

Universidade Federal do Rio Grande do Sul

Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de  
Materiais

Leonardo Pereira

**Desenvolvimento de liga de ferro fundido nodular para obtenção de ADI  
utilizando fluxo de ar aquecido na austêmpera**

Porto Alegre

2024

Leonardo Pereira

Desenvolvimento de liga de ferro fundido nodular para obtenção de adi utilizando  
fluxo de ar aquecido na austêmpera

Tese de doutorado submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de  
Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, da Universidade Federal do Rio  
Grande do Sul, como requisito à obtenção do título de Doutor em Engenharia.

Área de concentração: Processos de Fabricação

Orientador: Prof. Dr. Vinicius Karlinski de Barcellos

Porto Alegre

2024

## CIP - Catalogação na Publicação

Pereira, Leonardo

Desenvolvimento de liga de ferro fundido nodular para obtenção de ADI utilizando fluxo de ar aquecido na austêmpera / Leonardo Pereira. -- 2024.  
106 f.

Orientador: Vinicius Karlinski de Barcellos.

Tese (Doutorado) -- Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Escola de Engenharia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Porto Alegre, BR-RS, 2024.

1. Ferro Fundido Nodular Austêmperado. 2. Austempered Ductile Iron. 3. Austêmpera com ar aquecido. 4. Heated air in austempering. I. Barcellos, Vinicius Karlinski de, orient. II. Título.

Elaborada pelo Sistema de Geração Automática de Ficha Catalográfica da UFRGS com os dados fornecidos pelo(a) autor(a).

Leonardo Pereira

Desenvolvimento de liga de ferro fundido nodular para obtenção de ADI utilizando fluxo de ar aquecido na austêmpera.

Tese de doutorado submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, como requisito parcial à obtenção do título de Doutor em Engenharia.

Porto Alegre, 19 de agosto de 2024.

Resultado: Aprovado

Banca Examinadora:

Prof<sup>a</sup>. Dra. Eng<sup>a</sup>. Cintia C. Petry Mazzaferro  
PPGE3M – UFRGS

Prof. Dr. Eng. Jorge Luis Braz Medeiros  
PPMEC – FURG

Prof. Dr. Eng. Thiago Marques Ivaniski  
DEMET – UFRGS

Dedico este trabalho aos brasileiros que sempre financiaram os meus estudos.

## **AGRADECIMENTOS**

À comunidade da UFRGS e em especial a do PPGE3M por possibilitarem a realização do doutorado em um programa de pós-graduação de excelência.

Ao Prof. Dr. Eng. Vinicius Karlinski de Barcellos pela importante orientação no período de realização deste estudo e pelo incentivo para a continuidade da vida profissional na área da pesquisa e da educação.

Ao meu pai Celso Pereira e toda minha família por todo o apoio e incentivo ao longo destes vários anos de vida acadêmica. À minha namorada pelo companheirismo, amor e carinho.

Ao LAFUN e à sua equipe técnica, em especial ao Mestre Eng. Regis do Amaral, ao Dr. Eng. Sergio Bartex por toda ajuda na realização das atividades experimentais.

A equipe do LABEMM do Instituto Federal Catarinense, Campus Luzerna, em especial ao Prof. Dr. Mario Wolfart Júnior e MsC Eng. Matheus Alves da Silva pela preparação e realização de ensaios de tração. As equipes LdTM, LACER e LS&TC pelos auxílios e disponibilidade de equipamentos. Ao Eng. MSc. Mateus R. Bellé da Technische Universität Bergakademie Freiberg pelo auxílio com simulações termodinâmicas. A equipe do CNANO do Programa Premium pela disponibilidade de equipamentos e agilidade na realização de ensaios.

As empresas que, sensíveis às dificuldades na realização de compras em pequenas quantidades, contribuíram com doações de insumo e matéria prima para a realização deste trabalho: Fundação Concordia, Italterm, Gerdau Aços Finos Piratini, Foseco, John Deere BR, Elken e BentoPack.

Aos colegas de pós-graduação Tulio S. Nascimento, Willian M. Pasini, Igor Zimpel, Richard Martins pela parceria em estudos, atividades, congressos, churrascos. Aos alunos de graduação, hoje engenheiros metalúrgicos Pablo Schettert Bagatini e Isaac Asher Cabral.

Aos amigos próximos e distantes, que tornam a jornada mais leve.

## Resumo

O objetivo deste trabalho é desenvolver um método inovador de obtenção do ferro fundido nodular austemperado (ADI) através da austêmpera realizada com ar aquecido. O ADI possui uma microestrutura extremamente refinada, denominada ausferrita, que lhe confere ótima resistência à tração, mantém razoável ductilidade e boa resistência ao impacto. Parte-se da hipótese que para isso ocorrer é necessário desenvolver uma liga de ferro fundido nodular com austemperabilidade adequada, e de um dispositivo em escala piloto, para a realização da austêmpera com ar aquecido. Avaliou-se o efeito de cobre, níquel, molibdênio e manganês na austemperabilidade do ferro fundido nodular por simulação computacional. O níquel mostrou a maior capacidade de modificar essa propriedade. Usando software de simulação termodinâmica e cinética, foram simulados diagramas TTT e estimadas curvas de resfriamento em diferentes velocidades e temperaturas do ar com simulação numérica. As simulações indicaram que o níquel reduz a solubilidade do carbono na matriz metálica a 900 °C, em equilíbrio com a grafita. Produziram-se corpos de prova padrão em formato Y de 13 mm da ASTM A897M, de ferro nodular de seis ligas diferentes, contendo teores de níquel entre 0,2% até 2%. Observou-se experimentalmente que é possível a obtenção de ADI utilizando fluxo de ar aquecido com velocidade de 9 m/s à 280°C em um corpo de prova padrão. A liga base contendo, em média, 3,4% C, 2,7% Si, 1,0% Cu, 0,3% Mn, 0,2% Mo, 0,1% Cr e 1,13% Ni, é adequada para obtenção de ADI com uma microestrutura de ausferrita livre de perlita. Esta pesquisa abre novas possibilidades para exploração no campo da metalurgia, despertando interesse nos potenciais do ADI.

**Palavras Chave:** Ferro Fundido Nodular Austemperado, ADI, austêmpera ao ar.

## **Develop a nodular cast iron alloy to obtain ADI using heated airflow in the austempering**

### **Abstract**

The objective of this work is to develop an innovative method for obtaining austempered ductile iron (ADI) through austempering using heated air. ADI has an extremely refined microstructure, known as ausferrite, which provides excellent tensile strength while maintaining reasonable ductility and good impact resistance. The hypothesis is that achieving this requires developing a ductile iron alloy with suitable austemperability and a pilot-scale device for performing austempering with heated air. The effect of copper, nickel, molybdenum, and manganese on the austemperability of ductile iron was evaluated through computational simulation. Nickel showed the most significant ability to modify this property. TTT diagrams were simulated using thermodynamic and kinetic simulation software. Cooling curves at different air speeds and temperatures were estimated using numerical simulation. The simulations indicated that nickel reduces the solubility of carbon in the metallic matrix at 900°C in equilibrium with graphite. Standard Y-shaped test specimens of 13 mm from ASTM A897M, made from ductile iron with six different alloy compositions containing nickel content between 0.2% and 2%, were produced. Experimental results showed that it is possible to obtain ADI using a heated air flow at 9 m/s at 280°C in a standard test specimen. The base alloy, containing on average 3.4% C, 2.7% Si, 1.0% Cu, 0.3% Mn, 0.2% Mo, 0.1% Cr, and 1.13% Ni, is suitable for obtaining ADI with a pearlite-free ausferritic microstructure. This research opens new avenues for further exploration in the field of metallurgy, sparking interest in the potential of ADI.

**Keywords:** Austempered Ductile Iron, Air Cooling, ADI.



## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Microestrutura de ferros fundidos, branco alto cromo (A), cinzento (B), vermicular (C) e nodular (D). .....	22
Figura 2 - Componente de ferramenta com 230 gramas (A) e cabeçote de motor naval de 83 toneladas, ambos fabricados em ferro fundido nodular. ....	24
Figura 3 - Microestrutura de um ADI austemperado em duas etapas 280/380°C. É possível visualizar os nódulos de grafita em uma matriz ausferrítica. Ataque Nital 2%. .....	29
Figura 4 - Exemplo de coroa e pinhão com engrenagens hipoidal de sistema de diferencial fabricados em ADI. Adaptado de (LEFEVRE; HAYRYNEN, 2013). .....	30
Figura 5 - Efeito do teor de molibdênio, níquel e cobre no diâmetro máximo que pode ser austemperado sem formação de perlita. ....	34
Figura 6 - Representação esquemática de um ciclo completo de austêmpera realizado em uma etapa. Exemplo de três diferentes temperaturas de austêmpera. ....	36
Figura 7 - Microestrutura de um ADI austemperado por 30 minutos (A) e por 60 minutos (B). A letra M indica regiões com ocorrência de martensita. Adaptado de (PEREIRA, Leonardo <i>et al.</i> , 2018). .....	37
Figura 8 - Representação esquemática de um ciclo completo de austêmpera realizado em duas etapas com aquecimento constante (a). Representação esquemática de um ciclo completo de austêmpera realizado em duas etapas utilizando dois meios de austêmpera (b). ....	41
Figura 9 - Resultados obtidos em simulação numérica por volumes finitos e resultados experimentais obtidos por análise térmica. ....	43
Figura 10 - Fluxograma das atividades envolvendo simulações. ....	45
Figura 11 - Vista do interior do duto exibindo fluxo de ar e a interação com o CPy, posições simuladas +Z e -Z. ....	48

Figura 12 - Visualização em corte do CPy dentro do duto de resfriamento, onde é possível observar os gradientes de temperatura no sólido e as interações com o fluxo de ar aquecido. ....	49
Figura 13 – Modelo físico. Ventilador e duto utilizados para validação da simulação. ....	50
Figura 14 - CPy instrumentado em dois momentos distintos durante o resfriamento no duto. A seta indica a região onde foi introduzido o termopar. ....	51
Figura 15 - Fluxograma das atividades experimentais planejadas. ....	52
Figura 16 - Insumos e matérias primas utilizados na elaboração das seis ligas de ferro fundido nodular. ....	53
Figura 17 – Dimensões do CPy e a direita moldes de CPy e cápsulas de análise térmica após o vazamento do ferro nodular. ....	56
Figura 18 - Conceito inicial do dispositivo de austêmpera com ar aquecido. 1 - motor elétrico, 2 - ventilador, 3 - pré-aquecimento, 4 - câmara de austêmpera, 5 - entra de ar frio, 6 - forno mufla, 7 - saída de ar quente, 8 - sistema de controle. ....	59
Figura 19 – Área de tratamento térmico de austêmpera, imagem A. Dispositivo de austêmpera, imagem B. ....	59
Figura 20 - Posição de retiradas dos corpos de prova para ensaios de tração, de impacto Charpy, medida de dureza Brinell e amostras para DRX e metalografia. ....	62
Figura 21 - Diagramas TTT simulados no MUCG83 com curvas de início de formação da ferrita e da perlita (entre 450 e 700 °C), curvas de início da formação da ausferrita (entre 200 e 400 °C) e temperatura de início da transformação martensítica (entre 100 e 200 °C). ....	64
Figura 22 - Influência do teor dos elementos Ni, Cu, Mn e Mo no tempo em que tem início às transformações reconstrutivas. ....	66

Figura 23 - Resultados das simulações numéricas com a temperatura máxima do CPy em função do tempo, em diferentes velocidades e direções do ar. ....	68
Figura 24 – Gradientes de temperatura do CPy após 300 segundos. Escala de 345 até 395 °C .....	69
Figura 25 – Em A, as curvas de resfriamento do CPY com ar na temperatura ambiente a 9 m/s. Curvas em azul são da direção +Z, enquanto as curvas em vermelho são da direção -Z. Em B a representação do CPy com indicação do local da instrumentação com os termopares.....	70
Figura 26 - Curvas de resfriamento experimental, simulada numericamente e a curva de resfriamento ajustada. A curva ajustada desconsidera o fenômeno da recalescência causado pela formação da perlita.....	71
Figura 27 - Carbono em solução sólida na austenita na temperatura de 900°C conforme resultados de simulações termodinâmicas. Composição química teórica (A) e composição química real (B). Dureza após austenitização e têmpera em óleo, adaptado de (Pereira, <i>et al.</i> , 2022) .....	74
Figura 28 - Diagramas TTT parcial das ligas experimentais simulados no MUCG83 com curva de início das transformações reconstrutivas (formação da ferrita e da perlita) e início da formação da ausferrita. ....	76
Figura 29 - Curvas de resfriamento simuladas nas temperaturas de 280, 340 e 400 °C sobrepostas aos diagramas TTT simulados.....	77
Figura 30 - Resultados da simulação da estimativa de austenita no ADI das ligas produzidas. Temperatura e tempo de austenitização, respectivamente, de 900 °C e 120 minutos.....	82
Figura 31 - Microestrutura dos ADIs obtidos da Liga III nos diferentes tempos de austêmpera. De cima para baixo os tempos de 10, 20, 40, 80, 160, 320 e 640 minutos de austêmpera. Imagens à esquerda e no centro, ataque de Nital e Metabissulfito de sódio. Imagens à direita, ataque com Nital e permanência em ar atmosférico a 260 °C por 5 horas.....	83

Figura 32 - Difractogramas das ligas tratadas em diferentes tempos de austêmpera. Observasse a evolução do principal pico da ferrita ( $44,7^\circ$ ) e da austenita ( $43,5^\circ$ ) com o tempo de austêmpera..... 84

Figura 33 - Quantidade de ferrita e austenita em função do tempo de austêmpera. Resultado da quantificação de fases pelo método de Rietveld. .... 85

Figura 34 - Curvas de resfriamento dos corpos de prova em Y..... 87

Figura 35 – Microestrutura das ligas III, IV, V e VI após o ciclo de tratamento térmico. As ligas VI, V e IV apresentam apenas ausferrita. Na liga III se observa ausferrita e formação de perlita fina (região mais escura)..... 88

Figura 36 - Difractogramas das amostras analisadas das ligas VI, V, IV e III após tratamento no dispositivo piloto de austêmpera com ar aquecido. .... 90

Figura 37 – Resultados obtidos nos ensaios de tração das ligas submetidas ao ciclo de austêmpera em duas etapas com ar aquecido. .... 91

## LISTA DE TABELAS

Tabela 3-1 - Requisitos de propriedades mecânicas das diferentes classes de ferro nodular, de acordo com a ASTM A536-84. ....	26
Tabela 3-2 - Requisitos de propriedades mecânicas para aplicações especiais do ferro nodular, de acordo com a ASTM A536-84. ....	26
Tabela 3-3 - Composição química sugerida para obtenção das diferentes classes de ferro nodular (*quantidade máxima). Adaptada de (TUTTLE, 2012). .	28
Tabela 3-4 - Propriedades mecânicas das diferentes classes de ADI, (ASTM 897-M, 2022). ....	31
Tabela 3-5 - Ciclos de austêmpera e propriedades mecânicas de diferentes ADIs. Estimativa do diâmetro crítico calculado de acordo com a Eq 3.3 e Eq. 5.1. ....	35
Tabela 4-1 - Teores de elemento de liga utilizados para simulações dos diagramas TTTs, os demais elementos são mantidos fixos, variando apenas um deles por vez. Valores P1 ao P5 de acordo com a faixa recomendada pela ASTM 897, sendo P5 o valor máximo. ....	46
Tabela 4-2 - Composição química objetivada. Faixa recomendada pela ASTM 897M-22. ....	53
Tabela 4-3 - Cargas utilizadas para elaboração das ligas de ferro fundido nodular. ....	54
Tabela 5-1 - Equações construídas da influência dos elementos no tempo inicial de formação da perlita. ....	67
Tabela 5-2 Resultados da simulação numérica, fluxo de calor médio na superfície do CPy. ....	68
Tabela 5-3 - Composição de equilíbrio da austenita com os nódulos de grafita da Liga I calculado via simulação termodinâmica. ....	72

Tabela 5-4 - Composição de equilíbrio da austenita com os nódulos de grafita da Liga II calculado via simulação termodinâmica. ....	73
Tabela 5-5 - Composição de equilíbrio da austenita com os nódulos de grafita da Liga III calculado via simulação termodinâmica. ....	73
Tabela 5-6 - Composição de equilíbrio da austenita com os nódulos de grafita da Liga IV calculado via simulação termodinâmica. ....	73
Tabela 5-7 - Composição de equilíbrio da austenita com os nódulos de grafita da Liga V calculado via simulação termodinâmica. ....	73
Tabela 5-8 - Composição de equilíbrio da austenita com os nódulos de grafita da Liga VI calculado via simulação termodinâmica. ....	74
Tabela 5-9 - Composição química das seis diferentes ligas produzidas. Porcentagem em massa.....	79
Tabela 5-10 - Grau de nodularização, número de nódulos, dureza Brinell e microestrutura predominante. Entre parênteses o desvio padrão. ....	80
Tabela 5-11 - Evolução da dureza do ADI em função do tempo (t) de austêmpera. Dureza Brinell (HB) e desvio padrão (DP) .....	80
Tabela 5-12 - Resultados dos ensaios de impacto Charpy e dureza Brinell. Entre parênteses o valor do desvio padrão).....	92

**LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS**

ADI – *Austempered Ductile Iron*, (Ferro Fundido Nodular Austemperado)  
 $D_C$  – diâmetro crítico  
 $C_Y^0$  – carbono dissolvido na austenita  
 $T_\alpha$  – temperatura de austêmpera  
 $T_Y$  – temperatura de austenitização  
 $t_Y$  – tempo de austenitização  
 $t_\alpha$  – tempo de austêmpera  
CE – carbono equivalente  
HB – Dureza Brinell  
UTS – *ultimate tensile strength* (tensão máxima)  
YS – *yield strength* (tensão de escoamento)  
A – alongamento  
 $\gamma$  – austenita  
 $\alpha_{ac}$  – ferrita acicular  
 $\gamma_{AC}$  – austenita de alto carbono  
 $\varepsilon$  – carbonetos  
 $\alpha$  – ferrita  
 $\varnothing$  – diâmetro  
 $\rho$  – densidade  
Mm – massa molar  
 $\Delta P$  – diferença de pressão  
 $\rho_{ar}$  – densidade do ar  
P – pressão  
R – constante universal dos gases perfeitos  
Z – fator de compressibilidade  
wt% – porcentagem em massa  
F – força  
D – diâmetro da esfera do indentador  
d – diâmetro da indentação  
T – temperatura  
t – tempo  
 $M_S$  – temperatura de início da transformação martensítica

## **APOIO DE FINANCIAMENTO**

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES) e do Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq).

This study was financed in part by the Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES - Brazil), and the Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq - Brazil).



## SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	18
2	OBJETIVOS	21
2.1	Objetivos principais	21
2.2	Objetivos Específicos	21
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	22
3.1	Ferro Fundido	22
3.2	Ferro Fundido Nodular	23
3.3	Ferro Fundido Nodular Austemperado - ADI	28
3.3.1	Composição Química do ADI	32
3.3.2	Ciclo de Austêmpera para obtenção de ADI	36
3.3.2.1	Austêmpera	39
3.4	Simulação numérica de transferência de calor	42
4	MATERIAIS E MÉTODOS	45
4.1	Simulações computacionais	45
4.1.1	Efeito do Ni, Cu, Mn e Mo na austemperabilidade	45
4.1.2	Simulação da severidade de resfriamento do CPy	47
4.1.2.1	Validação da simulação de resfriamento do CPy	49
4.1.3	Simulações TTT das ligas produzidas	51
4.2	Atividades experimentais	52
4.2.1	Ligas de Ferro Fundido Nodular	53
4.2.2	Análise Microestrutura	56

	17	
4.2.3	Determinação da janela de processo das ligas	57
4.2.4	Dispositivo de austêmpera	58
4.2.5	Ensaio Mecânicos	61
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	64
5.1	Efeito do Ni, Cu, Mn e Mo na austemperabilidade	64
5.2	Curvas de resfriamento do CPy	67
5.2.1	Efeito posição do CPy	67
5.2.2	Comparação com resultados experimentais	70
5.3	Diagramas TTT das ligas produzidas	72
5.3.1	Resultados das simulações termodinâmicas	72
5.3.2	Diagramas TTT das Ligas	75
5.3.3	Potencial de utilização das ligas	76
5.4	Ligas de Ferro Fundido Nodular	78
5.4.1	Janela de processo das ligas	80
5.5	Tratamento térmico e microestrutura	86
5.5.1	Curvas de resfriamento e microestrutura	86
5.5.2	Propriedades mecânicas das ligas tratadas	90
6	CONCLUSÕES	94
7	SUGESTÃO DE TRABALHOS FUTUROS	95
8	REFERÊNCIAS	96
9	APÊNDICE A	103

# 1 INTRODUÇÃO

O ferro fundido nodular tem sua microestrutura e propriedades mecânicas modificadas quando submetido a um ciclo de tratamento térmico de austêmpera, dando origem ao material conhecido pela sua sigla ADI (do inglês, *Austempered Ductile Iron*). O ADI teve suas primeiras aplicações comerciais de larga escala nos EUA, Europa e na China durante a década de 70, com a manufatura de variada gama de componentes utilizados em suspensão de caminhões, bem como em engrenagens de automóveis e virabrequim de compressores (KEOUGH, John R.; HAYRYNEN, 2000).

O ADI é um material versátil por conta da sua combinação de propriedades mecânicas e flexibilidade de produção por fundição, assim encontra aplicações na indústria de equipamentos agrícolas e de mineração, no setor de máquinas, de ferramentas e nas indústrias automobilística, rodoviária e ferroviária. Suportes de suspensão de geometria complexa e que demandam elevada resistência mecânica e ao impacto, bem como cubos de roda, virabrequins, eixos, flanges, hastes, engrenagens que demandam resistência mecânica e ao desgaste, são alguns exemplos de itens atualmente fabricados em ADI.

A boa aceitação do ADI por parte dos engenheiros projetistas se deve a sua combinação de elevada resistência mecânica e dureza, mantendo boa tenacidade e razoável ductilidade, combinada ainda com boa resistência ao desgaste e boa resistência à fadiga. Essa combinação de propriedades é resultado da sua microestrutura única e extremamente refinada: a ausferrita, que por sua vez é composta de ferrita acicular e austenita de alto carbono. A presença de grafita, apesar de não contribuir para a resistência mecânica, faz com que o material tenha uma densidade 10% menor do que a do aço. Já a morfologia da grafita, em nódulos, dificulta a propagação de trincas.

A morfologia da ausferrita, balanço de fases e por consequência, as propriedades mecânicas do ADI são decorrentes da qualidade do ferro fundido nodular e dos parâmetros utilizados no ciclo de austêmpera. O ciclo de tratamento térmico de austêmpera envolve três etapas:

1. Austenitização, cujo objetivo é solubilizar carbonetos e saturar a matriz metálica com o carbono proveniente da grafita dos nódulos.
2. Resfriamento até o patamar de austêmpera rápido o suficiente para evitar a formação de ferrita ou perlita.
3. Tratamento isotérmico de austêmpera, que é quando ocorre a transformação da austenita em ausferrita.

Variações na temperatura de austenitização, bem como na temperatura de austêmpera, promovem mudanças significativas nas propriedades mecânicas do ADI.

O meio amplamente utilizado nos tratamentos de austêmpera são os banhos de sais fundidos. Tais banhos de sais utilizados industrialmente consistem basicamente em uma mistura de nitrato de potássio, nitrato de sódio e nitrito de sódio (KEOUGH, J.R., 2013). Essa mistura de sais pode receber aditivos estabilizantes e que visem reduzir a descarbonização. Em casos onde se faz necessário maior severidade de resfriamento, se adiciona até 10% em peso de água nos sais antes do aquecimento.

Um grande problema na produção de ADI são os banhos de sais fundidos. Estes demandam cuidados operacionais exigindo qualificação de operadores e utilização de equipamentos de proteção coletivo e individuais. A autorização e renovação de operação com banho de sais enfrentam restrições de órgãos de proteção ambiental, principalmente devido à contaminação com os aditivos utilizados para evitar a descarbonização.

Do ponto de vista energético, os fornos de banhos de sais possuem perdas térmicas significativas, o que demanda considerável aporte de energia. Outro inconveniente que diminui a competitividade do ADI é que as peças tratadas em banho de sais necessitam passar por processo de lavagem antes de receberem a pintura. O alto consumo de energia também ocorre na recuperação de sais do primeiro tanque de lavagem, pois os recuperadores necessitam evaporar toda água, restando apenas os sais.

Todas as questões de licenciamentos, de logística, de recuperação e destinação adequada de resíduos, de treinamento e proteção de trabalhadores,

levam ao encarecimento do tratamento de austêmpera, impactando no preço final do componente fabricado em ADI. Realizar o tratamento de austêmpera sem a necessidade dos banhos de sais é um problema que solucionado poderá tornar o ADI mais competitivo.

Metais e ligas de baixo ponto de fusão podem ser utilizados como meio de austêmpera. Para isso é necessário que estejam no estado líquido em parte ou em toda a faixa de temperatura usual de austêmpera, que pode ir de temperaturas inferiores a 250 °C até temperaturas superiores a 420 °C. Estudos obtiveram bons resultados em escala laboratorial utilizando ligas a base de Zinco (BUENO, 2019; PEREIRA, L. *et al.*, 2019; SEIBEL JÚNIOR, 2019; SOUZA *et al.*, 2018).

Pesquisadores já utilizaram em escala laboratorial jatos de gás inerte ou fluxo de ar frio para promover o resfriamento da temperatura de austenitização até o patamar de austêmpera de pequenos corpos de prova (MEIER *et al.*, 2013; OLAWALE *et al.*, 2017). O uso de ar aquecido como meio para resfriamento e manutenção em patamar de austêmpera foi uma proposta de estudo conduzida em escala laboratorial, com barras cilíndricas de 16,5 mm de diâmetro por 90 mm de comprimento, que obteve ADI com sucesso (PEREIRA, L. *et al.*, 2020).

Passar da escala laboratorial para uma escala piloto com utilização de corpos de prova normatizados e usuais pela indústria é uma sequência natural, mas que apresenta desafios tecnológicos e científicos. A tese deste trabalho é que a obtenção de ADI é viável em um corpo de prova normatizado utilizando um fluxo de ar aquecido para resfriamento e manutenção em patamar de austêmpera, desde que utilizada uma liga adequada de ferro fundido nodular. Para realização deste trabalho utilizou-se um conjunto de softwares que possibilitaram a otimização do desenvolvimento de uma liga e parâmetros para construção de um dispositivo de tratamento térmico de austêmpera. O objetivo final é obter ADI em um corpo de prova em formato Y de 13 mm, conforme padrão ASTM A897M, utilizando um dispositivo em escala piloto com fluxo de ar aquecido para o tratamento de austêmpera.

## **2 OBJETIVOS**

### **2.1 Objetivos principais**

Investigar e propor uma composição química de liga adequada para obtenção de ADI, em um corpo de prova em Y (CPy) padrão ASTM A897M utilizando fluxo de ar aquecido na etapa de austêmpera.

Construir um dispositivo em escala piloto que possibilite a realização de austêmpera com ar aquecido circulante.

### **2.2 Objetivos Específicos**

Em relação à composição química da liga, avaliar o efeito da adição de níquel na janela de processo, e na solubilidade de carbono na austenita em equilíbrio com a grafita na temperatura de austenitização. Determinar a melhor janela de processo para as ligas estudadas.

Pesquisar a influência da velocidade do fluxo de ar aquecido na taxa de resfriamento do CPy, efeito da sua posição em relação ao fluxo e comparar resultados experimentais com resultados de simulações numéricas.

Investigar as propriedades mecânicas e metalúrgicas dos CPy tratados no dispositivo em escala piloto, buscando correlação com o teor de níquel presente.

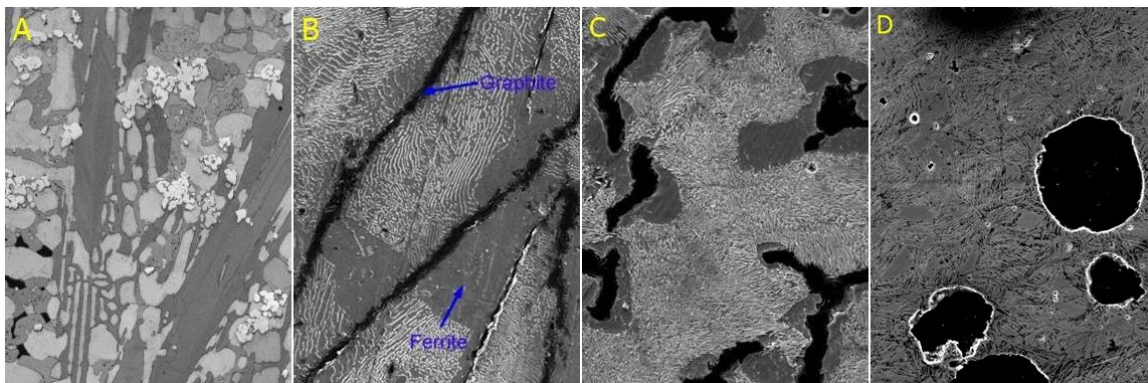
### 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 Ferro Fundido

Os ferros fundidos são ligas ternárias de Fe-C-Si com composição eutética ou próxima a eutética, que pode ainda receber adição de outros elementos de liga. Caracteriza-se por possuir boa fundibilidade e baixo custo de produção, apresentando propriedades que lhe possibilitam grande flexibilidade de aplicação como material de engenharia (TUTTLE, 2012).

Existem diversos tipos de ferros fundidos, a depender de como o carbono se encontra ou da morfologia da grafita, como é possível observar na Figura 1. Se o carbono encontra-se combinado com elementos metálicos formando carbonetos, se obtém o ferro fundido branco, que se caracteriza por elevada dureza e resistência ao desgaste. O ferro fundido branco pode ser submetido ao longo, e atualmente pouco usual, tratamento térmico de maleabilização, que lhe garante ductilidade através da precipitação do carbono em forma de grafita. Quando o carbono se encontra livre, dá origem ao ferro fundido cinzento, vermicular e nodular, a depender da morfologia da grafita. Os ferros fundidos podem ainda apresentar grande variedade de microestruturas, como ferrita, austenita, perlita, ausferrita, bainita, ledeburita (perlita e cementita) e martensita.

Figura 1 - Microestrutura de ferros fundidos, branco alto cromo (A), cinzento (B), vermicular (C) e nodular (D).



Fonte: Adaptado de (PASINI *et al.*, 2021) A, (LI *et al.*, 2019) B, (LYU, 2019) C e do autor D.

A composição química e condição metalúrgica no momento do vazamento, combinado com a taxa de resfriamento determinam o tipo e a microestrutura do ferro fundido. De modo geral os ferros fundidos cinzentos, vermiculares e

nodulares podem e são utilizados na condição bruta de fusão. A realização de tratamentos térmicos adequados, podem propiciar melhoras significativas nas propriedades mecânicas dos ferros fundidos (CHAKRABARTY, 2017). Os tratamentos térmicos realizados nos ferro fundidos nodulares são recozimento, normalização, austêmpera, têmpera e revenimento, e variações destes em zonas intercríticas, sendo atualmente objeto de inúmeros estudos (BENINI *et al.*, 2023; GUNDLACH, Richard B; TARTAGLIA, 2023; LIU *et al.*, 2024; SILVA, A. J. S. T. Da *et al.*, 2014; WANG, X. *et al.*, 2023).

### 3.2 Ferro Fundido Nodular

De acordo com o estudo de Stefanescu sobre a história do ferro fundido nodular, a descoberta do material ocorreu na Alemanha ainda na década de 30 e mantido em segredo. Em 1938 C. Adey teve seu pedido de patente, realizado em 1936, reconhecido. Sua descoberta originou-se a partir de estudos científicos onde C. Adey realizava inoculações do ferro fundido cinzento com sódio, cálcio, lítio, magnésio, estrôncio, cério e bário (STEFANESCU, 2018).

Paralelamente, em 1943, Millis, da INCO (*International Nickel Company*) descobriu nos Estados Unidos a viabilidade da obtenção de grafita esferoidal, como também é chamada a grafita nodular, realizando um tratamento no banho do ferro fundido com pequenas quantidades de magnésio e também mantiveram a descoberta em segredo. Somente em 1948, Millis tornou pública a sua descoberta, pouco depois do inglês Morrogh apresentar seu trabalho sobre o tratamento de nodularização com cério, na convenção da AFS (*American Foundryman Society*) (MORROGH H.; WILLIAMS W.J., 1948).

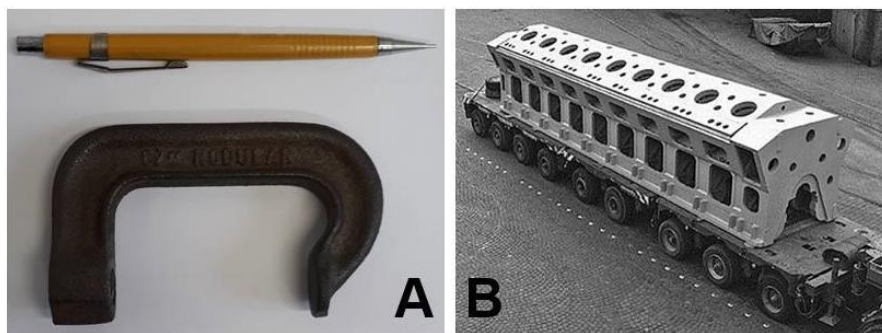
Apesar de possuir maior custo de fabricação, o ferro fundido nodular passou a ocupar cada vez mais espaço nas linhas de produção da indústria de fundição. Em 1951, a Ford fabricou todos os seus virabrequins com ferro fundido nodular (STEFANESCU, 2018). Dados de 2018 mostram que em nações desenvolvidas, com manufatura de fundidos anual acima de um milhão de toneladas, a produção de nodular é superior a 44% dentre os fundidos ferrosos (SOCIETY, 2021). Esse sucesso do ferro fundido nodular como material deve-se à facilidade de produção, resistência mecânica, ductilidade, usinabilidade e custo atrativo (TUTTLE, 2012). Como é possível observar na Figura 2 o ferro fundido



nodular tem grande flexibilidade em relação ao tamanho do componente produzido.

Atualmente ligas nodularizantes de diferentes composições químicas e granulométricas são comercializadas. Essa variedade tem como objetivo atender os diferentes processos de nodularização e características dos processos industriais. O magnésio é sempre o elemento mais importante nas ligas nodularizantes. Elas podem receber adições de cálcio, terras raras, alumínio, cério, entre outros elementos. O trabalho de engenharia nos processos de nodularização, bem como nas ligas de nodularização, consiste em buscar o melhor rendimento de incorporação do magnésio no ferro fundido.

Figura 2 - Componente de ferramenta com 230 gramas (A) e cabeçote de motor naval de 83 toneladas, ambos fabricados em ferro fundido nodular.



Fonte: Do autor (A) e adaptado de (STEFANESCU, 2018) (B).

Para um bom desempenho, o teor residual de Mg deve ser de 0,03 a 0,05% em massa. A quantidade de magnésio ( $qtMg$ ) a ser adicionada pode ser calculada de acordo com a equação 3.1 (HANSSON, 1989). Onde é levado em consideração o teor de enxofre (%S), teor residual de magnésio desejado ( $rMg$ ) e o rendimento ( $nMg$ ). O rendimento do magnésio depende do método de nodularização, temperatura de vazamento do metal, granulometria da liga, quantidade de Mg presente na liga nodularizante, devendo ser analisado de acordo com o processo de fabricação.

$$qtMg = \frac{0,75(\%S) + rMg (0,03 \text{ a } 0,05\%)}{nMg} \quad (\text{Eq. 3.1})$$

Para garantir uma adequada quantidade de nódulos, grau de nodularização, elevado número de células eutéticas e taxas adequadas de crescimento da grafita, é, também, necessário o tratamento de inoculação. Esse

tratamento consiste em adicionar ao banho metálico o silício, normalmente na forma de ligas Fe-75Si.

Existem diversas teorias que explicam a nucleação e crescimento da grafita, entretanto a mais aceita é que a nucleação é heterogênea ocorrendo em pequenos precipitados dispersos no banho metálico (LABRECQUE, 1998; TIEDJE, 2010).

Existem dois grupos de ferro fundido nodular, o primeiro são os hipoeutéticos e eutéticos e o segundo são os hipereutéticos. No primeiro, durante a solidificação, os nódulos de grafita são cercados por dendritas de austenita, e o carbono que difunde da austenita é que promove o crescimento dos nódulos. Nos hipereutéticos, por outro lado, ocorre a formação e crescimento de parte dos nódulos de grafita ainda no líquido. Os nódulos primários, formados antes de o líquido atingir a composição eutética, possuem tamanho superior aos formados na reação eutética. Também por conta da precipitação de grafita no líquido, existe uma tendência de formação de microrechupes. Em casos em que o resfriamento é muito lento, ocorre a flotação desta grafita. Defeitos de microrechupes, flotação de grafita e formação de nódulos excessivamente grandes levam a deterioração das propriedades mecânicas (PEDERSEN; TIEDJE, 2008; TIEDJE, 2010).

Inúmeras normas estabelecendo requisitos de propriedades mecânicas foram editadas por associação de fundidores, entidades de normatização, órgãos governamentais e empresas. Além das propriedades mecânicas, também é comum encontrar recomendações de composição química, microestrutura e níveis de tolerância a defeitos. Neste estudo, por conta do fácil acesso pelo licenciamento institucional da CAPES e aceitação internacional, preferencialmente serão citadas as normas da ASTM International. As propriedades mecânicas de cada classe de ferro nodular, de acordo com a A536-84, constam na Tabela 3-1, e referem-se tanto ao material utilizado na condição bruta de fusão, como aos que são submetidos a tratamento térmico.

Tabela 3-1 - Requisitos de propriedades mecânicas das diferentes classes de ferro nodular, de acordo com a ASTM A536-84.

	<b>Classe 60-40-18</b>	<b>Classe 65-45-12</b>	<b>Classe 80-55-06</b>	<b>Classe 100-70-03</b>	<b>Classe 120-90-02</b>
<b>Res. a Tração mínimo (MPa)</b>	414	448	552	689	827
<b>Res. ao Escoamento mínimo (MPa)</b>	276	310	379	483	621
<b>Alongamento mín. (%)</b>	18	12	6	3	2

Para aplicações mais específicas como em tubos e conexões de parede reduzidas a norma prevê a possibilidade de serem adotadas as especificações apresentadas na Tabela 3-2.

A composição química do ferro fundido nodular exerce grande influência nas propriedades mecânicas. O cobre e o estanho são amplamente utilizados como elementos perlitizantes (RIEBISCH *et al.*, 2018) o que permite a obtenção de classes de maior resistência mecânica.

Tabela 3-2 - Requisitos de propriedades mecânicas para aplicações especiais do ferro nodular, de acordo com a ASTM A536-84.

	<b>Classe 60-42-10</b>	<b>Classe 70-50-05</b>	<b>Classe 80-60-03</b>
<b>Res. a Tração mínimo (MPa)</b>	415	485	555
<b>Res. ao Escoamento mínimo (MPa)</b>	290	345	415
<b>Alongamento mín. (%)</b>	10	5	3

De modo a facilitar a utilização de diagramas binários de ferro-carbono criou-se o conceito de Carbono Equivalente (LABRECQUE, 1998), que é calculado conforme a equação 3.2.

$$CE = \%C + \frac{\%Si + \%P}{3} \quad (\text{Eq. 3.2})$$

De acordo com a espessura do componente a ser fabricado, a composição da liga deve ser ajustada, de maneira a minimizar a ocorrência de defeitos. De acordo com Walton (1971) o teor de silício adequado para produção de ferro nodular pode variar de aproximadamente 1,7% até 2,8% enquanto a

recomendação do carbono é de 3,0% até 4,2%. Um mesmo valor de carbono equivalente, mas com teores diferentes de carbono e silício terão propriedades diferentes. O carbono é mais efetivo na prevenção de defeitos de contração, por conta da expansão da grafita, enquanto que o silício, por ser um excelente grafitizante, irá prevenir o coquilhamento. Caso a taxa de resfriamento ou a secção da peça diminua, é necessário aumentar o carbono equivalente. Até 50 milímetros um carbono equivalente de 4,4% pode ser adequado, enquanto que para 12 milímetros pode ser necessário um carbono equivalente de até 4,9% (GUNDLACH, R. B.; LOPER; MORGENSTEREN, 1992), ainda conforme os autores a recomendação comum em aplicações comerciais é:

- - até 13 mm: CE = 4,55%;
- - de 13 mm até 38 mm: CE = 4,35 a 4,45%;
- - acima de 50 mm: CE máximo de 4,3%;
- Carbono: 3,0 a 4,0%;
- Silício: 1,8 a 2,8%.

Existem restrições em relação à quantidade de elementos residuais, o que obriga o fundidor a tomar cuidados com a matéria prima, especialmente em relação à sucata que é a principal fonte de ferro das fundições distantes de regiões produtoras de ferro gusa, utilizada na preparação da carga a ser fundida. Os limites desses elementos são:

- Fósforo: máximo de 0,06%
- Enxofre: máximo de 0,03%
- Cromo: máximo de 0,10%
- Alumínio: máximo de 0,050%
- Telúrio: máximo de 0,003%
- Titânio: máximo de 0,040%
- Arsênio: máximo de 0,020%
- Cádmio: máximo de 0,005%
- Vanádio: máximo de 0,10%
- Estanho, Bismuto, Chumbo e Antimônio: máximo de 0,002%
- Oxigênio: máximo de 50 ppm

Os nodulares em sua maioria são produzidos em fornos elétricos de indução. Fornos de indução possuem como vantagens a elevada eficiência energética, a facilidade de operação e promovem excelente homogeneização do banho. O controle na adição de carburantes, com reduzido teor de enxofre, possibilitou que o tratamento de dessulfuração com adição de cálcio se tornasse não usual, permanecendo como etapa anterior ao tratamento de nodularização em fornos que utilizam material fóssil como fonte de calor.

A eficiência do forno de indução em incorporar elementos metálicos e não metálicos é alta, ao contrário de fornos cubilô que promovem a oxidação destes elementos. Os fornos de indução incorporam totalmente o níquel, molibdênio, cromo e chumbo presentes na carga, o que demanda controle rigoroso da composição química das sucatas de aço (GUNDLACH, R. B.; LOPER; MORGENSTEREN, 1992). A Tabela 3-3 apresenta um guia de composições químicas recomendadas para obtenção de diferentes classes de ferro fundido nodular.

Tabela 3-3 - Composição química sugerida para obtenção das diferentes classes de ferro nodular (\*quantidade máxima). Adaptada de (TUTTLE, 2012).

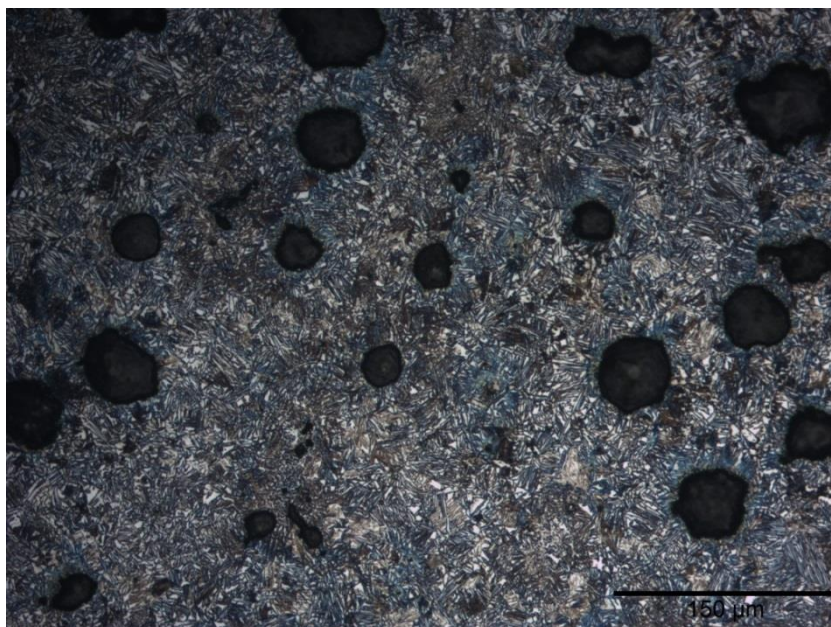
Classe	C (%)	Si (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Cr (%)	Ni (%)	Cu (%)
60-40-18	3,5-3,9	2,3-3,0	0,3*	0,05*	0,015*	0,06*	-	-
65-45-12	3,5-3,9	2,5-2,8	0,4*	0,05*	0,015*	0,10*	-	-
80-55-06	3,5-3,9	2,2-2,7	0,2-0,5	0,05*	0,015*	0,10*	-	0,2-0,4
100-70-03	3,5-3,8	2,2-2,7	0,6*	0,05*	0,015*	0,10*	1,0*	0,2-0,5
120-90-02	3,5-3,8	2,2-2,7	0,6*	0,05*	0,015*	0,10*	1,0*	0,2-0,5

### 3.3 Ferro Fundido Nodular Austemperado - ADI

O ADI é um ferro fundido nodular submetido a um ciclo de tratamento térmico de austêmpera. A microestrutura do ADI é a ausferrita, uma combinação de ferrita acicular e austenita de alto carbono. Essa microestrutura possibilita ao material excelente combinação de propriedades mecânicas (GUNDLACH; LOPER; MORGENSTEREN, 1992). Na Figura 3 é possível observar a microestrutura ausferrítica de um ADI austemperado em duas etapas (PEREIRA, 2020).

Na ausferrita encontra-se presente a grafita, que possui baixa densidade comparada ao ferro. A presença de grafita permite ao ADI combinar propriedades tais como: adequados níveis de resistência mecânica, ductilidade e tenacidade, elevada resistência ao desgaste com uma densidade menor que a do aço. A densidade do ferro fundido nodular varia de 7242 até 6969 Kg/m<sup>3</sup> com o carbono equivalente aumentando de 3,78% até 5,24%, sendo a densidade típica a de 7100 a 7150 Kg/m<sup>3</sup> (FATAHALLA *et al.*, 1996; WALTON, 1971). Estas propriedades do ADI, o tornaram uma boa opção de material à disposição de engenheiros e projetistas.

Figura 3 - Microestrutura de um ADI austemperado em duas etapas 280/380°C. É possível visualizar os nódulos de grafita em uma matriz ausferrítica. Ataque Nital 2%.



Fonte: (PEREIRA, 2020).

As propriedades mecânicas do ADI são comparáveis, e em alguns casos superiores a alguns aços forjados comuns. Conforme KOVACS, (2013) a substituição de aço forjado por ADI na fabricação de virabrequins resultou em um componente com peso 10% menor e resistência à tração 35% superior. O autor relatou ainda como vantagens a redução de custo de produção, de volume de usinagem, de tamanho de rolamentos e do atrito.

Foi durante as décadas de 1970 e 1980 que se iniciou a fabricação dos primeiros componentes em ADI, como suportes para caminhões leves na Europa e na China (1970), virabrequim de compressor pela Tecumseh Products (1972), coroa e pinhão pela Pontiac Motors (1977) como exemplificado na Figura 4,

tripóide da junta homocinética pela General Motors (1979), virabrequim de motor V6 pela Ford (1980), engrenagens diversas para motores à diesel pela Cummins (1984) (KEOUGH, John R.; HAYRYNEN, 2000).

Figura 4 - Exemplo de coroa e pinhão com engrenagens hipoidal de sistema de diferencial fabricados em ADI. Adaptado de (LEFEVRE; HAYRYNEN, 2013).



A facilidade de produção de componentes com geometrias complexas pelo processo de fundição, bem como o domínio da técnica de tratamento térmico de austêmpera, aliado ao custo competitivo possibilitaram a utilização deste material, em componentes anteriormente fabricados em aço ou alumínio através de processos de forjamento, soldagem ou fundição.

Existem muitas normas relacionadas a especificações de ADI, alguns exemplos são a ISO 17804, EN 1564, JIS G 5503, J2477. A da ASTM é a 897/897M-22 que define as propriedades do material e estabelece combinação de propriedades mecânicas mínimas, que estão apresentadas na Tabela 3-4, para cinco diferentes classes. A norma também especifica requisitos microestruturais como, por exemplo, ausferrita livre de perlita ou com pequenas quantidades de martensita sendo admitida para as classes de maior resistência à tração.

Após a edição de 2016, a ASTM 897/897M-16 manteve a grande maioria das exigências estabelecidas nas versões anteriores. Por outro lado, o requisito de resistência ao impacto, medido no teste de impacto Charpy, deixou de compor os requisitos exigidos, tornando-se apenas uma opção de requisito estabelecido

entre cliente e fornecedor. Para o ADI a ASTM 897M-22 determina que os corpos de prova utilizados no ensaio Charpy não devem possuir entalhe, e considera-se apenas a média dos três maiores resultados dentre os quatro ensaios a serem realizados.

Tabela 3-4 - Propriedades mecânicas das diferentes classes de ADI, (ASTM 897-M, 2022).

<b>Unidades (sistema métrico)</b>	<b>Classe 1</b>	<b>Classe 2</b>	<b>Classe 3</b>	<b>Classe 4</b>	<b>Classe 5</b>
<b>Res. a Tração, mínimo (MPa)</b>	900	1050	1200	1400	1600
<b>Res. ao Escoamento, mínimo (MPa)</b>	650	750	850	1100	1300
<b>Alongamento, mínimo (%)</b>	9	7	4	2	1
<b>Energia ao Impacto (J), mínimo. (opcional)</b>	100	80	60	35	20
<b>Dureza Brinell (HB), orientativa</b>	269-341	302-375	341-444	388-477	402-512

A produção de ADI requer um ferro fundido nodular de boa qualidade, sendo fundamental um eficiente controle de produção na fundição. A existência de defeitos de fabricação reduzem de forma acentuada as propriedades mecânicas, em especial, a ductilidade e tenacidade. Alguns destes defeitos são rechupes, microrechupes, porosidades, inclusões não metálicas, carbonetos, baixa contagem de nódulos e nódulos degenerados (AKBARZADEH CHINIFORUSH; IRANIPOUR; YAZDANI, 2016; BONETI *et al.*, 2017; NAZARBOLAND; ELLIOTT, 1997).

Em estudo realizado por SILVA (2005), onde foi alterada a velocidade de solidificação do ferro fundido nodular, modificando assim o número de nódulos, que passou de 89 nódulos/mm<sup>2</sup> (molde de areia com manta isotérmica) para 794 nódulos/mm<sup>2</sup> (molde com resfriador a 2,0 mm da cavidade), e mantendo a composição em uma estreita faixa, foi possível avaliar a influência da quantidade de nódulos nas propriedades mecânicas do ADI. Realizando o mesmo ciclo de tratamento térmico de austêmpera, foi observado pequeno aumento da resistência e pequena redução da dureza com o aumento do número de nódulos.



A resistência ao escoamento não apresentou alteração. Por outro lado, o alongamento aumenta à medida que se aumenta a contagem de nódulos, passando de 7% para 15%.

As principais desvantagens do ADI estão relacionadas à limitação da espessura máxima do componente e temperatura máxima de operação. A baixa austemperabilidade dos ferros fundidos limita as dimensões do componente, sendo uma solução para a fabricação de grandes componentes a sua divisão em partes menores conforme exemplificado por Levevre e Hayrynen (2013). A fim de melhorar a austemperabilidade, juntamente com o Si e Mn, se adiciona Cu, Ni e Mo. Este recurso deve considerar no balanço dos elementos a segregação que ocorre na etapa da solidificação das peças fundidas (VOIGT, 1989). Uma grande limitação da aplicação do ADI é a temperatura de operação, que não poderá ser alta, pois a permanência em operação de componentes de ADI em temperaturas próximas ou usuais de austêmpera levará à transformação da austenita de alto carbono em ferrita e carbonetos (GÓRNY, M. *et al.*, 2021).

### **3.3.1 Composição Química do ADI**

O material antes de se tornar um ADI é um ferro fundido nodular, valendo as regras de produção deste. Entretanto a ASTM 897M-22 em suas recomendações sugere o carbono na faixa de 3,6% ( $\pm 0,20\%$ ) e silício na faixa de 2,5% ( $\pm 0,20\%$ ). Adição de elementos como Ni, Cu e Mo são indicados apenas para melhorar a austemperabilidade. O manganês também contribui com o aumento da austemperabilidade, entretanto raramente é necessária a realização de adições, pois já se encontra presente nas sucatas de aço utilizadas como matéria prima. Basicamente as sucatas de aços utilizadas por fundições de ferro fundido cinzento e nodular são compostas por recortes de chapas finas utilizadas em estampagem com baixo teor de Mn e elementos formadores de carbonetos e chapas grossas, que possuem maior teor de Mn, maior disponibilidade e menor preço. Ainda conforme recomendações da ASTM 897M-22 o produtor de fundido deve limitar o teor de Manganês em 0,35% ( $\pm 0,05\%$ ) ou menos, de modo a evitar a formação de carbonetos em contornos de células.

Em peças com tamanhos de seção de até 13 mm, admite-se o Mn em níveis tão altos quanto 0,60%, sem que ocorra a formação de carbonetos em

contorno de células eutéicas, isso se deve a maior contagem de nódulos que se observa em paredes finas e menor tempo para difusão. A maior contagem de nódulos resulta em menor microsegregação, não apenas do manganês como também do cobre, níquel e silício (MACHADO *et al.*, 2020). Ainda, conforme Machado, em um estudo com ferro nodular recozido contendo 3,45% C, 2,66% Si, 0,18% Mn, 0,9% Ni, e 0,6% Cu obtido em duas espessuras de chapas, o problema da segregação do manganês ficou muito evidente. Ao analisar o material da chapa de 16 mm praticamente não identificou segregação, entretanto na chapa de 48 mm a concentração de manganês dobra nas regiões de segregação.

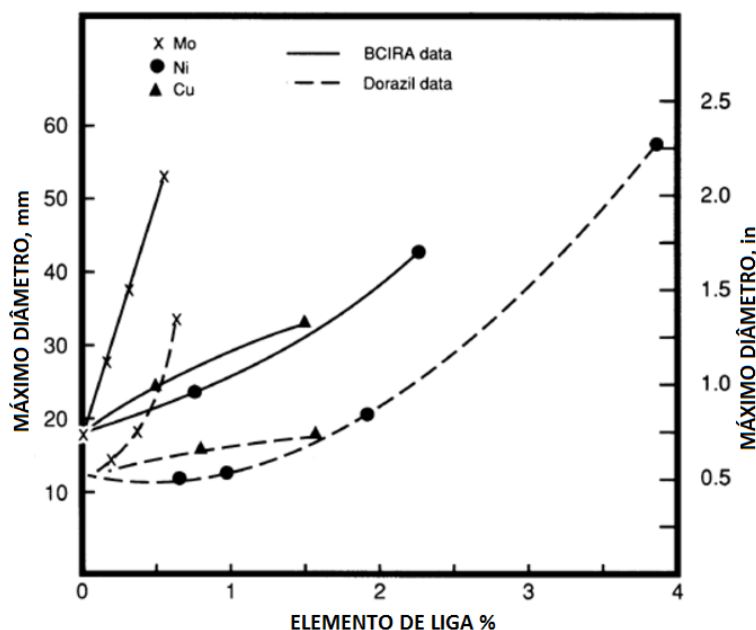
Os elementos de liga devem ser adicionados somente em caso de real necessidade de aumentar a austemperabilidade, respeitando os limites conforme as recomendações da ASTM 897M-22. Eles atuam de diferentes maneiras nas propriedades do ADI, possuindo os seguintes efeitos (BOULIFAA; HADJI, 2015; DAVIS *et al.*, 1990; VARIOS, 1998).

- **Carbono:** Sua presença em solução sólida permite aumento da resistência à tração do ADI. Não existindo problemas de fundição das peças, a maior parte estará na forma de grafita de morfologia nodular, contribui para redução da densidade do ADI.
- **Silício (2,5% ±0,20%):** Fundamental para formação da grafita durante a solidificação da liga do ferro nodular. Atua dificultando a formação de carbonetos. Reduz a solubilidade do carbono na austenita durante a austenitização e reduz a velocidade de formação da ausferrita. Segrega nas células eutéicas de forma severa.
- **Manganês (máx. de 0,35%):** Elemento que pode ser benéfico e prejudicial a depender da quantidade e distribuição. A avaliação dos seus efeitos deletérios, principalmente em peças de maior espessura, é fundamental. O manganês segrega-se nos contornos das células eutéicas de forma muito severa. O efeito da segregação é ampliado quando se tem baixo número de nódulos. Possui como benefício retardar a formação de perlita, aumentando a austemperabilidade do ferro nodular. Aumenta a solubilidade do carbono na austenita durante a austenitização. O manganês reduz a janela de processo, isto é, o tempo entre a completa formação da ausferrita e o início

da decomposição da austenita de alto carbono em ferrita e carbonetos (formação de bainita).

- **Cobre (máx. de 0,80%):** Tem efeito grafitizante e melhora a austemperabilidade. Segrega nas células eutéticas de forma moderada. Reduz a solubilidade do carbono na austenita na etapa de austenitização.
- **Níquel (máx. de 2,0%):** Atua de forma moderada no aumento da austemperabilidade, entretanto pode ser adicionado em maior quantidade. Segrega moderadamente nas células eutéticas. Por ser um forte estabilizador da austenita possibilita aumento da ductilidade. O limite de 2% da recomendação da ASTM 897M-22 está relacionada ao custo do elemento.
- **Molibdênio (máx. de 0,3%):** Reduz a solubilidade do carbono na austenita de alto carbono na temperatura de austêmpera, devido a sua característica de formador de carbonetos. É um ótimo elemento para aumentar a austemperabilidade, como se pode observar na Figura 5, sendo fundamental em peças de maior espessura. Possui tendência de segregar nos contornos de grão de forma severa e é um excelente formador de carbonetos complexos, que são estáveis em temperaturas usuais de austenitização.

Figura 5 - Efeito do teor de molibdênio, níquel e cobre no diâmetro máximo que pode ser austemperado sem formação de perlita.



Fonte: Adaptado de (VARIOS, 1998).

A combinação de tais elementos é de extrema importância para aumentar a austemperabilidade do ferro nodular (TRUDEL; GAGNE, 1997). Peças que

possuem regiões de maior espessura requerem maior adição de elementos de liga. O diâmetro crítico ( $D_C$ ), como apresentado por (VOIGT; LOPER, 2013), em função da temperatura de austêmpera ( $T_a$ ), da composição química e do teor de carbono em solução sólida na austenita ( $C_\gamma^0$ ) pode ser estimado pela equação 3.3.

$$D_C = 124C_\gamma^0 + 27(\%Si) + 22(\%Mn) + 16(\%Ni) - 25(\%Mo) + 1,68 \cdot 10^{-4} \times T_\alpha^2 + 12(\%Cu)(\%Ni) + 62(\%Cu)(\%Mo) + 88(\%Ni)(\%Mo) + 11(\%Mn)(\%Cu) + 127(\%Mn)(\%Mo) - 20(\%Mn)(\%Ni) - 137 \quad (\text{Eq. 3.3})$$

Como fica evidente na equação 3.3, adicionar pequena quantidade de todos os elementos é mais efetivo que adição em grande quantidade de um ou dois elementos. A necessidade de combinar os elementos deve-se às diferenças de segregação dos mesmos.

Na Tabela 3-5 são apresentados diferentes ciclos de austêmpera, realizados em ferros fundidos nodulares, a composição da liga e as propriedades mecânicas obtidas.

Tabela 3-5 - Ciclos de austêmpera e propriedades mecânicas de diferentes ADIs. Estimativa do diâmetro crítico calculado de acordo com a Eq 3.3 e Eq. 5.1.

Composição (%)	$T_\gamma$ (°C)	$t_\gamma$ (min)	$T_a$ (°C)	$t_a$ (min)	UTS (MPa)	YS (MPa)	A (%)	HB	$D_C$ (mm)
3,7C, 2,6Si, 0,19Mn, 0,62Ni, 0,2Mo, 0,61Cu [a]	910	120	380	60	963	712	11,2	278	85,4
3,4C, 2,41Si, 0,15Mn [b]	927	120	371	120	1062	861	10,5	-	65,8
3,7C, 2,6Si, 0,19Mn, 0,62Ni, 0,2Mo, 0,61Cu [a]	900	110	340	60	1140	830	10,2	340	77,6
3,7C, 2,6Si, 0,19Mn, 0,62Ni, 0,2Mo, 0,61Cu [a]	910	150	300	120	1290	952	7,5	383	76,3
3,4C, 3,1Si, 0,67Cu, 0,62Ni, 0,29Mo, 0,2Mn [c]	910	60	320	90	1433	1242	3,5	370	92,0
3,4C, 2,41Si, 0,15Mn [b]	927	120	288	120	1470	1302	3,1	-	56,6
3,4C, 3,1Si, 0,67Cu, 0,62Ni, 0,29Mo, 0,2Mn [c]	930	120	280	40	1599	1427	3,1	445	87,9
3,4C, 2,41Si, 0,15Mn [b]	927	120	260 + 14°C/h	120	1605	1455	2,1	-	54,0

Legenda: [a] (ZHANG, J. *et al.*, 2014), [b] (PUTATUNDA, 2001), [c] (ALVES *et al.*, 2018). Onde temperatura de austenitização ( $T_\gamma$ ) tempo de austenitização ( $t_\gamma$ ), temperatura de austêmpera ( $T_a$ ),

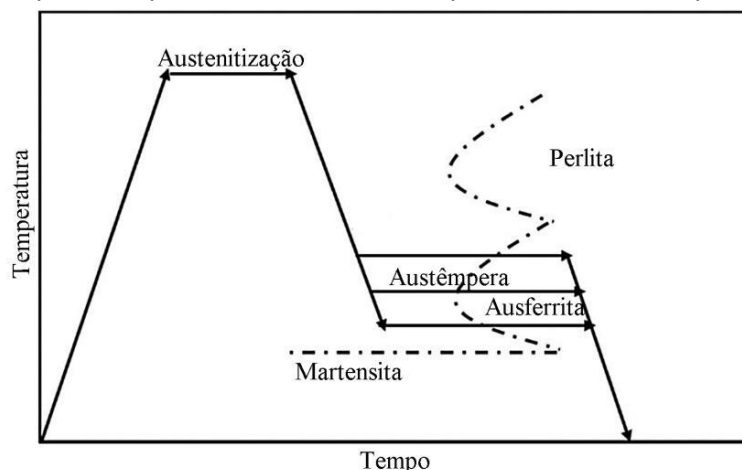
tempo de austêmpera ( $t_a$ ), tensão máxima à tração (UTS), tensão de escoamento (YS), alongamento (A) dureza Brinell (HB) e diâmetro crítico.

Ainda existe divergência de resultados obtidos quanto à influência dos elementos de liga como Cu, Ni, Mn e Mo nas propriedades mecânicas do ADI. Entretanto, como observa-se na Tabela 3-5, é possível obter as diferentes classes de ADI com ou sem adição dos elementos de liga apenas alterando os parâmetros do ciclo de austêmpera.

### 3.3.2 Ciclo de Austêmpera para obtenção de ADI

Um ciclo completo de austêmpera é apresentado na Figura 6, sendo a austêmpera realizada em um patamar. O ciclo de tratamento térmico para obtenção do ADI inicia com o aquecimento das peças até a completa austenitização. É a temperatura de austenitização, normalmente compreendida entre 850 e 950°C, o principal fator que determinará o teor de carbono dissolvido na austenita, não sendo usual atribuir um valor de carbono a ser atingido para se obter determinada classe de ADI. Quanto maior a temperatura de austenitização, maior o teor de carbono na austenita (BOSNJAK, Branka; RADULOVIC, 2004).

Figura 6 - Representação esquemática de um ciclo completo de austêmpera realizado em uma etapa. Exemplo de três diferentes temperaturas de austêmpera.



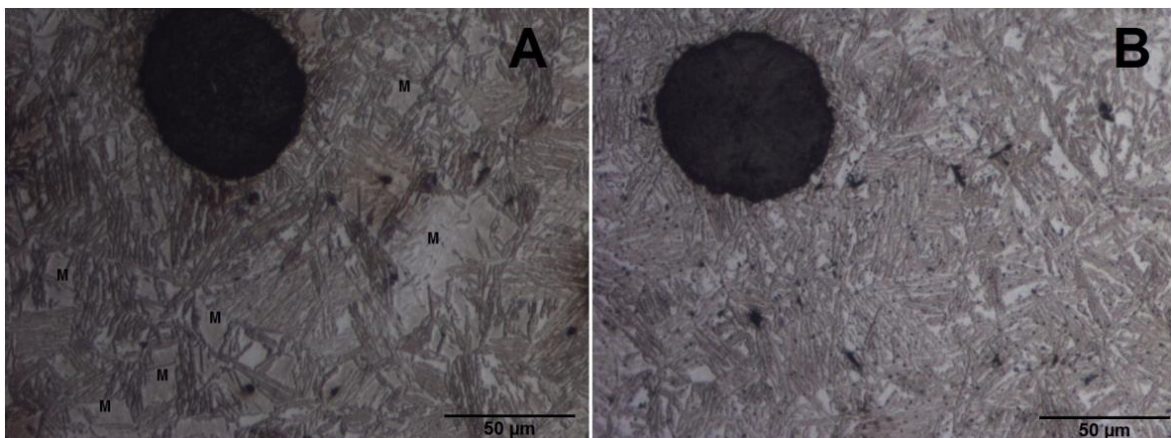
Fonte: Adaptado de (WANG *et al.*, 2019).

O tempo de austenitização deve ser suficiente para saturar a austenita de carbono. Esse carbono advém da dissolução da cementita e da difusão a partir dos nódulos de grafita. Desta maneira o tempo de austenitização, após o componente atingir a temperatura de austenitização desejada, depende da composição e da temperatura, pois estas variáveis influenciam a velocidade de difusão do carbono (OLAWALE; OLUWASEGUN, 2016). Em matriz perlítica e

com alta contagem de nódulos, o tempo de austenitização necessário para saturação da austenita será menor do que em matriz ferrítica e com baixa contagem de nódulos. Na microestrutura da matriz perlítica a composição é eutetoide, isso significa que aproximadamente 0,77% é carbono e já se encontra disperso na matriz através das lamelas de cementita. O aumento da contagem de nódulos contribui para redução do tempo de austenitização porque a totalidade de átomos de carbono, que difundem dos nódulos para a matriz metálica, percorrerá uma menor distância média.

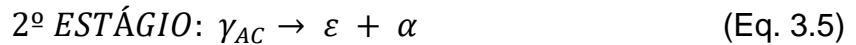
Após a austenitização realiza-se um resfriamento rápido até o patamar de austêmpera. Conforme (KOVACS, Bela V., 1990), prossegue-se com o tratamento isotérmico de austêmpera pelo tempo necessário para que a reação de formação da ausferrita se complete. Como se pode observar na reação apresentada na equação 3.4, a austenita ( $\gamma$ ), enriquecida de carbono transforma-se em ferrita acicular ( $\alpha_{ac}$ ) e austenita de alto carbono ( $\gamma_{AC}$ ). Caso a reação do primeiro estágio não esteja completa, a austenita não adquire estabilidade térmica e mecânica, ocorrendo a formação de martensita, conforme Figura 7.

Figura 7 - Microestrutura de um ADI austemperado por 30 minutos (A) e por 60 minutos (B). A letra M indica regiões com ocorrência de martensita. Adaptado de (PEREIRA, Leonardo *et al.*, 2018).



Por fim, antes que ocorra a reação de decomposição da austenita de alto carbono, conforme equação 3.5 em carbonetos ( $\epsilon$ ) e ferrita ( $\alpha$ ) deve ser interrompida a austêmpera. O ADI é então resfriado ao ar até a temperatura ambiente.





Devido ao elevado teor de silício presente no ferro fundido, que é um elemento grafitizante, a precipitação de carbonetos é retardada. Devido a essa atuação do silício, existe um intervalo de tempo entre o final do 1º estágio e o início do 2º estágio. O tempo entre o final do primeiro estágio e o início do segundo estágio é denominado janela de processo. O tempo de austêmpera demasiadamente longo levará a decomposição da austenita de alto carbono, conforme equação 3.5 formando carbonetos e ferrita, essa é a condição termodinâmica estável do ferro nodular austemperado. O segundo estágio leva a queda da ductilidade do ADI, devendo ser evitado (BALZER, 2003).

As combinações dos estudos a respeito de transformações de fase que ocorrem de acordo com a cinética sigmoideal (formato de S) resultaram na equação conhecida como Johnson-Mehl, Avrami, Kolmogorov (JMAK) (AVRAMI, 1940; JOHNSON; MEHL, 2010; KOLMOGOROV, 1937; MEHL; CAHN, 1983). Apesar de ter sido desenvolvida no final da década de 30 e considerar que a taxa de nucleação é constante ao longo de todo o tempo e volume para minimizar o problema de saturação de sítios, o modelo conseguiu manter-se útil até os dias atuais.

$$F_v = 1 - \exp(-k(t)^n) \quad (\text{Eq. 3.6})$$

Onde,  $F_v$  é a fração transformada,  $t$  é o tempo,  $k$  é a constante cinética ou constante de velocidade de Arrhenius relacionada à temperatura e  $n$  o expoente de Avrami que pode assumir valores entre 0,5 e 4,0 dependendo da condição em que ocorre a transformação de fase (KOHOUT, 2008).

Para a transformação da austenita em ausferrita, o expoente de Avrami assume valores entre 3 e 4 a depender da temperatura da transformação, ou seja, a temperatura de austêmpera (YALÇINER, 2023). Yalçiner encontrou valores através do Thermocalc, validados experimentalmente, para o expoente de Avrami de 3,4 e 3,7 para austêmpera realizada a 250°C e 350°C em uma liga contendo 3,6% C, 2,5% Si, 0,35% Mn e 1,0% Ni. A equação de JMAK é uma opção para casos complexos, pois apresenta melhores resultados que um simples ajuste de curva. Diferentemente, a determinação das constantes da equação de JMAK por

HUPALO et al. (2012) chegou a valores entre 0,15 e 0,67 para o expoente de Avrami em duas ligas submetidas a dois ciclos diferentes de austêmpera, com temperatura de 320 e 370°C.

Um conjunto de programas fazem parte do software denominado MAP\_NEURAL\_ADI\_RETAINED-AUSTENITE baseado em rede neural que permite calcular a estimativa de austenita de alto carbono em função da composição química do ferro fundido nodular e dos parâmetros do ciclo de austêmpera (ADI RETAINED AUSTENITE CALCULATION, 2022; MACKAY, 2000). O modelo desenvolvido, e utilizado neste software de simulação, leva em consideração os teores de C, Si, Mn, Cu, Ni e Mo presentes na liga do nodular e parâmetros do ciclo de austêmpera, como temperatura e tempo de austenitização e temperatura e tempo de austêmpera (YESCAS; BHADSHIA; MACKAY, 2001). O modelo e o programa de simulação trabalham com um banco de dados composto por resultados experimentais reportados na literatura. Simulações utilizando este software apresentou boa relação com propriedades mecânicas avaliadas em ensaios de impacto Charpy e dureza (PEREIRA, Leonardo *et al.*, 2018) para determinação da janela de processo.

### **3.3.2.1 Austêmpera**

A austêmpera é realizada usualmente na faixa de temperatura compreendida entre 260°C e 420°C. Industrialmente o tratamento é realizado em banho de sais fundidos (uma mistura de nitrato de potássio, nitrato de sódio, nitrito de sódio), que necessitam de cuidados, principalmente quando recebem adição de água, com o objetivo de aumentar a severidade, pois a mistura pode se tornar explosiva em temperaturas elevadas (KEOUGH, J.R., 2013). As particularidades do banho de sais levam ao encarecimento do tratamento, devido à questões de licenças ambientais e fiscalização governamental, logística do processo, recuperação e destinação de resíduos pós-tratamento.

A utilização de banhos metálicos a base de Zn para austêmpera de ferro fundido nodular apresentaram bons resultados, entretanto tais ligas ficam limitadas a faixa de temperatura superior de realização da austêmpera (PEREIRA, L. *et al.*, 2019; SOUZA *et al.*, 2018). Ligas metálicas de menor ponto de fusão, a base de estanho ou chumbo, também podem ser utilizadas como meio de



austêmpera, apresentando excelente severidade de resfriamento e estabilidade (PEREIRA, L.; L. F. JR. SEIBEL; V. K. DE BARCELLOS, 2018). Entretanto o estanho utilizado nestas ligas apresenta alto custo e o chumbo possui severas restrições ambientais.

Os parâmetros do processo de fabricação do ADI não devem ser analisados individualmente. Entretanto em baixas temperaturas de austêmpera, tais como as inferiores a 350 °C, se obtém ADI onde os ganhos de resistência mecânica e dureza são mais significativos que os ganhos em ductilidade e tenacidade. Por outro lado, quando se utiliza temperaturas de austêmpera superiores a 350 °C, por exemplo, a tendência é a obtenção de ADI cujos acréscimos relacionados à tenacidade e ductilidade são mais expressivos do que os relacionados à resistência mecânica (CAKIR *et al.*, 2005).

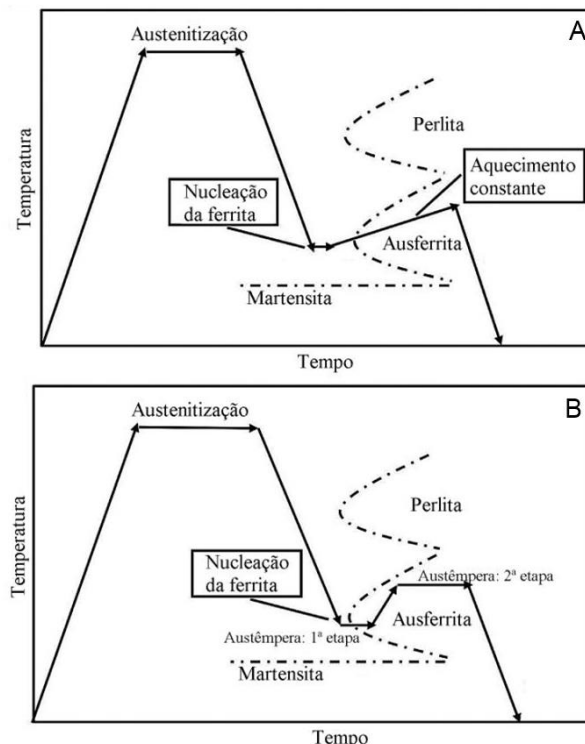
O acompanhamento da evolução da austenita durante a realização da austêmpera evidencia que, para temperaturas da ordem de 380°C, o aumento do parâmetro de rede da austenita, que se relaciona ao teor de carbono, tende a estabilizar somente após 50 minutos de tratamento. Para um tempo de austêmpera curto, se obtém uma austenita predominantemente não estabilizada. Essa austenita quando é resfriada ou solicitada mecanicamente, se transformará em martensita (MEIER *et al.*, 2013).

A austenita de alto carbono é formada até o final do primeiro estágio, neste momento o ADI atinge bom índice de estabilidade térmica e mecânica. A estabilidade só é possível por ação do alto teor de carbono em solução sólida na austenita de alto carbono, quanto maior o teor de carbono na austenita de alto carbono maior será a sua estabilidade. Em austêmpera realizada em baixas temperaturas, tais como 260°C e 268°C, essa estabilidade mostrou-se nula ao submeter o ADI ao ensaio de tração ou temperaturas criogênicas. Os resultados obtidos por Panneerselvam diferiram quando foi realizada em temperaturas mais elevadas, como 371°C, 385°C e 399°C. Nessas condições, apenas uma pequena fração da austenita de alto carbono se transforma em martensita ao ser submetida a temperaturas criogênicas, e um terço da austenita permanece inalterado, mesmo após a deformação durante o ensaio de tração em condições criogênicas (PANNEERSELVAM *et al.*, 2015). Isso ocorre devido ao teor de carbono na austenita, conforme resultados obtidos pelo autor, com austêmpera

realizada na faixa superior ser de 2 a 4 vezes maior que quando é realizada na faixa inferior.

A austêmpera pode ser realizada em duas etapas de maneiras distintas. Conforme se observa na Figura 8-a, a primeira maneira consiste em promover o aquecimento constante do meio durante toda a realização da etapa de austêmpera. A grande vantagem deste método é que não necessita de dois meios de austêmpera (fornos, banhos, sopradores, etc). A segunda maneira de realizar austêmpera em duas etapas é utilizando dois meios de austêmpera com diferentes temperaturas. Na segunda maneira pode-se trabalhar com grande diferença de temperatura entre o primeiro e segundo patamar, como é possível observar na Figura 8-b.

Figura 8 - Representação esquemática de um ciclo completo de austêmpera realizado em duas etapas com aquecimento constante (a). Representação esquemática de um ciclo completo de austêmpera realizado em duas etapas utilizando dois meios de austêmpera (b).



Fonte: Adaptado de (WANG, B. *et al.*, 2020).

A redução da temperatura de austêmpera favorece a nucleação da ferrita acicular, reduzindo a largura de suas agulhas, onde esta condição gera aumento da resistência mecânica por redução do espaço livre, associado ao caminho para movimentação de discordâncias. Ou seja, o processo de nucleação da ferrita é favorecido por maior super-resfriamento, assim quanto menor a temperatura de austêmpera mais fina é a microestrutura.

De outro modo, a difusão é um processo fortemente dependente da temperatura, desta maneira, aumentando a temperatura na austêmpera é possível obter austenita de alto carbono com maior quantidade de carbono. Ao seguir metodologia de cálculo da difusão do carbono (TUAN *et al.*, 2022) na temperatura de austêmpera, consta-se que o coeficiente de difusão do carbono na temperatura de 350°C é 21 vezes maior que a 280°C. O conceito da austêmpera em duas etapas visa obter uma ferrita acicular fina e uma austenita de alto carbono com elevado teor de carbono, assim mais estável. A combinação microestrutural obtida com a austêmpera em duas etapas resulta em propriedades mecânicas ainda melhores que a do ADI obtida em uma única etapa (PUTATUNDA *et al.*, 2006; PUTATUNDA; GADICHERLA, 1999).

### **3.4 Simulação numérica de transferência de calor**

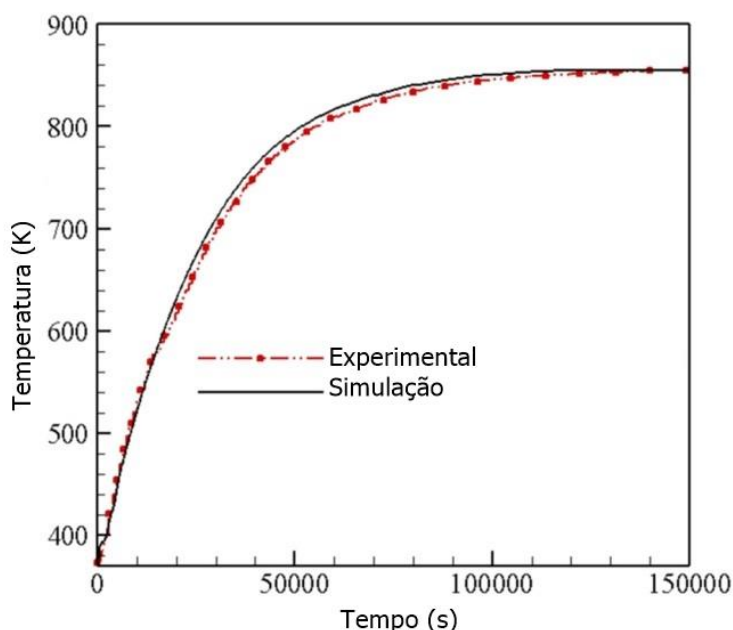
No período compreendido entre 1945 e 1970 desenvolveram-se as bases dos computadores eletrônicos para propósitos gerais e sistemas de programação. Na década de 70 ocorreu uma rápida expansão na utilização de processadores e computadores para resolução de problemas complexos das ciências e da engenharia. Entretanto tais computadores e sistemas não se assemelhavam com os computadores pessoais e sistemas gráficos atuais, tanto em relação à capacidade de processamento quanto à possibilidade do uso intuitivo na atualidade (FAN; MARKRAM, 2019).

Conforme Maliska (2000) o engenheiro possui três ferramentas para resolução de problemas: o método analítico, o método numérico e experimentos de laboratório. Os métodos analíticos são muito úteis, mas ficam limitados a condições simplificadas e geometrias simples. As ferramentas de laboratório por sua vez são de extrema importância, mas possuem alto custo, devendo assim ficar para uma etapa final de um projeto de desenvolvimento. Os métodos numéricos, por outro lado, possibilitam tratar de problemas complexos, utilizando geometrias complexas e obtendo resultados de maneira acelerada e de baixo custo. Na área da dinâmica dos fluidos computacional (CFD) o método de volumes finitos (MVF) possibilitou a obtenção de bons resultados de simulações e atualmente é amplamente utilizado tanto na academia quanto na indústria.

A utilização de CFDs tem sido recorrente nas mais diversas áreas da engenharia. Projetos de grande porte como de edifícios, dutos de hidrelétricas, trocadores de calor de caldeiras, sistema de escapamento e admissão de motores a combustão, sistema de ventilação de motores e componentes elétricos e eletrônicos, propulsores de aeronaves e foguetes dentre outras aplicações contam com o auxílio de simulações numéricas em softwares de CFD (ECHI *et al.*, 2019; GAO *et al.*, 2019; YANG, L.; ROJAS; MONTLAUR, 2020; ZHANG, L.; ZHANG; SHANG, 2021). A utilização de softwares de CFD para estudos relacionados a tratamentos térmicos também passa a ser algo recorrente (BANKA *et al.*, 2007; BINELI, 2009; BOHLOOLI ARKHAZLOO *et al.*, 2021; FU *et al.*, 2019; GHYADH; AHMED; SADIQ AL-BAGHDADI, 2021; KO *et al.*, 2013; YANG, Y.; DE JONG; REUTER, 2007).

Em estudo relacionado à otimização do aquecimento de peças forjadas, Arkhazloo (2021) utilizou simulações em estado transiente para determinar a melhor configuração de carregamento de um forno, com vistas a obter maior homogeneidade de temperatura na peça aquecida. Utilizando análise térmica o autor pode validar o resultado da simulação, conforme se observa na Figura 9. As simulações possibilitaram a redução da heterogeneidade da temperatura dos blocos bem como do tempo de permanência dos blocos no forno.

Figura 9 - Resultados obtidos em simulação numérica por volumes finitos e resultados experimentais obtidos por análise térmica.



Fonte: Adaptado de (BOHLOOLI ARKHAZLOO *et al.*, 2021).

Simulação de têmpera com gases sob pressão em matriz, obteve resultados experimentais de dureza na peça muito próximos aos dos obtidos por simulações, dentre as quais envolveu as de resfriamento via CFD (HEINZ; JUCKELANDT; LUTZ, 2023). Também em estudo envolvendo têmpera em um sistema com gases em alta pressão (WANG, Z.; SHANG, 2010), as taxas de resfriamento do corpo sólido foram estimadas. A simulação chegou a resultados bastante próximos aos obtidos experimentalmente com termopares, com um erro inferior a 8% entre a taxa de resfriamento calculada e a taxa de resfriamento medida.

A precisão dos resultados obtidos por CFD decorrem da possibilidade de analisar simultaneamente os três modos de transferência de calor, que são a condução, a convecção e a radiação. Em uma simulação de fluxo o modulo *Flow Simulation* do SolidWorks utiliza o método de volume finito, ou volume de método de fluido como o desenvolvedor denomina (SOBACHKIN; DUMNOV, 2013). Resumidamente, para a dinâmica dos fluidos, a equação de Navier-Stokes é usada para descrever o movimento do fluido:

$$\rho \left( \frac{\partial \mathbf{v}}{\partial t} + (\mathbf{v} \cdot \nabla) \mathbf{v} \right) = -\nabla P + \mu \nabla^2 + f \quad \text{Eq. 3.6}$$

onde, P é a pressão (Pa),  $\mu$  é a viscosidade dinâmica do fluido (Pa.s), f a força externa (N/m<sup>3</sup>) e  $\mathbf{v}$  o vetor velocidade do fluido (m/s).

Já a transferência de energia, o calor, para o sólido ou o fluido é calculada por:

$$\rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} + \rho c_p (\mathbf{v} \cdot \nabla T) = \nabla \cdot (k \nabla T) + Q \quad \text{Eq. 3.7}$$

onde,  $c_p$  é a capacidade calorífica específica a pressão constante (J/(Kg.K)), T a temperatura (K), t o tempo (s), K a condutividade térmica do material (W/m.K) e que Q representa uma fonte de calor (W/m<sup>3</sup>).

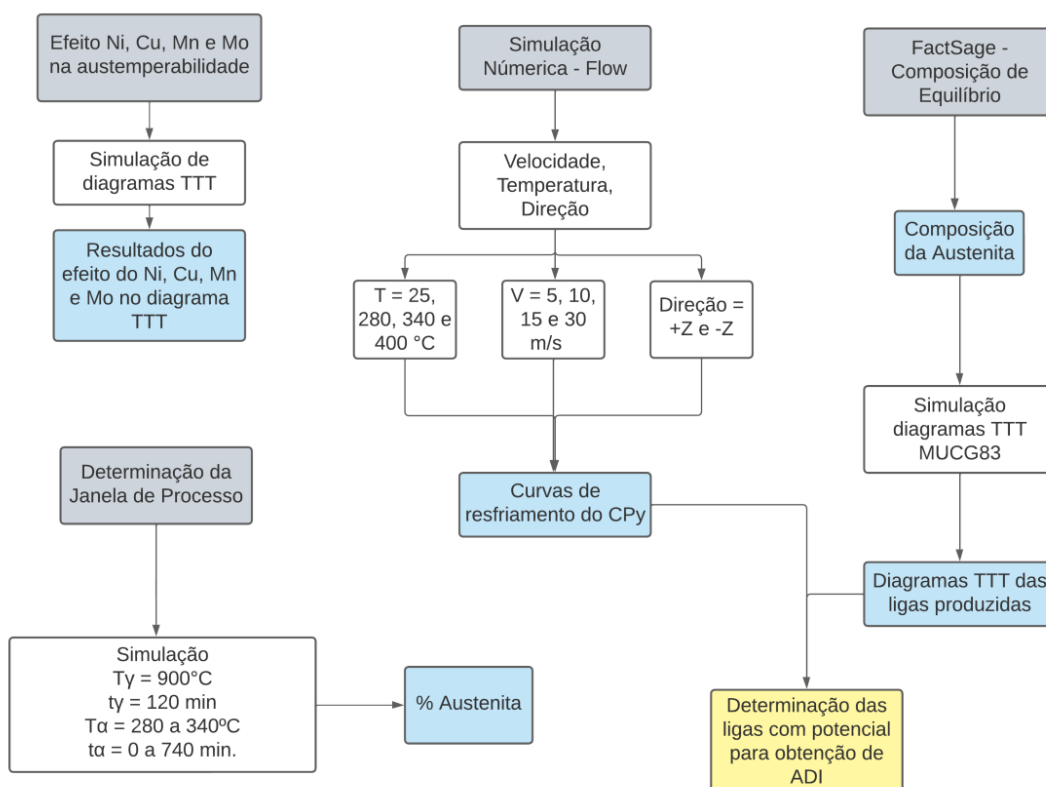
## 4 MATERIAIS E MÉTODOS

Esse capítulo foi dividido em duas partes, sendo que na parte I serão descritas as atividades relacionadas a simulações computacionais. Na parte II constarão as atividades experimentais realizadas em laboratórios.

### 4.1 Simulações computacionais

Neste subcapítulo serão apresentadas as simulações realizadas e as validações. Na Figura 10 é apresentado o fluxograma das simulações.

Figura 10 - Fluxograma das atividades envolvendo simulações.



Fonte: O autor.

#### 4.1.1 Efeito do Ni, Cu, Mn e Mo na austemperabilidade

O efeito no diagrama TTT do Ni, Cu, Mn e Mo em uma composição arbitrada rica em elementos de liga foi mensurado utilizando o software MUCG83 (MATHEW PEET AND H.K.D.H. BHADESHIA, [s. d.]). A construção dos diagramas TTT se deu de acordo com as orientações do desenvolvedor do software. As reações e transformações de interesse que ocorrem durante o

resfriamento e etapa de austêmpera se dão na matriz metálica do ferro fundido nodular. Após tempo adequado de austenitização, a matriz metálica se encontra em equilíbrio com os nódulos de grafita, isso significa que a matriz se encontra saturada de carbono em solução sólida.

O programa MUCG83, é um conjunto de software para modelagem da termodinâmica e cinética de transformações de estado sólido, foi desenvolvido utilizando a linguagem de programação FORTRAN e inclui dez sub-rotinas, estando o código fonte disponibilizado no site do desenvolvedor. Os dados de entrada incluem a identificação da liga e os teores de carbono (0,001 a 2,0%), silício (0,0 a 2,5%), manganês (0,0 a 3,5%), níquel (0,0 a 3,5%), molibdênio (0,0 a 1,5%), cromo (0,0 a 3,5%), vanádio (0,0 a 1,5%), cobalto (0,0 a 4,0%), cobre (0,0 a 4,0%), alumínio (0,0 a 2,0%) e tungstênio (0,0 a 4,0%), o ferro é o balanço. Entre parênteses os limites estabelecidos pelo desenvolvedor.

Sabe-se que existe influência dos elementos de liga na solubilidade do carbono na austenita, a título de simplificação considerou-se o teor de carbono fixo nessa etapa, o que na prática pode ser alcançado variando a temperatura de austenitização no ciclo de austêmpera. Considerou-se a composição da matriz como sendo de 0,8% C, 2,5% Si, 1% Ni, 1% Cu, 0,3% Mn, 0,2% Mo e 0,1% Cr. Para os elementos Ni, Cu, Mn e Mo realizaram-se sete simulações com variação dos seus teores, sendo cinco pontos distribuídos na faixa de teores recomendado pela ASTM 897M-22 e dois pontos acima dos teores máximos recomendados pela norma, conforme Tabela 4-1.

Tabela 4-1 - Teores de elemento de liga utilizados para simulações dos diagramas TTTs, os demais elementos são mantidos fixos, variando apenas um deles por vez. Valores P1 ao P5 de acordo com a faixa recomendada pela ASTM 897, sendo P5 o valor máximo.

<b>Elemento</b>	<b>P1</b>	<b>P2</b>	<b>P3</b>	<b>P4</b>	<b>P5</b>	<b>P6</b>	<b>P7</b>
	<b>De acordo com as recomendações da ASTM 897M-22</b>					<b><u>Acima das recomendações</u></b>	
<b>Ni (%)</b>	0,00	0,50	1,00	1,50	2,00	<u>2,50</u>	<u>3,00</u>
<b>Cu (%)</b>	0,00	0,20	0,40	0,60	0,80	<u>1,00</u>	<u>1,20</u>
<b>Mn (%)</b>	0,00	0,09	0,18	0,26	0,35	<u>0,44</u>	<u>0,52</u>
<b>Mo (%)</b>	0,00	0,07	0,15	0,22	0,30	<u>0,37</u>	<u>0,45</u>

Deslocar as curvas de transformações difusionais (formação de ferrita e perlita) para a direita significa aumentar a austemperabilidade do ferro fundido nodular. A partir dos diagramas TTTs simulados se identificou o ponto do diagrama correspondente ao início da formação de perlita. O efeito de cada elemento no diagrama TTT e indiretamente na austemperabilidade pode então ser estimado através de uma expressão matemática gerada a partir da análise dos resultados.

#### **4.1.2 Simulação da severidade de resfriamento do CPy**

A simulação da severidade de resfriamento do CPy pela passagem de ar aquecido por um duto com fluxo direcional, na etapa de resfriamento e austêmpera, foi realizada através do módulo *Flow* do software *SolidWorks* em regime transiente (dinâmico) em tempos de análise de 300 e 600 segundos. Considerou-se na simulação a condução de calor no sólido (corpo de prova) e os efeitos de calor irradiado, as paredes se encontravam na mesma temperatura que o fluxo de ar.

O fluxo de ar foi considerado como laminar e turbulento, com turbulência da ordem de 2%, e entrada no duto de forma comportada ou desenvolvida. Conforme Kreith (2015) o fluido ao entrar em um duto não apresenta um perfil de velocidade característico, isto é, onde a velocidade é maior na região central e muito menor junto às paredes deste duto. Após percorrer uma determinada distância dentro de um duto, o perfil de velocidade passa a ser o característico, com velocidade maior na região central e menor junto às paredes. Ao atingir tal condição chama-se então de fluxo desenvolvido ou comportado.

Um dos modelos mais amplamente utilizados na simulação de turbulência em fluidos é o modelo de turbulência k- $\epsilon$  modificado. O modelo é composto por duas equações diferenciais parciais, onde o k descreve a energia cinética relacionada aos movimentos turbulentos do fluido e o  $\epsilon$  relaciona-se à taxa na qual a energia cinética turbulenta é convertida em energia interna devido à viscosidade do fluido, isto é, a transformação de vórtices de turbulência em calor. Os detalhes do modelo aplicado no módulo Flow são apresentados no trabalho do Sobachkin e Dumnov (2013). No limite, na fronteira da célula da malha, o software deve satisfazer às seguintes condições de contorno:



$$\frac{\partial K}{\partial y} = 0, \quad \varepsilon = \frac{C_{\mu}^{0,75} K^{1,5}}{Ky}. \quad \text{Eq. 4.1}$$

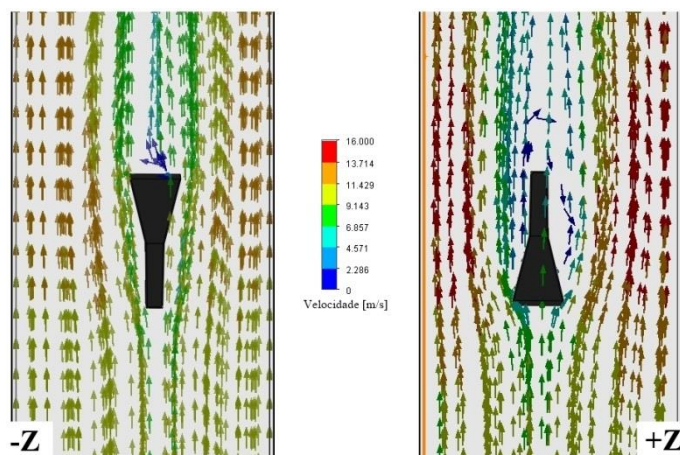
onde,  $C = 0,09$ ,  $y$  a distância do ponto até a parede.

As fronteiras do modelo físico foram definidas por um duto de 200 mm de lado por 1000 mm de comprimento com paredes de 2,0 mm de aço 1020 consideradas como paredes ideais, ou seja, não conduzindo calor para o exterior do duto. O fluido utilizado nas simulações foi ar sem umidade, sob pressão de 101325 Pa, em temperaturas ambiente de 25°C e temperaturas de ar aquecido a 280 °C, 340 °C e 400 °C, bem como em velocidades de 5, 10, 15 e 30 metros por segundo.

A configuração da simulação incluía o CPy padrão ASTM de 13 mm, com temperatura inicial especificada em 900 °C. Foram utilizadas as propriedades do ferro fundido nodular que estavam disponíveis na biblioteca de dados do software, densidade (7100 kg/m<sup>3</sup>), condutividade térmica (75 W/m<sup>2</sup>.K), calor específico (450 J/(kg.K)).

Se avaliou com as simulações o efeito da orientação do CPy no duto, com o lado maior voltado para a linha de choque do ar, como mostrado na Figura 11, e o contrário, girando o CPy em 180°. Verificando qual configuração resultava em maior velocidade de resfriamento no ponto de maior temperatura do sólido.

Figura 11 - Vista do interior do duto exibindo fluxo de ar e a interação com o CPy, posições simuladas +Z e -Z.



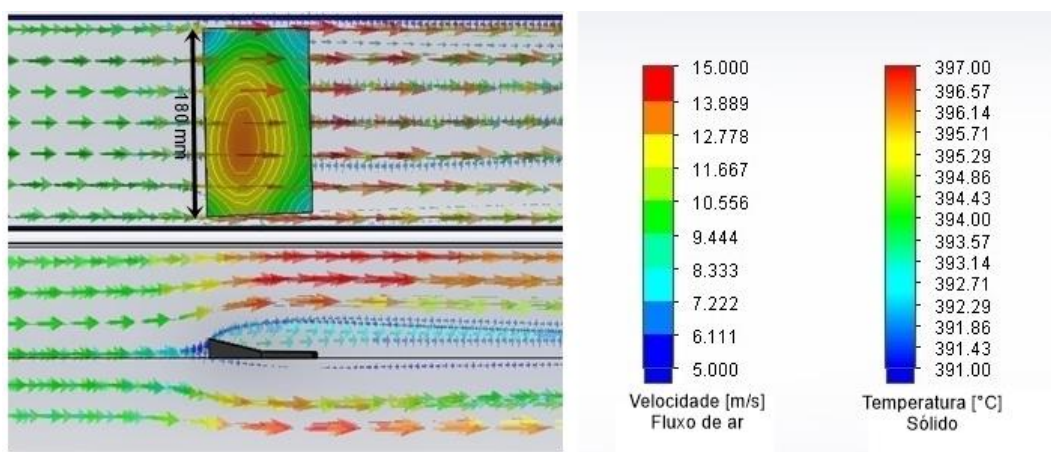
Fonte: Do Autor

O software possui a capacidade de fornecer uma ampla gama de resultados, tais como temperatura mínima, máxima e média do sólido. Também

fornece essas temperaturas para o fluido e a taxa de transferência de energia do sólido para o fluido. Foi dada maior atenção à temperatura máxima do sólido, pois nesse volume finito é que ocorre a menor taxa de resfriamento, sendo assim o ponto crítico no que tange às transformações reconstrutivas que se deseja evitar que ocorram. Considerou-se ainda o CPy sem rugosidade superficial, sabendo que isso é uma fonte de erros. A justificativa é que a rugosidade observada não é homogênea, existindo regiões com pouca rugosidade e outras com rugosidade identificável através de inspeção visual. Essas regiões de maior rugosidade são eliminadas em etapas de tamboreamento no processo de produção das peças, não tendo sido realizado no laboratório.

A extração de calor no sólido bem como a temperatura durante o resfriamento não é homogênea, ocorre que regiões de menor espessura e maior extração de calor resfriam de modo mais acelerado do que as regiões de maior espessura. Na Figura 12 observa-se os gradientes de temperatura na região central do CPy (vista em corte) após determinado tempo de resfriamento, bem como a interação do sólido com o fluxo de ar na direção +Z. Com esse resultado definiu-se a região crítica, onde a temperatura do CPy será monitorada utilizando um termopar.

Figura 12 - Visualização em corte do CPy dentro do duto de resfriamento, onde é possível observar os gradientes de temperatura no sólido e as interações com o fluxo de ar aquecido.



Fonte: Do Autor

#### 4.1.2.1 Validação da simulação de resfriamento do CPy

Utilizou-se um duto de perfil quadrado de 200 mm de lado e 1000 mm de comprimento, cuja construção baseou-se no utilizado nas simulações. Para gerar

o fluxo de ar, utilizou-se um ventilador com doze pás retas de 20 mm de altura por 210 mm de comprimento, distribuídas em uma base de 540 mm de diâmetro. A disposição dos itens pode ser observada na Figura 13. O ventilador foi acionado por um motor elétrico trifásico de 3 CVs a 3460 rpm. Mediu-se a velocidade do ar no duto de saída do ventilador utilizando-se um tubo de Pitot Clássico, a velocidade média do ar no duto quadrado foi calculada inicialmente com base na vazão do ventilador.

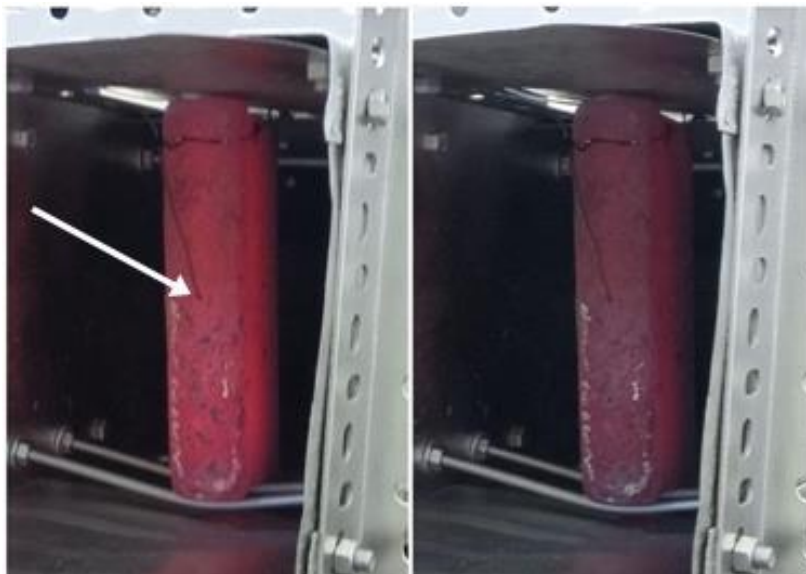
Figura 13 – Modelo físico. Ventilador e duto utilizados para validação da simulação.



Fonte: Do autor.

Na análise térmica, um CPy instrumentado com termopares do tipo K ligados a um sistema de aquisição de dados da Novus com taxa de aquisição de 2 Hz, foi austenitizado em um forno mufla a 900°C por 120 minutos. Após a austenitização o CPy instrumentado, cujas dimensões são mostradas na Figura 17, foi conduzido rapidamente para o duto de resfriamento com fluxo de ar a temperatura aproximada de 28°C, onde se registrou a variação de temperatura em função do tempo. Na Figura 14 é possível observar o CPy instrumentado, dentro do duto, em um primeiro momento logo após iniciar o processo de resfriamento e passado algum tempo quando a região de menor espessura deixa de estar ao rubro.

Figura 14 - CPy instrumentado em dois momentos distintos durante o resfriamento no duto. A seta indica a região onde foi introduzido o termopar.



Fonte: Do autor.

O posicionamento do termopar ocorreu na região central e de maior espessura do CPy a aproximadamente 30 mm de profundidade, pois conforme dados obtidos por simulação, essa é a região mais quente do CPy, e onde ocorre o resfriamento de forma mais lenta. Na região útil do CPy, ou seja de menor espessura, também ocorreu a instrumentação na região central a aproximadamente 30 mm da base.

#### 4.1.3 Simulações TTT das ligas produzidas

A composição química de equilíbrio, da austenita com a grafita, na temperatura de austenitização foi calculada por simulação termodinâmica utilizando o software Factsage 7.2, com databases FSstel 7.2 e FactPS 7.2. Para realização da simulação termodinâmica definiu-se a temperatura de 900 °C, pressão de uma atmosfera e a composição do ferro nodular baseada nos resultados obtidos e que são apresentados na Tabela 5-6, desconsiderando os elementos residuais como S, F, Mg, Al, etc. O resultado da composição química em equilíbrio termodinâmico da austenita, é então utilizada para simulação dos diagramas TTTs das ligas produzidas no laboratório, seguindo o que já foi descrito no item 4.1.1. Nessa etapa também se verificou a influência da adição de níquel na solubilidade do carbono na matriz metálica em equilíbrio com a grafita na temperatura de 900 °C. Realizaram-se também simulações considerando

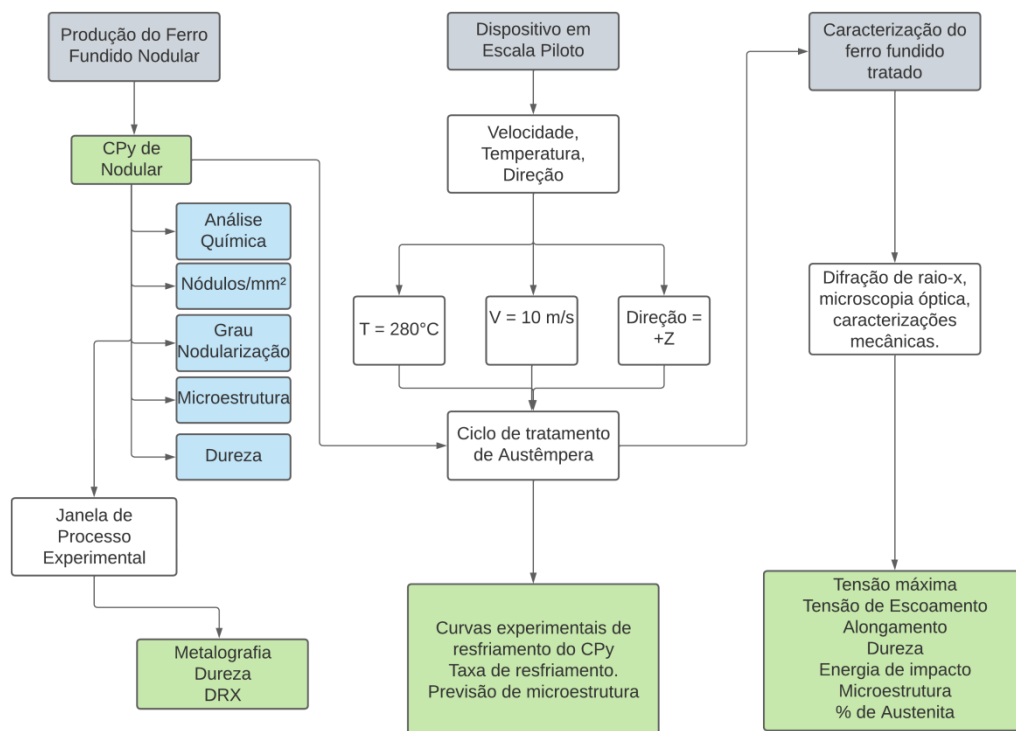
apenas a variação do teor de níquel, sendo os demais elementos uma média dos obtidos nas seis ligas experimentais.

O software MUCG83 fornece dados de temperatura e tempo de início das transformações reconstitutivas (formação de ferrita e perlita), das transformações displasivas (reações de formação da bainita, ausferrita, ferrita de Widmanstätten), bem como temperatura de início da transformação martensítica e das reações displasivas. As curvas de resfriamento obtidas anteriormente na simulação de resfriamento pelo módulo Flow foram sobrepostas aos diagramas TTTs, de modo a estimar quais ligas podem ser adequadas para tratamento no dispositivo em escala piloto.

## 4.2 Atividades experimentais

Neste subcapítulo serão apresentadas as atividades experimentais relacionadas à produção das ligas, tratamento térmico, dispositivo de austêmpera com ar e caracterização mecânica e metalúrgica das ligas tratadas. Na Figura 15 consta o fluxograma das atividades.

Figura 15 - Fluxograma das atividades experimentais planejadas.



Fonte: O autor.

#### 4.2.1 Ligas de Ferro Fundido Nodular

A produção do ferro fundido nodular foi realizada em ambiente laboratorial, no Laboratório de Fundição da UFRGS, a composição química objetivada são apresentas na Tabela 4-2.

Tabela 4-2 - Composição química objetivada. Faixa recomendada pela ASTM 897M-22.

Liga	C	Si	Mn	Ni	Cu	Mo	Mg	Fe
<b>Faixa</b>	3,4-3,8	2,3-2,7	0-0,35	0-2,0	0-0,8	0-0,3	*	Bal.
<b>I</b>	3,65	2,77	0,32	0,23	0,81	0,22	0,05	Bal.
<b>II</b>	3,67	2,76	0,31	0,41	0,81	0,22	0,05	Bal.
<b>III</b>	3,68	2,77	0,31	0,82	0,81	0,22	0,05	Bal.
<b>IV</b>	3,68	2,75	0,31	1,22	0,80	0,21	0,05	Bal.
<b>V</b>	3,68	2,76	0,31	1,61	0,80	0,21	0,05	Bal.
<b>VI</b>	3,66	2,75	0,31	2,05	0,81	0,21	0,05	Bal.

\*De acordo com a ASTM 897M-22 o teor de Mg recomendado depende do teor de enxofre, sendo calculado por  $\%Mg = (\%S \times 0,76) + 0,025\% \pm 0,005\%$ .

Todos os insumos foram preparados previamente, como se observa na Figura 16. A produção das ligas foi realizada em um único dia com a mesma equipe e seguindo um mesmo procedimento. A ordem de fusão das ligas foi definida de forma randômica.

Figura 16 - Insumos e matérias primas utilizados na elaboração das seis ligas de ferro fundido nodular.



Fonte: Do autor.

O cálculo de carga, para elaboração das ligas, foi realizado com base na análise química fornecida por fornecedores das matérias primas ou realizada no

Laboratório de Fundição da UFRGS em espectrômetro de emissão óptica. Na Tabela 4-3 são apresentadas as quantidades de cada item utilizado para a elaboração das seis ligas de ferro fundido nodular. No Apêndice A são apresentadas as planilhas de cálculo de carga das seis ligas.

Tabela 4-3 - Cargas utilizadas para elaboração das ligas de ferro fundido nodular.

<b>Níquel 0,0%</b>		<b>Níquel 0,4%</b>		<b>Níquel 0,8%</b>	
<b>Liga I - Fusão E</b>		<b>Liga II - Fusão C</b>		<b>Liga III - Fusão D</b>	
<b>Material</b>	<b>Massa (g)</b>	<b>Material</b>	<b>Massa (g)</b>	<b>Material</b>	<b>Massa (g)</b>
Ca-S	2	Ca-S	2	Ca-S	2
SiC	6	SiC	6	SiC	6
Aço 1013	4000	Aço 1013	4000	Aço 1013	4000
Retorno Nod.	3600	Retorno Nod.	3600	Retorno Nod.	3600
Gusa	1000	Gusa	1000	Gusa	1000
Carburante	162	Carburante	164	Carburante	167
Fe-Si	70	Fe-Si	70	Fe-Si	72
Fe-Mn	4	Fe-Mn	4	Fe-Mn	5
Fe-Mo	20	Fe-Mo	20	Fe-Mo	20
Ni	0	Ni	16	Ni	54
Cu	44	Cu	44	Cu	44
Inoc. Elken	80	Inoc. Elken	80	Inoc. Elken	80
Fe-Si-Mg	100	Fe-Si-Mg	100	Fe-Si-Mg	100

<b>Níquel 1,2%</b>		<b>Níquel 1,6%</b>		<b>Níquel 2,0%</b>	
<b>Liga IV - Fusão B</b>		<b>Liga V - Fusão A</b>		<b>Liga VI - Fusão F</b>	
<b>Material</b>	<b>Massa (g)</b>	<b>Material</b>	<b>Massa (g)</b>	<b>Material</b>	<b>Massa (g)</b>
Ca-S	2	Ca-S	2	Ca-S	2
SiC	6	SiC	6	SiC	6
Aço 1013	4000	Aço 1013	4000	Aço 1013	4000
Retorno Nod.	3600	Retorno Nod.	3600	Retorno Nod.	3600
Gusa	1000	Gusa	1000	Gusa	1000
Carburante	168	Carburante	170	Carb. 2	170
Fe-Si	72	Fe-Si	74	Fe-Si	75
Fe-Mn	5	Fe-Mn	5	Fe-Mn	5
Fe-Mo	20	Fe-Mo	20	Fe-Mo	20
Ni	91	Ni	128	Ni	170
Cu	44	Cu	44	Cu	45
Inoc. Elken	80	Inoc. Elken	80	Inoc. Elken	80
Fe-Si-Mg	100	Fe-Si-Mg	100	Fe-Si-Mg	100

Realizaram-se as fusões em forno de indução, marca Inductotherm, de média frequência, com capacidade para 9,5 kg de ferro fundido. O procedimento adotado durante as fusões seguiu a seguinte ordem:

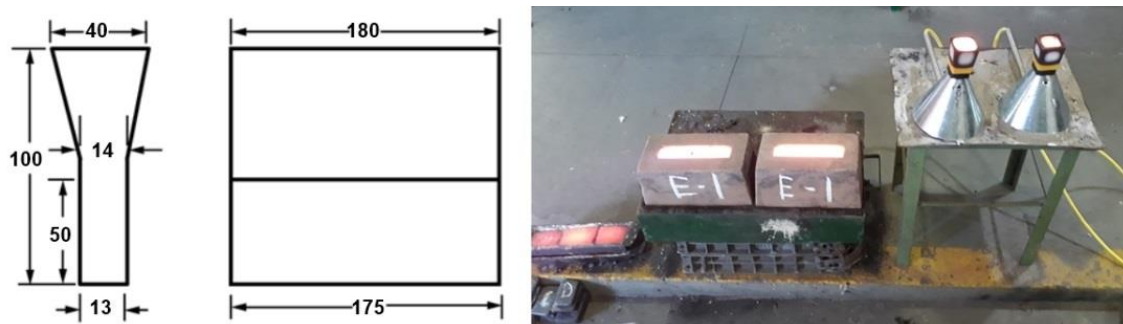
- a. Organizar carga próxima ao forno. Sequência: A (Liga V), B (Liga IV), C (Liga II), D (Liga III), E (Liga I) e F (Liga VI).
- b. Iniciar carga com 50% de retorno de ferro nodular.
- c. Adição do aço e carburante conforme evolução da fusão.
- d. Adição dos 50% restantes do retorno.
- e. Limpar se necessário (1/3 escorificante).
- f. Adição das ligas (Ni, Cu, Fe-Mo, Fe-Mn).
- g. Adição do gusa até a fusão completa.
- h. Medir a temperatura, estimar o tempo até 1510 ( $\pm 15$ ) °C.
- i. Posicionar os dois moldes do CPy, a cápsula de análise química e dois copos de análise térmica (AT).
- j. Iniciar o aquecimento da panela de nodularização (8 min antes do tempo estimado para o basculamento do forno).
- k. Três minutos antes do tempo estimado de basculamento, adicionar o Fe-Si e SiC.
- l. Dois minutos antes do tempo estimado, adicionar 1/3 escorificante.
- m. Posicionar e preparar panela de nodularização e vazamento (nodularizante + inoculante + limalha de ferro fundido + chapa fina de aço).
- n. Dar início na gravação no sistema de aquisição de dados de análise térmica.
- o. Verificar a temperatura, (1510 ( $\pm 15$ ) °C) e bascular do forno para a panela de nodularização e vazamento.
- p. Realizar limpeza da panela de vazamento (1/3 escorificante).
- q. Retirar amostra de análise química utilizando o amostrador ITALSAMP F.
- r. Vazar no molde ao atingir 1350 ( $\pm 10$ ) °C: CPy1, AT1, AT2, CPy2, lingoteira.

Realizou-se o tratamento de nodularização e inoculação, em panela do tipo sanduíche previamente aquecida, utilizando respectivamente 100g de Fe46Si8Mg e 80g de Fe-75Si-0,5Al. Ao atingir a temperatura de 1350°C, retirou-se a amostra coquilhada utilizando amostrador ITALSAMP F da Italterm para análise química em espectrômetro de emissão óptica Q2 ION da Bruker.



Utilizou-se cápsulas para análise térmica modelo ITALCARB K com e sem adição de telúrio e enxofre. A conexão ao sistema de aquisição de dados da National Instruments se dava através de pedestal apropriado. A taxa de aquisição de dados utilizada foi de 10 Hz. Na Figura 17 observam-se as cápsulas e os dois moldes após o vazamento de uma das corridas. Os moldes dos CPy utilizados foram confeccionados em areia de sílica ligada com 4% de silicato de sódio.

Figura 17 – Dimensões do CPy e a direita moldes de CPy e cápsulas de análise térmica após o vazamento do ferro nodular.



Fonte: Do autor.

#### 4.2.2 Análise Microestrutura

Retirou-se uma amostra da região central da área útil dos CPy, de um dos CPys de cada uma das ligas produzidas de ferro fundido nodular. Lixaram-se as amostras embutidas em baquelite com lixas metalográfica de carbeto de silício de granulometria de 100 até 1200, sendo as amostras polidas posteriormente em disco de feltro com alumina 1,0  $\mu\text{m}$  e pasta de diamante de 0,25  $\mu\text{m}$ .

As microestruturas das amostras foram reveladas através de ataque com Nital 2%. Utilizou-se para captura de imagens um microscópio metalográfico Olympus modelo BX60M equipado com câmera IDS conectada a um microcomputador.

Em todas as amostras realizou-se a contagem de nódulos e cálculo do grau de nodularização, realizou-se tais medidas através de rotina semi automatizada do software Buehler OmniMet. Para cada amostra, analisou-se um total de 10 imagens, ampliadas em 100 vezes e não atacadas. A rotina considera o nódulo não esférico quando sua esfericidade for inferior a 0,65, esse é o valor

padrão do desenvolvedor e não foi alterado. Partículas com diâmetro médio inferior a 10  $\mu\text{m}$  são identificadas, mas desconsideradas pela rotina.

Dos corpos de prova tratados também se retirou a amostra da região central da área útil para preparo e realização de difração de Raio-X (DRX), com objetivo de quantificar a austenita de alto carbono e análise metalográfica. A análise de difração de Raios-X foi conduzida em uma máquina com radiação monocromática  $\text{CuK}\alpha$ , utilizando ângulo de varredura  $2\theta$  de  $30^\circ$  até  $105^\circ$ , com passo de  $0,02^\circ$  e tempo de leitura por passo de um segundo. Parâmetros de corrente e voltagem utilizados no equipamento são de 17 mA e 40 KV.

Nos dados do difratograma, o refinamento por Rietveld utilizando o programa HighScore Plus 2.0 foi aplicado, possibilitando assim calcular a quantidade de austenita de alto carbono presente no ADI.

#### **4.2.3 Determinação da janela de processo das ligas**

Utilizou-se o software MAP\_NEURAL\_ADI\_RETAINED-AUSTENITE (NATIONAL PHYSICAL LABORATORY AND THE UNIVERSITY OF CAMBRIDGE, [s. d.]), que é baseado em rede neural onde se configurou os dados de entrada com os teores em peso de Carbono, Silício, Manganês, Molibdênio, Níquel e Cobre do ferro nodular, bem como temperatura de austenitização em graus Celsius ( $900^\circ\text{C}$ ), tempo de austenitização em minutos (120 min), diferentes temperaturas de austêmpera em graus Celsius (280, 300, 320, 340, 360 e  $380^\circ\text{C}$ ). Realizaram-se simulações para diferentes tempos de austêmpera, indo de 5 minutos até 690 minutos. O programa fornece o valor estimado da porcentagem volumétrica da austenita no ADI.

Para avaliação experimental da janela de processo cortou-se corpos de prova (CP) de aproximadamente 10 mm de lado por 50 mm de comprimento a partir da área útil do CPy padrão ASTM de 13 mm. A austenitização dos CPs de ferro nodular foi realizada em um forno laboratorial do tipo mufla, resistivo, com atmosfera rica em CO e  $\text{CO}_2$  de modo a reduzir a oxidação e a descarburização superficial. A etapa de austenitização foi realizada durante 120 minutos na temperatura de  $900^\circ\text{C}$ .

Os corpos de prova ao serem retirados do forno de austenitização foram conduzidos rapidamente para o banho de austêmpera. Utilizou-se como meio de austêmpera uma liga de estanho e zinco, na temperatura de 340 °C, que é capaz de promover um rápido resfriamento dos CPs até a temperatura objetivada do tratamento isotérmico. Utilizaram-se tempos de austêmpera de 10, 20, 40, 80, 160, 320 e 640 minutos. Após a realização da austêmpera o resfriamento dos CPs ocorreu ao ar. Realizou-se às medidas de dureza pelo método Brinell utilizando um durômetro Mitutoyo com esfera de 2,5 mm e carga de 187 Kgf.

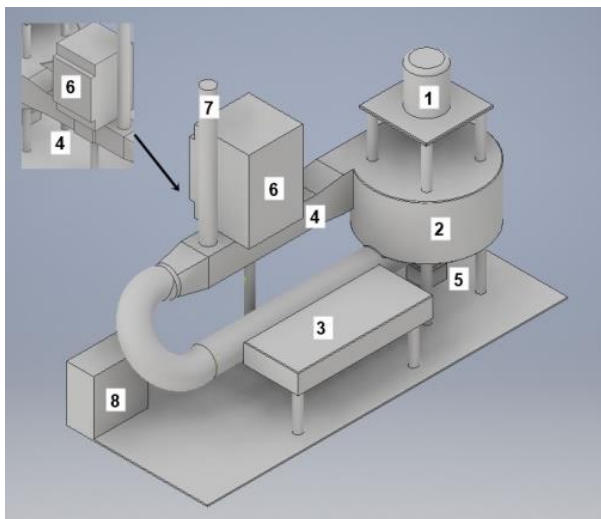
Na Liga III por apresentar composição intermediária (teor de níquel), realizou-se análise da microestrutura também por metalografia com ataque colorido. Utilizando disco abrasivo refrigerado retirou-se uma amostra de (10x10x10) mm da região central dos corpos de prova tratados (10x10x50) mm. As amostras foram lixadas, polidas e atacadas com uma solução de Nital 2% e metabissulfito de sódio 10%, de maneira a permitir a identificação da ausferrita e presença de martensita. Foi utilizado para captura das imagens um microscópio Olympus BX60M equipado com câmera e software de análise de imagens OmniMet 9.8. Também se realizou um ataque colorido mantendo as amostras em um forno mufla na temperatura de 260 °C por 360 minutos com ar atmosférico.

Caracterização por DRX, na Liga III o ângulo de varredura  $2\theta$  foi 30° até 105°, com passo de 0,02° e tempo de leitura por passo de um segundo com a finalidade de quantificar o teor de austenita, para as demais ligas o ângulo de varredura  $2\theta$  foi 40° até 48°, possibilitando assim uma análise qualitativa da evolução da transformação, visto que apenas o pico principal da austenita e da ferrita são registrados.

#### **4.2.4 Dispositivo de austêmpera**

O dispositivo de austêmpera com ar aquecido parte de uma concepção inicial, onde existiria um sistema de pré-aquecimento do ar, sistema de controle de entrada de ar frio, ventilador para recirculação não necessitando aquecer todo o fluxo de ar que passa pelo duto, o duto quadrado de 200 mm de lado com 1000 mm de comprimento que é a câmara de resfriamento e austêmpera e um pequeno forno mufla de austenitização. O conceito é apresentado na Figura 18.

Figura 18 - Conceito inicial do dispositivo de austêmpera com ar aquecido. 1 - motor elétrico, 2 - ventilador, 3 - pré-aquecimento, 4 - câmara de austêmpera, 5 - entrada de ar frio, 6 - forno mufla, 7 - saída de ar quente, 8 - sistema de controle.



O ventilador empregado no dispositivo construído em escala piloto possui doze pás retas, cada uma medindo 40 mm de altura e 210 mm de comprimento, distribuídas em uma base com diâmetro de 540 mm. O ventilador é movimentado por um motor elétrico trifásico de 3,0 HP operando a 3460 rotações por minuto. A foto do dispositivo construído juntamente com os fornos muflas utilizados na realização dos ciclos de austêmpera é apresentada na Figura 19.

Figura 19 – Área de tratamento térmico de austêmpera, imagem A. Dispositivo de austêmpera, imagem B.



1 – Forno mufla de austenitização. 2 – Dispositivo de austêmpera com ar aquecido. 3 Forno mufla da segunda etapa da austêmpera. 4 – Sistema de controle. 5 – Ventilador. 6 Duto de ar aquecido e câmara de austêmpera. Fonte: Do autor.

A velocidade do ar no duto foi medida usando um tubo de Pitot Clássico com diâmetro interno de 3,6 mm e diâmetro externo de 7,6 mm, de ponta hemisférica, ligado a um tubo em U com graduação milimétrica. Para melhorar a precisão das medidas utilizou-se álcool etílico com densidade de 0,7825g/cm<sup>3</sup>, sendo posteriormente convertido para mmH<sub>2</sub>O. As medidas foram realizadas na temperatura de 260°C. Considerou-se para os cálculos o fator de compressibilidade de 1,0004, densidade do ar de 0,662 Kg/m<sup>3</sup> e como ele sendo seco. Conforme Delmée (DELMÉE, 2003), em Manual de Medição de VAZÃO, a velocidade do ar é calculada pela equação 4.2.

$$V_{ar} = 4,4287 \sqrt{\frac{\Delta P}{\gamma_{ar}}} \quad (\text{Eq. 4.2})$$

A velocidade do ar ( $V_{ar}$ ) é medida em m/s, a diferença de pressão ( $\Delta P$ ) é informada em mmH<sub>2</sub>O a 4°C e o peso específico do ar ( $\gamma_{ar}$ ) em Kgf/m<sup>3</sup>. Empregou-se o método de centroides de áreas iguais com  $n = 3$ , com quatro medidas em cada distância do centro (0,17%, 0,5% e 0,83%).

O ar circula dentro do circuito, sendo aquecido à temperatura especificada por três resistências de 2500 W. O controle de temperatura é automatizado (PID), regulando a ativação das resistências através de relés de estado sólido ou permitindo a entrada de ar à temperatura ambiente. O sistema de aquecimento tem por objetivo pré-aquecer o ar circulante para evitar a possível formação de martensita junto à superfície do item tratado, principalmente em cantos e regiões de menor espessura. Seu acionamento ocorre ao ligar o dispositivo, assim o sistema PID aciona as resistências promovendo o aquecimento do ar que circula de maneira passiva dentro do módulo, e ao atingir a temperatura o controle se adequa fornecendo a potência necessária para compensar as perdas térmicas. Um forno mufla móvel visa possibilitar a rápida transferência do CPy ou item tratado do forno utilizado na austenitização para a câmara de austêmpera.

O sistema de controle composto por entrada de ar frio e saída de ar quente tem como função manter a temperatura de austêmpera objetivada dentro do sistema durante a etapa de resfriamento do CPy. O funcionamento consiste em permitir a entrada de ar por uma janela que é aberta através de um atuador controlado pelo sistema PID do painel de controle. A janela de entrada será

posicionada em uma região de baixa pressão, possibilitando que o ar do exterior na pressão de 1,0 atm entre. A saída de ar quente segue o mesmo princípio, mas de maneira inversa. O volume de ar em metros cúbicos ( $V_{ar}$ ) em temperatura ambiente ( $T_{amb}$ ) necessário para resfriar o CPy de massa ( $m$ ) em quilogramas, de acordo com a temperatura de austêmpera ( $T_{\alpha}$ ) e temperatura de austenitização ( $T_{\gamma}$ ) pode ser estimada pela equação 4.2.

$$V_{ar} = \frac{m \times c_{fe} \times (T_{\gamma} - T_{\alpha})}{\rho_{ar} \times c_{ar} \times (T_{\alpha} - T_{amb})} \quad (Eq. 4.2)$$

Sendo  $c_{fe}$  o calor específico médio do ferro fundido nodular,  $c_{ar}$  o calor específico médio do ar, ambos em joules por quilograma e  $\rho_{ar}$  a densidade do ar em quilogramas por metro cúbico.

Os CPy foram instrumentados com termopares do tipo K, ligados a um sistema de aquisição de dados com taxa de aquisição de 2 Hz. O posicionamento do termopar ocorreu na região central e de maior espessura do CPy, a aproximadamente 30 mm da superfície. Conforme dados obtidos por simulação, essa é a região quente do CPy, e onde ocorre o resfriamento de forma mais lenta. O ciclo de tratamento iniciou com os CP sendo austenitizado em um forno mufla a 900 °C por 120 minutos. Após a austenitização o CPy instrumentado foi conduzido rapidamente para o duto de resfriamento a temperatura do ar configurada para 280 °C. Ao atingir a temperatura de 300 °C o CPy foi retirado do duto de resfriamento e colocado em um forno mufla na temperatura de 340 °C por 120 minutos, realizando assim um tratamento de austêmpera em duas etapas (*two-steps*).

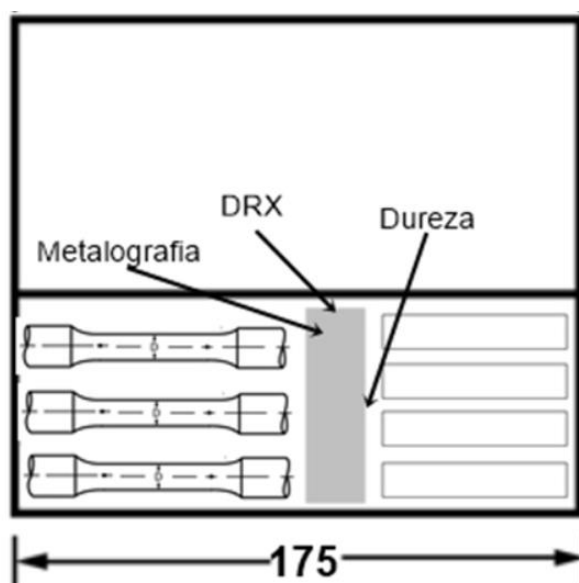
#### 4.2.5 Ensaio Mecânicos

A caracterização das propriedades mecânicas dos ferros nodulares tratados no dispositivo de austêmpera com ar se deu por meio da medida de dureza Brinell, realização de ensaio de tração e de impacto Charpy. O objetivo é avaliar as propriedades mecânicas e possibilitar a caracterização dos ADIs obtidos, permitindo a validação da técnica empregada.

O procedimento do ensaio de tração consiste em medir o diâmetro inicial da amostra, neste caso deve ser de 6,0 mm e traçar o comprimento inicial padrão,

que mede 24 mm. Posteriormente prende-se o corpo de prova na máquina de ensaio, que traciona o mesmo à velocidade constante e registra a força aplicada. Após a fratura, mede-se, novamente, o comprimento final padrão, então se calcula os resultados. A tensão de escoamento é definida como sendo a necessária para promover uma deformação de engenharia no corpo de prova de 0,2%. Os ensaios de tração foram realizados no Laboratório de Ensaios Mecânicos e Metalúrgicos – LABEMM, Campus Luzerna do Instituto Federal Catarinense, utilizando como norma de orientação a ASTM E8-16. Os equipamentos utilizados na realização do ensaio são: máquina universal de ensaios, paquímetro, micrômetro, marcador e termo-higrômetro. Para cada uma das ligas avaliadas ensaiaram-se três corpos de prova. A posição de retirada dos corpos de prova e amostras é exibida na Figura 20.

Figura 20 - Posição de retiradas dos corpos de prova para ensaios de tração, de impacto Charpy, medida de dureza Brinell e amostras para DRX e metalografia.



Mediu-se a dureza em durômetro Mitutoyo, utilizando carga de 187,5 kgf aplicada através de esfera de aço endurecido com 2,5 mm de diâmetro durante aproximadamente 15 segundos. Utilizou-se um projetor de perfil Mitutoyo, com ampliação de 50 vezes e leitor digital micrométrico de deslocamento, para tomada das medidas dos diâmetros das indentações. Mediu-se o diâmetro em duas direções, sendo elas perpendiculares entre si. A dureza na escala Brinell (HB) é calculada conforme equação 4.3:

$$HB = \frac{2F}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})} \quad (\text{Eq. 4.3})$$

Onde o valor da carga aplicada (F) é dado em quilograma-força, o diâmetro do penetrador (D) é em milímetros e o diâmetro médio da indentação medida (d) também em milímetros. Para cada liga foram realizadas sete medidas.

O ensaio de impacto Charpy foi realizado no Laboratório de Fundição da UFRGS em máquina com 300 J de capacidade. Para cada liga avaliada, quatro corpos de prova foram ensaiados. Os corpos de prova medem 10 x 10 x 55 mm e não são entalhados, tendo sido usinados no Campus Novo Hamburgo do Instituto Federal Sul-rio-grandense. O resultado é exibido como a média dos três maiores valores conforme orientação da ASTM A897M-22.



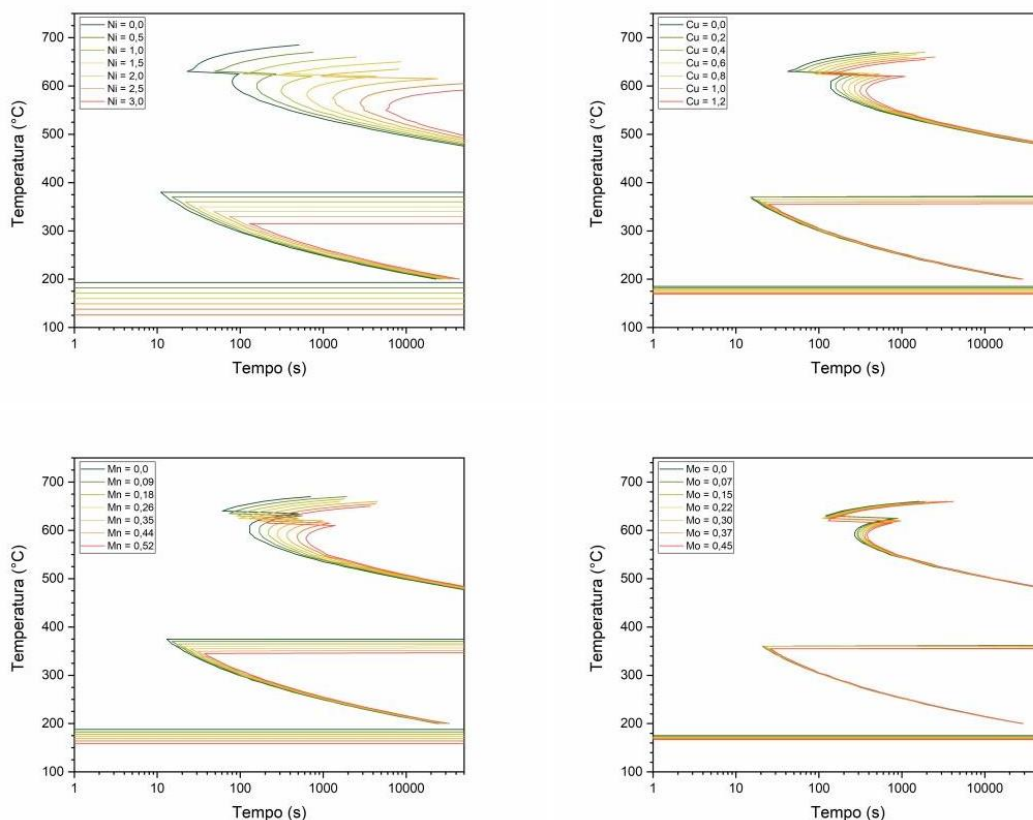
## 5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo os resultados obtidos, conforme procedimentos descritos no capítulo 4.1, são apresentados e quando possível comparado com resultados já disponíveis na literatura.

### 5.1 Efeito do Ni, Cu, Mn e Mo na austemperabilidade

Na Figura 21 é possível observar os diagramas TTT simulados no software MUCG83, como esperado todos os elementos deslocaram as curvas de formação de perlita para a direita. Ao observar os TTTs da variação do teor de níquel, se constata que além de deslocar para a direita as curvas são deslocadas para baixo de forma bem perceptível, isso ocorre devido ao elemento ser um forte estabilizador da austenita.

Figura 21 - Diagramas TTT simulados no MUCG83 com curvas de início de formação da ferrita e da perlita (entre 450 e 700 °C), curvas de início da formação da ausferrita (entre 200 e 400 °C) e temperatura de início da transformação martensítica (entre 100 e 200 °C).



Fonte: O autor.

O teor de carbono dissolvido na austenita ( $C_Y^0$ ) em função da temperatura de austenitização ( $T_Y$ ) e do teor de silício na liga é frequentemente estimado pela equação 5.1,

$$C_Y^0 = \frac{T_Y}{420} - 0,17(\%Si) - 0,9 \quad (\text{Eq. 5.1})$$

Os autores apresentam diversas fontes para a equação, a mais confiável (VOIGT; LOPER, 2013) remete à tese de doutorado do autor de 1981, na qual a expressão foi construída tendo como base o diagrama de equilíbrio de Fe-C-Si. Em estudos anteriores, os valores de carbono na austenita calculados pela equação 5.1 estavam próximos aos obtidos por simulação termodinâmica (PEREIRA, Leonardo *et al.*, 2020), sendo adequados como um ponto de partida. Conforme resultados que são apresentados neste trabalho e já obtidos por inúmeros autores, sabe-se que as adições de Ni, Cu, Mn e Mo alteram a quantidade de carbono em solução sólida na austenita em equilíbrio com a grafita.

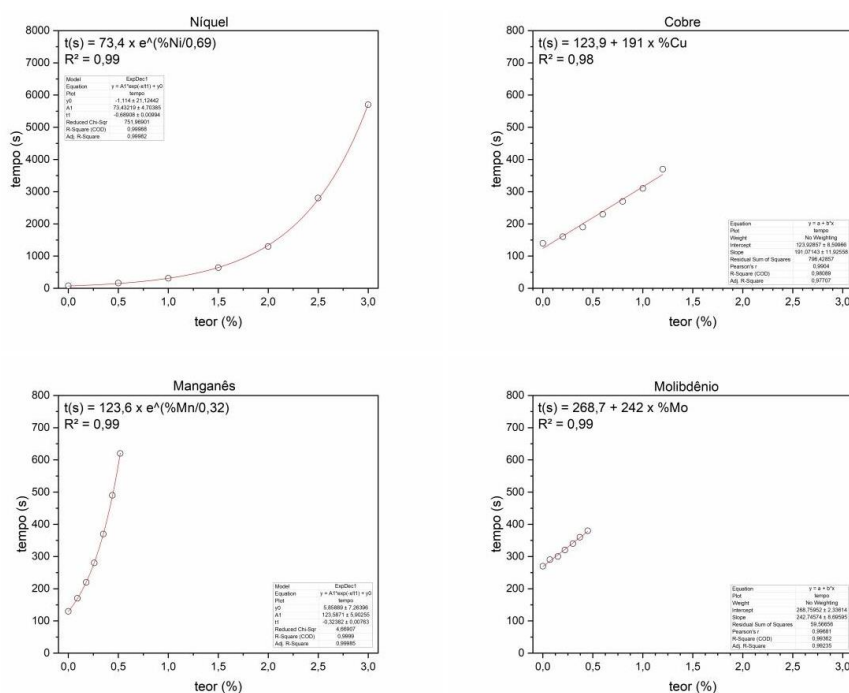
No diagrama simulado com menor adição de liga (Ni = 0%), o início da formação da ferrita/perlita ocorre há aproximadamente onze segundos. De acordo com diagrama experimental publicado por OLEJARCZYK-WOZÉŃSKA *et al.* (2012), em um ferro nodular contendo 3,6% C, 2,72% Si e 0,27% Mn, sem adições de Cu, Ni e Mo, são necessários dez segundos para que ocorra aproximadamente 5% de transformação da austenita em perlita, e esse tempo e transformação ocorreu na temperatura de 650 °C. Ainda conforme resultados do autor, são necessários menos de dois minutos para que na mesma temperatura ocorra a transformação completa. Em um diagrama CCT, com ferro nodular contendo 3,2–3,8% C, 2,5–3,0% Si e 2,5–3,0% Mn sem adições de Cu, Ni e Mo, e austenitizado a 900°C por apenas 5 minutos, com taxas de resfriamento da ordem de 1,39 °C/s ocorre a formação da perlita, sendo necessário um período de incubação de 4 minutos (ZHOU *et al.*, 2001).

É possível observar nos diagramas que o início da formação da ausferrita, na faixa compreendida entre 300 e 400 °C, ocorre entre dez e cem segundos, a depender da quantidade de Ni, Cu, Mn e Mo. Em um ferro nodular cuja composição é 3,2% C, 2,4% Si, 0,62% Cu, 0,59% Ni, 0,21% Mn e 0,13% Mo, austenitizado a 950 °C por 45 minutos a cinética da reação de formação da

ausferrita na faixa de 250 a 500 °C com ensaios de dilatométrica foram determinada (KUTSOV *et al.*, 1999). Na faixa de austêmpera de 340 a 380 °C o tempo de incubação para início da formação da ausferrita é de aproximadamente dois minutos e encerra há aproximadamente cinquenta minutos.

As equações da influência do teor dos elementos Ni, Cu, Mn e Mo no tempo de início da formação da perlita, construídas com base nos resultados dos diagramas TTT simulados, são apresentadas na Tabela 5-1. O manganês desloca fortemente a curva de início de formação da perlita para direita, como se observa na Figura 22 e na equação 5.4, além disso, é um elemento de baixo custo quando comparado aos demais e normalmente se encontra presente nas sucatas de aços utilizados pelas fundições. Por outro lado, esse elemento é um forte formador de carbonetos e altera a janela de processo do tratamento de austêmpera (THOMSON, 2000), assim como o Mo ocorre segregação para o líquido durante a solidificação. A quantidade máxima recomendada de Mn é de 0,35%, podendo em casos específicos chegar a 0,65%. O manganês reduz a janela de processo (OWHADI *et al.*, 1997), combinado com segregação para o líquido, faz com que a janela nas regiões intercelulares se torne diferente das demais regiões.

Figura 22 - Influência do teor dos elementos Ni, Cu, Mn e Mo no tempo em que tem início às transformações reconstrutivas.



Fonte: O autor.

O níquel é o elemento com maior capacidade de deslocar as curvas de transformações reconstrutivas para a direita, resultando em maior austemperabilidade no ferro nodular. Esse efeito pode ser observado com bastante evidência na Figura 21, e na Figura 22. Em grande parte isso se deve aos teores mais elevados com que esse elemento pode ser adicionado ao nodular. O níquel não causa problemas relacionados a grau de nodularização, contagem de nódulos ou formação de carbonetos, pelo contrário, foi observado que sua adição contribuiu para maior contagem de nódulos e grau de nodularização (RAMÍREZ, 2019).

Tabela 5-1 - Equações construídas da influência dos elementos no tempo inicial de formação da perlita.

Elemento	Equação	R <sup>2</sup>
Ni	$t(s) = 73,4 \times e^{\frac{\%Ni}{0,69}}$ (Eq. 5.2)	0,99
Cu	$t(s) = 123,9 + 191 \times \%Cu$ (Eq. 5.3)	0,98
Mn	$t(s) = 123,6 \times e^{\frac{\%Mn}{0,32}}$ (Eq. 5.4)	0,99
Mo	$t(s) = 268,7 + 242 \times \%Mo$ (Eq. 5.5)	0,99

Um efeito negativo da adição de níquel ao ferro nodular na produção de ADI é a redução da cinética de transformação durante a etapa de austêmpera, provavelmente devido ao fato de o níquel ser um forte estabilizador da austenita. Enquanto que em um nodular sem adição de níquel as transformações na austêmpera ocorrem em 3200 segundos, com a adição de 1% de níquel esse tempo passa a ser de 5200 segundos (GÓRNY, Marcin; TYRAŁA; SIKORA, 2018).

## 5.2 Curvas de resfriamento do CPy

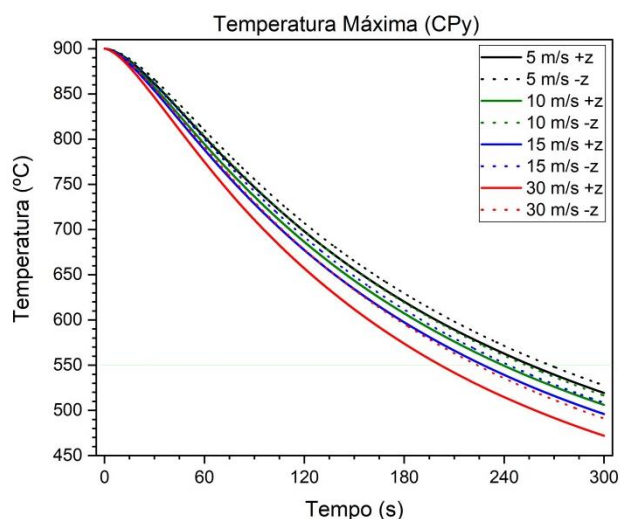
Neste subcapítulo serão apresentados os resultados mais relevantes obtidos nas simulações numéricas de resfriamento do CPy.

### 5.2.1 Efeito posição do CPy

As curvas de resfriamento na região de temperatura máxima do CPy, obtidas por simulação numérica, são apresentadas na Figura 23. Para todas as velocidades de ar, a direção denominada +Z possuiu maior efetividade de

resfriamento na região de maior temperatura do corpo de prova, atingindo a temperatura arbitrada de 550 °C em menor tempo. Com a redução da velocidade do ar, reduz a diferença de tempo entre as direções +Z e -Z para que a região de maior temperatura atinja os mesmos 550 °C.

Figura 23 - Resultados das simulações numéricas com a temperatura máxima do CPy em função do tempo, em diferentes velocidades e direções do ar.



Observa-se ainda na Figura 23 que na direção +Z a 10 m/s apresenta uma curva de resfriamento muito similar a direção -Z a 15 m/s, ou seja, para se obter a mesma taxa de resfriamento na direção menos adequada é necessário aumentar em 50% a velocidade do ar. O mesmo ocorre nas demais velocidades.

O comportamento observado nas curvas de resfriamento da região quente do CPy também se confirma ao analisar o fluxo médio de calor na superfície do corpo de prova no intervalo de 300 segundos. Conforme os dados obtidos nas simulações e que constam na Tabela 5-2, em todas as faixas de tempo e em todas as velocidades de ar a extração de calor é maior na direção +Z.

Tabela 5-2 Resultados da simulação numérica, fluxo de calor médio na superfície do CPy.

V (m/s)	Direção	Fluxo de calor médio (W/m <sup>2</sup> )			
		0 a 100 s	100 a 200 s	200 a 300 s	0 a 300 s
5	+Z	564	367	248	393
	-Z	501	326	222	350
10	+Z	802	505	333	547
	-Z	716	454	304	491

15	+Z	984	606	394	662
	-Z	872	544	354	590
30	+Z	1413	853	529	932
	-Z	1195	723	466	794

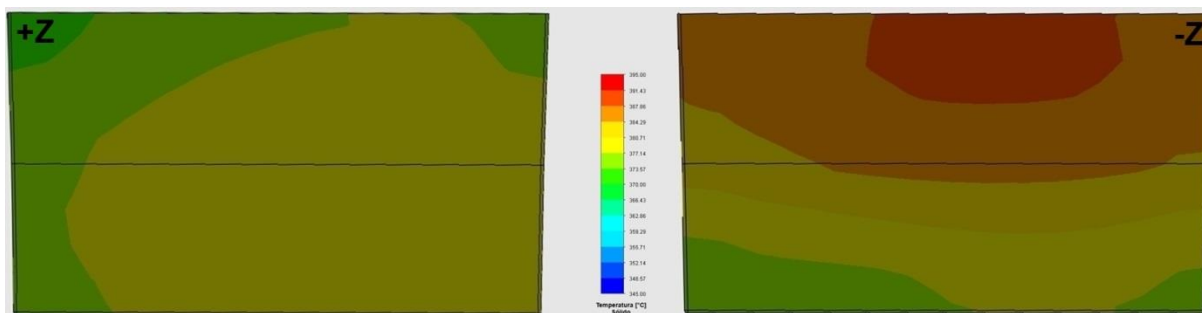
Ao reduzir a velocidade do ar, ocorre uma diminuição do calor extraído por condução e convecção. De forma simplificada, pode-se considerar que a perda de calor por radiação sofre pouca alteração com a direção ou velocidade do fluxo de ar. Segundo Kreith et al. (2012) a quantidade de energia emitida por radiação depende principalmente da temperatura do corpo, que é elevada à quarta potência, e da natureza da superfície. Embora a alteração seja pequena, ela não pode ser considerada nula, pois existe uma dependência em relação à temperatura do meio, que também é elevada à quarta potência. Quando a velocidade do fluxo de ar é reduzida, ocorre maior aquecimento do meio.

Esse fluxo de calor pode ser estimado com base na equação 5.6, onde  $Q$  é o fluxo de calor em watts,  $A$  é a área em metros quadrados,  $E$  é a emissão do corpo cinzento,  $\sigma$  é a constante de Stefan-Boltzmann,  $T_1$  é a temperatura do corpo e  $T_2$  é a temperatura do meio, ambas em Kelvin.

$$Q = A \cdot E \cdot \sigma (T_1^4 - T_2^4) \quad \text{Eq. 5.6}$$

Na Figura 24, observa-se as diferenças de temperatura superficial na face lateral do CPy após 300 segundos de resfriamento, resultado da simulação.

Figura 24 – Gradientes de temperatura do CPy após 300 segundos. Escala de 345 até 395 °C



Na direção -Z existe maior gradiente de temperatura quando comparado à direção +Z, que por sua vez apresenta maior homogeneidade, mesmo na região útil do corpo de prova em y. Na direção -Z não apenas o massalote, ou a cabeça,

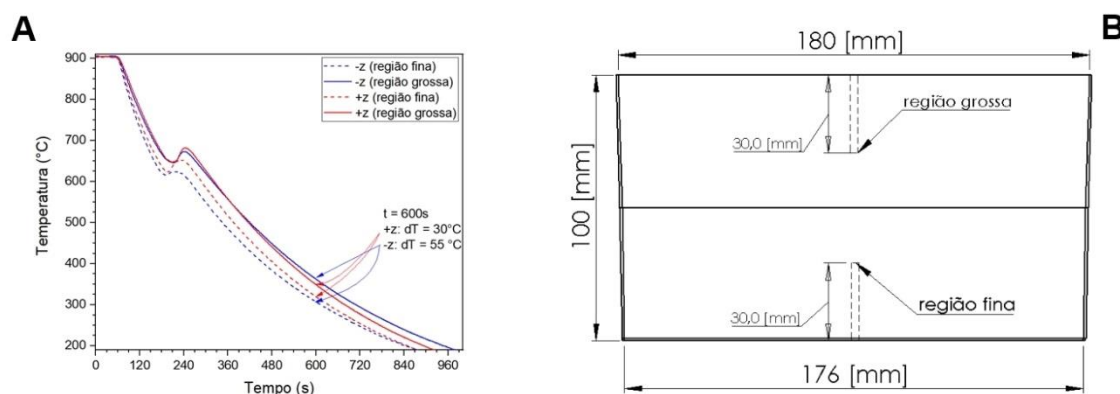
do CPy apresenta maior temperatura, como a região superior da região útil se encontra mais quente ao final dos 300 segundos de simulação.

Em estudo envolvendo simulação numérica de resfriamento de peças no tratamento térmico de têmpera (BINELI, 2009), foi possível aperfeiçoar as taxas de resfriamento e homogeneidade da temperatura no sólido via atuação de agitadores que alteravam o fluxo do fluido e sua interação com a peça. O autor também concluiu que a utilização de software CFD pode promover melhorias no material tratado e reduzir distorções na peça durante o tratamento térmico. É adequado estimar que ao realizar resfriamento de peças complexas com fluxo de ar ou gases, a etapa de simulação utilizando softwares CFD será uma etapa fundamental do projeto de tratamento térmico.

### 5.2.2 Comparação com resultados experimentais

As curvas de resfriamento no ponto central das regiões de maior e menor espessura do CPy, resfriadas no duto com ar na temperatura ambiente na velocidade aproximada de 9 m/s são apresentadas na Figura 25. Verificou-se que até aproximadamente 500 °C a temperatura foi similar na região de maior espessura, o que difere dos resultados da simulação, que mostra diferenças desde o início do resfriamento. Em altas temperaturas a energia perdida por radiação é mais significativa, quanto maior for a diferença de temperatura do corpo emissor em relação ao ambiente. Em temperaturas inferiores a essa, a direção +Z apresentou menor temperatura em relação à direção -Z, como nos resultados simulados.

Figura 25 – Em A, as curvas de resfriamento do CPY com ar na temperatura ambiente a 9 m/s. Curvas em azul são da direção +Z, enquanto as curvas em vermelho são da direção -Z. Em B a representação do CPy com indicação do local da instrumentação com os termopares.

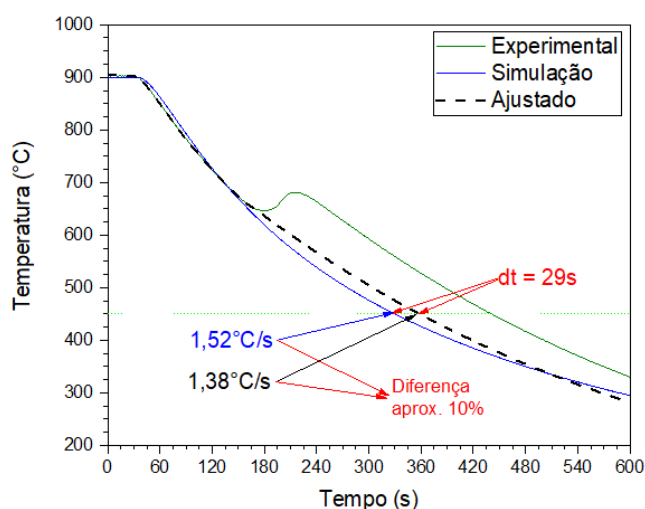


A temperatura também se mostra mais homogênea na direção +Z, existindo uma diferença de 30°C entre a região denominada de grossa (região de maior temperatura, conforme simulações) e a região denominada de fina (parte útil do CPy). A diferença de temperatura entre as regiões confirmou o que já havia sido previsto utilizando a simulação numérica.

Ao utilizar um ferro nodular sem adição de elementos de liga como níquel, cobre, manganês e molibdênio, sendo assim de baixa austemperabilidade, ocorreu a formação de perlita. A formação da perlita libera energia, o que resulta em um aumento de temperatura do material, reação que na análise térmica se observa iniciando a 660 °C na região grossa e 635 °C na região fina.

Para realizar a comparação dos dados de resfriamento obtidos experimentalmente com os dados obtidos na simulação numérica a curva experimental foi ajustada de modo a não incluir o efeito da formação da perlita. Observa-se na Figura 26 que entre 650 °C e 350 °C existe uma diferença entre a curva de resfriamento simulada e curva experimental ajustada. Em temperatura superior a 650 °C a diferença entre a curva simulada e a curva experimental é insignificante.

Figura 26 - Curvas de resfriamento experimental, simulada numericamente e a curva de resfriamento ajustada. A curva ajustada desconsidera o fenômeno da recalescência causado pela formação da perlita.



Calculou-se a taxa de resfriamento média no intervalo compreendido entre a temperatura de austenitização de 900 °C e a temperatura de 450 °C. Na simulação numérica a taxa média foi de 1,52 °C/s enquanto na curva ajustada a



taxa média foi de 1,38 °C/s, assim o resultado experimental ajustado apresentou uma taxa de resfriamento 9,2% menor que a taxa dos resultados simulados. Em estudo envolvendo simulações CFD e resultados experimentais de resfriamento (WANG, Z.; SHANG, 2010) os autores observaram uma diferença de 7,9% entre os resultados obtidos experimentalmente e os simulados numericamente.

Contribuem para a diferença observada entre os resultados experimentais e o simulado não ter sido considerada a rugosidade existente na superfície do CPy e também o fluxo de ar no duto não ser comportado ou desenvolvido como foi configurado nas simulações. Existe ainda contribuições para o erro relacionadas às diferenças dimensionais verificadas entre o corpo de prova desenhado e o CPy obtido, que chegou a ser de 4% na espessura na região útil do corpo de prova. Por fim, também existe o efeito da diferença da velocidade do fluxo no dispositivo experimental e na simulação, de aproximadamente 1m/s.

### 5.3 Diagramas TTT das ligas produzidas

Neste subcapítulo serão apresentados os resultados obtidos nas simulações termodinâmicas de equilíbrio da austenita com a grafita e os resultados das simulações dos diagramas TTT das ligas obtidas experimentalmente.

#### 5.3.1 Resultados das simulações termodinâmicas

Os resultados da composição de equilíbrio termodinâmico da austenita com os nódulos de grafita na temperatura de 900 °C são apresentados nas seis tabelas a seguir.

Tabela 5-3 - Composição de equilíbrio da austenita com os nódulos de grafita da Liga I calculado via simulação termodinâmica.

<b>Liga I</b>				
<b>Elemento</b>	<b>Quantidade (mol)</b>	<b>Quantidade (gramas)</b>	<b>Fração Molar</b>	<b>Massa (%)</b>
<b>Mo</b>	2,15E-03	0,206	1,16E-03	<b>0,211</b>
<b>Cu</b>	1,61E-02	1,021	8,71E-03	<b>1,047</b>
<b>Ni</b>	3,82E-03	0,224	2,07E-03	<b>0,230</b>
<b>Fe</b>	1,6499	92,137	0,89432	<b>94,470</b>
<b>Mn</b>	5,17E-03	0,284	2,80E-03	<b>0,291</b>
<b>Cr</b>	2,04E-03	0,106	1,11E-03	<b>0,109</b>
<b>Si</b>	9,72E-02	2,729	5,27E-02	<b>2,798</b>
<b>C</b>	6,86E-02	0,82348	3,72E-02	<b>0,844</b>

Tabela 5-4 - Composição de equilíbrio da austenita com os nódulos de grafita da Liga II calculado via simulação termodinâmica.

<b>Liga II</b>				
Elemento	Quantidade (mol)	Quantidade (gramas)	Fração Molar	Massa (%)
Mo	2,11E-03	0,202	1,14E-03	<b>0,207</b>
Cu	1,62E-02	1,029	8,80E-03	<b>1,057</b>
Ni	6,44E-03	0,378	3,50E-03	<b>0,388</b>
Fe	1,6443	91,827	0,89316	<b>94,320</b>
Mn	5,17E-03	0,284	2,81E-03	<b>0,292</b>
Cr	1,90E-03	9,90E-02	1,03E-03	<b>0,102</b>
Si	9,69E-02	2,721	5,26E-02	<b>2,795</b>
C	6,80E-02	0,81664	3,69E-02	<b>0,839</b>

Tabela 5-5 - Composição de equilíbrio da austenita com os nódulos de grafita da Liga III calculado via simulação termodinâmica.

<b>Liga III</b>				
Elemento	Quantidade (mol)	Quantidade (gramas)	Fração Molar	Massa (%)
Mo	2,06E-03	0,198	1,12E-03	<b>0,203</b>
Cu	1,62E-02	1,027	8,77E-03	<b>1,053</b>
Ni	1,28E-02	0,754	6,97E-03	<b>0,773</b>
Fe	1,6427	91,736	0,89136	<b>94,033</b>
Mn	5,15E-03	0,283	2,80E-03	<b>0,290</b>
Cr	1,96E-03	0,102	1,06E-03	<b>0,105</b>
Si	9,40E-02	2,64	5,10E-02	<b>2,706</b>
C	6,80E-02	0,81704	3,69E-02	<b>0,838</b>

Tabela 5-6 - Composição de equilíbrio da austenita com os nódulos de grafita da Liga IV calculado via simulação termodinâmica.

<b>Liga IV</b>				
Elemento	Quantidade (mol)	Quantidade (gramas)	Fração Molar	Massa (%)
Mo	1,93E-03	0,185	1,05E-03	<b>0,190%</b>
Cu	1,59E-02	1,013	8,67E-03	<b>1,040%</b>
Ni	1,92E-02	1,128	1,04E-02	<b>1,158%</b>
Fe	1,6319	91,133	0,88722	<b>93,582%</b>
Mn	5,64E-03	0,31	3,07E-03	<b>0,318%</b>
Cr	1,90E-03	9,90E-02	1,04E-03	<b>0,102%</b>
Si	9,70E-02	2,725	5,28E-02	<b>2,798%</b>
C	6,58E-02	0,78996	3,58E-02	<b>0,811%</b>

Tabela 5-7 - Composição de equilíbrio da austenita com os nódulos de grafita da Liga V calculado via simulação termodinâmica.

<b>Liga V</b>				
Elemento	Quantidade (mol)	Quantidade (gramas)	Fração Molar	Massa (%)
Mo	1,93E-03	0,185	1,05E-03	<b>0,190%</b>
Cu	1,64E-02	1,041	8,91E-03	<b>1,069%</b>

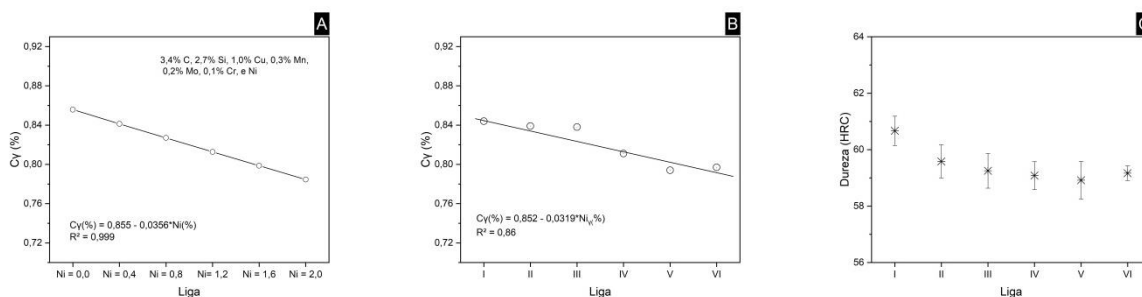
Ni	2,43E-02	1,428	1,32E-02	<b>1,466%</b>
Fe	1,6249	90,742	0,88343	<b>93,162%</b>
Mn	6,32E-03	0,347	3,43E-03	<b>0,356%</b>
Cr	2,02E-03	0,105	1,10E-03	<b>0,108%</b>
Si	9,90E-02	2,781	5,38E-02	<b>2,855%</b>
C	6,44E-02	0,77368	3,50E-02	<b>0,794%</b>

Tabela 5-8 - Composição de equilíbrio da austenita com os nódulos de grafita da Liga VI calculado via simulação termodinâmica.

Liga VI				
Elemento	Quantidade (mol)	Quantidade (gramas)	Fração Molar	Massa (%)
Mo	2,05E-03	0,197	1,12E-03	<b>0,202%</b>
Cu	1,59E-02	1,011	8,65E-03	<b>1,036%</b>
Ni	3,34E-02	1,962	1,82E-02	<b>2,010%</b>
Fe	1,6235	90,665	0,88243	<b>92,890%</b>
Mn	4,99E-03	0,274	2,71E-03	<b>0,281%</b>
Cr	1,88E-03	9,80E-02	1,02E-03	<b>0,100%</b>
Si	9,33E-02	2,619	5,07E-02	<b>2,683%</b>
C	6,48E-02	0,77817	3,52E-02	<b>0,797%</b>

Conforme os resultados das simulações termodinâmicas a adição de níquel resultou em redução da solubilidade do carbono na austenita, tal comportamento no ferro nodular já foi inferido experimentalmente (SAAL *et al.*, 2016). O teor estimado de carbono dissolvido na austenita varia de 0,844 até 0,794% em massa, essa variação ocorre por conta da alteração da quantidade dos elementos Si, Cu, Mn, Mo e principalmente do Ni, que foi o elemento com maior variação. Na Figura 27 estão os resultados da simulação termodinâmica de carbono na austenita das ligas experimentais e das ligas teóricas (que consideram apenas a alteração do teor de níquel). Conforme equação da reta da Figura 27 (A), o aumento da quantidade de níquel de 0,0 para 2,0% ocasiona redução da solubilidade do carbono na austenita na ordem de 8,3%, na temperatura de austenitização de 900 °C.

Figura 27 - Carbono em solução sólida na austenita na temperatura de 900°C conforme resultados de simulações termodinâmicas. Composição química teórica (A) e composição química real (B). Dureza após austenitização e têmpera em óleo, adaptado de (Pereira, *et al.*, 2022)



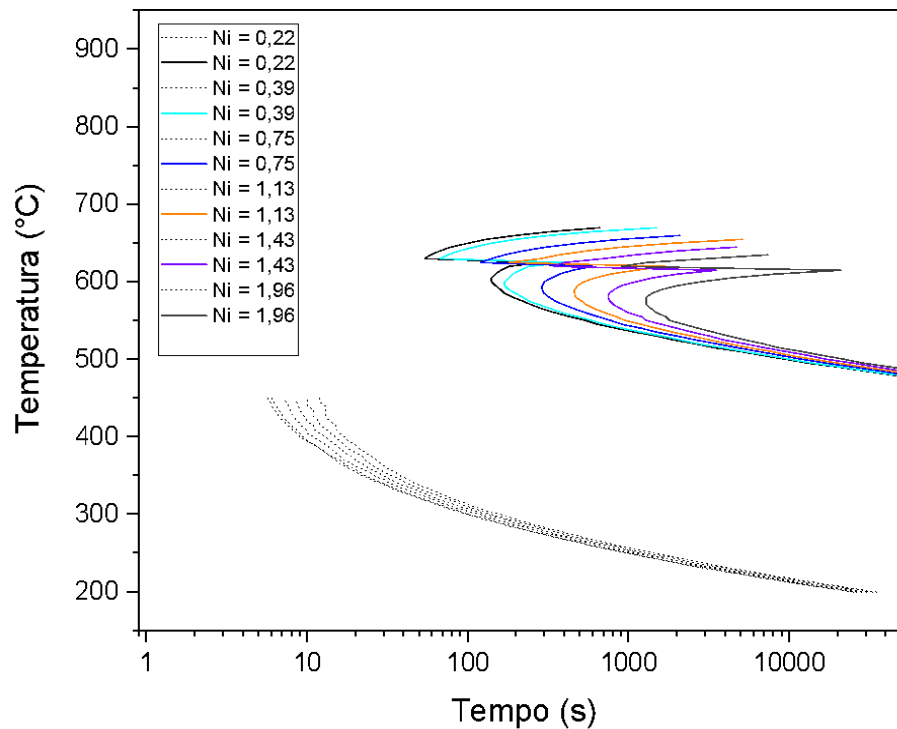
Conforme os resultados das simulações termodinâmicas a variação da fração molar do carbono na austenita chega a 5,9%, sendo essa diferença entre as ligas I e V. Essa redução de carbono em solução sólida da austenita poderá resultar em menor teor de carbono na austenita de alto carbono ou menor quantidade de austenita de alto carbono no ADI. Em trabalho realizado e publicado anteriormente (Pereira *et al.*, 2022) os resultados experimentais foram comparados com a dureza do ferro nodular austenitizado por duas horas e temperado em óleo em temperatura ambiente, pois a dureza da martensita reduz com menor teor de carbono (HUTCHINSON *et al.*, 2011).

### 5.3.2 Diagramas TTT das Ligas

Na Figura 28 são apresentados os diagramas TTTs simulados das seis ligas produzidas, cuja composição da austenita foi simulada anteriormente através do FactSage. O aumento do teor de níquel deslocou as curvas de início de formação da perlita para a direita como previsto anteriormente no capítulo 5.1. O níquel por ser um estabilizador da austenita também deslocou moderadamente as curvas para baixo. Ao aumentar o teor de níquel de 0,2% na liga I para 2% na liga VI observa-se que o início da formação da perlita passa de 140 s na temperatura de 600 °C para aproximadamente 1300 s na temperatura de 580 °C.

Do ponto de vista microestrutural a austenita presente nos aços e nos ferros fundidos diferem apenas pela interface existente nos ferros fundidos com a grafita, e entre todos existem as diferenças de composição química. Em estudo com aço contendo 0,668% C, 1,33% Si, 0,61% Mn, 0,314% Mo, 1,54% Ni, 0,117% V e 0,50% Cr (SKOŁEK *et al.*, 2022) os autores obtiveram experimentalmente que o início da formação da perlita no intervalo entre 500 e 700 °C ocorre a aproximadamente 105 e 115 segundos e o menor tempo de completa transformação é de 700 segundos a 600 °C. Os dados experimentais nesse estudo divergiram por 200 segundos dos dados simulados no JMatPro na temperatura de 600 °C. Utilizando os dados deste trabalho no MUCG83 se obtém o menor tempo de início da formação da perlita na temperatura de 605 °C, sendo o tempo de 300 segundos para a liga com 0,22% de níquel.

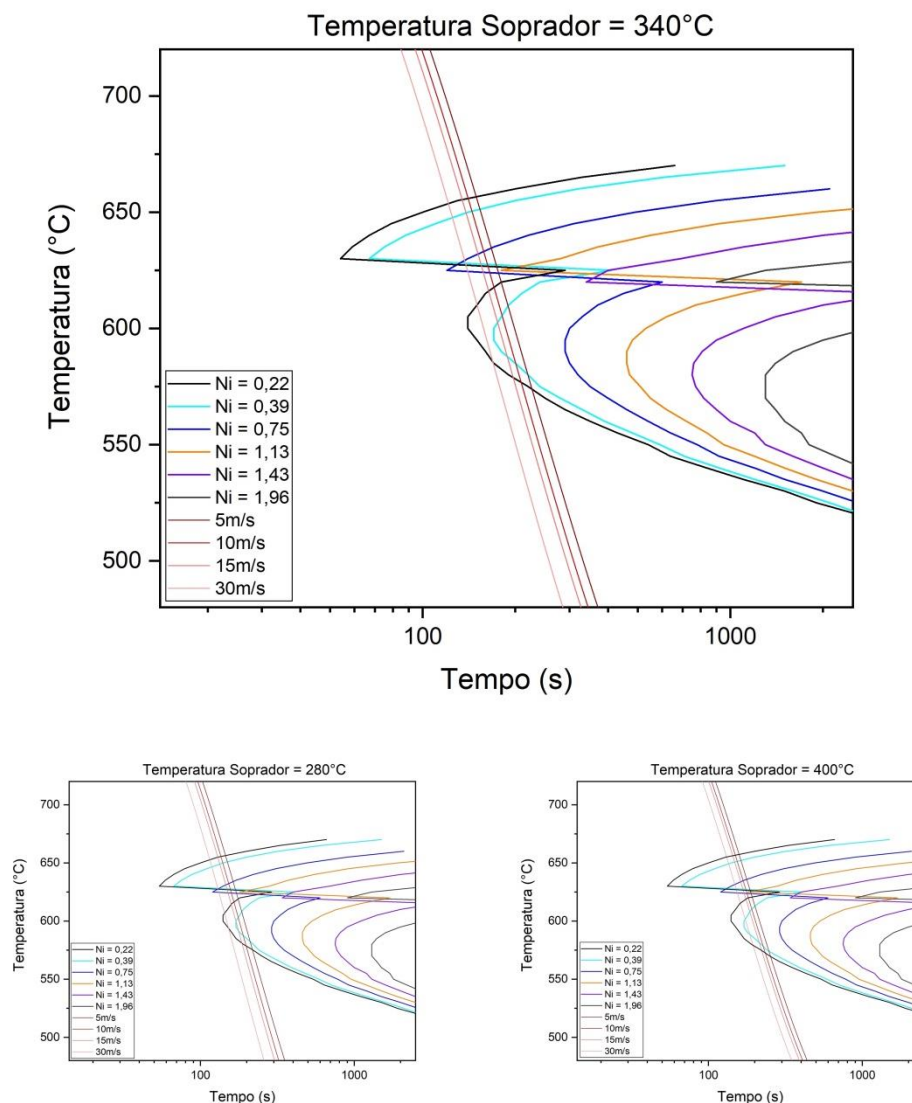
Figura 28 - Diagramas TTT parcial das ligas experimentais simulados no MUCG83 com curva de início das transformações reconstitutivas (formação da ferrita e da perlita) e início da formação da ausferrita.



### 5.3.3 Potencial de utilização das ligas

Na Figura 29 constam os gráficos construídos com os resultados das simulações numéricas de resfriamento do CPy em diferentes temperaturas de ar aquecido e os diagramas TTT simulados com o software de simulação termodinâmica e cinética. A redução da temperatura do ar, resulta em uma pequena redução do tempo necessário para a região de maior temperatura do CPy atingir uma determinada temperatura, como por exemplo 500 °C.

Figura 29 - Curvas de resfriamento simuladas nas temperaturas de 280, 340 e 400 °C sobrepostas aos diagramas TTT simulados.



Para a velocidade de ar de 10 m/s a taxa de resfriamento média no intervalo de temperatura de 700 até 500 °C, que é onde ocorrem as transformações reconstrutivas, foi de 62,25 °C/min na temperatura do ar de 280 °C, de 60,34 °C/min na temperatura de 340 °C e de 49,94 °C/min na temperatura de 400 °C. Para a velocidade de 30 m/s a 280 °C chega-se a uma taxa de resfriamento no mesmo intervalo de 82,9 °C/min, ou seja, triplicando a velocidade do ar se consegue um aumento na taxa de resfriamento de 33%.

Conforme diagrama CCT simulado no software JMatPro (NAWROCKI *et al.*, 2018), um ferro nodular de composição 3,4% C, 2,8% Si, 0,72% Cu, 0,28% Mn, 0,27% Mo e apenas 0,02% Ni, austenitizado a 930°C, quando submetido a uma taxa de resfriamento de 60 °C/min ocorre a completa transformação da

austenita em perlita. Em outro ferro fundido de composição similar, 54 °C/min foi a taxa crítica para formação da perlita, observada em um diagrama CCT experimental (CHEN *et al.*, 2019). Neste estudo utilizaram um ferro nodular contendo 3,64% C, 2,57% Si, 1,9% Mn, 0,31% Mo, 0,52% Cu e austenitizado a 900 °C por apenas 5 minutos para obtenção das curvas.

O diagrama TTT completo é capaz de fornecer o tempo necessário para que a transformação da austenita em outras fases se inicie e se complete em uma temperatura constante. Entretanto através do diagrama TTT não é possível prever a quantidade de austenita transformada em um resfriamento contínuo em que se inicia alguma transformação de fase, nestes casos o diagrama CCT é o indicado.

Em estudo anteriormente realizado (PEREIRA, 2020), onde utilizou-se um ferro fundido nodular com 3,56% C, 2,3% Si, 0,32% Mn, 0,66% Cu, 0,53% Ni e 0,18% Mo não se observou a formação de perlita mesmo com a curva de resfriamento adentrando por 8 segundos na região das transformações reconstrutivas. É seguro considerar que não ocorrerá formação de ferrita pró eutetóide ou perlita quando a curva de resfriamento de um ferro nodular não adentrar por tempo significativo na região de formação da ferrita ou perlita em um diagrama TTT.

#### **5.4 Ligas de Ferro Fundido Nodular**

A composição química das amostras coquilhadas retiradas da panela de tratamento com o dispositivo ITALSAMP F, e analisadas no espectrômetro Q2 ION, são apresentadas na Tabela 5-9, os resultados são a média de quatro análises. O teor de cobre encontra-se acima da objetivada de 0,8%. A recomendação de limitar o teor de cobre a 0,8% pela ASTM 897M-22 deve-se a uma preocupação com a formação de filmes de cobre na superfície do nódulo de grafita, impedindo assim a difusão de carbono para a matriz metálica durante a etapa de austenitização. Em estudo realizado com ferro nodular contendo 1,5% de Cu (SHELTON; BONNER, 2006), não se observou a formação de tais filmes, e sim de pequenos precipitados. Em tal estudo, a formação de ADI não foi prejudicada. O excesso de cobre, provavelmente deve-se ao elemento se encontrar em maior quantidade do que o medido no aço ou no retorno de ferro fundido utilizado na preparação das cargas.

Observou-se também que o teor de carbono foi um pouco abaixo do desejado de 3,6%, isso tem origem nas perdas de carbono em reações de redução de óxidos metálicos presentes no banho, perdas na incorporação além dos 1,5% estimados inicialmente ou diferenças de qualificação da matéria prima. O carbono equivalente (CE) encontra-se próximo a 4,2%, o que é um valor adequado para produção de ferro fundido nodular (WALTON, 1971). Uma vantagem de utilizar CE levemente hipoeutético é que se evita a formação de grafita primária.

Tabela 5-9 - Composição química das seis diferentes ligas produzidas. Porcentagem em massa.

Liga	I	II	III	IV	V	VI
<b>C [%]</b>	3,293	3,460	3,264	3,407	3,371	3,174
<b>Si [%]</b>	2,729	2,721	2,649	2,725	2,781	2,619
<b>Mn [%]</b>	0,284	0,284	0,283	0,310	0,347	0,274
<b>P [%]</b>	0,071	0,070	0,070	0,075	0,081	0,066
<b>S [%]</b>	0,035	0,044	0,032	0,041	0,040	0,036
<b>Cr [%]</b>	0,106	0,099	0,102	0,099	0,105	0,098
<b>Mo [%]</b>	0,206	0,202	0,198	0,185	0,185	0,197
<b>Ni [%]</b>	0,224	0,378	0,754	1,128	1,428	1,962
<b>Cu [%]</b>	1,021	1,029	1,027	1,013	1,041	1,011
<b>Al [%]</b>	0,013	0,014	0,013	0,013	0,015	0,011
<b>Co [%]</b>	0,0061	0,0062	0,0069	0,010	0,013	0,010
<b>Mg [%]</b>	0,084	0,133	0,071	0,112	0,090	0,077
<b>Nb [%]</b>	<0,0050	<0,0050	<0,0050	<0,0050	<0,0050	<0,0050
<b>Ti [%]</b>	<0,0030	<0,0030	<0,0030	0,0030	0,0053	<0,0030
<b>V [%]</b>	<0,0050	<0,0050	<0,0050	<0,0050	0,011	<0,0050
<b>W [%]</b>	<0,100	<0,100	<0,100	<0,100	<0,100	<0,100
<b>Fe [%]</b>	91,92	91,33	91,53	90,85	90,45	90,46

Os resultados das contagens de nódulos, do grau de nodularização, dureza e microestrutura nos CPy das diferentes ligas são apresentados na Tabela 5-10. Observa-se que a adição de níquel resultou em considerável aumento da dureza do ferro nodular na condição bruto de fusão. Na liga VI ocorreu a formação de



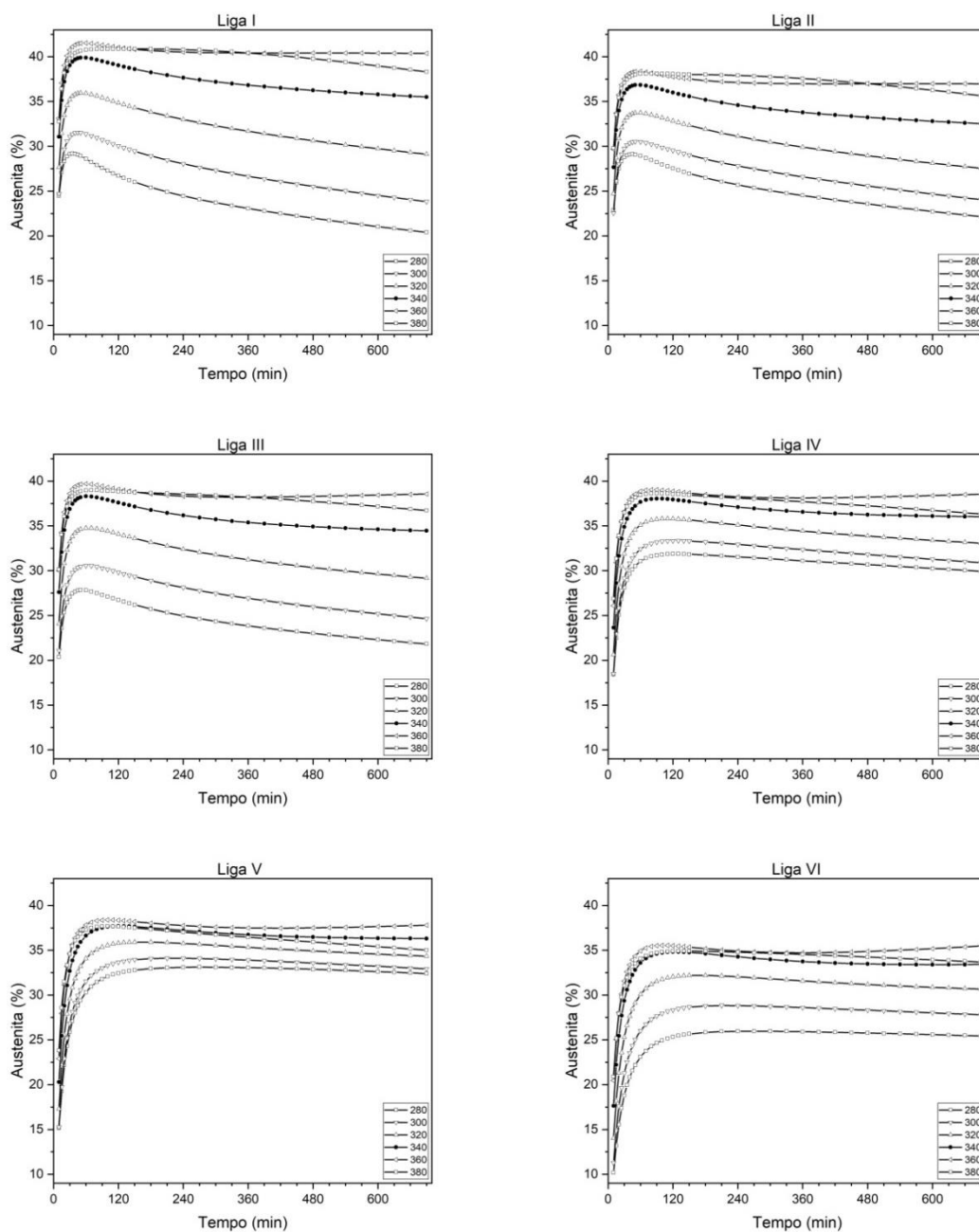


<b>10</b>	380	17	381	21	384	7,7	407	28	429	22	488	20
<b>20</b>	350	6,9	357	4,9	373	10	373	9,7	403	14,3	399	13
<b>40</b>	313	4,6	330	2,1	316	4,0	339	7,3	343	7,3	353	13
<b>80</b>	313	3,5	335	3,5	314	1,9	331	7,7	333	4,8	312	4,9
<b>160</b>	331	4,9	337	4,3	348	4,1	332	4,4	324	2,4	303	1,9
<b>320</b>	330	4,9	334	4,3	338	4,1	327	4,4	318	2,4	305	1,9
<b>640</b>	322	3,3	316	5,6	314	3,5	302	5,4	298	1,3	283	2,8

Conforme os resultados das simulações do teor de austenita no ADI, é adequado estimar que tempos de austêmpera de 120 minutos sejam suficientes para a adequada formação da ausferrita nas seis ligas produzidas, considerando o ciclo com austenitização a 900 °C por 120 minutos e a temperatura de austêmpera de 340 °C.

Conforme as simulações, o teor de austenita pode variar de mais de 40%, para a Liga I austemperada a 380 °C por 60 minutos, até aproximadamente 25% na Liga VI austemperada a 280 °C. Conforme se observa na Figura 30, o aumento do teor de níquel promoveu a estabilização da austenita, ocorrendo redução menos acentuada com o aumento do tempo de austêmpera. É nítido também que as ligas IV e V apresentam menores diferenças de quantidade de austenita entre a maior e menor temperatura de austêmpera, esse comportamento possivelmente foi ocasionado pelo maior teor de manganês presente nessas duas ligas. O manganês é um estabilizador da austenita e possui pequeno efeito de aumento da solubilidade de carbono na austenita.

Figura 30 - Resultados da simulação da estimativa de austenita no ADI das ligas produzidas. Temperatura e tempo de austenitização, respectivamente, de 900 °C e 120 minutos.

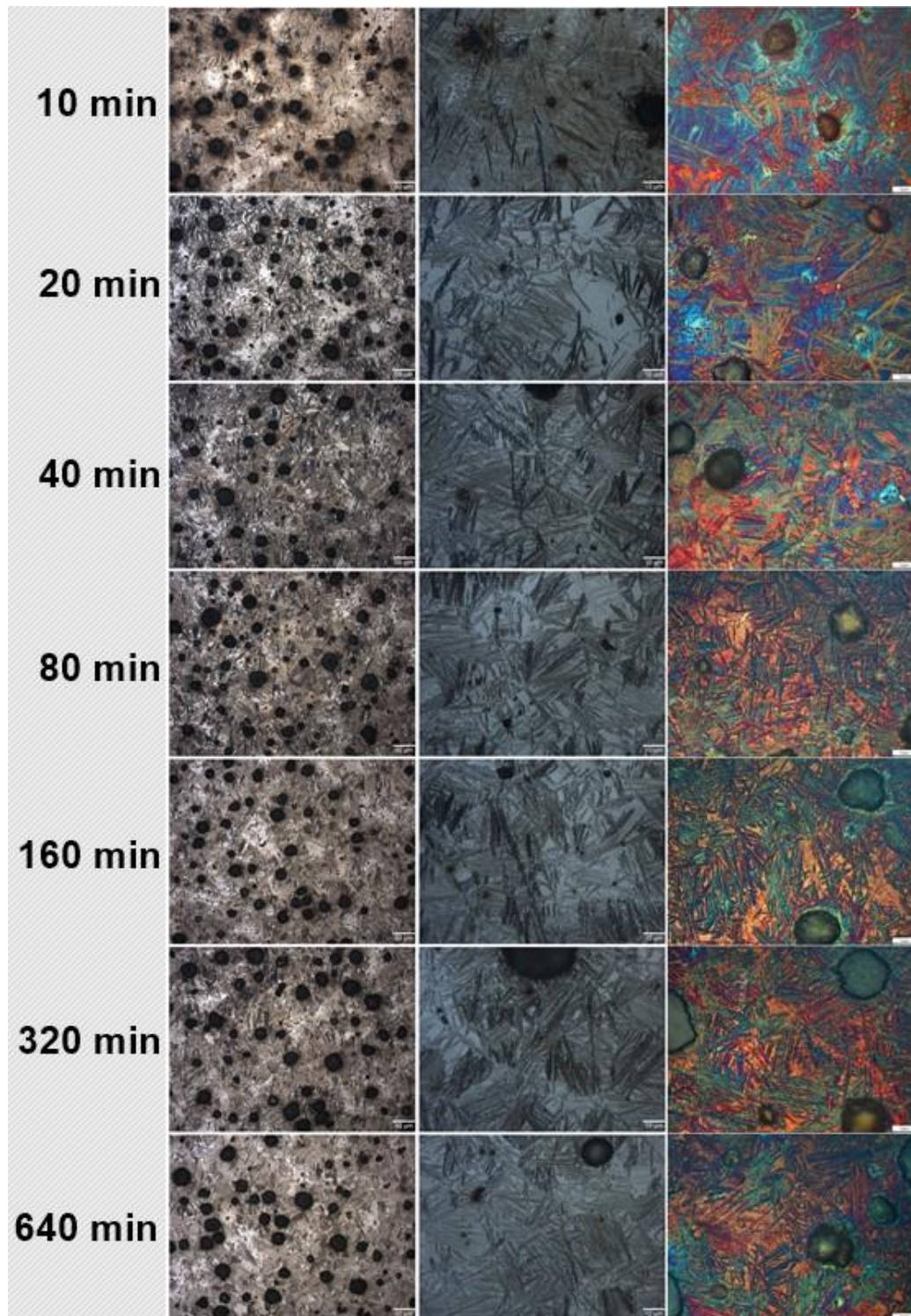


Para uma liga contendo 3,5% C, 2,6% Si, 0,48% Cu, 0,96% Ni, 0,27% Mo e 0,25% Mn (BAHMANI; ELLIOTT; VARAHRAM, 1997), encontrou-se valores máximos de austenita no ADI em tempos de austêmpera próximos aos 100 minutos, com os tratamentos de austêmpera realizados a 315 °C e a 370 °C.

Observa-se na Figura 31 que nos tempos de austêmpera de 10, 20 e 40 minutos existe grande quantidade de martensita e regiões não transformadas. A

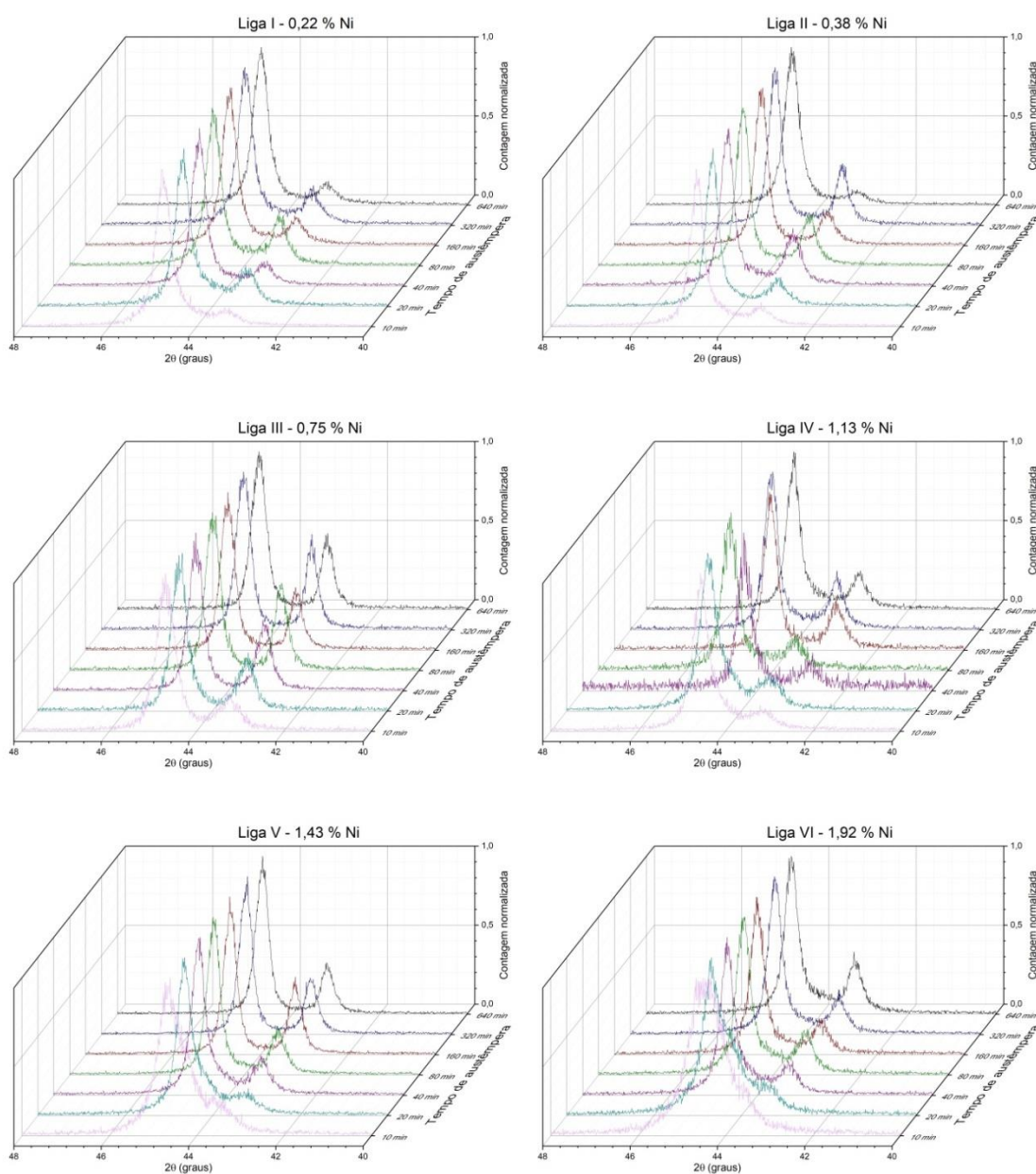
presença de martensita prejudica o alongamento e a tenacidade do ADI, sendo admitidas pequenas quantidades nas classes de maior resistência mecânica.

Figura 31 - Microestrutura dos ADIs obtidos da Liga III nos diferentes tempos de austêmpera. De cima para baixo os tempos de 10, 20, 40, 80, 160, 320 e 640 minutos de austêmpera. Imagens à esquerda e no centro, ataque de Nital e Metabissulfito de sódio. Imagens à direita, ataque com Nital e permanência em ar atmosférico a 260 °C por 5 horas.



Observa-se ainda na mesma figura que não ocorre mudança perceptível na morfologia da ausferrita a partir de 80 minutos de austêmpera. Com o ataque colorido a martensita é colorida de azul escuro, a austenita de azul claro e a ausferrita de castanho ( $\gamma_{HC}$ ) e bege ( $\alpha_{ac}$ ) (BOSNJAK, B. *et al.*, 2001). É possível observar a ocorrência de pequenos carbonetos, que no ataque colorido permanecem brancos. Esse comportamento também pode ser deduzido observando a evolução do principal pico de difração da austenita e da ferrita nos difratogramas da Figura 32, onde para tempos de 10 e 20 minutos a ocorrência do pico da austenita é muito reduzido..

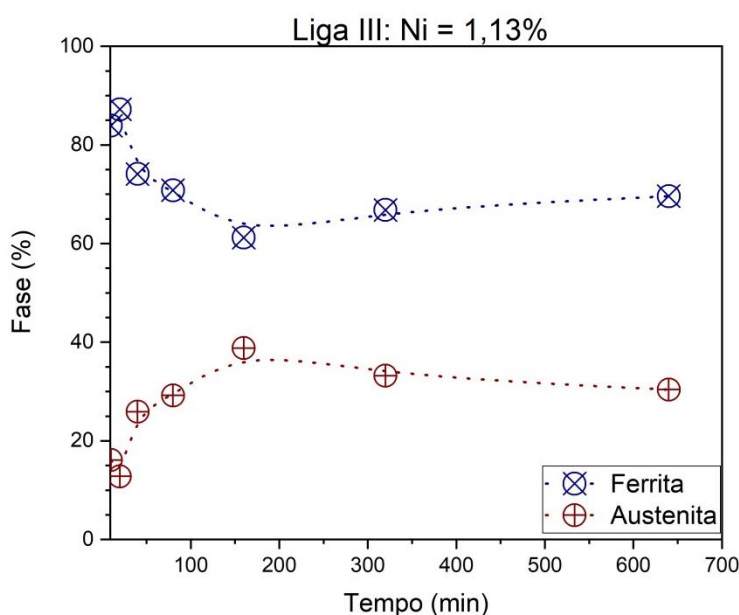
Figura 32 - Difratogramas das ligas tratadas em diferentes tempos de austêmpera. Observe a evolução do principal pico da ferrita ( $44,7^\circ$ ) e da austenita ( $43,5^\circ$ ) com o tempo de austêmpera.



Kutsov verificou a cinética de transformação de um ferro nodular contendo 3,2% C, 2,4% Si, 0,21% Mn, 0,59% Ni, 0,62% Cu e 0,13% Mo, (KUTSOV *et al.*, 1999), previamente austenitizado a 950 °C por modestos 45 minutos. Observaram que na temperatura de austêmpera de 350 °C, eram necessários 5 minutos de incubação para o início da formação da ausferrita, e o final dessa transformação ocorreria aos 20 minutos, não foi observado a decomposição da ausferrita até o tempo máximo analisado de 166 minutos de austêmpera.

A análise do difratograma do DRX corrobora o que já foi observado através das simulações, medidas de dureza e microestrutura. Entretanto, como se observa na Figura 33, o teor máximo de austenita ocorre com tempo de austêmpera de 160 minutos com 38%, nos tempos 80 e 320 minutos os teores são respectivamente de 29 e 33%.

Figura 33 - Quantidade de ferrita e austenita em função do tempo de austêmpera. Resultado da quantificação de fases pelo método de Rietveld.



Os tempos de 10 e 20 minutos também se mostraram inadequados, por conta da baixa porcentagem de austenita. Ao analisar resultados de DRX, em especial os que apresentam apenas uma medida, é prudente considerar os dados como semi-quantitativos, visto que existe uma variação considerável em medidas realizadas em uma mesma amostra. Em DRX realizados em amostras austemperadas a 320 °C por tempos entre 1,5 e 60 minutos os resultados apresentaram desvio padrão de até 20 pontos percentuais para tempo curto de

austêmpera, sendo o mais comum valores da ordem de 5 pontos percentuais (HUPALO *et al.*, 2012). Estudo de YALÇINER (2023), o desvio padrão é da ordem de sete pontos percentuais em oito medidas, mesmo em diferentes ligas e ciclos de austêmpera.

## 5.5 Tratamento térmico e microestrutura

Neste subcapítulo serão apresentadas as curvas de resfriamento e análise da microestrutura das ligas tratadas. No dispositivo experimental em escala piloto para austêmpera mediu-se temperatura entre 275 °C e 310 °C a depender da posição e momento da leitura. A velocidade medida no duto, na região da câmara de austêmpera varia entre 7,6 m/s na região mais próximas das paredes, 9,1 m/s em meia distância até o centro e 9,6 m/s na região central, observando-se ainda através da flutuação da pressão no tubo de Pitot a existência de considerável turbulência. Para fluxo em tubos, o fluxo é considerado turbulento se o número de Reynolds for superior a 2000. O número de Reynolds pode ser calculado pela equação 5.7,

$$Re = \frac{\rho \cdot V \cdot D_h}{\mu} \quad \text{Eq. 5.7}$$

onde,  $\rho$  é a densidade do ar ( $\text{kg/m}^3$ ),  $V$  a velocidade do ar (m/s),  $D_h$  é o diâmetro hidráulico do duto (m) e  $\mu$  é a viscosidade dinâmica do ar ( $\text{Kg/m.s}$ ). Para as condições experimentais, o número de Reynolds é superior a 38 mil.

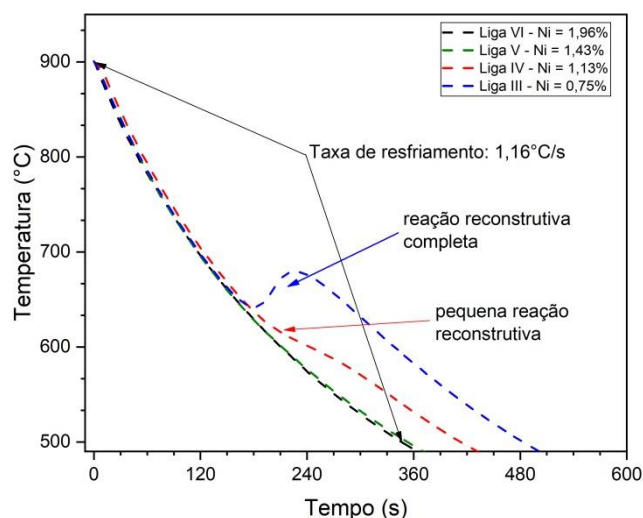
A velocidade média no duto calculada é de 8,79 m/s, com um fluxo de 21,1  $\text{m}^3/\text{min}$ . O dispositivo também produz grande quantidade de ruído, próximo a 80 dB, o que evidencia que é necessário um projeto mais aprimorado do ventilador e da isolamento.

### 5.5.1 Curvas de resfriamento e microestrutura

Dos dados de temperatura registrados ao longo de todo o ciclo de tratamento de austêmpera, os valores de maior importância para esse trabalho são os obtidos durante a etapa de resfriamento, sendo o intervalo mais relevante o compreendido entre 900 °C e 500 °C. A temperatura crítica onde ocorre a formação da perlita se encontra compreendida entre 700 e 500 °C (SAAL *et al.*, 2016). Abaixo desta temperatura as transformações reconstrutivas já não ocorrem

em tempos consideráveis devido ao teor de elementos de liga presentes, em especial o teor de silício e carbono em solução sólida. Na Figura 34 são apresentadas as curvas de resfriamentos dos CPy das ligas VI, V, IV e III. As ligas II e I não foram tratadas, pois na curva de resfriamento da liga III observou-se a formação de perlita, uma reação exotérmica, indicando que a liga não possui austemperabilidade adequada para as condições de resfriamento.

Figura 34 - Curvas de resfriamento dos corpos de prova em Y.

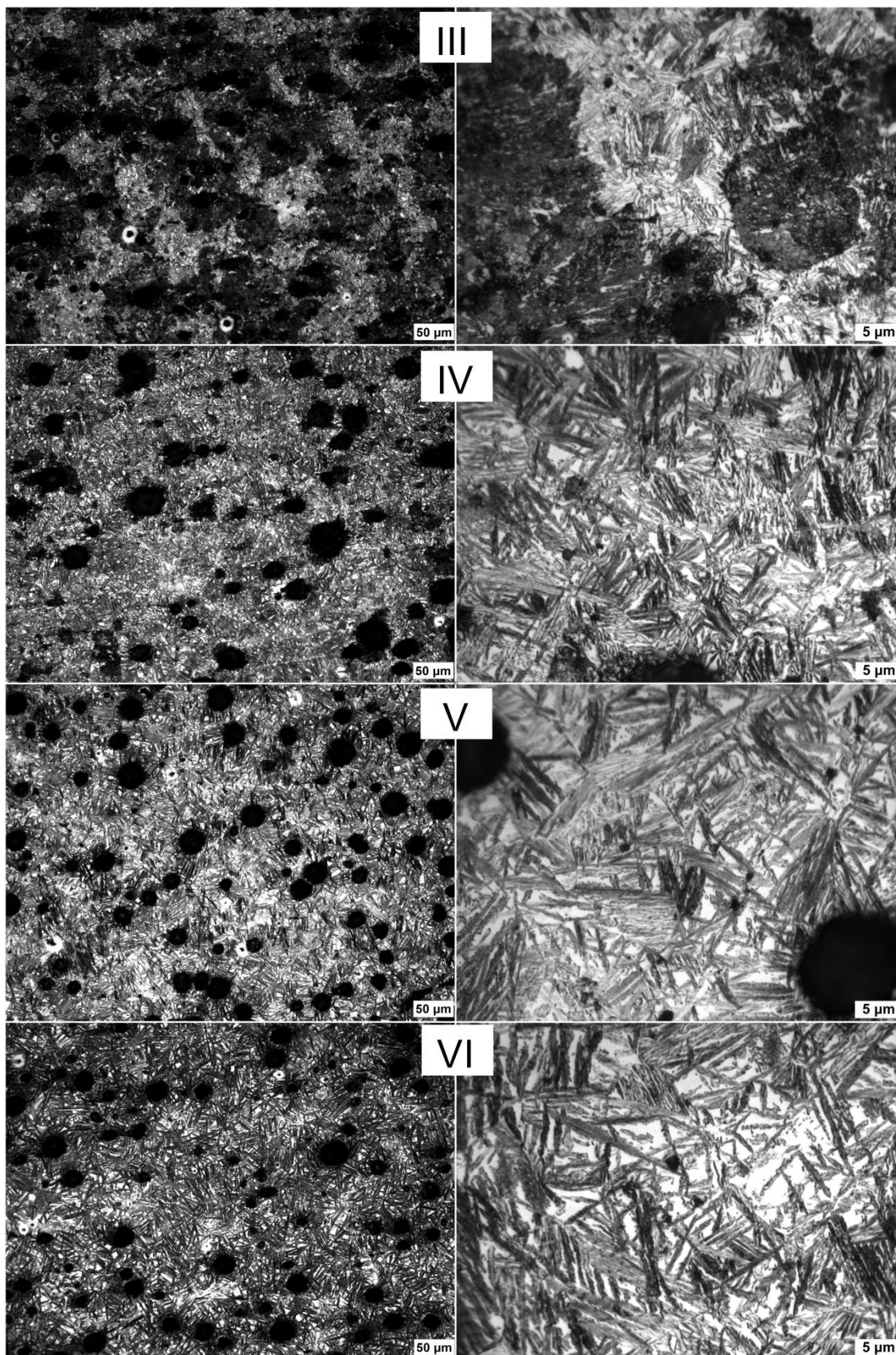


Nas condições do tratamento a taxa de resfriamento média entre 900 °C e 500 °C foi de aproximadamente 70 °C/min, diferindo um pouco do encontrado nas simulações numérica, que apresentou taxa de 75 e 82 °C/min, respectivamente, para velocidade de 5 e 10 m/s. Essa diferença deve-se a alguns fatores que foram simplificados na etapa de simulação. Não considerou-se a rugosidade superficial dos corpos de prova e também não considerou-se o aumento da temperatura das paredes do duto. Além disso, não se atingiu um controle preciso e homogêneo da temperatura e da velocidade do ar dentro do duto, com o mesmo variando entre 275 °C e 310 °C e não ficando apenas nos 280 °C como ocorre na simulação.

A análise da microestrutura comprova o observado nas curvas de resfriamento, com formação de ausferrita nas ligas VI e V e formação de grande quantidade de perlita na liga III. Por outro lado, observando a Figura 35 não se constatou diferença na microestrutura das ligas VI e V em relação à liga IV, sendo que possivelmente a pequena formação de ferrita e perlita ocorreu apenas na região de maior espessura do CPy e não na região útil do mesmo.



Figura 35 – Microestrutura das ligas III, IV, V e VI após o ciclo de tratamento térmico. As ligas VI, V e IV apresentam apenas ausferrita. Na liga III se observa ausferrita e formação de perlita fina (região mais escura).

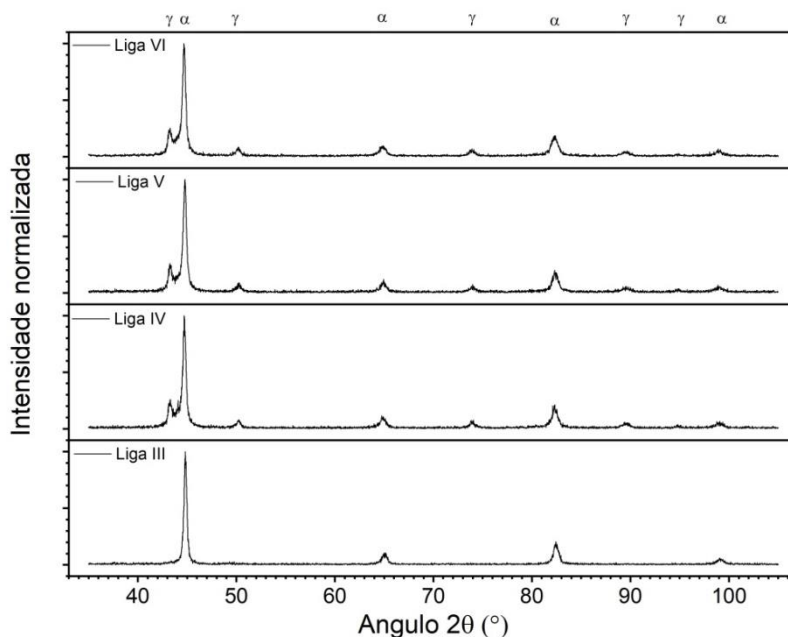


Como já abordado no subcapítulo 3.4 são inúmeros os autores que observaram pequenas diferenças entre o simulado e os resultados experimentais. A utilização das simulações CFDs mostrou-se de grande utilidade e combinadas com as simulações termodinâmicas e cinéticas, são uma metodologia robusta e que pode ser adotada para aperfeiçoar parâmetros de processo e composição de liga em produção industrial. Na realização deste estudo, uma abordagem mais confiante nas simulações poderia ter reduzido a parte experimental para ligas com a faixa de níquel entre 0,7 e 1,5% ao invés de 0,2 e 2%.

Se por um lado eliminam-se riscos operacionais ligados à operação de fornos com banho de sais fundidos e os riscos ambientais, por outro se aumenta o custo de produção do ferro nodular por conta da necessidade de adição de elementos de liga para melhorar a sua austemperabilidade. Um inconveniente ao utilizar o ar atmosférico foi a formação de uma camada de óxido na superfície do CPy de aproximadamente 82 a 93  $\mu\text{m}$  nos pontos mais críticos. Esse problema da oxidação pode ser facilmente contornado utilizando um gás inerte no dispositivo, solução já adotada em arranjo laboratorial (MEIER *et al.*, 2013; SAAL *et al.*, 2016).

Nos difratogramas das ligas IV, V e VI, apresentados na Figura 36, são identificados os picos da ferrita e da austenita. Entretanto, na região analisada da liga III não observa-se os picos característicos da austenita, confirmando a observação da curva de resfriamento que apresentou recalescência devido às transformações reconstrutivas, mas diferindo do observado na metalografia. Isso ocorre por conta de que na região central, quanto mais perto do topo o resfriamento é mais lento, mesmo na área útil do CPy.

Figura 36 - Difratogramas das amostras analisadas das ligas VI, V, IV e III após tratamento no dispositivo piloto de austêmpera com ar aquecido.



Os resultados da aplicação do método de refinamento de Rietveld através do software HighScore Plus de forma semi automatizada, de maneira a determinar a quantidade de austenita na ausferrita chegou aos valores de 20,9% para a liga IV, 21,9% para a liga V e 22,9% para a liga VI. Em estudo com ferro nodular com 0,8 de Ni, austenitização a 900 °C e austêmpera em banho de sais a 285 °C por 80 minutos o teor de austenita de alto carbono no ADI ficou entre 8,4 e 9,8% (COLIN-GARCÍA *et al.*, 2021). Já em estudo publicado anteriormente (PEREIRA, L *et al.*, 2020), com ciclo de austêmpera envolvendo a austenitização a 860°C por 90 minutos e austemperado em duas etapas (290 °C por 10 min e 380 °C por 60 minutos), se obteve 28,5% de austenita de alta carbono.

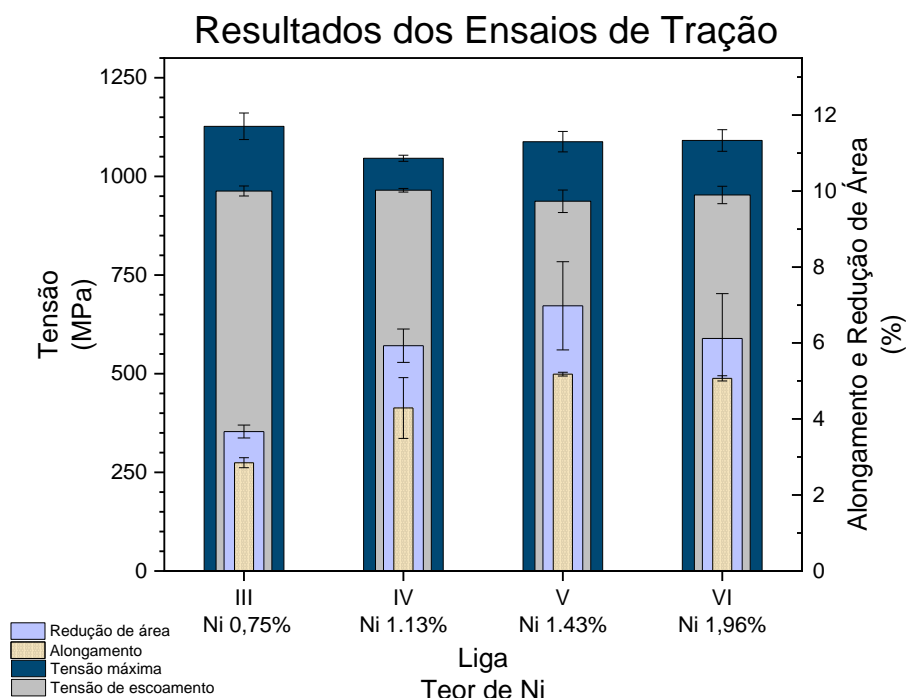
### 5.5.2 Propriedades mecânicas das ligas tratadas

Os resultados dos ensaios de tração das ligas submetidas ao ciclo de austêmpera em duas etapas realizada com ar aquecido são apresentados na figura Figura 37. Apesar de não existir a formação de pescoço, a estricção no corpo de prova, mediu-se a redução de área na região da ruptura. A tensão de escoamento foi determinada pelo método de deslocamento, com 0,2% de deformação após o fim do comportamento linear da curva tensão-deformação. A tensão de escoamento obtida por esse método carrega considerável imprecisão,

entretanto a técnica é empregada em materiais com fratura frágil com vistas a não danificar o extensômetro.

Não se observa diferença significativa na tensão máxima e na tensão de escoamento. Wang (2023) observou os efeitos da adição do níquel no ferro nodular em teores de até 10% na condição bruta de fusão e recozido, com austenitização a 900 °C por 4h seguido de resfriamento no forno. Até 2% de Ni ocorreu aumento da resistência à tração e da ductilidade nas peças tratadas, com 521 MPa de UTS e 18,2% de alongamento, nas ligas produzidas observou-se aumento da dureza com incremento na quantidade de níquel. Entretanto após a austêmpera isso não é observado. O autor observou ainda que para os valores a partir de 4% ocorreram aumentos da tensão máxima, mas com reduções significativas no alongamento (WANG, X. *et al.*, 2023). Obviamente que apesar do ciclo corresponder a um típico tratamento de normalização, o autor obteve o resultado de algo como uma austêmpera de resfriamento contínuo, para a liga com 10% de níquel.

Figura 37 – Resultados obtidos nos ensaios de tração das ligas submetidas ao ciclo de austêmpera em duas etapas com ar aquecido.



Os valores de dureza e obtidos no teste de impacto Charpy são apresentados na Tabela 5-12, os valores informados pela ASTM 897-22 são de caráter informativo em relação a energia de impacto, não sendo mais uma

condição para o ADI estar de acordo com a Classe. A liga V apresenta valor adequado ao informado para um ADI de Classe 2, e as ligas IV, V e VI possuem valores acima do informado para a Classe 3.

Tabela 5-12 - Resultados dos ensaios de impacto Charpy e dureza Brinell. Entre parênteses o valor do desvio padrão).

Liga	Dureza (HB)		Charpy (J)		ASTM 897-22 (J)	
	Bruto	Tratada	Bruto	Tratada	Classe 2	Classe 3
III	306 (7,4)	330 (6,1)	40 (2,0)	47 (7,6)		
IV	302 (4,7)	325 (2,7)	35 (7,0)	68 (8,5)		
V	322 (8,3)	323 (1,5)	36 (4,6)	121 (13,6)	80	60
VI	356 (3,6)	324 (1,4)	--	76 (6,0)		

Analisando todos os resultados dos ensaios mecânicos, nenhum dos ciclos obtiveram os requisitos de desempenho mecânico especificados pela ASTM A897M-22, apresentado na Tabela 3-4. Os valores obtidos pelas ligas IV, V e VI estão muito próximos das exigências para classificação como Classe 3, necessitando aumentar a tensão máxima em cerca de 10%, o que pode ser alcançado com redução da temperatura da segunda etapa de austêmpera ou aumento da temperatura de austenitização, que resulta em maior teor de carbono em solução sólida.

A Liga V e VI poderia atender aos requisitos da Classe 2 da ASTM A897-22 ou da Classe EN-GJS-1050-6 da DIN EN 1564-12 com aumento do alongamento para valor superior a 7% ou 6%, respectivamente. O teor de magnésio residual pode ser reduzido em 30% sem causar prejuízo à nodularização e minimizando a formação de carbonetos, que é o defeito relacionado ao excesso do elemento no ferro nodular e que prejudica a ductilidade.

Em um ferro nodular com microestrutura denominada “*dual-phase*”, obtida após um ciclo de tratamento térmico que envolve austenitização por 90 minutos, têmpera em óleo, segunda austenitização por curto tempo (2, 5 ou 10 minutos) e têmpera, os autores obtiveram 947 MPa de tensão máxima, 753 MPa de tensão de escoamento, 6,3% de alongamento e 127 J de energia de impacto.

Propriedades estas similares ao que se obteve na liga V, mas com a vantagem de não necessitarem utilizar elementos de liga como Ni, Cu e Mo no ferro nodular.

Em um estudo envolvendo austêmpera em duas etapas (DAKRE *et al.*, 2017) com austenitização a 900°C por 60 minutos e austêmpera a 250 °C por 10 minutos e 350 °C por 120 minutos os autores obtiveram 1558 MPa de tensão máxima com 2,26% de alongamento e 8 J de energia absorvida no ensaio Charpy com o corpo de prova com entalhe em V. Apesar de um ciclo com pequenas diferenças, principalmente em relação à temperatura da primeira etapa de austêmpera, os resultados obtidos nos ensaios de tração foram significativamente diferentes.

## 6 CONCLUSÕES

As simulações permitiram aperfeiçoar as atividades experimentais de cunho prático desenvolvidas no laboratório. O níquel dentre os elementos analisados é o que possui maior capacidade de aumentar a austemperabilidade do ferro nodular. O níquel reduz a solubilidade do carbono na austenita na etapa da austenitização, e resultou em aumento da contagem de nódulos da ordem de 19% com aumento do seu teor.

Para o conjunto de ligas avaliadas, na temperatura de austêmpera de 340°C, com austenitização a 900°C, tempos de austêmpera compreendidos entre 80 e 160 minutos são adequados para formação da ausferrita, sendo essa a janela de processo. Os tempos de austêmpera de 10, 20 e 40 minutos mostraram-se inadequados. O níquel aumenta a janela de processo, estabilizando a austenita de alto carbono.

Foi possível obter ferro fundido nodular austemperado com austêmpera realizada com ar aquecido para resfriamento e manutenção em patamar em um corpo de prova padrão de 13 mm (CPy). Uma composição base contendo em média de 3,4% de C, 2,7% de Si, 1,0% de Cu, 0,3% de Mn, 0,2% de Mo, 0,1% de Cr e um teor de níquel de 1,13%, é adequada para obter ADI com uma microestrutura de ausferrita livre de perlita.

## 7 SUGESTÃO DE TRABALHOS FUTUROS

Aplicar técnicas de inspeção termográfica de modo a avaliar a uniformidade de resfriamento e temperatura dos corpos de prova durante o resfriamento da temperatura de austenitização até o patamar de austêmpera realizado com fluxo de ar aquecido.

Avaliar o efeito do níquel na descarbonetação superficial e na camada de óxido formada no ferro fundido nodular quando submetidos a um ciclo de austêmpera com o resfriamento realizado com fluxo de ar aquecido.

Avaliar os micromecanismos de fratura nos corpos de prova de tração e de Charpy, buscando relacionar com a microestrutura e composição da liga.

Construir diagramas CCT para as ligas estudadas, comparar com a metodologia envolvendo as simulações aplicadas na realização deste trabalho.

Tratar as diferentes ligas aplicando diferentes temperaturas de austenitização com vistas a obter o mesmo teor de carbono em solução sólida na austenita.

Refinar as simulações e aplicar a metodologia para desenvolvimento da liga adequada para obtenção de ADI em CPy de 25 e 76 mm.



## 8 REFERÊNCIAS

1. ADI RETAINED AUSTENITE CALCULATION. [S. l.: s. n.], 2022. Disponível em: <[https://www.phase-trans.msm.cam.ac.uk/map/steel/programs/adi\\_ret\\_austenite.html](https://www.phase-trans.msm.cam.ac.uk/map/steel/programs/adi_ret_austenite.html)>. Acesso em: [data de acesso].
2. AKBARZADEH CHINIFORUSH, E.; IRANIPOUR, N.; YAZDANI, S. Effect of nodule count and austempering heat treatment on segregation behavior of alloying elements in ductile cast iron. *\*China Foundry\**, [s. l.], v. 13, n. 3, p. 217–222, 2016. Disponível em: <<https://doi.org/10.1007/s41230-016-6034-6>>.
3. ALVES, V. C. C. et al. Correlation between microstructure and mechanical properties of austempered ductile irons. *\*Materials Science Forum\**, [s. l.], v. 925 MSF, p. 203–209, 2018. Disponível em: <<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.925.203>>.
4. ASTM INTERNATIONAL. *\*A897/A897M-16 Standard Specification for Austempered Ductile Iron Castings\**. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2016. Disponível em: <[https://doi.org/10.1520/A0897\\_A0897M-16](https://doi.org/10.1520/A0897_A0897M-16)>.
5. AVRAMI, M. A. Kinetics of phase change Parts: IJ Chem. Phys. 7, 1103 (1939); Avrami. MA: Kinetics of phase change Parts: II. *\*J. Chem. Phys\**, [s. l.], v. 8, p. 212, 1940.
6. BAHMANI, M.; ELLIOTT, R.; VARAHRAM, N. The austempering kinetics and mechanical properties of an austempered Cu-Ni-Mo-Mn alloyed ductile iron. *\*Journal of Materials Science\**, [s. l.], v. 32, n. 5, p. 1179–1185, 1997. Disponível em: <<https://doi.org/10.1023/A:1018687115732>>.
7. BALZER, M. Determinação da “Janela de processo” de Austêmpera de um ADI sem Adição de Elementos de Liga Através de Ensaios Mecânicos e Metalográficos. 72 f. Dissertação (Mestrado) – Curso de Pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2003. Disponível em: <<https://repositorio.ufsc.br/xmlui/handle/123456789/84983>>.
8. BANKA, A. et al. Applying CFD to characterize gear response during intensive quenching process. In: ASM International - 24th Heat Treating Society Conference 2007, Driving the Engines of Change in Manufacturing. [S. l.: s. n.], 2007. p. 147–155.

9. BENINI, L. et al. Effects of normalizing heat treatment on the mechanical and magnetic properties of the puddled iron. *\*Engineering Failure Analysis\**, [s. l.], v. 146, p. 107082, 2023.

10. BINELI, A. R. R. Simulação Numérica CFD no Processo de Têmpera. [S. l.], 2009.

11. BOHLOOLI ARKHAZLOO, N. et al. Optimization of furnace residence time and loading pattern during heat treatment of large size forgings. *\*International Journal of Advanced Manufacturing Technology\**, [s. l.], v. 113, n. 9–10, p. 2447–2460, 2021. Disponível em: <<https://doi.org/10.1007/s00170-021-06807-y>>.

12. BONETI, L. L. T. et al. Influence of casting heterogeneities on microstructure and mechanical properties of austempered ductile iron (ADI). *\*Revista Materia\**, [s. l.], v. 22, n. 3, 2017. Disponível em: <<https://doi.org/10.1590/S1517-707620170003.0192>>.

13. BOSNJAK, B. et al. Influence of microalloying and heat treatment on the kinetics of bainitic reaction in austempered ductile iron. *\*Journal of Materials Engineering and Performance\**, [s. l.], v. 10, n. 2, p. 203–211, 2001. Disponível em: <<https://doi.org/10.1361/105994901770345222>>.

14. BOSNJAK, B.; RADULOVIC, B. Effect of austenitising temperature on austempering kinetics of Ni-Mo alloyed ductile iron. *\*Materials and Technology\**, [s. l.], v. 38, n. 6, p. 307–312, 2004.

15. BOULIFAA, M. I.; HADJI, A. Effect of alloying elements on the mechanical behavior and wear of austempered ductile iron. *\*Mechanics and Industry\**, [s. l.], v. 16, n. 3, p. 54–70, 2015. Disponível em: <<https://doi.org/10.1051/meca/2015002>>.

16. BUENO, B. Avaliação da austemperabilidade de um ferro fundido nodular em banho de ligas metálicas. [S. l.], 2019.

17. CAKIR, M. C. et al. The effects of austempering temperature and time onto the machinability of austempered ductile iron. *\*Materials Science and Engineering A\**, [s. l.], v. 407, n. 1–2, p. 147–153, 2005. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.07.005>>.

18. CHAKRABARTY, I. Heat Treatment of Cast Irons. In: *\*Comprehensive Materials Finishing\**. [S. l.: s. n.], 2017. v. 2–3, p. 246–287. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/B978-0-12-803581-8.09192-X>>.

19. CHEN, X. et al. Effects of niobium alloying on microstructure, toughness and wear resistance of austempered ductile iron. *\*Materials Science and Engineering: A\**, [s. l.], v. 760, p. 186–194, 2019.

20. COLIN-GARCÍA, E. et al. Nodule Count Effect On Microstructure And Mechanical Properties Of Hypo-Eutectic Adi Alloyed With Nickel. *\*Journal of Mining and Metallurgy, Section B: Metallurgy\**, [s. l.], v. 57, n. 1, p. 115–124, 2021. Disponível em: <<https://doi.org/10.2298/JMMB200403009C>>.

21. DAKRE, V. et al. Mechanical characterization of austempered ductile iron obtained by two step austempering process. *\*Transactions of The Indian Institute of Metals\**, [s. l.], v. 70, p. 2381–2387, 2017.

22. DAVIS, J. R. et al. *\*Metals Handbook: Irons, Steels, and High-performance Alloys. Properties and Selection\**. [S. l.]: ASM International, 1990.

23. DELMÉE, G. J. *\*Manual de medição de vazão\**. 3. ed. São Paulo: Editora Blucher, 2003.

24. ECHI, S. et al. CFD simulation and optimization of industrial boiler. *\*Energy\**, [s. l.], v. 169, p. 105–114, 2019. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.energy.2018.12.006>>.

25. FAN, X.; MARKRAM, H. A brief history of simulation neuroscience. In: *\*Frontiers in Neuroinformatics\**. [S. l.]: IEEE, 2019. p. 567–574. Disponível em: <<https://doi.org/10.3389/fninf.2019.00032>>.

26. FATAHALLA, N. et al. Effect of the percentage carbon equivalent on the nodule characteristics, density and modulus of elasticity of ductile cast iron. *\*Journal of Materials Science\**, [s. l.], v. 31, p. 4933–4937, 1996.

27. FU, P. et al. Experimental and CFD investigations on cooling process of end-quench test. *\*Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)\**, [s. l.], v. 29, n. 11, p. 2440–2446, 2019. Disponível em: <[https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(19\)65162-7](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(19)65162-7)>.

28. GARCIA, A. M. et al. Effect of austempering temperature on the microstructure and mechanical properties of austempered ductile iron. *\*Journal of Materials Engineering and Performance\**, [s. l.], v. 22, n. 10, p. 2801–2808, 2013. Disponível em: <<https://doi.org/10.1007/s11665-013-0867-7>>.

29. GINDE, D. P. et al. Influence of Heat Treatment on the Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron. *\*Transactions of the Indian Institute of*

Metals\*, [s. l.], v. 60, n. 5, p. 375–380, 2007. Disponível em: <<https://doi.org/10.1007/s12666-007-0075-5>>.

30. HILL, R. M.; GRIFFITH, R. M. Tuning the heat treatment to increase mechanical performance of austempered ductile iron. *\*Metallurgical and Materials Transactions A\**, [s. l.], v. 42, n. 2, p. 555–561, 2011. Disponível em: <<https://doi.org/10.1007/s11661-010-0548-3>>.

31. KOPAC, J.; JURISIC, B.; KUBASEK, J. Austempering of ductile iron: An experimental and numerical study. *\*Journal of Materials Processing Technology\**, [s. l.], v. 151, n. 1, p. 48–57, 2004. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2003.10.022>>.

32. KOSLOFF, M. et al. Heat treatment of ductile iron and its influence on mechanical properties. *\*Materials Science and Engineering\**, [s. l.], v. 299, n. 1–2, p. 206–212, 2001. Disponível em: <[https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(00\)01370-2](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(00)01370-2)>.

33. KRAUS, I.; SINDAN, M. Heat treatment of ductile iron with variable alloying. *\*Journal of Alloys and Compounds\**, [s. l.], v. 510, n. 1, p. 59–66, 2012. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2011.08.034>>.

34. LARSEN, C. S. et al. Effect of Austempering Temperature and Time on Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron. *\*Materials Science Forum\**, [s. l.], v. 495–497, p. 147–152, 2005. Disponível em: <<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.495-497.147>>.

35. LIEBERMAN, H.; REED-HILL, R. *\*Physical Metallurgy Principles\**. 3. ed. Boston: PWS Publishing Company, 1992.

36. MANKOVSKY, M. et al. Investigation of the influence of the austempering process on the mechanical properties of ductile cast iron. *\*Journal of Materials Engineering and Performance\**, [s. l.], v. 17, n. 1, p. 14–20, 2008. Disponível em: <<https://doi.org/10.1007/s11665-008-9173-3>>.

37. MATHEW, J. S.; FANG, Z.; MURPHY, D. M. Austempered Ductile Iron: The Effect of Heat Treatment on Its Properties. *\*Materials Science and Engineering: A\**, [s. l.], v. 485, n. 1–2, p. 226–234, 2008. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.08.037>>.

38. MORRIS, D. F. et al. Heat Treatment of Cast Irons. In: *\*ASM Handbook\**. [S. l.]: ASM International, 1990. v. 4, p. 107–127.

39. MOREIRA, J. M. \*Tratamento térmico de ferro fundido nodular: Estudo da influência do processo de austêmpera\*. 2009. 80 f. Dissertação (Mestrado) – Curso de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2009.

40. NAGASHIMA, S. et al. Microstructure and mechanical properties of high-strength ductile iron produced by austempering. \*Materials Science and Engineering A\*, [s. l.], v. 418, n. 1–2, p. 151–159, 2006. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.02.049>>.

41. NOGUEIRA, J. T. et al. Optimization of austempering parameters of ductile iron castings using multi-objective genetic algorithm. \*Materials and Design\*, [s. l.], v. 44, p. 137–146, 2013. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2012.07.029>>.

42. PALAZZOLO, J. A.; YU, J. T.; HERRMANN, J. A. Analysis of the Austempering Process Using Numerical Simulations. \*Mathematical Modelling of Natural Phenomena\*, [s. l.], v. 8, n. 2, p. 87–102, 2013. Disponível em: <<https://doi.org/10.1051/mmnp/20138287>>.

43. PEREIRA, J. A. et al. Study of the mechanical properties and microstructure of austempered ductile iron castings. \*Engineering Failure Analysis\*, [s. l.], v. 99, p. 233–247, 2019. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2019.02.004>>.

44. POUX, T. et al. Influence of the austempering temperature on the mechanical properties of ductile iron. \*Materials Science and Engineering A\*, [s. l.], v. 319, n. 1–2, p. 83–90, 2001. Disponível em: <[https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)01024-2](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01024-2)>.

45. RAMAKRISHNA, K. et al. Austenitizing temperature and austempering time effects on the microstructure and mechanical properties of ductile iron. \*Materials Science and Engineering: A\*, [s. l.], v. 527, n. 6, p. 1420–1427, 2010. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.10.018>>.

46. RICHTER, K. J. et al. The effect of austempering on the microstructure and mechanical properties of ductile iron. \*Journal of Materials Engineering and Performance\*, [s. l.], v. 20, n. 5, p. 800–807, 2011. Disponível em: <<https://doi.org/10.1007/s11665-010-9772-x>>.

47. RIZVI, S. et al. The Influence of Austempering Temperature on the Properties of Ductile Iron. *\*Journal of Materials Science\**, [s. l.], v. 51, n. 5, p. 2325–2334, 2016. Disponível em: <<https://doi.org/10.1007/s10853-015-9713-8>>.

48. SAIKIA, N. et al. Study on the influence of austempering parameters on the mechanical properties of austempered ductile iron. *\*Materials Science and Engineering: A\**, [s. l.], v. 600, p. 113–121, 2014. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.02.062>>.

49. SANTOS, A. et al. Effect of Cooling Rate on the Properties of Austempered Ductile Iron. *\*Materials Science and Engineering: A\**, [s. l.], v. 626, p. 116–123, 2015. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.01.034>>.

50. SHARMA, S. et al. Numerical Modeling of Austempering Process for Ductile Iron Castings. *\*Computational Materials Science\**, [s. l.], v. 110, p. 139–146, 2015. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2015.08.001>>.

51. SONDERMANN, H.; PERENYI, M.; BOLM, J. Microstructure and properties of austempered ductile iron. *\*Materials Science and Engineering A\**, [s. l.], v. 527, n. 9, p. 2207–2215, 2010. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.11.042>>.

52. WANG, J. et al. Effect of austempering parameters on the mechanical properties of austempered ductile iron. *\*Journal of Alloys and Compounds\**, [s. l.], v. 509, n. 29, p. 8384–8390, 2011. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2010.11.165>>.

53. WANG, Z. et al. Microstructure and Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron Produced by Different Austempering Processes. *\*Materials Science and Engineering A\**, [s. l.], v. 527, n. 26, p. 7171–7178, 2010. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.07.069>>.

54. YANG, X. et al. Influence of austempering parameters on the properties of ductile iron. *\*Materials Science and Engineering A\**, [s. l.], v. 528, n. 24, p. 8116–8125, 2011. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.07.034>>.

55. YU, J. et al. Effect of austempering temperature on the microstructure and mechanical properties of ductile iron. *\*Journal of Materials Science\**, [s. l.], v. 50, n. 12, p. 4056–4066, 2015. Disponível em: <<https://doi.org/10.1007/s10853-015-9020-2>>.

56. ZHU, M. et al. Numerical and experimental study of the influence of austempering on the properties of ductile iron. *\*Journal of Materials Processing*

Technology\*, [s. l.], v. 217, n. 1, p. 80–88, 2015. Disponível em:  
<<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.11.017>>.

## 9 APÊNDICE A

Aqui são apresentadas as planilhas de calculo de carga utilizadas na elaboração das seis ligas de ferro fundido nodular com a composição de cada matéria prima e quantidade utilizada.

### Liga I

COMPOSIÇÃO QUÍMICA (%)																			
Alvo	C (%)	Si (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Cr (%)	Mo (%)	Ni (%)	Cu (%)	Al (%)	Co (%)	Mg (%)	Nb (%)	Ti (%)	V (%)	N (%)	W (%)	Fe (%)	
		3,65	2,6	0,3	0,03	0,02	0,05	0,2	0	0,8	0,001	0,001	0,05	0,001	0,001	0,001	0,01	0,001	90,9
Planejado/Calculado	C (%)	Si (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Cr (%)	Mo (%)	Ni (%)	Cu (%)	Al (%)	Co (%)	Mg (%)	Nb (%)	Ti (%)	V (%)	N (%)	W (%)	Fe (%)	
	3,65	2,77	0,32	0,017	0,019	0,083	0,22	0,23	0,81	0,005	0,002	0,104	0,013	0,002	0,004	0,000	0,022	91,58	
COMPOSIÇÃO DA CARGA																			
MATERIAL	MASSA (g)	C (%)	Si (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Cr (%)	Mo (%)	Ni (%)	Cu (%)	Al (%)	Co (%)	Mg (%)	Nb (%)	Ti (%)	V (%)	N (%)	W (%)	Fe (%)
Ca-S	2					60													0
SIC	6	30	70																0
Aço 1013	4000	0,145	0,075	0,308	0,005	0,005	0,16	0,041	0,054	0,153	0,005	0,0052	0,005	0,03	0,0032	0,0093	0	0,05	98,9463
FoFo Retor.	3600	3,56	2,3	0,32	0,021	0,007	0,03	0,18	0,53	0,66	0	0	0,034	0	0	0	0	0	92,358
Gusa	1000	4,4	0,31	0,08	0,04	0,011	0,0072								0,001				95,1508
Carb. 2	162	93,95			0,1														0
Fe-Si	70		75																25
Fe-Mn	6	1,8	0,7	80															17,5
Fe-Mo	20	0,1	1,6				58												40,3
Ni	0							99,5											0,5
Cu	44								100										0
Inoc.	80		74,48								0,34								22
Fe-Si-Mg	100		46									8							46
MASSA TOTA	9090																		

### Liga II

COMPOSIÇÃO QUÍMICA (%)																			
Alvo	C (%)	Si (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Cr (%)	Mo (%)	Ni (%)	Cu (%)	Al (%)	Co (%)	Mg (%)	Nb (%)	Ti (%)	V (%)	N (%)	W (%)	Fe (%)	
		3,65	2,6	0,3	0,03	0,02	0,05	0,2	0,4	0,8	0,001	0,001	0,05	0,001	0,001	0,001	0,01	0,001	90,9
Planejado/Calculado	C (%)	Si (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Cr (%)	Mo (%)	Ni (%)	Cu (%)	Al (%)	Co (%)	Mg (%)	Nb (%)	Ti (%)	V (%)	N (%)	W (%)	Fe (%)	
	3,67	2,76	0,31	0,017	0,012	0,083	0,22	0,41	0,81	0,005	0,002	0,103	0,013	0,002	0,004	0,000	0,022	91,41	
COMPOSIÇÃO DA CARGA																			
MATERIAL	MASSA (g)	C (%)	Si (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Cr (%)	Mo (%)	Ni (%)	Cu (%)	Al (%)	Co (%)	Mg (%)	Nb (%)	Ti (%)	V (%)	N (%)	W (%)	Fe (%)
Ca-S	2					25													0
SIC	6	30	70																0
Aço 1013	4000	0,145	0,075	0,308	0,005	0,005	0,16	0,041	0,054	0,153	0,005	0,0052	0,005	0,03	0,0032	0,0093	0	0,05	98,9463
FoFo Retor.	3600	3,56	2,3	0,32	0,021	0,007	0,03	0,18	0,53	0,66	0	0	0,034	0	0	0	0	0	92,358
Gusa	1000	4,4	0,31	0,08	0,04	0,011	0,0072								0,001				95,1508
Carb. 2	164	93,95			0,1														0
Fe-Si	70		75																25
Fe-Mn	4	1,8	0,7	80															17,5
Fe-Mo	20	0,1	1,6				58												40,3
Ni	16							99,5											0,5
Cu	44								100										0
Inoc.	80		74,48								0,34								22
Fe-Si-Mg	100		46									8							46





## Liga VI

COMPOSIÇÃO QUÍMICA (%)																			
MEDIDO/ALVO	C (%)	Si (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Cr (%)	Mo (%)	Ni (%)	Cu (%)	Al (%)	Co (%)	Mg (%)	Nb (%)	Ti (%)	V (%)	N (%)	W (%)	Fe (%)	
	3,65	2,6	0,3	0,03	0,02	0,05	0,2	2	0,8	0,001	0,001	0,05	0,001	0,001	0,001	0,01	0,001	90,9	
CALCULADO	C (%)	Si (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Cr (%)	Mo (%)	Ni (%)	Cu (%)	Al (%)	Co (%)	Mg (%)	Nb (%)	Ti (%)	V (%)	N (%)	W (%)	Fe (%)	
	3,66	2,75	0,31	0,016	0,011	0,081	0,21	2,05	0,81	0,005	0,002	0,102	0,013	0,001	0,004	0,000	0,022	89,79	
COMPOSIÇÃO DA CARGA																			
MATERIAL	MASSA (g)	C (%)	Si (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Cr (%)	Mo (%)	Ni (%)	Cu (%)	Al (%)	Co (%)	Mg (%)	Nb (%)	Ti (%)	V (%)	N (%)	W (%)	Fe (%)
Ca-S	2					25													0
SIC	6	30	70																0
Aço 1013	4000	0,145	0,075	0,308	0,005	0,005	0,16	0,041	0,054	0,153	0,005	0,0052	0,005	0,03	0,0032	0,0093	0	0,05	98,9463
FoFo Retor.	3600	3,56	2,3	0,32	0,021	0,007	0,03	0,18	0,53	0,66	0	0	0,034	0	0	0	0	0	92,358
Gusa	1000	4,4	0,31	0,08	0,04	0,011	0,0072							0,001					95,1508
Carb. 2	170	93,95			0,1														0
Fe-Si	75		75																25
Fe-Mn	5	1,8	0,7	80															17,5
Fe-Mo	20	0,1	1,6				58												40,3
Ni	170								99,5										0,5
Cu	45									100									0
Inoc.	80		74,48								0,34								22
Fe-Si-Mg	100		46									8							46