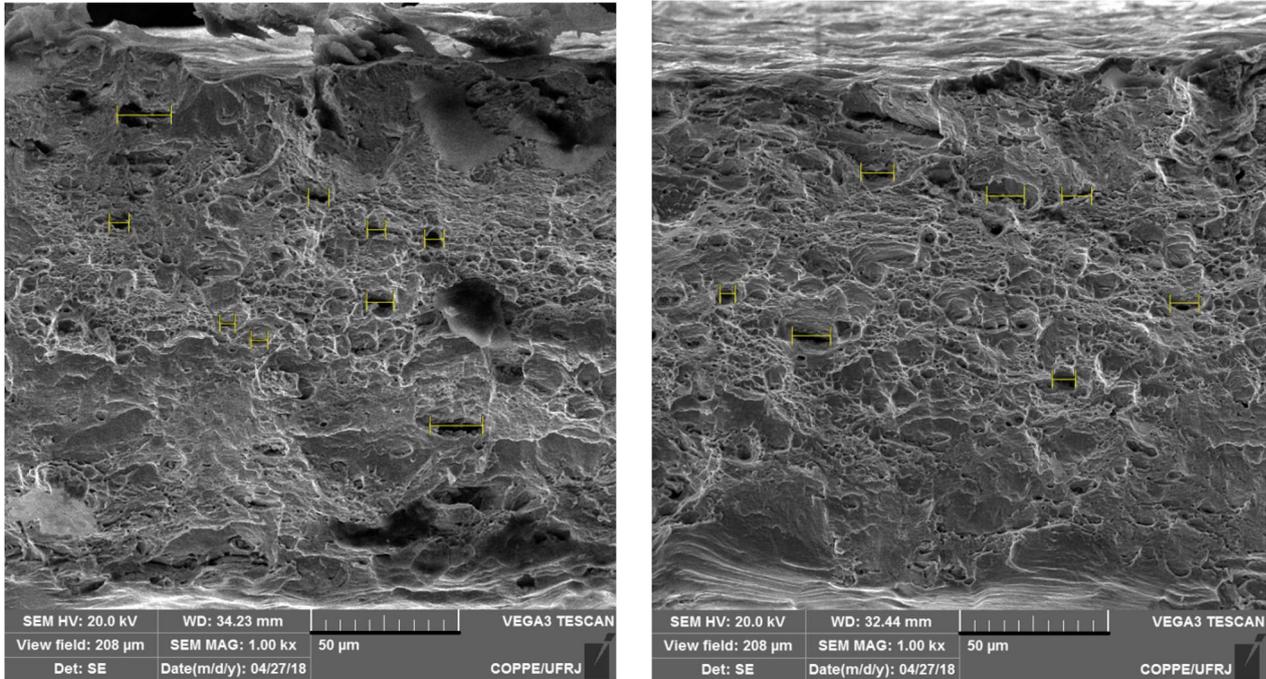


Figura 32: Fractografia das amostras LS-1 (esquerda) e LS-2 (direita) em aumento de 1000x.

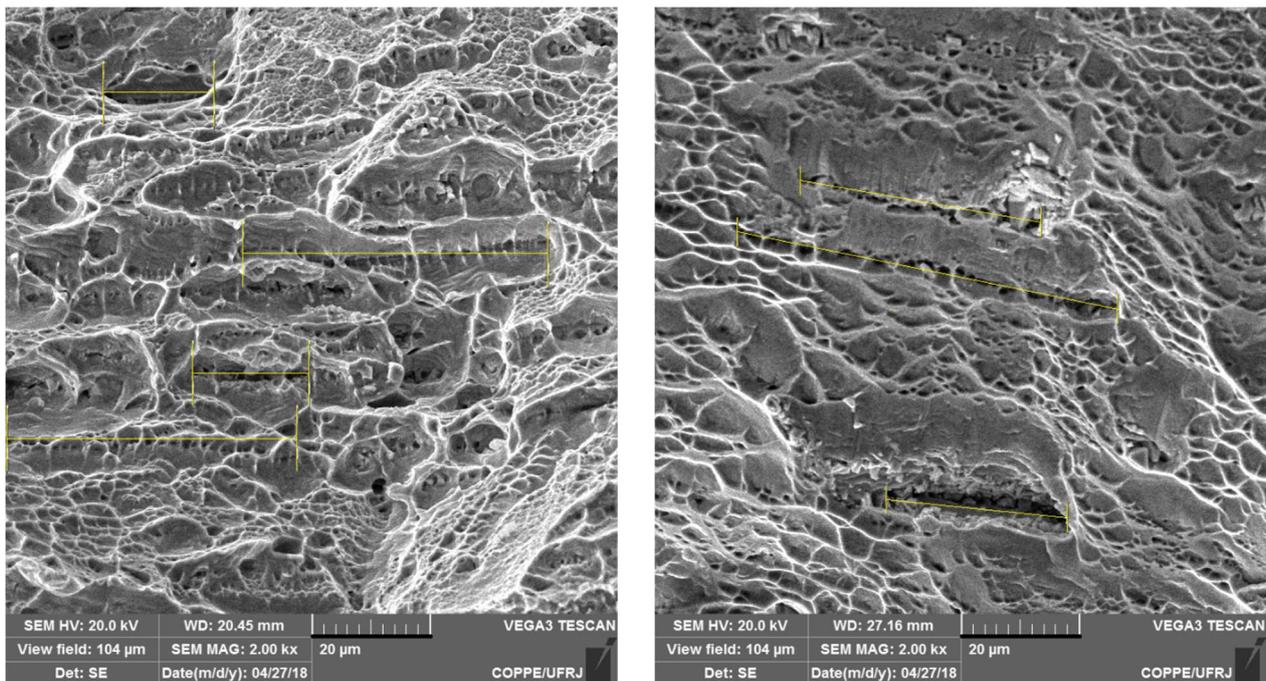


Figura 33: Fractografia das amostras TS-1 (esquerda) e TS-2 (direita) em aumento de 2000x

**Tabela 7: Resultados da análise de imagem pelo Software ImageJ do tamanho dos aglomerados de carbetos nos corpos de prova longitudinais e transversais.**

	Tamanho do Aglomerado de Carbetos ( $\mu\text{m}$ )			
	LS	TS	LE	TE
Média	8,75	48,45	12,22	47,83
Desv. Pad.	4,07	28,51	6,46	24,70

É evidente não apenas pelas fotos, mas também pela análise de imagens, a diferença morfológica em relação aos precipitados de carbetos e o tamanho das microcavidades formadas a partir desses aprisionadores de hidrogênio.

#### 4.1.2 Propriedades Mecânicas

A hidrogenação apresentou uma pequena influência em relação ao limite de escoamento quando o resultado desse trabalho é comparado com o de *Terra* (não hidrogenado). Porém, se forem consideradas somente as amostras hidrogenadas, não será percebido o efeito da anisotropia. De fato, ao analisar os dados dos corpos de prova LS e TS, ou LE e TE, vemos que a mudança na média do limite de escoamento não é representativa estatisticamente. Temos uma diminuição de 1,28% para o caso solubilizado e 1,44% para o envelhecido, mas com desvios padrões altos, o que os tornam estatisticamente nulos.

Isso pode ocorrer devido à movimentação de discordâncias na matriz da superliga de níquel. As discordâncias são aprisionadoras de hidrogênio e esse átomo provoca uma diminuição de sua movimentação. Porém, como os carbetos de nióbio e titânio são fortes aprisionadores de hidrogênio, eles impedem que o hidrogênio tenha forte influência sobre as discordâncias.

Além disso, os resultados estão de acordo com outros estudos [53, 54] que relatam valores maiores do limite de escoamento para os casos da direção longitudinal. Mesmo que seja pequena a diferença, tanto as amostras LS quanto as LE apresentaram maior limite de escoamento que as TS e TE respectivamente.

Importante notar que, ao analisar o efeito da anisotropia nos diferentes trabalhos, existe uma clara mudança. Nas amostras não hidrogenadas o limite de escoamento aumentou quando mudamos de longitudinal para transversal. Por outro lado, no caso das amostras hidrogenadas, o limite de escoamento diminuiu para o caso transversal.

Obtivemos resultados parecidos para o limite de resistência. Quando comparados com os resultados de *Terra*, os corpos de prova solubilizados tiveram maior redução da propriedade do que os envelhecidos. Porém, dessa vez, a diferença provocada pela anisotropia entre os mesmos tratamentos térmicos: 8,74% de diminuição para o caso solubilizado e 0,54% para o caso envelhecido.

As altas energias de aprisionamento que os carbeto apresentam podem, novamente, explicar esse resultado – que parece favorecer o caso envelhecido quanto à fragilização pelo hidrogênio. Com o processo de envelhecimento, há o aparecimento de fases como  $\gamma'$  e  $\gamma''$ , o que diminui a concentração percentual de carbeto do tipo MC na matriz  $\gamma$ .

Como o limite de escoamento, o limite de resistência também apresentou resultados menores para os casos transversais - o que já era esperado - e o hidrogênio não teria forte influência sobre isso. O interessante é o efeito da anisotropia, pois ocorre uma inversão quando comparado ao trabalho de *Terra*: enquanto as amostras não hidrogenadas apresentam pequena influência da anisotropia quando solubilizadas (0,77%), as amostras solubilizadas e hidrogenadas apresentaram uma forte influência da anisotropia (8,74%).

Por outro lado, as amostras não hidrogenadas envelhecidas apresentaram forte influência da anisotropia (2,24%) enquanto que as envelhecidas e hidrogenadas não apresentaram tanta diminuição (0,54%). Houve uma clara tendência de mudança para esse segundo caso. Essa mudança pode estar associada ao tamanho dos grãos e distribuição das discordâncias que, mesmo sendo fracos aprisionadores, também aprisionam hidrogênio.

Para o alongamento, há outra diferença: enquanto que *Terra* encontrou maiores valores para as amostras transversais, nas amostras hidrogenadas são observados valores maiores para as longitudinais. Esses resultados também são opostos aos de outros trabalhos [54, 55], que obtiveram melhores alongamentos para as amostras transversais.

Isso associa-se diretamente à formação dos *clusters* de carbeto já que, no caso das amostras transversais, teremos um maior perímetro de sequencial de carbeto. Esse maior sequencial provoca um acúmulo acentuado de hidrogênio numa menor área relativa (interface matriz-carbeto), o que leva a uma maior distorção da rede e maior fragilização.

A tenacidade, igual ao alongamento, apresentou uma maior diminuição para os exemplos envelhecidos. Nesse caso, a anisotropia apresentou sua maior influência com mudanças claras na tendência do seu efeito:

- 1) No trabalho de *Terra*, a anisotropia provocou um aumento da tenacidade para o caso solubilizado; enquanto isso, no presente trabalho, o hidrogênio provocou uma diminuição da tenacidade na transferência do estado longitudinal para o transversal;
- 2) No trabalho de *Terra*, as amostras longitudinais envelhecidas apresentam maior tenacidade do que as solubilizadas; enquanto as transversais envelhecidas demonstraram ser menos tenazes que as solubilizadas. Já com a presença do hidrogênio, em ambos os casos, as amostras transversais apresentaram valores menores;
- 3) As amostras solubilizadas não hidrogenadas tiveram um aumento de 7,73% enquanto que as hidrogenadas, diminuição de 21,10%. Por outro lado, no caso envelhecido, as amostras não hidrogenadas tiveram uma diminuição de 67,48% na tenacidade, ao passo que a hidrogenada, 22,25% (muito parecido com a longitudinal).

#### **4.1.3 Grau de Encruamento**

O grau de encruamento, calculado a partir da divisão do limite de resistência pelo limite de escoamento, não apresentou grandes mudanças para as amostras longitudinais e transversais solubilizadas e longitudinais envelhecidas. A única que aparenta ter uma mudança é a transversal envelhecida quando consideramos a sua tendência.

De acordo com *Terra*, o grau de encruamento tem ligação direta com o alongamento final do corpo de prova. Isso não se mostra verdadeiro ao considerar os dados das amostras hidrogenadas.

Ao conferir as amostras solubilizadas e envelhecidas separadamente, observa-se que: nas solubilizadas, ao passar da amostra longitudinal para a transversal, temos um aumento do grau de encruamento (8,91%) e uma diminuição do alongamento (15,21%). Por outro lado, no caso envelhecido, ao transferir da amostra longitudinal para a transversal, temos a diminuição tanto do grau de encruamento (0,92%) quanto do alongamento (21,81%).

Agora, se separar a análise pela direção de laminação, observa-se que as amostras longitudinais apresentam um aumento do grau de encruamento (64,02%), quando se muda da solubilizada para a envelhecida, e uma diminuição no alongamento (83,95%). Isso se repete no caso transversal. Ao transferir de solubilizada para envelhecida, o grau de encruamento aumenta (49,25%) enquanto que o alongamento diminui (85,14%).

De fato, se considerarmos as tendências que os dados apresentam, o grau de encruamento parece não sofrer nenhuma influência da anisotropia para o caso hidrogenado. Tanto para o caso solubilizado quanto para o envelhecido, o grau de encruamento se deu muito parecido para ambas as direções consideradas nesse estudo.

#### **4.1.4 Grau de Anisotropia**

O grau de anisotropia apresentou aumento de 49,07% para o caso solubilizado e de 188,65% para o caso envelhecido. O maior aumento no caso do processo de envelhecimento - atrelado à fragilização pelo hidrogênio - pode estar relacionado ao aparecimento das fases  $\gamma'$  e  $\gamma''$ .

Como o grau de encruamento está diretamente relacionado com a textura cristalográfica do material e aos constituintes microestruturais do mesmo [53], uma maior quantidade de fases presentes na matriz  $\gamma$ , além de aumentar a parcela de aprisionadores de hidrogênio, fragiliza mais a liga e acentua as diferenças nas propriedades quando consideramos as direções de laminação. Isso se reflete diretamente no aumento do grau de anisotropia encontrado nesse trabalho, já que, pela fórmula, ele é calculado a partir dos valores do alongamento.

A Tabela 8 traz um resumo dos aumentos e diminuições das propriedades da liga 718 para mostrar o efeito da anisotropia nos diferentes ensaios.

Tabela 8: Resumo dos resultados finais comparando o efeito percentual da anisotropia sobre as amostras hidrogenadas e não hidrogenadas.

	Anisotropia			
	Solubilizado		Envelhecido	
	Hidrogenado	Não Hidrogenado	Hidrogenado	Não Hidrogenado
Limite de escoamento	↓ 1,28%	↑ 5,22%	↓ 1,44%	↑ 5,51%
Limite de resistência	↓ 8,74%	↓ 0,77%	↓ 0,54%	↓ 2,24%
Alongamento	↓ 15,21%	↑ 11,68%	↓ 21,81%	↑ 8,87%
Grau de encruamento	↑ 8,91%	↑ 4,13%	↓ 0,92%	↑ 6,12%
Tenacidade	↓ 21,10%	↑ 7,73%	↓ 22,25%	↓ 67,48%
Grau de anisotropia	↑ 49,07%		↑ 188,65%	

## 5. CONCLUSÃO

Quando hidrogenada, a superliga de níquel Inconel-718 apresentou anisotropia de propriedades mecânicas diferentes enquanto comparada com o caso não hidrogenado. Isso aplica-se tanto para o caso solubilizado quanto para o envelhecido. Foi observado o aumento do efeito da anisotropia em alguns casos, além da inversão do mesmo em outros.

- Enquanto a anisotropia influencia o aumento do limite de escoamento no caso não hidrogenado, para o hidrogenado há uma inversão e uma consequente diminuição dessa propriedade. O caso envelhecido foi mais afetado pela fragilização do hidrogênio;
- Para o limite de resistência, a anisotropia, junto com a hidrogenação, teve maior influência sobre o caso solubilizado. Houve outra mudança em relação ao não hidrogenado já que, para esse, a anisotropia tem maior influência sobre o caso envelhecido e, para o hidrogenado, as amostras mais afetadas foram as

solubilizadas. Também tivemos um aumento do efeito da anisotropia para o caso solubilizado e uma diminuição desse efeito para o caso envelhecido;

- A ductilidade, medida pelo alongamento, também foi impactada pela anisotropia em conjunto com a hidrogenação. Novamente ocorre uma tendência de mudança, na qual as amostras longitudinais apresentam maior alongamento que as transversais, totalmente o oposto do caso não hidrogenado. A hidrogenação também parece aumentar o efeito da anisotropia em ambos os tratamentos térmicos. Tais comportamentos relacionam-se ao alinhamento dos carbeto - os quais são fortes aprisionadores de hidrogênio - à direção de laminação;
- A hidrogenação parece ter estabilizado o efeito da anisotropia sobre a tenacidade. Além da diminuição percentual da tenacidade com a anisotropia ser a mesma para o caso solubilizado e envelhecido, a diminuição foi menor no caso envelhecido quando comparado com o não hidrogenado, e maior no caso solubilizado;
- Ao analisar o grau de encruamento, para o caso solubilizado, a anisotropia provoca um aumento nas amostras hidrogenadas maior do que nas não hidrogenadas. Porém, para o envelhecimento, esse efeito é invertido; e, também, ocorre uma diminuição do grau de encruamento com a anisotropia para as hidrogenadas, enquanto que as não hidrogenadas ainda apresentam um aumento nesse parâmetro;
- O grau de anisotropia foi fortemente afetado, já que o mesmo é calculado em cima dos valores de alongamento e estes também tiveram forte influência da anisotropia atrelada à hidrogenação. Enquanto que para o caso solubilizado tivemos um aumento no grau de anisotropia de 1,49 vezes, para o caso envelhecido foi de 2,89;

## **6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS**

- Realizar outro ensaio com amostras tiradas das direções longitudinais, transversais e a 45° para mapear a transição do efeito da anisotropia na fragilização pelo hidrogênio;
- Usar tempos diferentes de hidrogenação para estudo mais profundo dos efeitos do hidrogênio na anisotropia da Inconel-718;
- Quantificar, a partir de análise de imagens e MEV, a área percentual ocupada pelos carbeto na face da fratura;
- Quantificar, a partir de análise de imagens e MEV, a profundidade de penetração do hidrogênio atrelada à mudança do modo de fratura;

- Avaliar a quantidade de hidrogênio que foi aprisionado em cada um dos defeitos da rede cristalina da Inconel-718;
- Aprofundar os estudos sobre a cinética de absorção e difusão do hidrogênio dentro da estrutura da Inconel-718.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] BBC BRASIL. Entenda o Programa Nuclear Brasileiro. BBC Brasil, 2006. Disponível em: <[http://www.bbc.com/portuguese/reporterbbc/story/2006/10/060920\\_brasil\\_nuclear\\_dg.shtml](http://www.bbc.com/portuguese/reporterbbc/story/2006/10/060920_brasil_nuclear_dg.shtml)>. Acesso em: 25 jan. 2018.
- [2] MINISTÉRIO DE MINAS E ENERGIA. Projeção do Consumo de Urânio no Brasil até 2030. MME, 2005. Disponível em: <<http://www.mme.gov.br/documents/10584/1139260/02.+Proje%C3%A7%C3%B5es+%28PDF%29/20ff8955>>. Acesso em: 25 jan. 2018.
- [3] ELETROBRAS ELETRONUCLEAR. Panorama da Energia Nuclear no Mundo. Rio de Janeiro. 2016.
- [4] ELETROBRAS ELETRONUCLEAR. Angra 3: Energia para o Crescimento do País. Eletrobras Eletronuclear, 2016. Disponível em: <<http://www.eletronuclear.gov.br/Aempresa/CentralNuclear/Angra3.aspx>>. Acesso em: 25 jan. 2018.
- [5] AUSGUSTO PERROTTA, J. Reatores Nucleares – Conceitos. Projeto do Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares IPEN-CNEN/SP. São Paulo. 2011. Disponível em: <<https://www.institutodeengenharia.org.br/site/wp-content/uploads/.../arqnot5172.pdf>>.
- [6] ENERGIA NUCLEAR. História da Energia Nuclear. Energia Nuclear, 2017. Disponível em: <<https://pt.energia-nuclear.net/que-e-a-energia-nuclear/historia>>. Acesso em 25 jan. 2018.
- [7] AUSGUSTO PERROTTA, J. Curso de Introdução à Engenharia do Núcleo de Reatores. IPEN-CNEN/SP. São Paulo. 1999.
- [8] BENUZZI MARTINS, J. História da Energia Nuclear. ESALQ – Universidade de São Paulo. São Paulo. 1998.
- [9] ENERGIA NUCLEAR. Tipos de Reatores Nucleares, 2015. Disponível em: <<https://pt.energia-nuclear.net/reator-nuclear/tipos-de-reactor-nuclear.html>>. Acesso em: 25 jan. 2018.
- [10] ENERGIA NUCLEAR. Operação de uma Usina de Energia Nuclear, 2017. Disponível em: <<https://pt.energia-nuclear.net/como-funciona-a-energia-nuclear.html>>. Acesso em: 26 jan. 2018.
- [11] BARBOSA, C. Metais Não Ferrosos e suas Ligas: Microestrutura, Propriedades e Aplicações. 1 ed. Rio de Janeiro, e-papers, 2014.

- [12] PORTAL DO NÍQUEL. O Níquel. ICZ – Instituto de Metais Não Ferrosos. Disponível em: <<http://www.icz.org.br/portaldoniquel/niquel.php>>. Acesso em 29 jan. 2018
- [13] MARTINS, F. J. S. Efeito dos Tratamentos Térmicos de Solubilização e Envelhecimento na Microestrutura da Liga Inconel 718. Trabalho de Graduação – Universidade Federal do Rio de Janeiro. Rio de Janeiro. 2008.
- [14] JÚNIOR, T. A. dos S. Avaliação da Usinagem do Inconel 718. Trabalho de Graduação – Universidade Estadual Paulista. Guaratinguetá. 2011.
- [15] DE ALMEIDA, A.; EYROSA, L. F.; FERREIRA, R. Motores Turbo-Jato: Concepção, Funcionamento e Aplicação na Aviação. Trabalho de Graduação – Universidade Tuiuti do Paraná. Curitiba. 2008.
- [16] LEIBEL, R. L.; ARAÚJO, L. S.; DE ALMEIDA, L. H. Microestrutura e Dureza da Superliga de Níquel 718 nas Condições Laminada a Quente e Solubilizada. In: Painel PEMM, PEMM-COPPE-UFRJ, Rio de Janeiro, nov. 2011.
- [17] COUTO, A. A. Caracterização Microestrutural e Comportamento Mecânico da Liga Inconel 718 Aplicada em Temperaturas Elevadas. Universidade Presbiteriana Mackenzie. Brasília. 2011.
- [18] TERRA, B. P. “Análise da Anisotropia de Propriedades Mecânicas da Superliga de Níquel 718”. Projeto de Graduação – Universidade Federal Rural do Rio de Janeiro. Seropédica. 2017.
- [19] VALLE, L. de C. M. Efeitos da Solubilização e do Envelhecimento na Microestrutura e nas Propriedades Mecânicas da Superliga Inconel 718. Dissertação de Mestrado - Universidade Federal do Rio de Janeiro. Rio de Janeiro. 2010.
- [20] REZENDE, M. C. Estudo sobre o Efeito de Diferentes Tratamentos Térmicos na Ocorrência de Envelhecimento Dinâmico no Inconel 718. Tese de Doutorado - Universidade Federal do Rio de Janeiro. Rio de Janeiro. 2015.
- [21] OBLAK, J. M.; PAULONIS, D. F.; DUVALL D. S. Precipitation in Nickel-Base Alloy 718. Transactions of the ABM, vol. 62, p. 611, 1969.
- [22] CALPHAD. Calculation of Phase Diagrams using the CALPHAD Method – Computational Thermodynamics. Disponível em: <<http://www.calphad.com/nickel-chromium.html>>. Acesso em: 15 fev. 2018.
- [23] CHEGG STUDY. Chegg Study Textbook Solutions. Disponível em: <<http://www.chegg.com/homework-help/questions-and-answers/1-cu-ni-alloy-36-wt-ni-balance-wt-cu-slowly-cooled-1500oc-temperature-halfway-liquidus-sol-q3755035>>. Acesso em: 15 fev. 2018.

- [24] GONÇALVES, R. P. Análise da Evolução de Fases da Superliga de Níquel 718 em Altas Temperaturas. Projeto de Graduação - Universidade Federal do Rio de Janeiro. Rio de Janeiro. 2016.
- [25] RESEARCH GATE. Disponível em: <[https://www.researchgate.net/post/Is\\_there\\_any\\_equation\\_by\\_which\\_heat\\_treatment\\_parameter\\_time\\_and\\_temp\\_can\\_be\\_decided\\_for\\_higher\\_hardness\\_with\\_proper\\_diffusion\\_between\\_Al\\_and\\_Ni](https://www.researchgate.net/post/Is_there_any_equation_by_which_heat_treatment_parameter_time_and_temp_can_be_decided_for_higher_hardness_with_proper_diffusion_between_Al_and_Ni)>. Acesso em: 15 fev. 2018.
- [26] JOURNAL OF THE ELECTROCHEMICAL SOCIETY. ECS, 2018. Disponível em: <<http://jes.ecsdl.org/content/155/12/E171/F5.expansion.html>>. Acesso em: 15 fev. 2018.
- [27] DECKER, R. F. The evolution of wrought age-hardenable superalloys - Nickel: A Century Of Innovation – Overview. In: JOM - The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society (TMS), p. 32-36, 2006.
- [28] DU, J.H., LU, X.D., DENG, Q., QU, J.L., ZHUANG, J.Y., ZHONG, Z.Y., Hightemperature stability and mechanical properties of novel 718 superalloy. Materials Science and Engineering, v. 452-453, p. 584-591, 2007.
- [29] DAVIS, S. ASM Specialty Handbook - Heat-Resistant Materials, p. 219-254, ASM International, 1997.
- [30] BROOKS, C. Heat Treatment, Structure and Properties of Nonferrous Superalloys. American Society for Metals, 2000.
- [31] SMITH, G. D., PATEL, S. J., The Role of Niobium in Wrought Superalloys. In: International Symposium Niobium, Orlando, Florida, 2001.
- [32] KUO, C.M., YANG, Y.T., BOR, H.Y., WEI, C.N., TAI, C.C., Aging effects on the microstructure and creep behavior of Inconel 718 superalloy. Materials Science and Engineering A, v. 510-511, p. 289-294, 2009.
- [33] XIE et al., The effect of Nb, Ti, Al on Precipitation and Strengthening Behavior of 718 Superalloys. In: Superalloys 718, 625, 706 and Derivatives, The Minerals, Metals & Materials Society, 2005, p. 287-298. 2005.
- [34] OLIVEIRA, E. M. Comportamento Microestrutural da Liga Inconel 718 em Aplicações por Soldagem TIG. Dissertação de Mestrado – CEFET/RJ. Rio de Janeiro. 2011.
- [35] COLOMBO, A. L.; SABIONI, C.; da SILVA, D. Ligas de Cobre, Magnésio Cobalto, Níquel e Superligas. Material Didático da Universidade de Tecnologia Federal do Paraná. Disponível em: <<http://slideplayer.com.br/slide/10180758/>>. Acesso em: 10 fev. 2018.
- [36] SARTORI, M. Avaliação da Tenacidade à Fratura da Liga Inconel 718 sob Proteção Catódica em Água do Mar Sintética Utilizando a Técnica Step

- Loading. Dissertação de Mestrado – Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre. 2014.
- [37] XIE, X. et al. TTT Diagramo f a newly developed nickel-base superalloy – Allvac 718 plus, Superalloy 718, 625, 706 and Derivatives, E. A. Loria, TMS, p. 193-202. 2005.
- [38] da CUNHA, T. B. O Efeito do Hidrogênio nas Propriedades Mecânicas de Juntas Soldadas de Aços Inoxidáveis Austeníticos e Superausteníticos. Dissertação de Mestrado – Universidade Federa do Paraná. Curitiba. 2003.
- [39] ROSADO, D. B. Comparação do Efeito da Fragilização por Hidrogênio em Aços com Resistência à Tração acima de 1000 Mpa. Dissertação de Mestrado – Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre. 2011.
- [40] GENTIL, V. Corrosão, 5 ed. Editora LTC, p. 149-152, 2007.
- [41] COUTINHO, J. S.; CARREIRA, E. S.; MESQUITA, A.; de MIRANDA, P. E. V. “Novo Método de Detecção de Hidrogênio em Metais Através de Medidas de Diferença de Potencial de Fermi”. Revista Matéria, v. 9, n. 3, pp. 235 – 241. 2004.
- [42] NOGUEIRA, J. C. “Resistência mecânica do aço ABNT – 4340, após desidrogenação em forno convencional, quando protegido com Cromo duro e Cádmió LHE”. Dissertação de Mestrado – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, São Paulo, 2003.
- [43] dos SANTOS, T. S. R. Estudo dos Efeitos do Hidrogênio nas Propriedades Mecânicas da Liga 718 em Diferentes Condições de Envelhecimento. Dissertação de Mestrado - Universidade Federal do Rio de Janeiro. Rio de Janeiro. 2009.
- [44] OLIVEIRA, S. P., MIRANDA, P. E. V. “Concentração Crítica de Hidrogênio para a Fragilização pelo Hidrogênio de Aços”. Revista Matéria, vol. 5, núm. 1. Disponível em: <<http://materia.coppe.ufrj.br/sarra/artigos/artigo10111/>>. Acesso em : 30 fev. 2018.
- [45] CHAVES, R. S. “Fragilização por Hidrogênio em Aços Carbono”. Trabalho de Graduação – Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis. 2008.
- [46] TROIANO, A. R. “Hydrogen Embrittlement and Stress Corrosion Cracking, American Society For Metals”. Metals Park. Ohio. USA. 1995.
- [47] DIETER, G. E. “Metalurgia Mecânica”. Guanabara Dois : RJ 1981 2. ed., p. 282-90, p. 62-4, p. 319. 1981.
- [48] BRANCO, F. K. “Influência da Microestrutura na Anisotropia de Chapas Metálicas de Diferentes Aços Estruturais”. Projeto de Iniciação Científica – Centro Universitário da FEI. São Paulo. 2007.

- [49] COSTA, L. R. de O. "Susceptibilidade à Fragilização pelo Hidrogênio da Junta Soldada do Aço 2,25Cr-1Mo". Dissertação de Mestrado - Universidade Federal do Rio de Janeiro. Rio de Janeiro. 2011.
- [50] ANKAMMA, K.; SATYANARAYANA, D. V. V.; REDDY G. C.; KOMARAIHAH, M.; PRASAD, N. E. "In-plane Anisotropy in Tensile Deformation and its Influence on the Drawability of Nimonic c-263 Alloy Sheets". Sadhana, 2011.
- [51] ARAÚJO, L. S. "Processamento e Caracterização de Superliga de Níquel 718 para Aplicações Nucleares". Dissertação de Doutorado – Universidade Federal do Rio de Janeiro. Rio de Janeiro. 2012.
- [52] FERREIRA, I. L. S. "Interação Hidrogênio-Microestrutura e Propriedades Mecânicas do Aço 2,25Cr-1Mo-0,25V com e sem Envelhecimento". Dissertação de Mestrado – Universidade Federal do Rio de Janeiro. Rio de Janeiro. 2013.
- [53] MEHTA, K.K.; MUKHOPADHYAY, P.; MANDAL, R.K.; SINGH, A.K. "Mechanical Properties Anisotropy of Cold Rolled and Solution Annealed Ni-20Cr-8Fe Alloy". Materials Science & Engineering A. 2014.
- [54] MEHTA, K.K.; MUKHOPADHYAY, P.; MANDAL, R.K.; SINGH, A.K. "Microstructure, Texture, and Orientation-Dependent Flow Behavior of Binary Ni-16Cr and Ni-16Mo Solid Solution Alloys". The Minerals, Metals & Materials Society. 2015.
- [55] WU, Y. T.; KOO, C. H. "Effect of Temperature on the Anisotropic Superplasticity of Textured Ti-25Al-10Nb Alloy". Scripta Materialia. 1998.