

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS

Frederico Lago Silva

Título: Caracterização de uma Superliga a base de Níquel Solubilizada e
Envelhecida para Fabricação de Rotores de Turbocompressores
Automobilísticos

São Carlos

2021

Frederico Lago Silva

Título: Caracterização de uma Superliga a Base de Níquel Solubilizada e
Envelhecida para Fabricação de Rotores de Turbocompressores
Automobilísticos

Monografia apresentada ao Curso de Engenharia de Materiais e Manufatura, da Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade de São Paulo, como parte dos requisitos para obtenção do título de Engenheiro de Materiais e Manufatura.

Orientador: Prof. Dr. José Benedito Marcomini

Coorientador: Prof. Dr. Marcelo Martins

VERSÃO CORRIGIDA

São Carlos

2021

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

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Prof. Dr. Sérgio Rodrigues Fontes da EESC/USP com os dados inseridos pelo(a) autor(a).

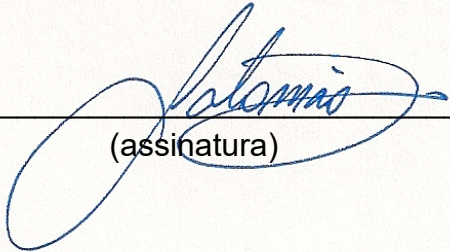
Lago Silva, Frederico L586c Caracterização de uma Superliga a base de Níquel Solubilizada e Envelhecida para Fabricação de Rotores de Turbocompressores Automobilísticos / Frederico Lago Silva; orientador José Benedito Marcomini; coorientador Marcelo Martins. São Carlos, 2021. Monografia (Graduação em Engenharia de Materiais e Manufatura) -- Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade de São Paulo, 2021. 1. Superliga de Níquel. 2. MAR-M246. 3. Turbocompressor. 4. Envelhecimento. 5. Inconel 713C. 6. Microfusão. I. Título.

FOLHA DE APROVAÇÃO

Candidato: Frederico Lago Silva
Título do TCC: Caracterização de uma Superliga a base de Níquel Solubilizada e Envelhecida para Fabricação de Rotores de Turbocompressores Automobilísticos
Data de defesa: 16/07/2021

Comissão Julgadora	Resultado
Professor Doutor José Benedito Marcomini (orientador)	APROVADO
Instituição: EESC - SMM	
Professor Doutor Iris Bento da Silva	APROVADO
Instituição: EESC - SEM	
Professor Doutor Marcelo Martins	APROVADO
Instituição: Centro Universitário Salesiano de São Paulo	

Presidente da Banca: **Professor Associado Rafael Salomão**



(assinatura)

DEDICATÓRIA

*Dedico esse trabalho à minha mãe,
que me ensinou a sentir, ao meu pai,
que me ensinou a pensar, à minha
irmã que me ensinou a viver e ao
meu padrinho, que me ensinou a
sorrir.*

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a todos que me protegem e olham por mim.

Agradeço meu pai e minha mãe por todo o suporte que sempre me deram em todas as minhas empreitadas, devo tudo a eles.

Agradeço a minha irmã por ser minha parceira e confidente incondicional, por me dar forças e motivação mesmo quando não havia mais expectativa.

Agradeço minha namorada por estar ao meu lado sempre, me tornando uma versão melhor de mim mesmo.

Agradeço ao senhor Miguel Dell'Agli e a Biagio Turbos, por abrirem as portas da empresa e me proporcionar a oportunidade única de, ainda como aluno de graduação, fazer um trabalho totalmente voltado para a indústria.

Agradeço o Dr. Prof. Marcelo Martins pela paciência, pela atenção, pela oportunidade, pela confiança e, principalmente, pelo conhecimento transmitido.

Agradeço o Dr. Prof. José Benedito Marcomini pela orientação atenciosa, pelo tempo dedicado, pela paciência e também pelo conhecimento passado.

Agradeço ao Victor Dell'Agli, sua equipe de fundição e todos os funcionários da Biagio envolvidos ou não no meu trabalho, pelo auxílio e colaboração nessa pesquisa.

Agradeço a todos os professores e professoras da USP São Carlos que me proporcionaram um crescimento pessoal, profissional e acadêmico único.

Agradeço o Dr. Prof. Marcelo Chinelatto e o Prof. Lucas Staff e todos envolvidos na minha iniciação científica por despertarem em mim o interesse em pesquisa acadêmica.

Agradeço ao Warthog Robotics, por ter sido minha segunda casa na faculdade e por ter me proporcionado experiências tão fantásticas, sejam elas no laboratório, em competições, ou com as amizades que levarei para a vida.

Agradeço todos os meus amigos e colegas que tornaram essa jornada inesquecível. Em especial ao Rasta, Atraso e Costa, do chamado Bloco do bloco, onde a base de muita risada e dedicação muitos trabalhos e memórias foram criados do nada.

Agradeço por último, mas de maneira nenhuma menos importante TODOS que de alguma forma se associam a Rep.Iranha, minha eterna casa. Lar é onde nós nos sentimos bem sendo nós mesmo e crescemos e melhoramos com isso. A Rep é família e é parte fundamental de tudo que sou hoje.

EPÍGRAFE

*“(...)Nestes últimos vinte anos
nada de novo há
no rugir das tempestades.
Não estamos alegres,
é certo,
mas também por que razão
haveríamos de ficar tristes? (...)”*
Vladimir Maiakovski, 1927

RESUMO

Silva, F. L. **Título:** Caracterização da Superliga MAR-M246 Solubilizada e Envelhecida por precipitação para Fabricação de Rotores de Turbocompressores Automobilísticos. 2021. 198 f. Monografia (Trabalho de Conclusão de Curso) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2021.

O MAR-M246 é uma superliga de níquel que apresenta ótimas propriedades mecânicas em altas temperaturas e um enorme potencial para aplicações automotivas, principalmente quando submetida ao tratamento de solubilização e envelhecimento. Por isso, amostras desse material foram fundidas, tratadas e testadas, para a observação da microestrutura, como para a avaliação do comportamento mecânico.

Durante todo o processo observaram-se empecilhos que dificultaram a evolução do trabalho, como a falta das bases de dados específicos para a liga ou o processo de solidificação, que provocou um deslocamento axial dos corpos de prova e, conseqüentemente, invalidou alguns deles. Por isso, os resultados enfatizam a importância de um bom controle dos processos, principalmente nas etapas de transição, mas indica que, mesmo com uma matriz não completamente composta da fase γ com precipitados de γ' , o MAR-M246 apresentou valores em torno de 955 MPa de Limite de Resistência (σ_R) sob tração a 750°C, valor esse que supera as propriedades do Inconel 713C, que é o material mais utilizado para a fabricação de turbocompressores automotivos e tem como valor para essa propriedade números próximos a 937 MPa.

Palavras-chave: MAR-M246; Endurecimento por precipitação; Turbocompressor; Superliga de níquel; Microfusão

ABSTRACT

Silva, F. L. **Characterization of Solubilized and Age-hardened Superalloy MAR-M246 for Automotive Turbocharger Rotor Manufacturing.** 2021. 198 f. Monografia (Trabalho de Conclusão de Curso) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2021.

MAR-M246 is a nickel superalloy that has excellent properties at high temperatures and a huge potential for automotive applications, especially when subjected to solubilization and aging treatment. Therefore, samples of this material were casted, treated and tested, for the observation of the microstructure, as well as for the evaluation of the mechanical behavior.

During the entire process, obstacles were observed that hindered the evolution of the paper, such as the lack of specific databases for the alloy or solidification process that warped and, consequently, invalidated some specimens. Therefore, the results emphasize the importance of good process control, especially in the transition stages, but indicate that, even with a matrix not completely composed of the γ phase with γ' precipitates, MAR-M246 has presented near to 955 MPa of Tensile Strength under traction at 750°C, a value that surpasses the properties of Inconel 713C, which is the most used material for the manufacture of automotive turbochargers and has a value for this property roughly 937 MPa.

Key words: MAR-M246; Aging hardening; Turbocharger

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Funcionamento de um turbocompressor	29
Figura 2 - Diagrama de fases hipotético para endurecimento por precipitação de uma liga de composição C_0	30
Figura 3- Esquemático mostrando dureza ou resistência em função do tempo para uma temperatura fixa durante processo de precipitação	32
Figura 4- Tempo de formação dos precipitados em uma liga supersaturada	33
Figura 5 - Sucata da superliga de níquel.	37
Figura 6 – Peça individual de sucata da superliga de níquel.....	37
Figura 7- Molde cerâmico (a) Corpo de prova pequeno (b) Corpo de prova ASTM A781	38
Figura 8 - (a) Molde sendo colocado no forno (b) Moldes sendo pré-aquecidos no forno a 1070°C ...	38
Figura 9 - Processo de fusão da superliga de níquel (a) Recém colocado no forno (b) Início da fusão do material (c) Material praticamente fundido por completo	39
Figura 10 - Preenchimento de moldes por gravidade (a) Preenchimento da panela com metal líquido (b) Metal líquido sendo vertido dentro do molda.....	40
Figura 11 - Processo de retirada da amostra da superliga de níquel para análise química (a) Retirada da amostra do forno (b) Resfriamento da amostra (c) Lixamento da amostra	41
Figura 12 - Superfície lixada para analisa química da superliga de níquel	41
Figura 13 - Micrografia da superliga de níquel bruto de fusão com escala de 500 μ m.	46
Figura 14 - Micrografia da superliga de níquel tratada com escala de 500 μ m.	46
Figura 15 – Superliga de níquel com matriz γ com precipitado interdendríticos.	47
Figura 16 – Superliga de níquel bruto de fusão com matriz gama evidenciando γ' primários, secundários e outros precipitados.....	47
Figura 17 - Micrografia da superliga de níquel tratado com escala de 500 μ m destacando a matriz dendrítica refinada.	48
Figura 18 - Micrografia da superliga de níquel tratada termicamente com escala de 20 μ m com indicação de precipitados.	48
Figura 19 - Diagrama de fase do MAR-M247® para grandes quantidades.	49
Figura 20 - Esquema ilustrativo do desalinhamento dos corpos de prova do ensaio de tração a quente	50
Figura 21 - Gráfico de tensão por deformação dos corpos de prova desalinhados	51
Figura 22 - Gráficos de tensão por deformação do ensaio de tração do MAR-M246	52
Figura 23 - Comportamento mecânico do Inconel 713C com variação de temperatura.....	54

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química do Inconel 713C em porcentagem	33
Tabela 2 - Especificações de propriedade mecânica para o 713C fundido	34
Tabela 3 - Efeito de tratamento térmico na liga 713C	34
Tabela 4 - Propriedades mecânicas com a variação de temperatura do 713C	35
Tabela 5- Composição química do MAR-M246 em porcentagem	35
Tabela 6 – Propriedades mecânicas do MAR-M246 em função de temperatura.....	36
Tabela 7 – Propriedades mecânicas do MAR-M246 em exposição prolongada em alta temperatura ..	36
Tabela 8 - Parâmetros do ensaio de tração a quente da superliga de níquel	42
Tabela 9 - Resultado da análise química da superliga de níquel com validações com e sem correções	43
Tabela 10 - Análise química do MAR-M246com validação	45
Tabela 11 - Resultado do ensaio de tração a quente da superliga de níquel.	50
Tabela 12 - Tabela comparativa das médias dos resultados com e sem o corpo 1017	53

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

µm	Micrometro
Al	Alumínio
ASTM	American Society for Testing and Materials
B	Boro
C	Carbono
cm	Centímetros
cm³	Centímetros cúbicos
Co	Cobalto
CP	Corpo de prova
cps	Corpos de prova
Cr	Cromo
Cu	Cobre
Fe	Ferro
g	Gramas
h	Horas
H₂O	Água
HCl	Ácido clorídrico
kg	Quilogramas
MEV	Microscópio eletrônico de Varredura
Mg	Magnésio
min	Minutos
mL	Mililitro
mm	Milímetro
Mo	Molibdênio
Mpa	Mega Pascal
Nb	Nióbio
Ni	Níquel
nm	Nanômetro
°C	Graus Celsius
P	Fósforo
S	Enxofre
Si	Silício
Ta	Tântalo
Ti	Titânio
V	Vanádio
W	Tungstênio
Zr	Zircônio

LISTA DE SÍMBOLOS

α	Fase solvente genérica
β	Fase soluta genérica
γ	Fase solvente do MAR-M246
γ'	Fase soluta do MAR-M246
θ	Fase genérica estável precipitada
θ'	Fase genérica de transição
θ''	Fase genérica de transição

Sumário

1. Introdução.....	27
2. Objetivo Geral	28
2.1. Objetivos específicos	28
3. Revisão de Literatura	29
3.1. Turbo compressor automotivo	29
3.2. Endurecimento por precipitação	29
3.3. Inconel 713C.....	33
3.4. MAR-M246.....	35
4. Materiais e Métodos.....	37
4.1. Fundição dos corpos de prova	37
4.1.1. Controle de porcentagem de ferro	37
4.1.2. Preparação dos moldes.....	38
4.1.3. Fusão do metal.....	39
4.1.4. Preenchimento dos moldes	39
4.1.4.1. Preenchimento por sucção a vácuo	39
4.1.4.2. Preenchimento por gravidade	39
4.1.5. Tratamento térmico.....	40
4.2. Análise química	40
4.3. Metalografia.....	41
4.4. Ensaio de tração.....	41
5. Resultados e Discussão	43
5.1. Análise química	43
5.2. Micrografia.....	45
5.3. Ensaio de tração.....	49
6. Conclusão.....	55
7. Referências.....	56

1. Introdução

O MAR-M246® é uma superliga de níquel que contém cromo, molibdênio, cobalto, titânio, alumínio entre outros elementos de liga, que permitem que esse material específico seja utilizado em aplicações de alta temperatura, como para a fabricação de rotores de turbocompressores automotivos (Baldan, 2009).

O MAR-M246® tem uma temperatura de fusão de entre 1315°C e 1345°C, uma densidade de 8,44 g/cm³ e uma estrutura policristalina composta majoritariamente por duas fases, chamadas de γ e γ' , além da comum presença de carbonetos e boretos, quem variam suas composições entre MC, M₆C, M₂₃C₆, MB₂, M₃B₂ além de uma fase chamada de μ (Baldan et al., 2017).

A manipulação dessas fases através do tratamento de endurecimento por precipitação é o que permite a utilização desse material para aplicações em alta temperatura (Baldan et al., 2017). Esse processo consiste em forçar uma estrutura das fases do material de modo que a resistência e a dureza sejam aumentadas. Para obter-se esse resultado, solubiliza-se o γ' em γ , “tempera-se” o material para que a estrutura monofásica seja mantida, de maneira supersaturada, na temperatura ambiente. Por fim, é feito um aumento leve de temperatura, que que facilita a precipitação fase γ' de maneira homogênea na matriz em partículas nanométricas, melhorando a dureza da liga (Porter & Easterling, 2008).

Com esse tratamento térmico, as propriedades do MAR-M246® ficam equiparáveis com as do Inconel 713C, que é o material mais comumente utilizado para rotores de turbocompressores automotivos. Esse material apresenta também um bom comportamento em alta temperatura e por isso é uma excelente opção para ser utilizada como referência para a aplicação (Azadi et al., 2017).

Para fazer essa comparação, foi preciso proceder com todo o processo de fundição e tratamento térmico do MAR-M246®, analisar a composição química, a microestrutura antes de depois do tratamento além de ensaios de tração para chegar em valores que pudessem ser comparados com os dados conhecidos do Inconel 713C.

Os resultados buscam determinar se o MAR-M246® após o tratamento teria condições de ser utilizado como matéria prima para a produção de rotores automotivos em seus turbocompressores. Para isso, é preciso saber quais os requisitos técnicos para essa aplicação em especial. A Biagio Turbos, que é referência no desenvolvimento de fabricação de turbos e turbinas automotivos no Brasil, foi consultada para que uma visão técnica fosse contemplada no projeto. Determinou-se então, que as solicitações que o rotor é submetido incluem ciclos de 700°C e picos de 750°C para turbos comuns, mas que para turbos de alta performance, como em caminhões de competição, os rotores podem chegar a trabalhar até duas horas com gases de escape na faixa de temperatura de 1000°C.

2. Objetivo Geral

O objetivo desse trabalho foi estudar a microestrutura e as características mecânicas a quente da superliga de níquel MAR-M246® na condição solubilizada e endurecida.

2.1. Objetivos específicos

Comparar as propriedades de limite de resistência a tração e limite de escoamento das ligas de Inconel 713C e MAR-M246® nas mesmas condições, com a intenção de determinar possíveis diferenças entre elas.

3. Revisão de Literatura

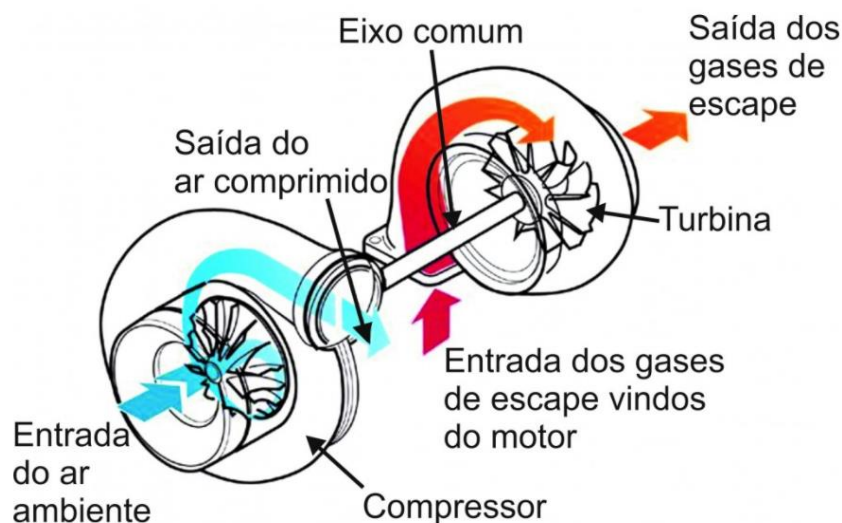
3.1. Turbo compressor automotivo

O turbocompressor tem como objetivo aproveitar-se da energia dos gases de escape de um sistema de combustão para potencializar o funcionamento do próprio motor, através de um processo cíclico. Em suma, os gases resultantes da combustão do motor, chamados gases de escape, ao invés de serem diretamente descartados na atmosfera, são redirecionados para uma turbina, que utiliza da energia para acionar um compressor de ar, que injeta mais ar na entrada do motor, aumentando assim a eficiência volumétrica, ou seja, colocando mais ar, e, conseqüentemente, mais oxigênio, em um espaço definido (Ghizoni & Costa, 2020).

Um turbo compressor pode ser dividido em três partes. Carcaça quente, central e fria. Cada uma delas está relacionada com um processo e, logo, está sob solicitações diferentes. Na carcaça quente, que é onde o foco desse estudo se concentra, os gases de escape provenientes do motor, que trabalham a cerca de 700°C, e que podem atingir picos de 750°C, são admitidos na turbina.

A energia cinética desses gases proporciona a rotação do rotor e depois é descartado para a atmosfera. Na carcaça central está a extensão do eixo que liga o rotor ao compressor, de modo que, por meio da transmissão de movimento coaxial, a rotação do rotor faz o compressor também se movimentar. O compressor, que fica na região da carcaça fria, admite o ar da atmosfera e injeta de volta no motor (Costantin, 2017). A Figura 1 é uma representação esquemática do funcionamento descrito acima.

Figura 1 - Funcionamento de um turbocompressor



Fonte: (Baldan, 2009)

Como já descrito acima, normalmente as condições as quais a carcaça quente está submetida são extremas. Temperatura, pressão, tempo de exposição, rotação, composição dos gases são alguns fatores que podem influenciar o funcionamento do sistema, assim como a integridade física das peças. Os valores de regimes de 700°C com picos de 750°C são considerados valores normais para a aplicação automotiva padrão. Entretanto, pensando em outras aplicações, os parâmetros mudam, como por exemplo, um caminhão de corrida utiliza turbos que necessitam suportar exposições de 2 horas trabalhando com gases de aproximadamente 1000°C. Tais situações exigem que os materiais envolvidos, principalmente o do rotor que ainda está sobre esforço dinâmico, tenha propriedades que se mantenham apropriadas na temperatura de trabalho.

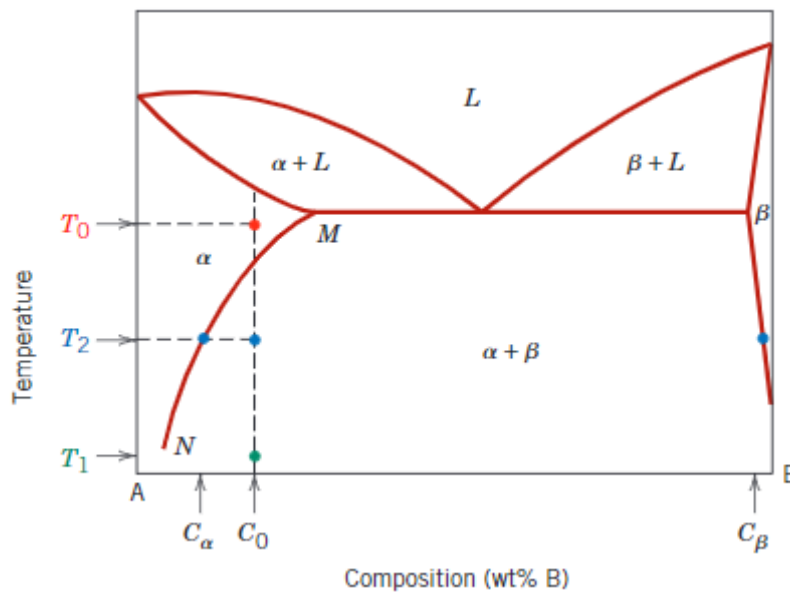
3.2. Endurecimento por precipitação

O processo de endurecimento por precipitação promove, por meio de tratamentos térmicos, a melhoria de propriedades mecânicas de um material através da manipulação das fases de uma liga. De modo geral, a

presença de pequenos precipitados uniformemente distribuídos na matriz possibilita maior resistência e dureza (Callister & Rethwisch, 2009).

Para obter os precipitados é preciso que a liga cumpra alguns requisitos para que esse tratamento de endurecimento por precipitação seja possível. Primeiramente, é preciso que haja um bom percentual de solubilidade entre os componentes, para que resulte em uma boa quantidade de precipitado ao fim do processo. Outro requisito importante é que o limite de solubilidade decaia rapidamente com a diminuição de temperatura. O diagrama hipotético, na Figura 2, serve de exemplo para explicação do processo (Callister & Rethwisch, 2009).

Figura 2 - Diagrama de fases hipotético para endurecimento por precipitação de uma liga de composição C_0



Fonte: CALLISTER Jr.; W.D. “Materials Science and Engineering”, 2010.

Na Figura 2 a liga em questão tem composição C_0 o que significa que em T_1 coexistem α e β enquanto em T_0 existe uma solução sólida contendo apenas a fase α . Observa-se também, que o limite de solubilidade varia consideravelmente com a redução de temperatura, o que torna esse material apropriado para o procedimento de endurecimento por precipitação (Askeland et al., 2010).

O processo que promove a melhoria de propriedades é, na verdade, a soma de três tratamentos térmicos, que podem ser considerados como etapas de um procedimento. O primeiro processo aplicado consiste em solubilizar uma fase na outra, no caso do diagrama da Figura 2, eleva-se a temperatura até T_0 , onde após um tempo de estabilização, β dissolve-se completamente na solução sólida α (Meyers & Chawla, 2009). A temperatura e tempo de solubilização deve ser de tal modo que uma fase solubilize completamente na matriz (Reed-Hill, 1982). Concluída a primeira etapa que promove a formação da solução sólida, tempera-se a solução para uma temperatura abaixo do limite de solubilidade para a composição da liga, representado por T_1 na Figura 2, de modo que mesmo que localizado em uma região do diagrama na qual deveria haver uma mistura heterogênea, a taxa de resfriamento deve ser alta o suficiente para manter o sistema como homogêneo e meta estável (Callister & Rethwisch, 2009).

Nessa situação, o material apresenta baixa dureza e a difusão em baixa temperatura permite que a mistura se mantenha monofásica por um longo período, que representa uma condição metaestável do ponto de vista termodinâmico. Deste modo, a aplicação do material em cenários de grande sollicitação mecânica não seria apropriada (Askeland et al., 2010).

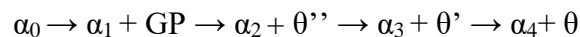
O processo seguinte tem como função utilizar-se da metaestabilidade resultante do tratamento de solubilização para melhorar as propriedades mecânicas. Para isso, o material passa pelo tratamento térmico de envelhecimento, no qual ele é aquecido a uma temperatura menor que o limite de solubilidade para a composição de liga, no caso da Figura 2 essa temperatura é representada por T_2 , para que haja o aumento da difusão, permitindo que a fase β precipite de forma homogênea na matriz α . A temperatura T_2 é mantida até que a precipitação esteja de acordo com as propriedades desejadas (Meyers & Chawla, 2009).

A formação dos precipitados depende majoritariamente de dois processos. O primeiro é a nucleação, no qual os primeiros cristais da segunda fase, que geralmente é a de menor quantidade na liga, começam a aparecer na fase mais abundante (matriz). A partir desses núcleos criados na matriz, é que surge a fase precipitada, através do segundo processo, o crescimento. Este processo acontece a partir da difusão dos elementos supersaturados na solução sólida próximos aos cristais formados na nucleação, permitindo a expansão da segunda fase. Uma vez inicia nucleação, o crescimento pode acontecer enquanto cristais de fase β ainda estão sendo nucleados, de modo que a nova fase pode se formar na matriz tanto a partir do surgimento de novos cristais como no crescimento de pontos já nucleados (Reed-Hill, 1982).

Na temperatura T_2 , somente a quantidade C_a do elemento “B” é dissolvido na solução sólida a que é a matriz. Porém, a liga contém uma concentração C_0 do elemento “B”, que é maior do que C_a . A diferença de concentração, isto é, $C_0 - C_a$, irá precipitar na forma de partículas muito pequenas da fase β , da ordem de nanômetros (nm), na matriz α , as quais, por meio do efeito “*pinning*” promoverão o bloqueio das linhas de discordâncias e, por conseguinte, a melhoria das propriedades mecânicas (Callister & Rethwisch, 2009).

Na prática, esses tratamentos térmicos alteram a microestrutura do material com a intenção de alterar as propriedades. Na precipitação o mecanismo interno é fundamental para entender como e por que acontece cada etapa do processo. Partindo de uma solução supersaturada ao final da etapa de têmpera, começa-se o aquecimento do material para que o elemento de liga ganhe mobilidade a partir da difusão, formando, de maneira dispersa, pequenos aglomerados, chamados de zonas de *Guinier & Preston* (GP), do elemento de liga na matriz metálica. Essas zonas GP não são uma fase estável, mas, devido ao fato de sua estrutura ser extremamente semelhante com a estrutura da matriz, a barreira energética para sua formação é muito mais baixa que a da fase estável, que tem uma estrutura cristalina mais complexa, e por isso as zonas GP são nucleadas no lugar da fase estável (Porter & Easterling, 2008).

Após a formação das zonas, seguem as transformações de fase que levam até a precipitação da fase estável final θ . Esse processo acontece com o surgimento de chamadas “fases de transição”, que nada mais são que fases que se derivam das zonas GP e se transformam em uma fase estável. Essas fases são chamadas de θ'' e θ' e são formadas respectivamente, como mostrará a Figura 3. Esse processo é contínuo, de modo que uma fase é gerada a partir a anterior, até que se chegue em θ . O esquema abaixo ilustra as transformações e as composições de cada etapa do processo (Porter & Easterling, 2008).



Onde: α_0 – Fase homogênea supersaturada

α_1 – Composição da matriz em equilíbrio com as zonas GP

GP – Zonas *Guinier & Preston*

α_2 – Composição da matriz em equilíbrio com θ''

θ'' – Primeira fase de transição

α_3 – Composição da matriz em equilíbrio com θ'

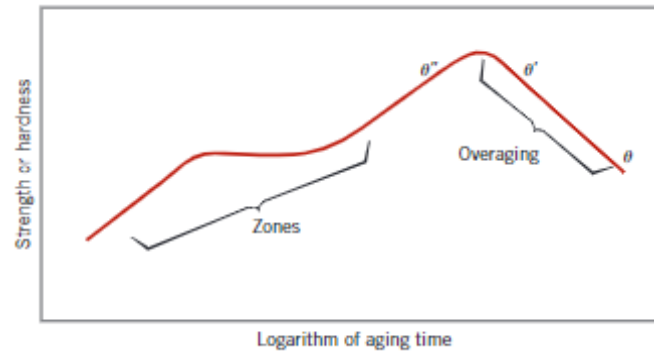
θ' – Segunda fase de transição

α_4 – Composição da matriz em equilíbrio com θ

θ – Fase estável precipitada

(Porter & Easterling, 2008).

Figura 3- Esquemático mostrando dureza ou resistência em função do tempo para uma temperatura fixa durante processo de precipitação



Fonte: CALLISTER Jr.; W.D. “Materials Science and Engineering”, 2010.

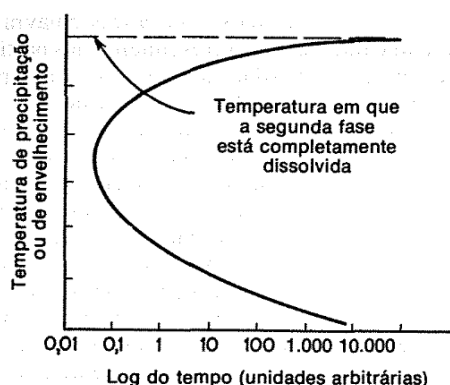
Considerar desde as zonas até a fase de equilíbrio θ é crucial para o controle das propriedades, visto que cada uma dessas etapas afeta a rede cristalina de uma maneira diferente. Assim, com a distorção da rede observa-se melhoria das propriedades mecânicas do material, pois distribui mais linhas de discordância na estrutura, tornando a liga mais resistente a tensões. No caso das zonas, o tamanho reduzido tende a afetar menos a rede cristalina, todavia, o aumento desses aglomerados perturba a rede o suficiente para obter melhorias nas propriedades. Quando o crescimento dessas zonas atinge tamanhos críticos forma-se a primeira fase de transição θ'' . Esta é fase que mais difere da estrutura do material, e logo o que mais potencializa as propriedades mecânicas. Porém, o aumento da formação dessa fase também se torna crítica possibilitando o surgimento de θ' e θ , respectivamente. Essas duas fases caminham na direção da adaptar-se à rede do material, prejudicando assim as propriedades mecânicas já conquistadas com a presença de θ'' (Askeland et al., 2010).

Portanto, é fundamental ter um controle sobre a formação dos precipitados, e isso depende da temperatura e do tempo de aquecimento da solução. Espera-se um equilíbrio entre a velocidade de formação e a quantidade de precipitados, pois um cenário ideal contempla a formação de todos os precipitados o mais rápido possível, evitando assim a longa exposição de cristais θ' ou θ (Reed-Hill, 1982).

Em temperaturas muito baixas, a difusão é muito lenta, o que exige uma longa exposição de solução que irá nuclear diversos cristais, mas por conta da demora no crescimento vão se estabilizar para θ' ou θ antes que a etapa de crescimento seja completa. Por outro lado, temperaturas que beiram a temperatura de solubilização, promovem poucas nucleações, pois a liga não está suficientemente supersaturada, de modo que alta velocidade de difusão não é capaz de superar a baixa nucleação dos cristais (Reed-Hill, 1982).

Assim, busca-se uma temperatura ótima que irá favorecer o endurecimento da liga. A Figura 4 mostra que uma temperatura média promove uma precipitação rápida, pois associa a alta taxa de nucleação com as altas velocidades de difusão (Reed-Hill, 1982).

Figura 4- Tempo de formação dos precipitados em uma liga supersaturada



Fonte: (Reed-Hill, 1982)

Esse controle das fases depende tanto da temperatura de precipitação como do tempo de permanência. O aumento da temperatura de precipitação acelera o processo. O tempo de exposição permite que a cinética química forme as fases seguintes em direção ao equilíbrio. Portanto, é possível resfriar o material para temperatura ambiente no momento que θ'' está no seu limite, assim como a dureza ou resistência. Todavia, possibilitar a formação das fases seguintes, reduzindo as propriedades mecânicas, é um fenômeno indesejado chamado de super envelhecimento, ou “*overaging*”, mostrado na Figura 3 (Askeland et al., 2010).

3.3. Inconel 713C

Um material comumente utilizado para na fabricação de turbocompressores é a liga de níquel denominada Inconel 713C, utilizada principalmente na fabricação de rotores. Esse material se faz válido para essa aplicação pelo seu alto desempenho e estabilidade nas temperaturas de serviço da uma turbina (Azadi et al., 2017). A composição química do Inconel encontra-se descrita na

Tabela 1.

Tabela 1 - Composição química do Inconel 713C em porcentagem

Elemento	Nominal, %	Faixa (ASM 5391)
Cr	12,5	12,00 - 14,00
Mo	4,2	3,80 - 5,20
Nb + Ta	2,2	1,80 - 2,80
Al	6,1	5,50 - 1,00
Ti	0,8	0,5 - 1,00
C	0,12	0,08 - 0,02
B	0,012	0,005 - 0,015
Zr	0,1	0,05 - 0,15
Si	-	0,50 max
Mg	-	0,25 max
Fe	-	2,5 max
Cu	-	0,5 max
Ni	Balanço	Balanço

(Adaptado de (*Engineering Properties of ALLOY 713C 2 CONTENTS*, n.d.-a))

Observa-se a presença de alumínio e titânio. Esses elementos têm uma grande importância no tratamento térmico de endurecimento, pois são decisivos na morfologia da fase γ' , que influencia diretamente o efeito

“pinnig” (Ges et al., n.d.). O molibdênio é responsável pela ação anticorrosiva em alta temperatura. Nota-se também a ausência de cobalto na composição, que é um elemento que melhora as propriedades mecânicas a quente do material, o que é uma limitação da liga.

Quanto as propriedades mecânicas, a ASM 5391 determina requisitos para o 713C fundido, descritas na Tabela 2.

Tabela 2 - Especificações de propriedade mecânica para o 713C fundido

Limite de resistência a tração			
Temperatura, °C	Tensão, Mpa	Vida, min	Alongamento, % em 4D
982,22	0,15	30	5
Propriedades de Tensão			
Temperatura de teste, °C	0,2% Limite de escoamento, Mpa	Tensão, Mpa	Alongamento, % em 4D
21,11	689,47	758,42	5

(Adaptado de “Engineering Properties of (*Engineering Properties of ALLOY 713C 2 CONTENTS*, n.d.-a))

Pensando especificamente na aplicação em rotores, esperasse um determinado comportamento mecânico do material selecionado para a faixa de temperatura de serviço. No caso do 713C, um dos recursos utilizados para garantir essa funcionalidade é o tratamento térmico, já descrito, de solubilização e endurecimento por precipitação, o qual potencializa as propriedades de superliga até a faixa de 926,67°C – 1037,78°C. Manter a estabilidade das propriedades entre essas temperaturas garante um bom comportamento do material tanto na temperatura de serviço do rotor, assim como nos picos de temperatura que os gases de escape podem solicitar. O processo é feito com o aquecimento por duas horas na temperatura de 1176,67°C, em atmosfera inerte, vácuo ou argônio, seguido por um resfriamento ao ar que já possibilita a metaestabilidade da liga. Até essa etapa as propriedades mecânicas do material sofrem uma redução nos valores, principalmente na faixa de temperatura de serviço, aproximadamente 732,22°C. Posteriormente, é executada a etapa de endurecimento por precipitação, mantendo a liga à 926,67°C por 16 horas seguido de um resfriamento ao ar. A Tabela 3 demonstra as variações de propriedade do 713C para diferentes etapas do tratamento térmico e temperaturas de serviço (adaptado de (*Engineering Properties of ALLOY 713C 2 CONTENTS*, n.d.-a))

Tabela 3 - Efeito de tratamento térmico na liga 713C

Condição	Temperatura, °C	Tensão, MPa	Tempo de ruptura, h	Alongamento, %
Fundido	926,67	206,84	76	7
2 hr em 1220°C	926,67	206,84	121	4
2h em 1220°C + 16 hr em 930°	926,67	206,84	131	5
Fundido	732,22	620,53	232	5
2 hr em 1220°C	732,22	620,53	28	2
2h em 1220°C + 16 hr em 930°	732,22	620,53	274	5

(Adaptada de “(*Engineering Properties of ALLOY 713C 2 CONTENTS*, n.d.-a))

Como a aplicação em rotores depende fundamentalmente da temperatura de serviço, é crucial entender o comportamento mecânico da liga para a variação de temperatura na qual o material estará exposto. A Tabela 4 abaixo mostra a variação das propriedades com a mudança de temperatura.

Tabela 4 - Propriedades mecânicas com a variação de temperatura do 713C

Temperatura, °C	Limite de escoamento, Mpa	Resistência à tração, MPa	Alongamento, %	Redução de área, %
21,11	734,89	848,06	7,9	11,6
573,78	704,64	865,98	9,7	17
648,89	718,43	866,67	6,7	10,5
760,00	744,63	937,69	5,9	10,5
815,56	655,7	830,81	6	11,5
871,11	497,11	726,7	13,9	20
926,67	384,72	588,12	11,8	17,7
982,22	304,75	471,6	19,7	25

(Adaptada de (*Engineering Properties of ALLOY 713C 2 CONTENTS*, n.d.-a))

A partir desses conjuntos de dados, será possível avaliar o desempenho de outras ligas para a mesma aplicação, de rotores de alta performance, comparados à liga mais comumente utilizada para tal, o Inconel 713C.

3.4. MAR-M246

A liga MAR-M246 é uma superliga de níquel, que conta com a presença de cobalto e tungstênio o que permite que esse material tenha um bom comportamento mecânico em altas temperaturas. Por esse motivo, uma das principais aplicações dessa superliga é a fabricação de rotores (Alkmin et al., 2021).

A composição da MAR M 246 com valores nominais e as faixas estão destelhadas na

Tabela 5.

Tabela 5- Composição química do MAR-M246 em porcentagem

Elemento	% Nominal	Faixa %
C	0.15	0.13 - 0.17
Si	-	0 - 0.20
Mn	-	0 - 0.20
S	-	0 - 0.0.15
Cr	9	8.0 - 10.0
Ni	60	Balanço
Mo	2.5	2.25 - 2.75
Co	10	9.0 - 11.0
W	10	9.0 - 11.0
Al	5.5	5.25 - 5.75
Cu	-	0 - 0.10
Ti	1.5	1.25 - 1.75
Fe	-	0 - 1.0
Ta	1.5	1.25 - 1.75
Zr	0.05	0.03 - 0.08
B	0.015	0.010 - 0.020

Fonte: Adaptado de (*MAR-M 246 Chemical Information, Mechanical Properties*, n.d.)

Observa-se na composição a presença de alguns elementos que refletem no comportamento da liga. Entre eles, há o molibdênio e o tungstênio, que tem a função de promover maior resistência a fluência, assim como diminuir o coeficiente de difusão (Costa, 2014), o cromo, que atua na resistência a oxidação, o tântalo que ajuda na resistência dos carbetos, além da presença de alumínio e titânio para favorecer a precipitação de γ' , melhorando assim a resistência mecânica (Baldan et al., 2017).

Essa composição forma uma liga com boa resistência mecânica, inclusive em temperaturas mais elevadas, como mostra a

Tabela 6.

Tabela 6 – Propriedades mecânicas do MAR-M246 em função de temperatura

Limite de resistência a tração (Mpa)		0,2% Limite de escoamento (Mpa)		Alongamento (%)				
21°C	538°C	1093°C	21°C	538°C	1093°C	21°C	538°C	1093°C
965	1000	345	860	860	-	5	5	-

Fonte: Adaptado de (Donachie & Donachie, 2002)

Nota-se na tabela acima que entre os 21°C e 538°C o comportamento mecânico é bem regular, mesmo que, para o limite de resistência a tração o valor seja maior em 538°C. Observa-se também que para a temperatura de 1093°C ou o valor é extremamente baixo, como no caso do limite de resistência a tração, ou não foram documentados, o que indica que a partir de certa temperatura o comportamento mecânico da liga é decisivamente prejudicado.

Entretanto, para a aplicação em alta temperatura, é preciso saber também o efeito da exposição prolongada a certas temperaturas. A Tabela 7 mostra a relação das propriedades mecânicas de acordo com o tempo de exposição (patamar) em diferentes temperaturas.

Tabela 7 – Propriedades mecânicas do MAR-M246 em exposição prolongada em alta temperatura

TEMPERATURA	815°C		870°C		980°C	
PATAMAR	100h	1000h	100h	1000h	100h	1000h
LIMITE DE RESISTÊNCIA A TRAÇÃO (MPA)	525	435	440	290	195	125

Fonte: Adaptado de (Donachie & Donachie, 2002)

Com a Tabela 7, observa-se que independente da temperatura, o maior Patamar afeta o comportamento mecânico negativamente. Além disso, como já foi observado, o aumento de temperatura diminui a Limite de resistência a tração, mas não de forma linear, dado que para diferentes temperaturas em mesmo Patamar há uma variação que demonstra um valor maior acima de 815°C, porém inferior a 980°C.

A densidade do MAR M 246 é de 8,44g/cm³ e seu ponto de fusão variam em torno de 1315°C e 1345°C. A solidificação dessa liga acontece com a formação de uma estrutura dendrítica, com a formação de carbetos Inter dendríticos (Baldan et al., 2017). Devido e essa estrutura de solidificação, o tratamento de solubilização e endurecimento torna-se uma opção viável para essa liga em especial, pois existe a possibilidade de fazer a precipitação controlada desses carbetos.

Por esse conjunto de propriedades, a superliga de níquel MAR M 246 é uma excelente candidata para a aplicação de rotores de carcaça quente de turbocompressores de caminhões, pois indica que seu comportamento mecânico é adequado para as solicitações dessa aplicação específica.

4. Materiais e Métodos

4.1. Fundição dos corpos de prova

A primeira etapa de todo o procedimento foi a micro fusão da superliga de níquel dividida em três peças diferentes. Além dos dois corpos de prova, sendo um o ASTM A781 e o outro o corpo de prova reduzido padronizado, foi fundido também um conjunto de cachos de rotores do modelo M7787.

4.1.1. Controle de porcentagem de ferro

Foram obtidos aproximadamente 120kg de material em forma de sucata como mostrado Figura 5 e na Figura 6. Segundo o fornecedor, as peças originais continham peças de ferro associadas à superliga de níquel. Como a liga tem um limite de 1,0% de Fe na sua composição, foram necessárias diversas medidas para evitar a contaminação do metal líquido. Primeiramente, o forno no qual o material seria fundido foi limpo antes da utilização, pois como é um forno utilizado no dia a dia da empresa, era possível que resquícios de materiais com altas porcentagens de ferro se misturassem na liga. Foi preciso também inspecionar visualmente todas as peças para confirmar a ausência de componentes ferrosos e assim evitar a contaminação da liga com a presença do ferro. Finalmente, utilizou-se da análise química em diferentes posições da sucata para garantir que a formulação era uniforme em toda a peça, o que foi confirmado.

Figura 5 - Sucata da superliga de níquel.



Fonte: Do autor

Figura 6 – Peça individual de sucata da superliga de níquel



Fonte: Do autor

4.1.2. Preparação dos moldes

O processo de micro fusão exige uma preparação prévia dos moldes para a fundição das peças. Inicialmente, injetou-se em cera os modelos com os canais de alimentação das três peças que seriam fundidas. Esses moldes foram colados em cachos e passaram pelos banhos cerâmicos primário e secundário para a formação do molde negativo das peças. No banho primário as peças foram submersas em sílica coloidal e farinha da zirconita e passadas na areia de zircônio. Após uma secagem de três horas, acontece o banho secundário, também chamado de backup, que é um processo repetido quatro vezes com intervalos de oito horas de secagem, no qual as peças passam pelo banho de mulita e chamote de silicato de alumina.

Finalmente, os moldes verdes são levados ao forno a 1050°C por 90 minutos para sinterização além da retirada da cera em estado fundido. Após o fim desses processos, obteve-se os moldes que seriam usados no processo de fundição. A Figura 7 ilustra respectivamente os moldes do corpo de prova reduzido e do ASTM A781.

Figura 7- Molde cerâmico (a) Corpo de prova pequeno (b) Corpo de prova ASTM A781



Fonte: Do autor

Com os moldes prontos e a matéria prima devidamente separada foi possível executar o processo de fundição, que começa com o aquecimento dos moldes a 1070°C, durante uma hora, para evitar que um choque térmico danificasse os mesmo em contato com o material quente. A Figura 8 mostra o processo de pré-aquecimento dos moldes.

Figura 8 - (a) Molde sendo colocado no forno (b) Moldes sendo pré-aquecidos no forno a 1070°C



Fonte: Do autor

4.1.3. Fusão do metal

Simultaneamente, iniciou-se o processo de fusão material, onde as peças de sucata foram colocadas em um forno e a temperatura foi elevada para 1410°C em uma atmosfera inerte de argônio, para evitar oxidação do material. A matéria prima (sucata de peças) foi sendo adicionada ao forno aos poucos para melhor acomodação. A Figura 9 mostra os diferentes estágios do processo de fusão da superliga de níquel.

Figura 9 - Processo de fusão da superliga de níquel (a) Recém colocado no forno (b) Início da fusão do material (c) Material praticamente fundido por completo



Fonte: Do autor

4.1.4. Preenchimento dos moldes

Com o material fundido iniciou-se os processos de preenchimento dos moldes. Inicialmente, por sucção a vácuo e posteriormente por gravidade.

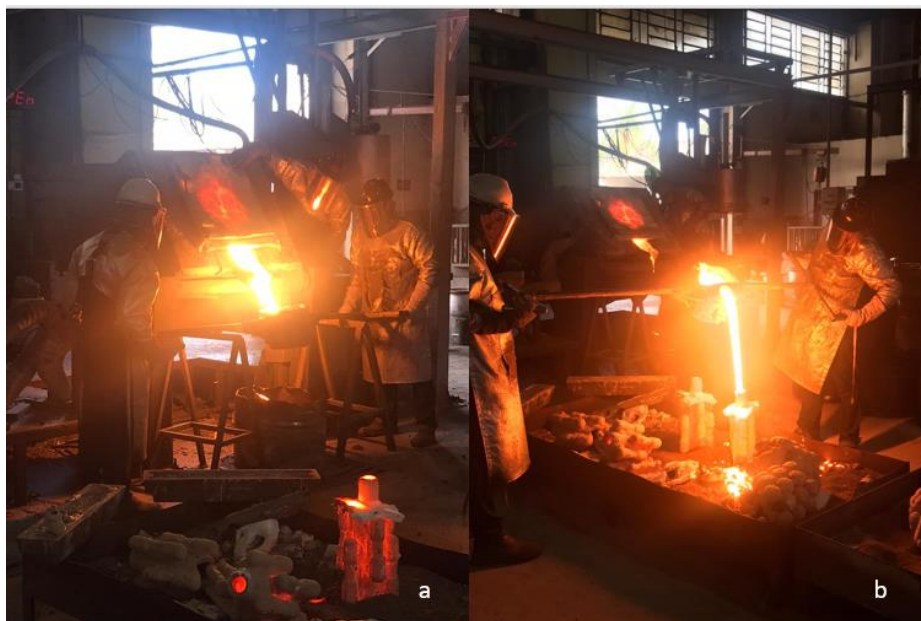
4.1.4.1. Preenchimento por sucção a vácuo

No primeiro processo, o molde foi retirado do forno e colocado manualmente com a cavidade voltada para baixo onde uma bomba de vácuo retira o metal líquido do forno e pressiona este na cavidade do molde. Para esse processo, é importante a determinação de dois fatores, a temperatura do material e o tempo de aplicação de pressão do vácuo. Como essas variáveis são dependentes de circunstâncias como viscosidade do material e geometria do molde, a determinação dos valores de tempo e temperatura foi feita empiricamente para cada molde. Foram preenchidos os três tipos de peça por esse processo.

4.1.4.2. Preenchimento por gravidade

Com o restante do material líquido no forno, utilizou-se o método de preenchimento por gravidade para fazer somente corpos de prova padronizados. Nesse processo, a cavidade do forno é inclinada para preencher a uma panela com hastes longas que é utilizada para verter o metal líquido dentro dos moldes cerâmicos. A Figura 10 mostra o processo de preenchimento dos moldes por gravidade.

Figura 10 - Preenchimento de moldes por gravidade (a) Preenchimento da panela com metal líquido (b) Metal líquido sendo vertido dentro do molda



Fonte: Do autor

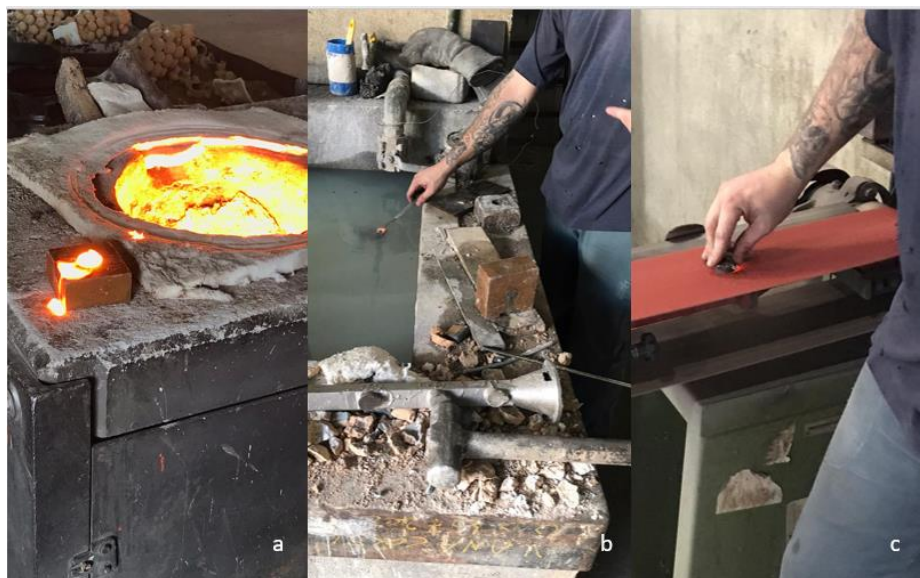
4.1.5. Tratamento térmico

Ao fim do processo, foram obtidos 8 corpos de prova do modelo ASTM A781 e 4 dos modelos reduzidos. Parte desses corpos foram submetidos aos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento para uma futura análise comparativa. Foram selecionados 6 corpos de prova que foram colocados a 1200°C por 5,5h e posteriormente envelhecidos por 20h a 780°C, segundo o trabalho de Baldan, 2017.

4.2. Análise química

Assim que o material foi completamente fundido retirou-se, para a análise química, uma amostra do material líquido, que foi resfriado em água e em seguida lixado. A Figura 11 mostra todo o processo de preparo da amostra até chegar na superfície mostrada na Figura 12. Esses resultados serviram tanto como referência para o processo de fundição, como posteriormente para análise de resultados. O equipamento usado foi um Metal Lab 75/80 MLV. Entretanto, o equipamento não tinha a base para leitura da composição química da superliga de níquel, o que gerou limitações para medir Ta e W, além de ter apresentado erros de leitura para o Al. As correções utilizadas, assim com os resultados da análise estão descritos em 5.1.

Figura 11 - Processo de retirada da amostra da superliga de níquel para análise química (a) Retirada da amostra do forno (b) Resfriamento da amostra (c) Lixamento da amostra



Fonte: Do autor

Figura 12 - Superfície lixada para análise química da superliga de níquel



Fonte: Do autor

4.3. Metalografia

A metalografia foi feita utilizando o reagente Kalling número 2. Esse método de análise consiste em pegar uma amostra do material e, após embuti-la em resina, aplicar um processo da lixamento e polimento na superfície das amostras até que seja feito um ataque químico para evidenciar determinadas características da estrutura do material. No caso dessa metalografia, foi o utilizado como ataque o reagente Kalling, que é composto de 2g de cloreto cúprico, uma quantidade entre 40mL e 80mL de metanol, 40mL de H₂O e 40mL HCl (Baldwin, 2004).

4.4. Ensaio de tração

Os ensaios de tração a quente dos corpos de provas tratados foram feitos segundo a norma ASTM E21 em um laboratório especializado. Tomou-se como parâmetros de ensaio temperaturas, velocidades e

atmosferas constantes. Foram ensaiados seis corpos de prova do formato cilíndrico com cabeça de rosca M14 x 2,0. A preparação dos cps exigiu que o laboratório usinasse as peças e, segundo relato dos técnicos, houve dificuldade para a extração do material. Os corpos foram identificados pelo laboratório de acordo com um sistema de numeração próprio, e que foi replicado nesse trabalho para facilitar o controle. A

Tabela 9 mostra os parâmetros para o ensaio de tração a quente utilizados.

Tabela 8 - Parâmetros do ensaio de tração a quente da superliga de níquel

Norma	ASTM E21	
Velocidade	0,2 - 2,0 (mm/min)	Constante
Temperatura de ensaio	750°C	Constante
Temperatura Ambiente	25°	Constante
Atmosfera		Constante

Fonte: Do autor

5. Resultados e Discussão

5.1. Análise química

O primeiro resultado a ser estudado é a análise química, pois é o resultado que vai determinar a validade do resto do estudo, de modo que variação das porcentagens dos elementos pode influenciar nas propriedades e, conseqüentemente, nos resultados. Como já foi descrito em 4.2, a amostra para a análise química foi retirada diretamente do cadinho de fundição, resfriada e analisada em loco. Foi descrito também que o equipamento não tinha a base adequada para a análise da superliga de níquel e por isso foram feitas correções nas medidas para a sequência do trabalho. Essa análise sem a base adequada faz com que certos elementos acima de certas concentrações não sejam captados, assim como o equipamento capta elementos que não estão com as margens definidas na composição da superliga de níquel na literatura, como P, V e o Nb. Essas porcentagens foram tabuladas, mas não foi possível validar se essas quantidades eram adequadas para essa liga.

A tabela abaixo mostra a comparação dos valores obtidos, com e sem correção, com a as especificações encontradas para a superliga. A

Tabela 9 indica também se os valores da amostra estão ou não dentro das especificações para a liga.

Tabela 9 - Resultado da análise química da superliga de níquel com validações com e sem correções

Elemento	Referência		Amostra		Amostra Corrigida	
	% Nominal	Faixa %	%	Validação	%	Validação
C	0,15	0,13 - 0,17	0,245	Não	0,245	Não
Si	0	0 - 0,20	0,037	Sim	0,037	Sim
Mn	0	0 - 0,20	0,066	Sim	0,066	Sim
S	0	0 - 0,015	0,002	Sim	0,002	Sim
Cr	9	8,0 - 10,0	9,336	Sim	9,336	Sim
Ni	60	Balanço	69,538	Sim	69,538	Sim
Mo	2,5	2,25 - 2,75	2,179	Não	2,179	Não
Co	10	9,0 - 11,0	9,077	Sim	9,077	Sim
W	10	9,0 - 11,0	>3,500	Indefinido	10	Sim
Al	5,5	5,25 - 5,75	2,659	Não	5,5	Sim
Cu	-	0 - 0,10	0,025	Sim	0,025	Sim
Ti	1,5	1,25 - 1,75	1,481	Sim	1,481	Sim
Fe	-	0 - 1,0	0,138	Sim	0,138	Sim
Ta	1,5	1,25 - 1,75	N/A	Indefinido	1,5	Sim
Zr	0,05	0,03 - 0,08	0,02	Não	0,02	Não
B	0,015	0,010 - 0,020	0,006	Não	0,006	Não
P	N/A	N/A	0,008	Indefinido	0,008	Indefinido
V	N/A	N/A	0,022	Indefinido	0,022	Indefinido
Nb	N/A	N/A	0,103	Indefinido	0,103	Indefinido
Soma	100,215		98,442		109,283	

Fonte: Do autor

Primeiramente observa-se que de certa forma a análise feita condiz com o a referência bibliográfica. Independentemente da correção, observa-se valores insatisfatórios de B, Zr, Mo e C, todos esses apresentam quantidades menores do que o esperado para a superliga de níquel. Ao tratar da correção feita é preciso observar que está assumiu os valores médios das margens propostas. Entretanto, essa padronização que alterou os valores do Al, Ta e W fez com que a soma das porcentagens fosse muito superior a 100%. Como durante a evolução desse trabalho foi impossível realizar outra etapa de análise química, foi preciso tirar conclusões a partir desses valores.

A soma dos valores não corrigidos da 98,442%, que, mesmo que indique a ausência de alguns componentes, mostra que a análise feita está bem próxima do balanço. A correção proposta sugere a utilização de valores de 10%, 5,5% e 1,5% para W, Al e Ta, respectivamente. Todavia, a soma das porcentagens, com esses valores, fica em 109,283%, que é um valor muito acima do aceitável para uma soma que deveria dar próxima de 100%. Com isso, conclui-se que um ou mais dos valores adotados pode estar incorreto. Avaliando cada um individualmente, observa-se que ao manter os valores de Al e Ta não corrigidos e alterar do valor do W, a soma fica 106,442%, que ainda é uma variação alta comparada com a da soma não corrigida. Ao manter os valores de W e Ta, corrigindo apenas o Al, obtém-se uma soma de 102,783, que já é uma variação mais próxima da variação encontrada na medida não corrigida (aproximadamente 2%), mas ainda é um valor superior a 100%, o que não é o ideal. Por último, fixou-se os valores de W a Al e corrigiu-se somente o valor do Ta de 0 para 1,5%, resultando numa soma de 99,942%. Essa metodologia não garante a validade de nenhum desse três dados, mas indica que tanto o Al como W podem estar abaixo da quantidade ideal, pois o excedente da soma é maior que a faixa de variação aceita para a liga. Com isso, assumiu-se que a quantidade de Ta está dentro do padrão, enquanto as do Al e do W foram tratadas como indefinidas, e por isso não foram fixados valores para nenhum desses três elemento. Dessa forma, adotou-se a Tabela 10 como padrão de análise química da amostra.

Tabela 10 - Análise química do MAR-M246 com validação

Elemento	%	Comparação
C	0,245	Abaixo
Si	0,037	Sim
Mn	0,066	Sim
S	0,002	Sim
Cr	9,336	Sim
Ni	69,538	Sim
Mo	2,179	Abaixo
Co	9,077	Sim
W	aprox 3,5	Indefinido
Al	aprox 2,659	Indefinido
Cu	0,025	Sim
Ti	1,481	Sim
Fe	0,138	Sim
Ta	aprox 1,5	Sim
Zr	0,02	Abaixo
B	0,006	Abaixo
P	0,008	Indefinido
V	0,022	Indefinido
Nb	0,103	Indefinido

Fonte: Do autor

Dada a tabela acima, observando a insuficiência de Mo, e a possível de falta de W e Al, espera-se alguns resultados que reflitam esses valores. Uma variação na resistência mecânica poderá ser observada peça falta de Mo e do W, assim com a pouca quantidade de alumínio pode afetar a precipitação de γ' .

5.2. Micrografia

Para ter uma primeira visão das microestruturas da superliga de níquel, utilizou-se da metalografia, A composição do reagente Kalling, descrito em 4.3, promove, após o ataque, a visualização da austenita com tons claros, e não afeta os carbeto, de modo que estes são identificados brancos, além da martensita e da ferrita serem de tons escuros nas imagens.

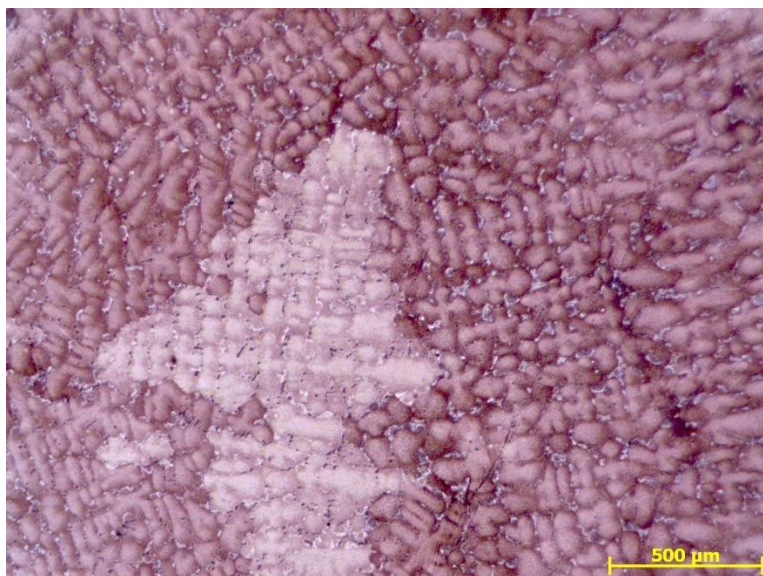
Foram feitas metalografias de amostras da superliga de níquel no estado bruto de fusão e após a conclusão de etapa de endurecimento, como mostram a Figura 13 e a Figura 14 respectivamente. Entretanto, para uma compreensão maior das mudanças de fase durante o processo, seria importante a análise microestrutural da superliga entre os tratamentos de solubilização e endurecimento.

Figura 13 - Micrografia da superliga de níquel bruto de fusão com escala de 500 μ m.



Fonte: Do autor

Figura 14 - Micrografia da superliga de níquel tratada com escala de 500 μ m.



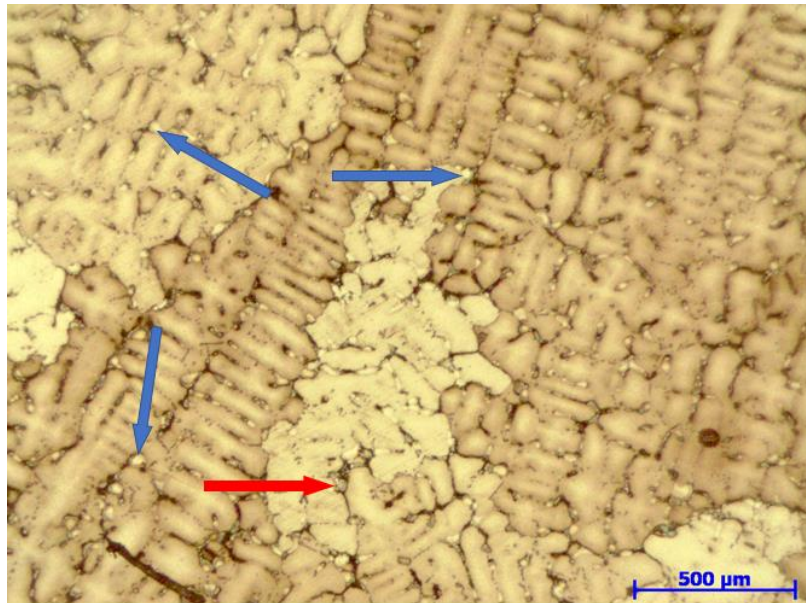
Fonte: Do autor

Essa análise metalográfica tem como intenção um estudo mais qualitativo da estrutura, de modo que o ensaio no MEV seria importante para alguns parâmetros quantitativos. Dito isso, pode-se assumir algumas coisas a partir das imagens acima. Primeiramente, por ser uma liga com o balanço em níquel, que tem cerca de 60% da composição, acredita-se que a estrutura matricial é majoritariamente composta pela fase γ . Observa-se então que essa mesma matriz tem uma estruturação dendrítica tanto no estado bruto de fusão, como após o tratamento. Todavia, é notável que há um refinamento das dendritas da Figura 14 em comparação com a Figura 13. Essa diferença era uma alteração esperada, visto que o tratamento térmico de solubilização e endurecimento inclui a quebra da matriz como parte de seu procedimento.

Destacando-se nessa matriz, busca-se outros componentes da estrutura, como a fase γ' , seja primário ou secundário, carbonetos ou carbonitretos precipitados. E até mesmo a presença de inclusões ou impurezas advindas do processo de fusão.

Primeiramente, analisando as imagens da superliga de níquel no estado bruto de fusão. A Figura 15 mostra a matriz γ em forma de dendrítica, com a presença dos precipitados que podem ser carbonetos ou boretos (setas vermelhas) e γ' (setas azuis) entre as dendrítas.

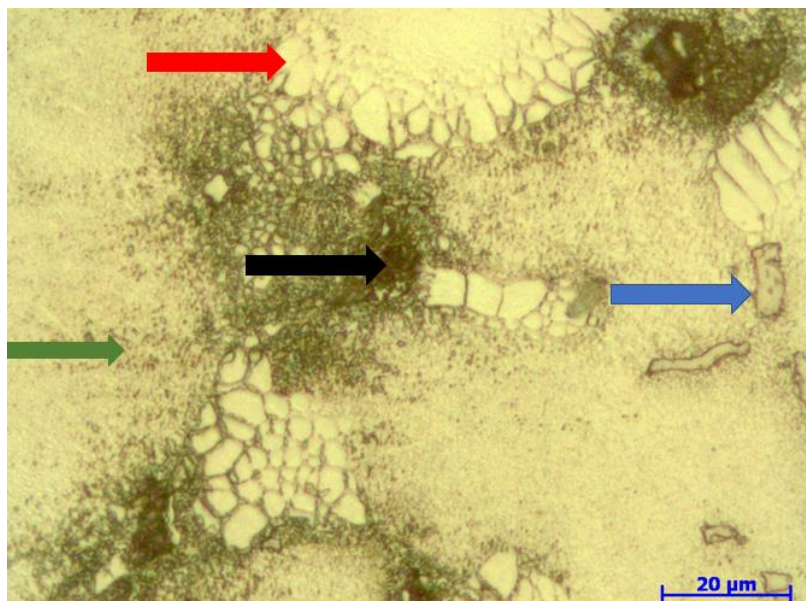
Figura 15 – Superliga de níquel com matriz γ com precipitado interdendríticos.



Fonte: Do autor

A imagem acima tem uma visualização mais afastada. Ao utilizar uma aproximação maior, pode-se observar em mais detalhes a composição da estrutura como na Figura 16. Ao contrário do que se esperava, observa-se que a matriz tem apenas uma pequena precipitação de γ' intradendrítica (seta verde), enquanto é fácil identificar que há grande parte da fase γ' localizada em precipitados primários e secundários entre as dendrítas, com as setas vermelhas e pretas respectivamente.

Figura 16 – Superliga de níquel bruto de fusão com matriz gama evidenciando γ' primários, secundários e outros precipitados.

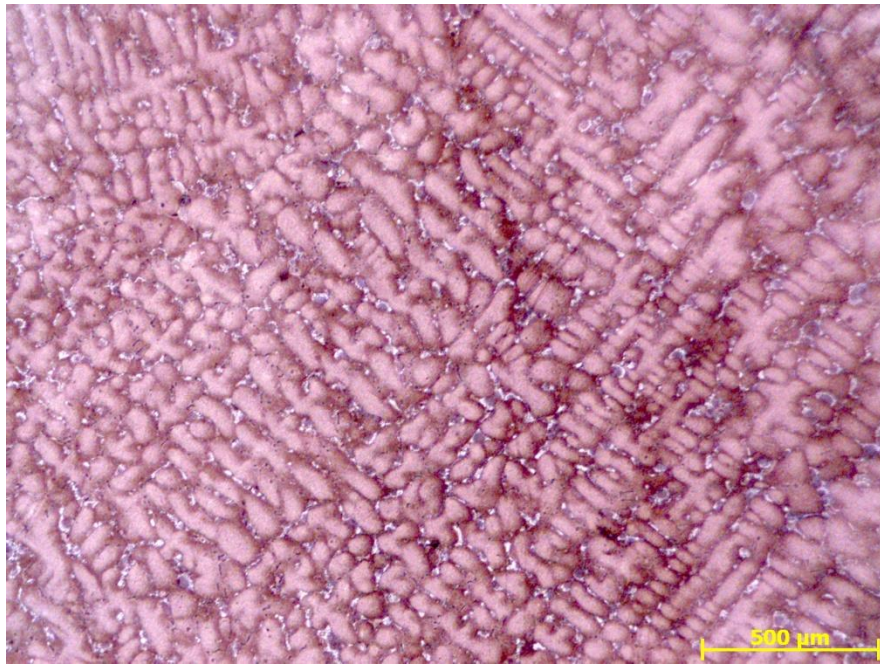


Fonte: Do autor

Notasse também, com as setas azuis, outros precipitados, que podem ser do tipo MC, MB₂ M₂₃C₆, M₃B₂, M₆C ou até mesmo uma fase μ . Entretanto, não foi possível determinar a natureza desses carbonetos ou boretos através da microscopia óptica.

Comparativamente, analisa-se a superliga de níquel após o processo de solução e envelhecimento. Na Figura 17 observa-se a matriz de γ mantida, porém mais refinada e com uma diminuição dos precipitados interdendríticos visíveis.

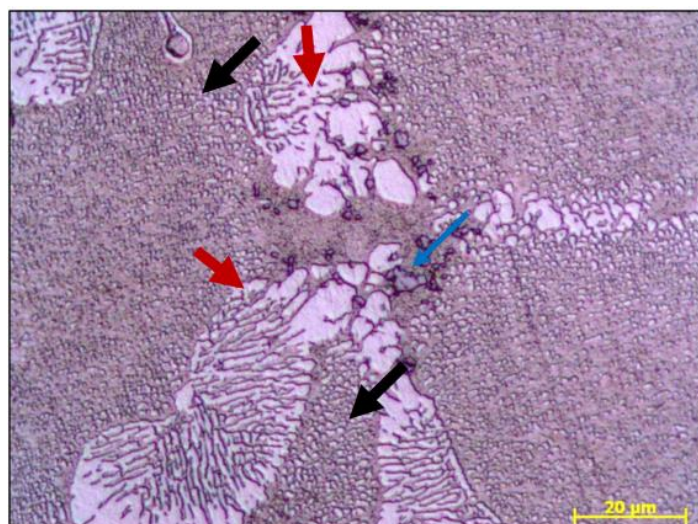
Figura 17 - Micrografia da superliga de níquel tratado com escala de 500 μ m destacando a matriz dendrítica refinada.



Fonte: Do autor

Na imagem aproximada disposta na Figura 17, além da presença dos carbonetos ou boretos apontados em azul, é possível observar ainda a matriz γ -primário com uma precipitação homogênea e aparentemente regular de γ' -primário pela matriz, mostrado pelas setas pretas. Todavia, nota-se um grande aglomerado de γ' -primário, setas vermelhas, espalhando-se pela matriz.

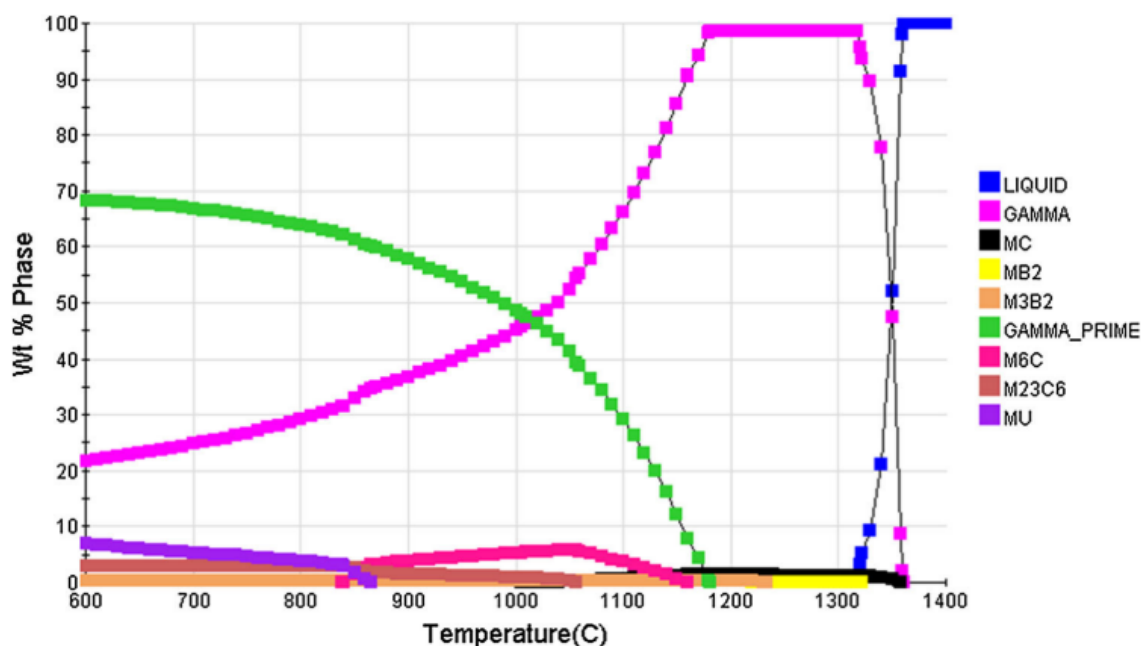
Figura 17- Micrografia da superliga de níquel tratada termicamente com escala de 20 μ m com indicação de precipitados.



Fonte: Do autor

Para entender melhor o que pode ter acontecido, deve-se utilizar do diagrama de fases da liga para entender o comportamento da solidificação. A Figura 18 é uma representação do diagrama de fases do MAR-M247®, que possui composição química próxima da superliga de níquel utilizada neste trabalho. Nela é possível observar que acima de 1200°C espera-se que todo o γ' esteja dissolvido em γ . Entretanto o trabalho de Baldan 2017, mostra que a solubilização nessa temperatura feita por 5,5 h, assim como é feito nesse trabalho, não é completamente eficiente e promove alguns aglomerados de γ' após a solubilização.

Figura 18 - Diagrama de fase do MAR-M247® para grandes quantidades.



Fonte: (Baldan et al., 2017)

Portanto acredita-se que dois fatores foram cruciais para a formação dos grandes aglomerados de γ' -primário visto na Figura 17. Primeiro, o fato de que, durante a solidificação, a fase γ' precipitou entre as dendritas, e não dentro delas como se esperava. Isso afetou a solubilização, pois para os parâmetros usados já era esperado uma solubilização prejudicada, mas com a presença de grandes aglomerados, que tem menor superfície de contato com a matriz γ em relação a fase γ' precipitada na matriz, a exposição aos 1200°C por 5,5 h foi incapaz de solubilizar essa concentração de γ' interdendrítica. Sendo esse o segundo grande fator que influenciou no fenômeno observado. A solubilização poderia ter sido feita por mais tempo ou com maior temperatura para prevenir esse acontecimento.

Em contraponto, pode-se assumir também que a formação apontada pelas setas vermelhas na Figura 17 sejam na verdade carbonetos primários, formados no processo de fundição, e que só poderia ser solubilizado com processos termomecânicos, como forjamento.

Para determinar qual a natureza da estrutura, é fundamental uma análise que determine a composição, como por exemplo por raio x ou MEV.

5.3. Ensaio de tração

Como foi descrito em 4.4, houve relatos dos técnicos sobre a dificuldade de usar os corpos de prova. Mesmo sem um ensaio de dureza propriamente dito, a dificuldade de usinagem pode indicar uma dureza relevante do material caso o limite de resistência a tração atinja valores altos.

Seguindo os parâmetros já apresentados em 4.4, obteve-se os seguintes resultados, dispostos na Tabela

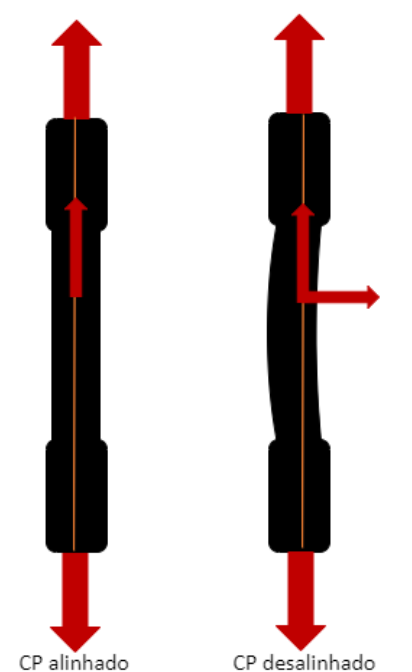
Tabela 11 - Resultado do ensaio de tração a quente da superliga de níquel.

id	L0	Lc	D0	A0	Ruptura	Resistência a tração (MPa)	Limite de escoamento a 0,2% (MPa)	Alongamento (%)	Redução de área (%)
1013	31,80	35,96	7,1294	39,9205	COM	948,60	734	2,7	1,4
1014	31,74	36,02	6,9613	38,0602	COM	931,70	737	2,2	4,6
1015	31,15	35,53	7,0086	38,5791	COM	984,18	753	2,4	4,8
1016	31,88	36,26	6,8298	36,6358	COM	657,30	-	-	-
1017	31,96	35,95	7,1267	39,8903	COM	873,90	700	2,2	2,3
1018	32,20	36,30	7,1582	40,2437	COM	640,00	-	-	-

Fonte: Do autor

Foi relatado também que alguns dos corpos de prova romperam ainda na zona elástica, como pode ser observado nos exemplares 1016 e 1018. Foi sugerido que essa fragilidade era decorrente de impurezas no processo de fusão do material, ou que a presença dos aglomerados de γ' , descritos em 5.2, tivessem fragilizado a liga. Entretanto, a hipótese mais viável, e que foi adotada para a continuação desse trabalho, é que durante o processo de solidificação, os canais de ataque do molde puxaram o corpo de prova, desalinhando algumas das amostras em relação ao eixo central. Esse desvio fez com que o ensaio de tração aplicasse na peça não só tensões axiais, mas também tensões cisalhantes, o que facilita a ruptura do corpo de prova e atrapalha o ensaio de tração. O esquema abaixo na Figura 19 representa graficamente o desalinhamento dos corpos e as tensões aplicadas a cada um deles durante o ensaio.

Figura 19 - Esquema ilustrativo do desalinhamento dos corpos de prova do ensaio de tração a quente

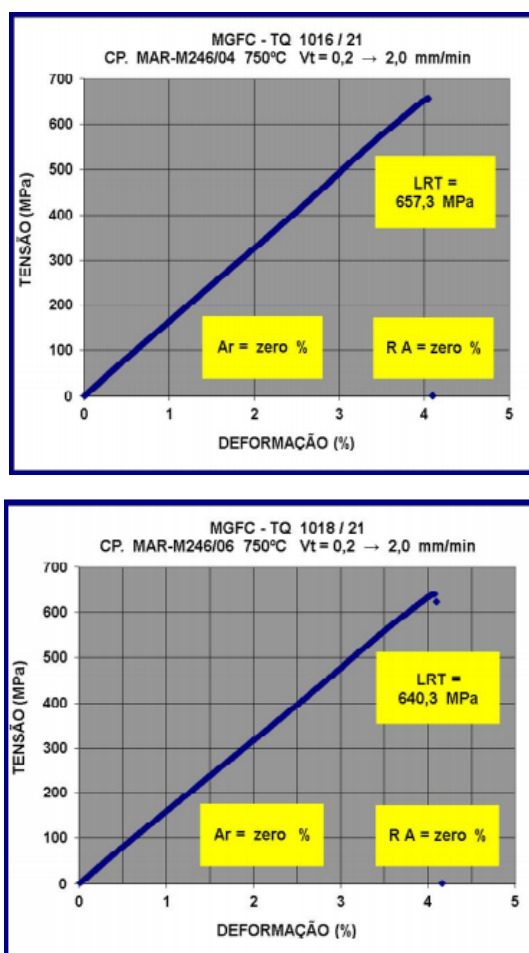


Fonte: Do autor

Como a intenção desse trabalho é caracterizar a superliga metálica, os resultados afetados por esse desalinhamento serão descartados do estudo, visto que a caracterização independe dos possíveis erros de geometria advindos do processo.

Os corpos 1016 e 1018 apresentaram uma baixa resistência a tração, pois trata-se dos corpos que romperam ainda na zona elástica. Por isso foi impossível determinar a Limite de escoamento, visto que o material nesses ensaios específicos não entrou na zona de deformação plástica. Por esse mesmo motivo não foram obtidos os dados de alongamento nem de redução de área, pois na zona elástica nenhuma deformação é permanente e, conseqüentemente, esses dados são imensuráveis nesse tipo de ensaio. A Figura 20 mostra os gráficos de tensão por deformação dos cps 1016 e 1018 respectivamente, reforçando a inviabilidade de obter algumas medias, e a baixa resistência a tração.

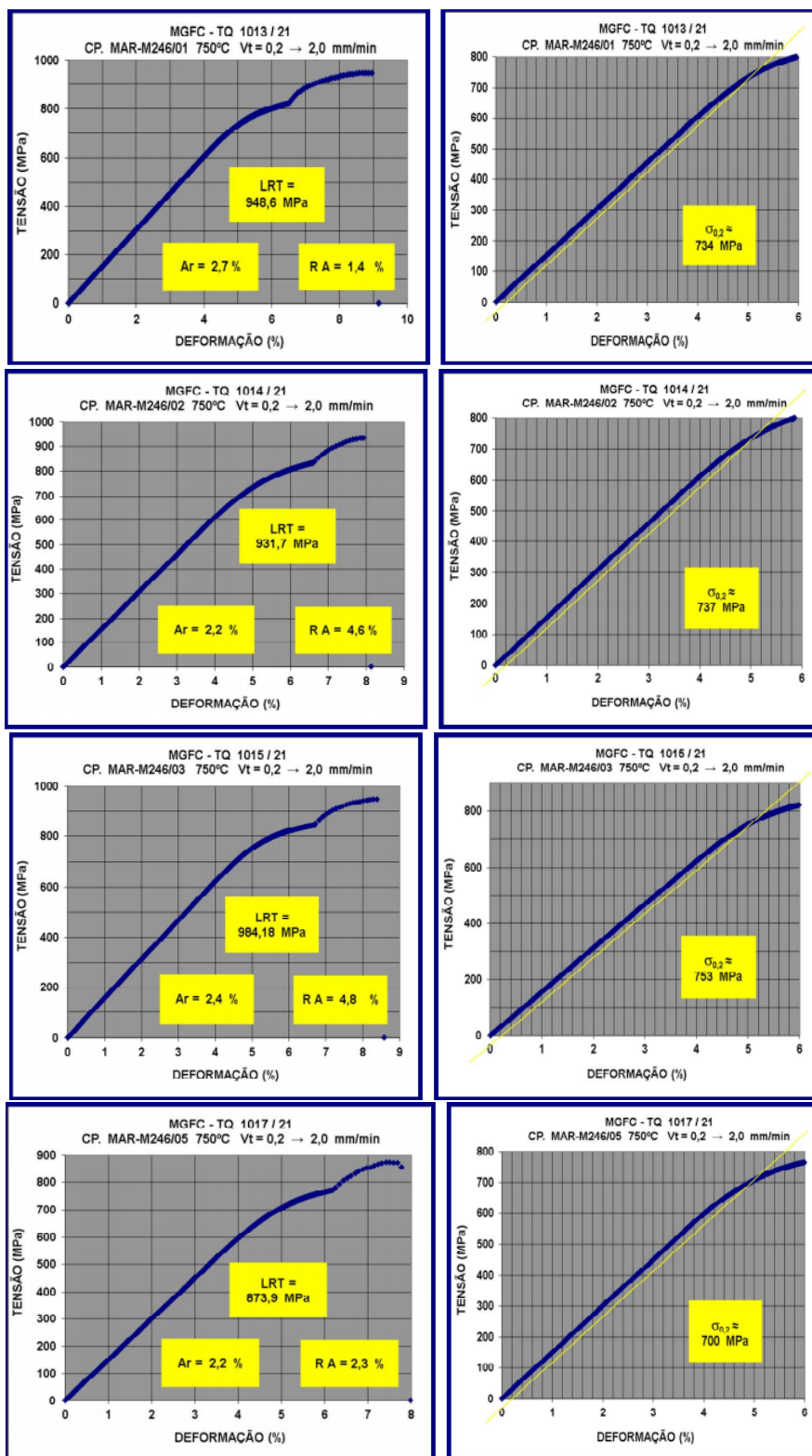
Figura 20 - Gráfico de tensão por deformação dos corpos de prova desalinhados



Fonte: Do autor

Diferentemente dos corpos citados acima, todos os outros apresentaram deformação plástica. Entretanto, o corpo de id 1017 apresenta um comportamento destoante dos demais, pois, mesmo apresentando valores de alongamento e redução de área similares, a ruptura aconteceu com um valor de tensão menor que os demais corpos rompidos com deformação permanente, assim como o valor de limite de escoamento também se mostrou inferior. Nesse caso considera-se duas hipóteses, a primeira é que o mesmo desalinhamento presente nos corpos 1016 e 1017 afetou também, mesmo que de forma menos crítica, o exemplar 1017. Nesse caso os resultados do corpo 1017 seriam descartados juntamente com os outros afetados pela falha no processo. Todavia, pode-se assumir também que essa variação é inerente ao material, de modo que seria inconseqüente ignorar esse resultado que incorporaria uma variação considerável nos valores. Na Figura 21 estão as curvas de tensão por deformação dos cps 1013, 1014, 1015 e 1017, mostrando as similaridades e diferenças entre os ensaios.

Figura 21 - Gráficos de tensão por deformação do ensaio de tração do MAR-M246



Fonte: Do autor

Pensando nas duas hipóteses, calculou-se as médias dos resultados com e sem os valores do 1017, como mostra a Tabela 12. Nela é possível ver que a inclusão do 1017 de fato afeta a média dos resultados, mas de certa forma ainda os mantem na mesma faixa de grandeza.

Tabela 12 - Tabela comparativa das médias dos resultados com e sem o corpo 1017

		Resistencia a tração (MPa)	Limite de escoamento a 0,2% (MPa)	Alongamento (%)	Redução de área (%)
Média	com 1017	934,60	731,00	2,38	3,28
Desvio padrão	com 1017	45,99665314	22,28601953	0,23629078	1,687947472
Média	sem 1017	954,83	741,33	2,43	3,60
Desvio padrão	sem 1017	26,78835817	10,21436896	0,25166114	1,907878403

Fonte: Do autor

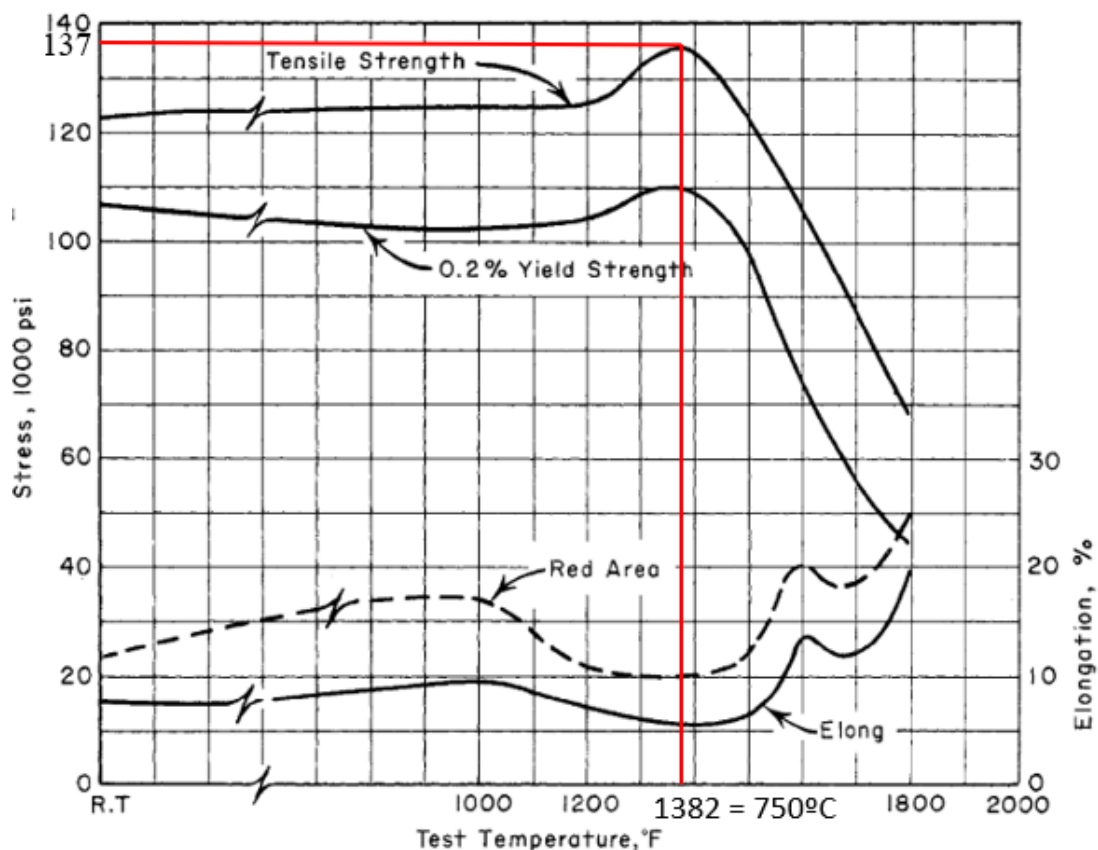
A tabela acima, mostra que mesmo que as médias se mantenham próximas, a presença dos dados do 1017 aumenta consideravelmente o desvio padrão dos valores de resistência a tração e de limite de escoamento, de modo que se optou por assumir que a amostra 1017 também sofreu com o desalinhamento e, portanto, terá seus dados descartados para a continuidade deste trabalho.

Desta forma, estabeleceu-se que o valor médio do limite de resistência a tração a 750°C é de 954,83MPa e o valor médio do limite de escoamento é de 741,33MPa, para a mesma temperatura. Com esses valores determinados, pôde-se assumir que o material realmente adquiriu uma elevada dureza, dado o alto valor do limite de resistência a e a dificuldade de usinagem do metal.

A partir dos resultados apresentados, pode-se tentar tirar conclusões sobre a superliga de níquel, principalmente comparada com o liga Inconel 713C, que é o material mais comumente utilizado para a fabricação de rotores de carcaça quente de turbocompressores de automotivos.

Comparando os resultados do ensaio de tração da superliga de níquel com os dados da mesma faixa de temperatura do Inconel 713C, nota-se que mesmo com as possíveis deficiências na composição citadas em 5.1, a superliga de níquel apresenta uma superioridade na resistência a tração. Como visto na Tabela 4, essa propriedade no Inconel a 760°C é de 937,69MPa, enquanto a superliga de níquel apresentou 954,83MPa ensaiado a 750°C. Como mostrado visto na Figura 22, pode-se aproximar o pico de propriedade mecânica do Inconel para a temperatura de 750°C, que represente uma resistência a tração de aproximadamente 137 psi que convertido para SI é 944,58MPa. Isso significa que na temperatura normal de funcionamento de um rotor, a superliga de níquel oferece melhor resistência comparado com o Inconel.

Figura 22 - Comportamento mecânico do Inconel 713C com variação de temperatura



Fonte: Adaptado de (*Engineering Properties of ALLOY 713C 2 CONTENTS*, n.d.-b)

Quando se compara os valores do ensaio de tração da superliga de níquel solubilizada e envelhecida em relação aos valores do mesmo ensaio para o Inconel 713C na mesma faixa de temperatura, nota-se uma superioridade na resistência a tração da superliga de níquel que apresenta uma média de 954,83MPa comparado com o valor de 937,69MPa do Inconel 713C. Quanto a limite de escoamento, os valores são bem próximos entre si, 741,33MPa para a superliga de níquel e 744,63MPa para o Inconel 713C.

Mesmo que a superliga de níquel melhor performance na faixa de temperatura de 750°C, deve-se tomar algumas precauções. A principal envolve o tratamento térmico de envelhecimento, pois, como foi descrito em 4.1.5, a etapa de precipitação desse material foi feita à temperatura de 780°C, que é uma temperatura acima, porém próxima da temperatura de trabalho padrão para rotores de turbocompressores automobilísticos. Essa proximidade pode ser preocupante pois, ao atingir essa temperatura durante a aplicação, esse material corre o risco de voltar a precipitar, no processo chamado de super envelhecimento, que reduz drasticamente a resistência do material por favorecer o coalescimento dos precipitados, como descrito em 3.2, dando-os contornos maiores que facilitam as propagações de trincas.

A faixa de 750°C é apropriada para a utilização em rotores de turbocompressores em aplicações comuns, onde a temperatura de trabalho é perto de 700°C e apresenta picos 750°C. No entanto, existem turbocompressores de alta performance para aplicações mais específicas, como caminhões de competição, onde as solicitações são mais extremas, podendo ter picos de até 1000°C com os gases de escape. A superliga de níquel pode apresentar um bom comportamento mecânico nessa faixa mais alta de temperatura devido à estabilidade de γ' até 1200°C (Das, 2010), entretanto, os ensaios foram somente na faixa de 750°C para que houvesse uma comparação com o Inconel 713C que é material mais comumente utilizado para tal aplicação.

6. Conclusão

Os resultados desse trabalho mostram que o processo de solubilização e endurecimento da superliga de níquel, promove um refinamento da matriz dendrítica de γ e a difusão dos precipitados nessa mesma matriz. Entretanto, algumas falhas no processo reiteram a importância do controle do processo de tratamento térmico, principalmente na etapa de solubilização.

Percebeu-se também a importância da utilização de equipamento adequados e preparados para lidar com uma liga tão específica, de modo que uma incerteza na análise química prejudicou a interpretação dos dados subsequentes, dificultando justificar diversos fenômenos observados.

Mesmo com os empecilhos citados acima, observou-se um melhor comportamento da superliga de níquel solubilizada e envelhecida em relação ao Inconel 713C sob tração na faixa de temperatura de 750°C.

Os resultados desse trabalho dão uma boa visão, com aspecto introdutório, sobre a aplicação da superliga de níquel para fabricação de rotores de turbocompressores automotivos. Por tratar-se de um material custoso e pouco acessível, acredita-se que as conclusões obtidas nesse trabalho validam a utilização da superliga de níquel para a aplicação citada, de modo que uma continuidade dessa pesquisa, com maior aprofundamento e amplitude de escopo, possa chegar a vereditos mais palpáveis.

7. Referências

- Alkmin, L. B., Chaia, N., Utada, S., Cormier, J., Baldan, R., Coelho, G., & Nunes, C. A. (2021). High Temperature Oxidation Behavior of Conventional and Nb-Modified MAR-M246 Ni-Based Superalloy. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 52(6), 2589–2600. <https://doi.org/10.1007/s11661-021-06252-2>
- Askeland, R. D., Fualay, P. P., & Wright, W. J. (2010). *The Science & Engineering of Materials* (6th ed.). Cengage Learning.
- Azadi, M., Iziy, M., Marbout, A., Azadi, M., & Rizzi, M. H. (2017). Investigation of the heat treatment effect on microstructures and phases of inconel 713C superalloy. *International Journal of Engineering, Transactions A: Basics*, 30(10), 1538–1544. <https://doi.org/10.5829/ije.2017.30.10a.15>
- Baldan, R. (2009). *Processamento e caracterização de rotores automotivos da superliga MAR-M247 Lorena – SP 2009*. Universidade de São Paulo.
- Baldan, R., da Silva, A. A. A. P., Nunes, C. A., Couto, A. A., Gabriel, S. B., & Alkmin, L. B. (2017). Solution and Aging of MAR-M246 Nickel-Based Superalloy. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 26(2), 465–471. <https://doi.org/10.1007/s11665-016-2462-0>
- Baldwin, W. (2004). *Metallography and Microstructures 2004 ASM* (9th ed.). ASM International.
- Callister, W. D., & Rethwisch, D. R. (2009). *Characteristics of Selected Elements* (8th ed.). Jphn Wiley & sons, Inc.
- Costa, A. M. da S. (2014). *UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO ESCOLA DE ENGENHARIA DE LORENA*. Universidade de São Paulo.
- Costantin, L. C. P. (2017). *DIMENSIONAMENTO DE TURBOCOMPRESSORES PARA APLICAÇÃO EM MOTORES DE COMBUSTÃO INTERNA*.
- Das, N. (2010). *Transactions of The Indian Institute of Metals Advances in nickel-based cast superalloys*. www.springerlink.com
- Donachie, M. J., & Donachie, S. J. (2002). *SUPERALLOYS A Technical Guide Second Edition Superalloys: A Technical Guide (#06128G)* www.asminternational.org. <https://doi.org/10.1361/stgs2002p011>
- Engineering Properties of ALLOY 713C 2 CONTENTS*.
- Ges, A., Palacio, H., & Versaci, R. (n.d.). *IN-713C Characteristic properties optimized through different heat treatments*.
- Ghizoni, M. J., & Costa, A. F. (2020). PROJETO CONCEITUAL DE UMA BANCADA DE TESTE PARA TURBINAS AUTOMOTIVAS. *Angewandte Chemie International Edition*, 6(11), 951–952., 1–30.
- MAR-M 246 Chemical information, Mechanical properties*. (n.d.). <http://www.tool-die-steels.com/>
- Meyers, M. A., & Chawla, K. K. (2009). *Mechanical Behavior of Material* (2nd ed.). Cambridge University Press 2009.
- Porter, D. A., & Easterling, K. E. (2008). Phase Transformations in Metal Alloys. In *Vasa* (2nd ed.). Chapman & Hall. <http://medcontent.metapress.com/index/A65RM03P4874243N.pdf>
- Reed-Hill, R. E. (1982). *Princípios de metalurgia física* (2a ed). Guanabara Dois.