

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE - FURG
ESCOLA DE ENGENHARIA

Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica - PPMec

**DESENVOLVIMENTO DE DUAL PHASE STEEL A PARTIR
DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA DE AÇOS MICROLIGADOS**

HEKTOR OLIVEIRA BORGES

Rio Grande

2020

HEKTOR OLIVEIRA BORGES

**DESENVOLVIMENTO DE DUAL PHASE
STEEL A PARTIR DA COMPOSIÇÃO
QUÍMICA DE AÇOS MICROLIGADOS**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Rio Grande - FURG, como requisito para obtenção do Título de Mestre em Engenharia de Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. Jorge Luis Braz Medeiros.

Rio Grande

2020

Ficha Catalográfica

B732d Borges, Hektor Oliveira.
 Desenvolvimento de *Dual Phase Steel* a partir da composição
 química de aços microligados / Hektor Oliveira Borges. – 2020.
 66 f.

 Dissertação (mestrado) – Universidade Federal do Rio Grande –
 FURG, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica,
 Rio Grande/RS, 2020.
 Orientador: Dr. Jorge Luis Braz Medeiros.

 1. Tratamento Intercrítico 2. Difração de Raios-x 3. Aços Bifásicos
 I. Medeiros, Jorge Luis Braz II. Título.

CDU 669.14

Catálogo na Fonte: Bibliotecário José Paulo dos Santos CRB 10/2344



UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE - FURG
ESCOLA DE ENGENHARIA
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica
PPMec



Ata nº **01/2020** da Defesa de Dissertação de Mestrado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Rio Grande - FURG. Aos três dias do mês de março de dois mil e vinte, foi instalada a Banca de Defesa de Mestrado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, às dez horas no Mini auditório do prédio da Fabricação Mecânica no Campus Carreiros desta Universidade, a que se submeteu o mestrando **HEKTOR OLIVEIRA BORGES**, nacionalidade brasileira, dissertação ligada a Linha de Pesquisa Engenharia de Soldagem e Materiais do PPMec, com o seguinte título: **DESENVOLVIMENTO DE DUAL PHASE STEEL A PARTIR DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA DE AÇOS MICROLIGADOS**.

Referendada pela Câmara Assessora do Curso, os seguintes Professores Doutores: José de Souza e Luciano Volcanoglo Biehl, sob a presidência do Professor Jorge Luis Braz Medeiros. Analisando o trabalho, os Professores da Banca Examinadora o consideraram:

1. José de Souza: APROVADO
2. Luciano Volcanoglo Biehl: Aprovado
3. Jorge Luis Braz Medeiros: APROVADO

Foi concedido um prazo de 30 dias, para o candidato efetuar as correções sugeridas pela Comissão Examinadora (anexo) e apresentar o trabalho em sua redação definitiva, sob pena de não expedição do Diploma. A ata foi lavrada e vai assinada pelos membros da Comissão.

Assinaturas:

1. José de Souza
CPF: 914.626.140-00
2. Luciano Volcanoglo Biehl
CPF: 575.195.100-00
3. Jorge Luis Braz Medeiros
CPF: 588.871.210-87

Hektor Oliveira Borges: Hektor Borges

AGRADECIMENTOS

Ao meu pai, Osvaldo Borges, assim como a minha mãe, Solange Borges, e também a minha irmã, Pâmela Borges, por todo o apoio e incentivo que me deram ao longo de todo o mestrado.

A minha namorada, Camila Antunes, pela paciência, compreensão e ajuda nos momentos difíceis desta caminhada.

Ao meu orientador, Professor Doutor Jorge Braz, por toda a atenção, apoio, amizade e orientação durante as etapas realizadas deste trabalho e pela confiança em mim depositada.

Aos colegas e amigos que direta ou indiretamente contribuíram para a realização desta dissertação e a todos os amigos que fiz durante o curso, por todo o apoio e incentivo.

RESUMO

Em busca de melhorar o rendimento mecânico dos materiais, o objetivo principal da pesquisa é desenvolver o tratamento intercrítico com a utilização de aços microligados com composições químicas diferentes, afim de aumentar a resistência mecânica e ao mesmo tempo mantendo a tenacidade do aço. Para isso utilizou-se três diferentes aços microligados, em que estes foram submetidos as temperaturas de 806 °C, 775 °C e 740 °C, sendo resfriados em uma solução de água com 10% de polímero. Após o tratamento intercrítico a microestrutura encontrada nas amostras foi de ilhas de martensita em uma matriz ferrítica. Através da técnica de difração de raios-x não se constatou a presença de austenita retida. A variação da temperatura intercrítica contribuiu diretamente para a diferença de segunda fase presente nas amostras. Após o tratamento a microdureza atingiu 456,6 HV_{0,01}, caracterizando a martensita de baixo carbono. Dessa forma observou-se que a influência dos parâmetros no tratamento intercrítico é perceptível, devido a variação de segunda fase presente.

Palavras chave: Tratamento intercrítico, Difração de raios-x, Aços bifásicos.

ABSTRACT

In order to improve the mechanical performance of the materials, the main objective of the research is to develop the intercritical annealing using microalloyed steels with different chemical compositions, in order to increase the mechanical strength while maintaining the toughness of the steel. For this, three different microalloyed steels were used, and they were submitted to temperatures of 806 °C, 775 °C and 740 °C, being cooled in a 10% polymer water solution. After the intercritical annealing the microstructure of the samples was martensite islands around the ferrite. Through the x-ray diffraction technique no retained austenite was found. The variation of the intercritical temperature directly contributed to difference of the second phase exhibit in the samples. After treatment the microhardness reached 456.6 HV0.01, characterizing the low carbon martensite. Thus, it was observed that the influence of the parameters on the intercritical treatment is noticeable, due to the variation of the second phase present.

Keywords: Intercritical annealing, X-ray diffraction, Dual phase steel.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Curva de tensão-deformação para um DP.....	13
Figura 2 – Precipitados de TiC	14
Figura 3 – Diagrama ferro carbono	15
Figura 4 – Efeito da temperatura intercrítica.....	16
Figura 5 – Microestrutura de um aço HSLA	17
Figura 6 – Microestrutura de um aço <i>dual phase</i>	17
Figura 7 – MEV de um DP à 825 °C	18
Figura 8 – Variação do volume de martensita em função da temperatura intercrítica.....	19
Figura 9 – Resistência a tração em função do volume de martensita.....	22
Figura 10 – Variação do volume de martensita em função da microdureza	23
Figura 11 – Fluxograma	25
Figura 12 – Fluxograma do processo de obtenção do <i>dual phase</i>	26
Figura 13 – Esquema do processo	31
Figura 14 – Amostra A	32
Figura 15 – Amostra B	33
Figura 16 – Amostra C	34
Figura 17 – Amostra A atacada com Klemm I.....	35
Figura 18 – Amostra B atacada com Klemm I.....	36
Figura 19 – Amostra C atacada com Klemm I.....	37
Figura 20 – MEV da amostra A sem o tratamento intercrítico	38
Figura 21 – MEV da amostra B sem o tratamento intercrítico.....	38
Figura 22 – MEV amostra C sem o tratamento intercrítico	39
Figura 23 – MEV DP amostra A em 806 °C	39
Figura 24 – MEV DP amostra B em 806 °C	40
Figura 25 – MEV DP amostra C em 806°C	41
Figura 26 – MEV DP amostra A em 775 °C	41
Figura 27 – MEV DP amostra B em 775 °C	42
Figura 28 – MEV DP amostra C em 775 °C	43
Figura 29 – MEV DP amostra A em 740 °C	43
Figura 30 – MEV DP amostra B em 740 °C	44
Figura 31 – MEV DP amostra C em 740 °C	45
Figura 32 – Proporção de fase para amostra A.....	46

Figura 33 – Proporção de fase para amostra B.....	47
Figura 34 – Proporção de fase para amostra C.....	48
Figura 35 – DRX amostra A base (a), em 740 °C (b), em 775 °C (c) e 806 °C (d).....	50
Figura 36 – DRX amostra B base (a), em 740 °C (b), em 775 °C (c) e 806 °C (d).....	51
Figura 37 – DRX amostra C base (a), em 740 °C (b), em 775 °C (c) e 806 °C (d).....	52
Figura 38 – Tipo de referência utilizada.....	59
Figura 39 – Classificação dos artigos utilizados.....	60
Figura 40 – Anos de publicação dos artigos.....	61
Figura 41 – DP 775°C em polímero 15%.....	62
Figura 42 – DP 775 °C em polímero 20%.....	63
Figura 43 – DP 775°C em polímero 25%.....	63
Figura 44 – DP 775°C em água.....	64
Figura 45 – DP 775° em óleo.....	64

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Valores de $h^2 + k^2 + l^2$ para cada sistema cúbico.....	29
Tabela 2 – Planos de difrações para os sistemas cúbico.....	29
Tabela 3 – Composição química dos aços utilizados.....	30
Tabela 4 – Temperaturas da transformação austenítica e início da transformação martensítica	31
Tabela 5 – Fração volumétrica de segunda fase em %	45
Tabela 6 – Média da microdureza de cada fase antes do tratamento intercrítico	48
Tabela 7 – Média da microdureza de cada fase do DP	49
Tabela 8 – Classificação dos artigos segundo o percentil Scopus	60
Tabela 9 – Proporção de martensita para polímero 15%	65
Tabela 10 – Proporção de martensita para polímero 20%	65
Tabela 11 – Proporção de martensita para polímero 25%	65
Tabela 12 – Proporção de martensita para água	66
Tabela 13 – Proporção de martensita para óleo	66

LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS

α – Ferrita

γ – Austenita

A_{C1} – Temperatura final da transformação austenítica

A_{C3} – Temperatura inicial da transformação austenítica

AHSS – *Advanced high-strength steel*

ARBL – Alta resistência baixa liga

ASTM – *American Society for Testing and Materials*

AWS – *American Welding Society*

DP – *Dual phase*

HSLA – *High strength low alloy*

MET – Microscópio eletrônico de transmissão

MEV – Microscópio eletrônico de varredura

M_s – Temperatura inicial da transformação da martensita

SEI – *Secondary electron induced*

TRIP - Transformados por indução plástica

TTT – Tempo temperatura e transformação

TWIP – *Twinning-induced plasticity*

SUMÁRIO

1	Introdução	10
2	Objetivos	11
2.1	Objetivos específicos	11
3	Revisão de literatura	12
3.1	Aços advanced high-strength steel	12
3.2	Aços alta resistência e baixa liga	13
3.3	Tratamento térmico intercrítico	15
3.4	Microestruturas típicas.....	16
3.5	Formação da austenita	19
3.6	Composição química.....	20
3.7	Propriedades mecânicas	20
3.7.1	Resistência Mecânica.....	21
3.8	Equações empíricas de andrews	23
4	Materiais e métodos	25
4.1	Amostras	26
4.2	Análise química	27
4.3	Caracterização microestrutural	27
4.4	Proporção de fases	27
4.5	Microdureza	28
4.6	Difração de raios-x.....	28
5	Resultados e discussões	30
5.1	Composição química.....	30
5.2	Determinação dos parâmetros.....	31
5.3	Caracterização microestrutural	32

5.4 Proporção de fases	45
5.5 Microdureza.....	48
5.6 Difração de raios-X.....	49
6 Conclusões	53
6.1 Sugestões para trabalhos futuros.....	54
7 Referências.....	55
7.1 Classificação das referências	59
8 Apêndice	62

1 INTRODUÇÃO

Em busca de melhores rendimentos em materiais mecânicos, investiga-se por novas técnicas para modificar as propriedades mecânicas afim de melhorar o rendimento, visando ampliar as possibilidades de emprego desses materiais.

Os tratamentos térmicos são utilizados para melhorar as propriedades dos materiais como o aumento da dureza, da resistência mecânica, da resistência ao desgaste e também do aumento da resistência à fadiga.

Existem diferentes tipos de tratamentos térmicos, em que cada um tem as suas vantagens e desvantagens. Alguns tipos de tratamentos são de têmpera e revenido, normalização, austêmpera, entre outros.

A indústria sofre forte concorrência nos processos produtivos de componentes automotivos, dessa forma, objetiva-se a realização de tratamentos térmicos com a função de melhorar o desempenho de materiais utilizados pela indústria automotiva.

O tratamento intercrítico é de grande interesse da indústria automotiva pois proporciona ao aço uma boa resistência mecânica e também uma boa conformabilidade, dessa forma, a indústria fortalece a concorrência fabricando carros mais leves e com um menor consumo de combustível.

Esse tratamento visa o aquecimento do aço até a região intercrítica seguido de um resfriamento rápido, dessa forma é possível obter um aço bifásico, o *dual phase steel*, que possui as fases ferrita e martensítica coexistindo no aço.

Um aço microligado será submetido a um tratamento intercrítico para aumentar a resistência mecânica mantendo a tenacidade. A avaliação da efetividade do tratamento será feita através da análise metalográfica, ensaios mecânicos e técnicas de ensaios não destrutivos.

2 OBJETIVOS

A finalidade principal da pesquisa é desenvolver tratamentos intercríticos utilizando aços microligados, afim de aumentar a resistência mecânica e ao mesmo tempo mantendo a tenacidade do aço.

2.1 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

Após a obtenção do *dual phase steel* foi investigado os seguintes itens:

- Verificar o efeito da composição química dos materiais utilizados nas curvas de Andrews;
- Análise da microestrutura antes e após o tratamento intercrítico, avaliando a influência da variação da temperatura;
- Determinação da proporção das fases presentes nas amostras após a realização do tratamento intercrítico;
- Avaliar a influência dos parâmetros do tratamento intercrítico na proporção de segunda fase presente;
- Análise da microdureza das fases presentes antes e após a tratamento intercrítico.

3 REVISÃO DE LITERATURA

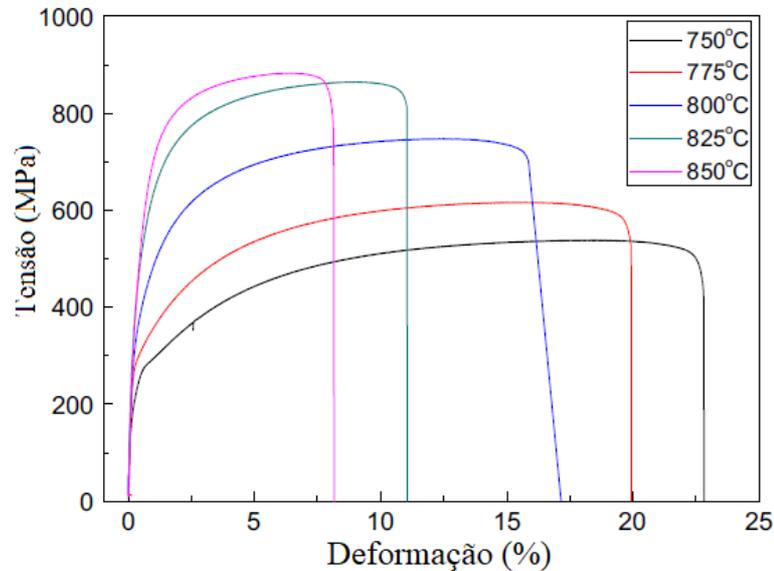
Os aços alta resistência baixa liga (ARBL), ou do inglês, *high strength low alloy* (HSLA), contém elementos de liga como o nióbio (Nb), vanádio (V) e titânio (Ti). Através de um processo termomecânico controlado, esses elementos de liga precipitam formando carbonetos, responsáveis pelo aumento da resistência mecânica do material. O processo termomecânico que os aços HSLA podem passar para aumentar a sua resistência, é a laminação a quente (BU et al., 2015; PENG et al., 2016).

Os aços bifásicos são de amplo interesse da indústria automotiva, devido a tendência de reduzir o peso dos veículos para reduzir o consumo de combustível. Os aços bifásicos são um tipo de aços avançados de alta resistência, conhecidos como *advanced high-strength steel* (AHSS) (KANG et al., 2013; MAZAHERI; KERMANPUR; NAJAFIZADEH, 2015; ZHENG; RAABE, 2013).

3.1 AÇOS ADVANCED HIGH-STRENGTH STEEL

Os aços AHSS são classificados em três categorias de acordo com a sua resistência à tração e o alongamento. A primeira fase os aços são baseados em uma matriz ferrítica, como os *dual phase steels* (DP) e os transformados por indução plástica (TRIP). Esses aços conseguem atingir 500 a 1600 MPa de resistência a tração e alongamento de 5 a 30 %, tornando-os excelentes para aplicação em ambientes que tenham esforços mecânicos. A Figura 1 apresenta um gráfico tensão-deformação para um *dual phase steel*, em que conforme aumenta a temperatura, aumenta-se a proporção de martensita formada, e conseqüentemente a capacidade de deformação do aço diminui. Outro ponto importante para se analisar é o acréscimo da tensão de escoamento que o material suporta de acordo com da temperatura utilizada do processo (ASKARI-PAYKANI; SHAHVERDI; MIRE SMAEILI, 2016; NANDA et al., 2019).

Figura 1 – Curva de tensão-deformação para um DP



Fonte: Adaptado de ZHANG et al., 2015

A segunda geração é marcada pelos aços *twinning-induced plasticity* (TWIP), em que esses aços se deformam pelo mecanismo de maclação, e os aços inoxidáveis austeníticos, dessa forma a microestrutura principal dos AHSS de segunda geração é austenita. Para estabilizar a austenita nesses aços é necessário a adição de elementos de liga, o que acarreta em um maior custo de produção. Essa geração tem a resistência a tração maior do que os aços de primeira geração, em que consegue atingir 900 a 1600 MPa e alongamento de 45 a 70 % (ASKARI-PAYKANI; SHAHVERDI; MIRESMAEILI, 2016; NANDA et al., 2019).

A terceira geração busca melhorar as propriedades mecânicas dos aços de primeira geração, mas aliando um baixo custo de fabricação. Nessa categoria dos aços AHSS são utilizadas diferentes técnicas para melhorar as suas propriedades mecânicas, como por exemplo a de refinamento de grão (ASKARI-PAYKANI; SHAHVERDI; MIRESMAEILI, 2016; NANDA et al., 2019).

Os mais utilizados na indústria automotiva são os *dual phase steels*, onde esses aços aliam uma alta resistência, uma boa ductilidade e conformabilidade, características fundamentais de materiais para aplicação automotiva. Os DP podem ser obtidos utilizando os aços HSLA, após passarem por um tratamento térmico (GÜNDÜZ, 2009).

3.2 AÇOS ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA

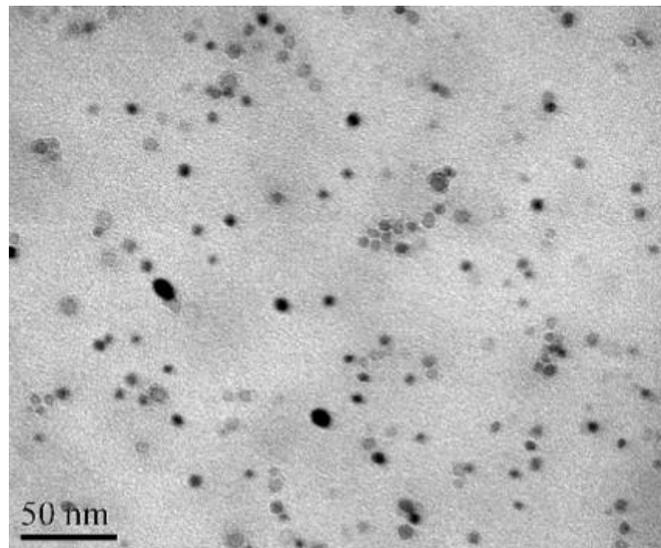
Com a ampliação do conceito de aços microligados, os aços de baixa liga e alta resistência têm despertado o interesse da indústria para aplicações desse material em diversas

áreas como em tubulações para transporte de óleo e gás, área naval e setor automotivo devido às suas propriedades mecânicas superiores (BU et al., 2014; KIM et al., 2014; LIU et al., 2017).

Esses aços tem a adição de elementos de liga feitas em pequenas quantidades, geralmente menores que 1% em peso, sendo fundamentais para a precipitação dos carbonetos, devido a isso, os parâmetros usados no processo termomecânico que esses aços sofrem são de grande importância, pois eles interferem no tamanho e na distribuição desses carbonetos que influenciam diretamente a resistência mecânica e a tenacidade do material (BU et al., 2014).

A precipitação dos carbonetos pode ocorrer em diferentes estágios durante o processo de fabricação dos aços microligados. Eles podem formar-se na fase líquida e durante ou após a solidificação, formando precipitados bastante estáveis. Uma outra maneira de gerar esses precipitados é durante o processo de conformação à quente controlado ou tratamentos térmicos, formando-se na austenita. Por último, as partículas de precipitados podem ser formadas durante ou após a transformação de fase da austenita em ferrita, dessa forma pode-se observar uma dispersão de precipitados mais finos. A Figura 2 mostra os finos precipitados de TiC formados em um aço HSLA, em que a imagem foi obtida como auxílio de um microscópio eletrônico de transmissão (MET) (GÜNDÜZ; COCHRANE, 2005).

Figura 2 – Precipitados de TiC



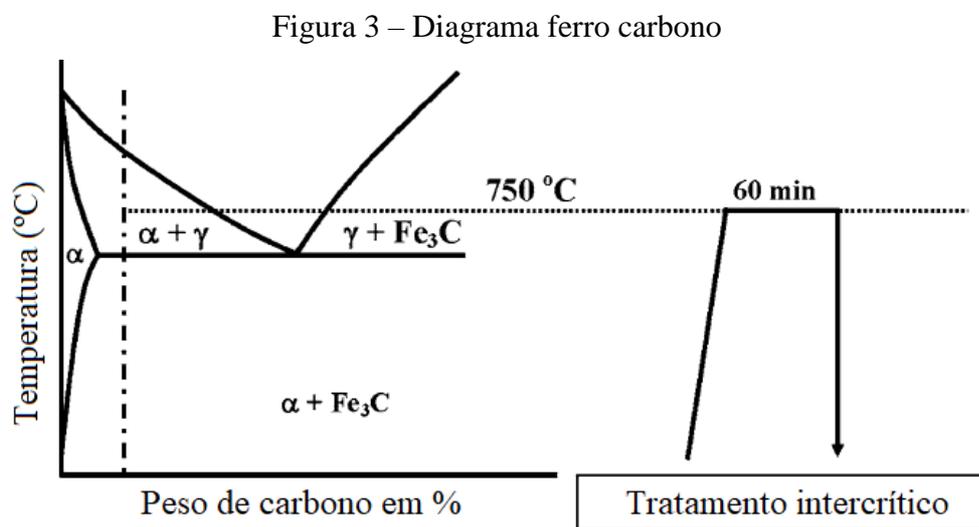
Fonte: PENG, et al., 2016

A taxa de resfriamento utilizada no processo de laminação a quente controlado irá influenciar na temperatura em que os precipitados irão se formar, dessa forma, quanto maior a taxa de resfriamento menor será a temperatura com que os precipitados são gerados. A taxa de

resfriamento pode determinar também se um precipitado irá formar-se na ferrita ou na austenita (GÜNDÜZ; COCHRANE, 2005).

3.3 TRATAMENTO TÉRMICO INTERCRÍTICO

O *dual phase steel* é obtido através do tratamento intercrítico. Esse tratamento consiste em elevar a temperatura do aço até a região intercrítica, ou seja, região que compreende a área entre A_{C1} e A_{C3} do diagrama ferro carbono apresentado na Figura 3, onde nessa região as fases ferrítica e austenítica coexistem, sendo que após esse aquecimento é feito um resfriamento rápido para garantir a transformação da austenita em martensita, conferindo ao aço as fases ferrita e martensita (NOURI; SAGHAFIAN; KHEIRANDISH, 2010).



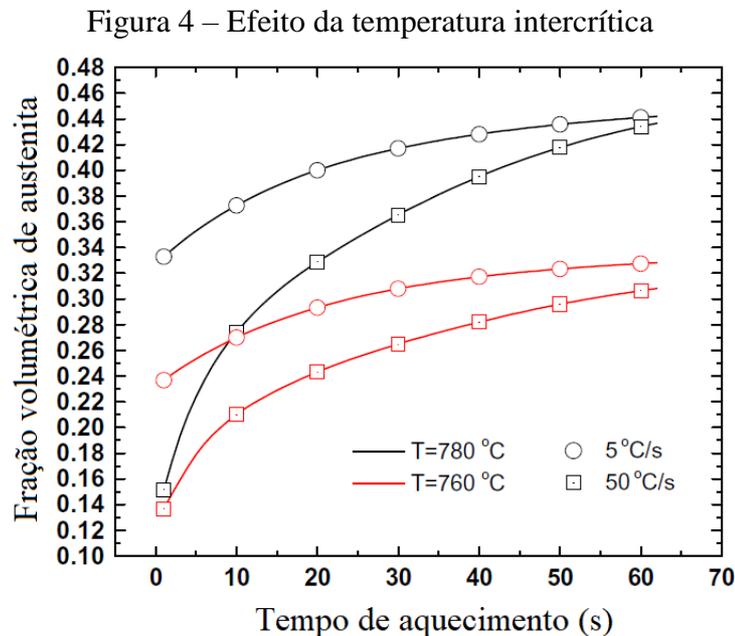
Fonte: Adaptado de DAS; CHATTOPADHYAY, 2009

Os aços utilizados para esse tratamento térmico são os hipoeutetóides, porém aços com um teor de carbono muito elevado torna o tratamento intercrítico mais difícil de ser executado, pois reduz a região intercrítica (GÜNDÜZ, 2009).

O tempo de permanência do aço dentro do forno durante o tratamento intercrítico é determinante para formação de carbonetos, que serão responsáveis por melhorar as características mecânicas (GÜNDÜZ; COCHRANE, 2005).

Outro fator importante é a temperatura do tratamento intercrítico, pois quanto maior essa temperatura maior a fração de volume de martensita. Isso pode ser demonstrado pelo diagrama ferro carbono, que com o acréscimo de temperatura eleva-se a proporção de austenita, onde essa austenita posteriormente irá se transformar em martensita (HÜSEYİN; HAVVA; CEYLAN, 2010).

Assim como é apontado por Zheng e Raabe (2013), a Figura 4 apresenta a proporção de austenita formada após o aquecimento até a região intercrítica para um aço HSLA, salientado a influência da temperatura na formação da austenita, dessa forma quando maior a temperatura, maior será a proporção de austenita.



Fonte: Adaptado de ZHENG e RAABE, 2013

Como visto, os parâmetros utilizados no processo têm grande influência na proporção das fases do material, sendo assim, condições de equilíbrio podem ser requeridas para altas temperaturas e longos períodos de tratamento intercrítico a fim de evitar o crescimento excessivo dos grãos. Segundo Nouri *et al.* (2010), após investigações mostraram que para atingir o equilíbrio parcial a temperatura precisa ser estabelecida em torno de 770 °C, e a condição de completo equilíbrio foi alcançada à medida que foi se aproximando de temperaturas mais altas.

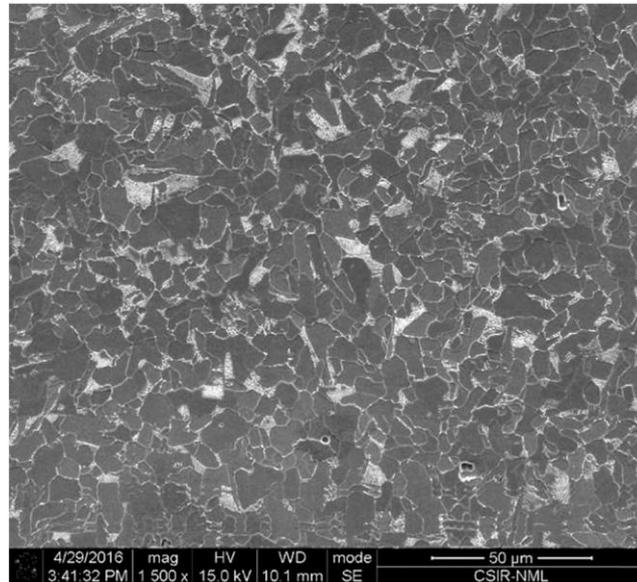
O meio em que o aço será posteriormente resfriado, por exemplo nitrogênio líquido, água e ar, terá influência nas propriedades mecânicas do aço, pois diferentes taxas de resfriamento modificam a morfologia da martensita e também alteram a proporção de volume da mesma (HÜSEYİN; HAVVA; CEYLAN, 2010).

3.4 MICROESTRUTURAS TÍPICAS

A microestrutura predominante nos aços HSLA é ferrita e perlita, porém depende da composição química do material e dos parâmetros do processo termomecânico. A Figura 5

apresenta a microestrutura típica encontrada em aço HSLA obtida com a utilização de microscópio eletrônico de varredura (BU et al., 2015; SHOW et al., 2010).

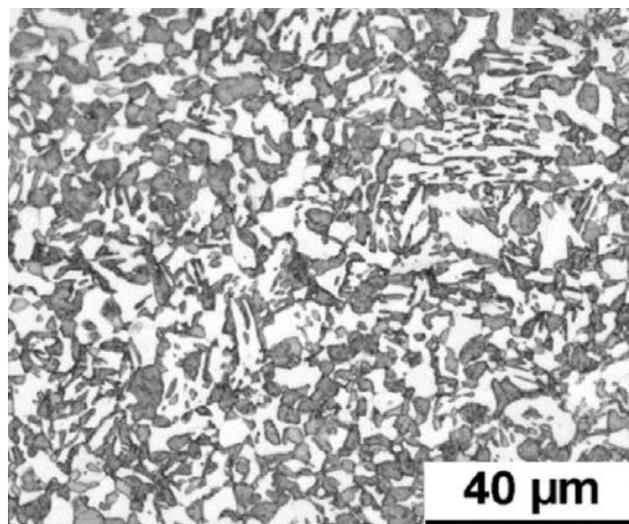
Figura 5 – Microestrutura de um aço HSLA



Fonte: SHARMA et al., 2016

O objetivo de um aço *dual phase* é obter uma matriz com as microestruturas ferrítica e martensítica. A ferrita é responsável por conferir ao aço uma boa ductilidade e conformabilidade e a martensita atribui uma maior resistência mecânica. A Figura 6 mostra a microestrutura com a matriz ferrítica com ilhas de martensita de um aço *dual phase* (HUSEYIN, HAVVA e CEYLAN, 2010; KANG, HAN, et al., 2013).

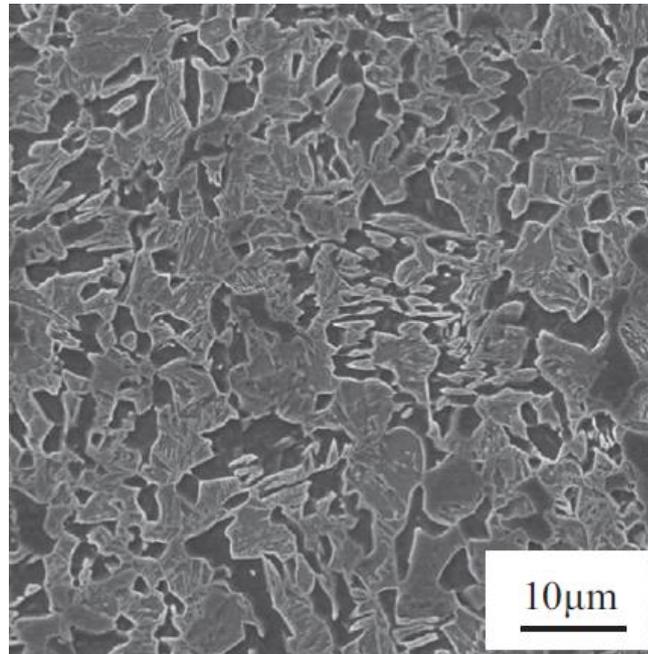
Figura 6 – Microestrutura de um aço *dual phase*



Fonte: KOYAMA et al., 2014

A Figura 7 apresenta o *dual phase* obtido por Zhang et al. (2015), ao qual utilizou uma temperatura intercrítica de 825 °C no tratamento intercrítico, em que as regiões mais escuras da figura são a ferrita e as regiões mais claras são a martensita.

Figura 7 – MEV de um DP à 825 °C

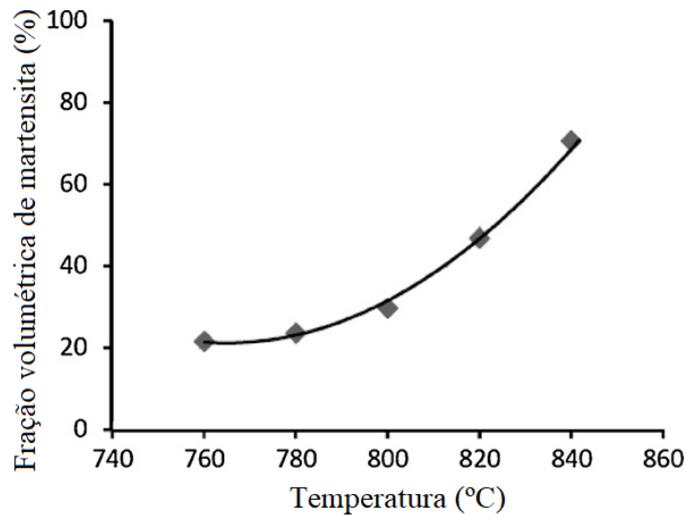


Fonte: ZHANG et al., 2015

É possível obter um volume de martensita dispersa como segunda fase, variando a sua fração volumétrica entre 5% a 30%. Embora uma maior quantidade de martensita na matriz aumente a resistência mecânica do *dual phase steel*, frações de volume muito altas fazem com que o material perca ductilidade, dessa forma, materiais com valores superiores a 25% requerem uma maior atenção (HÜSEYİN; HAVVA; CEYLAN, 2010).

Movahed et al. (2009) conseguiu atingir frações de volume de martensita passando de 60% para temperaturas intercríticas acima de 820 °C, conforme é apresentado na Figura 8.

Figura 8 – Variação do volume de martensita em função da temperatura intercrítica



Fonte: Adaptado de MOVAHED et al., 2009

De acordo com os parâmetros utilizados no tratamento intercrítico, uma terceira fase pode ser criada, dessa forma a microestrutura do *dual phase* pode conter ferrita e martensita e como terceira fase bainita e austenita retida (HÜSEYIN; HAVVA; CEYLAN, 2010).

3.5 FORMAÇÃO DA AUSTENITA

O conhecimento do mecanismo de formação da austenita é muito importante em vários processos onde é necessário atingir o campo austenítico. Para os aços microligados, que sofrem um processo termomecânico na sua fabricação, a condição inicial da austenita influencia o desenvolvimento da microestrutura final do aço, assim como altera as suas propriedades mecânicas (OLIVEIRA; ANDRADE; COTA, 2007).

Para o caso do tratamento intercrítico a austenita se forma inicialmente a partir da perlita até que esta seja completamente dissolvida, nessa etapa a austenita vai ter a máxima concentração de carbono. Depois a austenita se forma a partir da ferrita controlada pela difusão do carbono na austenita, ou seja, conforme a fração de volume de austenita aumenta a concentração de carbono na austenita diminui (HUANG; POOLE; MILITZER, 2004; SHARMA et al., 2016).

Dessa forma quando o aço se encontra na região intercrítica do diagrama ferro-carbono, a temperatura é um parâmetro extremamente importante para a obtenção do *dual phase steel* pois ela é quem vai determinar a faixa de solubilização do carbono na austenita (HUANG; POOLE; MILITZER, 2004).

3.6 COMPOSIÇÃO QUÍMICA

Com o aumento do teor de carbono a temperatura de precipitação de carbonetos é elevada, formando precipitados maiores. Por outro lado, elevados teores de carbono podem colaborar para a estabilização da austenita favorecendo a obtenção da martensita (LIU et al., 2017).

Pode-se melhorar a temperabilidade do *dual phase steel* com a adição de manganês (Mn), pois esse elemento favorece a formação e o crescimento da austenita na região intercrítica. O manganês também favorece a transformação completa da austenita, sendo assim, conforme o acréscimo de manganês a possibilidade de formação de austenita retida diminui (NOURI; SAGHAFIAN; KHEIRANDISH, 2010).

A presença de silício (Si) no *dual phase* colabora com o aumento da inibição de precipitação de carbonetos, fazendo com que a austenita adjacente à ferrita torne-se rica em carbono, favorecendo a reação bainítica. Após experimentos, Nouri et al. (2010) observou que conforme o teor de silício aumenta, a fração volumétrica de martensita formada diminui, concluindo que o silício atua como estabilizador da ferrita (NOURI; SAGHAFIAN; KHEIRANDISH, 2010).

Foram realizados estudos em *dual phase steel* contendo teores de 2% de Si e 1,5% de Mn que apresentaram aumento da resistência a tração conforme aumenta a fração volumétrica da martensita (KANG et al., 2013).

Com a adição de titânio ao DP aumenta a resistência mecânica, e também quando o material está em altas temperaturas de austenitização diminui o crescimento exagerado dos grãos austeníticos. O titânio também forma finos carbonetos que contribuem para o aumento da resistência mecânica. Além de carbonetos, o Ti pode se ligar com o nitrogênio que também contribui para o controle do crescimento de grão austenítico (BU et al., 2015; KANG et al., 2013; PENG et al., 2016).

“O nióbio pode efetivamente retardar a recuperação e a recristalização durante a laminação a quente, levando ao refinamento do grão de ferrita. O vanádio é menos eficaz no refinamento de grãos, mas se comporta de maneira semelhante ao nióbio” (KANG et al., 2013).

3.7 PROPRIEDADES MECÂNICAS

Os aços HSLA possuem uma resistência mecânica aprimorada devido a presença de elementos de liga que formam precipitados. Esses aços ao serem submetidos a um tratamento

intercrítico podem ter suas propriedades mecânicas aperfeiçoadas para aplicação em diversos setores (HU et al., 2014).

3.7.1 Resistência Mecânica

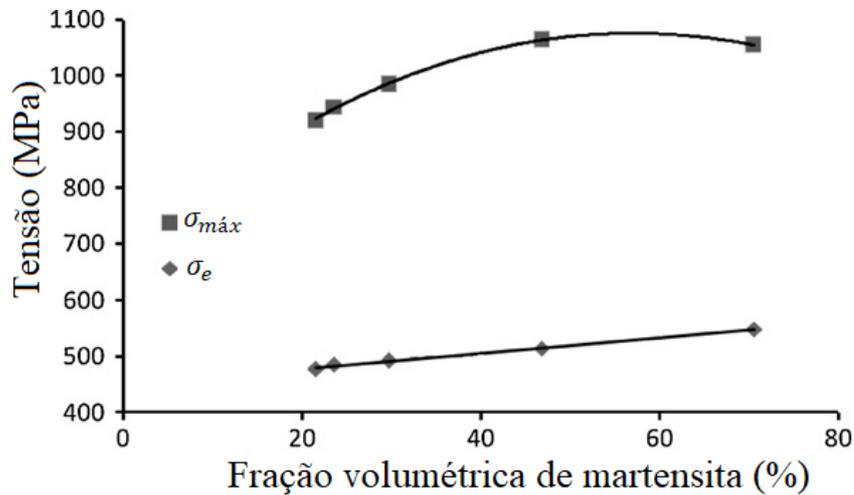
O limite de escoamento e resistência à tração dos aços HSLA podem variar demasiadamente em função da composição química do aço e dos processos que o mesmo sofreu. Pode-se encontrar valores em torno de 570 MPa para o limite de escoamento e resistência a tração de 615 MPa. Para deixar mais evidente a diferença nas propriedades mecânicas dessa classe de aços, pode-se comparar dois materiais com composição química similar alterando-se apenas a proporção de carbono e nióbio, dessa forma, para aços com um teor de carbono mais elevado (0,096 % em peso) e um baixo teor de nióbio (0,048 % em peso) é possível alcançar um limite de escoamento de 945 MPa e resistência a tração de 986 MPa, em contraponto, um aço com um menor teor de carbono (0,049 % em peso) e uma quantidade maior de nióbio (0,063 % em peso) atinge um limite de escoamento de 772 MPa e resistência a tração de 855 MPa. Pode-se notar que com uma pequena variação da composição química altera-se significativamente as propriedades mecânicas desses materiais (HU et al., 2014; LIU et al., 2017).

As propriedades mecânicas do *dual phase steel* dependem de diversos fatores e parâmetros que envolvem a obtenção desse aço, entre eles pode-se destacar o tipo de microestrutura, a composição química, o tempo e temperatura utilizado no tratamento intercrítico, proporção das fases presentes e o processo de resfriamento escolhido (HU et al., 2014; HÜSEYIN; HAVVA; CEYLAN, 2010).

Como apresentou Huseyin *et al.* (2010), um aço HSLA após passar pelo tratamento intercrítico para obter-se o DP, utilizando nitrogênio líquido para resfriamento, conseguiu atingir um limite de escoamento de 417 MPa e resistência à tração de 563 MPa, com uma temperatura intercrítica de 750 °C. Quando se altera a temperatura intercrítica desse aço para 820 °C, o limite de escoamento alcança 371 MPa e resistência à tração chega à 749 MPa. Deste modo, constata-se a influência da temperatura intercrítica nas propriedades mecânicas do material. Nesse mesmo estudo analisou-se a influência de diversos meios para resfriamento além do nitrogênio líquido, como água com polímero e ar, e averiguou-se que para cada meio e temperatura intercrítica obteve-se propriedades mecânicas diferentes. Devido a isso a importância do estudo dos parâmetros utilizados para obtenção do *dual phase steel* para atingir as propriedades mecânicas ideais.

Em um *dual phase steel* o limite de resistência a tração alcançou aproximadamente 1100 MPa para as amostras do Movahed et al. (2009), conforme apresenta a Figura 9.

Figura 9 – Resistência a tração em função do volume de martensita

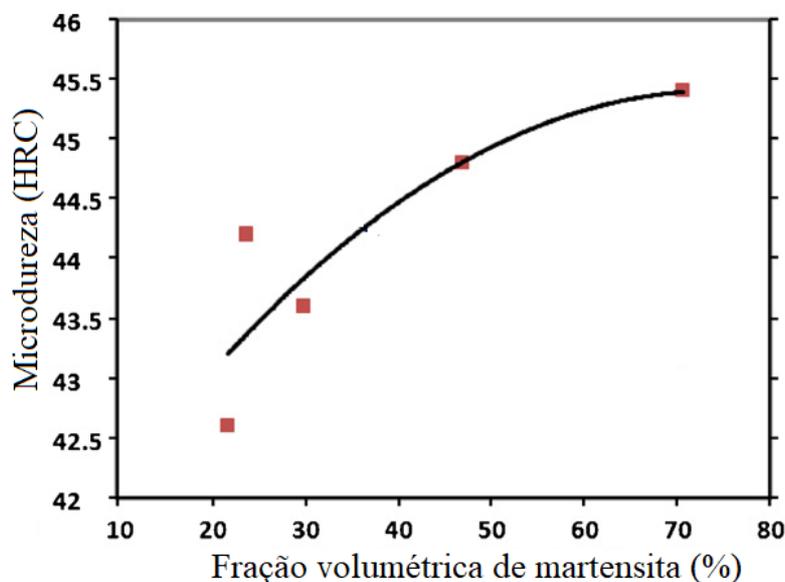


Fonte: Adaptado de MOVAHED et al., 2009

Para o mesmo aço citado anteriormente foi determinada a microdureza utilizando uma carga de 50 N, e obteve uma microdureza de 155 HV₅ para uma temperatura intercrítica de 750 °C e uma dureza de 215 HV₅ para a temperatura de intercrítica de 820 °C. Mostrando mais uma vez a importância da escolha correta dos parâmetros do processo (HÜSEYIN; HAVVA; CEYLAN, 2010).

Movahed et al. (2009) avaliou a microdureza de um *dual phase steel* e constatou a influência do volume de martensita na microdureza das amostras. Ele atingiu uma microdureza de 45,5 HRC para a proporção de martensita próximo dos 70 %, conforme é apresentado na Figura 10.

Figura 10 – Variação do volume de martensita em função da microdureza



Fonte: Adaptado de MOVAHED et al., 2009

3.8 EQUAÇÕES EMPÍRICAS DE ANDREWS

Devido à importância das transformações de fase e dos tratamentos térmicos nas propriedades mecânicas dos aços, é necessário um grande número de dados de materiais diferentes para esclarecer o efeito de vários elementos de liga sobre as temperaturas de transformação de fase. Esses dados devem abranger informações sobre a condutividade térmica, capacidade de calor, expansão térmica e dados que envolvem os gráficos de tempo temperatura e transformação (TTT) (KIM et al., 2017; SCHULZE et al., 2016).

Os parâmetros cruciais para definir o comportamento dos tratamentos térmicos, principalmente dos tratamentos intercríticos, são por exemplo a temperatura inicial da transformação da martensita (M_s) e a temperatura de transformação da austenita (A_{c3}). Esses parâmetros são relevantes para a determinação da temperatura necessária em diferentes tratamentos térmicos (KIM et al., 2017; SCHULZE et al., 2016).

Para definir essas temperaturas vários modelos empíricos foram propostos, e equações foram criadas a partir de análise de regressão multivariada, usando grandes conjuntos de dados experimentais compostos por aços com várias composições químicas (KIM et al., 2017).

Andrews foi um dos pesquisadores que propôs em 1965 equações para definir essas temperaturas em função da composição química dos materiais. As Equações de 1 a 3 foram propostas por Andrews para determinar a temperatura inicial (A_{c3}) e final (A_{c1}) da transformação austenítica, assim como a temperatura de início de transformação martensítica

(M_s), todas com a unidade em °C (KIM et al., 2017; PAWŁOWSKI, 2012).

$$AC3 = 910 - 203 \sqrt{C} - 15,2Ni + 44,7Si + 104V + 31,5Mo + 13,1W - (30Mn + 11Cr + 20Cu - 700P - 400Al - 120As - 400Ti) \quad (1)$$

$$AC1 = 723 - 10,7Mn - 16,9Ni + 29,1Si + 16,9Cr + 290As + 6,38W \quad (2)$$

$$Ms = 539 - 423C - 30,4Mn - 17,7Ni - 12,1Cr - 7,5Mo \quad (3)$$

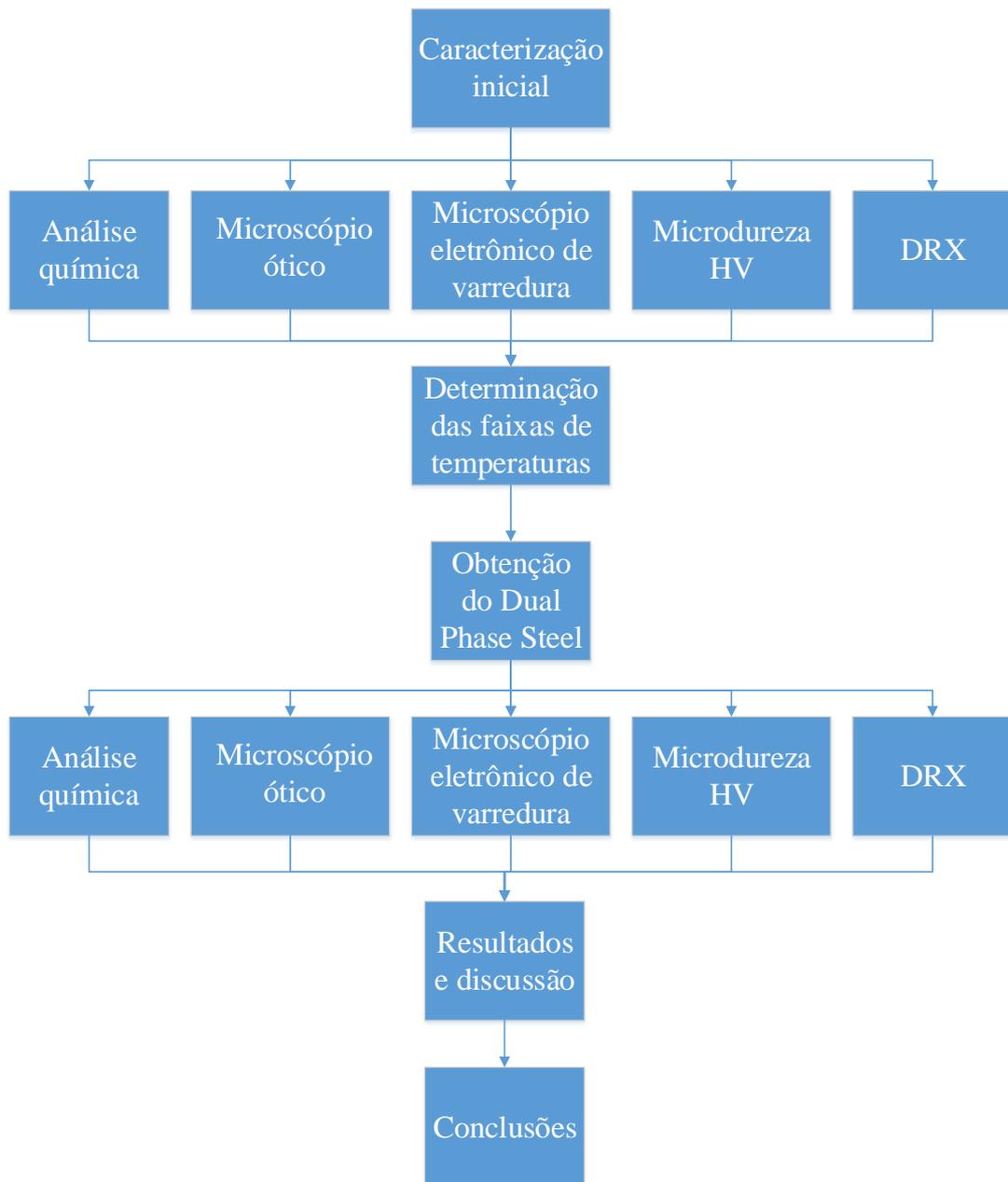
Posteriormente outros pesquisadores definiram equações similares para estabelecer essas temperaturas. Hougardy em 1984 encontrou equações parecidas com Andrews, onde são apresentadas na Equações 4 (KIM et al., 2017).

$$Ac3(^{\circ}C) = 902 - 255C + 19Si - 11Mn - 5Cr + 13Mo - 20Ni + 55V \quad (4)$$

4 MATERIAIS E MÉTODOS

O procedimento que foi adotado para esta pesquisa foi dividido em etapas e está representado através do fluxograma apresentado na Figura 11.

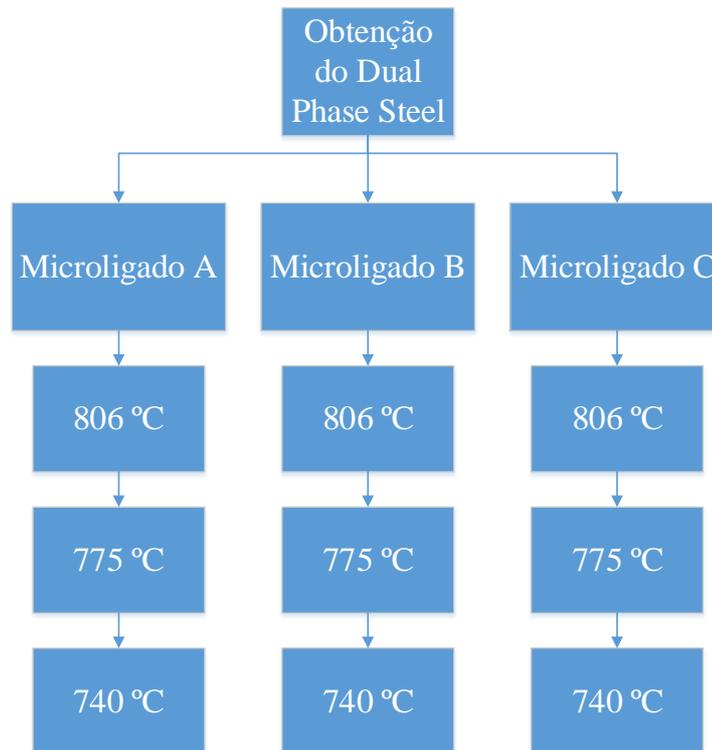
Figura 11 – Fluxograma



Fonte: Autor

O esquema do processo pelo o qual as amostras passaram para a obtenção do *dual phase steel* é apresentado no fluxograma da Figura 12. Dessa forma teve-se quatro amostras para cada tipo de aço microligado utilizado.

Figura 12 – Fluxograma do processo de obtenção do *dual phase*



Fonte: Autor

4.1 AMOSTRAS

O material das amostras é um aço microligado que foi submetido a um tratamento intercrítico. As temperaturas intercríticas adotadas foram determinadas em função das equações empíricas de Andrews, em que foi escolhido três patamares de temperaturas, um próximo de A_{C1} , outra próxima de A_{C3} e outra em um valor intermediário entre essas duas temperaturas. Para esse estudo utilizou-se três aços com a composição química distinta, e cada um deles foi submetido nas três temperaturas diferentes. As amostras foram mantidas por 40 minutos no forno e resfriadas em uma solução de água com 10% de polímero.

O processo de preparação metalográfica foi feito seguindo a norma ASTM E3-11 (2001), que consiste em mudar a granulometria da lixa quando todos os riscos da peça estiverem no mesmo sentido de lixamento. A cada mudança de lixa a amostra deve ser virada em 90° e continuar nesse sentido até que todos os riscos da lixa anterior sejam eliminados. A sequência de lixas é: 120, 240, 320, 400, 600, 800 e 1200 (ASTM INTERNATIONAL, 2001).

O polimento foi feito sobre um disco giratório de feltro, em que é aplicado alumina como abrasivo. Quando a superfície tiver um aspecto especular e sem riscos a mesma estará pronta para o ataque químico (ASTM INTERNATIONAL, 2001).

O ataque químico foi realizado utilizando Nital 3% como reagente durante 40 segundos. O Nital 3% consiste em 3 mL de ácido nítrico e 97 mL álcool etílico. Após as amostras serem atacadas com Nital, elas foram imersas no Klemm I, que possibilita a diferenciação das fases presentes devido a coloração distinta para cada microestrutura (REISINGER et al., 2017).

4.2 ANÁLISE QUÍMICA

Para determinar a composição química do material, foi realizada uma espectrometria de emissão óptica, em três pontos diferentes de cada amostra e determinado a média. O modelo do equipamento usado é o Foundry-Master Pro da marca Oxford Instruments.

Dessa forma o carbono equivalente foi determinado através da equação da *American Welding Society* (AWS), que leva em conta o teor de Si. A Equação 5 é utilizada para determinar o carbono equivalente das amostras (AMERICAN WELDING SOCIETY, 2000).

$$CE = C + \frac{Mn + Si}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} \quad (5)$$

4.3 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

O objetivo principal de um microscópio é tornar visível o que seria impossível ao olho humano. Microscópios ópticos utiliza um feixe de fótons e grande parte dos modelos atingem um limite de aumento de duas mil vezes (DEDAVID; GOMES; MACHADO, 2007).

O microscópio eletrônico de varredura (MEV) utilizam um feixe de elétrons, permitindo uma resolução maior quando comparada com os microscópios ópticos. Dessa forma é possível alcançar aumentos de até 300.000 vezes (DEDAVID; GOMES; MACHADO, 2007).

No MEV existem diferentes modos de obtenção de imagens. O usado foi o *secondary electron induced* (SEI). O modo SEI os elétrons secundários resultam da interação do feixe eletrônico com o material da amostra, sendo que o contraste é gerado pelo relevo da amostra (DEDAVID; GOMES; MACHADO, 2007).

Após as etapas de preparação das amostras, foi feita a análise microestrutural por meio de microscopia óptica com o microscópio Olympus GX 51S e microscopia eletrônica de varredura com o microscópio da marca Jeol, modelo JSM-6610LV.

4.4 PROPORÇÃO DE FASES

A proporção de martensita gerada após o tratamento intercrítico foi determinada

através de um *software* de análise de imagens, o ImageJ. Foi utilizada a norma ASTM E1245-03 como referência, onde que esta orienta em utilizar uma magnificação objetiva de 50x na obtenção das imagens.

Foi determinado a proporção de segunda fase em cinco regiões diferentes de cada amostra, com o objetivo de reduzir os erros de medição.

4.5 MICRODUREZA

Para determinação da microdureza de cada fase (ferrita e martensita) foi utilizada a norma ASTM E384-17 que orienta a carga a ser utilizada e método de análise para eliminar erros. Para cada amostra foram feitos 20 pontos, sendo 10 pontos para cada fase.

Foi utilizado o microdurômetro da marca *Shimadzu*, modelo HV2. O penetrador empregado é do tipo Vickers, aplicando uma carga de 0,01 kg durante um tempo de 10 segundos.

4.6 DIFRAÇÃO DE RAIOS-X

Através da difração de raios-x é possível determinar se existe a presença de austenita retida nas amostras. Com essa técnica é possível identificar a estrutura cristalina presente, pois cada sistema cristalino apresenta um padrão de difração específico. A indexação do padrão envolve associar o índice de Miller correto para cada pico do difratograma (SCOTT; DRILLET, 2007; ZHAO et al., 2001).

A indexação inicia-se combinando as equações de distância interplanar e lei de Bragg, correlacionando o índice de Miller e parâmetro de rede. Dessa forma pode-se determinar o parâmetro de rede através da Equação 6, onde a é o parâmetro de rede; h , k e l são os índices de Miller; λ é comprimento de onda da fonte e θ o ângulo de Bragg. Aplicando a mesma para cada pico do difratograma, correlacionando o plano com o ângulo correto (SURYANARAYANA; GRANT NORTON, 1998).

$$a = \frac{\lambda}{2 \operatorname{sen}\theta} \sqrt{h^2 + k^2 + l^2} \quad (6)$$

As redes Bravais são identificadas através dos picos que difratam em planos específicos que devem obedecer algumas condições, no caso do sistema cúbico o valor de $h^2 + k^2 + l^2$ é diferente para cada plano de difração, conforme mostra a Tabela 1 (SURYANARAYANA; GRANT NORTON, 1998).

Tabela 1 – Valores de $h^2 + k^2 + l^2$ para cada sistema cúbico

Simple	1, 2, 3,4, 5, 6, 8, 9, 10, 11, 12, 13, 14, 16, ...
Corpo centrado	2, 4, 6, 8, 10, 12, 14, 16, ...
Face centrada	3, 4, 8, 11, 12, 16, 19,20, 24, 27, 32, ...

Fonte: Autor

Obedecendo essa regra, os planos em que cada sistema cristalino irá difratar de forma resumida é apresentado na Tabela 2 (SURYANARAYANA; GRANT NORTON, 1998).

Tabela 2 – Planos de difrações para os sistemas cúbico

Simple	Corpo centrado	Face centrada
100	110	111
110	200	200
111	211	220
200	220	220
210	310	311
211	222	222

Fonte: Autor

Os padrões de difração deveriam ser obtidos variando 2θ de 38° a 150° , porém devido a uma limitação de equipamento os resultados foram captados com o 2θ variando de 30° a 120° . O comprimento de onda da fonte geradora do equipamento é $1,5418\text{\AA}$ (XIONG et al., 2015).

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Foram realizados diversos ensaios para caracterização das amostras antes e depois do tratamento intercrítico. A seguir são apresentados os resultados desses ensaios para comprovar a eficiência do tratamento intercrítico.

5.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA

Foram utilizados três aços microligados com diferentes composições químicas, dessa forma, cada material foi nomeado como A, B e C para melhor entendimento e diferenciação dos mesmos. A Tabela 3 apresenta a composição química dos três materiais utilizados com principais elementos necessários para determinação das temperaturas de A_{C1} e A_{C3} através das equações de Andrews, assim como o carbono equivalente.

Tabela 3 – Composição química dos aços utilizados

Elemento	Material		
	A	B	C
C	0,152	0,141	0,13
Si	0,317	0,276	0,316
Mn	1,33	1,43	1,04
P	0,0091	0,0112	0,0135
V	<0,0010	<0,0010	<0,0010
Nb	0,029	0,0328	0,0236
Ti	0,017	0,0151	0,0045
Cr	0,0213	0,0102	0,0277
Ni	0,0126	0,0099	0,0136
Cu	0,0149	0,013	0,0122
Al	0,0222	0,0276	0,0351
Mo	0,0015	<0,0010	<0,0010
W	<0,0075	<0,0075	<0,0075
As	0,0023	0,0052	<0,0010
CE	0,433	0,429	0,364

Fonte: Autor

As amostras são de baixo carbono, com o mesmo variando entre 0,13% e 0,152%. Destaca-se a presença de nióbio e titânio, elementos que tem uma grande contribuição para diminuir o crescimento de grão, além de aumentar a resistência mecânica.

Outro ponto importante é o carbono equivalente elevado, determinado através da Equação 5, variando entre 0,364% a 0,433%, condição que favorece a transformação da

austenita em martensita.

5.2 DETERMINAÇÃO DOS PARÂMETROS

Em posse da composição química de cada material, utilizou-se as Equações 1 a 3 para determinar as temperaturas de A_{C1} , A_{C3} e início da transformação martensítica, definindo a região intercrítica para cada amostra. Essas temperaturas são apresentadas na Tabela 4.

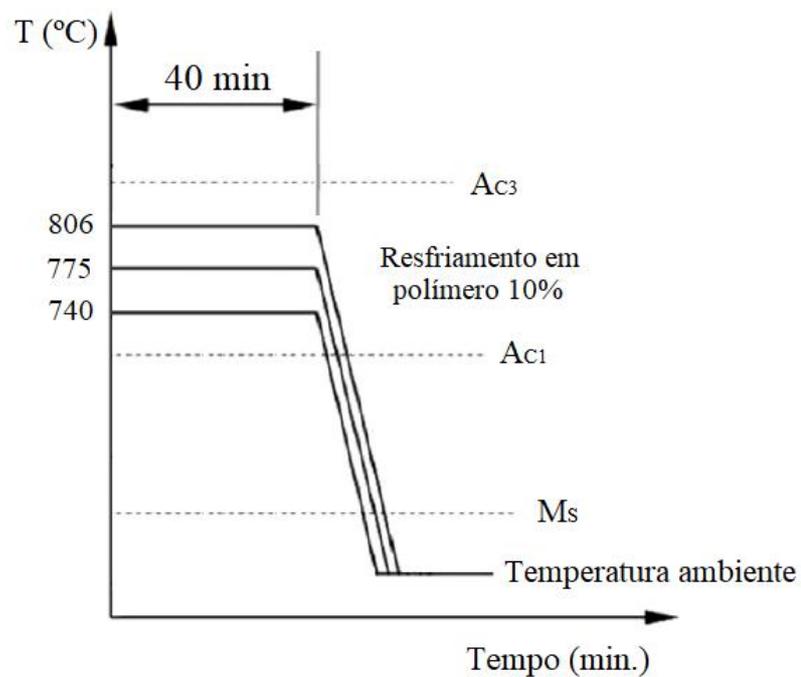
Tabela 4 – Temperaturas da transformação austenítica e início da transformação martensítica

Temperatura (°C)	Material		
	A	B	C
A_{C3}	826,98	828,47	844,62
A_{C1}	718,86	717,29	721,64
M_S	433,78	435,58	451,81

Fonte: Autor

Adotou-se três temperaturas, uma logo abaixo de A_{C3} em 806 °C, outra entre A_{C3} e A_{C1} em 775°C, e por fim logo acima A_{C1} em 740 °C. A Figura 13 mostra de maneira esquemática as etapas do procedimento para obtenção do *dual phase steel*.

Figura 13 – Esquema do processo



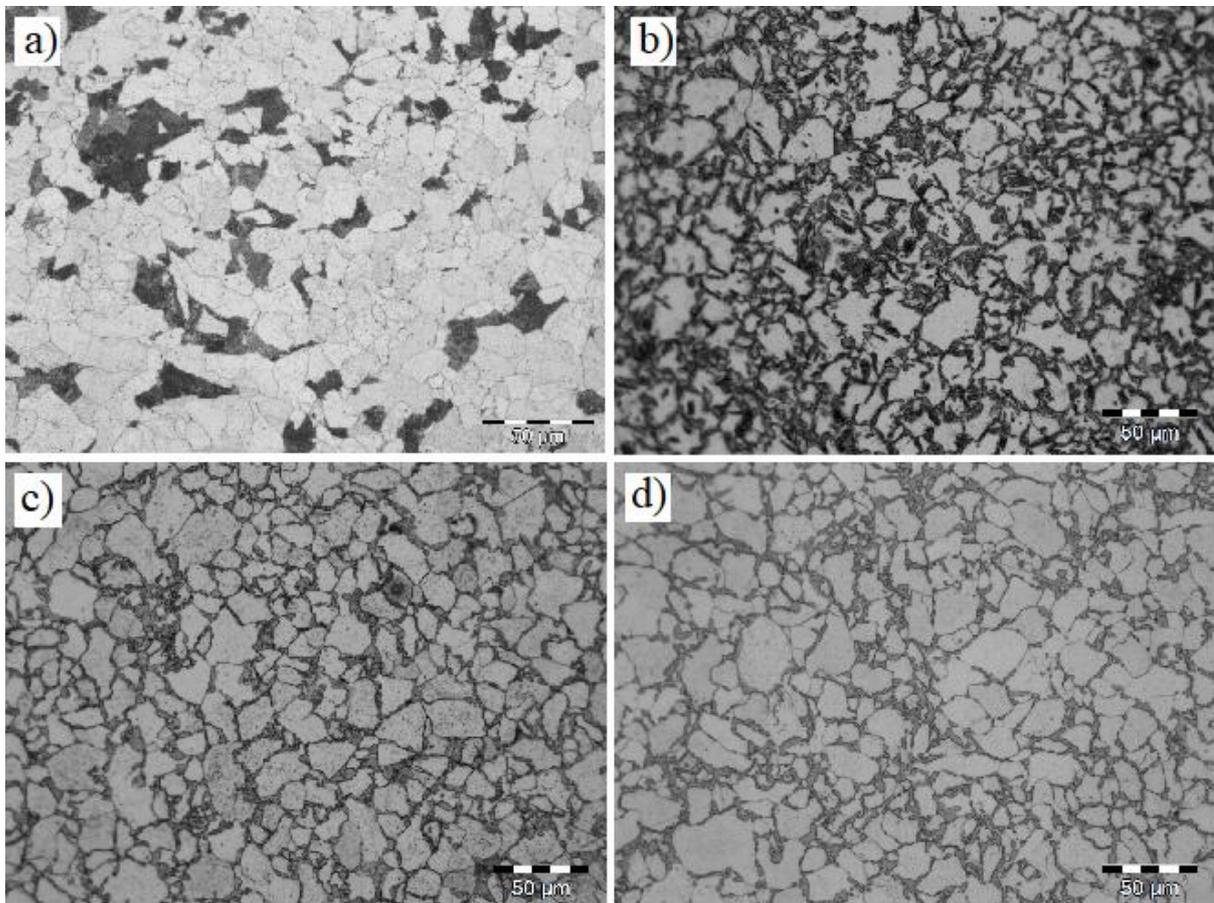
Fonte: Autor

5.3 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

Após as amostras passarem pelo processo de preparação, foram tiradas fotos de diversas regiões. Todas as imagens a seguir foram capturadas fora do sentido de bandejamento das chapas.

A Figura 14 apresenta a microestrutura da amostra A para os diferentes parâmetros. Na imagem “a” é amostra base, sem o tratamento intercrítico, as regiões mais claras são ferrita e as regiões mais escuras são perlita, microestrutura semelhante encontrada por Lee, Shin e Park(2012). Na imagem “b” a amostra tratada com temperatura intercrítica de 806 °C, sendo que as regiões claras são perlita e as escuras martensita. Na figura “c” apresenta amostra tratada com temperatura intercrítica de 775 °C, em que as regiões claras são perlita e as escuras martensita. A imagem “d” mostra a amostra tratada com temperatura intercrítica de 740 °C, da mesma forma que as anteriores, as regiões claras são perlita e as escuras martensita. A microestrutura encontrada para *dual phase* foi semelhante a descoberta por Lis, Lis e Kolan, (2005).

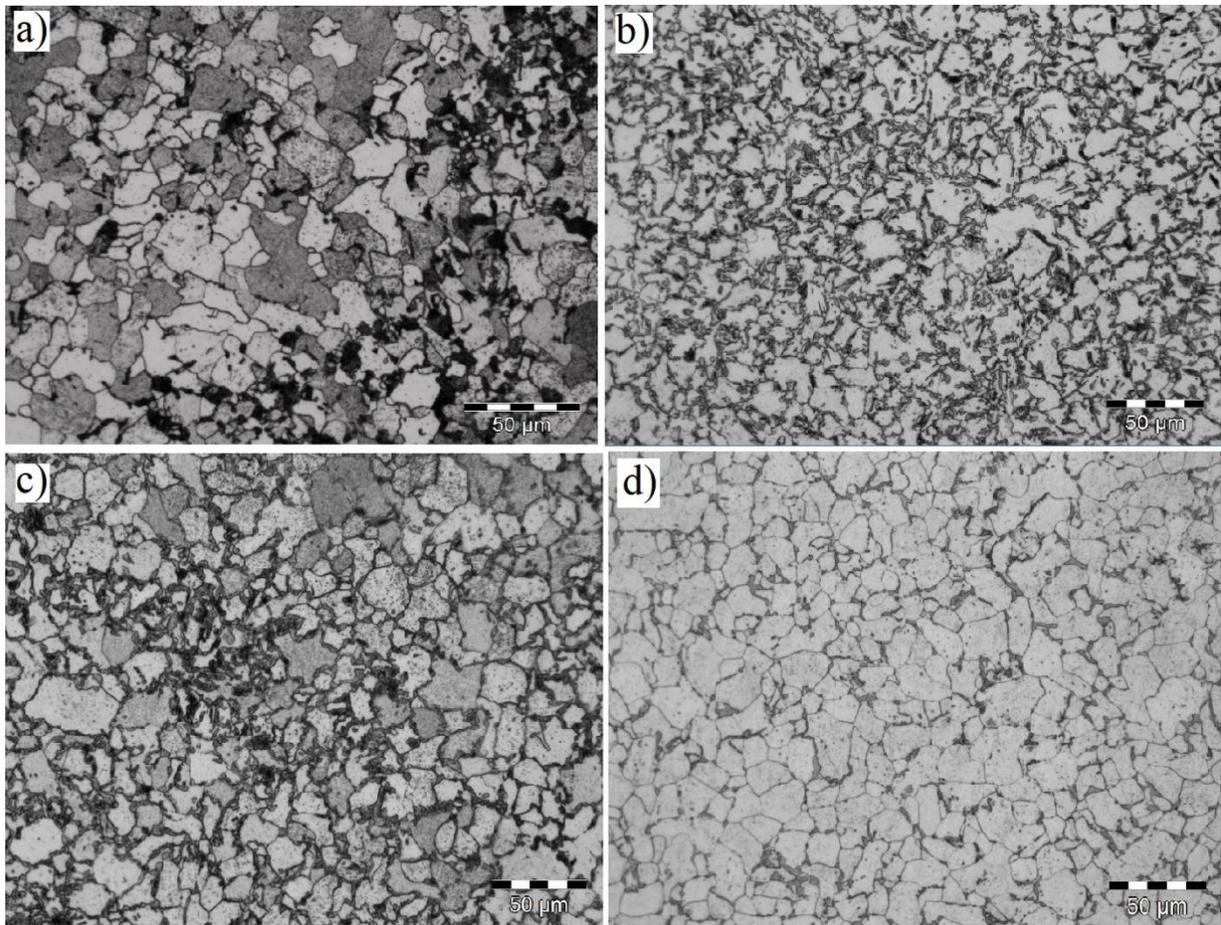
Figura 14 – Amostra A



Fonte: Autor

A Figura 15 apresenta a microestrutura da amostra B com todos os parâmetros utilizados. Na imagem “a” é amostra base, sem o tratamento intercrítico, as regiões mais claras são ferrita e as regiões mais escuras são perlita. Na imagem “b” apresenta a amostra tratada com temperatura intercrítica de 806 °C, sendo que as regiões claras são perlita e as escuras martensita. Na figura “c” a amostra foi tratada com temperatura intercrítica de 775 °C, em que as regiões claras são perlita e as escuras martensita. A imagem “d” mostra a amostra tratada com temperatura intercrítica de 740 °C, da mesma forma que as anteriores, as regiões claras são perlita e as escuras martensita (LEE; SHIN; PARK, 2012; LIS; LIS; KOLAN, 2005).

Figura 15 – Amostra B

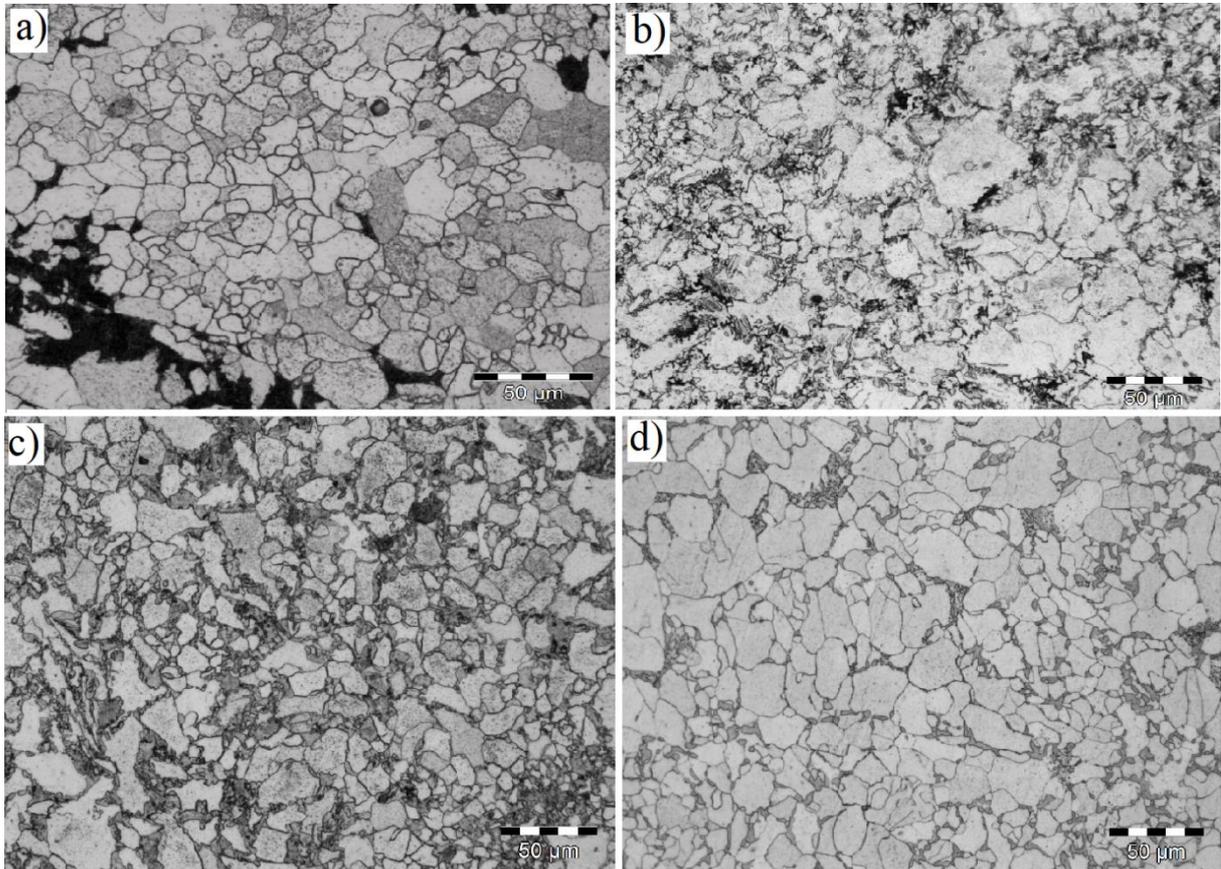


Fonte: Autor

A Figura 16 apresenta a microestrutura da amostra C com todos os parâmetros utilizados. Na imagem “a” é amostra base, sem o tratamento intercrítico. Na imagem “b” apresenta a amostra tratada com temperatura intercrítica de 806 °C. Na figura “c” a amostra foi tratada com temperatura intercrítica de 775 °C. A imagem “d” mostra a amostra tratada com

temperatura intercrítica de 740 °C. A microestrutura da amostra C tem o mesmo comportamento das anteriores (LEE; SHIN; PARK, 2012; LIS; LIS; KOLAN, 2005).

Figura 16 – Amostra C



Fonte: Autor

Após as amostras passarem pelo tratamento intercrítico em 806 °C, as mesmas apresentaram uma microestrutura contendo ferrita, na região branca, e ilhas de martensita em torno da ferrita, na região escura, semelhante ao encontrado por Koyama et al. (2014).

O *dual phase steel* obtido com a temperatura intercrítica em 775 °C teve um comportamento microestrutural semelhante com as amostras obtidas em 806 °C, e da mesma forma com Das e Chattopadhyay (2009) que utilizou temperaturas intercríticas parecidas.

Quando a temperatura intercrítica foi reduzida para 740 °C nota-se uma diferença na distribuição da martensita em torno da ferrita, mostrando claramente a redução do volume de segunda fase presente nas amostras utilizando esse parâmetro para a tratamento intercrítico (MOVAHED et al., 2009).

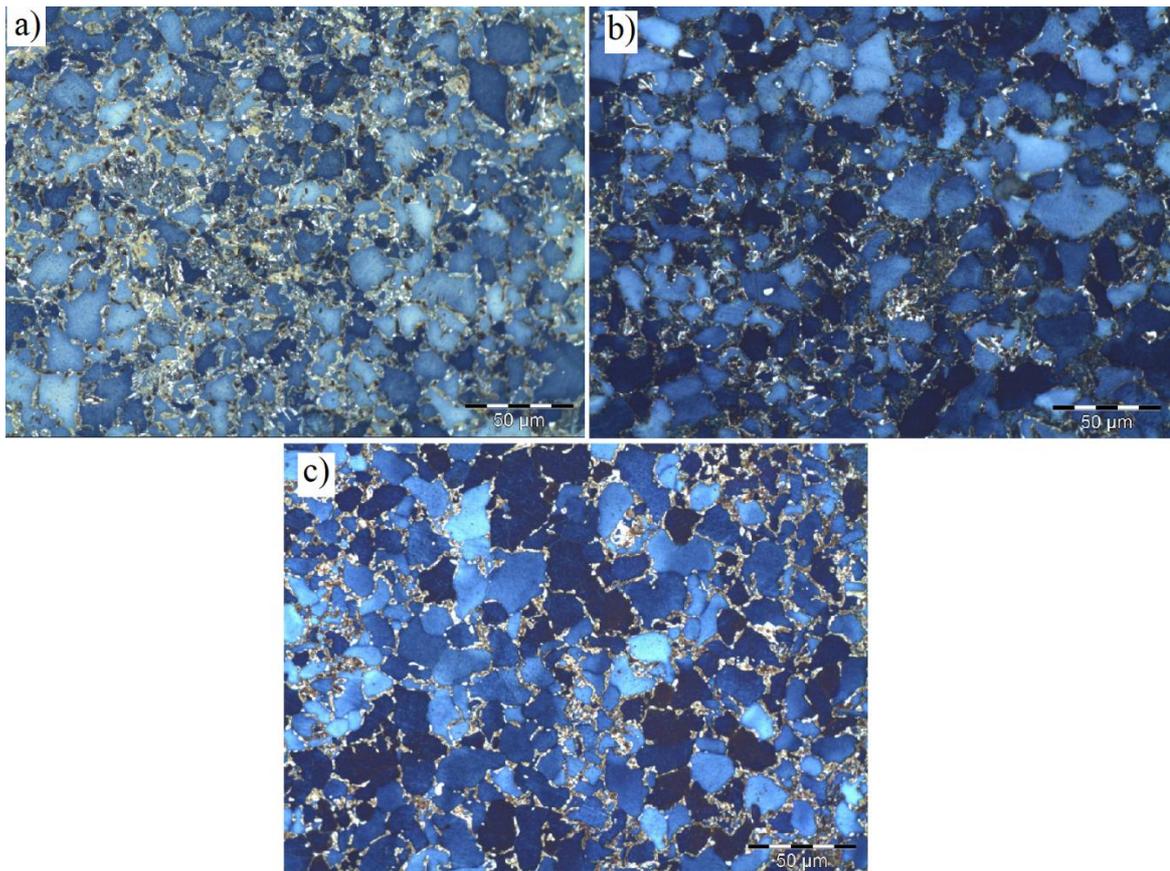
Comparando as amostras obtidas com e sem o tratamento intercrítico, através da

microscopia óptica, observa-se claramente a mudança microestrutural nas mesmas, comprovando assim a efetividade do processo.

Com a utilização do reagente Klemm I é possível distinguir com uma maior facilidade as fases presentes no *dual phase* através do contraste de cores. Com esse reagente a ferrita fica na coloração azul, a martensita marrom e os precipitados na cor branca (KARANI; KOLEY; SHOME, 2019; REISINGER et al., 2017; VANDER VOORT, 1999).

Na Figura 17 apresenta as amostras que foram tratadas com a temperatura intercrítica de 806 °C (a), 775 °C (b) e 740 (c). Nota-se o aumento de região azul (ferrita) na figura “c” em comparação com a figura “a”, verificando-se a diferença de proporção de martensita em função da temperatura intercrítica utilizada. Essa situação pôde também ser avaliada por Karani, Koley e Shome (2019).

Figura 17 – Amostra A atacada com Klemm I

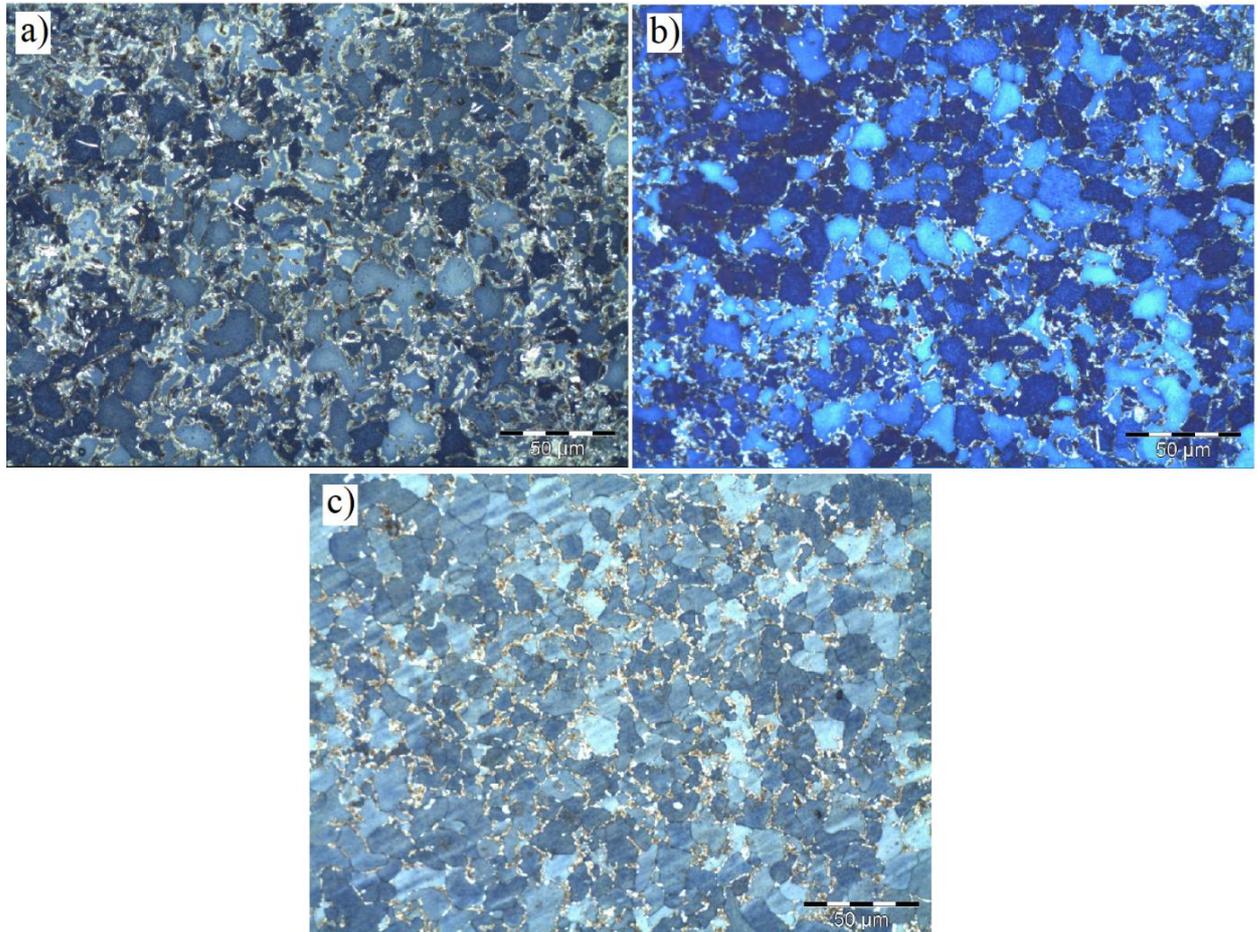


Fonte: Autor

Para a amostra B na Figura 18, foram utilizadas as temperaturas intercríticas de 806 °C (a), 775 °C (b) e 740 (c). Da mesma forma que as anteriores se observa o aumento de região azul (ferrita) na figura “c” como determinado por Karani, Koley e Shome (2019) e a diminuição

da região escura (martensita) em comparação com a figura “a”, constatando a diferença de proporção de martensita em função da temperatura intercrítica utilizada.

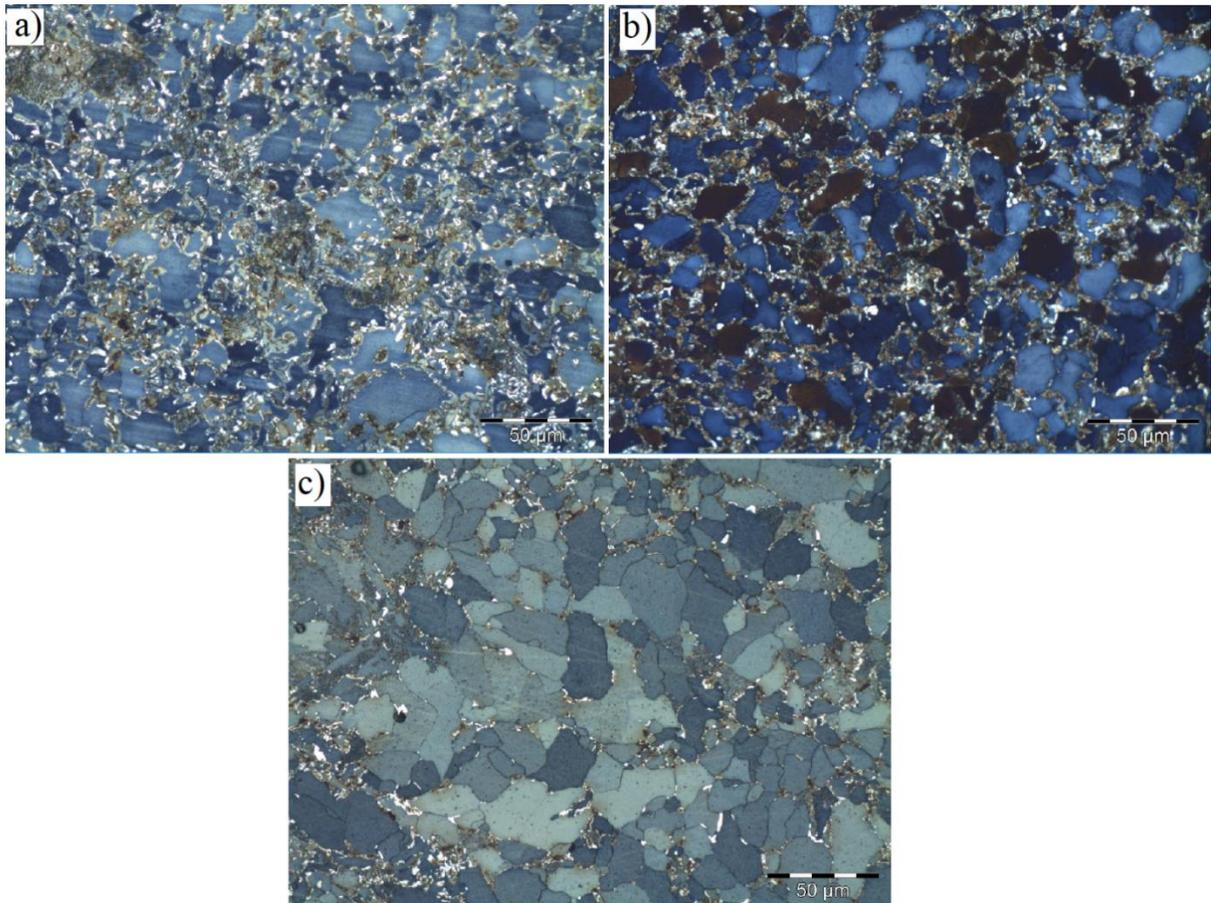
Figura 18 – Amostra B atacada com Klemm I



Fonte: Autor

Para a amostra C na Figura 19, foram utilizadas as temperaturas intercríticas de 806 °C (a), 775 °C (b) e 740 (c). O aumento de região azul (ferrita) na figura “c” e a diminuição da região escura (martensita) em comparação com a figura “a”, é a mais evidente entre as amostras A, B e C, constatando-se a diferença de proporção de martensita em função da temperatura intercrítica utilizada.

Figura 19 – Amostra C atacada com Klemm I

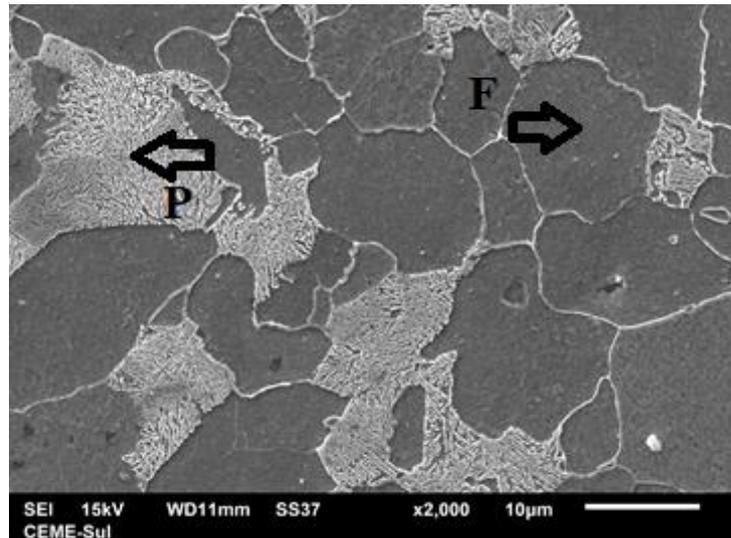


Fonte: Autor

Com o auxílio do MEV é possível identificar a ferrita e as lamelas da perlita nas amostras que não foram submetidas ao tratamento intercrítico, o que não era possível por microscopia óptica devido a capacidade de magnificação inferior desse tipo de equipamento.

A Figura 20 mostra a microestrutura da ferrita (F) e perlita lamelar (P), típica dos aços microligados, da mesma forma do que encontrado por Sharma *et al.* (2016), onde a região escura é a ferrita e região mais clara é a perlita lamelar.

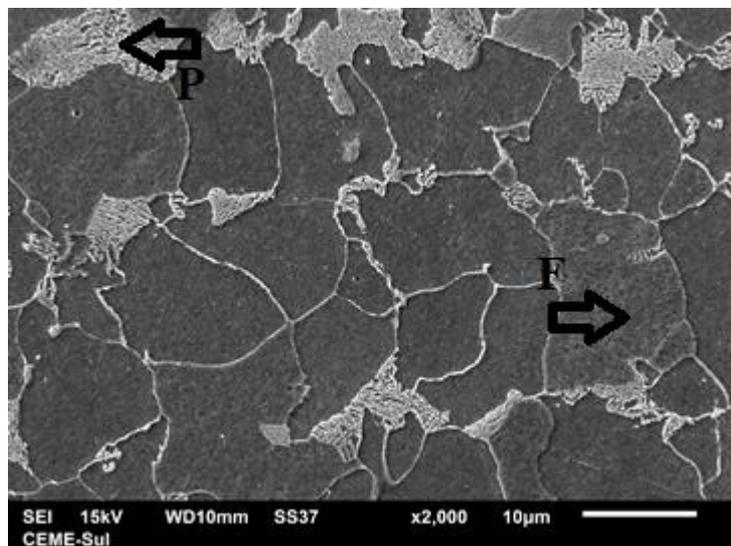
Figura 20 – MEV da amostra A sem o tratamento intercrítico



Fonte: Autor

A microestrutura predominante da Figura 21, é ferrita (F) na região escura e perlita lamelar (P) na região clara, conforme o esperado para um aço microligado (TESHIMA et al., 2017).

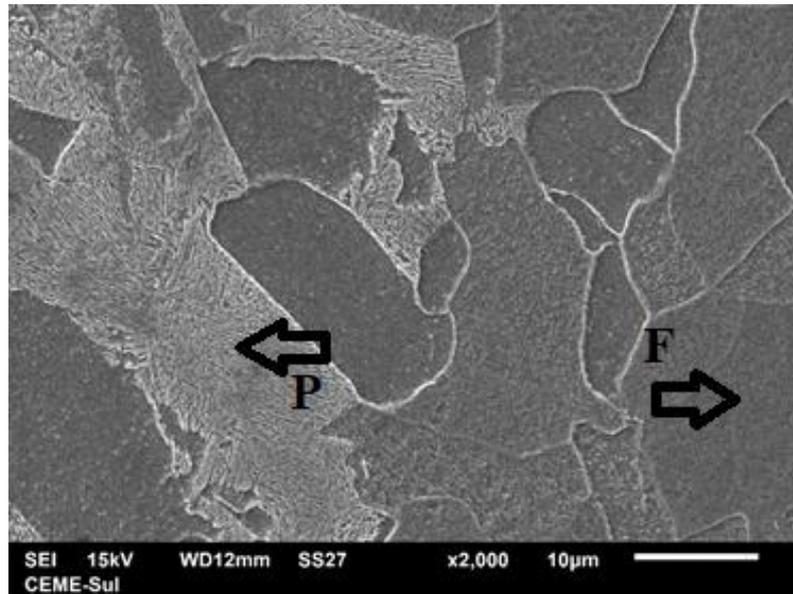
Figura 21 – MEV da amostra B sem o tratamento intercrítico



Fonte: Autor

A Figura 22 mostra a microestrutura da ferrita (F) e perlita lamelar (P), característica dos aços microligados, onde a região escura é a ferrita e região mais clara é a perlita lamelar (XU et al., 2019).

Figura 22 – MEV amostra C sem o tratamento intercrítico

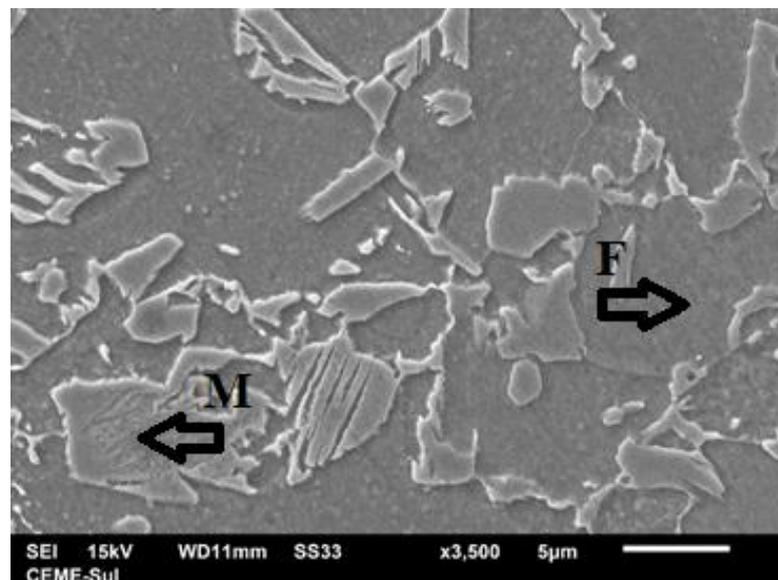


Fonte: Autor

Através do MEV pode-se observar com melhor clareza o surgimento da martensita, que foi originada através do tratamento intercrítico, devido a capacidade do MEV de atingir uma maior ampliação mantendo a definição da imagem.

Na Figura 23 a amostra que passou pelo tratamento intercrítico possui microestrutura semelhante a encontrada por ZHANG et al. (2015), onde a região mais escura é a ferrita (F) e a região mais clara é a martensita (M).

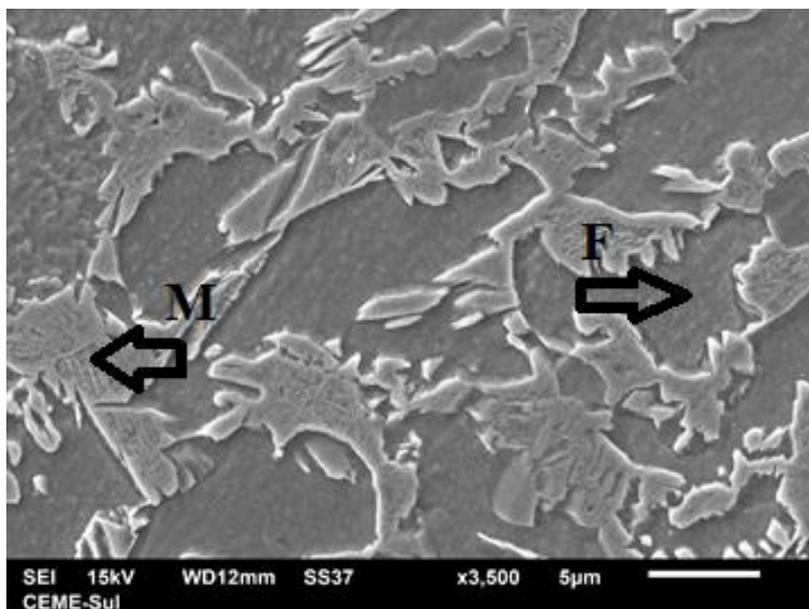
Figura 23 – MEV DP amostra A em 806 °C



Fonte: Autor

A Figura 24 apresenta a amostra B tratada com a temperatura intercrítica de 806 °C, a microestrutura presente é ferrita (F) na região mais escura e martensita (M) na região mais clara (GOTO; KAMI; KAWAMURA, 2015).

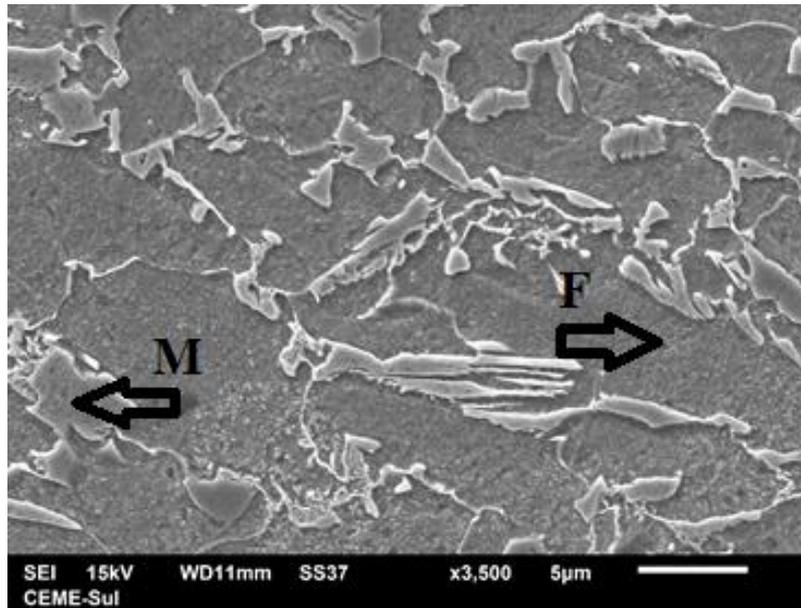
Figura 24 – MEV DP amostra B em 806 °C



Fonte: Autor

Da mesma forma que as figuras anteriores, a Figura 25 apresenta a microestrutura da amostra C com a temperatura de intercrítica de 806 °C com a microestrutura predominante de ferrita (F) na região mais escura e martensita (M) na região mais clara (GOTO; KAMI; KAWAMURA, 2015).

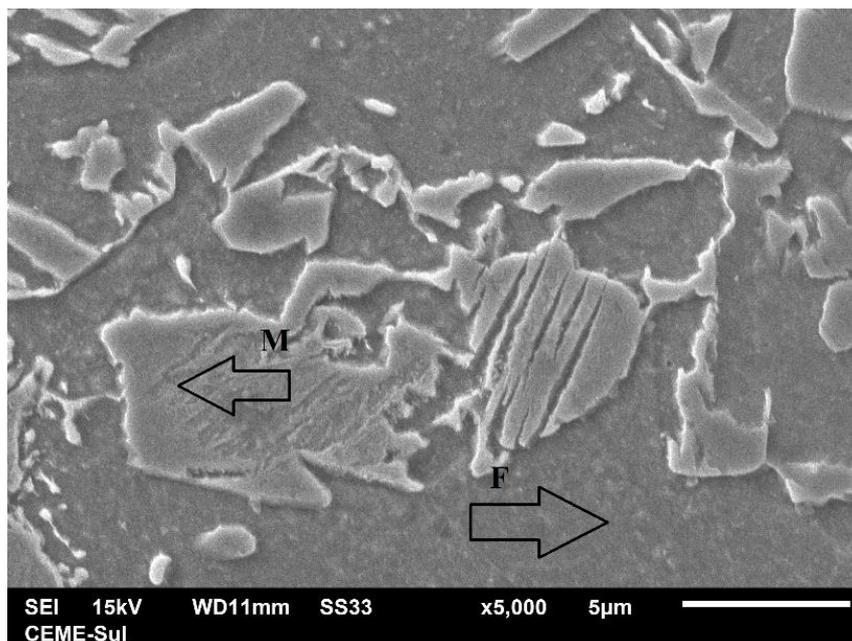
Figura 25 – MEV DP amostra C em 806°C



Fonte: Autor

A Figura 26 apresenta a amostra A após passar pelo tratamento intercrítico com a temperatura de 775 °C, em que a microestrutura obtida foi de ferrita (F) e martensita (M), da mesma forma que foi encontrado por Schemmann et al. (2015), em que a região mais escura é a ferrita e a martensita está localizada na região mais clara.

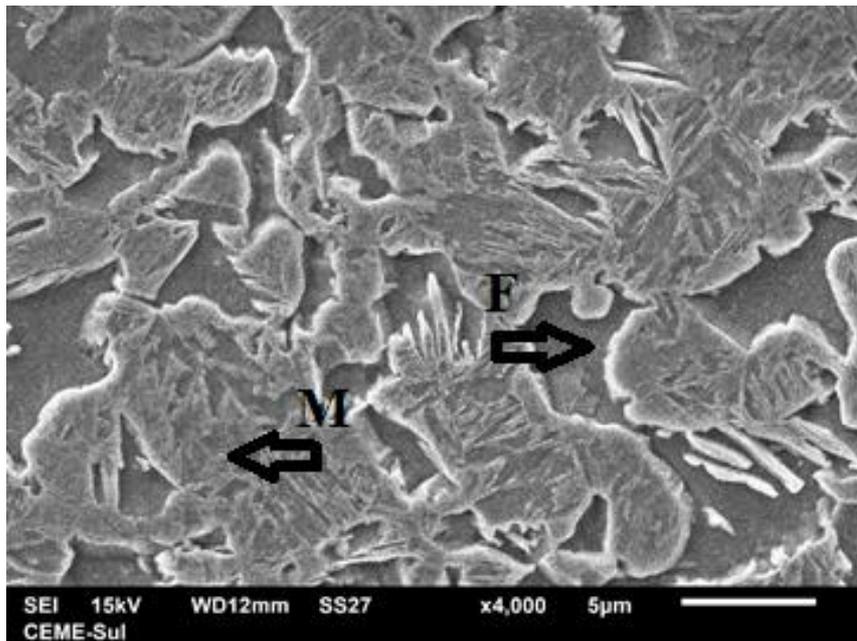
Figura 26 – MEV DP amostra A em 775 °C



Fonte: Autor

Na Figura 27 é mostrada a imagem do MEV do *dual phase* para a composição química B com a temperatura intercrítica de 775 °C. Nota-se uma similaridade em comparação com a Figura 24 e da mesma forma a microestrutura presente é ferrita na região mais escura e martensita na região mais clara (GOTO; KAMI; KAWAMURA, 2015).

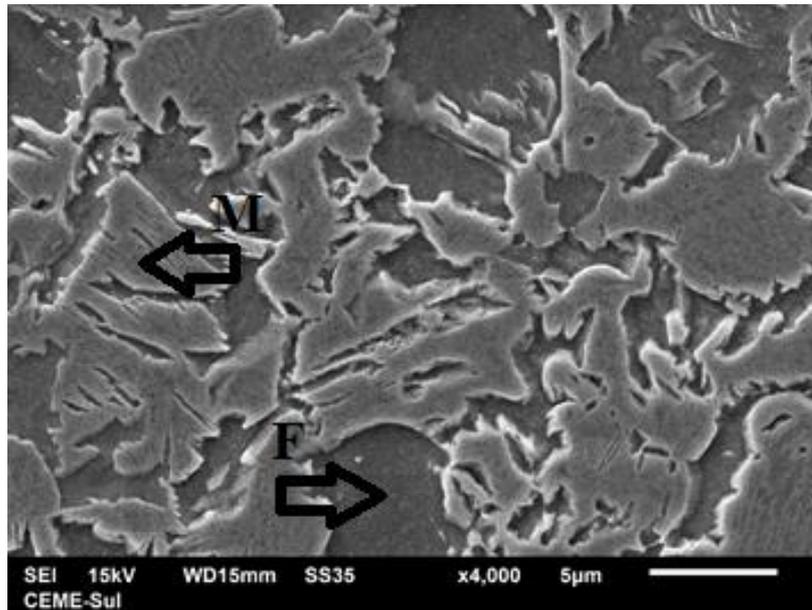
Figura 27 – MEV DP amostra B em 775 °C



Fonte: Autor

A Figura 28 apresenta a microestrutura da amostra C com a temperatura de intercrítica de 806 °C, e da mesma forma que as figuras anteriores a microestrutura predominante é ferrita (F) na região mais escura e martensita (M) na região mais clara (GOTO; KAMI; KAWAMURA, 2015).

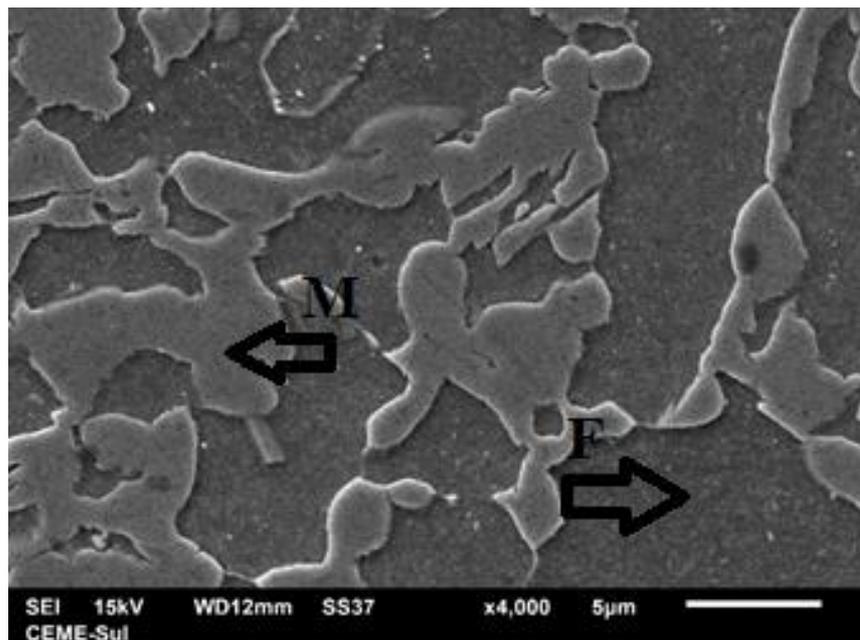
Figura 28 – MEV DP amostra C em 775 °C



Fonte: Autor

Na Figura 29 percebe-se a uma redução significativa na martensita e uma diferença na morfologia da microestrutura, devido a temperatura intercrítica utilizada de 740 °C estando próxima da linha AC₃ do diagrama ferro carbono. Esse comportamento foi semelhante ao encontrado por Zhang et al. (2015) que utilizou parâmetros parecidos.

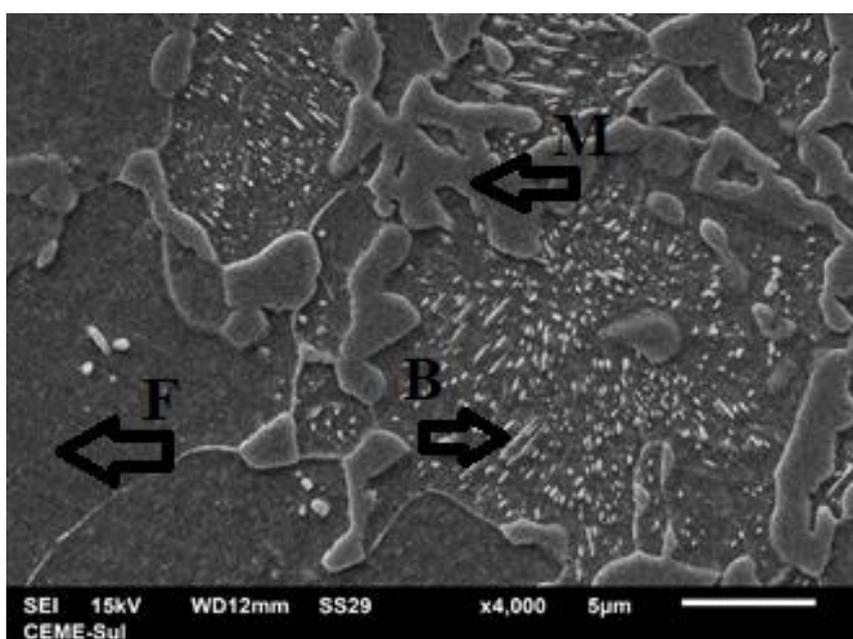
Figura 29 – MEV DP amostra A em 740 °C



Fonte: Autor

Na Figura 30 observa-se pontos brancos por diversas regiões da matriz, da mesma forma como encontrado por Schemmann et al. (2015) e Goto et al. (2015), caracterizando a bainita, devido ao aço ter 1,43% de manganês e o *dual phase* obtido em uma temperatura mais baixa. Dessa forma a microestrutura contém ferrita, martensita e bainita. Nota-se uma diminuição da proporção de martensita devido a temperatura intercrítica utilizada ser mais baixa.

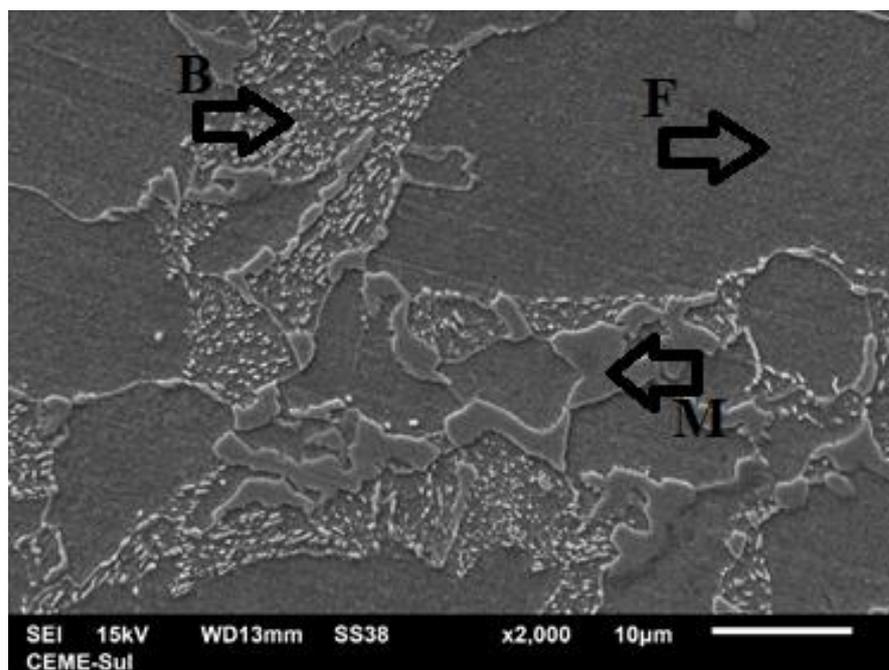
Figura 30 – MEV DP amostra B em 740 °C



Fonte: Autor

A Figura 31 também apresenta bainita devido a temperatura intercrítica mais baixa e ao teor de manganês ser maior que 1%, características fundamentais como apresenta Reisinger et al. (2017) . A microestrutura além de ferrita e martensita. Conforme o esperado observa-se a redução de martensita devido a utilização da temperatura intercrítica de 740 °C (GOTO; KAMI; KAWAMURA, 2015; SCHEMMANN et al., 2015).

Figura 31 – MEV DP amostra C em 740 °C



Fonte: Autor

5.4 PROPORÇÃO DE FASES

A fração volumétrica de segunda fase presente foi calculada com o auxílio de um *software* de análise de imagem. Com isso foi possível determinar a quantidade de martensita presente em cada amostra, através da média de 5 imagens de diferentes regiões de cada amostra seguindo como base a norma ASTM E1245-03, conforme apresenta a Tabela 5.

Tabela 5 – Fração volumétrica de segunda fase em %

Temperatura (°C)	Amostra		
	A	B	C
806	48,6	41	36,7
775	33,9	40,4	35,9
740	31,8	18	22,5

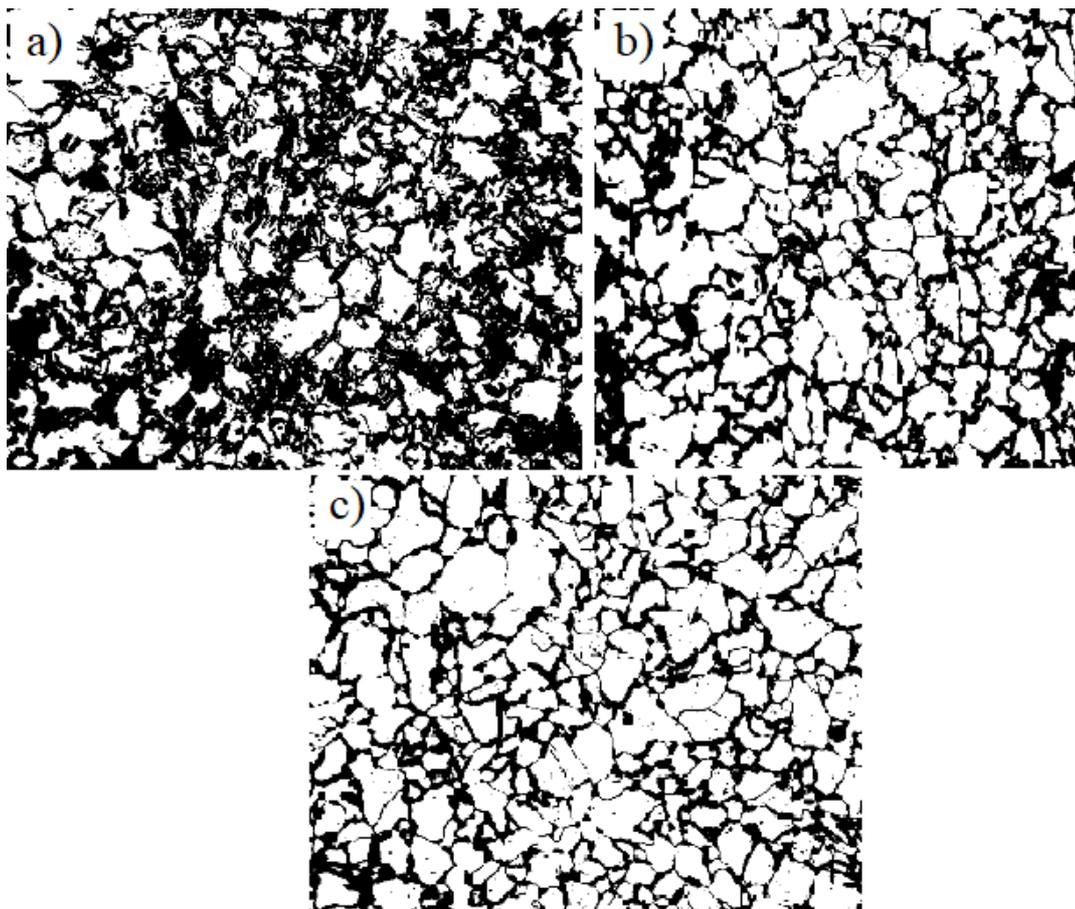
Fonte: Autor

Da mesma forma como encontrado por Xu, van der Zwaag e Xu (2016), na amostra A obteve-se a maior proporção de segunda fase conforme o aumento da temperatura de intercrítica. Dessa forma o melhor resultado foi com a temperatura intercrítica em 806 °C.

Para as amostras B e C a proporção de segunda fase teve pouca variação para as temperaturas intercríticas de 806 °C e 775 °C. Mas para a temperatura de 740 °C obteve-se o resultado esperado com uma menor quantidade de segunda fase presente.

Na Figura 32 a imagem “a” apresenta a amostra tratada com a temperatura intercrítica de 806 °C, a imagem “b” a amostra tratada em 775 °C e a imagem “c” a amostra foi tratada com a temperatura de 740 °C. Como pode-se observar na Figura 32 a fração volumétrica de martensita é maior na imagem “a” e a proporção de martensita é muito parecida na imagem “b” e “c”, corroborando com os valores apresentados na Tabela 5.

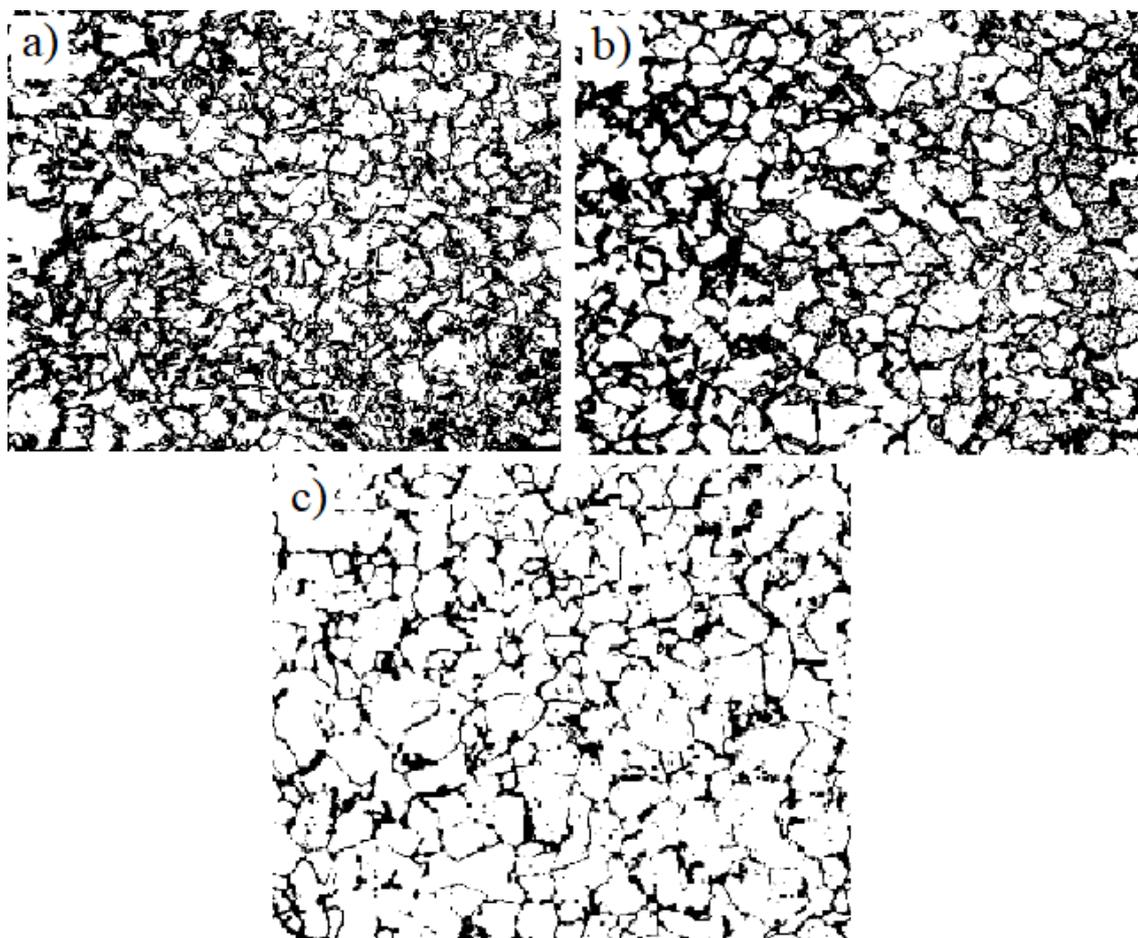
Figura 32 – Proporção de fase para amostra A



Fonte: Autor

Como pode-se observar na Figura 33 a fração volumétrica de martensita da imagem “a” e “b” é bastante parecida e a imagem “c” apresenta uma menor quantidade de segunda fase, confirmando os valores apresentados na Tabela 5. Na Figura 33 a imagem “a” apresenta a amostra tratada com a temperatura intercrítica de 806 °C, a imagem “b” a amostra tratada em 775 °C e a imagem “c” a amostra foi tratada com a temperatura de 740 °C.

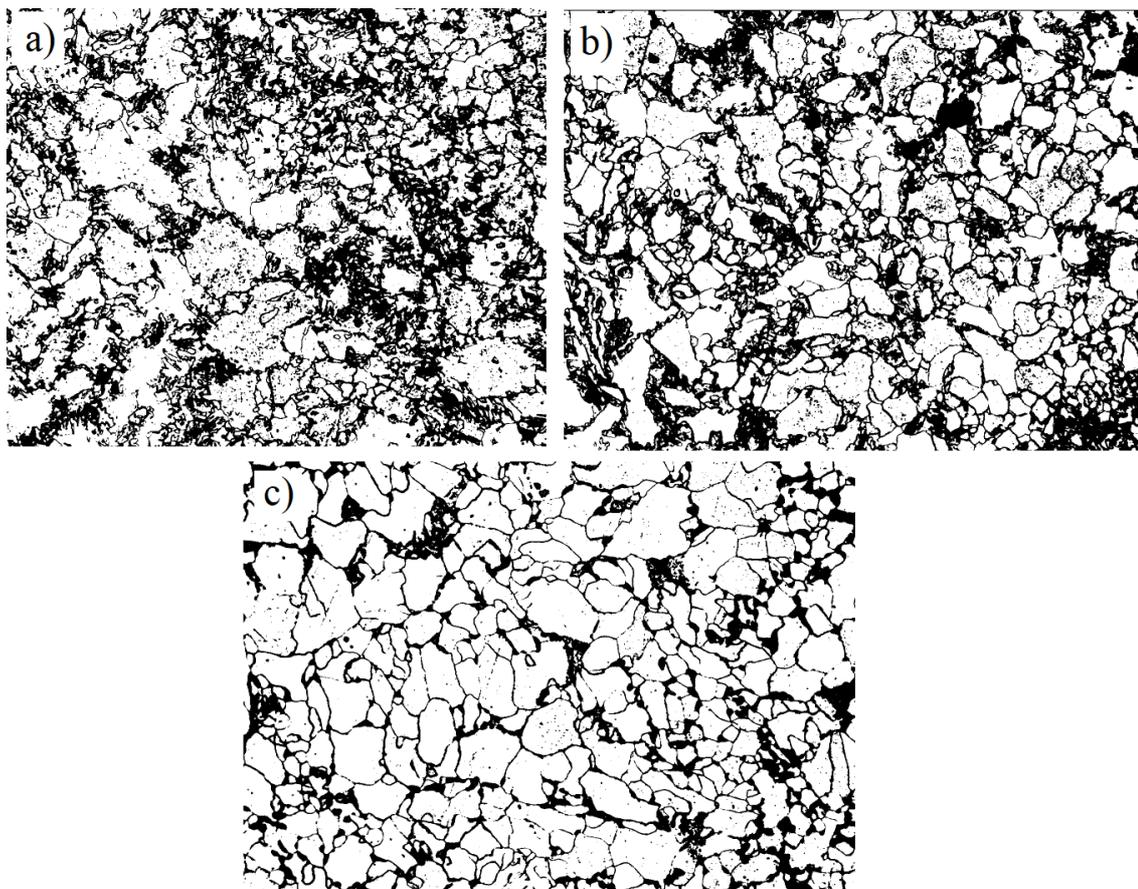
Figura 33 – Proporção de fase para amostra B



Fonte: Autor

Na Figura 34 a imagem “a” apresenta a amostra tratada com a temperatura intercrítica de 806 °C, a imagem “b” a amostra tratada em 775 °C e a imagem “c” a amostra foi tratada com a temperatura de 740 °C. Como pode-se observar a fração volumétrica de martensita da imagem “a” e “b” é semelhante e a imagem “c” apresenta uma menor quantidade de segunda fase, confirmando os valores apresentados na Tabela 5.

Figura 34 – Proporção de fase para amostra C



Fonte: Autor

5.5 MICRODUREZA

O ensaio de microdureza foi realizado utilizando uma carga de 10g e realizando 10 endentações em cada fase presente. A Tabela 6 apresenta a média da microdureza da cada fase das amostras antes do tratamento intercrítico, onde a microestrutura presente é a ferrita (F) e a perlita (P).

Tabela 6 – Média da microdureza de cada fase antes do tratamento intercrítico

A		B		C	
F (HV _{0,01})	P (HV _{0,01})	F (HV _{0,01})	P (HV _{0,01})	F (HV _{0,01})	P (HV _{0,01})
194,33	274,25	211	282,67	222,33	328,67

Fonte: Autor

A apresenta a média da microdureza da cada fase, ou seja, da ferrita (F) e da martensita (M).

Tabela 7 – Média da microdureza de cada fase do DP

Temperatura (°C)	Amostra					
	A		B		C	
	F (HV _{0,01})	M (HV _{0,01})	F (HV _{0,01})	M (HV _{0,01})	F (HV _{0,01})	M (HV _{0,01})
806	204,2	455,6	229	424,7	221,8	422,8
775	214,8	451,1	210,8	434,2	201,8	456,6
740	212,7	426,1	209,8	385,1	221,7	423,6

Fonte: Autor

Os resultados de Xu, van der Zwaag e Xu (2016) apontaram que quanto maior a proporção de martensita, maior é a microdureza das amostras. Esse mesmo padrão foi obtido, dessa forma, para as amostras com o material A obteve-se a maior microdureza com o tratamento intercrítico realizado em 806 °C e a menor microdureza com a temperatura intercrítica em 740 °C. Como a proporção de segunda fase não variou significativamente nas temperaturas de 806 °C e 775 °C para as amostras B e C, a microdureza também não teve uma variação expressiva.

A dureza alcançada demonstra a efetividade do tratamento térmico, que atingiu valores da mesma grandeza do que foi encontrado por Schemmann et al. (2015).

Comparando a Tabela 6 com a Tabela 7, a ferrita apresentou microdureza semelhante nas amostras com ou sem o tratamento intercrítico. Observa-se também aumento da microdureza, tendo um acréscimo de 182,35 HV_{0,01}, comprovando a transformação da perlita em martensita (KARANI; KOLEY; SHOME, 2019; SCHEMMANN et al., 2015; XU; VAN DER ZWAAG; XU, 2016).

5.6 DIFRAÇÃO DE RAIOS-X

Através da técnica de difração de raios-x mostrou-se a ausência de picos do sistema cúbico de face centrada no difratograma. Isso representa a inexistência de austenita retida (CFC), conforme o esperado devido as temperaturas de início e final da transformação martensítica, encontradas para cada material serem elevadas (SAEIDI et al., 2015; ZHANG et al., 2011).

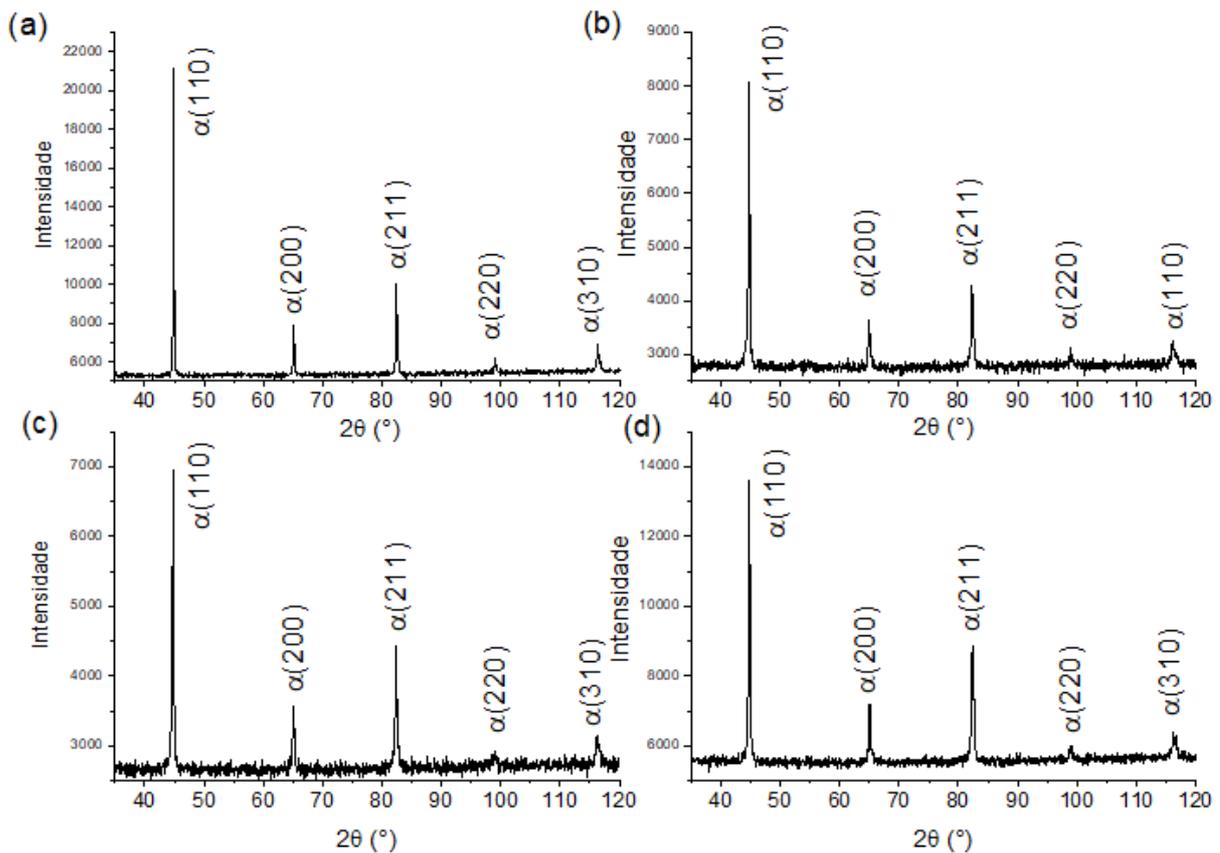
O padrão do difratogramas encontrado para todas as amostras, teve uma correspondência com o padrão da ferrita, onde a difração ocorreu nos planos (110)_α, (200)_α, (211)_α, (220)_α e (211)_α (EMADODDIN; AKBARZADEH; DANESHI, 2006).

Como sugerido por Suryanarayana e Grant Norton (1998) o número de picos ideais

para os difratogramas, em amostras com sistema cristalino cúbico, seriam 6. Devido a uma limitação do equipamento só foi possível obter 5 picos, mas mesmo assim obteve-se um resultado satisfatório.

Os difratogramas da amostra A são apresentados na Figura 35. São apontados os padrões de difração da amostra base, sem o tratamento intercrítico, e das amostras com o tratamento intercrítico realizado nas temperaturas de 740 °C, 775 °C e 806 °C. Os espectros corresponderam com a ficha cristalográfica número 00-006-0696, dessa forma pode-se concluir que não há a presença de austenita retida.

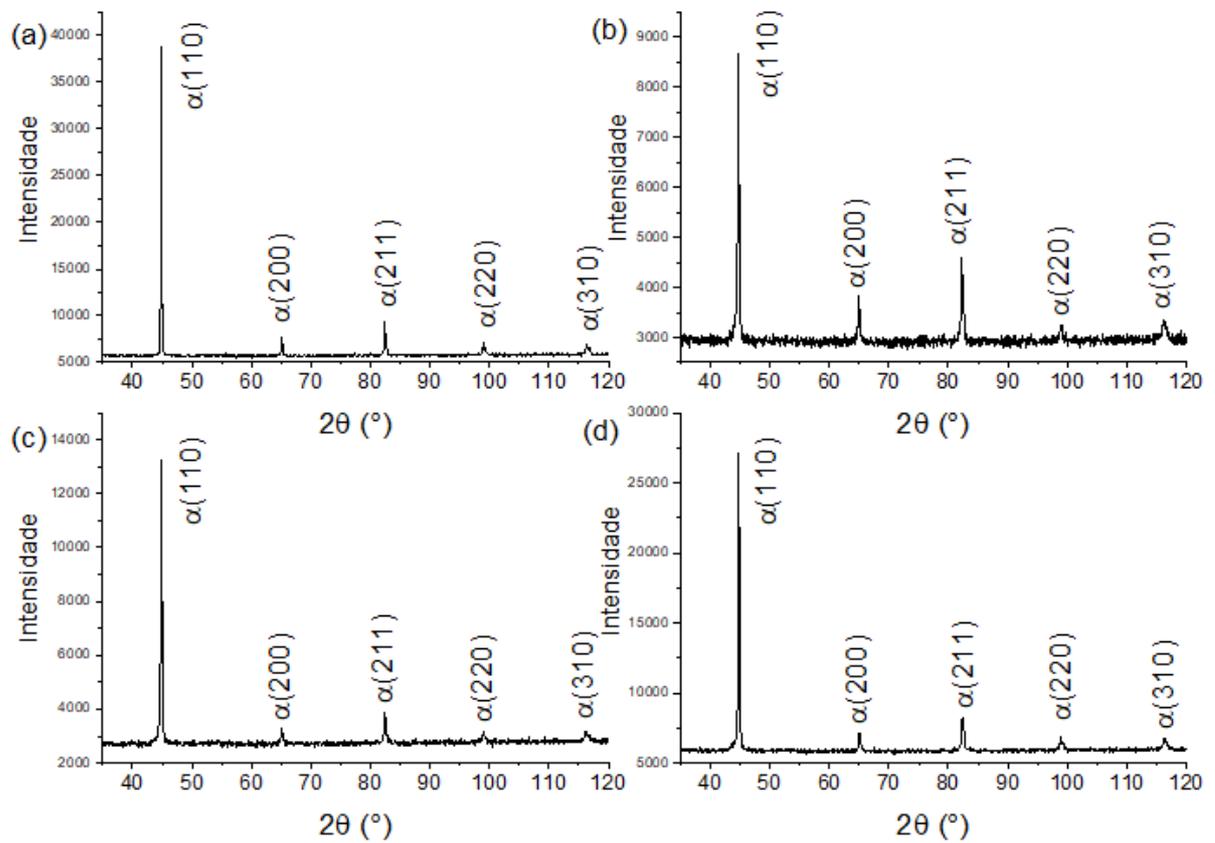
Figura 35 – DRX amostra A base (a), em 740 °C (b), em 775 °C (c) e 806 °C (d)



Fonte: Autor

Na Figura 36 são apresentados os difratogramas para a amostra B. São mostrados os padrões de difração correspondentes para a ferrita (α). Os espectros corresponderam com a ficha cristalográfica número 00-006-0696, comprovando a ausência de austenita retida nas amostras.

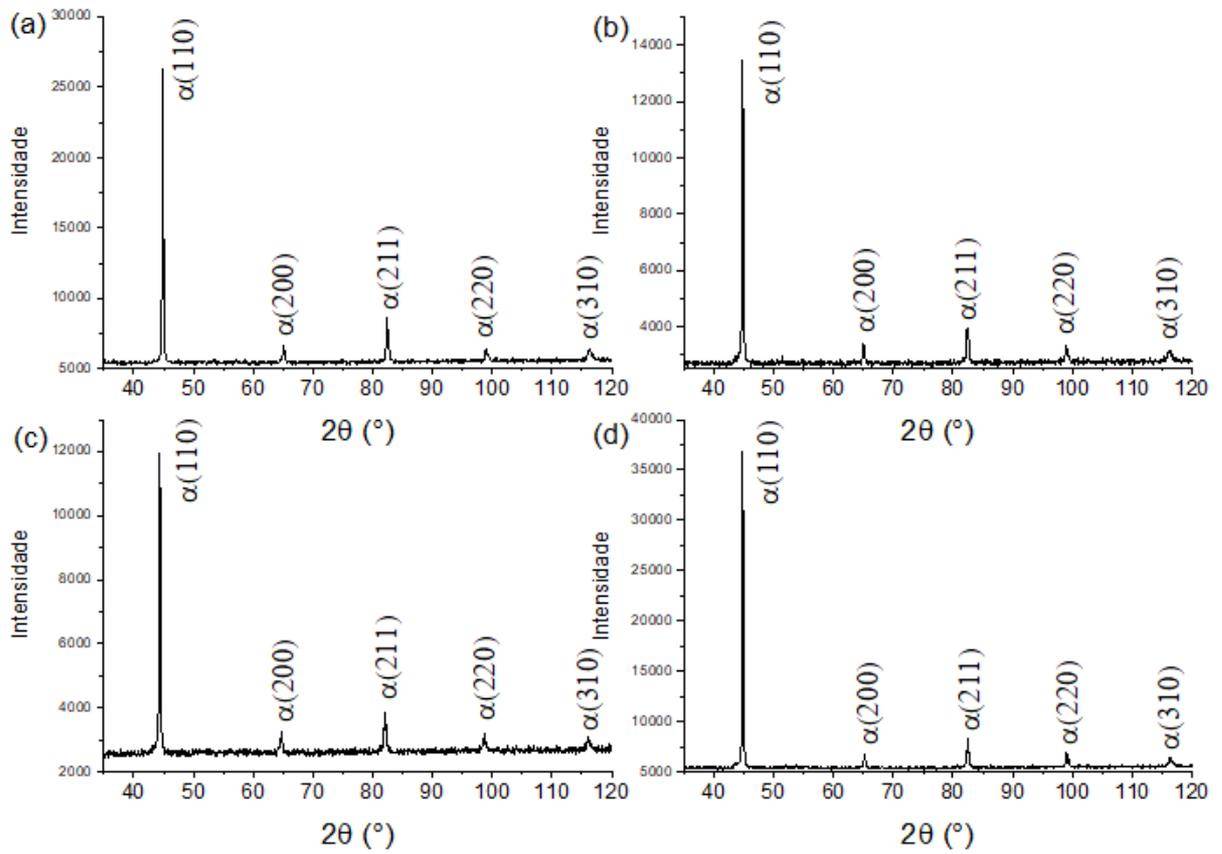
Figura 36 – DRX amostra B base (a), em 740 °C (b), em 775 °C (c) e 806 °C (d)



Fonte: Autor

Os difratogramas da amostra B são apresentados na Figura 37. Da mesma forma que para as amostras anteriores foram determinados somente picos de ferrita (α). Os espectros corresponderam com a ficha cristalográfica número 00-006-0696, descartando a presença de austenita retida.

Figura 37 – DRX amostra C base (a), em 740 °C (b), em 775 °C (c) e 806 °C (d)



Fonte: Autor

6 CONCLUSÕES

A partir dos resultados e discussões conclui-se:

- A presença teores de manganês acima de 1% contribuiu para a redução das temperaturas de transformação austenítica, devido a amostra C apresentar o uma menor quantidade de manganês teve as maiores temperaturas de transformação austenítica. O carbono causa alteração na temperatura de A_{C3} , porém as três amostras apresentaram valores muito próximos não tendo uma variação significativa devido ao carbono. Outros elementos como o cromo, níquel e molibdênio tem grande influência nas curvas de Andrews, contudo a baixa concentração desses elementos não impactaram em uma mudança nas curvas de Andrews.
- Pela análise da microestrutura verificou-se a presença de ferrita e perlita nas amostras antes do tratamento intercrítico. Após o tratamento intercrítico a microestrutura se alterou para uma matriz ferrítica com ilhas de martensita. Com a temperatura intercrítica de 740 °C observou-se a presença de bainita em duas amostras.
- A proporção de martensita alcançada chegou a 48,6% com a maior temperatura intercrítica para amostra com o maior carbono equivalente. Para a maioria das amostras a variação de temperatura de 806 °C para 775 °C não teve diferença significativa, alcançando uma diferença mínima de 0,6 %. Quando se reduziu a temperatura de 775 °C para 740 °C foi quando se atingiu a menor proporção de martensita, alcançando um valor mínimo de 18 %.
- A influência dos parâmetros no tratamento intercrítico é perceptível devido a variação de segunda fase presente. A temperatura intercrítica é o parâmetro que incidiu a maior alteração da fração volumétrica da martensita, dessa forma, quanto mais elevada a temperatura maior a quantidade de martensita presente. Outro parâmetro importante é o carbono equivalente, e conforme esperado a amostra com o maior carbono equivalente obteve a maior fração volumétrica de segunda fase.
- Pela análise da microdureza constata-se a efetividade do tratamento intercrítico, visto que a microdureza das amostras na perlita antes do

tratamento intercrítico variava entre 274,24 HV_{0,01} e 328,28 HV_{0,01}, e após o tratamento a microdureza passou a atingir valores de 456,6 HV_{0,01} que é compatível com a martensita de baixo carbono. Conforme o esperado na ferrita não se teve variação da microdureza.

6.1 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Trabalhos futuros a serem realizados para dar continuidade a pesquisa são os seguintes:

- Determinação do limite de escoamento, resistência, ruptura e alongamento;
- Avaliar a influência da variação do meio de resfriamento em todas as temperaturas;
- Avaliar a influência da variação da temperatura intercrítica em fadiga.

7 REFERÊNCIAS

AMERICAN WELDING SOCIETY. Structural Welding Code - Steel. **American National Standards Institute, Standards**, 2000.

ASKARI-PAYKANI, M.; SHAHVERDI, H. R.; MIRE SMAEILI, R. First and third generations of advanced high-strength steels in a FeCrNiBSi system. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 238, p. 383–394, 2016.

ASTM INTERNATIONAL. ASTM E1245 Standard Practice for Determining the Inclusion or Second-Phase Constituent Content of Metals by Automatic Image Analysis. **Annual Book of ASTM Standards**, v. 3.02, n. April, p. 1–8, 1999.

ASTM INTERNATIONAL. ASTM E3-11(2017) Preparation of Metallographic Specimens 1. **Area**, v. 03, n. July, p. 1–17, 2001.

ASTM INTERNATIONAL. E384 -17 Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials. **ASTM International**, p. 1–40, 2017.

BU, F. Z. et al. Contribution of interphase precipitation on yield strength in thermomechanically simulated Ti-Nb and Ti-Nb-Mo microalloyed steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 620, p. 22–29, 2014.

BU, F. Z. et al. Influence of cooling rate on the precipitation behavior in Ti-Nb-Mo microalloyed steels during continuous cooling and relationship to strength. **Materials Characterization**, v. 102, p. 146–155, 2015.

DAS, D.; CHATTO PADHYAY, P. P. Influence of martensite morphology on the work-hardening behavior of high strength ferrite-martensite dual-phase steel. **Journal of Materials Science**, v. 44, n. 11, p. 2957–2965, 2009.

DE DAVID, B. A.; GOMES, C. I.; MACHADO, G. **Microscopia eletrônica de varredura: Aplicações e preparação de amostras**. Porto Alegre: Edipucrs, 2007.

EMADODDIN, E.; AKBARZADEH, A.; DANESHI, G. Effect of intercritical annealing on retained austenite characterization in textured TRIP-assisted steel sheet. **Materials Characterization**, v. 57, n. 4–5, p. 408–413, 2006.

GOTO, S.; KAMI, C.; KAWAMURA, S. Effect of alloying elements and hot-rolling conditions on microstructure of bainitic-ferrite/martensite dual phase steel with high toughness. **Materials Science and Engineering A**, v. 648, p. 436–442, 2015.

GÜNDÜZ, S. Effect of chemical composition, martensite volume fraction and tempering on tensile behaviour of dual phase steels. **Materials Letters**, v. 63, n. 27, p. 2381–2383, 2009.

GÜNDÜZ, S.; COCHRANE, R. C. Influence of cooling rate and tempering on precipitation and hardness of vanadium microalloyed steel. **Materials and Design**, v. 26, n. 6, p. 486–492, 2005.

HU, J. et al. Cooling process and mechanical properties design of hot-rolled low carbon high strength microalloyed steel for automotive wheel usage. **Materials and Design**, v. 53, p. 332–337, 2014.

HUANG, J.; POOLE, W. J.; MILITZER, M. Austenite formation during intercritical annealing. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 35 A, n. 11, p. 3363–3375, 2004.

HÜSEYİN, A.; HAVVA, K. Z.; CEYLAN, K. Effect of Intercritical Annealing Parameters on Dual Phase Behavior of Commercial Low-Alloyed Steels. **Journal of Iron and Steel Research International**, v. 17, n. 4, p. 73–78, 2010.

KANG, Y. L. et al. Influence of nanoparticle reinforcements on the strengthening mechanisms of an ultrafine-grained dual phase steel containing titanium. **Materials and Design**, v. 44, p. 331–339, 2013.

KARANI, A.; KOLEY, S.; SHOME, M. Failure of electric resistance welded API pipes – Effect of centre line segregation. **Engineering Failure Analysis**, v. 96, n. October 2018, p. 289–297, 2019.

KIM, H. et al. Prediction of A_{c3} and Martensite Start Temperatures by a Data-driven Model Selection Approach. **ISIJ International**, v. 57, n. 12, p. 2229–2236, 2017.

KIM, Y. W. et al. Effects of rolling temperature on the microstructure and mechanical properties of Ti-Mo microalloyed hot-rolled high strength steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 605, p. 244–252, 2014.

KOYAMA, M. et al. Hydrogen-assisted decohesion and localized plasticity in dual-phase steel. **Acta Materialia**, v. 70, p. 174–187, 2014.

LEE, C. H.; SHIN, H. S.; PARK, K. T. Evaluation of high strength TMCP steel weld for use in cold regions. **Journal of Constructional Steel Research**, v. 74, p. 134–139, 2012.

LIS, J.; LIS, A. K.; KOLAN, C. Processing and properties of C-Mn steel with dual-phase

microstructure. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 162–163, n. SPEC. ISS., p. 350–354, 2005.

LIU, S. et al. Significant influence of carbon and niobium on the precipitation behavior and microstructural evolution and their consequent impact on mechanical properties in microalloyed steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 683, n. November 2016, p. 70–82, 2017.

MAZAHERI, Y.; KERMANPUR, A.; NAJAFIZADEH, A. Microstructures, Mechanical Properties, and Strain Hardening Behavior of an Ultrahigh Strength Dual Phase Steel Developed by Intercritical Annealing of Cold-Rolled Ferrite/Martensite. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 46, n. 7, p. 3052–3062, 2015.

MOVAHED, P. et al. The effect of intercritical heat treatment temperature on the tensile properties and work hardening behavior of ferrite–martensite dual phase steel sheets. **Materials Science and Engineering: A**, v. 518, n. 1–2, p. 1–6, ago. 2009.

NANDA, T. et al. Third generation of advanced high-strength steels: Processing routes and properties. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications**, v. 233, n. 2, p. 209–238, 2019.

NOURI, A.; SAGHAFIAN, H.; KHEIRANDISH, S. Effects of silicon content and intercritical annealing on manganese partitioning in dual phase steels. **Journal of Iron and Steel Research International**, v. 17, n. 5, p. 44–50, 2010.

OLIVEIRA, F. L. G.; ANDRADE, M. S.; COTA, A. B. Kinetics of austenite formation during continuous heating in a low carbon steel. **Materials Characterization**, v. 58, n. 3, p. 256–261, 2007.

PAWŁOWSKI, B. Dilatometric examination of continuously heated austenite formation in hypoeutectoid steels. **Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering**, v. 54, n. 2, p. 185–193, 2012.

PENG, Z. et al. Precipitation strengthening of titanium microalloyed high-strength steel plates with isothermal treatment. **Materials Science and Engineering A**, v. 657, p. 413–421, 2016.

REISINGER, S. et al. Differentiation of grain orientation with corrosive and colour etching on a granular bainitic steel. **Micron**, v. 99, n. April, p. 67–73, 2017.

SAEIDI, K. et al. Hardened austenite steel with columnar sub-grain structure formed by laser

- melting. **Materials Science and Engineering A**, v. 625, p. 221–229, 2015.
- SCHEMMANN, L. et al. Alloying effects on microstructure formation of dual phase steels. **Acta Materialia**, v. 95, p. 386–398, 2015.
- SCHULZE, P. et al. Prediction of Austenite Formation Temperatures Using Artificial Neural Networks. **IOP Conference Series: Materials Science and Engineering**, v. 118, n. 1, 2016.
- SCOTT, C. P.; DRILLET, J. A study of the carbon distribution in retained austenite. **Scripta Materialia**, v. 56, n. 6, p. 489–492, 2007.
- SHARMA, S. et al. A simulation study of pearlite-to-austenite transformation kinetics in rapidly heated hot-rolled low carbon steel. **Materials and Design**, v. 107, p. 65–73, 2016.
- SHOW, B. K. et al. Effect of vanadium and titanium modification on the microstructure and mechanical properties of a microalloyed HSLA steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 527, n. 6, p. 1595–1604, 2010.
- SURYANARAYANA, C.; GRANT NORTON, M. **X-Ray Diffraction: A Practical Approach**. [s.l.] Springer US, 1998.
- TESHIMA, T. et al. Local cementite cracking induced by heterogeneous plastic deformation in lamellar pearlite. **Materials Science and Engineering A**, v. 679, n. October 2016, p. 223–229, 2017.
- VANDER VOORT, G. F. **Metallography Principles and Practice**. [s.l.] ASM International, 1999.
- XIONG, Z. P. et al. Microstructures and mechanical properties of dual phase steel produced by laboratory simulated strip casting. **Materials and Design**, v. 88, p. 537–549, 2015.
- XU, P. et al. Further improvement in ductility induced by the refined hierarchical structures of pearlite. **Materials Science and Engineering A**, v. 745, n. September 2018, p. 176–184, 2019.
- XU, X.; VAN DER ZWAAG, S.; XU, W. The effect of martensite volume fraction on the scratch and abrasion resistance of a ferrite-martensite dual phase steel. **Wear**, v. 348–349, p. 80–88, 2016.
- ZHANG, J. et al. Effect of martensite morphology and volume fraction on strain hardening and fracture behavior of martensite-ferrite dual phase steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 627, p. 230–240, 2015.
- ZHANG, K. et al. A new effect of retained austenite on ductility enhancement in high-strength

quenching-partitioning-tempering martensitic steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 528, n. 29–30, p. 8486–8491, 2011.

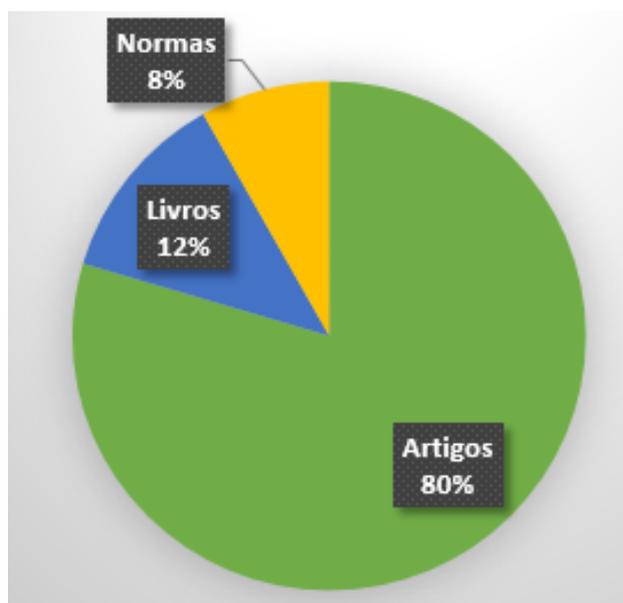
ZHAO, L. et al. Magnetic and X-ray diffraction measurements for the determination of retained austenite in TRIP steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 313, n. 1–2, p. 145–152, 2001.

ZHENG, C.; RAABE, D. Interaction between recrystallization and phase transformation during intercritical annealing in a cold-rolled dual-phase steel: A cellular automaton model. **Acta Materialia**, v. 61, n. 14, p. 5504–5517, 2013.

7.1 CLASSIFICAÇÃO DAS REFERÊNCIAS

Para a escrita dessa dissertação foram utilizados artigos, normas e livros. A quantidade de cada tipo e referência é apresentada na Figura 38.

Figura 38 – Tipo de referência utilizada



Fonte: Autor

Os artigos utilizados foram qualificados de acordo com o seu percentil determinado pela Scopus. A regra utilizada para determinar a classificação de cada artigo é apresentada na Tabela 8.

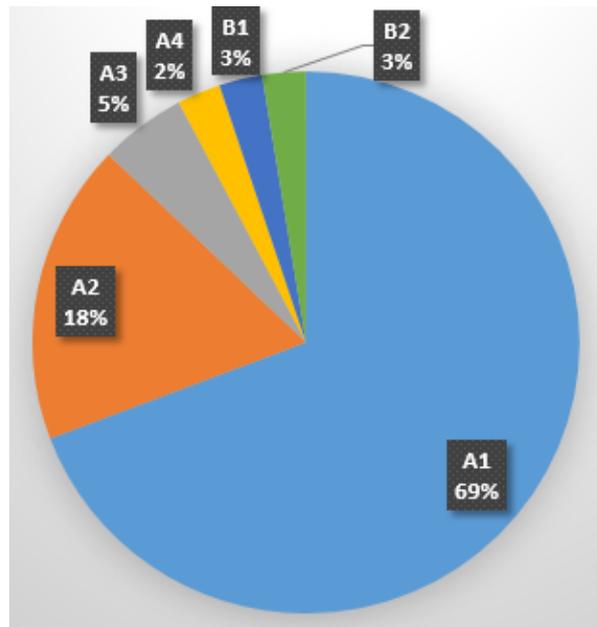
Tabela 8 – Classificação dos artigos segundo o percentil Scopus

A1	A2	A3	A4	B1	B2	B3	B4
100 - 87,5	87,5 - 75	75 - 62,5	62,5 - 50	50 - 37,5	37,5 - 25	25 - 12,5	12,5 - 0

Fonte: Autor

A classificação Scopus dos artigos utilizados, feita através da Tabela 8 é apresentada da Figura 39.

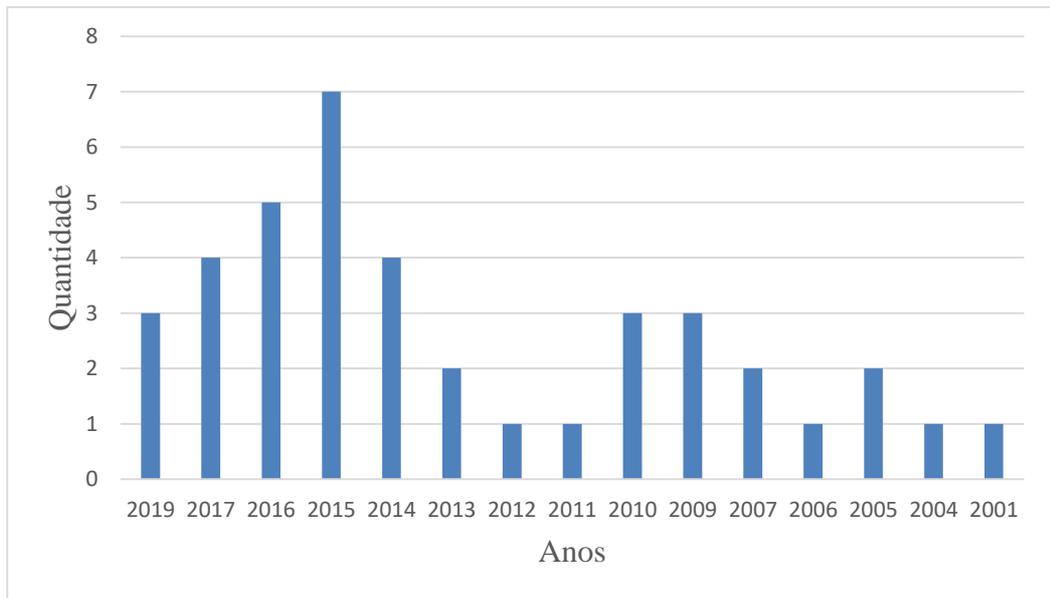
Figura 39 – Classificação dos artigos utilizados



Fonte: Autor

Os artigos utilizados foram também foram classificados de acordo com o ano de publicação conforme apresenta a Figura 40.

Figura 40 – Anos de publicação dos artigos



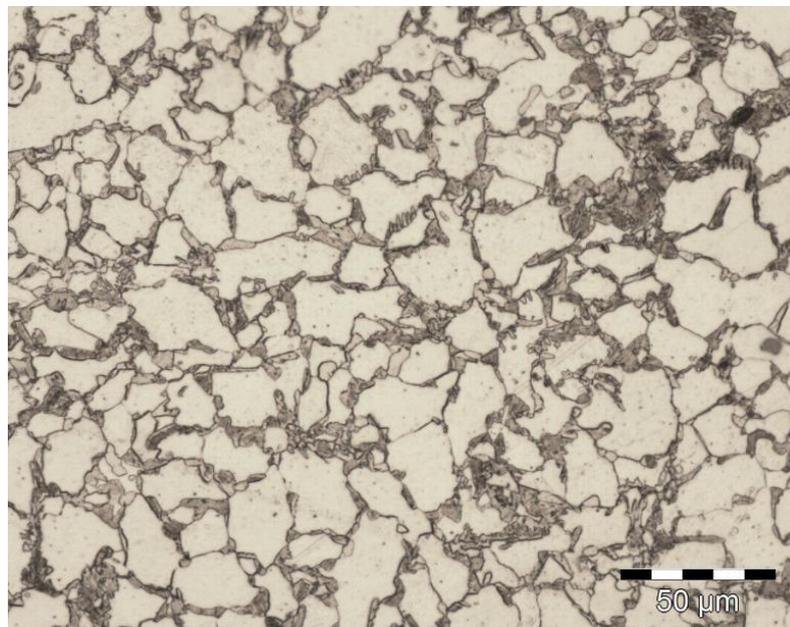
Fonte: Autor

8 APÊNDICE

Foi analisado a influência da mudança do meio de resfriamento para amostra A a fim de determinar os melhores parâmetros para a realização nas demais amostras. Esse teste foi realizado utilizando a temperatura intercrítica de 775°C. Os meios de resfriamento variaram de água; polímero 10%, 15%, 20% e óleo.

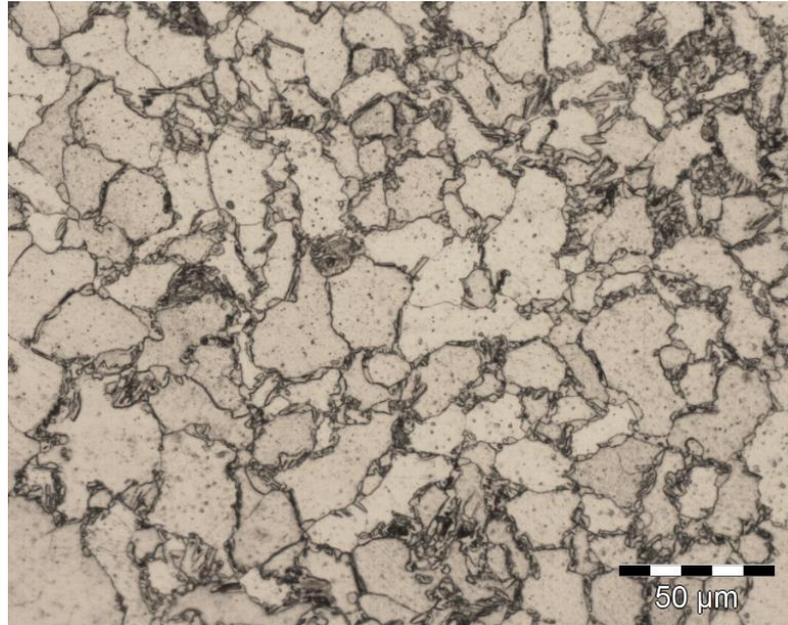
A microestrutura presente nas amostras das Figuras 41 a 45 é uma matriz ferrítica com ilhas de martensita. Foi utilizado Nital 3% como reagente.

Figura 41 – DP 775°C em polímero 15%



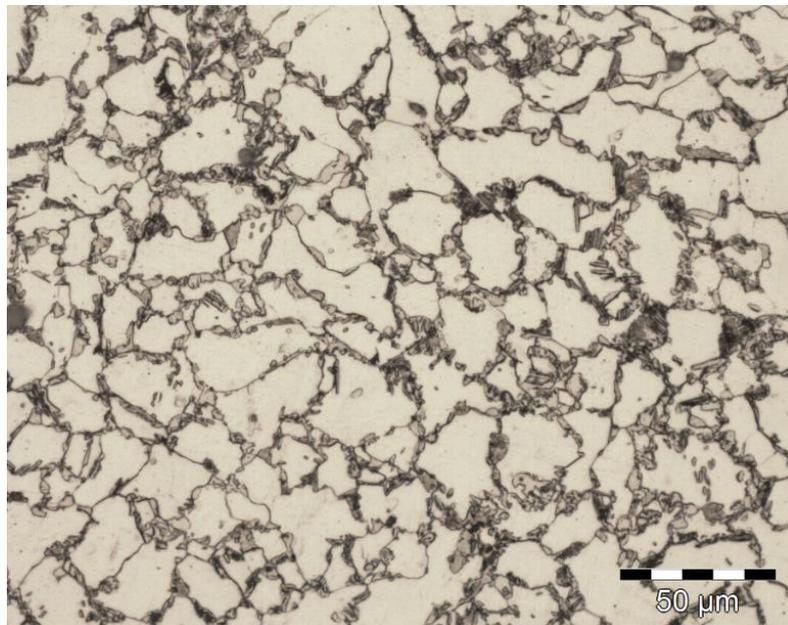
Fonte: Autor

Figura 42 – DP 775 °C em polímero 20%



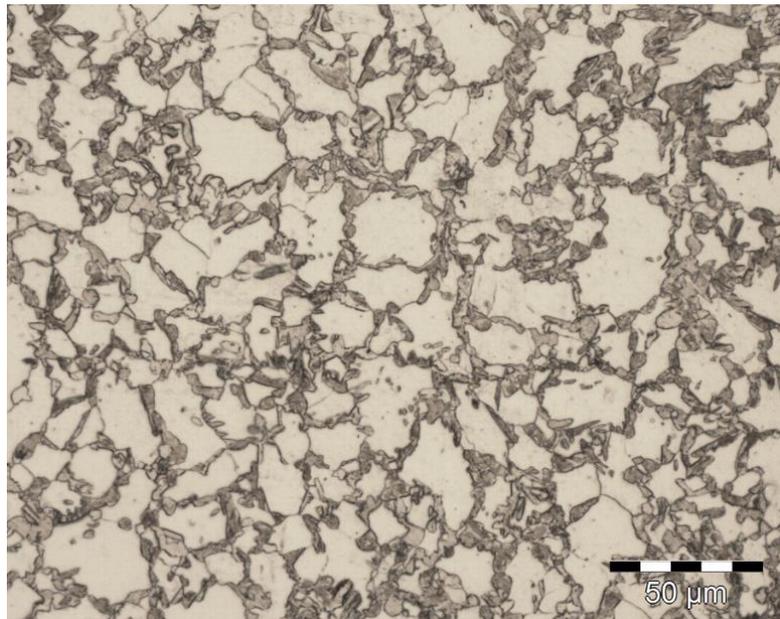
Fonte: Autor

Figura 43 – DP 775°C em polímero 25%



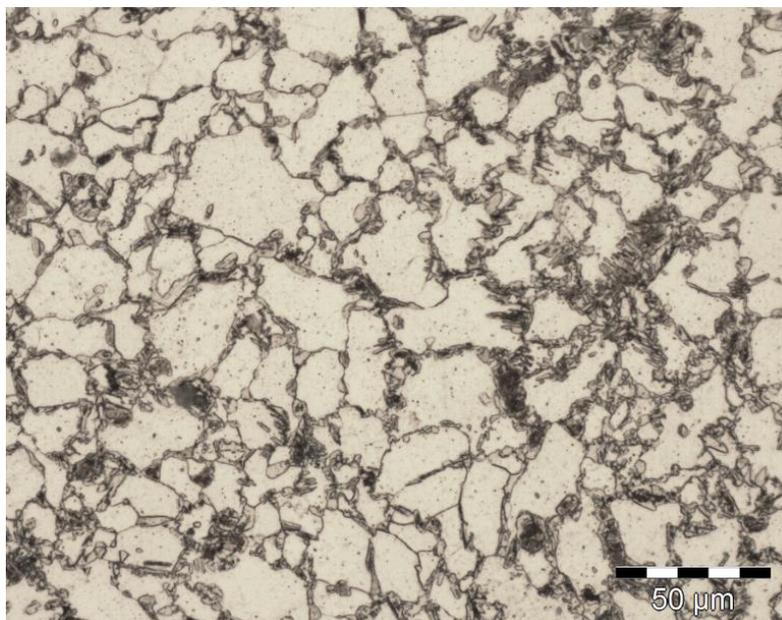
Fonte: Autor

Figura 44 – DP 775°C em água



Fonte: Autor

Figura 45 – DP 775° em óleo



Fonte: Autor

Embora tenha-se variado o meio de resfriamento não se observou uma variação significativa na morfologia, dessa forma corrobora com o resultado dessa dissertação, comprovando que a temperatura é parâmetro que mais tem influência na obtenção do *dual phase*.

Foi determinado a proporção de segunda fase presente com o auxílio do *software*

ImageJ, utilizando a norma ASTM E1245-03 como referência. Foram feitas 5 medições em regiões diferentes de cada amostra. Foi utilizado uma magnificação objetiva de 50x na captação de cada imagem. Determinou-se a média e o desvio padrão para cada meio de resfriamento.

As Tabelas de 9 a 13 apresentam a média de proporção de martensita presente em cada meio de resfriamento.

Tabela 9 – Proporção de martensita para polímero 15%

15%	% Martensita
F1	24,23
F2	30,628
F3	27,869
F4	31,03
F5	24,12
Média	27,58
Desv. Pad.	3,33

Fonte: Autor

Tabela 10 – Proporção de martensita para polímero 20%

20%	% Martensita
F1	28,072
F2	27,4
F3	24,906
F4	29,39
F5	30,809
Média	28,12
Desv. Pad.	2,22

Fonte: Autor

Tabela 11 – Proporção de martensita para polímero 25%

25%	% Martensita
F1	28,06
F2	29,746
F3	28,056
F4	32,082
F5	34,172
Média	30,42
Desv. Pad.	2,67

Fonte: Autor

Tabela 12 – Proporção de martensita para água

Água	% Martensita
F1	37,97
F2	34,305
F3	33,156
F4	35,974
F5	37,677
Média	35,82
Desv. Pad.	2,09

Fonte: Autor

Tabela 13 – Proporção de martensita para óleo

Óleo	% Martensita
F1	22,093
F2	33,15
F3	29,89
F4	28,04
F5	28,18
Média	28,27
Desv. Pad.	4,02

Fonte: Autor