

**CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA CELSO SUCKOW DA
FONSECA – CEFET/RJ**

**Estudo do efeito dos ciclos de solubilização sobre a microestrutura e
propriedades mecânicas de uma liga de níquel 718 laminada a quente**

Tamara Caldas Mendonça
Professor Orientador: Matheus Campolina Mendes

**Rio de Janeiro
Junho de 2018**

**CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA CELSO SUCKOW DA
FONSECA – CEFET/RJ**

Estudo do efeito dos ciclos de solubilização sobre a microestrutura e propriedades mecânicas de uma liga de níquel 718 laminada a quente

Tamara Caldas Mendonça

Projeto final apresentado em cumprimento às normas do Departamento de Educação Superior do CEFET/RJ, como parte dos requisitos para obtenção do título de Bacharel em Engenharia Mecânica

Professor Orientador: Matheus Campolina Mendes

**Rio de Janeiro
Junho de 2018**

CEFET/RJ – Sistema de Bibliotecas / Biblioteca Central

M539 Mendonça, Tamara Caldas
Estudo do efeito dos ciclos de solubilização sobre a microestrutura e propriedades mecânicas de uma liga de níquel 718 laminada a quente / Tamara Caldas Mendonça.—2018.
50f. : il. (algumas color.) , grafs. , tabs. ; enc.

Projeto Final (Graduação) Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca , 2018.
Bibliografia : f. 48-50
Orientador : Matheus Campolina Mendes

1. Engenharia mecânica. 2. Ligas de níquel – Propriedades mecânicas. 3. Ligas de níquel – Tratamento térmico. 4. Laminação (Metalurgia). I. Mendes, Matheus Campolina (Orient.). II. Título.

CDD 621

AGRADECIMENTOS

Primeiramente, agradeço aos meus pais Ana Cristina e Marco Antonio pela educação que me deram e pelos esforços feitos para que hoje eu possa estar completando mais esta etapa na minha vida.

Agradeço a minha irmã Thaiane por sempre se preocupar comigo e querer me ajudar a resolver meus problemas, além de sempre ter longas histórias para contar e me divertir nos momentos complicados.

Agradeço ao meu namorado Thomaz por ter me mantido sã neste período tenso, por ter compreendido todo meu estresse e por fazer questão de me mostrar que eu era capaz de conquistar meus objetivos.

Agradeço aos meus avôs e avós Ivone, Sebastião, Theresinha e Armínio que mesmo alguns não estando mais aqui, me acompanham com o maior amor que existe.

Agradeço ao meu orientador Matheus pela dedicação e profissionalismo e, principalmente, por ter aceitado ser meu orientador neste trabalho mesmo sabendo que tempo livre seria coisa rara neste período.

Agradeço aos professores, que ao longo do curso, se empenharam de forma realmente profissional transmitindo o máximo de conhecimento para mim e para meus colegas de turma.

Por último, mas não menos importante, agradeço à Associação Atlética Acadêmica CEFET/RJ e seus membros por tornarem minha graduação muito mais saudável e pelos amigos que vou levar para toda vida.

RESUMO

A liga comercialmente conhecida como Inconel 718 é amplamente utilizada na engenharia devido a sua capacidade de aliar boa resistência mecânica e boa resistência a corrosão em serviços a alta temperatura. Por estes motivos, a indústria aeroespacial faz uso desta liga em vários componentes, sobretudo em suas turbinas. Estas peças, eventualmente, necessitam de manutenção e para isso são submetidas a ciclo de solubilização e envelhecimento a fim de controlar a resistência mecânica dessas peças. Neste trabalho estudou-se os efeitos de alguns ciclos de solubilização e envelhecimento de modo a verificar sua influência na dureza, no tamanho de grão e na precipitação de fases no material. Após cada ciclo de tratamento térmico, simulando os aplicados em carcaças de turbinas, foram feitas medições dos parâmetros citados para verificar o efeito da variação do tempo de solubilização sobre a microestrutura e sobre as propriedades mecânicas em cada condição. O resultado dos testes de microdureza Vickers mostrou que, para os ciclos estudados, não houve alteração expressiva nas propriedades das amostras com o tempo de solubilização. Sendo assim, um tratamento térmico de solubilização de 1 hora é perfeitamente capaz de atender às necessidades atuais de operação.

Palavras-chave: Inconel 718, tratamentos térmicos, caracterização microestrutural.

ABSTRACT

The alloy commercially known as Inconel 718 is broadly used in engineering due to its capacity to ally great resistance to mechanical and chemical degradation in high-temperature operations. Thence, the aerospace industry makes use of this alloy in plenty of its components, especially in its turbines. These turbines, eventually, need to be maintained and so they undergo a specific solution and aging treatment in order to control the material's mechanical resistance. This study investigated the effects of solution and aging treatments at different temperatures verifying their influence on hardness, grain size and phases precipitation. After each heat treatment, which simulated the ones applied on turbines, the previous mentioned parameters measurements were remade. Thus, the effects of the solution time variation on the microstructural and mechanical properties at each condition could be verified. The microhardness tests results showed that, among the solution temperature applied, there was no significant changes on the material's mechanical properties regardless the solution time. Therefore, a solution treatment of 1 hour is perfectly capable to resist the current operation needs.

Key-words: Inconel 718, heat treatment, microstructural characterization.

SUMÁRIO

1. Introdução	9
1.1. Motivação	9
1.2. Objetivo	9
2. Revisão Bibliográfica	9
2.1. Níquel e suas ligas	9
2.2. Níquel e suas ligas: Propriedades	11
2.3. Endurecimento das Ligas de Níquel	12
2.3.1. Endurecimento por Solução Sólida	12
2.3.2. Endurecimento por Precipitação	14
2.3.2.1. Fases Secundárias	15
2.3.2.2. Fase γ'	17
2.3.2.3. Fase γ''	18
2.3.2.4. Fase δ	19
2.4. Tratamentos Térmicos	20
2.4.1. Solubilização	21
2.4.2. Envelhecimento	21
2.5. Laminação	22
2.5.1. Laminadores	23
2.5.2. Laminação a quente	26
2.5.3. Laminação a frio	26
2.5.4. Força de Atrito e Laminação	27
2.5.5. Laminação em Ligas de Alta Resistência	27
3. Materiais e Métodos	29
3.1. Amostras	29
3.2. Tratamentos Térmicos	30
3.2.1. Solubilização	30
3.2.2. Envelhecimento	30
3.3. Embutimento	31
3.4. Lixamento e Polimento	31
3.5. Medição de Tamanho de Grão	31
3.6. Fração Volumétrica Da Fase Delta	32
3.7. Teste De Microdureza	32
4. Resultados e Discussão	33

4.1.	Caracterização Microestrutural	33
4.1.1.	Condição Solubilizada	33
4.1.2.	Condição Envelhecida	38
4.2.	Ensaio de Microdureza	44
4.2.1.	Condição Solubilizada	44
4.2.2.	Condição Envelhecida	45
4.3.	Discussão	45
5.	Conclusão	48
6.	Referências Bibliográficas	49

1. Introdução

1.1. Motivação

A indústria aeroespacial aplica a liga de níquel Inconel 718 em diversos de seus componentes. Devido às suas condições de trabalho, parte destes componentes são repetidamente submetidos à ciclos de aquecimento e resfriamento que geram, de forma natural, o envelhecimento da liga. Algumas fases características e, conseqüentemente, alterações em suas propriedades mecânicas surgem devido a este processo de envelhecimento natural. Portanto se faz necessário o estudo do efeito dos ciclos e tratamentos térmicos sobre a microestrutura destas ligas. Com este estudo, pode-se determinar qual ciclo de solubilização gerou melhores propriedades mecânicas para aplicação em turbinas a jato.

1.2. Objetivo

O presente trabalho tem como objetivo principal estudar a liga de níquel conhecida comercialmente como Inconel 718. O estudo realizado consistiu na aplicação de diferentes ciclos de tratamento térmico de solubilização e envelhecimento adotando diferentes parâmetros e posteriormente, submetendo as amostras a ensaios mecânicos de microdureza e caracterização microestrutural por microscopia ótica e eletrônica de varredura. Desta forma, foi possível analisar os efeitos destes tratamentos térmicos nas propriedades mecânicas da liga.

2. Revisão Bibliográfica

2.1. Níquel e suas ligas

Há uma grande diversidade nos setores que utilizam o níquel e suas ligas. Esta variedade de aplicação se dá devido às diversas composições químicas que se pode obter em ligas de níquel. Conseqüentemente, há a possibilidade de fabricação de peças com uma grande variação de características mecânicas e microestruturais distintas [1].

A maior porcentagem da produção do níquel ainda é destinada à fabricação de aços inoxidáveis. O níquel, quando aliado ao cromo, promove a formação de um filme de óxido de cromo mais conhecido como camada passiva que garante a resistência à corrosão nestas ligas. Além dos aços inoxidáveis, o níquel também pode ser comercializado em sua forma pura ou ligada, sendo a última mais recorrente [1].

As ligas de níquel são amplamente empregadas na indústria automotiva, aeroespacial, construção civil e indústria petroquímica, áreas nas quais são exigidos materiais de alta resistência mecânica, boa tenacidade e boa resistência ao desgaste e à corrosão. A aplicação dessas ligas pode variar desde a construção de turbinas que trabalham a altas temperaturas até equipamentos médico-hospitalares.

Como o custo das ligas de níquel ainda pode representar um empecilho em um dado projeto, uma solução para esta desvantagem foi o uso do níquel como camada de deposição. Em muitos casos o níquel pode ser aplicado como material de revestimento somente nas superfícies que estejam em contato direto com ambientes corrosivos ou oxidantes. Este método consegue aumentar a resistência ao desgaste aliando assim uma maior vida útil ao equipamento e menor custo ao projeto [1].

Especificamente, a liga Inconel 718, que será abordada no presente trabalho, é destinada de forma prioritária para a fabricação de turbinas (entre outros componentes) de motores a jato na indústria aeroespacial. Da perspectiva termodinâmica, pode-se esquematizar resumidamente o funcionamento de uma turbina como observado na Figura 1.

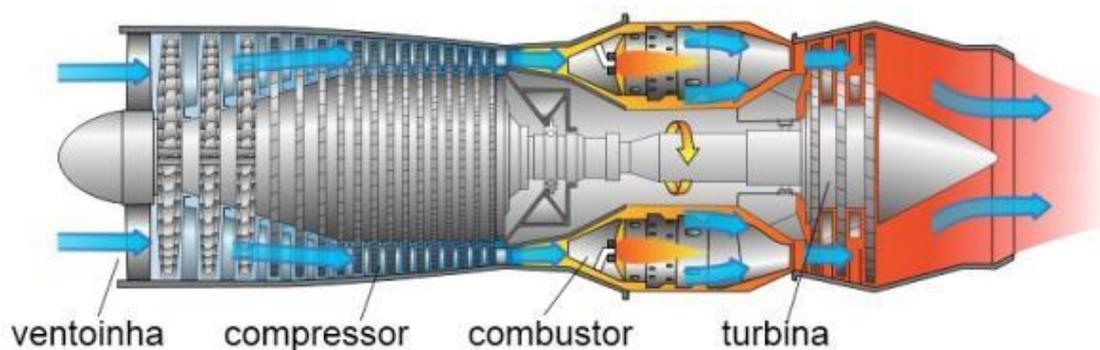


Figura 1: Esquema simplificado de uma turbina a jato [2].

Pode-se observar pelo esquema da Figura 1 que a região destacada como “turbina” é uma região de alta temperatura. Logo, fez-se necessário o desenvolvimento de um material que suportasse estas severas condições de trabalho sem que suas propriedades mecânicas fossem deterioradas. A criação de ligas como o Inconel 718, viabilizou que os motores de alta potência pudessem sair do papel e alavancou cada vez mais a busca por motores mais potentes.

Visto que as turbinas são submetidas a ciclos de aquecimento e resfriamento, o Inconel 718 também deve apresentar propriedades de resistência à fadiga térmica. Contudo, a exposição da liga a elevadas temperaturas pode resultar em precipitação de fases deletérias havendo assim a necessidade de manutenção das turbinas antes que haja uma falha catastrófica. Após atingir sua vida útil, as turbinas devem ser retiradas e submetidas a tratamento térmico de solubilização e para que possíveis fases endurecedoras sejam solubilizadas.

Além do Inconel 718, existem outras ligas de níquel classificadas como superligas que exercem papéis fundamentais em condições de trabalho em alta temperatura, como: motores de foguete, veículos aeroespaciais, reatores nucleares, submarinos, usinas termoelétricas e equipamentos petroquímicos [1].

Em relação à metalurgia das ligas de níquel, de uma forma geral, seu endurecimento se dá de duas formas principais, que serão melhor detalhadas ao longo do trabalho, em especial por solução sólida e por precipitação. Para o Inconel 718, este último é o mais efetivo e as principais fases formadas são γ' e γ'' contudo a presença de nióbio e carbono na composição permite a precipitação de carbonetos deste elemento.

2.2. Níquel e suas ligas: Propriedades

O níquel puro possui densidade de $8,5 \text{ g/cm}^3$ e tem seu ponto de fusão em torno de 1450°C . Puro, este elemento pode ser encontrado na forma de um metal branco prateado. Em relação à microestrutura, o níquel se apresenta na configuração CFC (cúbica de face centrada) e matriz austenítica. Esta combinação garante grande capacidade de manter a resistência à tração e boas propriedades de fluência devido ao seu excelente módulo de elasticidade [3].

Especificamente, o Inconel 718 possui alta resistência à corrosão, alta resistência mecânica em temperatura ambiente, excelente resistência à fluência e à fadiga a elevadas temperaturas. Ademais, esta liga apresenta ótimo desempenho em serviços com temperaturas que variam entre 250°C e 649°C [3].

Outra característica conhecida desta liga é a lenta resposta ao processo de envelhecimento, o que permite soldagem e recozimento sem que haja ocorrência de trincas devido às tensões geradas na ZTA. A liga Inconel 718 faz parte da família das superligas de níquel. Na Tabela 1, encontra-se a faixa de composição química que esta liga pode ser encontrada.

Tabela 1: Composição química da liga de níquel Inconel 718 (% em peso). Adaptado de [4].

	Ni	Cr	Fe	Mo	Ti	Co	Mn	Nb	Al
Mín.	50	17	Balanceado	2,8	0,65	1	0,35	4,75	0,02
Máx.	55	21		3,3	1,15	1	0,35	5,5	0,08

2.3. Endurecimento das Ligas de Níquel

Devido ao fato de o Inconel 718 não ser susceptível à transformação de microestrutura martensítica, não é possível o endurecimento desta por meio de tratamentos térmicos como têmpera e revenido. O endurecimento desta liga pode ser obtido através do mecanismo de solução sólida ou de precipitação de fases intermetálicas (chamadas também de fases secundárias), sendo a segunda, o mecanismo de endurecimento mais eficaz [4].

2.3.1. Endurecimento por Solução Sólida

De uma forma sucinta, o endurecimento por solução sólida acontece quando átomos de soluto deformam a estrutura cristalina da matriz dificultando a movimentação das discordâncias quando submetidas a determinados esforços. Esta dificuldade de movimentação é traduzida como aumento da resistência mecânica do material que está sujeito a este tipo de endurecimento [4].

Neste tipo de endurecimento, o material é aquecido a uma certa temperatura para que os elementos de liga voltem à solução sólida devido à dissolução de fases. Em seguida, o material é resfriado rapidamente para que esses elementos permaneçam em solução sólida [4].

Neste processo, os átomos de soluto podem arranjar-se de duas formas, substituindo um espaço que seria ocupado pelo átomo da matriz (soluto substitucional) ou alocando-se entre os átomos que compõem a matriz (soluto intersticial). Na Figura 2, consta um exemplo simplificado das formas que os solutos podem ser encontrados.

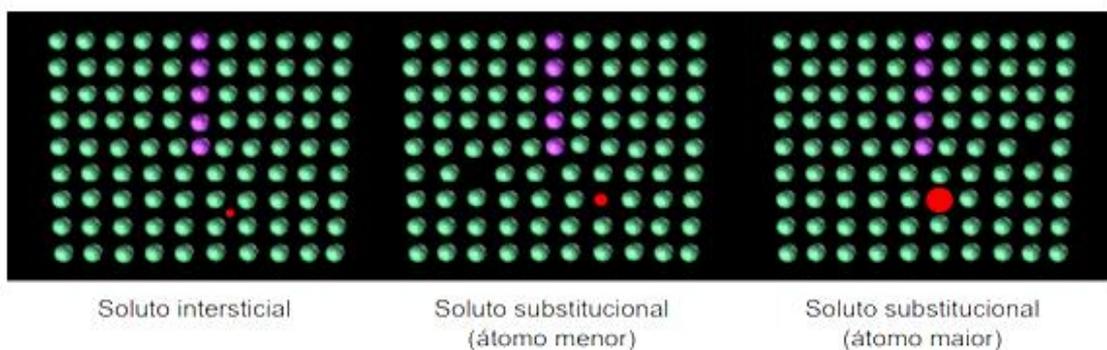


Figura 2: Arranjo dos átomos de soluto na matriz de acordo com o tipo de alocação [4].

Quando os átomos do soluto e do solvente apresentam dimensões compatíveis e estruturas eletrônicas semelhantes, a probabilidade de endurecimento por solução sólida substitucional é maior. Como pode-se notar na Figura 2, caso os átomos de soluto sejam consideravelmente menores do que os átomos do solvente há a tendência a formar solutos intersticiais.

Visto que o aumento da dureza nas ligas é proporcional à diferença de tamanho entre os átomos da matriz e do soluto, quanto maior essa diferença, mais efetivo será o endurecimento. Além do aumento da dureza, a diferença de tamanho entre os átomos também implica na solubilidade do soluto na matriz. Com o aumento na diferença do tamanho dos átomos, há um decréscimo na solubilidade [5].

O endurecimento por solução sólida de átomo substitucionais, é menos efetivo do que o por átomos intersticiais, sendo estes últimos capazes de aumentar de 10 a 100 vezes a dureza do material [6]. Para as ligas de níquel, os elementos que tendem a formar solutos substitucionais são: cromo, ferro, alumínio, molibdênio, nióbio, titânio

e cobalto. Já os elementos hidrogênio, nitrogênio, oxigênio e carbono frequentemente formam solutos intersticiais devido aos seus raios atômicos serem bem menores do que o do níquel [6].

2.3.2. Endurecimento por Precipitação

O endurecimento por precipitação (ou envelhecimento) pode ser produzido por um tratamento térmico de solubilização seguido de têmpera de modo a precipitar uma ou mais fases secundárias. Neste ponto, a temperatura na qual a peça é aquecida é de suma importância para que a precipitação de uma segunda fase seja viável. Outro aspecto essencial para que a precipitação ocorra é que o segundo elemento deve ser solúvel na matriz em temperaturas elevadas, mas que a solubilidade decresça junto com a temperatura. Além disso, as partículas formadoras de segunda fase, que são chamadas de precipitados, devem ser pequenas e devem estar dispersas na matriz [7].

Na segunda fase formada, são encontradas diferentes propriedades mecânicas das que são encontradas na matriz do material. Sendo assim a movimentação das discordâncias se torna mais difícil, aumentando a resistência mecânica da liga.

Em algumas ligas, o envelhecimento ocorre espontaneamente à temperatura ambiente (em torno de 25°C) ao longo de períodos prolongados. Um outro ponto importante a se ressaltar que é evidenciado em ligas endurecidas por precipitação é a existência de um limite máximo de tempo para que o endurecimento ocorra. Ao se ultrapassar este limite, é evidenciado um decréscimo na dureza da liga. Este fenômeno de redução de resistência mecânica ocorre após longos intervalos de tempo e é denominado de superenvelhecimento [7]. Na Figura 3, a partir do ponto marcado com um "X", pode-se observar o decréscimo no limite de escoamento da liga.

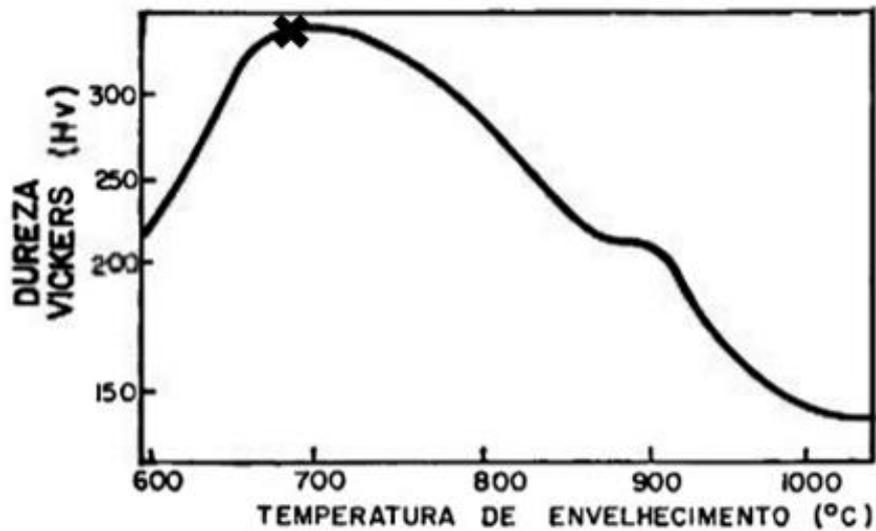


Figura 3: Gráfico ilustrativo do fenômeno de superenvelhecimento de uma liga relacionando dureza com tempo de envelhecimento (Adaptado de [8]).

2.3.2.1. Fases Secundárias

Dentre as duas formas de endurecimento apresentadas no tópico anterior, a que se apresenta de forma determinante nas ligas de níquel é a precipitação de fases secundárias. Este fato deve-se a alta solubilidade de muitos elementos de liga na matriz austenítica.

Dependendo do elemento de liga adicionado, pode-se formar algumas fases que resultarão em características distintas, sendo elas benéficas ou não para a liga. Para simplificar o entendimento destas fases, convém separá-las de acordo com o meio de endurecimento por precipitação. Vale ressaltar que as fases citadas neste ponto serão explicadas com mais detalhes posteriormente.

Um dos maiores grupos é o das ligas endurecidas pela precipitação da fase γ' que possui estequiometria da forma $\text{Ni}_3(\text{Al},\text{Ti})$. Este grupo ainda pode ser dividido entre ligas de baixo Ni (25-26% de Ni) que são utilizadas em trabalhos que envolvam temperaturas a aproximadamente 650°C e as ligas de alto Ni (42-43% de Ni), sendo estas empregadas em solicitações de temperaturas por volta de 815°C . A fase γ' é

mais comum nas ligas que não contenham nióbio, pois este contribui para aumentar a taxa de coalescência desta fase em elevadas temperaturas [9].

O segundo grupo pode ser representado pelas ligas 718 e 706, nas quais o principal mecanismo de endurecimento é a precipitação da fase γ'' . A principal característica desta liga é a excelente performance em temperaturas criogênicas e em até 650°C [10].

O terceiro grupo engloba os ligas endurecidas pela precipitação de nitretos, carbetos e/ou carbonitretos. Estas ligas são aplicadas em condições de temperatura em torno de 815°C [10].

O quarto e último grupo é o das ligas que apresentam pouca resposta ao endurecimento por precipitação. Neste grupo as principais finalidades das ligas que o compõem são a resistência à oxidação e trabalhos de baixa pressão a aproximadamente 1100°C [10].

Na liga Inconel 718 há a ocorrência de duas principais fases secundárias responsáveis pelo endurecimento e conseqüentemente aumento da resistência mecânica. Dentre estas duas fases, a fase γ' é do tipo $Ni_3(Al,Ti)$ e é a que menos influencia no ganho de resistência mecânica. A segunda fase principal γ'' é do tipo (Ni_3Nb) sendo esta a que mais exerce influência no ganho de dureza. Pela composição química apresentada na Tabela 1, nota-se que os elementos formadores da fase γ' (Al e Ti) estão em concentrações inferiores ao elemento formador da fase γ'' (Nb). Assim sendo, a maior influência da fase γ'' para o endurecimento da liga torna-se evidente.

Devido à grande variedade de elementos na composição química da liga de níquel 718, há uma gama considerável de possíveis fases a serem formadas durante sua fabricação, processamento ou uso. Além das duas principais fases já explicitadas, há outras que devem ser cuidadosamente estudadas pois algumas destas podem apresentar características deletérias à liga. Dentre estas outras fases (deletérias ou não) pode-se citar: fases η , δ e Laves [8].

2.3.2.2. Fase γ'

Como citado anteriormente, a fase γ' é um composto intermetálico de composição Ni_3Al com titânio e outros elementos dissolvidos nestas. Esta fase apresenta estrutura CFC ordenada com a matriz γ e estável numa faixa consideravelmente estreita de composições. Todavia, a fase γ' apresenta propriedades notáveis que a permitem promover resistência a alta temperatura às ligas de níquel [11].

A influência para o aumento da resistência mecânica da fase γ' é função, dentre outros aspectos, do tamanho dos precipitados, de sua dispersão na matriz e da diferença entre a orientação de γ e γ' (mismatch). A adição de elementos como tântalo e nióbio aumentam esta desorientação entre as fases, aumentando conseqüentemente a resistência mecânica da liga. Uma vez que a estrutura do precipitado γ' e da matriz γ são ambas CFC e o desarranjo entre essas fases é somente cerca de 0,1%, a energia interfacial é baixa e a estabilidade do precipitado γ' aumenta com o tempo [12].

Além do tamanho dos precipitados, há diferentes formas que estes podem se apresentar. Grosdidier realizou um experimento com ligas de níquel aquecendo-as até 1300°C e resfriando-as em diferentes taxas. Com uma taxa de resfriamento de 150°C/s os precipitados formados foram esféricos e de tamanhos similares. Com resfriamento de 100°C/s, o resultado obtido foram precipitados com uma morfologia mais cúbica. Para taxas menores de resfriamento, os precipitados eram grosseiros e com tamanhos heterogêneos [13]. Na Figura 4, observa-se a morfologia da fase γ' obtida por MET (microscópio eletrônico de transmissão).

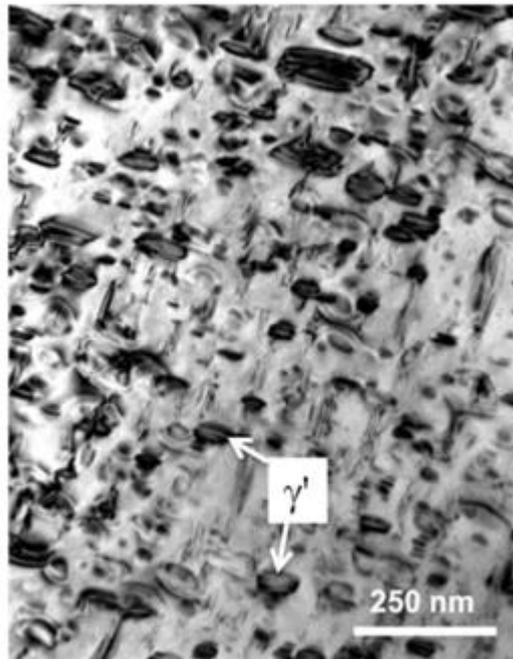


Figura 4: Micrografia obtida por MET de uma amostra de Inconel 718 no estado bruto de fusão mostrando a fase γ' (morfologia esférica) [Adaptado de 13].

2.3.2.3. Fase γ''

A fase γ'' também gera precipitados coerentes com a matriz e possui composição do tipo Ni_3Nb . Este precipitado se apresenta em forma de disco e possui estrutura TCC (tetragonal de corpo centrado) sendo encontrado em ligas de níquel que contenham ferro e nióbio. O endurecimento é obtido pela deformação coerente causada pelo baixo grau de desarranjo entre γ''/γ' [14].

Para o Inconel 718, a fase γ'' geralmente precipita junto com a fase γ' . Todavia, para fins de endurecimento, a primeira ainda é a mais efetiva. Mesmo que a fase γ'' seja a principal fase endurecedora no Inconel 718, os cuidados com a obtenção desta devem ser consideráveis. Na ausência do elemento ferro, ou sob determinadas condições de temperatura ou tempo, ao invés de formar precipitados da fase γ'' , os precipitados formados serão de fase δ [11].

Devido a esta tendência à formação de uma outra fase (δ), a fase γ'' é caracterizada como uma fase metaestável. A fase δ , que será detalhada mais a frente, é uma fase não coerente com a matriz e, em grande escala, não garante dureza à

liga. Devido a isto, a manutenção do tratamento térmico para garantir a obtenção da fase γ'' deve ser cuidadosamente controlada para que a dureza requerida para determinada liga seja efetivamente alcançada [12]. Na Figura 5, observa-se a morfologia da fase γ' e γ'' obtida por MET.

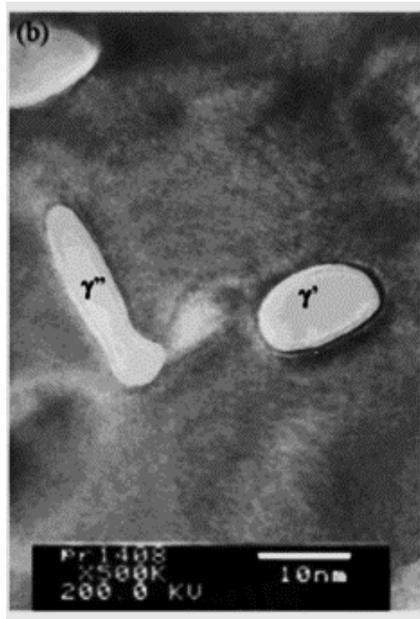


Figura 5: Microestrutura obtida por MET de alta resolução ilustrando as fases γ'' e γ' em uma amostra de Inconel 718 após T.T. de 1000h. [13].

2.3.2.4. Fase δ

Como citado anteriormente, a formação da fase δ depende dos parâmetros adotados no processo de endurecimento da liga [4]. Quando a fase metaestável γ'' é aquecida na faixa de 650°C e 980°C por um longo período, ocorre a evolução desta para sua fase termodinamicamente estável δ [14].

A fase δ possui a mesma composição química que a fase gama'' (Ni_3Nb), entretanto apresenta uma estrutura ortorrômbica e com morfologia de placas. Este tipo de estrutura é incoerente com a matriz austenítica e assim sendo, propicia a queda de resistência mecânica na liga [14].

Estudos apontam que mesmo a fase δ sendo normalmente considerada deletéria às ligas de níquel, em pequenas proporções, esta é capaz de limitar o crescimento de grão em processos de solubilização [15]. Tal efeito promoveria na liga melhor resistência à fadiga, por exemplo. De qualquer forma, em grandes proporções,

a fase sigma é capaz de prejudicar de forma significativa tanto a resistência a corrosão quanto às propriedades mecânicas da liga uma vez que esta promove o amolecimento das ligas a elevadas temperaturas [10]. Na Figura 6, pode-se observar precipitação de fase delta nos contornos de grão.

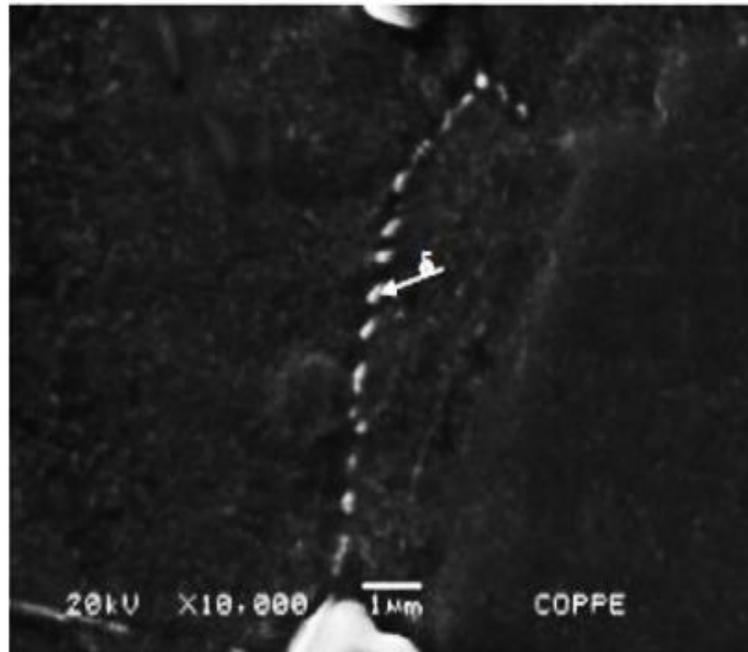


Figura 6: Micrografia (MEV) da amostra Inconel 718 após envelhecimento a 800°C por 6h, mostrando a precipitação da fase delta no contorno de grão [15].

2.4. Tratamentos Térmicos

Atualmente, dispõe-se de diversas ferramentas para aprimorar as propriedades mecânicas de um material, seja ele cerâmico, polimérico ou metal. Dentre os mecanismos mais utilizados estão os tratamentos térmicos. Esta é uma técnica muito antiga e vem sendo aprimorada ao longo dos anos [16].

A seleção do tratamento térmico adequado a ser realizado é uma etapa crucial em qualquer rota de fabricação. Esta etapa do processo destina-se a definir as características mecânicas finais do produto, como resistência mecânica e ductilidade. Além disso, um tratamento térmico pode ser capaz de corrigir discontinuidades que poderiam vir a se tornar defeitos catastróficos.

O tipo de tratamento térmico a ser adotado depende, dentre outros aspectos, da composição química do material, características mecânicas desejadas e aplicação da peça em questão. Depois de escolhido o tipo de tratamento que será utilizado, existem alguns parâmetros como temperatura, tempo de exposição a esta e velocidade e tipo de resfriamento que influenciam apreciavelmente na microestrutura final do material. Nas ligas de níquel os principais tratamentos térmicos utilizados são o de solubilização e envelhecimento.

2.4.1. Solubilização

Neste tipo de tratamento, o principal objetivo é dissolver fases secundárias que apresentem efeitos deletérios para a resistência mecânica e/ou para a resistência à corrosão da liga preparando-a para um futuro envelhecimento. Sendo assim, pode-se dizer que este processo irá homogeneizar previamente a microestrutura para o envelhecimento. Neste tratamento térmico, pode não haver dissolução completa de todas as fases em uma liga endurecida por precipitação [11].

O tratamento em si, de forma resumida, consiste na manutenção da liga a uma dada temperatura T_0 no campo de fase α . Assim que a fase β for totalmente dissolvida, faz-se o resfriamento rápido para que não ocorra a difusão e formação da fase β [17]. Na Tabela 2, consta um típico ciclo de solubilização para uma liga Inconel 718.

Tabela 2: Típico ciclo de solubilização para o Inconel 718. Adaptado de [17].

Solubilização		
Temperatura	Tempo	Meio de Resfriamento
980 °C	1h	Ao ar

2.4.2. Envelhecimento

Como já foi explicado anteriormente, o envelhecimento tem como objetivo precipitar as principais fases endurecedoras das ligas Inconel 718, fases γ' e γ'' . A temperatura de envelhecimento determina, além do tipo do precipitado, o tamanho do mesmo.

Alguns fatores influenciam no tempo e na temperatura nos quais a liga deverá permanecer antes de ser resfriada. Alguns destes fatores são:

- Tipo e quantidade de precipitados disponíveis
- Tamanho do precipitado desejado
- Combinação de ductilidade e resistência mecânica desejada [9]

No processo de envelhecimento, outras fases além das conhecidas como endurecedores primárias (γ' e γ'') podem ser formadas. Em exposição ao calor por tempo prolongado, pode haver o surgimento de carbonetos e fases TCP (do inglês *topologically close-packed*, ou seja, topologicamente compactas) como a fase Laves e σ . Na Tabela 3, consta um ciclo típico de envelhecimento em uma liga de Inconel 718.

Tabela 3: Típico ciclo de envelhecimento para o Inconel 718. (Adaptado de [17]).

Envelhecimento		
Temperatura	Tempo	Meio de Resfriamento
720 °C	8h	Ao forno

2.5. Laminação

O processo de laminação consiste em forçar o metal a passar por dois cilindros que giram em sentidos opostos e que possuem a mesma velocidade superficial sendo, a distância entre estes, igual à espessura desejada no produto final. Ao passar pelos cilindros, o material sofre deformação plástica tendo sua espessura reduzida e comprimento e largura alterados significativamente ou não. Dentro do campo dos processos de conformação mecânica, a laminação é um dos que demanda mais tempo de projeto e orçamento para se fabricar o ferramental [6]. Na Figura 7, observa-se uma barra de perfil quadrada sendo laminada.



Figura 7: Laminação a quente de uma barra com perfil quadrado [18].

Um processo de laminação, pode gerar peças prontas para uso (desconsiderando usinagens para acabamento e/ou tratamentos térmicos), como vigas e perfis ou produzir peças que servirão como matéria prima para outro processo de fabricação, como tarugos ou chapas [19].

Há uma diversidade considerável de tipos de laminadores quanto a quantidade de cilindros, disposição destes e nível da produtividade requerida pelo cliente. Ainda, uma peça pode ser laminada a quente ou a frio, neste ponto diversos fatores como, características do material a ser laminado e variação de espessura deste, devem ser analisados para que a temperatura de trabalho escolhida seja a mais adequada.

2.5.1. Laminadores

Como mencionado anteriormente o projeto de um laminador demanda alto investimento tanto de tempo quanto de verba. Tal custo está associado ao fato de que neste processo, as forças podem atingir milhares de toneladas sendo necessária a utilização de estruturas rígidas e motores com potência suficiente [19].

Um laminador é formado, basicamente, por um conjunto de dois cilindros (no mínimo) ou rolos de laminação. Fabricados por meio de fundição ou forjamento, estes rolos podem ser planos, retalhados ou cônicos. Os cilindros ainda podem ser subdivididos em três regiões sendo elas: mesa (região em contato com a peça a ser

laminada), pescoço (onde se encaixam os mancais) e trevo (região de acoplamento com o motor). Posterior aos cilindros localizam-se os mancais e uma carcaça que pode ser removível ou não. Além disto, há um motor de acionamento dos rolos que controla a velocidade e rotação dos mesmos [20].

Quanto ao número de cilindros e direção de laminação, existem alguns tipos principais. Na Tabela 4 há, de forma resumida, informações sobre a configuração e quantidade destes rolos assim como suas características mais relevantes. Além dos que estão representados na Tabela 4, há uma outra configuração de cilindros conhecida como laminador universal. Esse laminador é utilizado quando o material apresenta tendência a ocorrência de um fenômeno conhecido como espalhamento. Este consiste no aumento da largura do material a ser laminado, ou seja, ocorre a deformação em um sentido indesejado. Para evitar este tipo de defeito utiliza-se dois rolos verticais que têm o objetivo de conter a deformação no sentido horizontal à laminação. Na Figura 8, consta uma foto ilustrativa de um laminador universal.

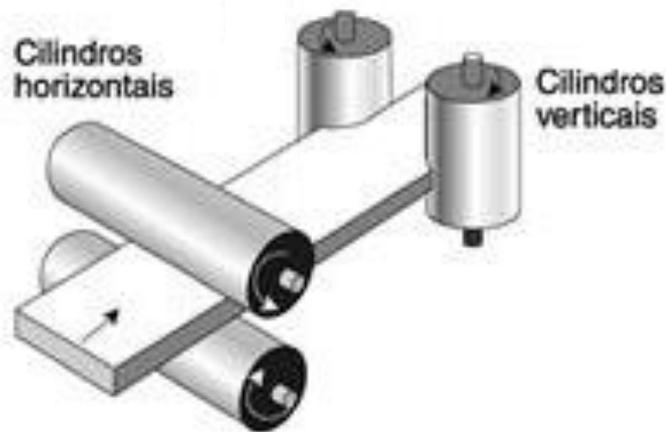
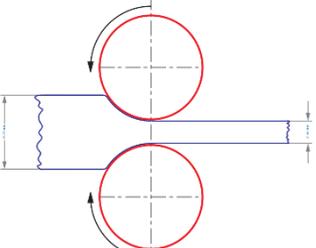
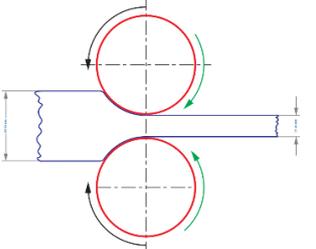
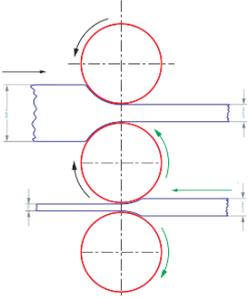
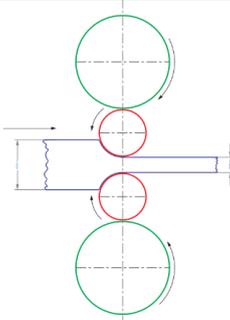
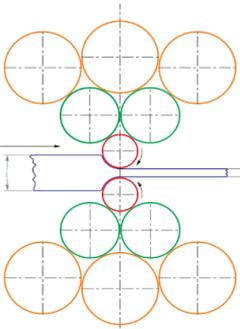


Figura 8: Esquema de um laminador universal [21].

Tabela 4: Tipo de laminadores e suas características principais. Adaptada de [19].

<p>Laminador duo</p>		<p>Dois cilindros girando em sentidos opostos. Somente uma direção de laminação.</p>
<p>Laminador duo reversível</p>		<p>Mecânica semelhante ao primeiro conjunto, porém o motor pode alterar o sentido da rotação dos cilindros, viabilizando a laminação nos dois sentidos.</p>
<p>Laminador trio</p>		<p>Utilização de três cilindros sendo que os das extremidades giram no mesmo sentido. Possibilidade de aumento da produção.</p>
<p>Laminador quádruplo</p>		<p>Dois cilindros de trabalho e dois de apoio. Garantem maior uniformidade à peça e evita distorções ao longo do processo.</p>
<p>Laminador Sendzimir</p>		<p>Conjunto de cilindros de apoio e dois cilindros de trabalho. Utilizado em peças de espessura finíssima para garantir estabilidade no processo.</p>

2.5.2. Laminação a quente

Geralmente utilizada em passes de desbaste, ou seja, onde há maior redução de espessura. Neste caso, a peça é aquecida normalmente acima da sua temperatura de recristalização (para aços acima de 800°C) o que permite a recuperação do material e minimiza o efeito do encruamento para os passes seguintes [20].

Metalurgicamente, a tenacidade de uma peça produzida por laminação a quente é aumentada devido ao refino da estrutura do metal e à eliminação da porosidade. Entretanto, um ponto que deve ser estudado com cuidado é a formação de uma camada de óxido acarretada pelas altas temperaturas envolvidas no processo. Se formadas, essas camadas podem danificar os rolos de laminação e a peça em si [19].

No processo de laminação a quente pode-se destacar como principal vantagem a possibilidade de utilização de máquinas de portes menores visto que as forças envolvidas no processo também são de menores magnitudes. Já como principal desvantagem destacam-se a maior dificuldade no controle dimensional da peça e desgaste no ferramental devido ao ciclo de aquecimento e resfriamento que este é submetido.

2.5.3. Laminação a frio

Ao contrário do que ocorre na laminação a quente, o objetivo principal do processo a frio é o excelente acabamento superficial e controle dimensional da peça laminada. Neste processo ocorre ainda o fenômeno de encruamento no material, podendo este ser um benefício ou não dependendo da aplicação da peça. O encruamento causa um endurecimento superficial da peça, aumento da resistência à tração e queda na ductilidade do material [19].

Esta operação é normalmente realizada após a laminação a quente para obtenção das dimensões finais e por vezes até as propriedades mecânicas finais do material laminado. Os produtos fabricados por este tipo de processo são folhas ou chapas finas que requerem ótimo acabamento superficial e possuem tolerâncias dimensionais mais rígidas [19].

Apesar de a peça final proveniente de uma laminação a frio ser visivelmente melhor acabada, o custo (além de outros parâmetros) por muitas vezes podem se

tornar um empecilho. Visto que as forças neste processo são expressivamente maiores, os cilindros e componentes do laminador deverão ser projetados de forma que atendam estas solicitações, acarretando em rolos mais robustos e motores mais potentes.

2.5.4. Força de Atrito e Laminação

Em um processo de laminação, um parâmetro essencial para que o processo seja viável e efetivamente ocorra é o atrito. Sem este, o produto primário não seria capaz de adentrar em um espaço com altura menor do que sua própria espessura. Obviamente, a força de atrito é necessária, porém não suficiente para que o processo de laminação se inicie. A capacidade de deformação plástica do próprio material é outro parâmetro que pode inviabilizar o processo ou resultar em peças com defeitos que impeçam seu uso [20].

Como foi visto anteriormente no tópico 5.2, em um processo de laminação a quente ocorre o “amolecimento” do metal. Tal fato faz com que a força de atrito necessária para que o processo se inicie seja menor do que em um processo de laminação a frio. Outro fator que implica de forma inversamente proporcional na magnitude da força de atrito de uma forma geral é o diâmetro do rolo de laminação.

Neste ponto é importante ressaltar que há diferença em relação à força necessária para que a peça adentre nos rolos e a força de atrito atuante em todo o processo.

A importância do estudo da força de atrito necessária para o início do processo, assim como o da força que atua ao longo dele, é justificada pela relação entre as cargas envolvidas na laminação e força de atrito. Quanto maior a força de atrito, maior serão as cargas no processo [20].

2.5.5. Laminação em Ligas de Alta Resistência

Chapas de aços e ligas de alta resistência vêm sendo desenvolvidas há algumas décadas pela indústria siderúrgica. Cada vez mais o mercado se torna exigente e com o intuito de suprir essas ambiciosas exigências essas chapas de aços e ligas de alta resistência vêm se tornando a principal resposta da siderurgia.

Analisando as indústrias automobilísticas e aeronáuticas, por exemplo, sabe-se que a busca por chapas de alta resistência é óbvia e necessária. Entretanto, além de resistentes, as chapas devem apresentar a menor espessura possível, visto que isto diminuiria consideravelmente o peso do avião ou carro, por exemplo, diminuindo assim o consumo de combustível.

Outro ponto a ser destacado é que, além de aliar alta resistência mecânica e baixo peso por peça, é necessário também aliar duas propriedades mecânicas consideradas opostas: resistência mecânica e tenacidade. Esta oposição se torna evidente considerando que a maioria dos tratamentos de endurecimento tende a degradar a tenacidade e outras propriedades determinadas sob condições dinâmicas. O refino de grão é uma notável exceção a essa regra, servindo de base para o desenvolvimento de tratamentos termomecânicos como a laminação controlada [20].

Este tratamento termomecânico, mais conhecido como laminação controlada pode ser resumido em duas etapas: esboçamento a alta temperatura e acabamento a baixa temperatura. Entre estas duas etapas ainda ocorre uma etapa intermediária de espera para obter uma microestrutura homogênea [21].

A laminação controlada viabilizou o desenvolvimento de chapas com uma elevada resistência mecânica e grãos ultrafinos que aumentam também a tenacidade do material. Além de obter as propriedades citadas, a laminação controlada ainda permite que seja dispensado tratamentos térmicos pós laminação, como a normalização [21].

Uma desvantagem do processo de refino de grão por laminação controlada é o custo do ferramental. A necessidade de laminadores e motores potentes capazes de suportar as cargas de laminação é uma limitação dependendo do produto desejado. Além do ferramental “bruto”, o controle da temperatura ao longo do processo deve ser feito de forma rigorosa. Tal fato acarretaria na necessidade de aparelhos precisos e de respostas rápidas para assegurar o controle do processo [22].

Ainda no âmbito automobilístico e aeronáutico, um outro aspecto do processo de laminação que pode causar efeitos deletérios às chapas é o excessivo refino de grão. Neste caso, a estampabilidade (propriedade essencial para fabricação de chassis, por exemplo) do material seria degradada [22].

3. Materiais e Métodos

3.1. Amostras

A amostra de Inconel 718 utilizada no presente trabalho foi cedida pela UFRJ. A peça foi fabricada pelo processo de laminação a quente e posteriormente foi submetida ao tratamento térmico de solubilização cujo parâmetros estão apresentados na Tabela 5.

Tabela 5: Parâmetros para o tratamento térmico de solubilização aplicado nas amostras.

Solubilização	
Temperatura	Tempo
1030 °C	15 min

O presente trabalho teve como objetivo estudar os efeitos de determinados ciclos de solubilização e envelhecimento nas propriedades mecânicas do Inconel 718. Para isso, a amostra inicial foi cortada em pedaços menores para que a cada um deles fosse aplicado um tempo de solubilização específico. Na Figura 9, tem-se um gráfico ilustrativo de um dos tratamentos de solubilização aplicados nas amostras.

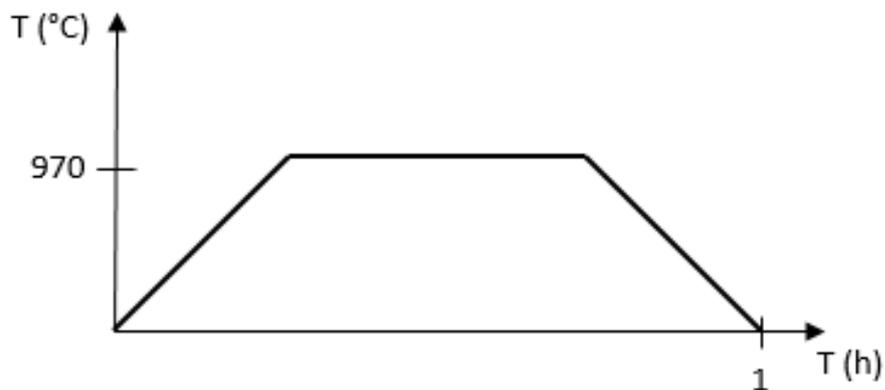


Figura 9: Gráfico que representa o ciclo de solubilização aplicado na liga por 1 hora.

3.2. Tratamentos Térmicos

3.2.1. Solubilização

O tratamento térmico de solubilização foi aplicado em especificamente seis amostras, cada uma destas permaneceu no forno por um tempo distinto. Em todos os ciclos de solubilização aplicados foram adotados alguns parâmetros e procedimentos que visam garantir a qualidade do processo e veracidade dos resultados obtidos.

A temperatura de tratamento foi de 970°C com tempo de encharque do forno de duas horas. Este procedimento foi repetido para cada amostra. Após atingir o tempo de permanência no forno previamente determinado, as peças foram retiradas e resfriadas ao ar. Na Tabela 6, constam os ciclos de solubilização aplicados nas amostras. A temperatura de 970°C foi determinada pela norma que trata de manutenção em turbinas a jato.

Tabela 6: Ciclos de solubilização aplicados para cada peça.

Solubilização	
Temperatura (°C)	Tempo (h)
970	1
	4
	8
	16
	32
	64

3.2.2. Envelhecimento

Após aplicação dos ciclos de tratamentos térmico de solubilização e da obtenção dos resultados da influência nas propriedades mecânicas do material, foi feito um tratamento térmico de envelhecimento. Este tratamento teve como objetivo precipitar fases endurecedoras e conseqüentemente aumentar a resistência mecânica da liga. Novas imagens foram geradas e com isso novos valores de tamanho de grão, fração volumétrica de delta e dureza foram obtidos.

Vale ressaltar que nesta etapa do trabalho, houve necessidade de fazer a preparação do material novamente, ou seja, as peças foram lixadas e polidas antes de qualquer teste ou geração de imagem.

3.3. Embutimento

Devido às dimensões pequenas das amostras, estas foram embutidas em baquelites condutores depois de termicamente tratadas com o intuito de facilitar o manuseio nas etapas seguintes.

3.4. Lixamento e Polimento

Depois de decorridos os processos descritos anteriormente, as amostras passaram pelo processo de lixamento e polimento. Nesta etapa o objetivo foi preparar a superfície da peça tornando-a o mais uniforme possível, retirando riscos e possíveis marcas que pudessem interferir nos processos subsequentes.

O processo de lixamento foi feito de forma gradual. Foram utilizadas lixas com granulometrias distintas, sempre começando com a de maior granulometria para a de menor (100, 220, 300, 400, 600 e 1200). Como já foi citado anteriormente, nesta etapa o objetivo era homogeneizar a superfície da peça.

A máquina utilizada na etapa de polimento foi a mesma utilizada na etapa de lixamento. Os panos foram utilizados da menor granulometria para a maior (6 μm , 3 μm e 1 μm). Além de homogeneizar a superfície das peças, o objetivo deste procedimento foi também retirar qualquer risco ou imperfeição que pudesse ter sido causado pelas lixas

3.5. Medição de Tamanho de Grão

As imagens para medição de tamanho de grão foram obtidas por microscopia ótica. Foram geradas cinco imagens de cada amostra distintas com o intuito de garantir maior confiabilidade ao resultado. Caso somente uma região fosse levada em consideração e esta apresentasse alguma particularidade, os resultados seriam distorcidos. Sendo assim, o resultado do tamanho de grão para cada peça, foi tomado como a média entre os valores obtidos nas cinco imagens.

Para a medição do tamanho de grão foi utilizado o método dos interceptos usando malha de 100 pontos em três regiões de cada peça. Foi utilizado o software Stream Essentials da Olympus.

3.6. Fração Volumétrica Da Fase Delta

As imagens para caracterização microestrutural foram obtidas por meio de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). Para mensurar a fração volumétrica de fase delta, as amostras foram atacadas quimicamente com o reagente HNO₃ 60% eletrolítico (1,5V) em água. Foram geradas seis imagens de cada amostra e cada uma destas em regiões distintas pelo mesmo motivo já explicado no item anterior. Vale ressaltar que apenas cinco destas imagens (para cada peça) foram utilizadas para fins de cálculo, visto que uma delas possuía um aumento menor e tinha apenas finalidade ilustrativa.

A medida da fração de delta de cada uma das amostras foi considerada como uma média dentre esses cinco valores obtidos. Para medir a fração volumétrica da fase foi utilizado o software livre ImageJ. Este programada gerou imagens que destacavam precipitados de fase delta e carbetos de nióbio. Devido a isto, foi necessário utilizar uma fórmula, que será detalhada mais a frente, para extrair somente a fase desejada, delta.

3.7. Teste De Microdureza

Realizou-se um ensaio de microdureza Vickers com uma carga de 0,5 kg com aplicação de 15s em um durômetro Instron-Wolpert.

O teste foi realizado em cada uma das amostras. Assim como feito na obtenção das imagens, o teste foi realizado em mais de um ponto (três, exatamente) da peça para garantir maior confiabilidade no resultado obtido.

4. Resultados e Discussão

4.1. Caracterização Microestrutural

4.1.1. Condição Solubilizada

Como citado anteriormente, a peça inicial foi submetida a um processo de solubilização completa. Este processo teve como objetivo a solubilização de possíveis fases presentes na liga 718, mesmo aquelas que só são solubilizadas a altas temperaturas, como a fase delta. Este processo foi realizado a 1030°C durante 15 minutos.

Após solubilizadas e cortadas, as amostras passaram por um segundo processo de solubilização, este com temperatura mais baixa e por intervalos mais prolongados. As peças foram submetidas a uma temperatura constante e seus tempos variando para cada uma das amostras (1, 4, 8, 16, 32 e 64 horas) seguindo os parâmetros e procedimentos descritos no item 5.

Com as peças tratadas termicamente, estas foram submetidas a um ataque químico com o reagente Kalling N°2 (HCl: 15ml; CuCl₂: 5g; Etanol: 20ml) em água. As amostras já atacadas foram levadas ao microscópio ótico e pôde-se medir o tamanho de grão pelas imagens geradas de cada amostra utilizando o programa Stream Essentials da Olympus. A medição do tamanho de grão foi realizada seguindo a norma ASTM E 112. Os resultados das medições se encontram na Tabela 7.

Tabela 7: Média do resultado da medição de tamanho de grão das amostras de acordo com o tempo de solubilização.

REGIÕES	Tempo de solubilização (h)					
	1	4	8	16	32	64
R1	80,58	73,36	54,83	57,19	63,70	66,07
R2	78,21	61,84	52,92	56,58	79,38	79,98
R3	59,43	64,86	47,49	63,70	64,08	58,77
MÉDIA	72,74	66,69	51,75	59,16	69,05	68,27

A sequência de Figuras 10, 11, 12, 13, 14 e 15 mostram imagens obtidas por microscopia ótica de uma região de cada peça utilizadas para medição do tamanho de grão.

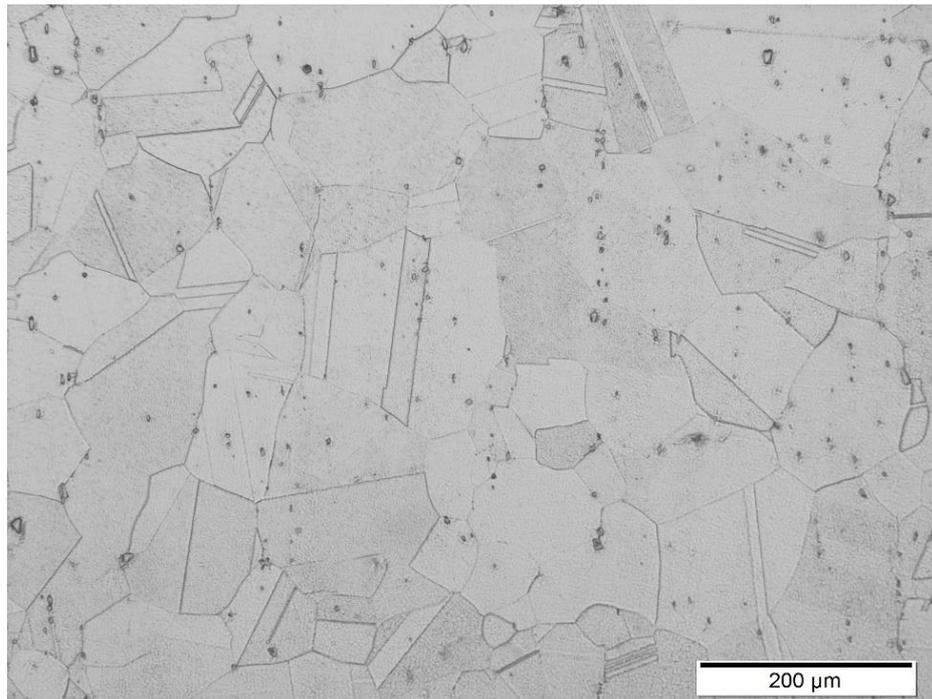


Figura 10: Micrografia óptica referente à R1 da amostra solubilizada por 1 hora, atacada com HNO₃ 60% 1,5V. Aumento: 200X.

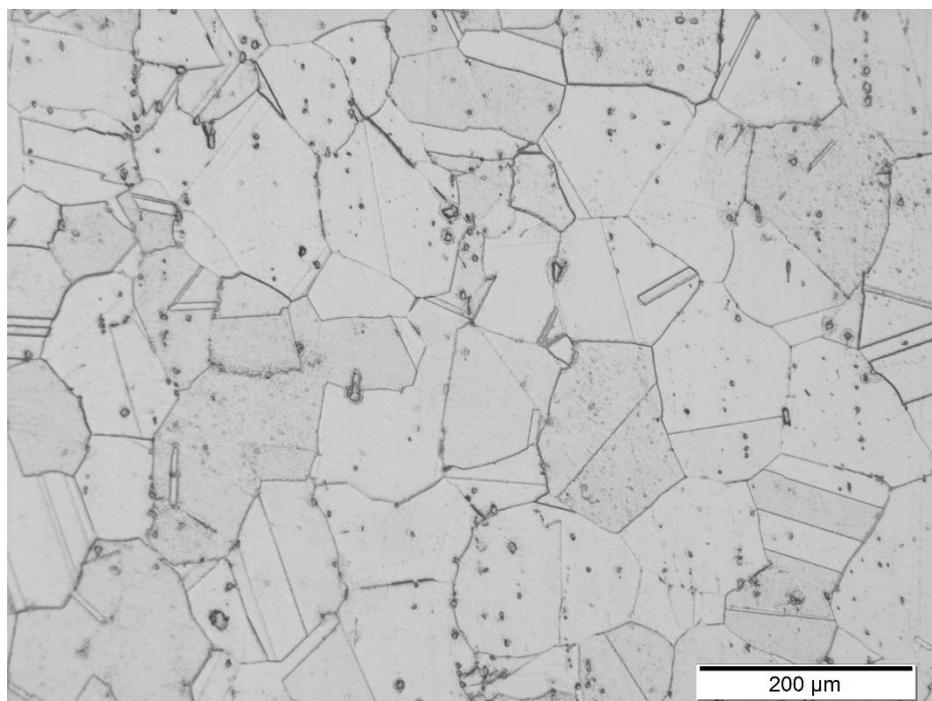


Figura 11: Micrografia óptica referente à R4 da amostra solubilizada por 4 horas, atacada com HNO₃ 60% 1,5V. Aumento: 200X.

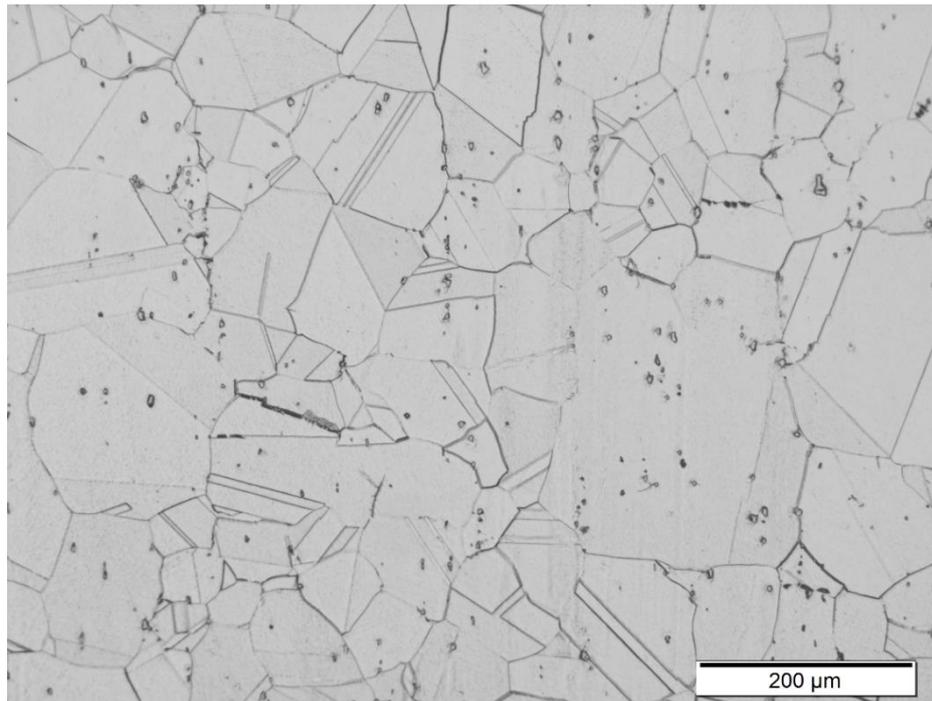


Figura 12: Micrografia ótica referente à R2 da amostra solubilizada por 8 horas, atacada com HNO_3 60% 1,5V. Aumento: 200X.

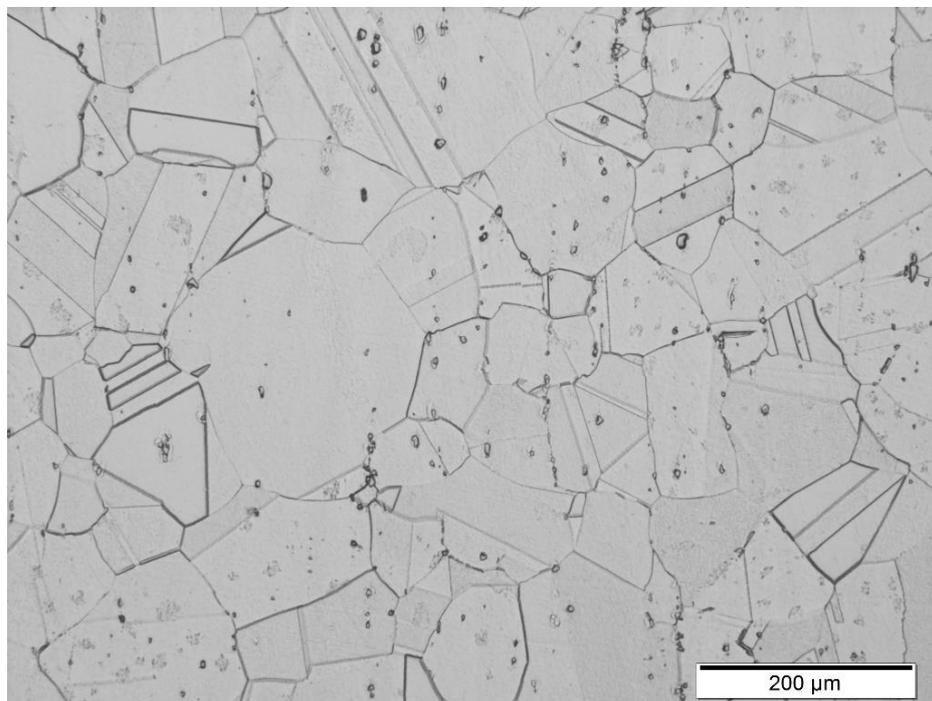


Figura 13: Micrografia ótica referente à R2 da amostra solubilizada por 16 horas, atacada com HNO_3 60% 1,5V. Aumento: 200X.

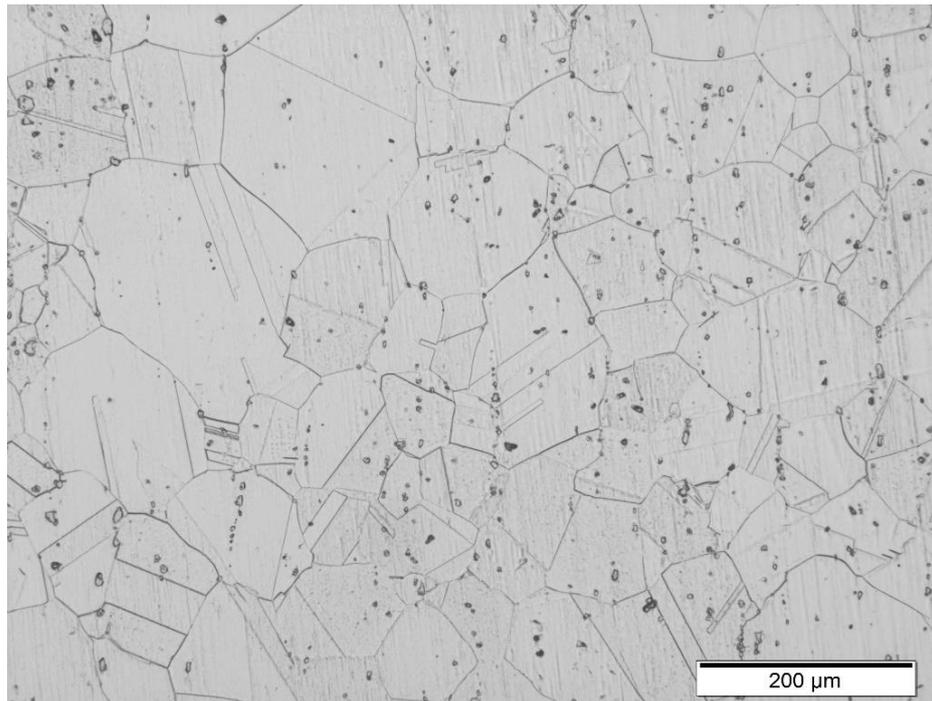


Figura 14: Micrografia ótica referente à R2 da amostra solubilizada por 32 horas, atacada com HNO_3 60% 1,5V. Aumento: 200X.

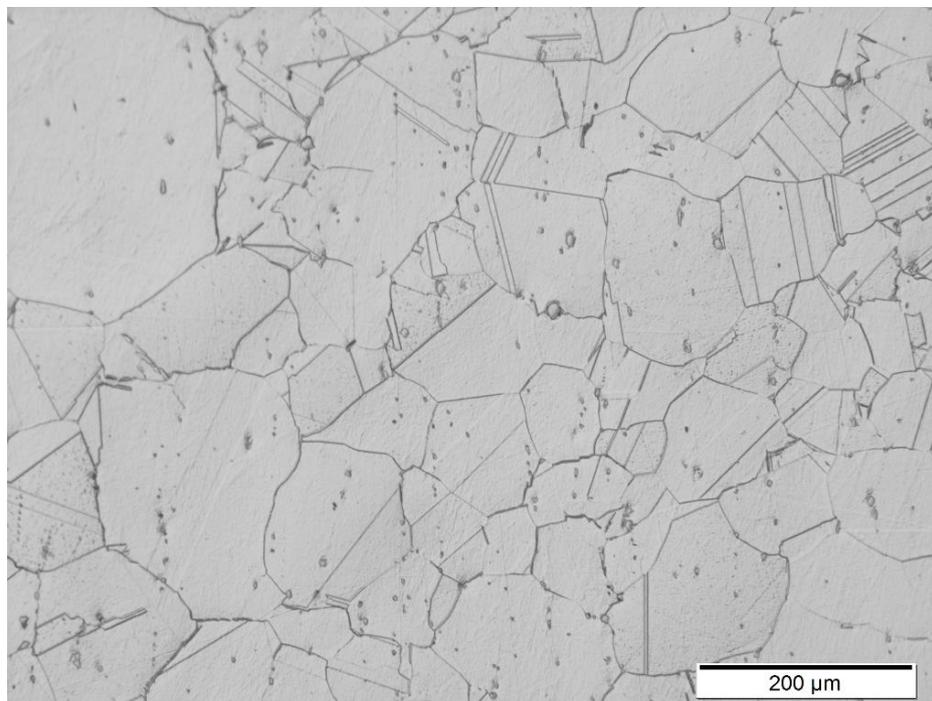


Figura 15: Micrografia ótica referente à R3 da amostra solubilizada por 64 horas, atacada com HNO_3 60% 1,5V. Aumento: 200X.

Como já exposto no item 5, para mensurar as frações volumétricas de fase delta as amostras foram atacadas quimicamente e levadas ao MEV. Assim, pôde-se observar e quantificar a precipitação de fases. Na Figura 16, estão representadas as imagens das micrografias obtidas para cada ciclo de solubilização.

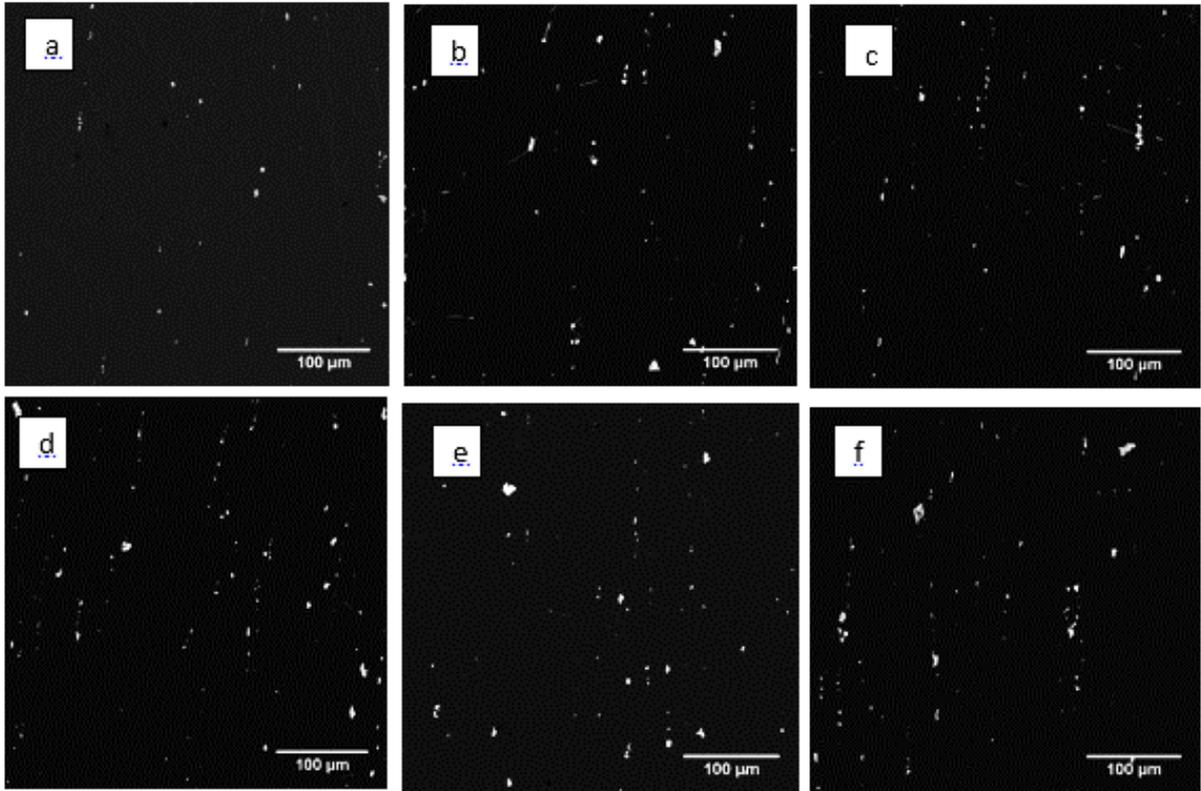


Figura 16: a) solubilizada por 1 hora; b) solubilizada por 4 horas; c) solubilizada por 8 horas; d) solubilizada por 16 horas; e) solubilizada por 64 horas. Todas as imagens foram atacadas com HNO_3 eletrolítico (1,5 V) em água. Aumento: 500X.

As imagens mostram precipitação de fase delta e carbeto de nióbio alongados no sentido no qual a peça foi laminada. As frações de ambas as fases foram calculadas pelo ImageJ em 5 regiões diferentes da amostra e os resultados das medições estão representados na Tabela 8.

Tabela 8: Média de fração de fase delta e carbeto de nióbio de acordo com o tempo de solubilização da liga.

REGIÕES	Tempo de solubilização (h)					
	1	4	8	16	32	64
R1	0,217%	0,680%	1,192%	0,682%	0,394%	1,046%
R2	0,875%	0,636%	0,475%	0,682%	0,488%	0,962%
R3	0,379%	0,094%	0,519%	0,717%	0,632%	0,596%
R4	0,286%	0,604%	0,579%	0,563%	0,317%	0,796%
R5	0,609%	0,540%	0,712%	0,307%	0,674%	0,624%
MÉDIA	0,473%	0,511%	0,695%	0,590%	0,501%	0,805%

Com esta média, foi calculada a fração volumétrica de fase delta por meio da seguinte fórmula:

$$\text{Fração de } \delta = (\text{fração de } \delta + NbC) - 0,43 \quad (1)$$

A constante 0,43 representa a fração de carbeto de nióbio já calculada em um trabalho anterior no qual foi utilizado a mesma liga. Na Tabela 9 estão os valores somente de fase delta (já descontada a constante 0,43).

Tabela 9: Fração de fase delta de acordo com o tempo de solubilização da liga.

Tempo de solubilização (h)	Fração de fase delta (%)
1	0,043%
4	0,081%
8	0,265%
16	0,160%
32	0,071%
64	0,375%

4.1.2. Condição Envelhecida

Como já explicado no presente trabalho, a liga 718 sofre naturalmente um envelhecimento a medida que está em serviço. Para simular este efeito, foi realizado um tratamento térmico de envelhecimento por 7 horas a uma temperatura de 800°C.

Para medição de tamanho de grão, as peças foram preparadas da mesma forma e utilizados os mesmos métodos para obtenção das imagens e para medição. Os resultados do tamanho de grão se encontram na Tabela 10.

Tabela 10: Média do resultado da medição de tamanho de grão das amostras de acordo com o tempo de solubilização pós envelhecimento.

REGIÕES	Tempo de solubilização (h)					
	1	4	8	16	32	64
R1	72,3	78,7	79,3	93,1	85,3	102,5
R2	80,8	79,0	94,7	93,7	95,3	89,7
R3	87,6	74,8	97,5	98,2	74,8	102,6
MÉDIA	80,2	77,5	90,5	95,0	85,1	98,3

A sequência de Figuras 17, 18, 19, 20, 21 e 22 mostram as imagens obtidas por microscopia óptica de uma região de cada peça utilizadas para obter as medidas de tamanho de grão.

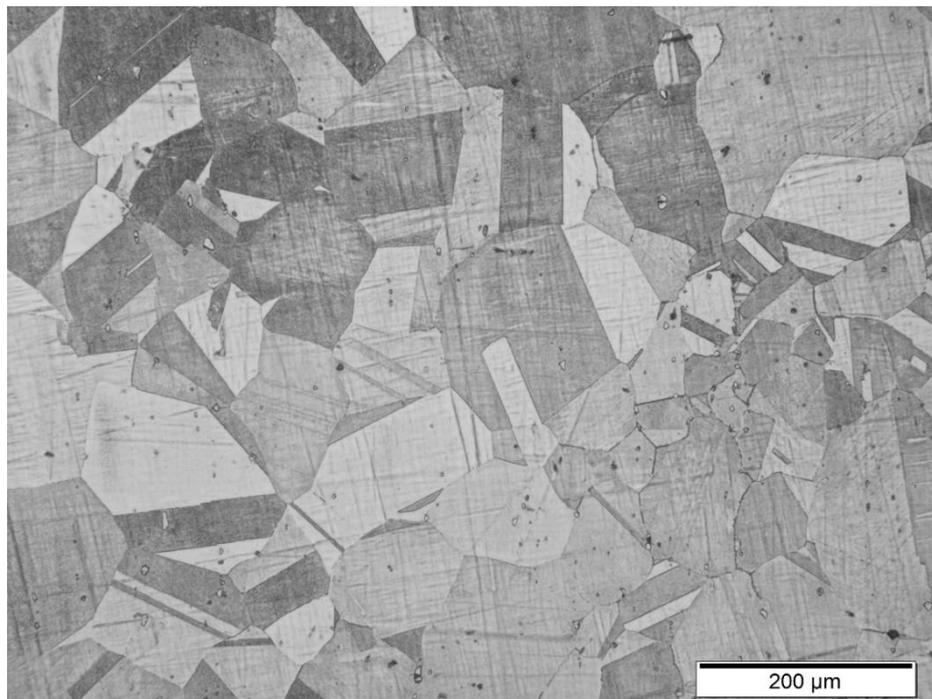


Figura 17: Micrografia óptica referente à R2 da amostra solubilizada por 1 hora, atacada com HNO₃ 60% 1,5V. Aumento: 300X.

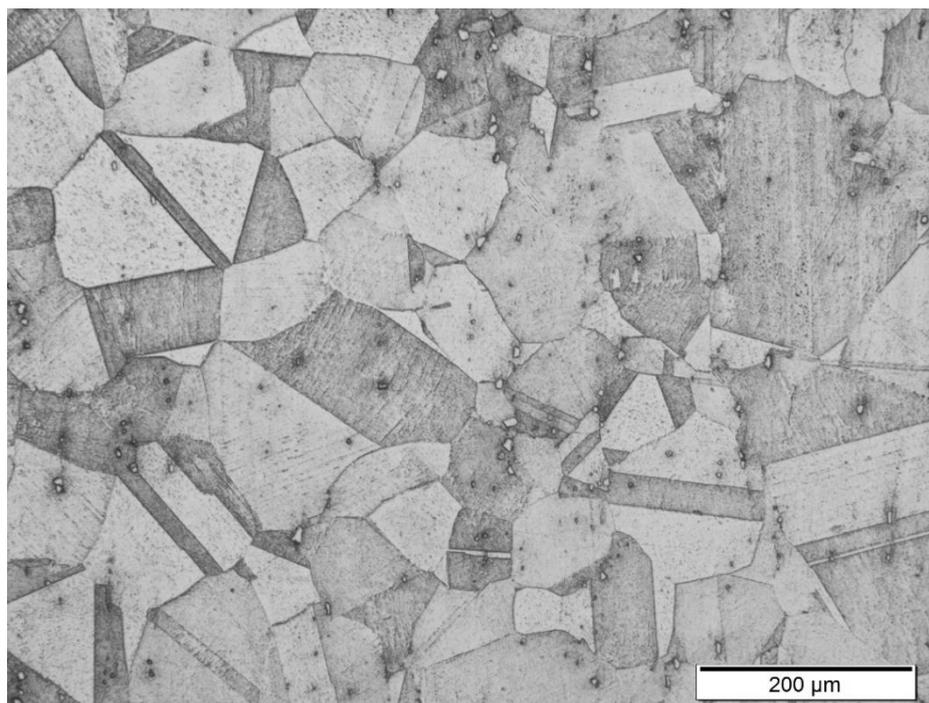


Figura 18: Micrografia ótica referente à R3 da amostra solubilizada por 4 horas, atacada com HNO_3 60% 1,5V. Aumento: 300X.

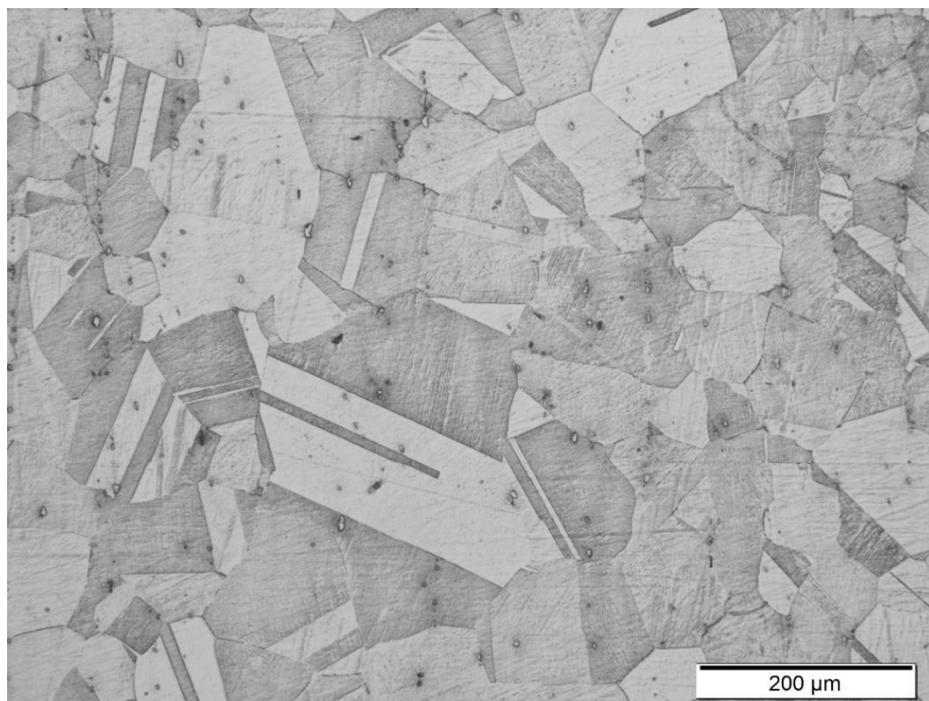


Figura 19: Micrografia ótica referente à R1 da amostra solubilizada por 8 horas, atacada com HNO_3 60% 1,5V. Aumento: 300X.

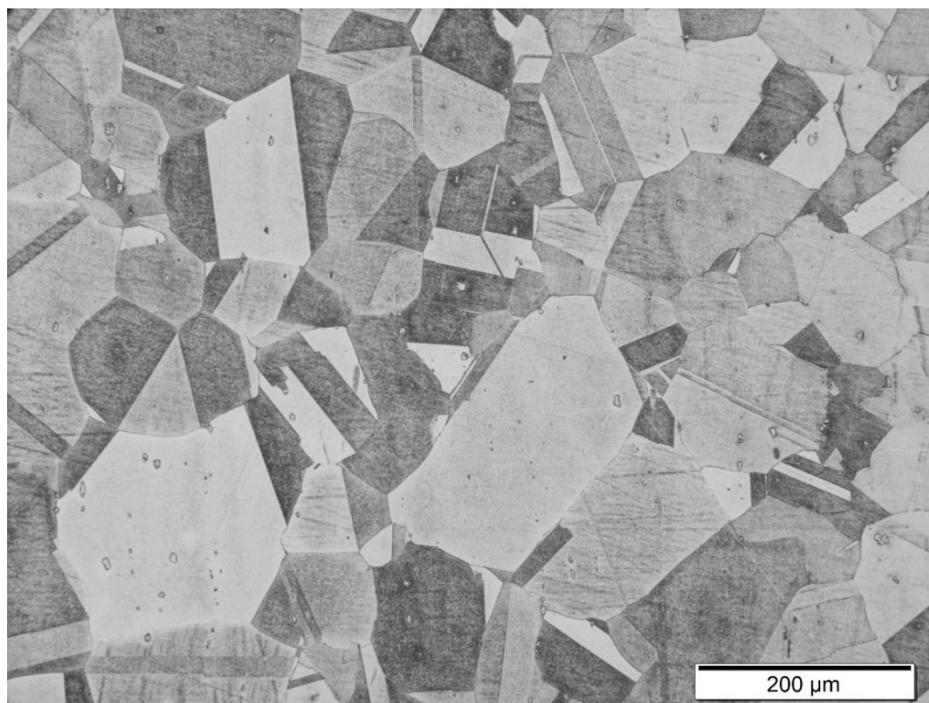


Figura 20: Micrografia ótica referente à R3 da amostra solubilizada por 16 horas, atacada com HNO_3 60% 1,5V. Aumento: 300X.

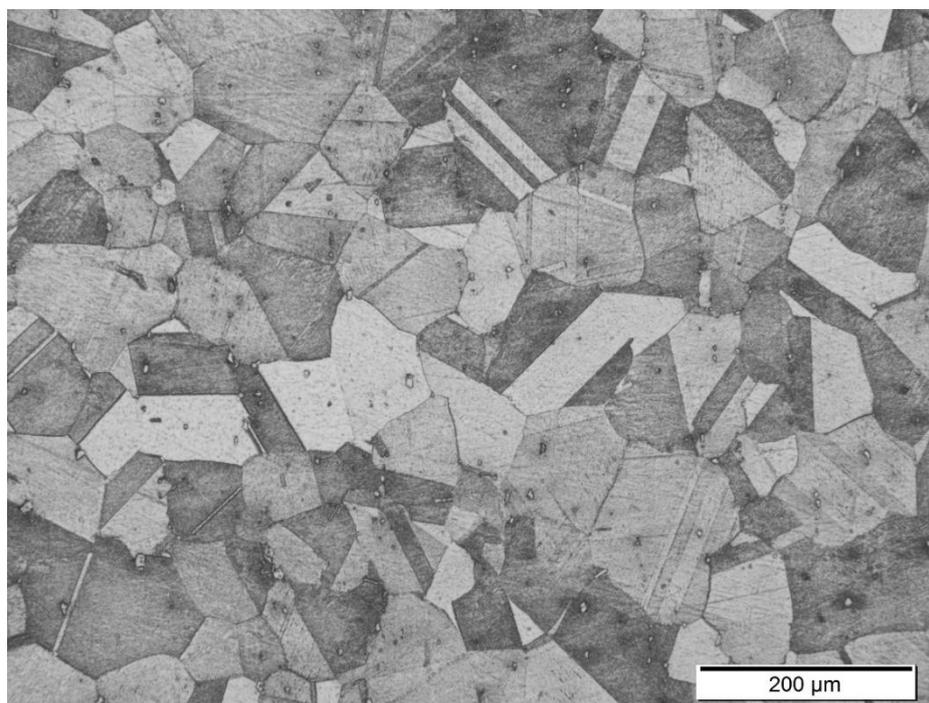


Figura 21: Micrografia ótica referente à R1 da amostra solubilizada por 32 horas, atacada com HNO_3 60% 1,5V. Aumento: 300X.

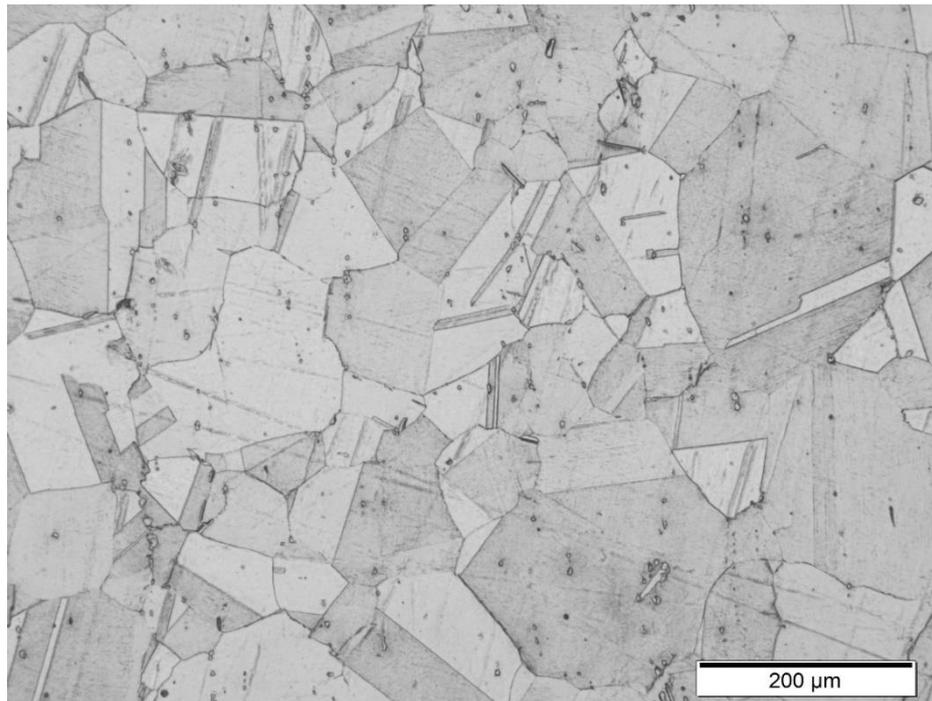


Figura 22: Micrografia ótica referente à R3 da amostra solubilizada por 64 horas, atacada com HNO₃ 60% 1,5V. Aumento: 300X.

Assim como realizado nas amostras solubilizadas, para mensurar as frações volumétricas de fase delta, as peças foram atacadas quimicamente com o reagente HNO₃ 60% eletrolítico (1,5V) em água. Posteriormente, as amostras foram levadas ao MEV e pôde-se observar a precipitação de fases. Na Figura 23, estão representadas as micrografias obtidas.

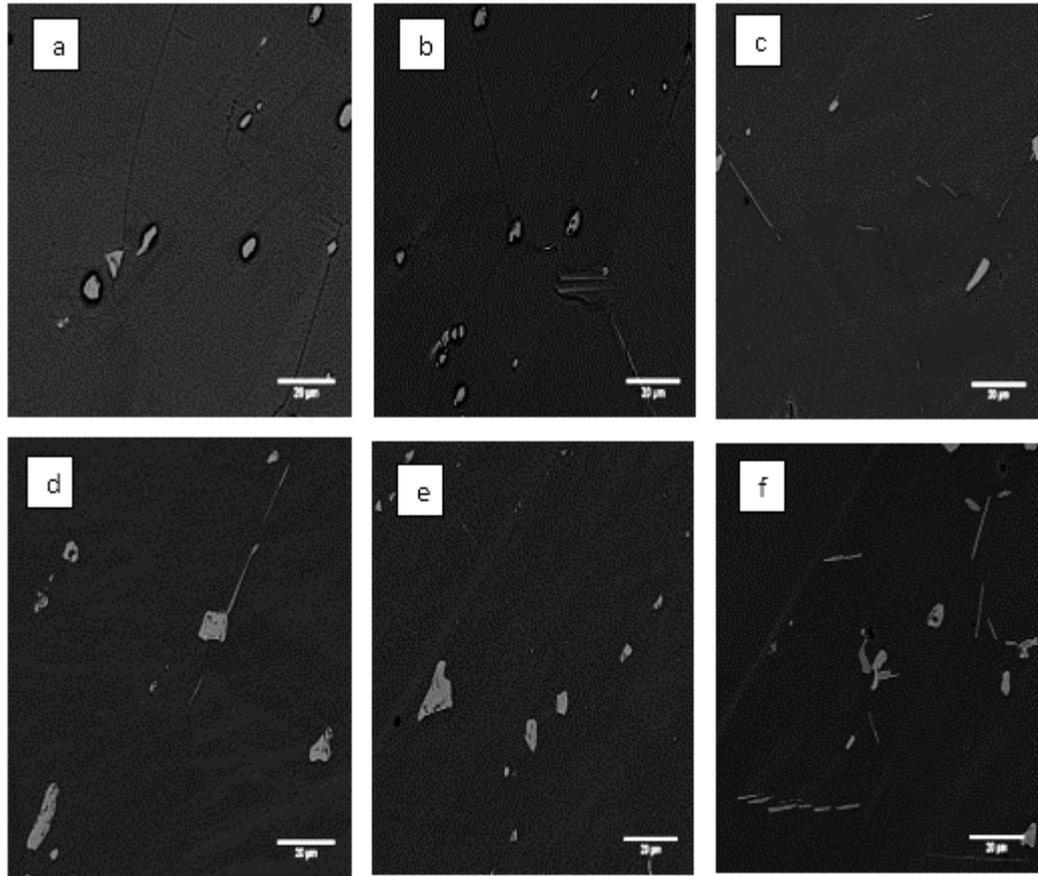


Figura 23: a) solubilizada por 1 hora pós envelhecimento; b) solubilizada por 4 horas pós envelhecimento; c) solubilizada por 8 horas pós envelhecimento; d) solubilizada por 16 horas pós envelhecimento; e) solubilizada por 64 horas pós envelhecimento. Todas as imagens foram atacadas com HNO₃ eletrolítico (1,5 V) em água. Aumento: 300X.

Seguindo o mesmo método de medição utilizado anteriormente, na Tabela 11 estão os valores de fase delta + carbeto de nióbio.

Tabela 11: Média de fração de fase delta e carbeto de nióbio de acordo com o tempo de solubilização da liga pós envelhecimento.

REGIÕES	Tempo de solubilização (h)					
	1	4	8	16	32	64
R1	1,121%	1,092%	0,884%	1,779%	1,569%	2,371%
R2	1,017%	1,312%	0,470%	1,170%	0,150%	1,092%
R3	1,211%	0,704%	0,564%	0,904%	0,515%	0,442%
R4	0,724%	0,455%	0,496%	0,791%	0,538%	1,447%
R5	0,427%	0,243%	1,624%	0,322%	0,538%	1,099%
MÉDIA	0,900%	0,761%	0,808%	0,993%	0,662%	1,290%

Com esta média e com a Fórmula 1, foi calculada a fração volumétrica de fase delta. Na Tabela 12 estão os valores somente de fase delta (já descontados da constante 0,43 referente à fração de carbeto de nióbio).

Tabela 12: Fração de fase delta de acordo com o tempo de solubilização da liga pós envelhecimento.

Tempo de solubilização (h)	Fração de fase delta (%)
1	0,470%
4	0,331%
8	0,378%
16	0,563%
32	0,232%
64	0,860%

4.2. Ensaio de Microdureza

4.2.1. Condição Solubilizada

O teste de microdureza Vickers foi realizado com carga de 0,5 kg por um tempo de 15 segundos, como já descrito anteriormente. O resultado do teste está representado na Tabela 13.

Tabela 13: Média do ensaio de dureza de acordo com o tempo de solubilização da liga.

PONTOS	Tempo de envelhecimento (h)					
	1	4	8	16	32	64
Ponto 1	188,2	186,2	194,9	189,4	196,1	198,3
Ponto 2	190,2	182,8	201,3	193,7	196,7	204,2
Ponto 3	193,7	196,0	202,3	188,0	197,5	190,9
Ponto 4	196,9	197,5	195,1	182,8	196,4	196,2
Ponto 5	194,7	192,1	198,3	199,7	193,4	195,1
Média	192,74	190,92	199,20	190,72	196,02	196,94

4.2.2. Condição Envelhecida

A medida da microdureza foi realizado da mesma forma e utilizando os mesmo parâmetros do item anterior. Na Tabela 14 estão os resultados de dureza para cada um dos cinco pontos de acordo com o tempo de solubilização das peças.

Tabela 14: Média do ensaio de dureza da peça envelhecida de acordo com o tempo de solubilização da liga pós envelhecimento.

PONTOS	Tempo de solubilização (h)					
	1	4	8	16	32	64
Ponto 1	365,1	377,9	341,6	342,4	342,0	349,4
Ponto 2	352,2	366,1	371,4	368,2	344,2	368,3
Ponto 3	356,0	371,2	361,6	346,1	369,2	362,1
Ponto 4	339,8	370,8	365,3	370,4	365,5	375,5
Ponto 5	368,6	361,1	350,7	368,6	357,2	359,6
Média	356,34	369,42	358,12	359,14	355,62	362,98

4.3. Discussão

Pela Figura 24, observa-se que não houve alteração expressiva quanto ao tamanho de grão das peças solubilizadas e envelhecidas. Como houve pouca variação da fração de fase delta, o tamanho de grão também foi pouco afetado.

Entre os intervalos de 4 e 8 horas houve decréscimo de tamanho de grão nas peças solubilizadas enquanto há acréscimo nas envelhecidas. Tal fenômeno se repete nos intervalos de 32 e 64 horas. Este não é um comportamento esperado visto que o grão deveria aumentar para as peças expostas ao calor por mais tempo. As medidas no gráfico da Figura 24 estão em μm .

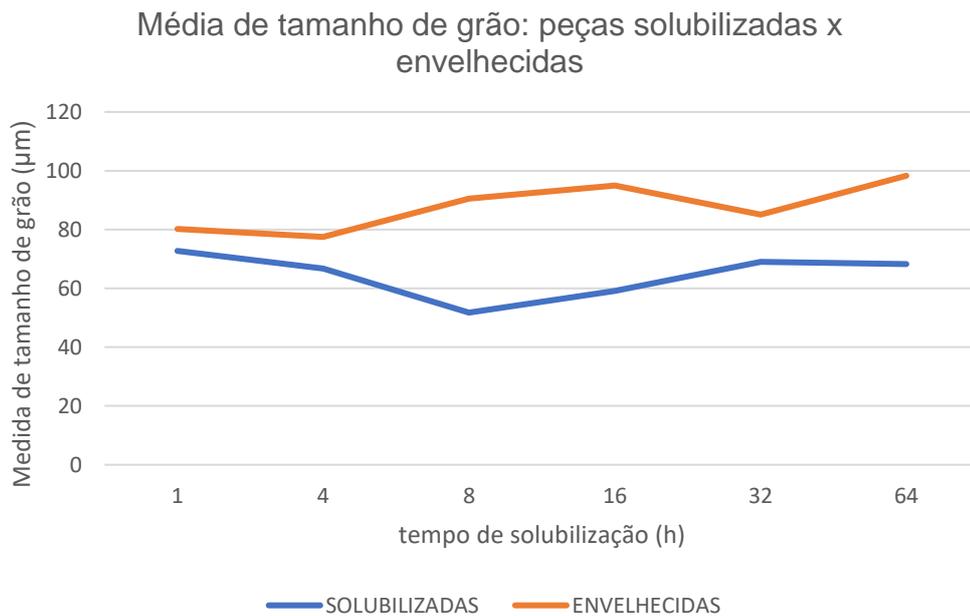


Figura 24: Comparação entre os tamanhos de grão obtidos com as peças solubilizadas e pós envelhecimento

Pela Figura 25, pode-se notar que a fração de fase delta das peças envelhecidas e solubilizadas segue um padrão de variação, exceto em alguns trechos do gráfico. Para as peças solubilizadas, há um acréscimo de delta entre os tempos de 1 e 4 horas visto que nas envelhecidas ocorre o contrário. O mesmo acontece no intervalo de 8 e 16 horas para peças envelhecidas, no qual há um acréscimo de delta e nas solubilizadas há decréscimo da mesma fase. Nas duas condições, o pico máximo de fração de fase delta ocorre na peça que foi solubilizada por 64 horas.

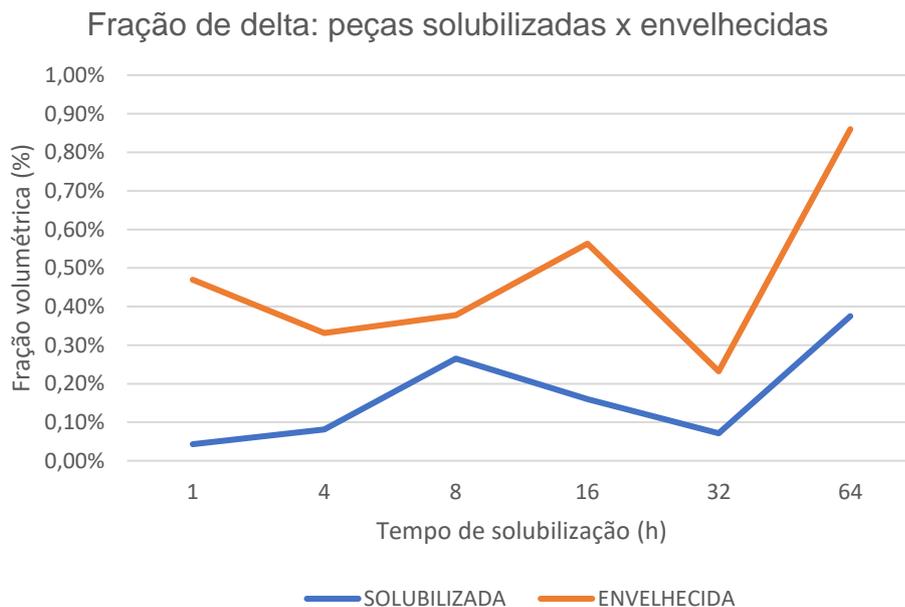


Figura 25: Comparação entre a fração de fase delta das peças solubilizadas e das envelhecidas.

Como já foi apresentado anteriormente, com a formação de fase delta o teor de nióbio na matriz diminui. Este fato reduz a formação de gama'' visto que este é um composto de estequiometria Ni_3Nb . Unindo estas informações, pode-se inferir que quanto mais fase delta, menos gama'' e menor seria a dureza. Contudo, analisando a Figura 26 percebe-se um aumento significativo na dureza das peças envelhecidas, atingindo quase o dobro das solubilizadas que, pela Figura 25, precipitaram menos delta. Esta contradição é explicada pela temperatura na qual as peças foram solubilizadas. A $970^{\circ}C$ (temperatura utilizada no processo de solubilização), a fase delta ainda não é solubilizada, porém as fases gama' e gama'' já atingiram sua temperatura solvus. Já a $800^{\circ}C$ (temperatura utilizada no processo de envelhecimento), ainda há formação de delta, porém as fases gamas precipitam, justificando assim o aumento da dureza. A nível de comparação entre os tempos de solubilização, como mostra a Figura 26, não há variação expressiva na dureza da peça.

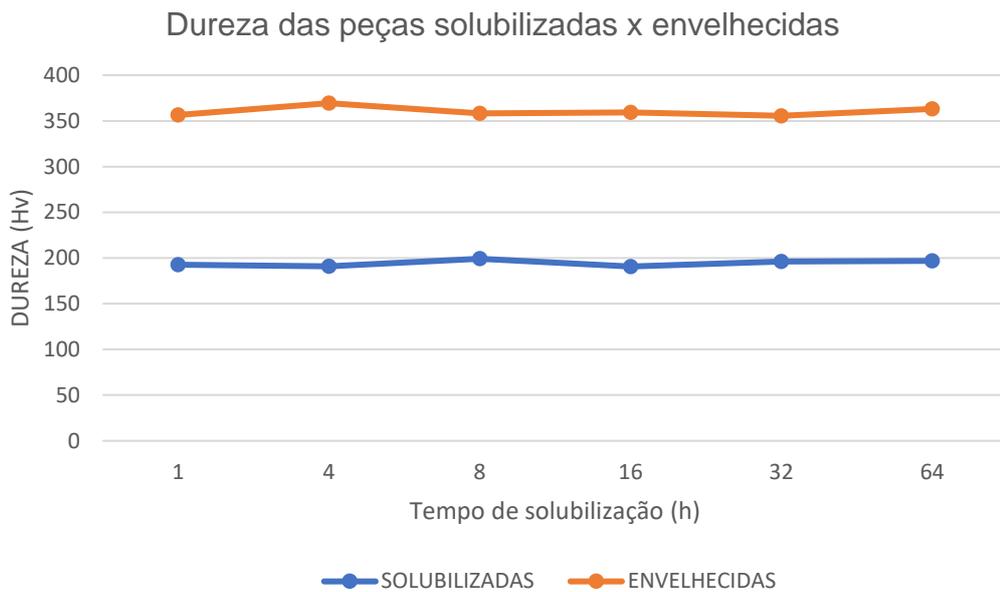


Figura 26: Comparação entre a dureza das peças solubilizadas e das envelhecidas.

5. Conclusão

Tomando como base as considerações do item anterior, mostrou-se que independente do tempo de solubilização no qual a liga foi submetida, não houve alteração significativa na dureza tão pouco na fração de fase delta precipitada. Sendo assim, o melhor ciclo de tratamento térmico para manutenção de uma turbina de Inconel 718 é aquele no qual a turbina ficará fora de atividade por menos tempo, ou seja, o de 1 hora. Neste ciclo, pode-se obter as mesmas propriedades mecânicas que seriam obtidas em um ciclo de 64 horas, com menor tempo de manutenção e mais rápido a turbina poderá voltar a operar.

O tratamento utilizado nas indústrias aeronáuticas é, basicamente, o mesmo que o considerado mais vantajoso no presente trabalho. Devido ao sigilo das informações por parte das empresas, há algumas etapas intermediárias do processo de manutenção que não é possível ter acesso. Entretanto, visto que o resultado do trabalho converge com o aplicado nas indústrias, estas etapas sigilosas não representam prejuízo na confiabilidade dos resultados. Desta forma, ainda não foi obtido um ciclo de tratamento térmico para manutenção de turbinas de Inconel 718 que seja mais adequado do que o já aplicado nas indústrias.

6. Referências Bibliográficas

- [1] LOPES, J. N.; **Estudo da Confiabilidade por Análise Microestrutural e de Propriedades Mecânicas de Superliga de Níquel Inconel 718 Empregada em Ambientes Agressivos na Exploração de Petróleo**, Dissertação de Ms.C., Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca (CEFET/RJ), Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2007.
- [2] TACHIBANA, A. **COMO FUNCIONA O MOTOR COM TURBINA DE AVIÃO**. Brasil, 2012. Disponível em: <<https://www.tecmundo.com.br/aviao/33110-como-funciona-um-motor-com-turbina-a-gas-de-um-aviao-infografico-.htm>> Acesso em: 10 Jun. 2018.
- [3] SIMS, C.T.; HAGEL, W.C. **The Superalloys**, 1 ed. New York, John Wiley & Sons, 1972.
- [4] XAVIER, M.D. **MECANISMOS DE ENDURECIMENTO DA SUPERLIGA INCONEL 718**. São Paulo: Faculdade de Tecnologia do Estado de São Paulo (FATEC-SP), 2009. Disponível em:<https://www.researchgate.net/profile/Marcos_Xavier/publication/274392909_ME CANISMOS_DE_ENDURECIMENTO_DA_SUPERLIGA_INCONEL_718/links/551f62df0cf2f9c1304de4a6.pdf>. Acesso em: 10 Set. 2017.
- [5] SOUZA, G. R. X.; **Estudo do Efeito Combinado da Deformação e do Envelhecimento nas Propriedades Mecânicas da Superliga de Níquel X-750**, Dissertação de M. Sc., Universidade Federal do Rio de Janeiro (UFRJ), Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2012.
- [6] DIETER, G. E. **METALURGIA MECÂNICA**; 2 ed. Rio de Janeiro, Guanabara Dois.
- [7] VAN VLACK, L. H. **Princípios de Ciência dos Materiais**, 13ª ed. São Paulo, Edgard Blücher, 1970.
- [8] SANTOS, I. A.; **Caracterização de uma Superliga de Níquel Sob Temperaturas Elevadas**, Dissertação de M. Sc., Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares Autarquia Associada a Universidade de São Paulo (IPEN), São Paulo, SP, Brasil, 1993.

- [9] BOWMAN R. **SUPERALLOYS: a Primer and History**. USA, 2000. Disponível em: <<http://www.tms.org/meetings/specialty/superalloys2000/superalloyshistory.html>>. Acesso em: 21 Set. 2017.
- [10] MUZYKA, D. R.; **The Metallurgy of Nickel-Iron Alloys**; In: Sims, C.T.; Hagel W.C.(eds); **The Superalloys**, New York, USA, John Wiley & Sons, 1972.
- [11] DONACHIE, M.J.; DONACHIE, S.J. **Superalloys: A Technical Guide**, ASM International, 2 ed., USA, 2002. Disponível em: <<http://allaboutmetallurgy.com/wp/wp-content/uploads/2017/02/Technical-Guide-to-Superalloys.pdf>>. Acesso em: 05 Out 2017.
- [12] PLATI, A.; **Modelling Of γ' Precipitation in Superalloys**; Dissertação de M. sc., St. John's College, University of Cambridge, Cambridge, United Kingdom, 2003.
- [13] MEDEIROS, N.; LINS, J.F.C. **Evolução microestrutural da superliga Inconel 718 após envelhecimento a 750°C**; *XVII Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais*, Foz do Iguaçu, Paraná, Brasil, Novembro 2006.
- [14] SANDES, S. S.; **Efeito do Procedimento de Soldagem nas Propriedades de Revestimentos Metálicos de Liga 625 Pelo Processo Eletroescória**; Dissertação de Ms. Sc., CEFET/RJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2016.
- [15] DA VEIGA, F. L.; **Superligas à Base de Níquel Inconel-718 e B-1914: Caracterização Microestrutural e Validação de Base de Dados Termodinâmicos**; Dissertação de M. sc., Centro Universitário de Volta Redonda (UniFOA), Rio de Janeiro, Volta Redonda, Brasil, 2012.
- [16] DO VALE, A. R. M. **Tratamento térmico**, Belém: Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Pará (IFPA); Universidade Federal de Santa Maria, 2011. Disponível em: <http://estudio01.proj.ufsm.br/cadernos/ifpa/tecnico_metalurgica/tratamento_termico.pdf>. Acesso em: 28 Mar 2018.
- [17] MARQUES, S. S., **Efeitos dos Tratamentos Térmicos de Solubilização e Envelhecimento na Dureza da Liga de Magnésio AM60 Modificada com Adição de 5% de Terras Raras**, Dissertação de M.sc., Universidade Federal de São João del-Rei (UFSJ), São João del-Rei, Minas Gerais, Brasil, 2015.

- [18] PALMEIRA, A. A. **Capítulo 4: Processos de Laminação**. Resende, Universidade Estadual do Rio de Janeiro, (UERJ), 2005. Disponível em: <<https://www.yumpu.com/pt/document/view/14328079/cap-3-laminacaopdf-uerj>> Acesso em: 14 Abr 2018.
- [19] CHIAVERINI, V.; **Tecnologia Mecânica: Processos de Fabricação e Tratamento Térmico**, 2 ed. São Paulo, MAKRON books do Brasil; 1995.
- [20] GORNI A. A, **Aços avançados de alta resistência: microestrutura e propriedades mecânicas**, São Paulo, METTALFORMA, 2008. Disponível em: <http://www.gorni.eng.br/Gorni_CCM_Dez2008.pdf> Acesso em: 28 Abr 2018.
- [21] GORNI A. A.; da Silveira J. H. D.; Reis J. S. de S. **Metalurgia dos aços microligados usados em tubos soldados de grande diâmetro**, São Paulo, METTALFORMA, 2010. Disponível em <http://www.gorni.eng.br/Gorni_CCM_Mar2010.pdf> Acesso em: 10 Mai 2018.
- [22] GORNI A. A.; **A Metalurgia por Trás dos Aços Avançados de Alta Resistência**, São Paulo, METTALFORMA, 2007. Disponível em: <http://www.gorni.eng.br/Gorni_IH_Jul2011.pdf> Acesso em: 12 Mai 2018.