

CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS
CURSO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

DOUGLAS STHÉFANNO DE SENA OLIVEIRA

**INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO TÉRMICO E DA DEFORMAÇÃO POR
COMPRESSÃO NA MICROESTRUTURA E NO COMPORTAMENTO MECÂNICO
DE UM AÇO HADFIELD**

BELO HORIZONTE

2015

DOUGLAS STHÉFANNO DE SENA OLIVEIRA

INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO TÉRMICO E DA DEFORMAÇÃO POR
COMPRESSÃO NA MICROESTRUTURA E NO COMPORTAMENTO MECÂNICO DE
UM AÇO HADFIELD

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado
no Curso de Graduação em Engenharia de
Materiais do Centro Federal de Educação
Tecnológica de Minas Gerais como requisito
parcial para obtenção do título de Bacharel em
Engenharia de Materiais

Orientadora: Elaine Carballo Siqueira Corrêa

Coorientador: Wellington Lopes

BELO HORIZONTE

2015

DOUGLAS STHÉFANNO DE SENA OLIVEIRA

**INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO TÉRMICO E DA DEFORMAÇÃO POR
COMPRESSÃO NA MICROESTRUTURA E NO COMPORTAMENTO MECÂNICO
DE UM AÇO HADFIELD**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado no Curso de Graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais como requisito parcial para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais

Aprovado em: 10/07/2015

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa - Orientadora

Prof. Dr. Wellington Lopes - Coorientador

Prof. Ma. Luciana Boaventura Palhares

Prof. Me. Marcello Rosa Dumont

AGRADECIMENTOS

A toda minha família e amigos pelo apoio em todos os momentos.

A Prof. Dra. Elaine Carballo por toda dedicação, carinho, atenção e por ser para mim um exemplo de pessoa e de profissional.

Aos professores Dr. Wellington Lopes, Me. Marcelo Dumont e Dr. Augusto Bezerra pelo apoio e disponibilidade.

A Prof. Ma. Aline Silva e a Ma. Suzanny Martins pelos conselhos e auxílios.

A empresa Fundação FORNAC pela disponibilidade em ajudar e pelo fornecimento do material.

A todos que contribuíram de uma forma ou de outra para a realização deste trabalho.

RESUMO

O aço Hadfield, descoberto em 1882 e denominado com o nome do seu criador, ainda é alvo de diversos estudos devido às lacunas de conhecimento que perduram e devido à busca cada vez mais crescente pela melhoria do desempenho dos materiais inseridos em um mercado altamente globalizado e competitivo. Os mecanismos estruturais responsáveis pelo superencruamento do aço Hadfield, quando submetidos a condições abrasivas e de deformação plástica, ainda não estão totalmente comprovados, apesar de existirem diversas teorias. Deste modo, o objetivo deste trabalho, primordialmente, foi avaliar as influências de um processamento mecânico (compressão) nesse material por meio de análises das mudanças microestruturais decorrentes do mesmo, como a formação de martensita; e análises do comportamento mecânico principalmente no regime plástico. Além disso, avaliou-se também a influência de alguns parâmetros do tratamento térmico de solubilização na microestrutura do aço Hadfield, nomeadamente o tempo de encharque e a velocidade de resfriamento. Foram confeccionados corpos de prova tratados termicamente em condições específicas, os quais foram submetidos a dois níveis diferentes de deformação plástica em um ensaio de compressão. A partir dessas análises foi possível corroborar algumas teorias e procedimentos recorrentes na literatura e identificar melhores condições para alguns processos, especialmente acerca das condições de tratamento térmico usualmente utilizadas, e principalmente a respeito da formação de martensita, pois este constituinte foi identificado em todas as amostras deformadas, e em diferentes porcentagens.

Palavras-chave: Aço, Hadfield, Martensita.

ABSTRACT

The Hadfield steel, discovered in 1882 -and which had its name given as a tribute to its creator-, still is the focus of many studies due to the persistent knowledge gaps and to the increasingly demand for materials performance improvement in a highly competitive and globalized market. The structural mechanisms responsible for the super work hardening of Hadfield steel, when submitted to abrasive and other plastic deformation conditions, are not completely proved, despite many theories. Therefore, this study mainly aims to evaluate the influences of a mechanical processing with plastic deformation (compression) on Hadfield steel by means of analysis in microstructural changes, such as martensite formation, and mechanical testing analysis especially for plastic behavior. Furthermore, the influence of some solubilization heat treatment parameters on the Hadfield steel microstructure was evaluated, namely its quench time and its cooling velocity. The samples were heat treated under specific conditions and then submitted to two different levels of plastic deformation in a compression test. From these analyzes, not only was it possible to corroborate some theories and procedures found on literature, yet to identify the best conditions for some processes, especially about common heat treatment conditions, and mostly about martensite formation, once this constituent could be identified on all deformed samples, in different concentrations.

Keywords: Steel, Hadfield, Martensite.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 3.1 - Diagrama TTT de uma liga Fe-C eutetóide	18
Figura 3.2 - Representação esquemática da distorção de Bain	20
Figura 3.3 – Formação de uma lamela de martensita ilustrando a deformação do reticulado por maclação.....	21
Figura 3.4 – Formação de uma lamela de martensita ilustrando a deformação do reticulado por maclação.....	22
Figura 3.5 – Variação de parâmetros estruturais e propriedades da martensita com o teor de carbono.....	23
Figura 3.6 – Esquema em uma seção bidimensional do crescimento da martensita (α') com a redução da temperatura abaixo da temperatura M_I	24
Figura 3.7 – Diferentes morfologias de martensita. MET.	25
Figura 3.8 – Diagrama esquemático mostrando (a) tensões críticas para iniciar a formação de martensita em função da temperatura, (b) energia livre de austenita e martensita em função da temperatura.	27
Figura 3.9 – Imagem de microscopia eletrônica de transmissão (MET), ilustrando ripas de martensita induzida por deformação na austenita do aço inoxidável dúplex.....	29
Figura 3.10 – Influência do teor de carbono sobre propriedades mecânicas do aço Hadfield com 12,6% a 13% Mn.....	31
Figura 3.11 – Seção vertical do diagrama Fe-C-Mn para 13% Mn.	33
Figura 3.12 – Influência do manganês sobre as propriedades mecânicas do aço Hadfield com 1,15%C.....	34
Figura 3.13 – Amostra de aço Hadfield E-2 no estado bruto de fusão (Aumento: 100x).....	38
Figura 3.14 – Amostra de aço Hadfield E-2 após tratamento térmico (Aumento: 100x)	38
Figura 3.15 – Relação entre propriedades mecânicas e tamanho de grão de um aço Hadfield	39
Figura 3.16 – Fotomicrografia de seção de uma peça de Aço Hadfield (Aumento: 100x)	41
Figura 3.17 – Diagrama isotérmico de transformação de um aço com 1,25%C, 12,4%Mn, austenitizado durante 30 min, a 1050°C. Tamanho de grão 5 a 6.....	42
Figura 4.1 – Bloco de teste para amostra	47
Figura 4.2 – Cortadeira Metalográfica	48
Figura 4.3 – Difratorômetro de Raios-X.....	49
Figura 4.4 – Forno tipo mufla	50
Figura 4.5 – Alguns equipamentos utilizados na preparação metalográfica	50
Figura 4.6 – Microdurômetro	51
Figura 4.7 – Equipamento de eletroerosão	52
Figura 4.8 – Secções e corpos de prova confeccionados por eletroerosão a fio.....	52

Figura 4.9 – Máquina de ensaios universal.....	53
Figura 4.10 – Corpo de prova cilíndrico	54
Figura 5.1 – Fotomicrografias (MO) do aço no estado inicial.....	55
Figura 5.2 – Difratoograma de Raios-X da amostra no estado inicial	56
Figura 5.3 – Fotomicrografias (MO) do aço ASTM A 128 GR C após a realização de tratamento térmico – T = 1020°C, t = 10min, resfriamento em água	57
Figura 5.4 – Fotomicrografias (MO) do aço ASTM A 128 GR C após a realização de tratamento térmico – T = 1020°C, t = 30min, resfriamento em água	57
Figura 5.5 – Fotomicrografias (MO) do aço ASTM A 128 GR C após a realização de tratamento térmico – T = 1020°C, t = 1h, resfriamento em água.....	58
Figura 5.6 – Fotomicrografias (MO) do aço ASTM A 128 GR C após a realização de tratamento térmico – T = 1020°C, t = 2h, resfriamento em água.....	58
Figura 5.7 – Fotomicrografias (MO) do aço ASTM A 128 GR C após a realização de tratamento térmico – T = 1020°C, t = 4h, resfriamento em água.....	59
Figura 5.8 – Fotomicrografias (MO) do aço ASTM A 128 GR C após a realização de tratamento térmico – T = 1020°C, t = 8h, resfriamento em água.....	59
Figura 5.9 – Fotomicrografias (MO) do aço ASTM A 128 GR C após a realização de tratamento térmico – T = 1020°C, t = 10min, resfriamento no forno	60
Figura 5.10 – Fotomicrografias (MO) do aço ASTM A 128 GR C após a realização de tratamento térmico – T = 1020°C, t = 30min, resfriamento no forno	60
Figura 5.11 – Fotomicrografias (MO) do aço ASTM A 128 GR C após a realização de tratamento térmico – T = 1020°C, t = 1h, resfriamento no forno	61
Figura 5.12 – Fotomicrografias (MO) do aço ASTM A 128 GR C após a realização de tratamento térmico – T = 1020°C, t = 2h, resfriamento no forno	61
Figura 5.13 – Fotomicrografias (MO) do aço ASTM A 128 GR C após a realização de tratamento térmico – T = 1020°C, t = 4h, resfriamento no forno	62
Figura 5.14 – Fotomicrografias (MO) do aço ASTM A 128 GR C após a realização de tratamento térmico – T = 1020°C, t = 8h, resfriamento no forno	62
Figura 5.15 – Relação entre a Microdureza Vickers e o tempo de encharque (resfriamento em água com agitação).....	63
Figura 5.16 – Relação entre a Microdureza Vickers e o tempo de encharque (resfriamento no forno).....	63
Figura 5.17 – Relação entre a Microdureza Vickers e o tempo de encharque no forno (Carbonetos)	67
Figura 5.18 – Corpos de Prova.....	68
Figura 5.19 – Curvas tensão x deformação dos corpos de prova cúbicos de Aço ASTM A 128 GR C tratados termicamente. – T = 1020°C, $\epsilon_{m\acute{a}x} = 0,2$, resfriamento em água.....	69

Figura 5.20 – Curvas tensão x deformação dos corpos de prova cúbicos de Aço ASTM A 128 GR C tratados termicamente. – T = 1020°C, $\epsilon_{\text{máx}} = 0,2$, resfriamento no forno	69
Figura 5.21 – Difração de Raios-X da amostra de Aço ASTM A 128 GR C tratada termicamente e deformada – T= 1020°C, t = 10 min, $\epsilon_{\text{máx}} = 0,2$, resfriamento em água.....	71
Figura 5.22 – Difração de Raios-X da amostra de Aço ASTM A 128 GR C tratada termicamente e deformada – T= 1020°C, t = 60 min, $\epsilon_{\text{máx}} = 0,2$, resfriamento em água.....	71
Figura 5.23 – Difração de Raios-X da amostra de Aço ASTM A 128 GR C tratada termicamente e deformada – T= 1020°C, t = 120 min, $\epsilon_{\text{máx}} = 0,2$, resfriamento em água.....	72
Figura 5.24 – Difração de Raios-X da amostra de Aço ASTM A 128 GR C tratada termicamente e deformada – T= 1020°C, t = 240 min, $\epsilon_{\text{máx}} = 0,2$, resfriamento em água.....	72
Figura 5.25 – Difração de Raios-X da amostra de Aço ASTM A 128 GR C tratada termicamente e deformada – T= 1020°C, t = 10 min, $\epsilon_{\text{máx}} = 0,4$, resfriamento em água.....	73
Figura 5.26 – Difração de Raios-X da amostra de Aço ASTM A 128 GR C tratada termicamente e deformada – T= 1020°C, t = 60 min, $\epsilon_{\text{máx}} = 0,4$, resfriamento em água.....	73
Figura 5.27 – Difração de Raios-X da amostra de Aço ASTM A 128 GR C tratada termicamente e deformada – T= 1020°C, t = 120 min, $\epsilon_{\text{máx}} = 0,4$, resfriamento em água.....	74
Figura 5.28 – Difração de Raios-X da amostra de Aço ASTM A 128 GR C tratada termicamente e deformada – T= 1020°C, t = 240 min, $\epsilon_{\text{máx}} = 0,4$, resfriamento em água.....	74
Figura 5.29 – Difração de Raios-X da amostra de Aço ASTM A 128 GR C tratada termicamente e deformada – T= 1020°C, t = 10 min, $\epsilon_{\text{máx}} = 0,2$, resfriamento no forno	75
Figura 5.30 – Difração de Raios-X da amostra de Aço ASTM A 128 GR C tratada termicamente e deformada – T= 1020°C, t = 60 min, $\epsilon_{\text{máx}} = 0,2$, resfriamento no forno	75
Figura 5.31 – Difração de Raios-X da amostra de Aço ASTM A 128 GR C tratada termicamente e deformada – T= 1020°C, t = 120 min, $\epsilon_{\text{máx}} = 0,2$, resfriamento no forno	76
Figura 5.32 – Difração de Raios-X da amostra de Aço ASTM A 128 GR C tratada termicamente e deformada – T= 1020°C, t = 240 min, $\epsilon_{\text{máx}} = 0,2$, resfriamento no forno	76
Figura 5.33 – Difração de Raios-X da amostra de Aço ASTM A 128 GR C tratada termicamente e deformada – T= 1020°C, t = 10 min, $\epsilon_{\text{máx}} = 0,4$, resfriamento no forno	77
Figura 5.34 – Difração de Raios-X da amostra de Aço ASTM A 128 GR C tratada termicamente e deformada – T= 1020°C, t = 60 min, $\epsilon_{\text{máx}} = 0,4$, resfriamento no forno	77
Figura 5.35 – Difração de Raios-X da amostra de Aço ASTM A 128 GR C tratada termicamente e deformada – T= 1020°C, t = 120 min, $\epsilon_{\text{máx}} = 0,4$, resfriamento no forno	78
Figura 5.36 – Difração de Raios-X da amostra de Aço ASTM A 128 GR C tratada termicamente e deformada – T= 1020°C, t = 240 min, $\epsilon_{\text{máx}} = 0,4$, resfriamento no forno	78
Figura 5.37 – Gráfico de porcentagem das fases em função do tempo de encharque em minutos, $\epsilon_{\text{máx}} = 0,2$, resfriamento em água	80

Figura 5.38 – Gráfico de porcentagem das fases em função do tempo de encharque em minutos, $\varepsilon_{\text{máx}} = 0,4$, resfriamento em água	80
Figura 5.39 – Gráfico de porcentagem das fases em função do tempo de encharque em minutos, $\varepsilon_{\text{máx}} = 0,2$, resfriamento no forno	81
Figura 5.40 – Gráfico de porcentagem das fases em função do tempo de encharque em minutos, $\varepsilon_{\text{máx}} = 0,4$, resfriamento no forno	81

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 – Composição química dos aços da classe ASTM A-128.....	30
Tabela 4.1 – Composição química dos corpos de prova	48
Tabela 5.1 – Resultados de microdureza Vickers do aço no estado bruto de fusão	56
Tabela 5.2 – Constituintes e Morfologia dos carbonetos presentes nas amostras resfriadas em água.....	63
Tabela 5.3 – Constituintes e Morfologia dos carbonetos presentes nas amostras resfriadas no forno	63
Tabela 5.4 – Resultados de microdureza Vickers (HV) do aço após tratamento térmico com resfriamento em água com agitação	65
Tabela 5.5 – Resultados de microdureza Vickers (HV) do aço após tratamento térmico com resfriamento no forno	65
Tabela 5.6 – Resultados de microdureza Vickers (HV) do aço após tratamento térmico com resfriamento no forno (em regiões de carbonetos precipitados)	65
Tabela 5.7 – Resultados das porcentagens das fases presente em cada amostra.....	79

LISTA DE ABREVIATURA E SIGLAS

$(\text{Mn/Fe})_3\text{C}$ = Carboneto de manganês ou de ferro

A_{cm} = Linha da transformação austenítica no diagrama Fe-C

AISI = American Iron and Steel Institute

ASTM = American Society for Testing and Materials

CCC = Cúbico de corpo centrado

CFC = Cúbico de face centrada

ΔG = Variação da energia livre de Gibbs

EFE = Energia de falha de empilhamento

Fe-C = Ferro-Carbono

HB = Dureza Brinell

HC = Hexagonal compacta

HV = Dureza Vickers

MET = Microscópio eletrônico de transmissão

MEV = Microscópio eletrônico de varredura

TCC = Tetragonal de corpo centrado

TRIP = Transformation Induced Plasticity (Transformação induzida por deformação plástica)

TTT = Tempo - Temperatura - Transformação

TWIP = Twinning Induced Plasticity (Transformação induzida por maclação)

LISTA DE SÍMBOLOS

α = alfa

ε = épsilon

M_s : Temperatura de início da transformação martensítica, °C

M : Temperatura em que ocorre 50% de transformação martensítica, °C

M_f : Temperatura final da transformação martensítica, °C

%C: Porcentagem de carbono

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	15
2. OBJETIVOS	16
2.1 Objetivos Gerais	16
2.2 Objetivos Específicos	16
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	17
3.1 Transformação Martensítica	17
3.1.1 Transformação Martensítica no Resfriamento das Ligas Fe-C	18
3.1.1.1 <i>Estrutura da Martensita e a Deformação de Bain</i>	19
3.1.1.2 <i>Influência do Teor de Carbono na Martensita</i>	22
3.1.1.3 <i>Morfologia da Martensita</i>	23
3.1.2 Transformação Martensítica Induzida por Deformação	26
3.2 Aço Hadfield	30
3.2.1 Efeitos dos Elementos de Liga	31
3.2.1.1 <i>Carbono</i>	31
3.2.1.2 <i>Manganês</i>	32
3.2.1.3 <i>Cromo</i>	35
3.2.1.4 <i>Molibdênio</i>	35
3.2.1.5 <i>Níquel</i>	36
3.2.1.6 <i>Outros</i>	36
3.2.2 Microestrutura	37
3.2.3 Processamento	40
3.2.3.1 <i>Fundição</i>	40
3.2.3.2 <i>Tratamentos Térmicos</i>	41
3.2.3.3 <i>Processamento Mecânico</i>	44
4. MATERIAL E MÉTODOS	47
4.1 Material	47
4.2 Métodos	48
4.2.1 Corte	48
4.2.2 Difração de Raios-X	49
4.2.3 Tratamentos Térmicos	49
4.2.4 Preparação Metalográfica	50
4.2.5 Ensaio de Microdureza Vickers	51
4.2.6 Confecção de Corpos de Prova	51
4.2.7 Ensaio de Compressão (Processamento Mecânico)	53

4.2.8 Caracterização Pós Processamento Mecânico e Análise Quantitativa de Fases por Difração de Raios-X	54
5. RESULTADOS.....	55
5.1 Caracterização do Material no Estado Inicial	55
4.2 Caracterização do Material após os Tratamentos Térmicos.....	56
4.3 Ensaio de Compressão (Processamento Mecânico).....	68
4.4 Caracterização Pós Processamento Mecânico e Análise Quantitativa de Fases por Difração de Raios-X.....	70
CONSIDERAÇÕES FINAIS	82
REFERÊNCIAS	83

1. INTRODUÇÃO

O mercado mundial tem se tornado cada vez mais qualificado e exigente, e portanto, a informação de qualidade, o aprimoramento e a evolução de conhecimento técnico-científico se configuram como condições básicas para a criação ou melhoramento de produtos ou processos.

Com o aço Hadfield não é diferente, visto que apesar de ter sido descoberto em 1882, ainda é alvo de diversos estudos por não haverem consensos sólidos acerca de conhecimentos e teorias referentes à interação entre os pilares do tetraedro da Engenharia de Materiais (estrutura, propriedades, processamento e performance) neste material. As principais incongruências ainda existentes estão principalmente relacionadas aos mecanismos estruturais que conferem a este aço suas propriedades peculiares em condições específicas de deformação e desgaste. Diversas teorias foram formuladas, e há uma recorrência de explicações que atrelam essas propriedades específicas à formação de novos constituintes e a mecanismos que promovem o encruamento como a redução da mobilidade de discordâncias.

Sendo assim, acredita-se que estudos que possibilitem agregar aos conhecimentos já descobertos até o presente, novas informações ou esclarecimentos, ou até corroborar algumas teorias, são de importância e benefício significativos para o desenvolvimento científico e tecnológico e para os segmentos industriais que utilizam esse aço. O setor de mineração, por exemplo, tem demandado soluções cada vez mais potenciais, sustentáveis e modernas no intuito de otimizar os custos de produção e trilhar num caminho cada vez mais ambientalista, apesar de ainda a passos curtos.

2. OBJETIVOS

2.1. Objetivo Geral

Avaliar a influência de um processamento mecânico, no qual haja deformação plástica, e do tratamento térmico na microestrutura e propriedades mecânicas de um aço Hadfield.

2.2. Objetivos Específicos

- Realizar tratamento térmico de solubilização, com tempos de encharque e resfriamentos distintos, e verificar a influência na microestrutura, na dureza e no comportamento à compressão de amostras de aço Hadfield.
- Aplicar esforços que ocasionem deformação plástica em dois níveis diferentes (duas porcentagens diferentes) nas amostras de aço Hadfield tratadas termicamente e avaliar a formação e a quantidade de martensita formada após o processamento mecânico.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Transformação Martensítica

As transformações de fase que envolvem a modificação da austenita em outras fases e, conseqüentemente, em outros constituintes podem ocorrer por diversos mecanismos, sendo o mais comum deles a transformação por difusão. Esse mecanismo é responsável pela formação das fases de equilíbrio (ferrita e cementita) em ligas Fe-C.

Transformações difusionais são também chamadas de reconstitutivas, devido à construção de nova fase, quando os átomos atravessam a interface com movimentos superiores a uma distância atômica média, como afirmado por Colpaert (2008).

Entretanto, a formação de outras fases/constituintes pode ocorrer sob algumas condições e aspectos que não envolvem difusão. A situação mais recorrente nesse âmbito é a transformação martensítica que, de acordo com Guimarães (1981), só foi mais bem estudada a partir de 1985 quando Osmond descreveu a microestrutura de um aço temperado, denominando a fase e constituintes encontrados como “martensita”.

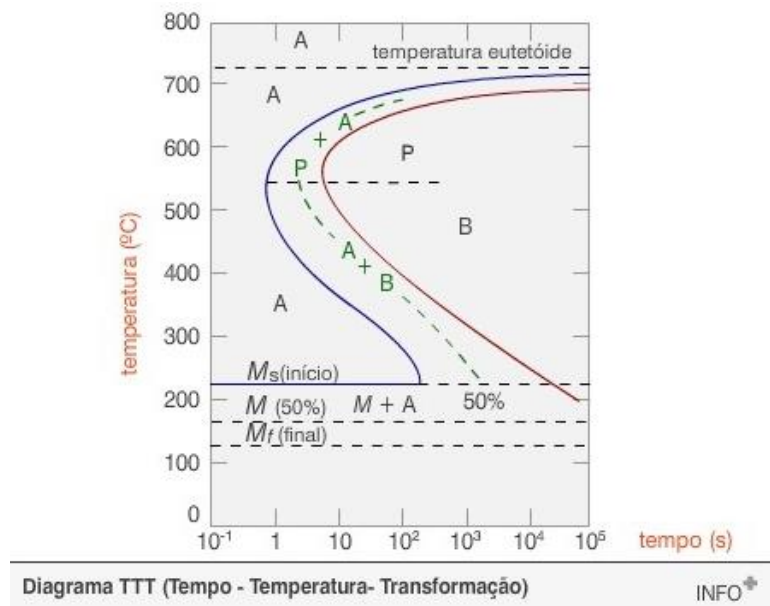
No resfriamento de um aço, à medida que a austenita é resfriada e a mobilidade atômica é cada vez mais restrita, ao invés dos mecanismos de difusão, entram em cena uma nova forma de reorganização em estruturas de menor energia. Estas estruturas de menor energia são formadas em temperaturas baixas e não estão associadas à mudança de composição química, mas sim à mudança de estrutura cristalina (COLPAERT, 2008).

Essa mudança de estrutura cristalina ocorre frequentemente por uma movimentação coordenada de átomos sendo denominada de transformação “militar” ou mais comumente como transformação displaciva, tendo como principal exemplo de fase formada a martensita. Essa denominação serve, conforme Wasilewski apud Magela (2010), não somente para designar fases e constituinte do sistema Fe-C, mas também para ligas a base de ferro sem carbono, ligas de metais não ferrosos, mistura de semicondutores e metais puros.

3.1.1. Transformação Martensítica no Resfriamento das Ligas Fe-C

Conforme já exposto, pelo fato da martensita ser uma fase longe do equilíbrio (metaestável), é de se esperar que não haja um campo dedicado a ela no diagrama Fe-C. Desse modo, como representado em CETEC (2007), para avaliar a transformação martensítica por meio de um diagrama, utiliza-se o diagrama TTT (Tempo – Temperatura – Transformação), que permite identificar a transformação das fases de acordo com a taxa de resfriamento implícita. A Figura 3.1 representa um diagrama TTT para uma liga eutetóide (0,77%C).

Figura 3.1 – Diagrama TTT de uma liga Fe-C eutetóide.



Fonte: CETEC, 2007.

O fato das linhas das transformações martensíticas serem horizontais corrobora a instantaneidade da transformação e, além disso, indica que esta transformação não depende do tempo, sendo função somente da temperatura. Entretanto, é importante não se confundir com estas informações, pois apesar do tempo não influenciar intrinsecamente na transformação martensítica, quando se busca grande formação de martensita (como em um tratamento térmico de têmpera), o tempo é fator preponderante para impossibilitar ou minimizar a formação de outras fases por difusão. Por isso é tão comum associar a formação de martensita ao resfriamento rápido (brusco).

Vale ressaltar que as temperaturas de início e as outras subsequentes, relativas a 50% e 90% de transformação (M_s , M e M_f), são bastante difíceis de serem mensuradas por meio de cálculos termodinâmicos. Portanto, é comum o emprego de fórmulas empíricas que levem em consideração a quantidade dos principais elementos de liga (desconsiderando os elementos traço). A temperatura de início da transformação martensítica para uma liga eutetóide gira em torno de 220°C (CETEC, 2007; COLPAERT, 2008).

Conforme Colpaert (2008), as temperaturas de fim da transformação martensítica (M_f) em ligas Fe-C com mais do que 0,6% carbono costumam ser abaixo de zero. Desse modo, em tratamentos térmicos usuais como a têmpera, resta uma porção de austenita no fim do tratamento, que é comumente denominada de austenita retida. Em contrapartida, existem, como forma de minimizar a retenção de austenita na estrutura, os tratamentos térmicos sub-zero com resfriamento em meios específicos, como nitrogênio líquido, dentre outros. Porém, em qualquer tratamento em que ocorra transformação martensítica sempre haverá alguma porção de austenita retida, devido a impedimentos de natureza termodinâmica que restringem a transformação.

A transformação martensítica, por ocasionar uma mudança estrutural brusca, que será melhor explicada em sequência, acarreta mudanças nas propriedades do material, geralmente aumento de dureza e redução de tenacidade, além do aparecimento de tensões residuais em função da variação de volume associada à mudança estrutural. (COLPAERT, 2008)

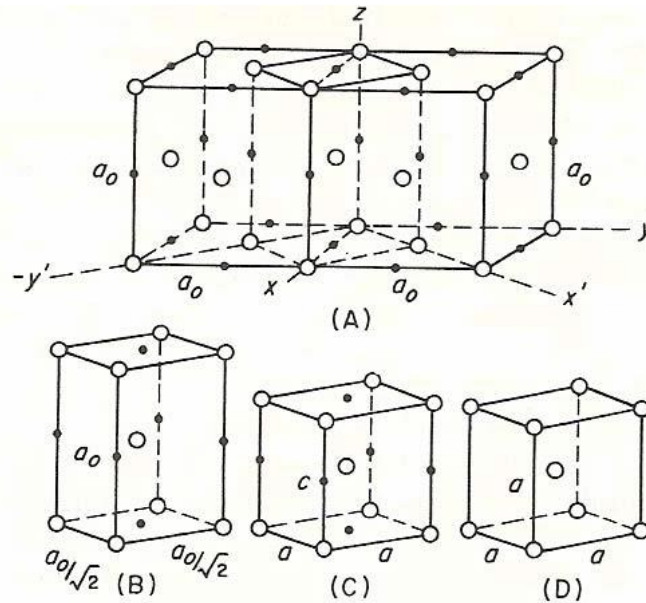
Dessa forma, o resfriamento brusco só é possível, obviamente, para peças pequenas e de formas que minimizem a possibilidade de empenamentos e trincas como, por exemplo, peças isentas de concentradores de tensão (cilindros, tubos e etc.). Como alternativa, a utilização de ligas que contenham elementos que afastem a curva TTT do eixo y possibilitam a formação de martensita em menores velocidades de resfriamento. Esta alternativa constitui a base dos "aços ferramentas". (CALLISTER, 2008)

3.1.1.1 Estrutura da Martensita e a Deformação de Bain

A martensita, como descrita por Colpaert (2008), Magela (2010) e Huallpa (2011), é usualmente uma solução sólida supersaturada de carbono no ferro com estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado (TCC). Essa estrutura pode ser associada a uma rede de ferrita

(CCC, cúbica de corpo centrado), distorcida por átomos de carbono aprisionados, na qual o parâmetro de rede na direção [001] não é igual ao parâmetro nas direções [010] e [100]. Admite-se que por meio da deformação de Bain é obtido o reticulado da martensita a partir da austenita, já que essa deformação corresponde aos menores deslocamentos atômicos e energia de deformação mínima, conforme pode ser observado na Figura 3.2 (MAGELA, 2010).

Figura 3.2 – Representação esquemática da distorção de Bain.



(a) célula TCC dentro de uma estrutura CFC; (b) célula TCC da austenita; (c) martensita tetragonal e (D) a distorção de Bain converte a célula TCC para CCC.

Fonte: REDD-HILL, 1982.

Esta transformação se processa por um mecanismo de cisalhamento e, segundo Magela (2010), os átomos se movem cooperativamente e quase ao mesmo tempo para efetuar a transformação. Esse movimento conduz a uma deformação inelástica do reticulado cristalino segundo um plano e uma direção cristalográfica bem definidos. Isso implica em relações de orientação particulares entre a fase matriz (austenita) e a fase transformada (martensita).

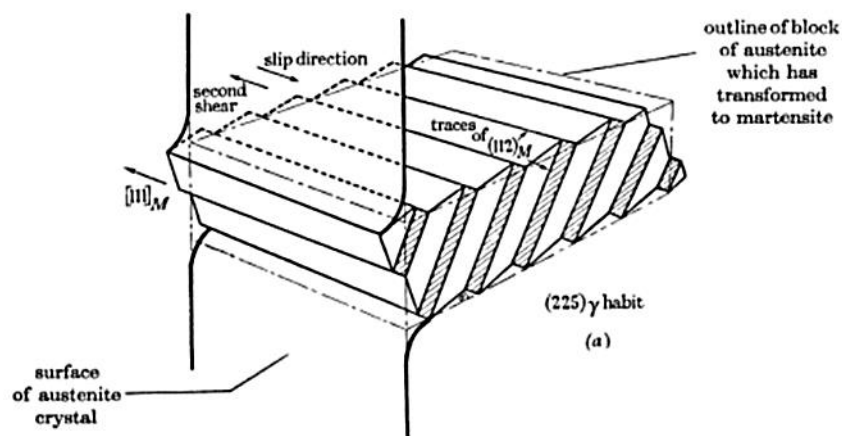
Como essas orientações das fases são bem distintas, é possível definir um plano no qual as plaquetas de martensita se formam, denominado na maioria das vezes como plano de hábito, que é considerado como um plano não-distorcido. Entretanto, isso não significa que não haja deformação, pois ocorre deformação macroscópica na formação de uma plaqueta de martensita, que é usualmente relatada como um cisalhamento paralelo ao plano de hábito,

associado a uma deformação por tração ou compressão simples uniaxial, perpendicular a esse. Dessa forma, o que ocorre é que nem a deformação cisalhante e nem a deformação axial supracitada podem mudar as intensidades ou posições do plano de hábito, o que caracteriza essa deformação macroscópica como uma deformação plana invariante. (REED-HILL, 1982; HUALLPA, 2011)

Admite-se ainda que, de acordo com Reed-Hill (1982) e Huallpa (2011), a deformação não-homogênea do reticulado invariante resulta do movimento de discordâncias associado com deformação por escorregamento ou por maclação. Estes processos seriam os responsáveis por acomodar o desajuste atômico, que em outras circunstâncias, ocorreria na interface austenita/martensita, provocando uma distorção da interface e conseqüentemente alteração macroscópica de forma.

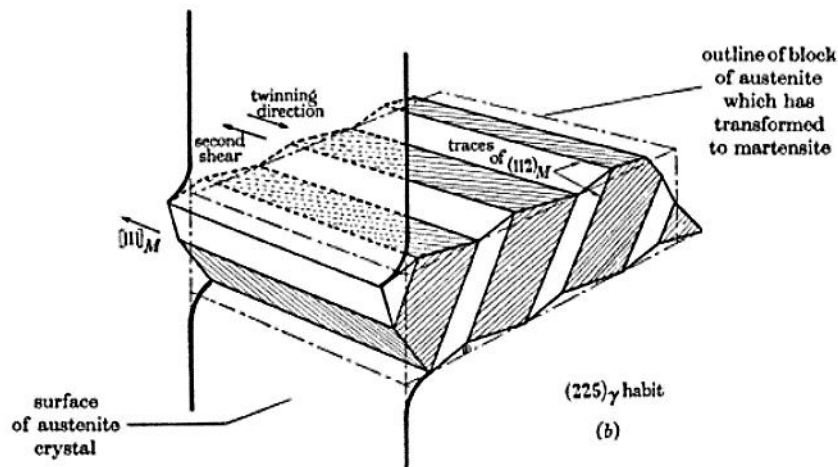
Nas Figuras 3.3 e 3.4, esquematizadas em Kelly e Nutting (1960 apud Hualppa, 2011, p. 4), são representados os dois tipos de deformação de reticulado invariante citados anteriormente. Vê-se com clareza que a ripa de martensita formada resulta em um relevo na superfície e que o plano de hábito é preservado pela acomodação subsequente, conseguida por escorregamento (Figura 3.3) ou por maclação (Figura 3.4). Estes mecanismos garantem de certa forma uma interface macroscopicamente plana. Contudo, não isenta o material de irregularidades em uma escala microscópica.

Figura 3.3 – Formação de uma lamela de martensita ilustrando a deformação do reticulado por escorregamento.



Fonte: HUALLPA, 2011

Figura 3.4 – Formação de uma lamela de martensita ilustrando a deformação do reticulado por maclação.



Fonte: HUALLPA, 2011.

3.1.1.2 Influência do Teor de Carbono na Martensita

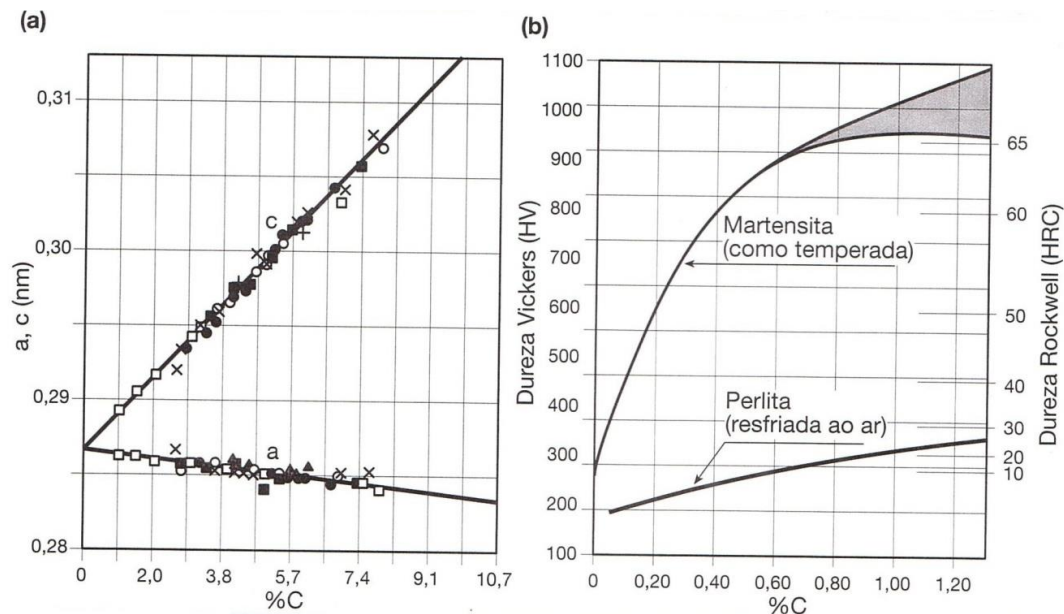
Os parâmetros da rede cristalina TCC são influenciados diretamente pelo teor de carbono, visto que o mesmo é o principal responsável pela distorção da estrutura cristalina, por ser um elemento intersticial (COLPAERT, 2008).

Observa-se, tanto experimentalmente quanto empiricamente, que à medida que se aumenta o teor de carbono, maior é a distorção associada à formação da martensita e, portanto, maior será a tetragonalidade, que pode ser mensurada com o quociente dos eixos “c” e “a” da célula unitária. A Figura 3.5(a) retrata graficamente a variação dimensional dos parâmetros de rede “a” e “c” em função do teor de carbono (%C).

Desde o desenvolvimento de conceitos de temperabilidade, é trivial o fato de que a dureza da martensita aumenta com o teor de C (pelo menos numa faixa usual de teor de carbono), segundo Haulpa (2011). Em termos de estrutura, vê-se que este aumento de dureza está principalmente relacionado ao fato de que a estrutura TCC supersaturada fica muito rígida e distendida pela ocupação intersticial.

A Figura 3.5 representa comparativamente o aumento de dureza da martensita e da perlita (constituente formado pelo mecanismo difusional) com o teor de carbono. Nesse caso, a região hachurada corresponde à região onde ocorre austenita retida não-transformada.

Figura 3.5 – Variação de parâmetros estruturais e propriedades da martensita com o teor de carbono.



(a) Parâmetros de rede; (b) Dureza Vickers

Fonte: COLPAERT, 2008.

Vale ressaltar que, apesar de o carbono ser o grande agente da transformação martensítica, em alguns aços nos quais a presença de elementos de liga é significativa, estes podem exercer influência na microestrutura devido, por exemplo, à presença de precipitados, à presença de fases “não-usuais” e a fatores termodinâmicos.

Além disso, conforme Liu et. al. (2001 apud Huallpa, 2011, p. 14), no que se refere à influência de elementos de liga na temperatura de início da transformação martensítica, todos os elementos de liga usuais (Mn, V, Ni, Cr, Mo, Cu, W, Si), exceto Al e Co, diminuem a temperatura de transformação martensítica em ligas ferrosas (como o aço). Entretanto, de acordo com Chiaverini (2012), somente o cobalto aumenta a temperatura de início da transformação martensítica (o alumínio não é citado), e os efeitos do vanádio e do titânio são discutíveis.

3.1.1.3 Morfologia da Martensita

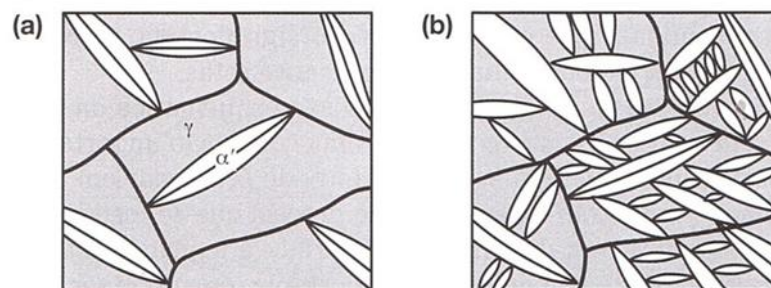
A transformação martensítica pode resultar em microestruturas com morfologias e características cristalográficas diferentes. Inicialmente, essa diversidade era atribuída somente

à temperatura da reação. Entretanto, já foi demonstrado e sabe-se atualmente que outros fatores são grandes influenciadores na morfologia da estrutura martensítica, sendo os principais a composição da liga, o caráter magnético da austenita e o processo de indução da transformação (GUIMARÃES, 1981).

A martensita se forma em velocidades extremamente rápidas, que se aproximam à velocidade do som no material (no caso de vários aços usuais), e em formas alongadas, predominantemente denominadas de “ripas” ou “placas”, e algumas vezes denominadas de lentes ou agulhas, como em Magela (2010). De qualquer modo, em um corte bidimensional, a martensita se apresenta de forma alongada, ou acicular, termo recorrente para identificar sua morfologia.

A Figura 3.6 representa esquematicamente o fenômeno de formação das placas de martensita. As placas nucleadas maiores se formam e crescem rapidamente no sentido de alongar-se, em detrimento do sentido de aumento da espessura. Este crescimento é interceptado assim que há contato com algum obstáculo, primeiramente contornos de grão austeníticos, mas que em alguns casos de estruturas específicas também podem ser contornos de maclas, inclusões e outros. E, na segunda etapa, pelas próprias placas já formadas anteriormente (COLPAERT, 2008).

Figura 3.6 – Esquema em uma seção bidimensional do crescimento da martensita (α') com a redução da temperatura abaixo da temperatura M_I .



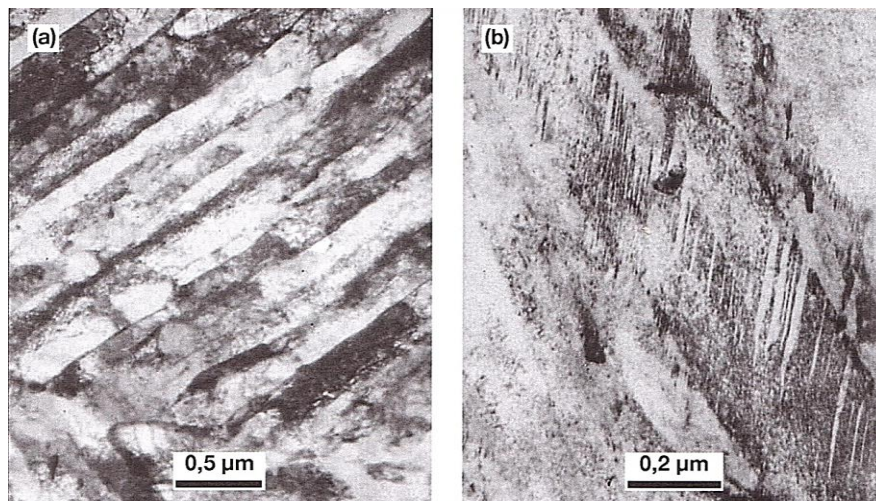
Fonte: COLPAERT, 2008.

É importante salientar que as interfaces entre a martensita e a austenita são coerentes macroscopicamente, ou seja, não há descontinuidades, mesmo com a ocorrência de distorção significativa devido ao processo de cisalhamento rápido que implica em mudança de forma. Uma implicação importante destas características é que a martensita se forma em orientações

cristalográficas preferenciais dos grãos de austenita, pois é necessário que ela se forme em interfaces adequadas e, desse modo, em cada grão austenítico anterior há um número limitado de orientações da martensita (COLPAERT, 2008).

Um fator preponderante para a morfologia da martensita em aços carbono é o teor do mesmo. Conforme Colpaert (2008), aços mais usuais para a construção mecânica apresentam martensita em pacotes de “ripas” enquanto que aços mais ricos em carbono (e ligas de Fe-Ni) apresentam martensitas em placas, como pode ser visto na Figura 3.7. Na martensita em ripas, o conjunto destas estruturas, paralelos ou quase paralelos entre si, constituem um aglomerado em três dimensões denominado de pacote. Ressalta-se ainda que a martensita também pode formar-se como uma mistura das duas morfologias.

Figura 3.7 – Diferentes morfologias de martensita. MET.



(a) Martensita em ripas em aço com $C < 0,16\%$, $Mo = 0,3-0,6\%$, $Cr 0,6-1,2\%$, $Cu 0,2-0,5\%$. (b) Martensita em placas (contendo maclas) na camada de alto carbono de aço AISI 4118 cementado

Fonte: COLPAERT, 2008.

No que tange as propriedades associadas às morfologias da martensita, em geral, a martensita em ripas está associada a uma alta ductilidade, porém menor resistência mecânica. Em contrapartida, as estruturas martensíticas em placas têm alta resistência mecânica, mas não são dúcteis e, frequentemente, contém micro trincas decorrentes do impacto entre placas, que podem ser caracterizadas como regiões frágeis (VOORT, 2009 apud HUALPPA, 2011, p. 8).

3.1.2. Transformação Martensítica Induzida por Deformação

A demanda por materiais metálicos que combinem resistência e ductilidade é histórica e há uma grande movimentação em torno de pesquisas que tenham como parte do objetivo a ponderação dessas duas propriedades. Nesse âmbito, segundo Sales (2006), a interação entre plasticidade e transição de fases, mais especificamente a transformação martensítica induzida por deformação plástica, representa uma rica e crescente área de desenvolvimento, visto que possibilita a exploração de novas estruturas e, do ponto de vista prático, fornece um processamento mecânico para obter materiais com boa combinação de resistência e ductilidade, melhorando assim a sua performance.

Entretanto, os periódicos e a literatura em geral publicada nos últimos anos referente a transformação martensítica induzida por deformação não tem grande abrangência, se restringindo praticamente aos aços austeníticos. Esta restrição aliada a algumas inconsistências teóricas e em algumas vezes a dificuldades práticas tem mantido lacunas de conhecimento na área (AGUIAR, 2012).

Conforme citado por Aguiar (2012) e Gilapa (2011), exemplos recorrentes de sucesso deste processamento mecânico estão associados à deformação em aços inoxidáveis austeníticos metaestáveis, que podem alcançar um nível de resistência da ordem de GPa. Nestes aços, teorias relativamente complexas, porém bastante aceitas, discorrem que a susceptibilidade à formação de martensita por deformação é associada à diminuição da energia de falha de empilhamento.

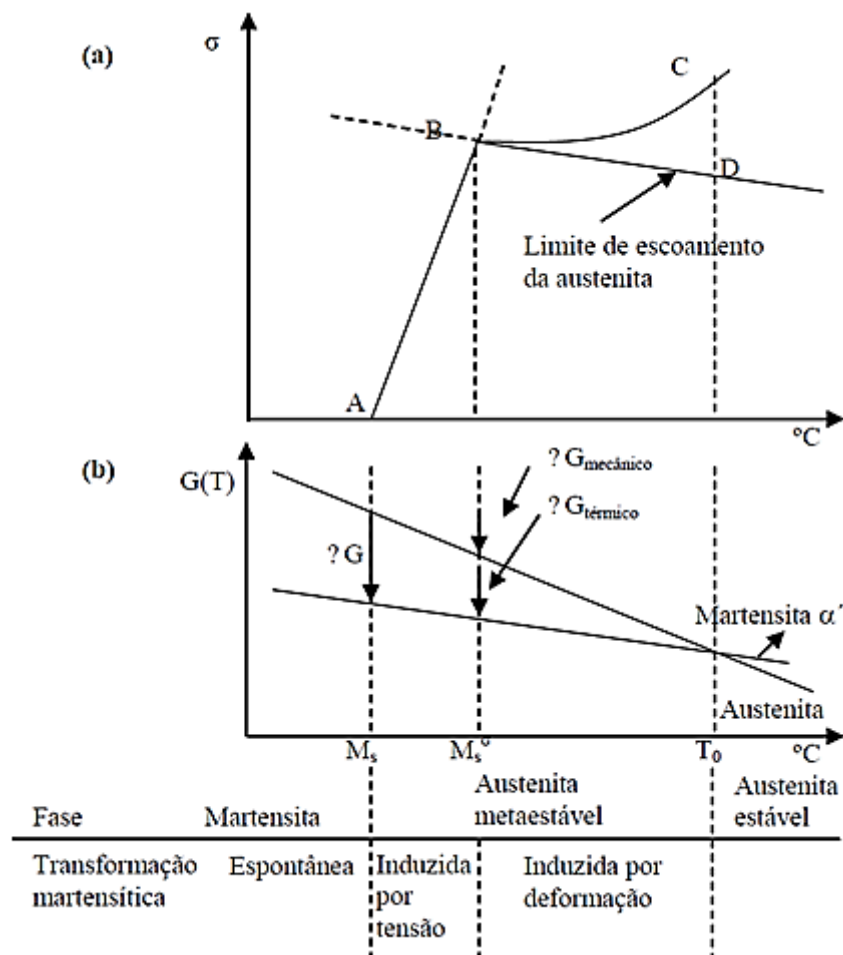
Em uma definição sucinta, as falhas de empilhamento são imperfeições cristalinas introduzidas por movimentação de discordâncias parciais. Materiais com energia de falha de empilhamento reduzida tendem a apresentar maior quantidade de discordâncias e uma distribuição mais homogênea, e assim quando a primeira discordância parcial de Shockley se movimenta através do material, a sequência de empilhamento da estrutura austenítica CFC muda para HC, gerando uma falha de empilhamento (GILAPA, 2011).

“[Essas falhas] têm um papel importante na sequência do processo de deformação plástica, já que controla a capacidade de encruamento, a corrosão sob tensão, a capacidade de estiramento e o tipo e quantidade de martensita formada. [...]” (GILAPA, 2011, p. 27)

Usualmente, a sequência da transformação induzida por deformação é: austenita (γ) \rightarrow martensita ϵ \rightarrow martensita α' . A austenita de estrutura cúbica de face centrada (CFC) se transforma primeiramente em martensita épsilon de estrutura hexagonal compacta e que posteriormente se transforma em martensita alfa linha de estrutura cúbica de corpo centrado. No entanto, a presença da fase intermediária hexagonal compacta é fortemente dependente da composição e do modo de deformação. (SPENCER, 2004; AGUIAR, 2012).

A transformação por deformação de austenita em martensita pode ocorrer de duas formas: nucleação assistida por tensão e nucleação induzida por deformação, conforme Figura 3.8.

Figura 3.8 – Gráficos dos modos de transformação martensítica (nucleação assistida por tensão e nucleação assistida por deformação).



(a) tensões críticas para iniciar a formação de martensita em função da temperatura, (b) energia livre de austenita e martensita em função da temperatura

Fonte: GILAPA, 2011, p. 41.

A temperatura M_s indica a estabilidade da austenita em relação à transformação no resfriamento (transformação espontânea), como já foi comentado em seção anterior. Ou seja, a transformação ocorre quando o material é resfriado abaixo de M_s .

Conforme Gilapa (2011) e Sales (2006), acima da M_s (Figura 3.8b) a martensita pode ser nucleada quando há uma força motriz externa que complete a força motriz química ($\Delta G_{\text{termico}}$), que no caso é uma tensão mecânica externa. Quando a tensão aplicada está na região de deformação elástica da austenita (trecho AB da Figura. 3.8a), caracteriza-se a transformação como uma nucleação induzida por tensão. Esse tipo de transformação que dá origem à martensita ocorre até o escoamento da austenita, a uma temperatura designada por M_s^σ .

Ainda segundo Gilapa (2011) e Sales (2006), acima de M_s^σ (Figura 3.8a) a nucleação de martensita ocorre a partir do limite de escoamento da austenita (trecho BD da Figura. 3.8a). Nessa faixa de temperatura (trecho BC), a austenita é deformada plasticamente induzindo a nucleação da martensita α' pelas somas das forças motrizes. Nessa etapa percebe-se que a tensão aplicada correspondente não apresenta grande variação (início do trecho BC). E em uma análise de subestrutura sabe-se que nesta etapa a formação de novos sítios, os quais aparecem como produto das interações entre as discordâncias, são essências para a continuidade do processo de transformação.

“Acima da temperatura M_d , a austenita se torna mais estável, o que inibe a formação da martensita, devido ao aquecimento da peça e ao aumento da temperatura durante a deformação plástica, o que estabiliza a austenita” (GILAPA, 2011, p. 42)

Com relação aos parâmetros influenciadores das forças motrizes é importante destacar principalmente a composição química da liga e a temperatura, no caso da força motriz química ΔG (Figura 3.8b). Em adição a esses fatores aparece o estado de tensão, devido à interação da carga aplicada e à mudança de volume correspondente durante a transformação, no caso da força mecânica ΔG_{mec} (TALONNEN, 2007 apud GILAPA, 2011, p. 42).

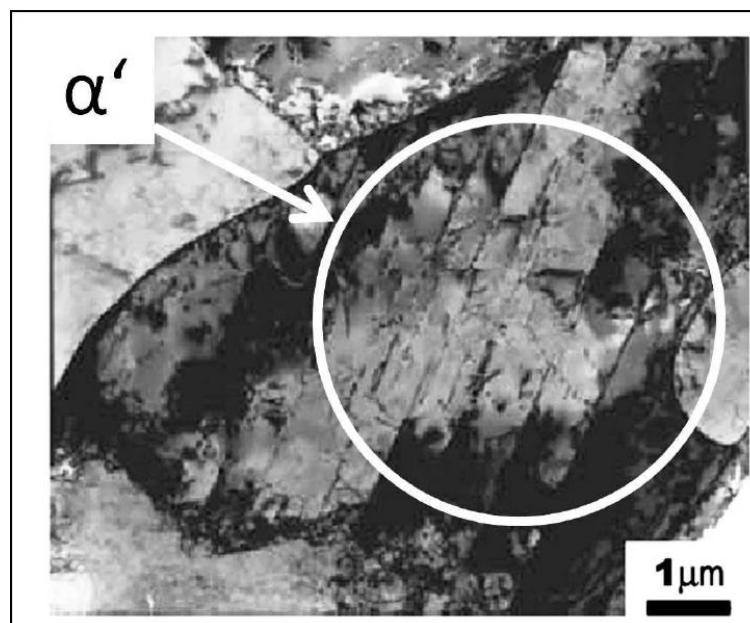
Em geral, acredita-se que a quantidade de martensita formada por deformação é incrementada quanto maior for o grau de deformação e quanto maior for a taxa de deformação pois haverá maior distorção da estrutura cristalina. Porém, há um limite de grau e taxa para evitar que se

alcance a instabilidade plástica e a formação de trincas e, além disso, a faixa de temperatura de trabalho é importante, como visto anteriormente.

De acordo com os estudos de Aguiar (2012), a estabilidade da austenita em relação à transformação martensítica induzida por deformação é tanto maior quanto menor for o valor de M_d (maior temperatura em que se pode transformar austenita em martensita com o auxílio da aplicação de tensão). Portanto, conhecer os parâmetros que influenciam a temperatura M_d é importante para o processamento mecânico. Esta temperatura é de difícil determinação, contudo se sabe que o principal influenciador da mesma é a composição química do material, e desse modo existem várias fórmulas empíricas que tentam mensurar essa temperatura, uma delas mencionada por Nohara et al. (1977 apud Sales, 2006, p. 22), levando em consideração a composição de cada elemento de liga, além do tamanho de grão médio.

As microestruturas martensíticas obtidas por deformação plástica são em geral de difícil obtenção de imagem na maioria dos aços, geralmente por serem extremamente finas. No entanto, Aguiar (2012) conseguiu observar por microscopia eletrônica de transmissão ripas de martensita induzidas por deformação, como pode ser visto na Figura 3.9.

Figura 3.9 – Imagem de microscopia eletrônica de transmissão (MET), ilustrando ripas de martensita induzida por deformação na austenita do aço inoxidável dúplex.



Fonte: AGUIAR, 2012, p. 33.

3.2. Aço Hadfield

O aço “Hadfield”, em sua composição inicial, com aproximadamente 1,2% de carbono e 12% de manganês, foi desenvolvido por meio das pesquisas de Robert Hadfield em 1882, e por isso é tão utilizada essa designação. Entretanto, em uma linguagem científica, este tipo de aço é também comumente chamado de aço manganês austenítico, ressaltando sua microestrutura e composição (COUTINHO, 1992; CHIAVERINI, 2012).

Esses aços são um dos principais materiais utilizados em peças metálicas que trabalham sob uma condição de desgaste devido à dois principais aspectos: endurecimento superficial propiciado pelo trabalho e tenacidade elevada. Este endurecimento superficial está associado à transformação de austenita pouco estável em martensita induzida por uma deformação (CHIAVERINI, 2012).

Sabe-se que muitas variações do original aço austenítico manganês têm sido propostas e estudadas. Entretanto, apenas algumas foram adotadas como melhorias significativas, em detrimento de outras que deixaram contribuições somente em termos de pesquisa. Essas variações geralmente envolvem alterações no teor de carbono e de manganês, com ou sem a presença de outros elementos de ligas, como cromo, níquel, molibdênio e vanádio (CHIAVERINI, 2012; SILVA, 2004; LIMA; SOUFEN, 2009).

A Tabela 3.1 apresenta uma classificação que reúne os tipos de aços Hadfield com as respectivas nomenclaturas e composições dos elementos preponderantes. Essa classificação é designada pela *American Society for Testing and Materials*, mais conhecida pela sigla ASTM, e é considerada a norma de referência nesta área específica.

Tabela 3.1 – Composição química dos aços da classe ASTM A-128 (continua)

AÇO	C	Mn	Si(MÁX)	P(MÁX)	Cr	Mo	Ni
A	1,05 -1,35	11,0 MÍN	1,00	0,07			
B-1	0,9 – 1,05	11,5 – 14,0	1,00	0,07			
B-2	1,05 – 1,2	11,5 – 14,0	1,00	0,07			
B-3	1,12 – 1,28	11,5 – 14,0	1,00	0,07			
B-4	1,2 – 1,35	11,5 – 14,0	1,00	0,07			
C	1,05 – 1,35	11,5 – 14,0	1,00	0,07	1,5 – 2,5		
D	0,7 – 1,3	11,5 – 14,0	1,00	0,07			3,0 – 4,0

Tabela 3.1 – Composição química dos aços da classe ASTM A-128 (continuação)

E-1	0,7 -1,3	11,5 – 14,0	1,00	0,07	0,9 – 1,2
E-2	1,05 – 1,35	11,5 – 14,0	1,00	0,07	1,8 – 2,1
F	1,05 – 1,35	6,0 – 8,0			0,9 – 1,2

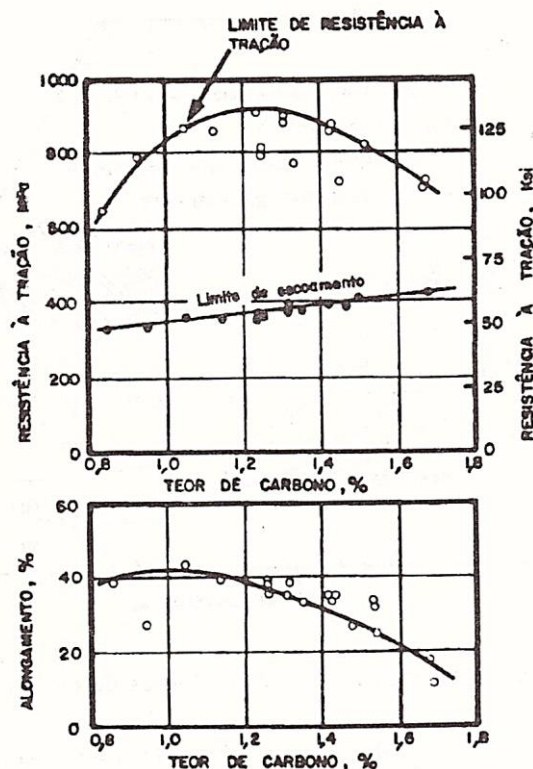
Fonte: COUTINHO, 1992, p. 197. (adaptada)

3.2.1 Efeitos dos Elementos de Liga

3.2.1.1 Carbono

A microestrutura e, conseqüentemente, as propriedades dos aços Hadfield são intensamente influenciadas pelo teor de carbono, como em qualquer aço. A Figura 3.10 apresenta a influência do teor de carbono em algumas propriedades mecânicas desses aços.

Figura 3.10 – Influência do teor de carbono sobre propriedades mecânicas do aço Hadfield com 12,6% a 13% Mn.



Fonte: COUTINHO, 1992, p. 200.

Percebe-se pela Figura 3.10 que há um aumento gradual do limite de escoamento. Entretanto, este aumento não é considerado significativo para aplicações práticas, sendo a influência nas outras propriedades mais importantes.

Ainda pela Figura 3.10 percebe-se que um teor de carbono mais baixo (menor que 1,2%) promove uma boa combinação de resistência a tração e ductilidade, mantendo-as em valores relativamente altos, principalmente para a faixa de 1,0% a 1,2% de carbono. Para teores menores que 1,0%, a ductilidade ainda se mantém em alto patamar, entretanto há uma queda significativa da resistência que pode ser compensada pela adição de elementos como molibdênio e nióbio, que podem melhorar esta propriedade ou atuar na melhoria de outras que sejam importantes em determinada aplicação. (COUTINHO, 1992; SILVA, 2004; LIMA; SOUFEN, 2009)

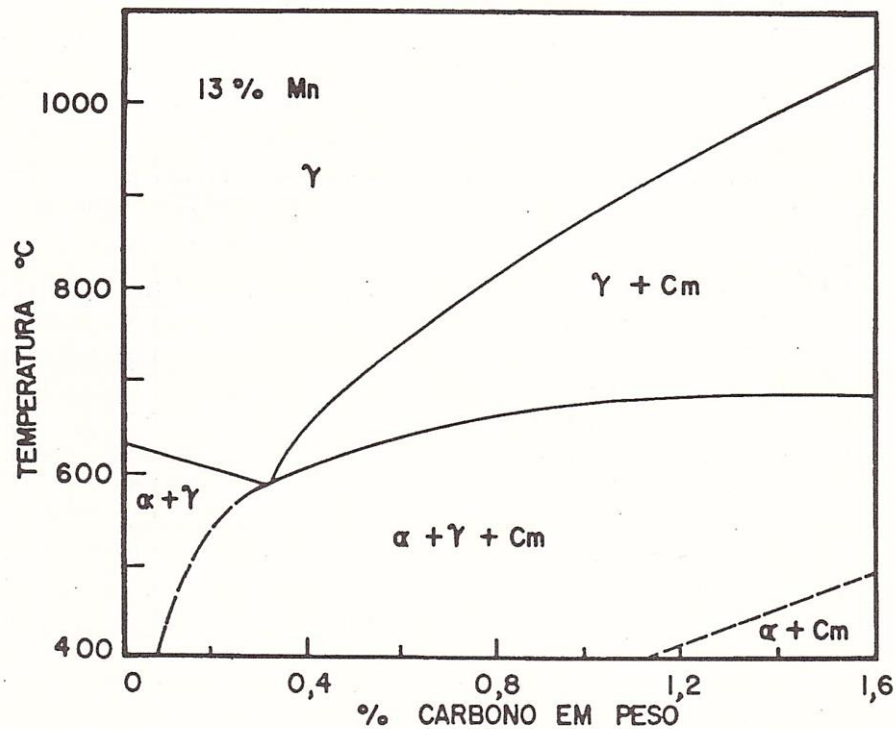
Segundo Coutinho (1992) e Silva (2004), teores de carbono maiores do que 1,2%, apesar de ocasionarem uma redução da ductilidade, são bastante utilizados devido ao aumento na resistência ao desgaste abrasivo. Entretanto, a faixa usual de teor de carbono não ultrapassa o limite de 1,4%, visto que quanto maior o teor de carbono, mais difícil se torna reter todo ele em solução sólida na austenita, o que acarreta a precipitação de carbonetos geralmente nos contornos de grão austeníticos, criando assim regiões frágeis que diminuem a ductilidade e resistência mecânica do material.

Alguns autores consideram ideal que a porcentagem de carbono fique em torno de 10% da porcentagem de manganês. No entanto, esta é uma observação somente baseada em observações e estimativas, sem nenhum rigor científico (AVERY, 1959 apud LIMA; SOUFEN, 2009).

3.2.1.2 Manganês

O principal efeito do manganês, vital nos aços Hadfield, de acordo com Coutinho (1992), Silva (2004), Lima e Soufen (2005), é o de atrasar muito a transformação de austenita para as fases de equilíbrio, a ponto de torná-la irrisória. Este efeito está associado ao fato do manganês ser um elemento gamagêneo que estabiliza a austenita e expande o campo austenítico do diagrama de fase, retardando a transformação mesmo com velocidades de esfriamento moderadas, conforme pode ser observado na Figura 3.11.

Figura 3.11 – Seção vertical do diagrama Fe-C-Mn para 13% Mn.

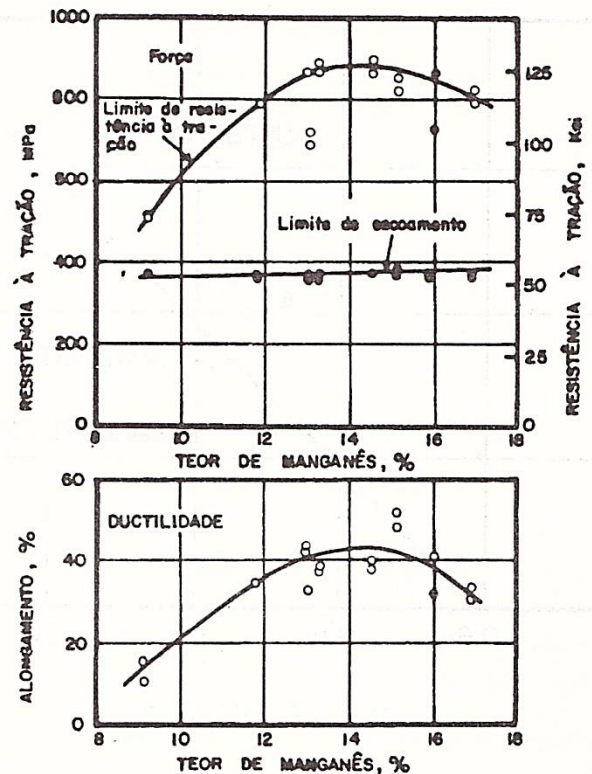


Fonte: COUTINHO, 1992, p. 198.

Um exemplo prático comparativo do efeito do manganês na transformação da austenita é citado em Coutinho (1992) e Lima e Soufen (2009). Em um aço simples que contenha 1,1% Mn, uma transformação isotérmica a 370°C começa cerca de 15 segundos após o aço ser resfriado para aquela temperatura, embora em um aço com 13% Mn, a transformação na mesma temperatura não começa em menos de 48 horas. Assim, de um modo geral, para temperaturas abaixo de aproximadamente 260°C e para teores de manganês acima de 10%, as transformações de fase ocorrem tão lentamente que, para efeitos práticos, podem ser negligenciadas (COUTINHO, 1992). Porém, obviamente, desconsideram-se aqui as transformações provenientes de deformação já mencionados na sessão 3.1.2.

A Figura 3.12 apresenta a influência do teor de manganês em algumas propriedades mecânicas desses aços, nomeadamente a ductilidade e os limites de escoamento e de resistência à tração.

Figura 3.12 – Influência do manganês sobre as propriedades mecânicas do aço Hadfield com 1,15%C.



Fonte: COUTINHO, 1992, p. 201.

A partir do gráfico é perceptível que a tensão limite de escoamento é pouco afetada pelo manganês, porém a tensão máxima e o alongamento usualmente têm um crescimento acentuado até cerca de 13% de manganês, e atingem valores máximos no intervalo de 12-14% seguidos de leve decréscimo com o aumento da concentração de manganês. Para teores de manganês abaixo de 10% as propriedades de resistência declinam acentuadamente para, talvez, metade dos valores normais até níveis de aproximadamente 8%.

Em resumo, pode-se expressar de forma geral que “um teor mínimo de 11% é desejável, o máximo é arbitrário até 20%, e depende, provavelmente, mais do custo da liga do que dos resultados metalúrgicos, desde que propriedades aceitáveis sejam obtidas” (AVERY, 1959 apud LIMA; SOUFEN, 2009, p. 3).

3.2.1.3 Cromo

O cromo parece melhorar a dureza do aço-manganês antes do encruamento, porém, por outro lado, a adição de cromo também parece exigir menor quantidade de deformação plástica, para alcançar a dureza superficial requerida. Por causa desses aspectos, o cromo tem sido acrescentado em aços Hadfield principalmente em peças sujeitas ao desgaste abrasivo, pois este não está sujeito usualmente à presença de choque que possa desenvolver com rapidez a dureza superficial. Além disso, o cromo melhora a resistência à corrosão, fator importante a ser considerado numa situação de desgaste abrasivo.

Certa quantidade de cromo pode aumentar o limite de escoamento, mas pode reduzir a ductilidade e o limite de resistência à tração. A adição de teores especificados na classe C da classificação ASTM A-128 (Tabela 3.1) não necessariamente diminui a tenacidade e a ductilidade em seções leves. Porém, em seções pesadas, pode ocorrer um decréscimo na ductilidade devido ao aumento do volume de carbonetos de cromo na microestrutura, que podem se estabelecer nos contornos de grão e ocasionar uma sensitização (AVERY, 1949 apud LIMA; SOUFEN, 2009, p. 5).

Um aspecto ruim da adição de cromo é o aumento das temperaturas do tratamento térmico de solubilização, devido ao efeito estabilizador do cromo sobre o carboneto de ferro e devido à possibilidade de existir carboneto de cromo na estrutura, o que demanda maior gasto de energia e tempo (LIMA; SOUFEN, 2009). Este tratamento será mais bem explicado posteriormente.

3.2.1.4 Molibdênio

O molibdênio é empregado nos aços-manganês austeníticos em teores baixos, semelhantemente ao cromo, variando quase sempre entre 0,9% e 2,1%, apesar de que há relatos de teores menores do que 0,9% não normatizados pelas ASTM A-128 (Tabela 1). A adição deste elemento melhora a tenacidade e a resistência à fratura na condição de estado bruto de fusão, além de promover um suave aumento do limite de escoamento de seções espessas na condição de solubilizado (tratado termicamente) (NORMAN, 1956 apud SILVA, 2004, p. 22).

Com relação às classes da norma ASTM A-128 que contém molibdênio, Silva (2004) ressalta que a classe E-1 é adaptada para fundidos de seção espessa usados em britadores que são frequentemente reaquescidos durante soldagem. À classe E-2, que possui maiores teores de molibdênio, pode ser aplicado um tratamento térmico especial para desenvolver uma estrutura de carbonetos finamente dispersos na austenita, que implica em um aumento da resistência ao desgaste abrasivo. Na classe F, a adição de Mo tem o intuito de suprimir a fragilidade tanto no estado bruto de fusão quanto tratado termicamente.

No ensaio de tração, o limite de resistência diminui quando o teor de molibdênio é maior que 2% e há uma maior susceptibilidade à fusão incipiente no tratamento térmico. Por isso, é raro produzir industrialmente aços com estas proporções (AVERY, 1959 apud LIMA; SOUFEN, 2009, p. 3).

3.2.1.5 Níquel

O níquel pode ser um elemento de adição útil nos aços manganês austeníticos de menor teor de carbono que o usual, que após austenitização podem ser resfriados ao ar, e apresentar a ductilidade necessária. Estes aços possuem geralmente entre 0,60% e 0,90% de carbono, sendo comum cerca de 3,0% de níquel e 12% de manganês, e tem como grande aplicação a produção de eletrodos de solda, além da fabricação de barras ou fios laminados ou trefilados e em certas peças fundidas ou trabalhadas (CHIAVERINI, 2012). A classe “D” da classificação ASTM A-128 (Tabela 3.1) é a classe que reúne estes aços Hadfield que possuem o níquel como um elemento de liga importante e grande influenciador nas propriedades.

3.2.1.6 Outros

Chiaverini (2012) cita o cobre como um dos elementos de liga “secundários” que podem promover melhorias para um aço Hadfield, levando a uma maior ductilidade, sobretudo quando o aço tem um teor elevado de cromo.

Lima e Soufen (2009), ainda citam o titânio e o bismuto, ressaltando que o titânio pode auxiliar na neutralização do efeito do excesso de fósforo, além de evitar a corrosão intergranular pela precipitação de carbonetos.

Como se pode notar na Tabela 3.1, o silício e o fósforo estão presentes em todas as classes ASTM A-128 de aços Hadfield, e são provenientes do balanço metalúrgico do processo de produção do aço.

Teores de silício que excedam 1% são incomuns, entretanto, há relatos de que um teor de silício de 1% a 2% pode aumentar o limite de escoamento, em um grau moderado, porém outros elementos são mais utilizados para essa finalidade. A perda de resistência é bastante significativa acima de 2,2% Si e, portanto, não são produzidos aços ao manganês com teores maiores do que este. E, em contrapartida, um teor de silício menor que 0,10% diminui a fluidez, ocasionando possíveis dificuldades, por exemplo, em um processamento via fundição. (AVERY, 1959 apud SILVA, 2004, p. 21)

Com relação aos teores de fósforo, sua aplicação varia geralmente de 0,04% a 0,07%. Contudo, se o teor de fósforo exceder 0,06%, é comum que haja um aumento da fragilidade a quente, além de redução da ductilidade, sendo instigador de fraturas em altas temperaturas, de peças fundidas, como na operação de retirada de massalotes grandes na fundição e durante operações de soldagem. (AVERY, 1959 apud LIMA; SOUFEN, 2009, p. 3)

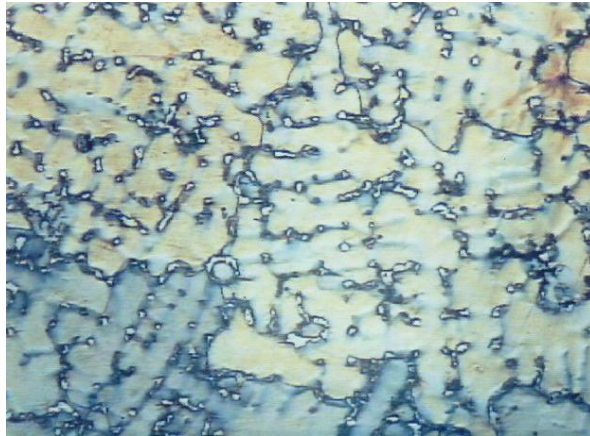
É importante ressaltar que, as análises individuais da influência dos elementos no processamento, estrutura e, principalmente, nas propriedades não levam em consideração todas as variáveis envolvidas e são somente uma tendência comprovada por experimentos, ensaios e relatos da literatura.

3.2.2 Microestrutura

A microestrutura usual, proveniente do estado bruto de fusão, de um aço-manganês austenítico, é de uma matriz austenítica com carbonetos eutéticos principalmente nos contornos de grão - $(\text{Mn/Fe})_3\text{C}$ - e colônias perlíticas próximas a estes (SOPRANO, 2009).

A Figura 3.13 representa uma fotomicrografia que retrata a microestrutura de um aço classe E-2 da norma ASTM A-128 no estado bruto de fusão. É perceptível que os carbonetos se formam preferencialmente nos contornos de grão austeníticos.

Figura 3.13 – Amostra de aço Hadfield E-2 no estado bruto de fusão (Aumento: 100x)

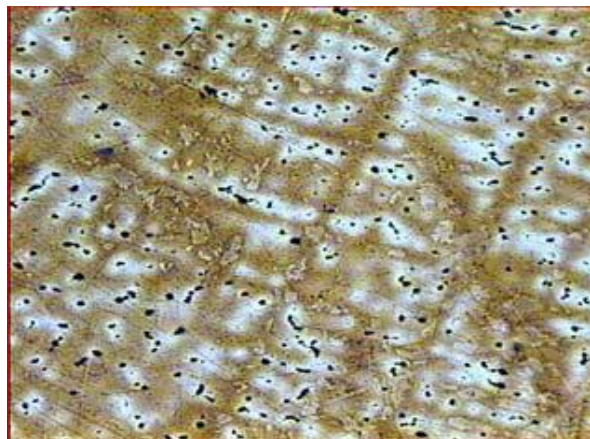


Fonte: SILVA, 2004, p. 69

O aço Hadfield, assim como todos os outros metais e materiais em geral, possui grande correlação entre a microestrutura e as propriedades, principalmente as propriedades mecânicas. Desse modo, sabe-se que os carbonetos mencionados são grandes responsáveis por fragilizar o material e devem ser evitados ou serem mais bem distribuídos na matriz austenítica.

Um dos meios para melhorar a resistência mecânica e a resistência ao desgaste é o submeter o material a um tratamento térmico conhecido como solubilização, que será comentado mais adiante (VIEIRA, 2009). O mesmo material citado anteriormente foi submetido a um tratamento térmico de solubilização e, então, ficou com uma melhor distribuição de carbonetos, como pode ser observado na Figura 3.14.

Figura 3.14 – Amostra de aço Hadfield E-2 após tratamento térmico (Aumento: 100x)

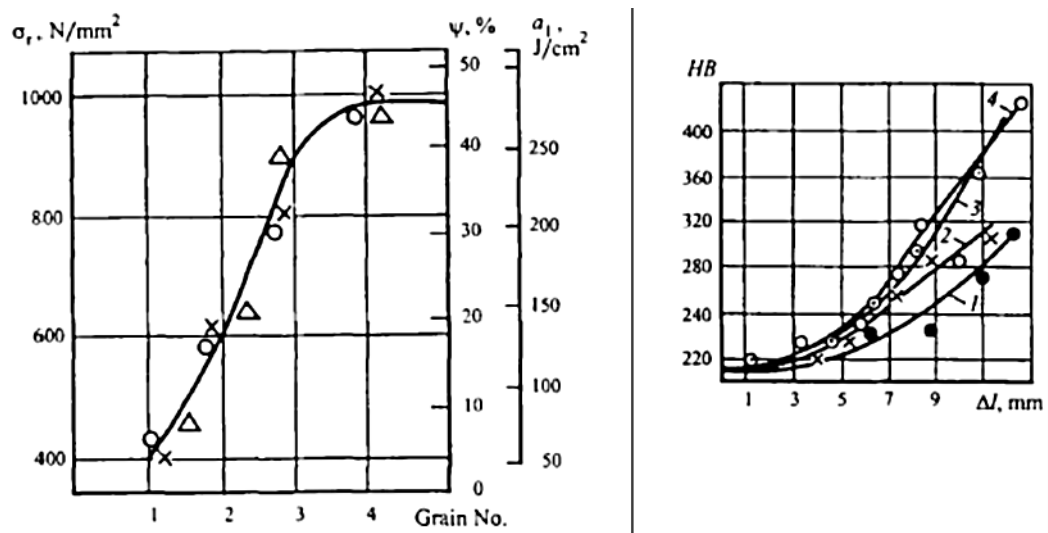


Fonte: SILVA, 2004, p. 70

Outro meio para adquirir uma melhoria nas propriedades mecânicas, principalmente na resistência ao desgaste, seria a diminuição do tamanho de grão, conforme Vieira (2009).

De acordo com Astaf'ev (1997 apud Vieira, 2009), o tamanho de grão influencia na resistência à tração, na tenacidade, no endurecimento por trabalho a frio e na resistência ao desgaste do aço Hadfield. Os gráficos da Figura 3.15 mostram alguns dados experimentais e curvas de tendência que revelam a maior eficiência de grãos pequenos em algumas propriedades mecânicas.

Figura 3.15 – Relação entre propriedades mecânicas e tamanho de grão de um aço Hadfield.



(a) Relação da tensão de ruptura, redução de área, e tenacidade ao impacto (b) Relação entre dureza e alongamento com diferentes tamanhos de grão.

Fonte: ASTAF'EV (1997 apud Vieira, 2009)

O modo mais comum para a obtenção de grãos menores seria submeter uma rápida solidificação do metal líquido no molde. Normalmente, utiliza-se como meio para alcançar essa proposta, a diminuição da temperatura de vazamento do metal até o ponto em que não ocorram imperfeições nas peças. No entanto, se aparecerem imperfeições, deve-se proceder de outras maneiras e pensar em alternativas, como por exemplo, diminuir a quantidade de metal na panela, isso quer dizer que menos moldes devem ser vazado por vez para que não ocorra tanta perda de calor. (VIEIRA, 2009)

3.2.3 Processamento

Os principais tipos de processamentos dos aços Hadfield, já mencionados, são o processo de fundição, o processo de tratamento térmico, e o processamento mecânico que pode se desmembrar em várias vertentes, ou até uma união dos dois últimos em alguns casos, configurando um processamento termomecânico.

3.2.3.1 Fundição

A fundição é a primeira etapa usual de processamento dos aços Hadfield, que pode ser considerada como a etapa de produção efetiva dos mesmos, conforme enfatizado por Avery (1961 apud Silva, 2004), que relata que aços manganês austeníticos são mais frequentemente produzidos em fornos elétricos usando a prática básica de fusão, e ainda acrescenta que há formação de escória redutora branca.

Os materiais de carga, ou seja, os materiais de alimentação do forno que são fundidos e posteriormente promoverão a composição típica de um aço-manganês austenítico, são tipicamente: coque e sucata de aço manganês, ferro-manganês alto carbono, ferro-silício e ferro-silício-manganês (SILVA, 2004). Além disso, os elementos de liga, tais como cromo, molibdênio e vanádio, utilizados de acordo com a classe de aço que se quer produzir, são geralmente adicionados como ferro-ligas, ao contrário de elementos como níquel, que são usados em um estado metálico quase puro. A desoxidação do aço é realizada com alumínio, cálcio-silício e ferro-silício-zircônio (CHIPMAN, 1964 apud SILVA, 2004, p. 9).

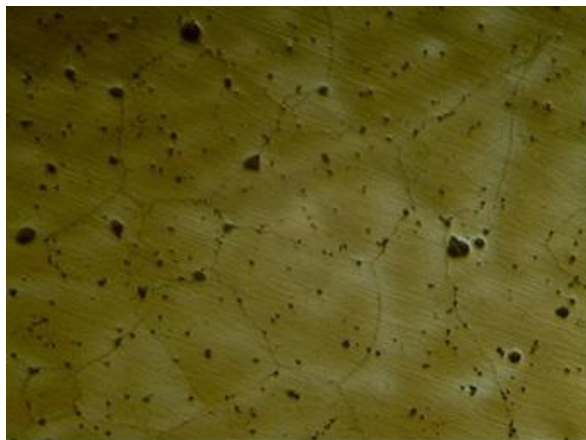
Silva (2004) ressalta que no processo de fundição um parâmetro muito importante que interfere no resfriamento do material e, conseqüentemente, na microestrutura e nas propriedades é a temperatura de vazamento. No caso da maioria das fundições de aço Hadfield, essa é regulada para menos de 1.450°C, no intuito de prevenir a formação de um tamanho de grão excessivamente grosseiro, minimizar a segregação química, dentre outros defeitos recorrentes na fundição. Vale ressaltar que essa temperatura é extremamente dependente das dimensões da peça, para que haja um melhor equilíbrio entre a solidificação do centro e extremidade e, portanto, quanto maior a peça, maior a temperatura.

Um defeito de fundição que deve ser bastante evitado é a porosidade, pois a presença exacerbada deste implica influências drásticas nas propriedades mecânicas do material,

principalmente na tenacidade. Este defeito geralmente surge por causa de elementos gasosos dissolvidos no banho, oriundos primordialmente de retornos de fundição (VIEIRA, 2009). Acredita-se, de acordo com Vieira (2009), que o principal elemento dissolvido responsável pela criação das porosidades é o nitrogênio, incluído no banho por meio da matéria-prima utilizada.

A Figura 3.16 retrata a presença de porosidades em seção de uma peça de aço Hadfield já submetida a trabalho mecânico (aplicada em uma função).

Figura 3.16 – Fotomicrografia de seção de uma peça de aço Hadfield (Aumento: 100x)



Fonte: VIEIRA, 2009, p. 14

3.2.3.2 *Tratamentos Térmicos*

Para obter as propriedades mecânicas normais dos aços Hadfield aplica-se um tratamento térmico de solubilização que, sucintamente, consiste em submeter o aço a uma temperatura suficientemente elevada para promover a dissolução completa dos carbonetos presentes na estrutura bruta de fusão, seguida de um resfriamento muito rápido em água (CHIAVERINI, 2012).

Com relação aos parâmetros de tratamento, há pequenas divergências na literatura, provavelmente pelo fato de que a geometria da peça, os elementos de liga presentes, a possibilidade de empenamento, dentre outros aspectos, não permitem a criação de parâmetros padrões para o tratamento, mas sim intervalos possíveis. Coutinho (1992) e Bain (1932 apud Silva, 2004) relatam que a temperatura deve estar acima da linha A_{cm} do diagrama ferro-carbono, com uma margem de 30 a 50°C, e que o tempo de encharque, apesar de ser função

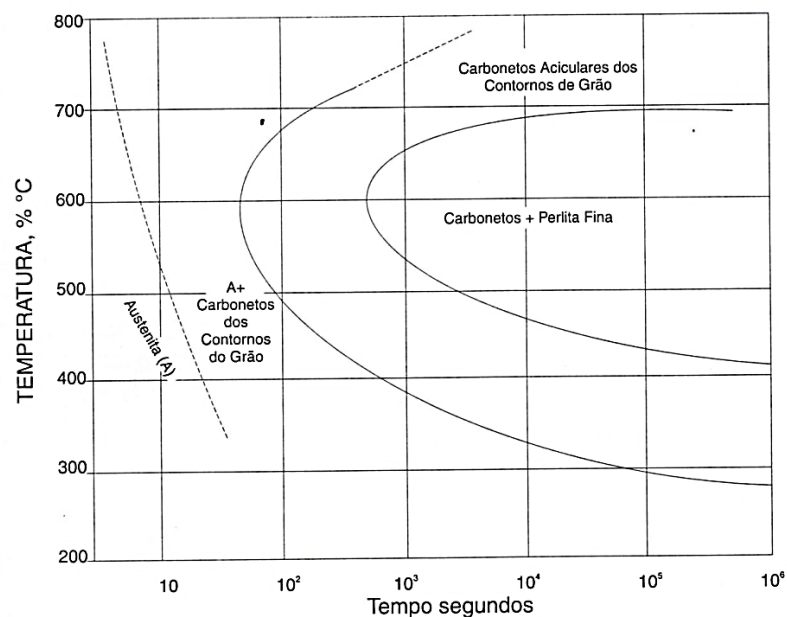
da espessura da peça, geralmente é de 1 a 2 horas, seguido de um resfriamento em água agitada.

Já conforme Chipman (1964 apud Lima; Soufen, 2004), o aquecimento é lento até 1010°C – 1110°C e a manutenção é de 1 a 2 horas por polegada de espessura. Segundo Chiaverini (2012), os intervalos de temperatura situam-se entre 1000°C e 1650°C e o tempo de permanência (encharque) não é considerado crítico.

A microestrutura desejada após o tratamento, usualmente, é uma estrutura totalmente austenítica, livre de carbonetos e com certa homogeneidade em relação aos teores de manganês e carbono. Contudo, em alguns casos é difícil se conseguir essa estrutura ideal, principalmente em peças de grandes seções e em aços nos quais há elementos formadores de carboneto (cromo, molibdênio e etc.). Assim, nestes casos, é preferível que os carbonetos estejam presentes como partículas relativamente inócuas, ou nódulos, dentro dos grãos de austenita, mas nunca nos contornos. (SILVA, 2004)

A Figura 3.17 retrata um digrama isotérmico de transformação de um aço Hadfield. no qual é possível perceber claramente a influência da taxa de resfriamento na microestrutura.

Figura 3.17 – Diagrama isotérmico de transformação de um aço Hadfield com 1,25%C, 12,4%Mn, austenitizado durante 30 min, a 1050°C. Tamanho de grão 5 a 6.



Fonte: CHIAVERINI, 2012, p. 377.

Taxas muito rápidas de resfriamento (poucos segundos) promovem um campo austenítico teoricamente livre de carbonetos, e taxas maiores promovem a formação de carbonetos de diferentes morfologias ou até de perlita fina.

No caso específico do aço E-2 (Tabela 3.1), é frequentemente aplicada uma variação do tratamento de solubilização que consiste inicialmente no aquecimento da peça em torno de 600°C, com um tempo de encharque longo, que varia de 8 a 12 horas. Esta etapa faz com que haja formação significativa de perlita na peça. Na segunda etapa a peça é reaquecida em torno de 980°C, reaustenizando a estrutura. Esta etapa converte as áreas perlíticas em austenita de grão fino contendo uma dispersão de pequenas partículas de carbonetos não dissolvidas. Assim, após a etapa de resfriamento rápido, terceira e última etapa, o material apresenta uma austenita endurecida por dispersão, que é caracterizada por limite de escoamento maior, maior dureza e menor ductilidade do que a obtida via tratamento usual. (COUTINHO, 1992; SILVA, 2004)

Uma peculiaridade relacionada aos aços Hadfield é o fato de que sob a condição de baixos esforços, ele não resiste suficientemente bem, ao contrário de situações de altos esforços e desgaste, devido ao encruamento. Desse modo, no intuito de resolver esse problema para determinadas aplicações, pode-se promover um envelhecimento após o tratamento de solubilização, geralmente numa faixa de 600°C, onde serão obtidos carbonetos dispersos depois de uma nova precipitação em uma matriz fina de austenita, ocasionando um reforço adicional na matriz. (SERIN et. al., 1978 apud SILVA, 2004, p.13)

Os materiais estão sujeitos a alguns problemas provenientes dos tratamentos térmicos e, portanto, algumas variáveis devem ser controladas e receber especial atenção. As principais delas são temperatura de aquecimento e posicionamento no forno.

Os possíveis problemas que recomendam a não utilização de temperaturas muito altas e um posicionamento no forno que permita uma troca de calor mais homogênea, são, segundo Oliver et. al (1956 apud Silva, 2004): a possibilidade de fusão incipiente em locais da peça nas quais pode existir segregação de carbono ou fósforo; oxidação superficial com formação de carepa e descarburização excessivas; limitação das taxas de resfriamento comercial no que tange a capacidade de reter altas concentrações de carbono em solução, e possibilidade de empenamento no resfriamento.

3.2.3.3 *Processamento Mecânico*

O aço Hadfield após solubilização possui uma microestrutura predominantemente austenítica e, portanto, instável, visto que as condições bruscas de resfriamento perpassam o que é previsto pela termodinâmica. Esta presença de estrutura austenítica a temperatura ambiente provavelmente é o que possibilita a sua principal propriedade: a grande capacidade de encruar quando em regime de trabalho a frio ou choques, aumentando assim sua dureza e conseqüentemente sua resistência ao desgaste (COUTINHO, 1992).

Os aços Hadfield devem seu grande valor industrial a essa propriedade, pois sua camada superficial encruada resiste muito bem ao desgaste abrasivo e ainda oferece a vantagem de recobrir a estrutura completamente tenaz da austenita (SILVA, 2004). Este encruamento pode ser proveniente de um processamento mecânico anterior, quando são necessários níveis iniciais de resistência maiores. Esse processamento basicamente está relacionado à aplicação de uma deformação plástica no material, que pode ser operacionalizada por meio de processos de conformação mecânica, mais comumente laminação e, em poucas vezes, forjamento, ou por outros métodos de aplicação de tensão, algumas vezes até localizados para promover somente o endurecimento superficial.

Outro modo de promover o encruamento ocorre quando a peça já está em serviço, na qual o próprio desgaste pelo trabalho e os novos choques provocam uma deformação plástica superficial e conseqüentemente um endurecimento. Vale ressaltar que isso se repete enquanto houver trabalho incessantemente se não houver falha catastrófica. (MIHALEV et al., 1974 apud SILVA, 2004).

Os aços manganês austeníticos são incomparáveis na sua capacidade de encruar alcançando em algumas situações quase cinco vezes mais sua dureza inicial. A dureza máxima atingida depende de muitos fatores, incluindo composição, limitações de serviço, método de encruamento e procedimentos de endurecimento no pré-serviço. (COUTINHO, 1992)

Um exemplo prático dessa capacidade de encruamento são os “jacarés”, trechos especiais de trilhos, para mudança de linhas de ferrovias, que passado um longo tempo de uso, atingem durezas na faixa de 495HB a 535HB. (COUTINHO, 1992)

Os mecanismos de encruamento dos aços Hadfield e de muitas outras ligas foram e ainda são motivos de numerosas investigações de pesquisadores.

As ligas de aços TRIP (*Transformation Induced Plasticity*), que possuem teores bem mais baixos de manganês (em torno de 2%) e carbono, são designadas por aços multifásicos que contém uma pequena fração volumétrica de austenita retida (entre 5% e 15%, dependendo do histórico de processamento termomecânico e da composição química do aço) em uma matriz ferrita-bainita. E tem como mecanismo principal de endurecimento a transformação por deformação da austenita retida em martensita, tanto épsilon quanto alfa. (ZHANG et. al., 2011)

As ligas de aço TWIP (*Twinning Induced Plasticity*), que possuem teores bem mais altos de manganês (maiores do que 18%), possuem processos de endurecimento exercidos principalmente por meio de maclação mecânica. O aumento da fração volumétrica de maclas com a deformação cria obstáculos para o movimento das discordâncias, promovendo um rápido encruamento do material (SPINDOLA, GONZALES, SANTOS, 2010).

Porém, em resumo, as duas classes citadas possuem mecanismos de encruamento relacionados à baixa energia de falha de empilhamento apresentada pela fase austenítica e que, provavelmente, é também o principal mecanismo atuante nos aços Hadfield, que parece estar em uma situação intermediária as duas. Spindola, Gonzales e Santos (2010) corroboram essa possibilidade quando afirmam que alguns aços Hadfield de maior teor de manganês apresentam o fenômeno de maclação, apesar de pouco significativo.

Entretanto, nos estudos significativos na área além dos mecanismos de maclagem ou pseudomaclagem, e formação de falha de empilhamento que atuam na formação de martensitas épsilon e alfa, consideram-se outros fatores, como: envelhecimento dinâmico por deformação e um possível aumento de dureza pela precipitação de carbonetos da austenita metaestável, onde esses carbonetos se dispõem segundo planos de deslizamento da austenita (Mihalev et al., 1974 apud Silva, 2004, p. 14).

Um interessante trabalho com um aço Hadfield relatado por Wang et. al. (2007) utilizou a aplicação de *Shot peening*, processo feito basicamente através do bombardeamento da superfície com esferas (metálica, vidro ou de cerâmica), com força suficiente para criar a

deformação plástica. Foi demonstrado que uma microestrutura nanogranular composta principalmente de martensita alfa induzida por deformação com um tamanho de grão de aproximadamente 8nm foi produzida na superfície após o processo, confirmando assim uma das principais teorias.

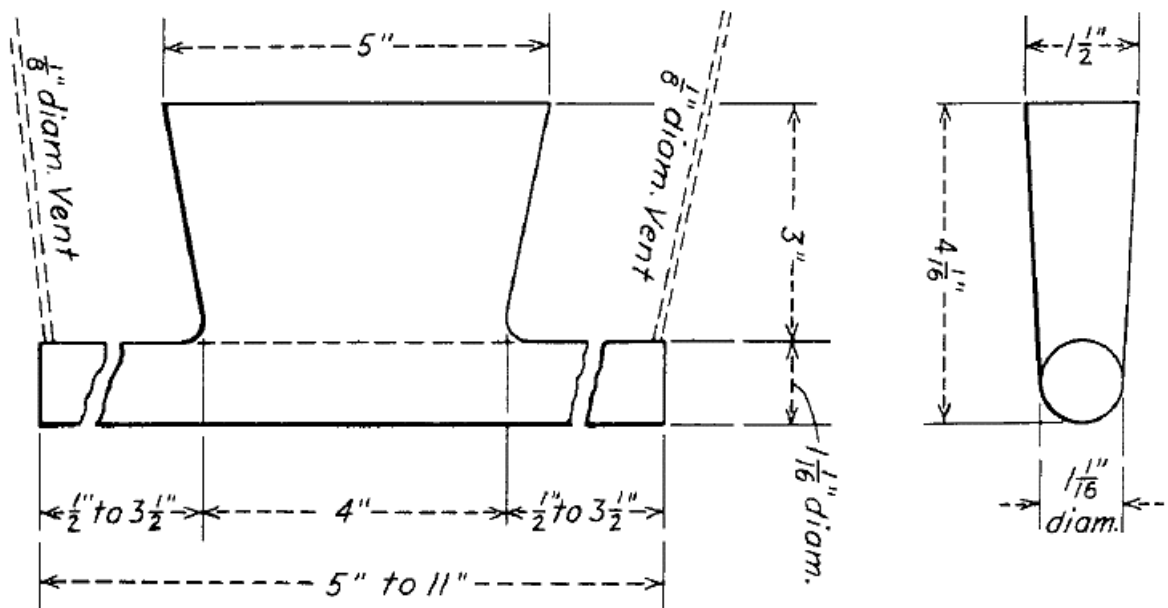
4. MATERIAL E MÉTODOS

4.1 Material

O material utilizado no desenvolvimento do trabalho foi fornecido pela empresa FORNAC, localizada no município de Igarapé na região metropolitana de Belo Horizonte. Foram doados três corpos de prova de aço Hadfield da classe (grade) C da classificação ASTM A128 (Tabela 3.1) no estado bruto de fusão.

A Figura 4.1 mostra o desenho técnico utilizado para a confecção dos corpos de prova de acordo com a norma ASTM A781 (1999), que trata de especificações padrões para a moldagem de aços e de ligas metálicas para uso industrial geral.

Figura 4.1 – Bloco de teste para amostra



Fonte: ASTM A781, 1999. p. 1.

Uma análise química foi realizada pelo sistema de gestão de qualidade da empresa, e os resultados de composição química das amostras relatados na ficha técnica das peças, e estão representados na Tabela 4.1. Esta análise configura-se como prática usual da produção de peças fundidas.

Tabela 4.1 – Composição química dos corpos de prova

Elemento	Teor(%)	Elemento	Teor(%)
C	1,261	Ni	0,062
Mn	13,303	Al	0,043
Si	0,642	Mo	0,022
P	0,045	Cu	0,082
S	0,004	V	0,006
Cr	1,740	Fe	82,784

Fonte: próprio autor.

4.2 Métodos

4.2.1 Corte

Inicialmente, operações de corte foram realizadas em um dos corpos de prova de formato representado na Figura 4.1. Estas operações, com o intuito de obter amostras para os tratamentos térmicos iniciais, foram executadas em uma cortadeira metalográfica da marca AROTEC modelo COR 80/2 com um disco de corte A4, adequado para materiais de alta dureza (Figura 4.2). Com essas operações foram confeccionadas pequenas amostras de formatos diversos, cortando-se, em etapas, partes das hastes cilíndricas. Nessa fase, dezoito amostras foram obtidas.

Figura 4.2 – Cortadeira metalográfica



Fonte: Próprio autor

4.2.2 Difração de Raios-X

Para iniciar a caracterização do material no estado bruto de fusão, no intuito de identificar e confirmar a estrutura austenítica presente no mesmo, procedeu-se com a execução de uma difração de raios-X, entre os ângulos 2θ de 10° a 100° , com um passo de $0,02^\circ$, em uma das amostras. Esta análise foi conduzida em um difratômetro marca Shimadzu modelo XBR 7000 com alvo metálico de cobre (Figura 4.3).

Figura 4.3 – Difratômetro de raios-X

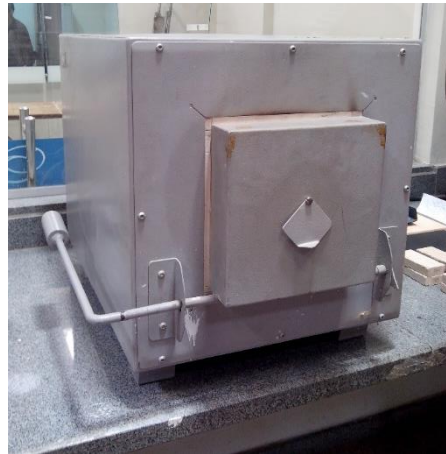


Fonte: Próprio autor.

4.2.3 Tratamentos Térmicos

Os tratamentos térmicos iniciais foram executados com o intuito de avaliar a influência do tempo de encharque e da taxa de resfriamento na microestrutura e propriedades do aço. Desse modo, foram realizados tratamentos térmicos de solubilização à 1020°C em 12 amostras, variando-se o tempo de encharque: 10min, 30min, 60min, 120min, 240min, 480min; e o meio de resfriamento: água com agitação e dentro do forno. A temperatura de solubilização foi escolhida mesclando-se intervalos recomendados e métodos bibliográficos de determinação relatados no item 3.2.3.2. Estas informações se revelaram bastante variáveis, provavelmente pela diferença entre as classes de aços Hadfield. Os tratamentos foram realizados em um forno tipo mufla da marca Magnus representado na Figura 4.4.

Figura 4.4 – Forno tipo mufla



Fonte: Próprio autor.

4.2.4 Preparação Metalográfica

A análise metalográfica foi executada em todas as amostras por meio de: 1) embutimento a frio com acrílico autopolimerizável; 2) lixamento (lixas #120, #240, #320, #400 e #600, sequencialmente); 3) polimento com pasta de diamante ($9\mu\text{m}$ e $3\mu\text{m}$); 4) ataque químico com o regente Água Régia para revelação dos microconstituintes e descontinuidades e 5) observação e coleta de imagens no microscópio óptico, respectivamente. Os principais equipamentos utilizados nesta etapa (lixadeiras/politrizes metalográficas da marca AROTEC modelos Aropol VV200-PU e Aropol 2V 200 e microscópio da marca Kontrol modelo 2077 NE) estão representados na Figura 4.5.

Figura 4.5 – Alguns equipamentos utilizados na análise metalográfica



(a)



(b)



(c)

(a) Lixadeiras, (b) Politriz e (c) Microscópio óptico.

Fonte: Próprio autor.

4.2.5 Ensaio de Microdureza Vickers

Os ensaios de microdureza Vickers foram executados em 14 amostras: 2 no estado bruto de fusão e 12 tratadas termicamente. A carga o tempo empregados nas análises foram de 500gf e de 15 segundos, respectivamente. O equipamento utilizado foi um microdurômetro da marca Shimadzu modelo HMV 2T, e está representado na Figura 4.6.

Figura 4.6 – Microdurômetro



Fonte: Próprio autor.

4.2.6 Confeção de Corpos de Prova

Com a finalidade de confeccionar corpos de prova cúbicos de 7mm de aresta para execução de ensaios de compressão recorreu-se a um processo denominado eletroerosão a fio, devido à baixa usinabilidade do aço Hadfield, que dificulta a obtenção de formas regulares por processos usuais de usinagem, além da possibilidade de modificação estrutural com a utilização destes processos.

O processo de eletroerosão consiste basicamente na retirada de material com a passagem de um fio fino geralmente de latão na peça de trabalho, carregado com eletricidade lentamente e sequencialmente, promovendo o corte por um efeito Joule localizado. A peça normalmente deve estar imersa em um fluido dielétrico e o processo é programado por CNC (comando numérico computadorizado).

O serviço de eletroerosão a fio foi uma prestação de serviço e o equipamento utilizado é da marca Charmilles, modelo Robofil 240 5L, e está representado na Figura 4.7.

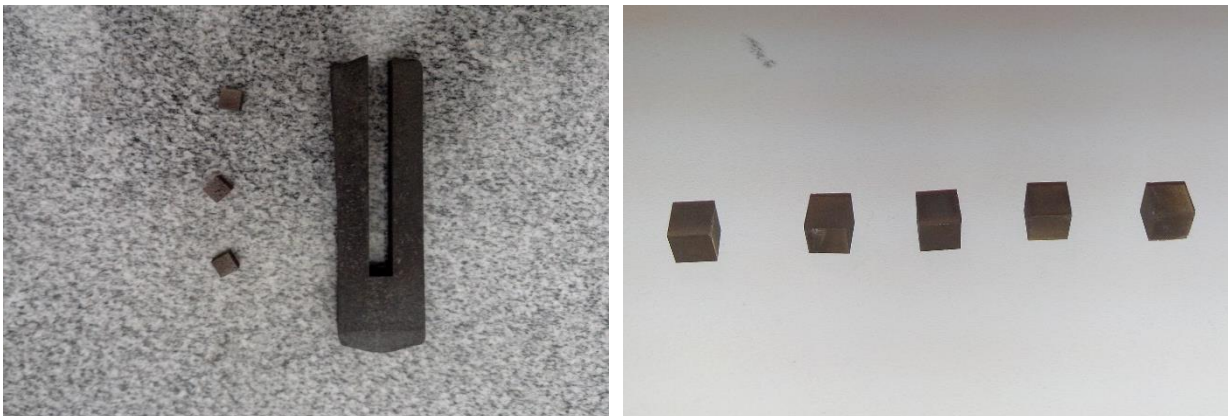
Figura 4.7 – Equipamento de eletroerosão.



Fonte: Próprio autor

Nesta operação, inicialmente, procedeu-se com o corte de 8 tiras, que foram submetidas a tratamento térmico nas mesmas condições descritas no item 4.2.3, porém somente com tempos de encharque de 10 min, 1 hora, 2 horas e 4 horas. Posteriormente, as peças tratadas foram submetidas novamente ao processo de eletroerosão para a fabricação dos corpos de prova cúbicos a serem ensaiados. A Figura 4.8 mostra uma das secções e seus respectivos corpos de prova e alguns corpos de prova em detalhe.

Figura 4.8 – Secções e corpos de prova confeccionados por eletroerosão a fio.



Fonte: Próprio autor

4.2.7 Ensaio de Compressão (Processamento Mecânico)

Os ensaios de compressão foram realizados nas amostras respectivas a cada tratamento térmico executado, sendo que para cada condição 2 corpos de prova foram considerados, submetidos a níveis de 0,2 e 0,4 de deformação de engenharia, ou seja, foram ensaiadas 16 amostras no todo. A velocidade nos ensaios foi de 0,01 mm/s e estabeleceu-se uma pré-carga de 100 N para garantir que o teste fosse iniciado quando o suporte estivesse realmente em contato com o corpo de prova. A deformação foi mensurada a partir do deslocamento da matriz superior. Os ensaios foram executados em uma máquina de ensaios universal da marca Emic (carga máxima: 300 KN), representada na Figura 4.9.

Figura 4.9 – Máquina de ensaios universal.



Fonte: Próprio autor.

Na Figura 4.10 é mostrado, como exemplo, um dos corpos de prova posicionado na matriz inferior acoplada ao equipamento antes de se iniciar o ensaio.

Figura 4.10 – Corpo de prova cilíndrico



Fonte: Próprio autor.

4.2.8 Caracterização Pós Processamento Mecânico e Análise Quantitativa de Fases por Difração de Raios-X.

As 16 amostras ensaiadas foram submetidas à análise por difração de raios-X para identificar possíveis mudanças estruturais decorrentes do ensaio de compressão. Os parâmetros utilizados foram os mesmos relatados no item 4.2.2.

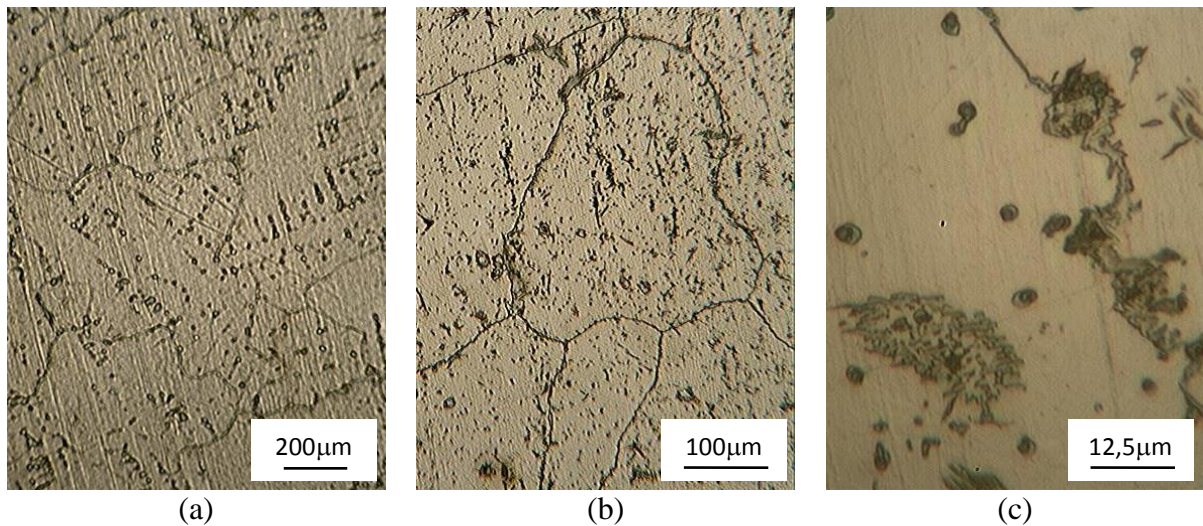
No intuito de quantificar as fases presentes nestas amostras recorreu-se ao software Origin 8.5®. Primeiramente, plotou-se o gráfico com base nos dados obtidos. Em seguida foi realizado um tratamento desses dados com a inserção de uma linha de base para subtrair ruídos e desníveis indesejados que não representavam picos característicos. Por fim, foi conduzida uma aproximação da área dos picos desejados com uma função de distribuição de Lorentz. O software fornece uma tabela com os valores de área de cada pico nos quais foi feita a aproximação pela função que permite a quantificação das fases identificadas.

5. RESULTADOS

5.1 Caracterização do Material no Estado Inicial

Na Figura 5.1 são mostradas fotomicrografias do aço investigado ASTM A128 GR C no estado inicial, obtidas por meio de microscopia óptica (MO) de amostras retiradas dos corpos de prova fundidos. Observa-se a presença dos grãos de austenita com carbonetos dispersos e ainda a ocorrência de perlita.

Figura 5.1 – Fotomicrografias (MO) do aço no estado inicial.

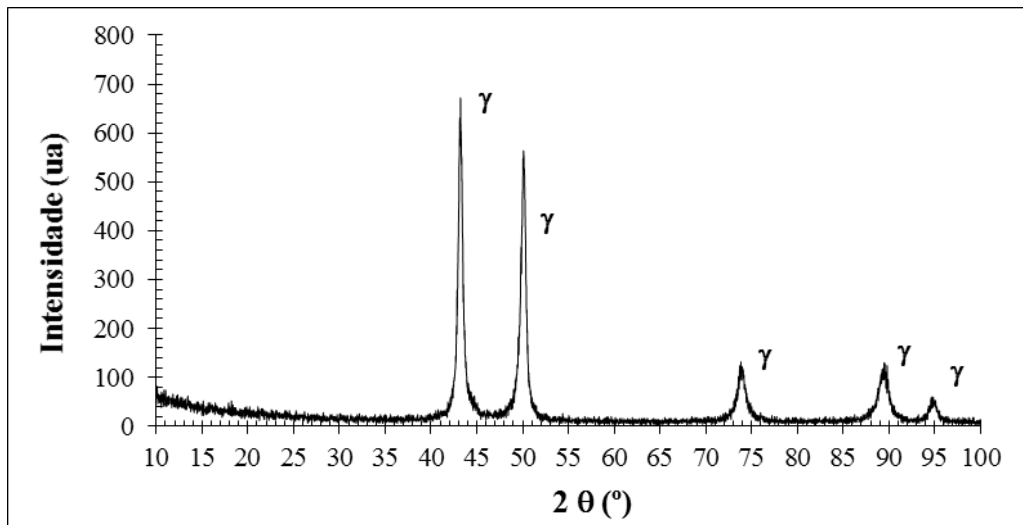


(a), (b) e (c) Ampliações distintas.

Fonte: Próprio autor.

O difratograma determinado para o material no estado inicial é mostrado na Figura 5.2. Verifica-se que os picos exibidos são característicos da estrutura austenítica (γ), conforme esperado para esse aço resistente ao desgaste.

Figura 5.2 – Difratoograma de raios-X da amostra no estado inicial.



Fonte: Próprio autor

Na Tabela 5.1 são apresentados os resultados obtidos nos ensaios de microdureza Vickers de duas amostras do aço no estado bruto de fusão, acompanhados dos valores médios e dos desvios padrão.

Tabela 5.1 – Resultados de microdureza Vickers (HV) do aço no estado bruto de fusão.

Ensaio	Amostra 1	Amostra 2
1	274	298
2	292	276
3	286	282
4	275	307
5	302	301
Média	284,8	292,8
Desvio Padrão	4,63%	4,50%

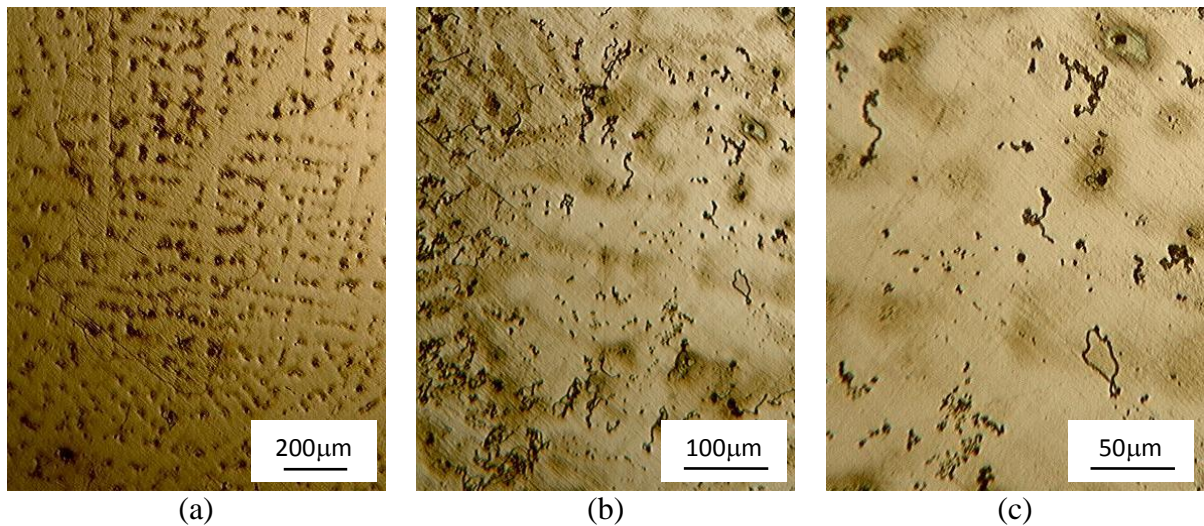
Fonte: Próprio autor.

5.2 Caracterização do Material após os Tratamentos Térmicos

Das Figuras 5.3 até 5.8 são mostradas fotomicrografias das amostras de aço ASTM A 128 GR C submetidas a seis condições diferentes de tratamento térmico, com solubilização usual e resfriamento em água, considerando a variação do tempo de encharque. Estas imagens foram

obtidas por meio de microscopia óptica (MO) de amostras retiradas dos corpos de prova fundidos.

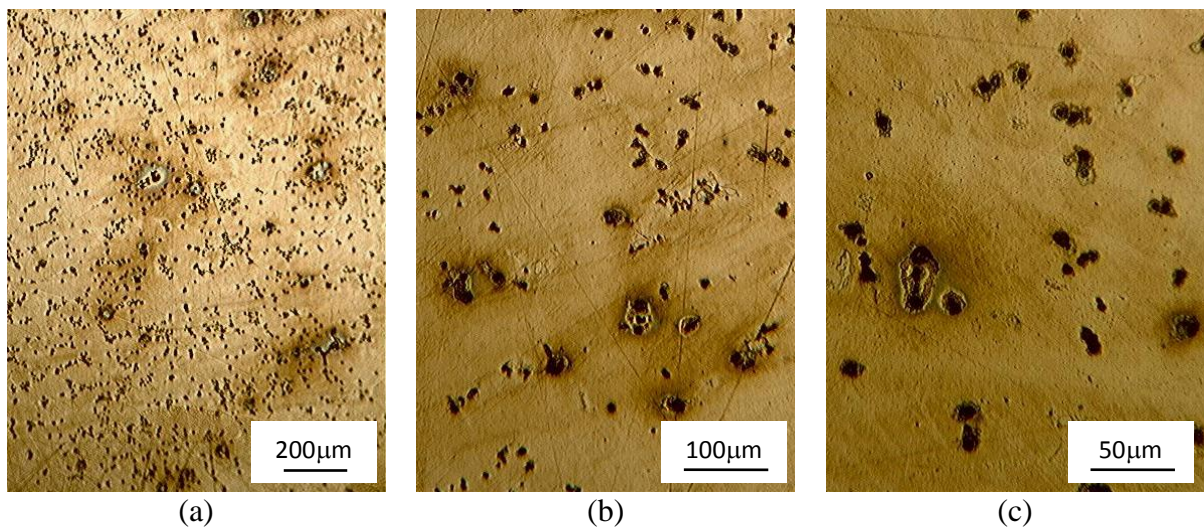
Figura 5.3– Fotomicrografias (MO) do aço ASTM A 128 GR C após a realização de tratamento térmico – T = 1020°C, t = 10min, resfriamento em água.



(a), (b) e (c) Ampliações distintas.

Fonte: Próprio autor.

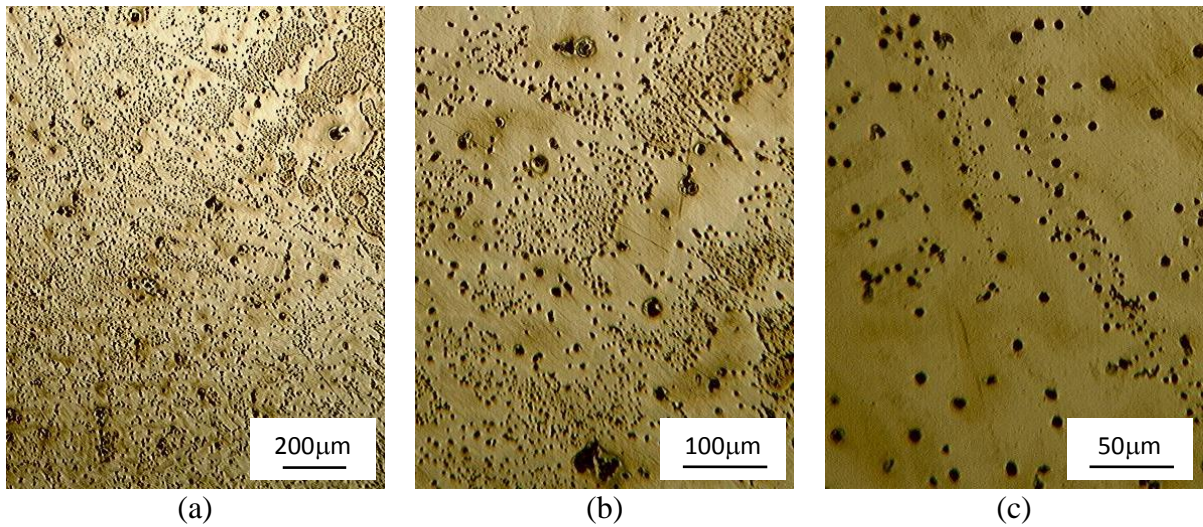
Figura 5.4 – Fotomicrografias (MO) do aço ASTM A 128 GR C após a realização de tratamento térmico – T = 1020°C, t = 30min, resfriamento em água.



(a), (b) e (c) Ampliações distintas.

Fonte: Próprio autor.

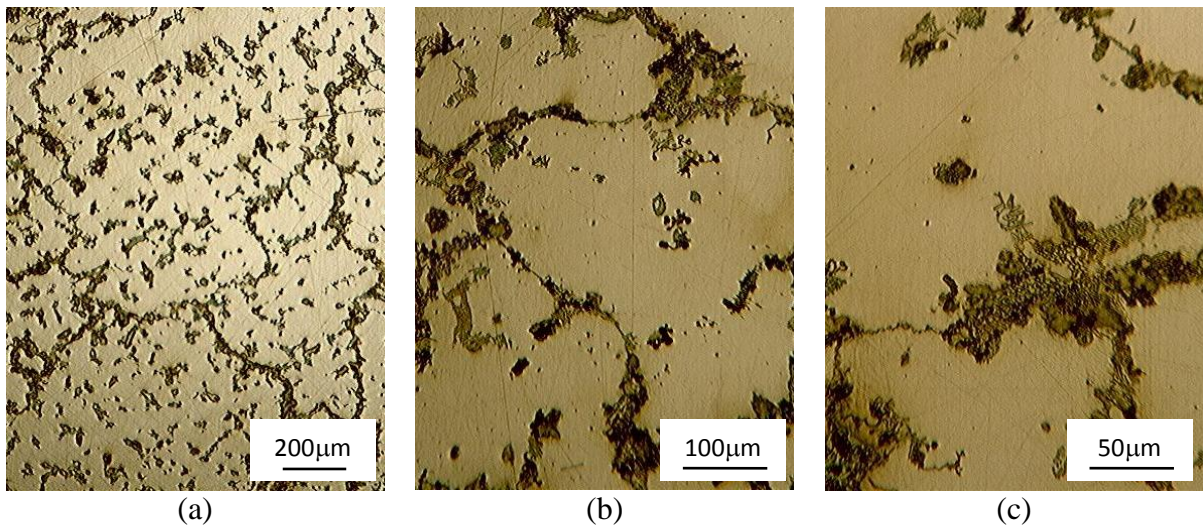
Figura 5.5 – Fotomicrografias (MO) do aço ASTM A 128 GR C após a realização de tratamento térmico – $T = 1020^{\circ}\text{C}$, $t = 1\text{h}$, resfriamento em água.



(a), (b) e (c) Ampliações distintas.

Fonte: Próprio autor.

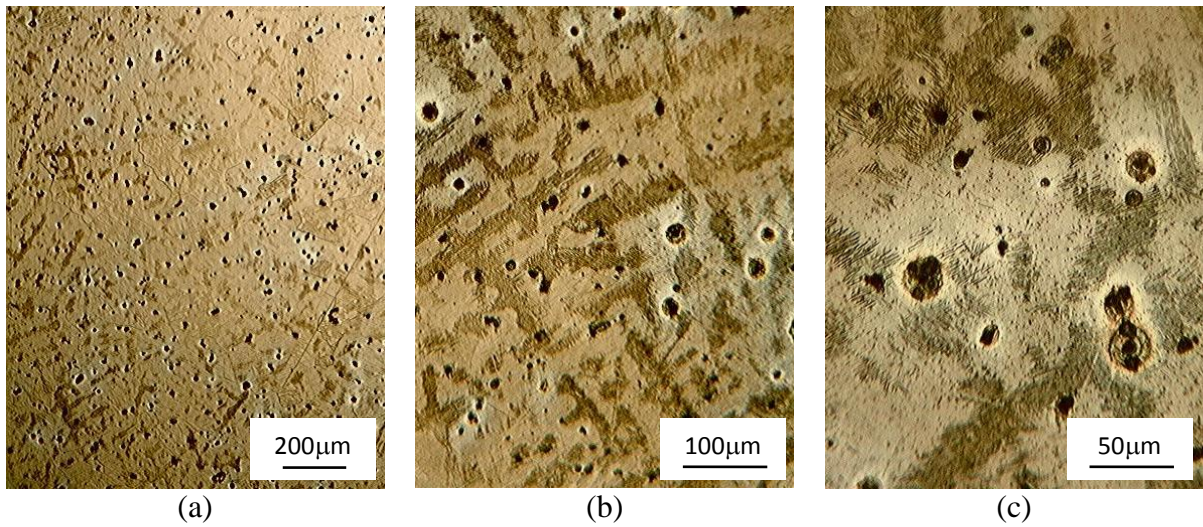
Figura 5.6 – Fotomicrografias (MO) do aço ASTM A 128 GR C após a realização de tratamento térmico – $T = 1020^{\circ}\text{C}$, $t = 2\text{h}$, resfriamento em água.



(a), (b) e (c) Ampliações distintas.

Fonte: Próprio autor.

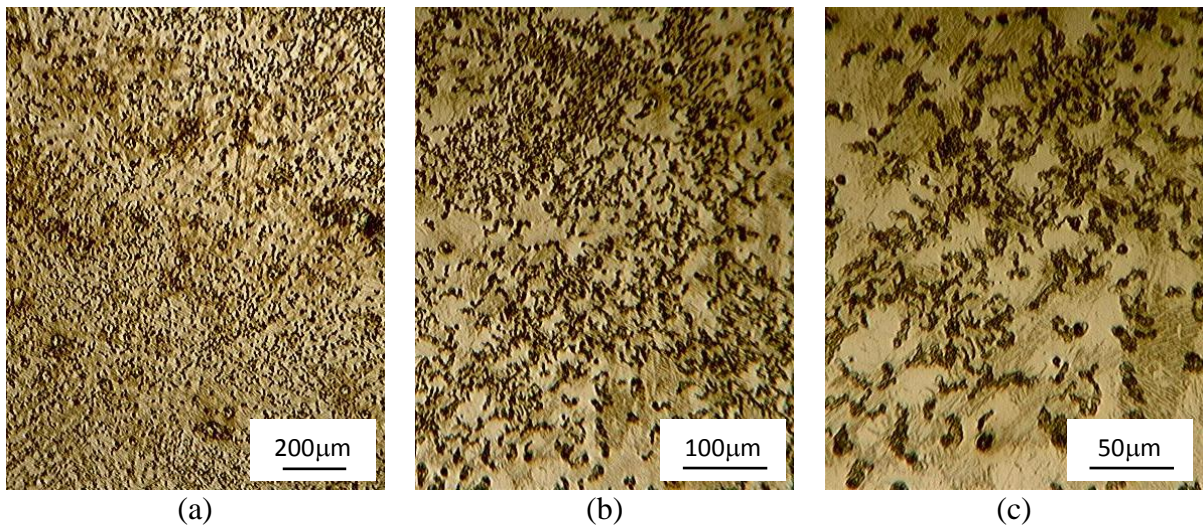
Figura 5.7 – Fotomicrografias (MO) do aço ASTM A 128 GR C após a realização de tratamento térmico – T = 1020°C, t = 4h, resfriamento em água.



(a), (b) e (c) Ampliações distintas.

Fonte: Próprio autor.

Figura 5.8 – Fotomicrografias (MO) do aço ASTM A 128 GR C após a realização de tratamento térmico – T = 1020°C, t = 8h, resfriamento em água.

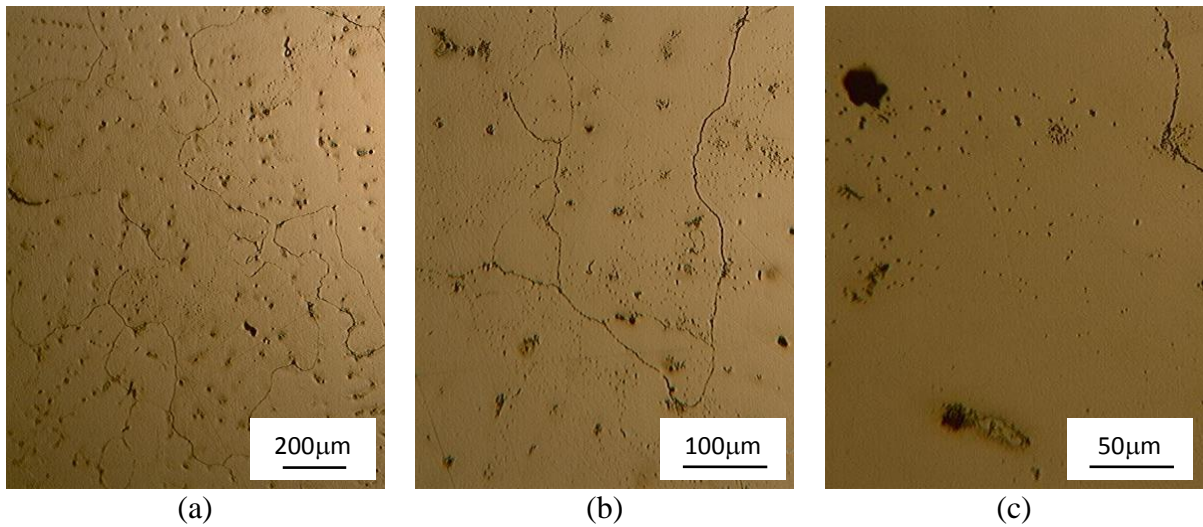


(a), (b) e (c) Ampliações distintas.

Fonte: Próprio autor.

As fotomicrografias das amostras de aço ASTM A 128 GR C submetidas às demais (seis) condições de tratamento térmico (solubilização e resfriamento no forno) são mostradas nas Figuras 5.9 a 5.14. As imagens foram obtidas da mesma forma das figuras anteriores.

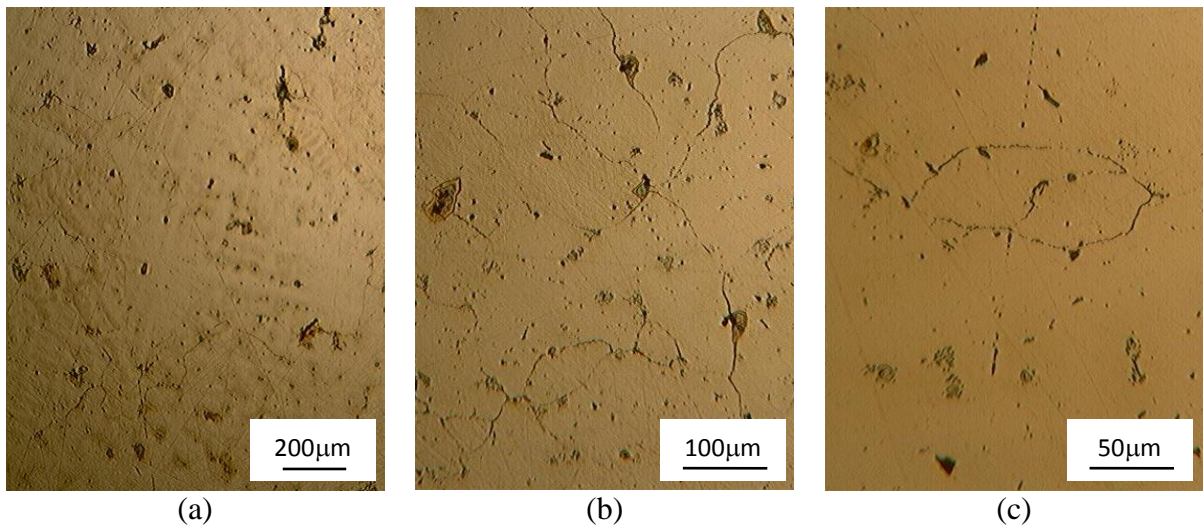
Figura 5.9 – Fotomicrografias (MO) do aço ASTM A 128 GR C após a realização de tratamento térmico – $T = 1020^{\circ}\text{C}$, $t = 10\text{min}$, resfriamento no forno.



(a), (b) e (c) Ampliações distintas.

Fonte: Próprio autor.

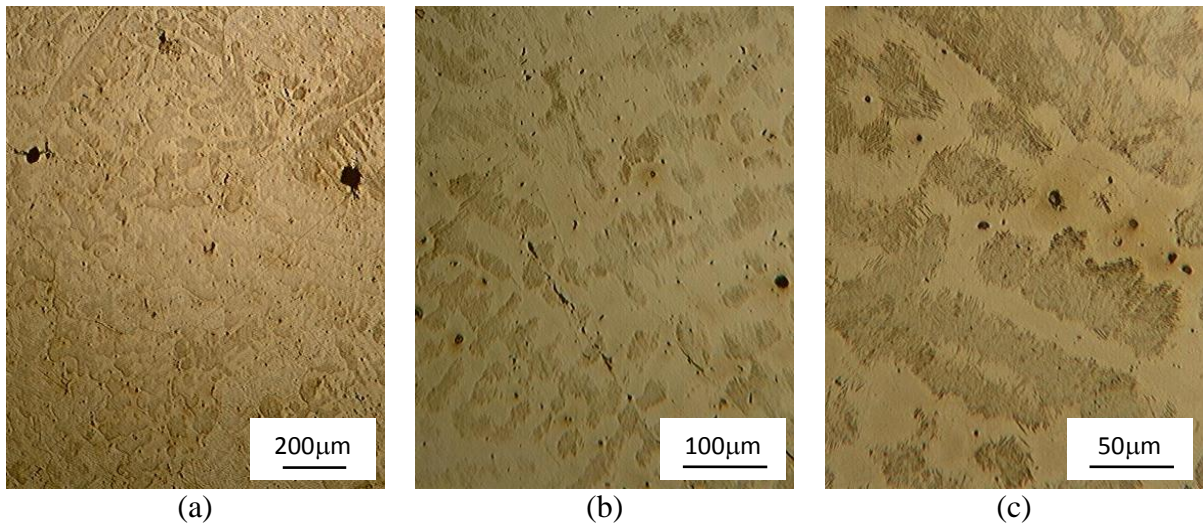
Figura 5.10 – Fotomicrografias (MO) do aço ASTM A 128 GR C após a realização de tratamento térmico – $T = 1020^{\circ}\text{C}$, $t = 30\text{min}$, resfriamento no forno.



(a), (b) e (c) Ampliações distintas.

Fonte: Próprio autor.

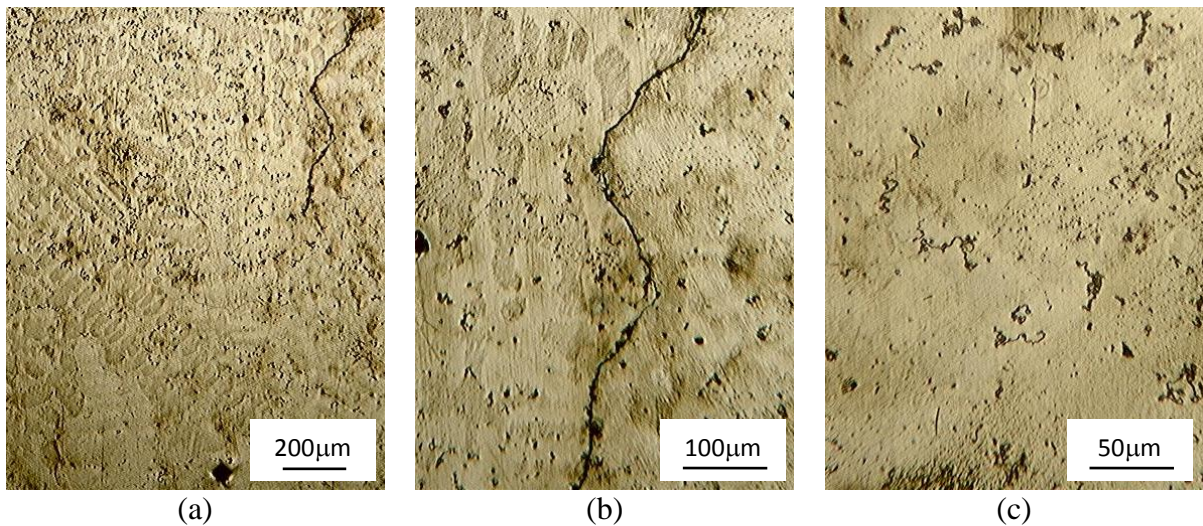
Figura 5.11 – Fotomicrografias (MO) do aço ASTM A 128 GR C após a realização de tratamento térmico – $T = 1020^{\circ}\text{C}$, $t = 1\text{h}$, resfriamento no forno.



(a), (b) e (c) Ampliações distintas.

Fonte: Próprio autor.

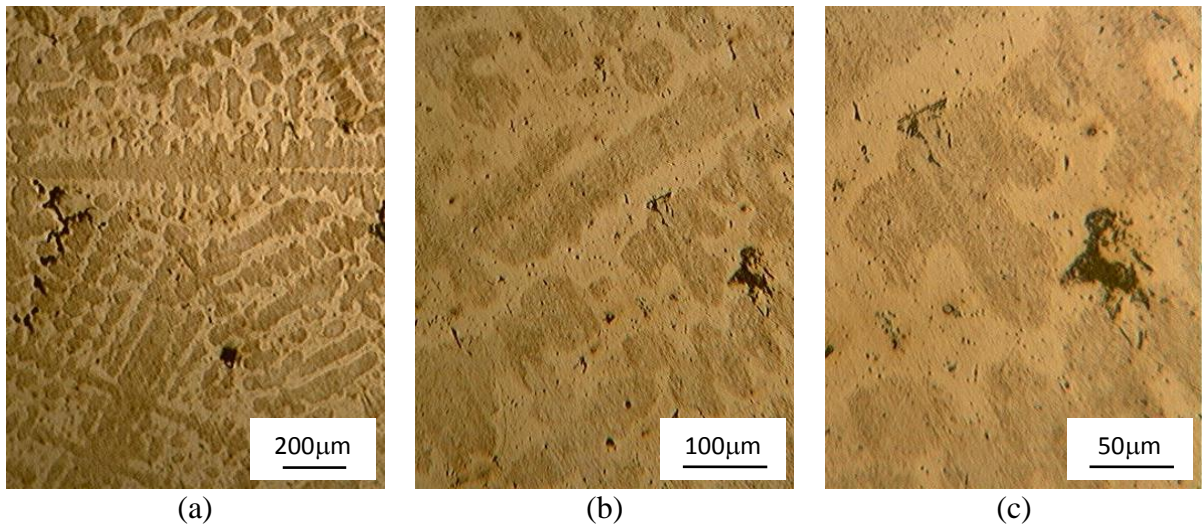
Figura 5.12 – Fotomicrografias (MO) do aço ASTM A 128 GR C após a realização de tratamento térmico – $T = 1020^{\circ}\text{C}$, $t = 2\text{h}$, resfriamento no forno.



(a), (b) e (c) Ampliações distintas.

Fonte: Próprio autor.

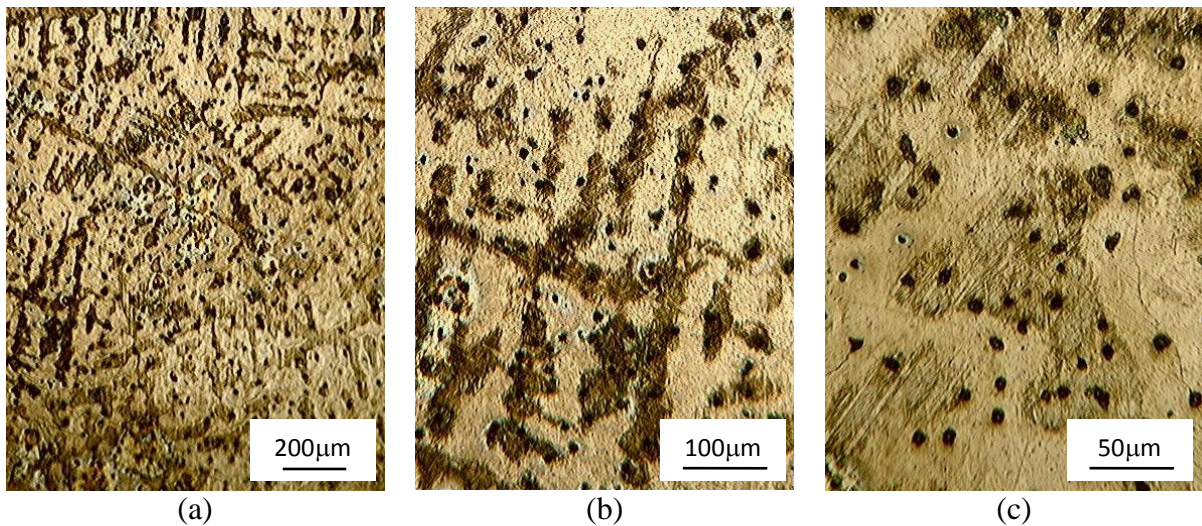
Figura 5.13 – Fotomicrografias (MO) do aço ASTM A 128 GR C após a realização de tratamento térmico – T = 1020°C, t = 4h, resfriamento no forno.



(a), (b) e (c) Ampliações distintas.

Fonte: Próprio autor.

Figura 5.14 – Fotomicrografias (MO) do aço ASTM A 128 GR C após a realização de tratamento térmico – T = 1020°C, t = 8h, resfriamento no forno.



(a), (b) e (c) Ampliações distintas.

Fonte: Próprio autor.

O tratamento térmico de solubilização usualmente exercido em aços Hadfield, é conduzido com o resfriamento em água com agitação, conforme comentado anteriormente. Este tratamento tem o intuito de solubilizar os carbonetos presentes na estrutura, principalmente de ferro e de manganês, ou seja, a estrutura considerada mais apropriada é aquela completamente

austenítica e livre de carbonetos. Porém, sabe-se que obter uma estrutura livre de carbonetos é difícil devido a diversos fatores, e que uma estrutura com carbonetos arredondados, de tamanho pequeno, e dispersos na estrutura austenítica, comportando-se como partículas inócuas, seria a segunda alternativa mais apropriada para a microestrutura destes aços, conforme enfatizado por Moghaddamn, Varahram, Davami (2010).

As Tabelas 5.2 e 5.3 reúnem as informações acerca dos constituintes presentes e da morfologia e distribuição dos carbonetos nas microestruturas com relação ao tempo de encharque nos dois tratamentos realizados.

Tabela 5.2 – Constituintes e morfologia dos carbonetos presentes nas amostras resfriadas em água.

Tempo	Constituintes	Carbonetos		
		Forma	Tamanho	Distribuição
10 min	Austenita	Acicular	Médio	Dispersos
30 min	Austenita	Arredondado	Grande	Dispersos
1 hora	Austenita	Arredondado	Pequeno	Dispersos
2 horas	Austenita	Acicular	Grande	Concentrados (Contornos de grão)
4 horas	Perlita + Austenita	Arredondado	Grande	Dispersos
8 horas	Perlita + Austenita	Acicular	Grande	Dispersos

Fonte: Próprio autor

Tabela 5.3 – Constituintes e morfologia dos carbonetos presentes nas amostras resfriados no forno.

Tempo	Constituintes	Carbonetos		
		Forma	Tamanho	Distribuição
10 min	Austenita	Disforme	Pequeno	Dispersos
30 min	Austenita	Disforme	Pequeno	Dispersos
1 hora	Perlita + Austenita	Arredondado	Grande	Concentrados
2 horas	Perlita + Austenita	Acicular	Médio	Dispersos
4 horas	Perlita + Austenita	Arredondado	Grande	Concentrados
8 horas	Perlita + Austenita	Arredondado	Grande	Dispersos

Fonte: Próprio autor

Percebeu-se a formação de colônias perlíticas em amostras com maior tempo de encharque (4h e 8h) nos dois tratamentos, e também nas amostras submetidas ao tempo de 1h e 2h com resfriamento no forno. Nessas últimas condições a taxa de arrefecimento muito lenta permitiu a formação deste constituinte advindo da austenita, apesar da estabilização da mesma pela presença de manganês, que é um elemento gamagêneo. Essa transformação na microestrutura é reafirmada por Chiaverini (2012), pelo diagrama isotérmico de um aço Hadfield representado na Figura 3.16, que mostra que para baixas taxas de resfriamento há formação de uma estrutura perlítica com carbonetos.

Avaliando-se influência do tempo de encharque na microestrutura do Aço ASTM A128 GR C no tratamento usual de solubilização, percebe-se que o tempo de encharque que promoveu teoricamente uma estrutura considerada mais adequada foi o tempo de 1h, pois os carbonetos se apresentaram arredondados, pequenos e dispersos na matriz austenítica.

Com relação ao tratamento com resfriamento no forno, considerou-se que os tempos de 10 min e 30 min promoveram uma estrutura mais refinada e mais adequada para este tipo de aço, principalmente, devido à ausência de colônias perlíticas em comparação com as outras amostras, pois a presença das mesmas diminuiria uma possível transformação martensítica por deformação, principal mecanismo que promove o grande endurecimento de aços manganês austeníticos e motivo principal da sua aplicabilidade específica.

Acredita-se que dois fatores principais possam ter afetado a não obtenção de uma estrutura totalmente refinada e livre de carbonetos nesses tratamentos. O primeiro está relacionado à presença de cromo nessa classe de aço analisada, pois este elemento é um grande formador de carbonetos e ainda possui um grande efeito estabilizador do carboneto de ferro, ocasionando uma dificuldade de dissolução completa dos mesmos, já relatada por Lima; Soufen (2009). O segundo fator está relacionado ao fato de que a temperatura de solubilização utilizada (1020°C) pode não ter sido suficiente para estabelecer uma dissolução eficaz de carbonetos bastante estáveis.

Nas Tabelas 5.4 e 5.5 são apresentados os resultados coletados nos ensaios de microdureza Vickers das amostras tratadas termicamente, acompanhados dos valores médios e dos desvios padrão. A Tabela 5.6 apresenta valores de dureza medidos em regiões de carbonetos ou com grandes concentrações destes, para comparar as durezas dos mesmos com a da matriz.

Tabela 5.4 – Resultados de microdureza Vickers (HV) do aço após tratamento térmico com resfriamento em água com agitação.

Ensaio	10 min	30 min	1h	2h	4h	8h
1	228	209	237	240	260	271
2	242	203	245	257	267	273
3	231	204	255	258	270	270
4	244	224	245	248	264	275
5	236	218	252	256	256	270
Média	236,2	211,6	246,8	251,8	263,4	271,8
Desvio Padrão	2,91%	4,31%	2,84%	3,06%	2,11%	0,80%

Fonte: Próprio autor.

Tabela 5.5 – Resultados de microdureza Vickers (HV) do aço após tratamento térmico com resfriamento no forno.

Ensaio	10 min	30 min	1h	2h	4h	8h
1	220	237	281	269	273	277
2	221	241	282	277	272	280
3	223	244	284	270	280	277
4	219	248	290	266	284	267
5	231	254	270	271	273	271
Média	222,8	244,8	281,4	270,6	276,4	274,4
Desvio Padrão	2,16%	2,67%	2,58%	1,49%	1,92%	1,92%

Fonte: Próprio autor.

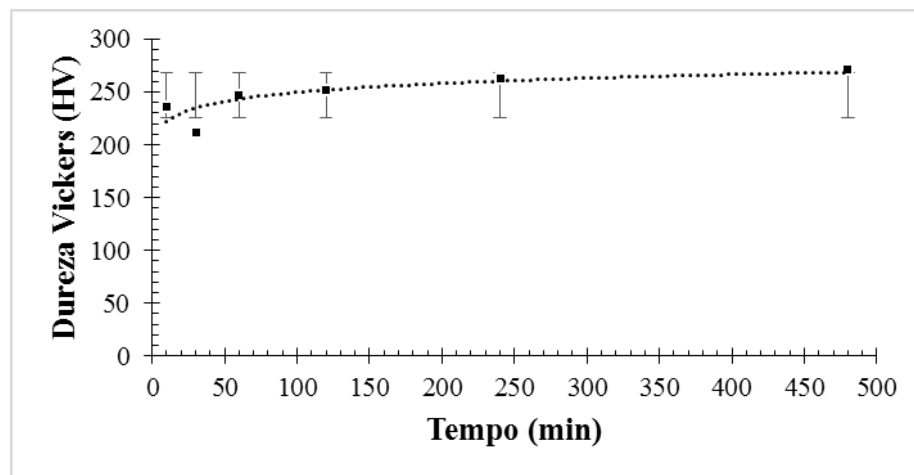
Tabela 5.6 – Resultados de microdureza Vickers (HV) do aço após tratamento térmico com resfriamento no forno (em regiões de carbonetos precipitados)

Ensaio	10 min	30 min	1h	2h	4h	8h
1	268	294	241	298	308	231
2	262	300	244	288	306	239
3	262	309	254	286	298	232
Média	264	301	246,3	290,7	304	234
Desvio Padrão	1,31%	2,51%	2,76%	2,21%	1,74%	1,86%

Fonte: próprio autor

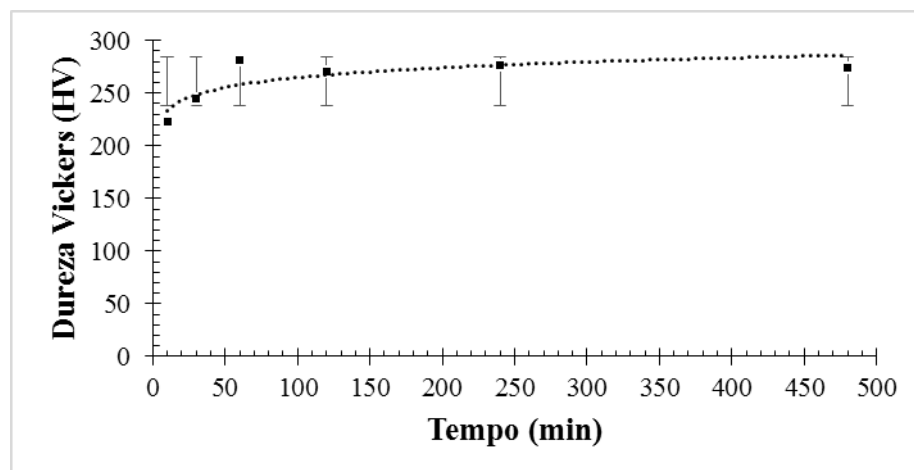
As tendências de comportamento da dureza em relação ao tempo de encharque estão esboçadas graficamente nas Figuras 5.15 e 5.16. Percebe-se que a tendência é o aumento da dureza do material com o aumento do tempo de encharque, apesar da variação ser pouco significativa e de haverem nas duas condições resultados médios que não seguem esta tendência.

Figura 5.15 – Relação entre a microdureza Vickers e o tempo de encharque (resfriamento em água com agitação).



Fonte: Próprio autor

Figura 5.16 – Relação entre a microdureza Vickers e o tempo de encharque (resfriamento no forno).

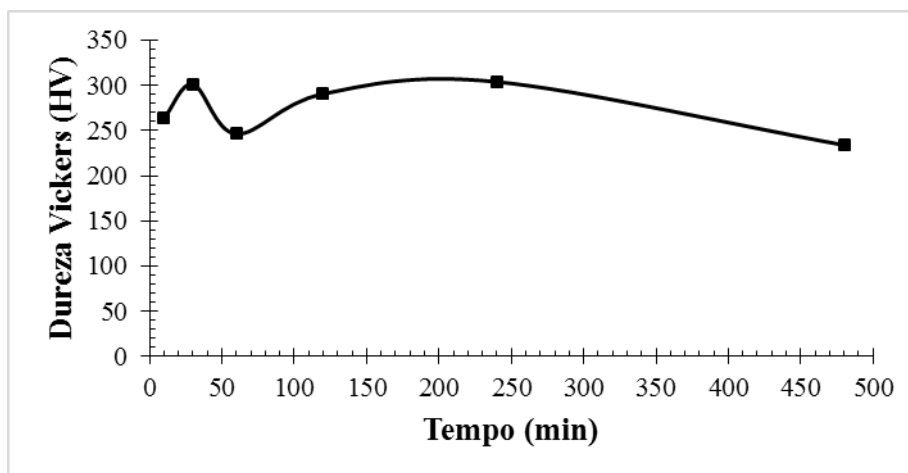


Fonte: Próprio autor

Com relação a dureza dos carbonetos não foi identificada uma tendência de comportamento em função do tempo (Figura 5.17), provavelmente devido à falta de homogeneidade estrutural que permitiu a precipitação de carbonetos aleatoriamente e, em muitos dos casos, de grandes volumes e concisos, e em outros casos pouco concisos e muito dispersos.

No entanto, é importante observar que nas amostras expostas a 1 hora e a 4 horas no forno, observa-se que a dureza do carboneto é ligeiramente menor do que a dureza da matriz. Uma hipótese acerca deste comportamento é pautada na possibilidade da ocorrência de uma solubilização mais eficiente dos carbonetos nestas amostras, que aumentaram a dureza da matriz devido a presença de mais elementos em solução sólida e, em detrimento disso, houve um empobrecimento de elementos estabilizadores dos carbonetos e uma menor concisão dos mesmos, conferindo-os essa dureza menor.

Figura 5.17 – Relação entre a microdureza Vickers e o tempo de encharque no forno (carbonetos).



Fonte: Próprio autor

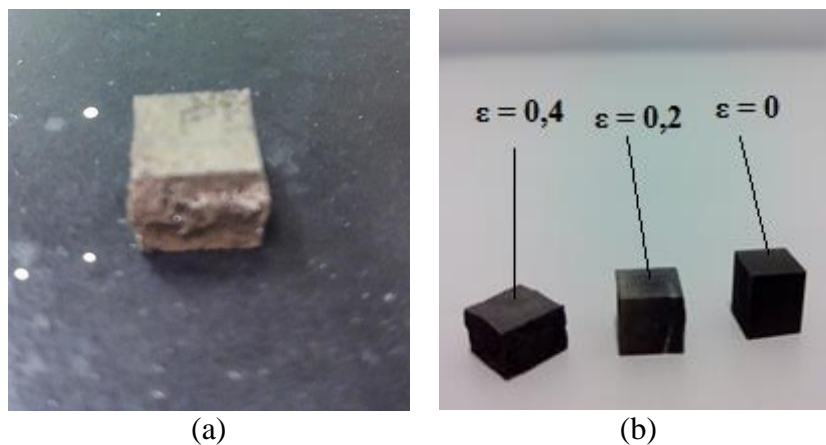
Desse modo, acredita-se que os resultados de microestrutura revelaram aspectos mais relevantes para a adequação do tempo de encharque do que a análise da microdureza, pois o aumento de dureza significativo destes aços se dá por meio de um processamento mecânico com deformação plástica, a qual se acredita que age com a transformação de austenita em martensita. Por isso, é muito provável a preferência por uma estrutura completamente austenítica, do que por uma estrutura com maior dureza, mas com colônias de perlita que não se transformariam em martensita subsequentemente.

5.3 Ensaio de Compressão (Processamento Mecânico)

As curvas tensão x deformação referentes ao ensaio de compressão executado em 8 amostras relacionadas anteriormente estão expostas nas Figuras de 5.19 e 5.20. Somente serão discutidas as curvas para o menor nível de deformação (20%), pois se revelaram como curvas mais homogêneas e características que demonstraram resultados significativos e com acurácia.

É necessário ressaltar que alguns corpos de prova apresentaram uma porosidade significativa e visível a olho nu, a qual acredita-se advir do processo de fundição, visto que os corpos de prova foram confeccionados a partir de partes de um corpo sólido fundido. Isso prejudicou a obtenção de valores realistas do comportamento mecânico do material nestes casos, nomeadamente nas amostras submetidas aos tratamentos por 60 e 120 minutos, com resfriamento em água. A figura 5.18 representa a comparação entre os corpos de prova.

Figura 5.18 – Corpos de Prova

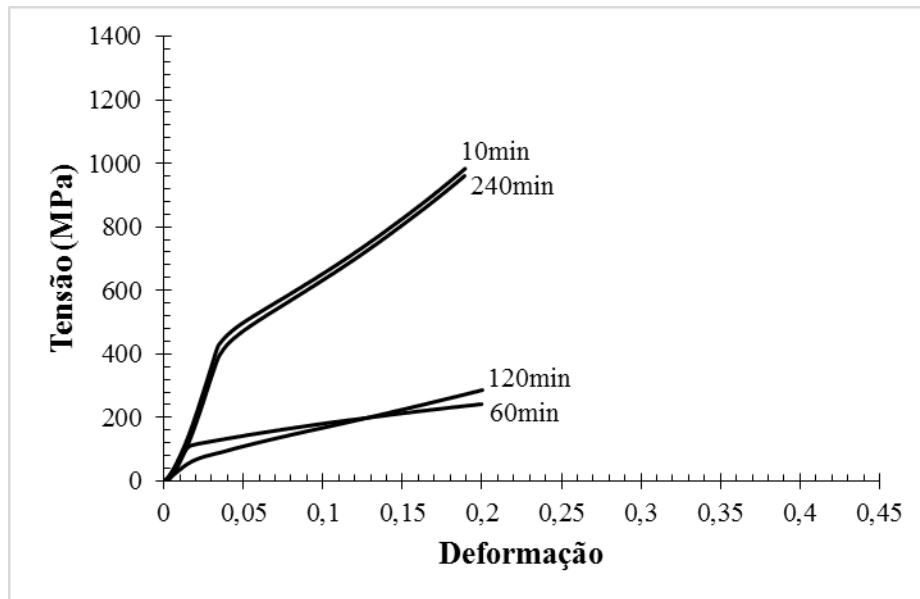


(a) corpo de prova poroso deformado, (b) corpos de prova em diferentes níveis de deformação e não deformado (direita).

Fonte: Próprio autor.

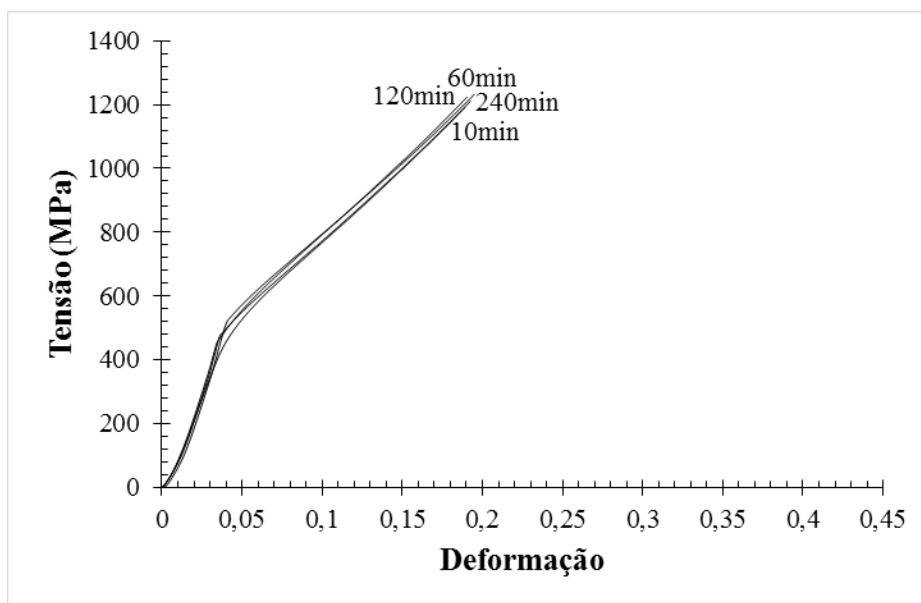
Percebe-se por meio da Figura 5.19 que o comportamento mecânico das amostras submetidas aos tempos de encharque de 10 min e 240 min foi bastante similar, e na Figura 5.20 essa similaridade é pronunciada em todas as amostras. Essa quase igualdade das curvas demonstra pouca influência da microestrutura no comportamento mecânico para essas condições de tratamento e nível de deformação.

Figura 5.19 – Curvas tensão x deformação dos corpos de prova cúbicos de aço ASTM A 128 GR C tratados termicamente. – $T = 1020^{\circ}\text{C}$, $\epsilon_{\text{máx}} = 0,2$, resfriamento em água.



Fonte: Próprio autor

Figura 5.20 – Curvas tensão x deformação dos corpos de prova cúbicos de aço ASTM A 128 GR C tratados termicamente. – $T = 1020^{\circ}\text{C}$, $\epsilon_{\text{máx}} = 0,2$, resfriamento no forno.



Fonte: Próprio autor.

O comportamento mecânico para as amostras com deformação de engenharia de 0,4 pode ser evidenciado pelo prolongamento do regime plástico das curvas até este nível de deformação, o que acarretaria aproximadamente o dobro de tensão de escoamento máxima.

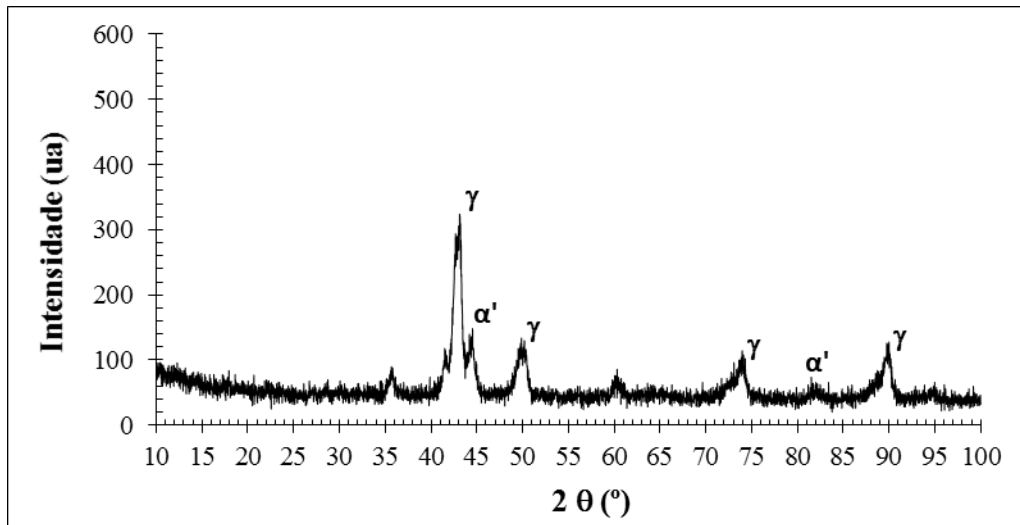
5.4 Caracterização pós processamento mecânico e análise quantitativa de fases por Difração de Raios-X.

As Figuras de 5.21 a 5.36 representam os difratogramas encontrados para todas as amostras submetidas aos esforços mecânicos e a maioria dos picos estão respectivamente identificados com a sua fase correspondente de acordo com banco de dados. Em todas as amostras verificou-se a presença de martensita (α') e austenita (γ) conforme esperado.

Em relação aos outros picos não identificados nas figuras, localizados por volta de $35,68^\circ$, $41,54^\circ$ e $60,32^\circ$, acredita-se que sejam referentes aos carbonetos usualmente presentes na estrutura do aço Hadfield. Khan et al. (2001) identifica os picos de $41,54^\circ$ como carbonetos de ferro (Fe_3C) em diversas amostras de aço Hadfield submetidas a condições de tratamento semelhantes as estabelecidas.

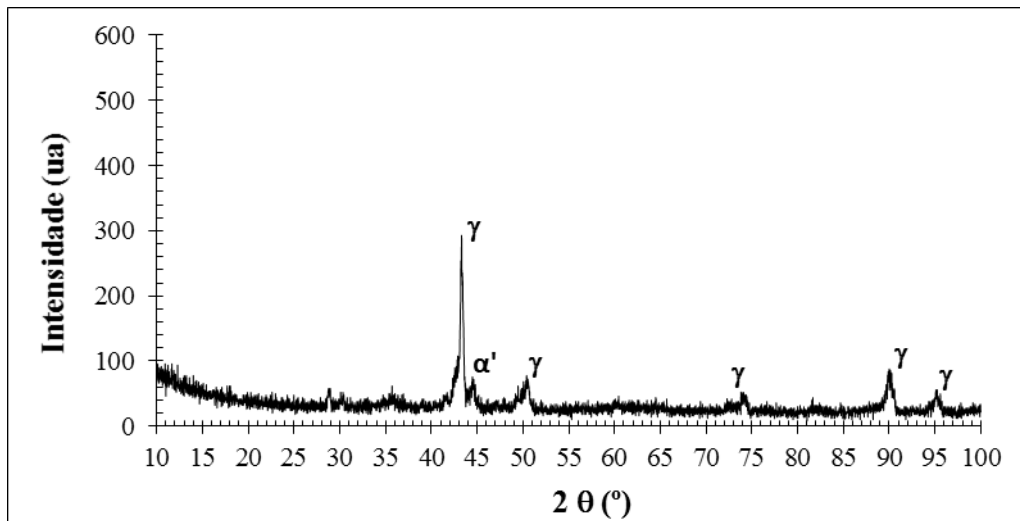
Além disso, existem três amostras que sofreram 40% de deformação, nomeadamente as resfriadas em água com 10 min e 240 min de tempo de encharque, e uma resfriada no forno com 240 min de tempo de encharque (Figuras 5.27, 5.30 e 5.38), nas quais são revelados picos por volta de $28,92^\circ$ e $30,36^\circ$. Acredita-se que estes podem ter sido evidenciados devido à presença significativa de carbonetos além dos de ferro, como de Manganês (Mn_xC) e Cromo (Cr_3C) ou devido a uma maior presença de constituinte perlítico e serem característicos da fase cementita.

Figura 5.21 – Difração de raios-X da amostra de aço ASTM A 128 GR C tratada termicamente e deformada – $T= 1020^{\circ}\text{C}$, $t = 10 \text{ min}$, $\epsilon_{\text{máx}} = 0,2$, resfriamento em água.



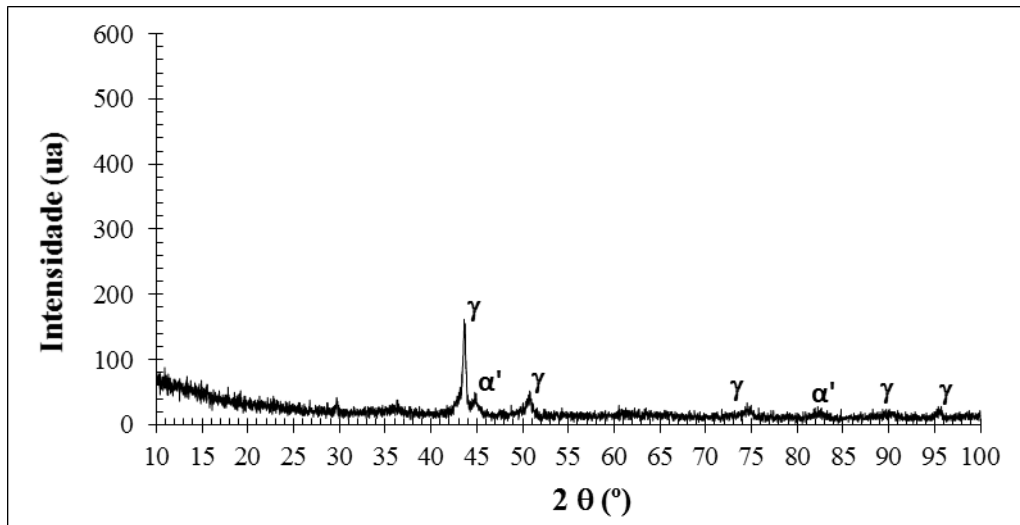
Fonte: Próprio autor

Figura 5.22 – Difração de raios-X da amostra de aço ASTM A 128 GR C tratada termicamente e deformada – $T= 1020^{\circ}\text{C}$, $t = 60 \text{ min}$, $\epsilon_{\text{máx}} = 0,2$, resfriamento em água



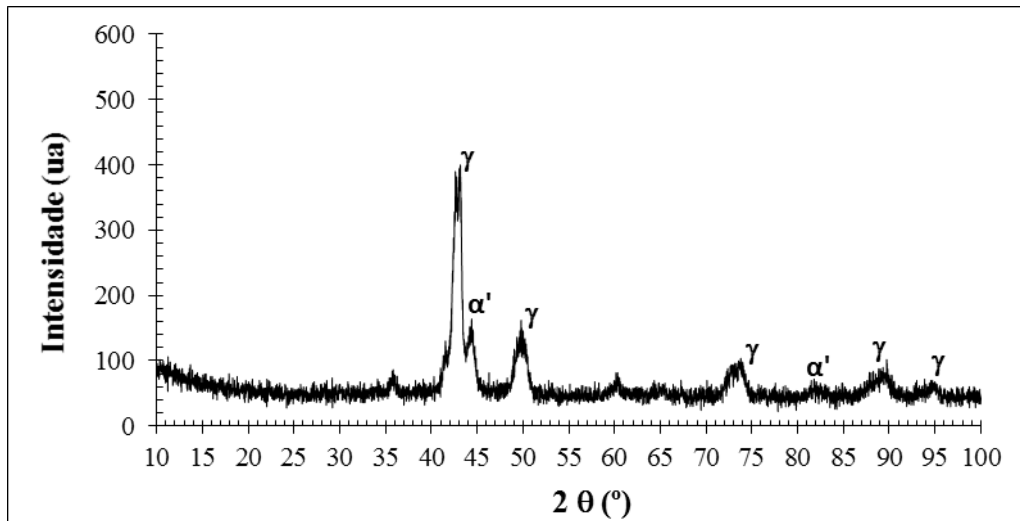
Fonte: Próprio autor.

Figura 5.23 – Difração de raios-X da amostra de aço ASTM A 128 GR C tratada termicamente e deformada – $T= 1020^{\circ}\text{C}$, $t = 120$ min, $\epsilon_{\text{máx}} = 0,2$, resfriamento em água



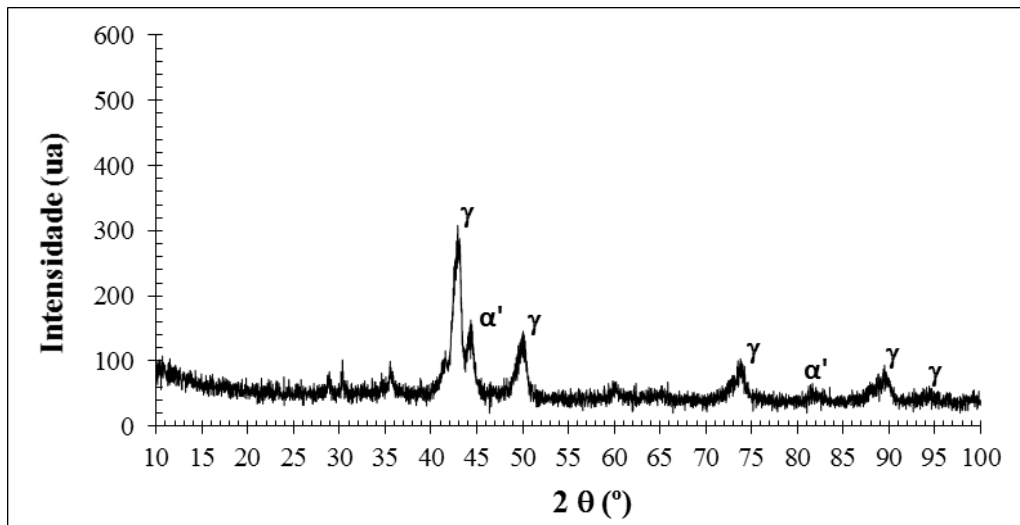
Fonte: Próprio autor

Figura 5.24 – Difração de raios-X da amostra de aço ASTM A 128 GR C tratada termicamente e deformada – $T= 1020^{\circ}\text{C}$, $t = 240$ min, $\epsilon_{\text{máx}} = 0,2$, resfriamento em água



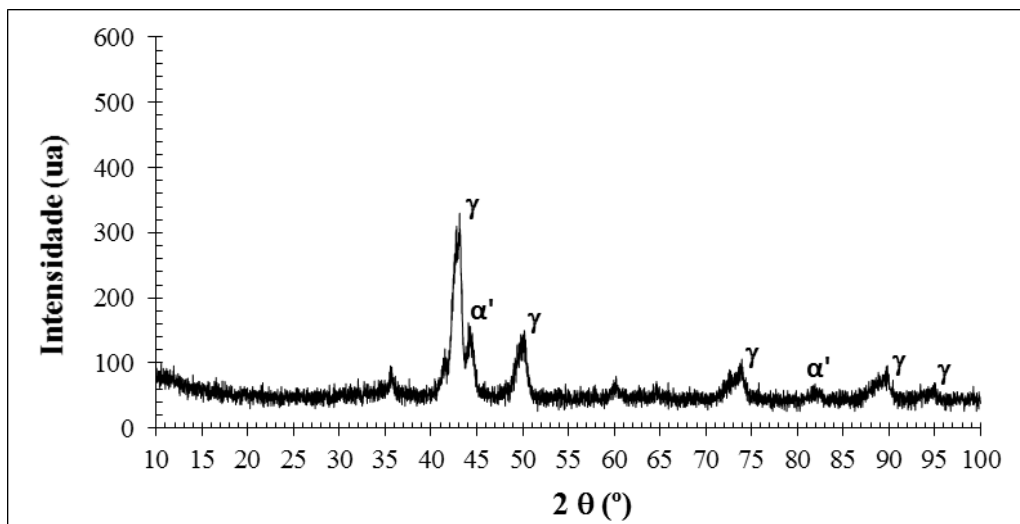
Fonte: Próprio autor

Figura 5.25 – Difração de raios-X da amostra de aço ASTM A 128 GR C tratada termicamente e deformada – $T= 1020^{\circ}\text{C}$, $t = 10 \text{ min}$, $\epsilon_{\text{máx}} = 0,4$, resfriamento em água.



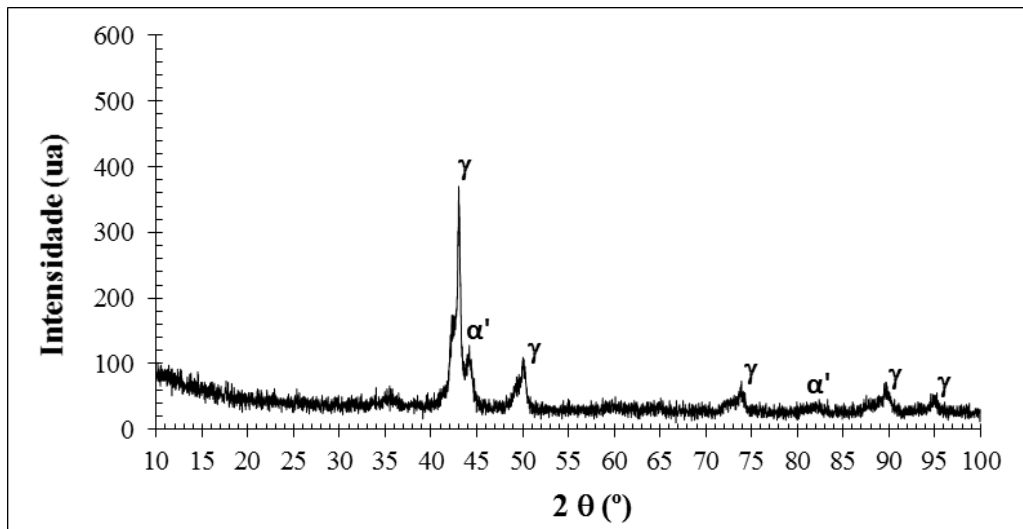
Fonte: Próprio autor

Figura 5.26 – Difração de raios-X da amostra de aço ASTM A 128 GR C tratada termicamente e deformada – $T= 1020^{\circ}\text{C}$, $t = 60 \text{ min}$, $\epsilon_{\text{máx}} = 0,4$, resfriamento em água.



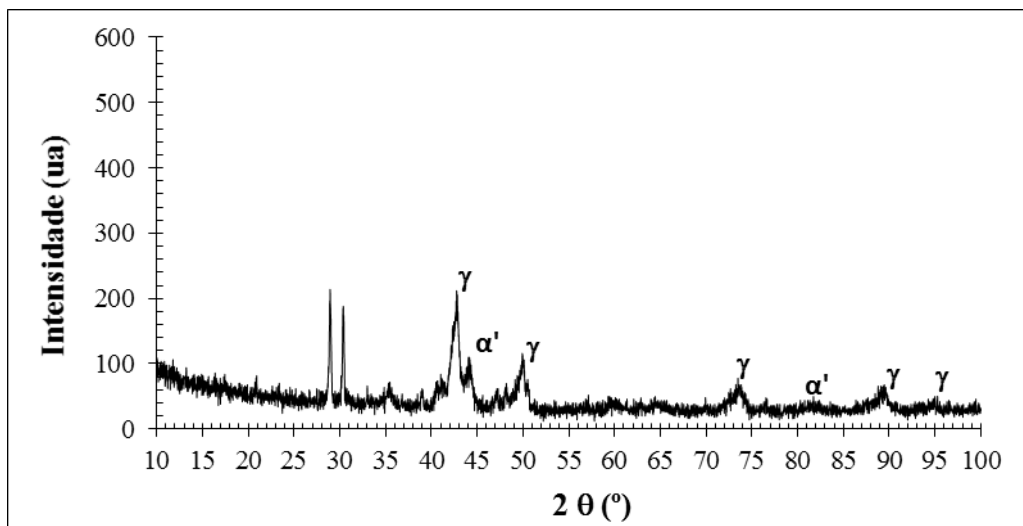
Fonte: Próprio autor

Figura 5.27 – Difração de raios-X da amostra de aço ASTM A 128 GR C tratada termicamente e deformada – $T= 1020^{\circ}\text{C}$, $t = 120 \text{ min}$, $\epsilon_{\text{máx}} = 0,4$, resfriamento em água.



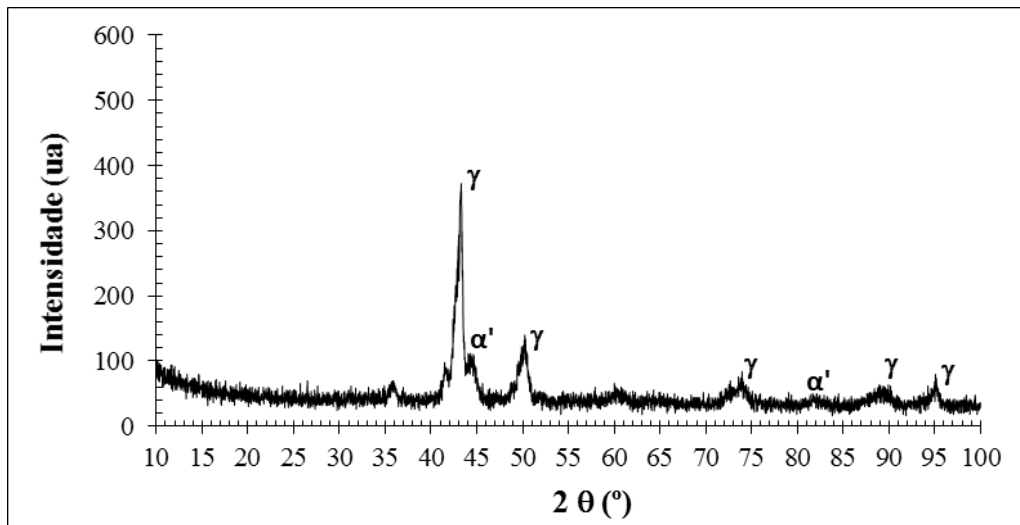
Fonte: Próprio autor

Figura 5.28 – Difração de raios-X da amostra de aço ASTM A 128 GR C tratada termicamente e deformada – $T= 1020^{\circ}\text{C}$, $t = 240 \text{ min}$, $\epsilon_{\text{máx}} = 0,4$, resfriamento em água.



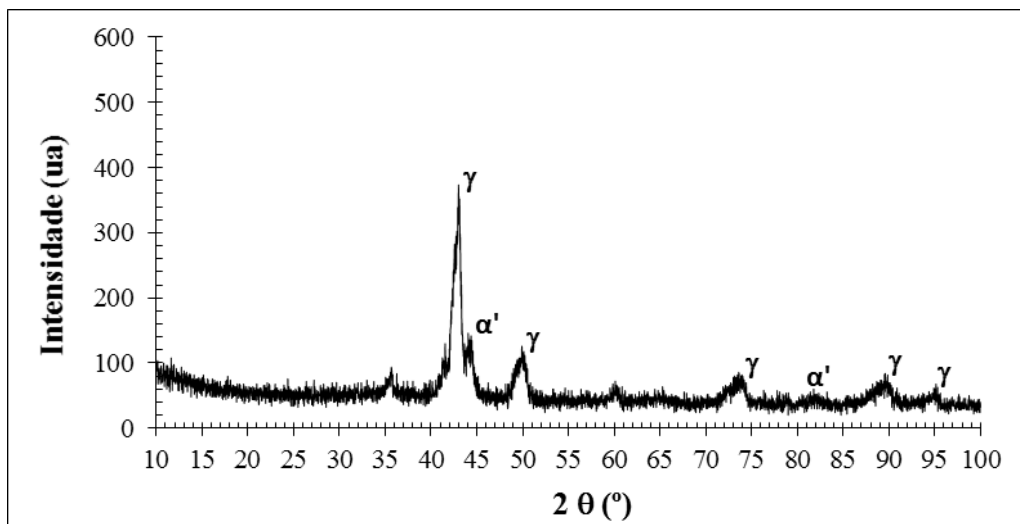
Fonte: Próprio autor

Figura 5.29 – Difração de raios-X da amostra de aço ASTM A 128 GR C tratada termicamente e deformada – $T= 1020^{\circ}\text{C}$, $t = 10 \text{ min}$, $\varepsilon_{\text{máx}} = 0,2$, resfriamento no forno.



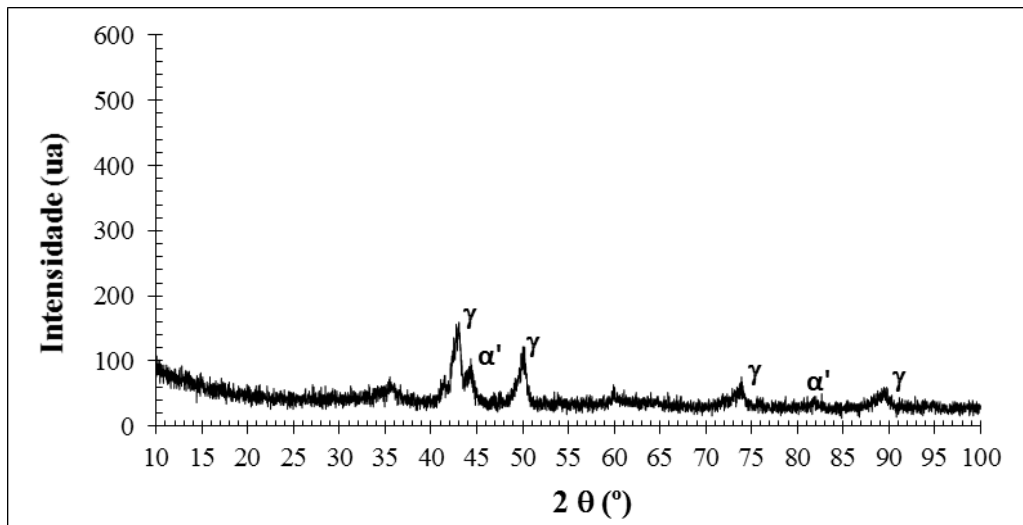
Fonte: Próprio autor

Figura 5.30 – Difração de raios-X da amostra de aço ASTM A 128 GR C tratada termicamente e deformada – $T= 1020^{\circ}\text{C}$, $t = 60 \text{ min}$, $\varepsilon_{\text{máx}} = 0,2$, resfriamento no forno.



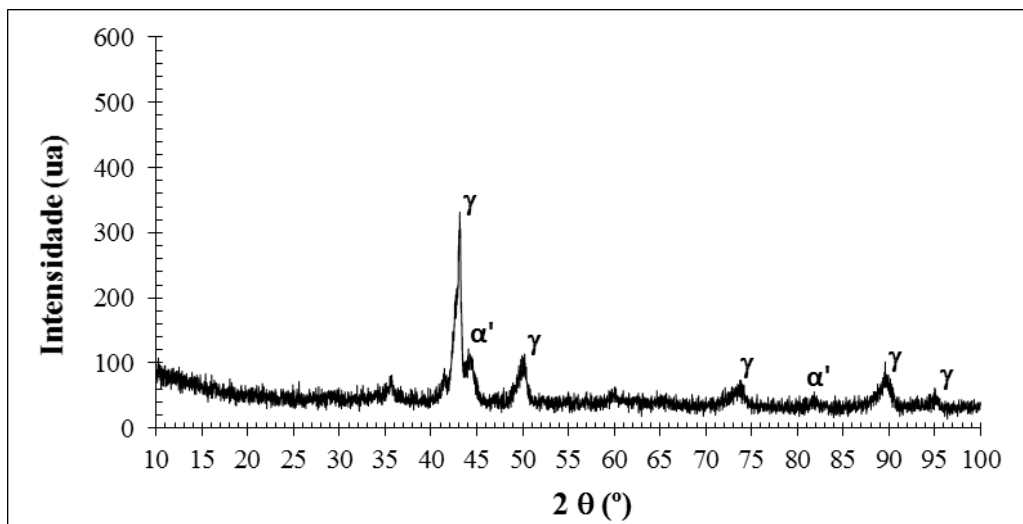
Fonte: Próprio autor

Figura 5.31 – Difração de raios-X da amostra de aço ASTM A 128 GR C tratada termicamente e deformada – $T= 1020^{\circ}\text{C}$, $t = 120 \text{ min}$, $\epsilon_{\text{máx}} = 0,2$, resfriamento no forno.



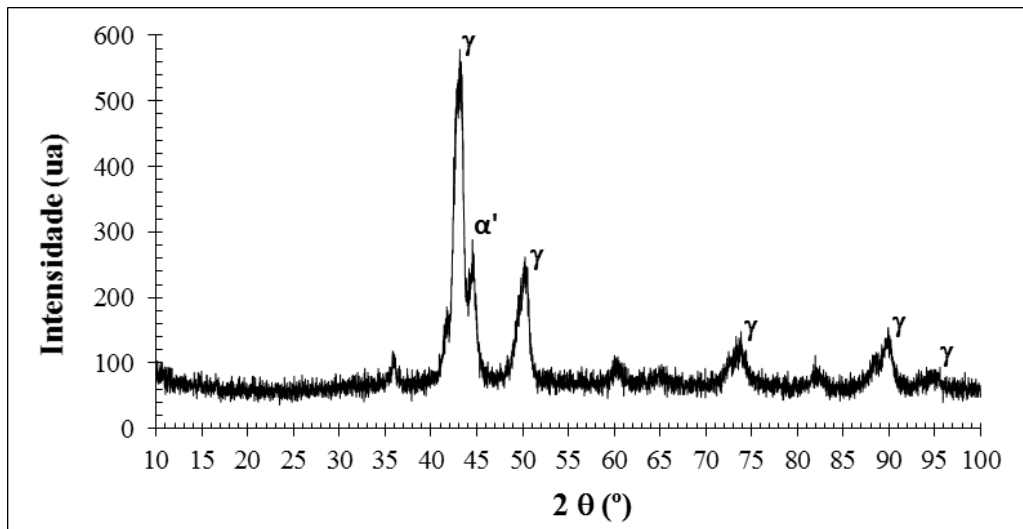
Fonte: Próprio autor

Figura 5.32 – Difração de raios-X da amostra de aço ASTM A 128 GR C tratada termicamente e deformada – $T= 1020^{\circ}\text{C}$, $t = 240 \text{ min}$, $\epsilon_{\text{máx}} = 0,2$, resfriamento no forno.



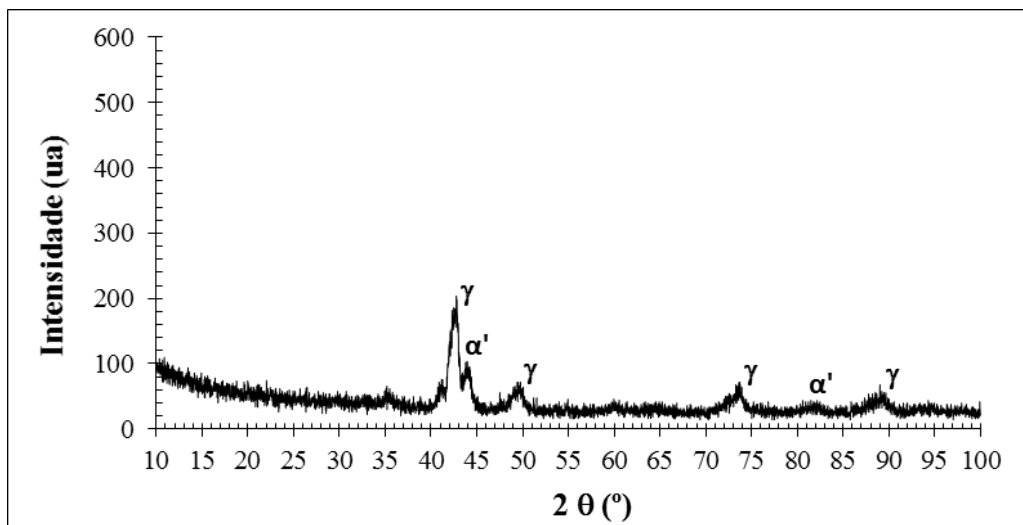
Fonte: Próprio autor

Figura 5.33 – Difração de raios-X da amostra de aço ASTM A 128 GR C tratada termicamente e deformada – $T = 1020^{\circ}\text{C}$, $t = 10 \text{ min}$, $\epsilon_{\text{máx}} = 0,4$, resfriamento no forno.



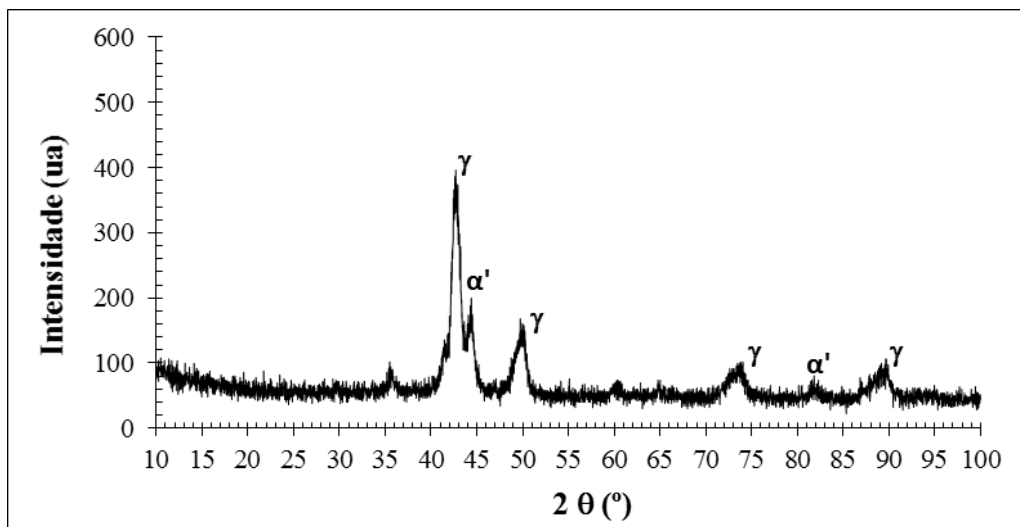
Fonte: Próprio autor

Figura 5.34 – Difração de raios-X da amostra de aço ASTM A 128 GR C tratada termicamente e deformada – $T = 1020^{\circ}\text{C}$, $t = 60 \text{ min}$, $\epsilon_{\text{máx}} = 0,4$, resfriamento no forno.



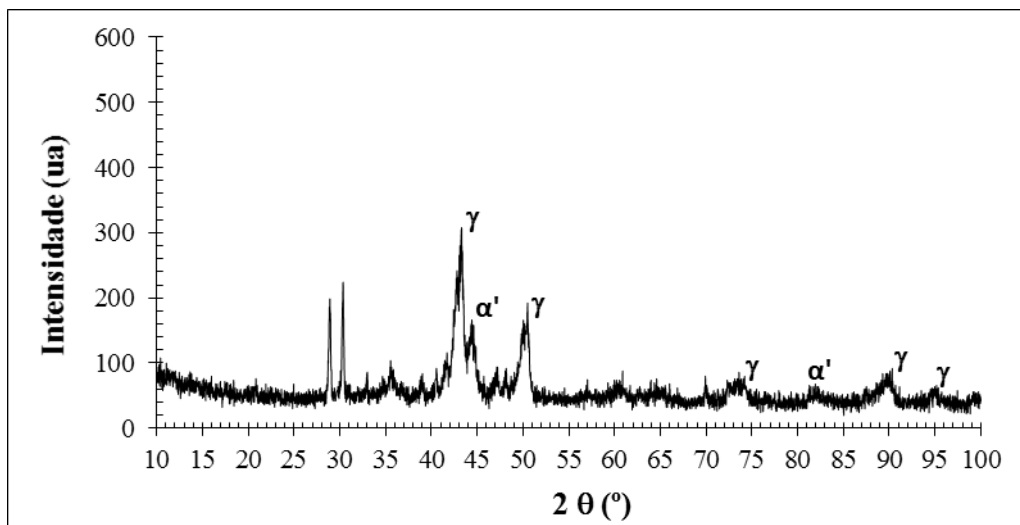
Fonte: Próprio autor

Figura 5.35 – Difração de raios-X da amostra de aço ASTM A 128 GR C tratada termicamente e deformada – $T = 1020^{\circ}\text{C}$, $t = 120$ min, $\varepsilon_{\text{máx}} = 0,4$, resfriamento no forno.



Fonte: Próprio autor

Figura 5.36 – Difração de raios-X da amostra de aço ASTM A 128 GR C tratada termicamente e deformada – $T = 1020^{\circ}\text{C}$, $t = 240$ min, $\varepsilon_{\text{máx}} = 0,4$, resfriamento no forno.



Fonte: Próprio autor

Os resultados obtidos por meio de um tratamento dos dados relacionados a quantificação das áreas dos picos no software Origin 8.5 são expostos na Tabela 5.8. Identificou-se e calculou-se as porcentagens de três potenciais constituintes nas amostras: Martensita, Austenita e Carbonetos Metálicos (MC), precipitados de estruturas compostas de carbono e um elemento metálico.

Tabela 5.7 – Resultados das porcentagens das fases presente em cada amostra

Resfriamento	$\epsilon_{m\acute{a}x}$	Tempo	% α'	% γ	%MC
Água (Rápido)	0,2	10 min	6,3	74,4	19,3
		60 min	2,8	35,6	61,6
		120 min	4,8	20,8	74,4
		240 min	11,9	65,6	22,5
	0,4	10 min	13,4	64,5	22,1
		60 min	8,5	71,8	19,7
		120 min	12,5	41,8	45,7
		240 min	14,4	45,1	40,5
Forno (Lento)	0,2	10 min	12,1	45,9	42,0
		60 min	10,1	79,9	10,0
		120 min	9,4	55,3	35,3
		240 min	9,0	66,2	24,8
	0,4	10 min	12,8	78,6	8,6
		60 min	11,0	50,2	38,8
		120 min	13,8	81,1	5,1
		240 min	10,3	44,1	45,6

Fonte: Próprio autor.

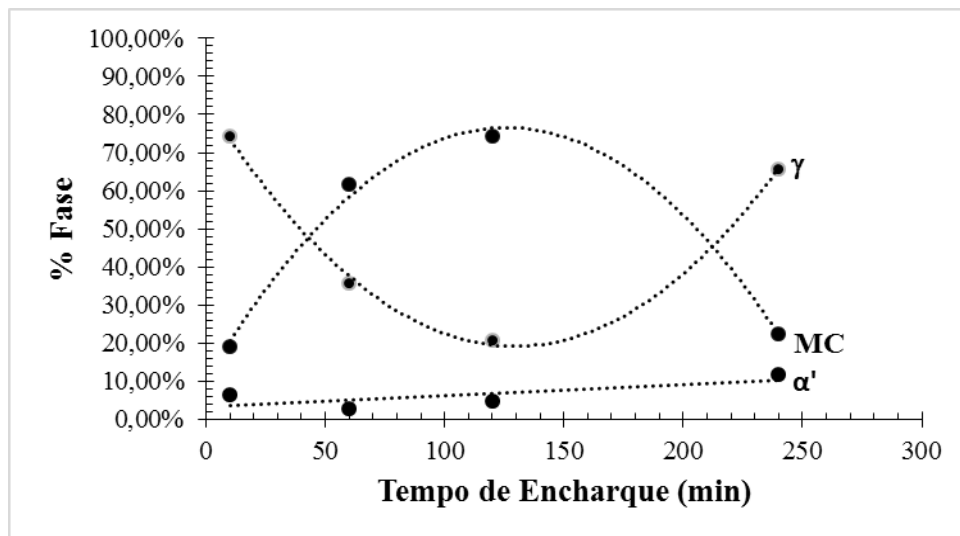
Os cálculos das porcentagens das fases foram exercidos pelo somatório das áreas dos picos característicos de cada fase em relação a área total de picos. Ressalta-se que a técnica pode ser influenciada pela presença de ruídos e pela aproximação matemática.

Dentre as amostras deformadas no menor nível (0,2) e que foram submetidas a tratamento térmico de solubilização alternativo (resfriamento no forno), os resultados revelam que a porcentagem de martensita diminui com o aumento do tempo de encharque, apesar desta diminuição não ser de grande intensidade. Esta tendência pode estar relacionada a um aumento gradual de constituinte perlítico com aumento do tempo nas amostras, sendo inexistente na amostra de 10 min e máximo na amostra de 240 min, conforme pode ser corroborado pelas Figuras 5.9, 5.11, 5.12 e 5.13 que representam a microestrutura referente as condições de tratamento.

Nas amostras tratadas termicamente nas mesmas condições relatadas no parágrafo anterior, porém submetidas ao dobro de deformação (0,4), é possível identificar uma certa tendência

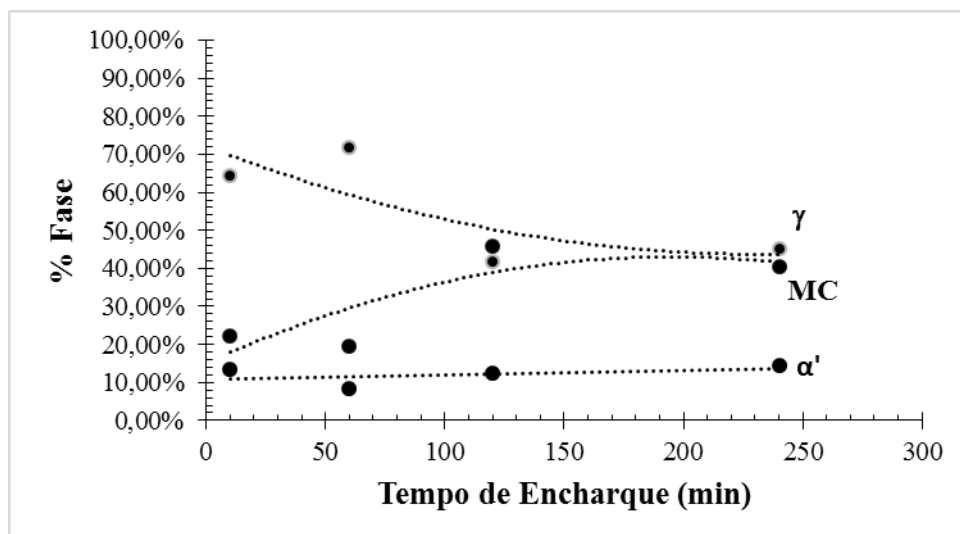
inversa entre o teor de carbonetos e o teor de martensita, com uma menor formação de martensita na amostra de 240 min, pois uma grande intensidade de carbonetos na estrutura diminui a disponibilidade de austenita para a transformação e dificulta estruturalmente a transformação martensítica. As Figuras 5.37 a 5.40 apresentam tendências para a porcentagem das fases em relação ao aumento do tempo de encharque.

Figura 5.37 – Gráfico de porcentagem das fases em função do tempo de encharque em minutos, $\varepsilon_{\text{máx}} = 0,2$, resfriamento em água.



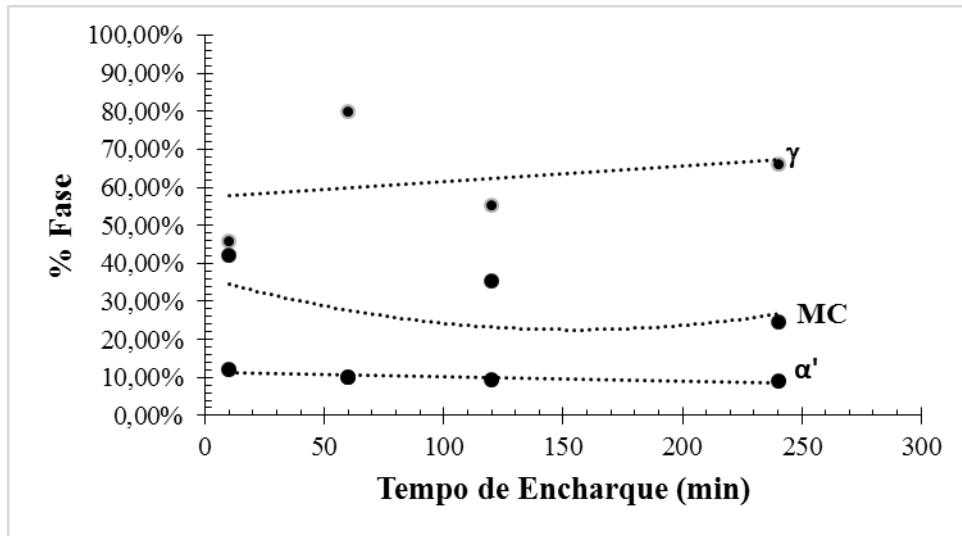
Fonte: Próprio autor.

Figura 5.38 – Gráfico de porcentagem das fases em função do tempo de encharque em minutos, $\varepsilon_{\text{máx}} = 0,4$, resfriamento em água.



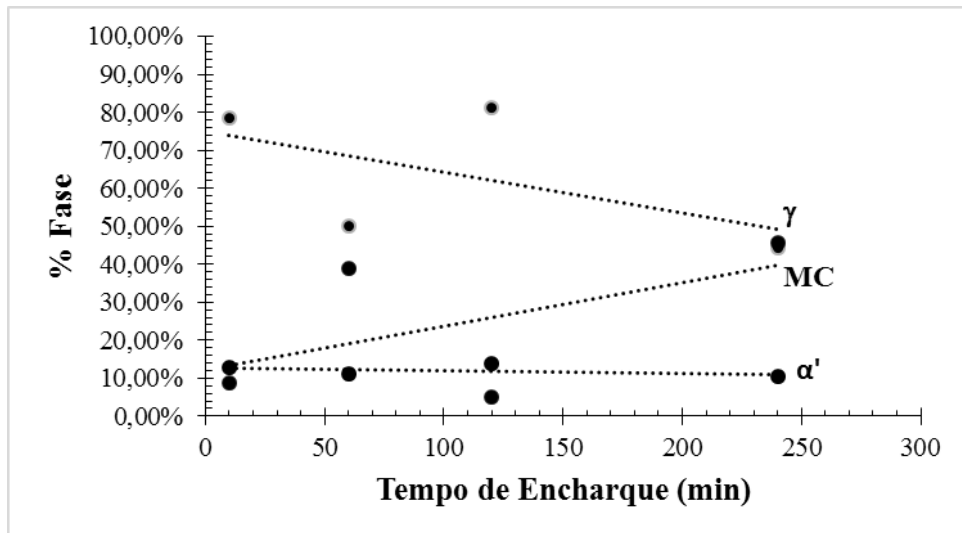
Fonte: Próprio autor.

Figura 5.39 – Gráfico de porcentagem das fases em função do tempo de encharque em minutos, $\epsilon_{\text{máx}} = 0,2$, resfriamento no forno.



Fonte: Próprio autor

Figura 5.40 – Gráfico de porcentagem das fases em função do tempo de encharque em minutos, $\epsilon_{\text{máx}} = 0,4$, resfriamento no forno.



Fonte: Próprio autor

CONSIDERAÇÕES FINAIS

Em relação aos tratamentos térmicos de solubilização, acredita-se que no tratamento usual (resfriamento em água), a estrutura mais adequada foi a de tempo de encharque de 1 hora, pois os carbonetos estavam arredondados, pequenos e dispersos na matriz austenítica. No tratamento alternativo (resfriamento no forno), considerou-se a priori que os tempos de 10 min e 30 min promoveram uma estrutura mais refinada e mais adequada para este tipo de aço, principalmente, devido a ausência de colônias perlíticas, que diminuem a disponibilidade de austenita para a transformação martensítica por deformação. A solubilização total de carbonetos não foi alcançada provavelmente pela presença de cromo, que é um potencial formador de carbonetos ou pela temperatura de solubilização escolhida ter sido insuficiente.

Em relação à formação de martensita nas amostras submetidas ao ensaio de compressão, registrou-se que a amostra submetida a 240 min, deformada em 40% e resfriada em água foi a que parece ter desenvolvido uma maior quantidade de martensita. Entretanto, a diferença em relação a outras amostras é baixa. Nas amostras resfriadas no forno percebe-se uma tendência inversa da porcentagem de martensita formada e de carbonetos, confirmando a teoria de que os carbonetos são impedimentos estruturais para a transformação martensítica por deformação.

Como possíveis sugestões para trabalhos futuros, pode-se citar a variação da temperatura de solubilização, a fim de avaliar a influência na microestrutura e a execução de ensaios ou processamentos mecânicos com diferentes tipos de esforços, tais como: abrasão e impacto.

REFERÊNCIAS

AGUIAR, D. J. M. **Estudo da deformação e reversão de martensita induzida por deformação na austenita de dois aços inoxidáveis duplex**. São Paulo: Catálogo USP, 2012. 147p. Disponível em: <<http://www.teses.usp.br/teses/disponiveis/3/3133/tde-03072013-112618/pt-br.php>>. Acesso em: 25 jun. 2014.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM: A 781/A 781M: Standard Specification for Castings, Steel and Alloy, Common Requirements, for General Industrial Use**. United States, 1999.

AZEVEDO, L. A. X. P. **Desenvolvimento de um ferro fundido branco fortemente ligado ao Vanádio e ao Manganês resistente ao desgaste e ao choque**. Porto: FEUP, 2010. 69p. Disponível em: <<http://repositorio-aberto.up.pt/bitstream/10216/58251/1/000141305.pdf>>. Acesso em: 15 ago. 2014

CALLISTER, W. D. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. 7 ed. Rio de Janeiro: LTC, 2008. 590p.

CETEC. **Ciência dos materiais multimídia**. Belo Horizonte, 2005. Disponível em: <<http://www.cienciadosmateriais.org/>> Acesso em: 20 maio 2014.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 7 ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - ABM, 2012. 599p.

COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4 ed. São Paulo: Blücher, 2008. 672p.

COUTINHO, C. B. **Materiais metálicos para engenharia**. Belo Horizonte: FCO, 1992. 405p.

DIETER, G. E. **Metalurgia mecânica**. 2 ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1981. 653p.

GILAPA, L. C. M. **Efeito do teor de cobre e dos caminhos de deformação na conformabilidade e na martensita induzida por deformação no aço inoxidável austenítico AISI 304**. Joinville: UFSC, 2011. 130p. Disponível em: <<https://repositorio.ufsc.br/xmlui/bitstream/handle/123456789/95763/297142.pdf?sequence=1>> Acesso em: 25 jun. 2014.

GUIMARÃES, J. R. C. Conceituação, cinética e morfologia da transformação martensítica em aços. **Revista Latinoamericana de Metalurgia e Materiais**, Rio de Janeiro, V. 1, Nº 1, 1981. Disponível em: <[http://www.rlmm.org/archives.php?f=/archivos/1\(1\)/RLMM-Art-81V1N1-p3.pdf](http://www.rlmm.org/archives.php?f=/archivos/1(1)/RLMM-Art-81V1N1-p3.pdf)>. Acesso em: 22 maio 2014.

HUALLPA, E. A. **Caracterização da transformação martensítica em temperaturas criogênicas**. São Paulo: Catálogo USP, 2011. 94p. Disponível em: <<http://www.teses.usp.br/teses/disponiveis/3/3133/tde-25032011-105937/en.php>> Acesso em: 21 maio 2014.

KAHN et. al. Microstructural changes in Hadfield steel. **Pakistan Journal of Applied Sciences**, v. 1, p. 317-320, 2001. Disponível em: <http://www.researchgate.net/publication/46026979_Microstructural_Changes_in_Hadfield_Steel>. Acesso em: 20 jun. 2015

LIMA, G. R.; SOUFEN, C. A. Influência dos elementos de liga no encruamento proveniente do processo de usinagem nos aços Hadfield. In: SEMINÁRIO DA PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA, 3., 2009, Bauru. **Anais eletrônicos...** Bauru: UNESP, 2009. Disponível em: <<http://www2.feb.unesp.br/pos/seminario/IIISeminario/anais/AC-GuilhermeRocha.pdf>>. Acesso em: 25 jul. 2014

MAGELA, J. O. **Influência de tratamentos térmicos e mecânicos nas temperaturas de transformação martensítica em ligas Ni-Ti com efeito de memória de forma**. Belo Horizonte: SISBIN UFOP, 2010. 106p. Disponível em: <<http://www.redemat.ufop.br/arquivos/dissertacoes/2010/influencia%20de%20tratamentos.pdf>>. Acesso em: 25 maio 2014.

METSO MINERALS. **Peças de Desgaste: Britadores**. São Paulo, 2010. Disponível em: <[http://www.metso.com/inetMinerals/Brazil/mm_Brazilcontent.nsf/WebWID/WTB-050629-2256F-0563C/\\$File/Capitulo_12_Pecas.pdf](http://www.metso.com/inetMinerals/Brazil/mm_Brazilcontent.nsf/WebWID/WTB-050629-2256F-0563C/$File/Capitulo_12_Pecas.pdf)>. Acesso em: 15 ago. 2014.

MOGHADAM, E. G.; VARAHRAM, N.; DAVAMI, P. On the comparison of microstructural characteristics and mechanical properties of high-vanadium austenitic manganese steels with the Hadfield steel. **Materials Science and Engineering A**. V. 532, p. 260-266, 2012. Disponível em: <<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509311011919>> Acesso em: 25 jun. 2015

REED-HILL, R. E. **Princípios de metalurgia física**. 2 ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1982, 776 p.

SALES, L. S. **Envelhecimento na Martensita Induzida por Deformação em Aços Tipo AISI 304**. Belo Horizonte: UFMG, 2006. 89p. Disponível em: <<http://www.bibliotecadigital.ufmg.br/dspace/handle/1843/BUOS-8DNJ3E?mode=full>> Acesso em: 24 jun. 2014.

SILVA, A. L. V. C.; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais**. 3 ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2010. 648p.

SILVA, G. N. **Efeito da substituição do molibdênio pelo nióbio e nióbio-boro em aços Hadfield no desempenho ao desgaste abrasivo**. Ouro Preto: SISBIN UFOP, 2004. 99p. Disponível em: <<http://www.redemat.ufop.br/arquivos/dissertacoes/2004/efeito%20da%20substituicao.pdf>>. Acesso em: 15 maio 2014

SOPRANO, P. B. **Relatório de estágio curricular I**. Florianópolis: UFSC, 2009, 28p. Disponível em : <http://www.emc.ufsc.br/control/arquivos/estagio/relatorio/relatorio_1658_1195_1.pdf> Acesso em: 16 jul. 2014

SPENCER, K. et al. Strengthening via the formation of strain-induced martensite in stainless steels. **Materials Science and Engineering A**, v. A387-389, p.873-881, jul. 2004. Disponível

em: <<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509304006896>> Acesso em: 09 jul. 2014

SPINDOLA, M. O.; GONZALEZ, B. M.; SANTOS, D. B. Modelo físico da deformação e encruamento do aço TWIP com alto teor de manganês e baixo carbono. **Tecnol. Metal. Mater. Miner.**, São Paulo, v. 6, n. 4, p. 252-256, abr.-jun. 2010. Disponível em: <<http://www.abmbrasil.com.br/materias/download/1524353.pdf>>. Acesso em: 15 ago. 2014

VIEIRA, E. M. **Relatório de estágio curricular I**. Florianópolis: UFSC, 2009, 28p. Disponível em : <http://www.emc.ufsc.br/controlar/arquivos/estagio/relatorio/relatorio_1720_1206_1.pdf> Acesso em: 16 jul. 2014

WANG, T. S. et al. Nanocrystallization and α martensite formation in the surface layer of medium-manganese austenitic wear-resistant steel caused by shot peening. **Materials Science and Engineering A**, v. 458, p. 249-252, 2007. Disponível em: <<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509306027146>> Acesso em: 31 jul. 2014

ZHANG, X. et. al. Orientation dependence of variant selection and intersection reactions of ϵ martensite in a high-manganese austenitic steel. **Philosophical Magazine Letters**, v. 91, n. 9, p. 563-571. set. 2011. Disponível em: <http://www.tandfonline.com/doi/abs/10.1080/09500839.2011.596492#.U_Sh2cVdXr8>. Acesso em: 30 jul. 2014.