



UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ
CENTRO DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS
CURSO DE GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA

LEONARDO DA ROCHA MELLO

**ESTUDO DA RELAÇÃO C/A EM AÇOS COM DIFERENTES TEORES DE
CARBONO TEMPERADOS EM ÁGUA**

FORTALEZA

2019

LEONARDO DA ROCHA MELLO

ESTUDO DA RELAÇÃO C/A EM AÇOS COM DIFERENTES TEORES DE CARBONO
TEMPERADOS EM ÁGUA

Trabalho de conclusão de curso apresentada ao Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial à obtenção do título de Bacharel em Engenharia Metalúrgica.

Orientador: Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu.

Fortaleza

2019

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação
Universidade Federal do Ceará
Biblioteca Universitária
Gerada automaticamente pelo módulo Catalog, mediante os dados fornecidos pelo(a) autor(a)

M479e Mello, Leonardo da Rocha.
Estudo da relação C/A em aços com diferentes teores de Carbono temperados em água / Leonardo da Rocha Mello. – 2019.
40 f. : il. color.

Trabalho de Conclusão de Curso (graduação) – Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Curso de Engenharia Metalúrgica, Fortaleza, 2019.
Orientação: Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu.

1. Têmpera. 2. Carbono. 3. Estrutura cristalina. 4. Razão c/a. I. Título.

CDD 669

LEONARDO DA ROCHA MELLO

ESTUDO DA RELAÇÃO C/A EM AÇOS COM DIFERENTES TEORES DE CARBONO
TEMPERADOS EM ÁGUA

Trabalho de conclusão de curso apresentado ao Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial à obtenção do título de Bacharel em Engenharia Metalúrgica.

Aprovada em: ___/___/_____.

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu
Universidade Federal do Ceará (UFC)

Prof. Dr. Luis Flávio Gaspar Herculano
Universidade Federal do Ceará (UFC)

Prof. Dr. Francisco Nélio Costa Freitas
Instituto Federal do Ceará (IFCE)

A Deus.

A minha mãe, Angélica.

AGRADECIMENTOS

A Deus, por tudo

Aos meus pais Angélica e Afonso, por todo o cuidado que tiveram comigo e o apoio que me deram, principalmente a minha mãe que sempre soube o valor da educação e operava verdadeiros milagres no dia a dia para que eu pudesse ter as oportunidades que tive. Sendo ela a razão de ter chegado onde cheguei e de ser quem eu sou. Aos meus avós Damiana e José Adelino que sempre foram tão presentes na minha vida. A minha irmã Angelyna que sempre acreditou em mim. Aos meus sobrinhos queridos que eu tanto amo Guilherme e Joaquim.

Aos professores do departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais por todo o incentivo e dedicação durante a graduação, ensinando e motivando buscando sempre o nosso melhor. Em especial ao meu orientador, Prof. Dr. Hamilton Abreu por ser tão acessível, paciente, dedicado e sempre com muito bom humor. Ao Prof. Dr. Jefferson Klug por ter me auxiliado durante esse trabalho cedendo não só o espaço e estrutura do seu Laboratório de Fundição - LAF mas também o seu tempo, esforço e material, comprado por ele, para que eu pudesse produzir minhas amostras. Ao Prof. Dr. Marcelo José por ter me dado a oportunidade de ser bolsista no Laboratório de Ensaio Mecânicos – LEM onde pude adquirir enorme aprendizado e experiência além de grandes amigos. A Profª Dra. Sônia Castelo por ser de extremo apoio a todos nós estudantes em todos os momentos principalmente nos mais difíceis sempre disposta a tudo por nós. Agradeço também ao Antonio Bandeira, secretário do curso de Engenharia Metalúrgica que sempre me ajudou e orientou em todos os assuntos relacionados a minha matrícula e outras questões, sempre muito paciente, solícito e dedicado no que faz.

Agradeço a CNPq pela bolsa de intercâmbio concedida onde pude ter uma das experiências pessoais e acadêmicas mais incríveis da minha vida com um aprendizado de valor inestimável. A Universidade de Bradford por ter me acolhido de uma forma tão incrível e ter dado todo o suporte e apoio que um estudante intercambista sonharia em ter. Ao Pacce programa que foi de grande importância para minha formação expandindo meus horizontes para com o aprendizado e trabalho em grupo. Aos projetos de extensão CDU e Educadance do IEFES que tornaram os dias na universidade tão mais agradáveis, que ressignificaram e renovaram minha experiência acadêmica.

Por fim agradeço aos meus amigos, que me acompanharam e me ajudaram durante todos esses anos, por todos os momentos felizes, tristes que passamos juntos. Em especial ao meu amigo e irmão Mozart Daniel que sempre me ajudou tanto nos meus estudos e na vida, sem ele passar pela universidade teria sido muito mais difícil. Ao meu amigo de turma Carlos

Viana que sem ele com certeza eu não teria conseguido realizar nada disso a tempo, sempre com muita boa vontade para me ajudar. Ao meu amigo e futuro Dr. Wanderson Cássio que foi tão paciente e me orientou e ajudou a escrever e editar todo esse material. A minha amiga Stephany, bolsista do LACAM, por toda ajuda sempre que precisei utilizar o laboratório. E a todos os meus demais amigos que estiveram comigo durante toda essa caminhada ou que de alguma forma contribuíram para que eu estivesse aqui hoje e que lembrarei sempre com grande carinho e amor: Luan, Dandara, Agner, Lores, Geraldo, Beatriz Fonteles, Carina, Andrey Pompeu, Combers, Andressa, Yasmin, Rodrigo, Aretha, Sarah, Bia Pinho, Iuri, Yanka, Leticia, Carmateus, Bruno Henrique, Marcellus, Ray, Erick(a), Paloma, Neidinha, Marister, Soraia, Dayana, Maju, Gabs, Júlia, Elisa, Kaline, Tatá, Ivna. E a tantos outros que passaram ou fizeram parte da minha história.

“O começo de todas as ciências é o espanto de as coisas serem o que são.”

RESUMO

A estrutura cristalina de aços temperados em água é amplamente aceita como sendo Tetragonal de Corpo Centrado, tendo a razão dos parâmetros c/a relacionados com a concentração de carbono na composição do aço. Essa razão aumenta a medida que os teores de carbono também aumentam. Essa relação é dada por um modelo clássico tido como linear dado pela expressão $c/a = 1 + 0.045 \%pC$. Contudo sabe-se que essa tetragonalidade irá aparecer apenas a partir de uma concentração de aproximadamente 0,6 % de carbono contida no material. Neste trabalho estudou-se o efeito que o carbono exerce sobre a estrutura cristalina de um aço temperado com diferentes teores de carbono. O tratamento térmico realizado nas amostras foi feito a uma temperatura de 950°C por 1 hora seguido por rápido resfriamento em água. Através de uma análise metalográfica foi possível identificar a presença de martensita no material e usando um difratômetro de raios-x utilizando os valores obtidos dos picos de difração foi possível o cálculo dos parâmetros de rede da estrutura cristalina da célula unitária e assim obtivemos os valores da razão c/a das amostras e assim feita a comparação com a relação proposta na literatura por (SHERBY et al., 2007) que mostrou-se verdadeira.

Palavras-chave: Têmpera. Carbono. Estrutura cristalina. Razão c/a .

ABSTRACT

A water-tempered crystal structure is widely accepted to be Tetragonal Center Body, having the parameters ratio related to the carbon concentration in the steel composition. This ratio increases as carbon levels also increase. This relationship is given by a classical model as given by the expression $c / a = 1 + 0.0467\% \text{ wt C}$. However, it is known that this tetragonality will only appear from a certain concentration of approximately 0.6% of carbon contained in the material. In this paper, the effect that carbon exerted on a tempered steel structure with different carbon contents is studied. A heat treatment was performed in the samples at a given temperature of 950 ° C for 1 hour followed by a quick cooling in water. Through a metallographic analysis, it was possible to identify the presence of martensite in the material and along with an x-ray diffractometer using the values obtained from the diffraction peaks it was possible to calculate the network parameters of the crystalline structure of the unit cell and thus we obtained the c/a samples ratio values and thus made the comparison with the relation proposed in the literature by. (SHERBY et al., 2007) that turned out to be correct.

Keywords: Quench. Carbon. Crystal Structure. c/a Ratio

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Diagrama de fases ferro-carbono.....	20
Figura 2– Representação esquemática das microestruturas para uma liga ferro-carbono de composição eutetóide.	21
Figura 3– Representação esquemática de uma plaqueta de martensita (M) a partir da matriz austenítica (γ), apresentando os planos de hábito.....	22
Figura 4– Representação esquemática da estrutura tetragonal de corpo centrado da martensita.	22
Figura 5 - Aço 1020 temperado em água.....	23
Figura 6 - Aço 1045 temperado em água.....	23
Figura 7 - Aço 1080 temperado em água.....	24
Figura 8– Diagrama de transformação isotérmica para uma liga ferro-carbono de composição eutetóide: A, austenita; B, bainita; M, Martensita; P, Perlita.....	25
Figura 9 – Mudança dos parâmetros c e a de um aço temperado com a quantidade de carbono presente.	26
Figura 10 – Difração de raio-x por planos de átomos (A–A'e B–B').	27
Figura 11– Diagrama esquemático de um difratometro de raios-x; T = fonte de raios-x, S = amostra, C = detector e O = eixo em torno qual a amostra e o detector giram.	27
Figura 12 – Difratoograma para o ferro α policristalino.	28
Figura 13- Difratoograma AISI M3:2.....	29
Figura 14 – Corte transversal peça fabricada	30
Figura 15– Amostra 1 retirada da peça.....	31
Figura 16 - Microestrutura do aço 1020 após tratamento térmico de têmpera a 950°C, aumento de 500X.....	33
Figura 17 - Microestrutura do aço 1045 após tratamento térmico de têmpera a 950°C, aumento de 500X.....	34
Figura 18 - Microestrutura do aço 1080 após tratamento térmico de têmpera a 950°C, aumento de 500X.....	34
Figura 19 - Micrografia da Amostra 1 após tratamento térmico de têmpera a 950°C, aumento de 500X	35
Figure 20 - Difratoograma Amostra 1.	35
Figura 21– Difratoograma aço 1020.....	36
Figura 22– Difratoograma aço 1045.	36
Figura 23– Difratoograma aço 1080.	37

LISTA DE GRÁFICOS

Gráfico 1 – Mudança nos parâmetros c e a com relação a quantidade de carbono em ligas Fe-C.	38
Gráfico 2 – Relação da razão c/a com a %p C em uma liga Fe-C temperado em água.	39

LISTA DE TABELAS

Tabela 1- Composição química (%massa) das amostras utilizadas.....	30
Tabela 2 - Valores de 2θ retirados do difratograma das amostras para cada plano.	37
Tabela 3 - Valores dos parâmetros calculados a partir dos valores do difratograma das amostras e do obtido na literatura.....	38

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

a, c	Parâmetros de rede de uma estrutura cristalina
AISI	American Iron and Steel Institute
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
CFC	Cúbica de Face Centrada
DRX	Difração de Raios-X
TCC	Tetragonal de Corpo Centrado
LACAM	Laboratório de Caracterização dos Materiais
µm	Micrometro
C	Elemento químico Carbono
Si	Elemento químico Silício
Mn	Elemento químico Manganês
P	Elemento químico Fósforo
S	Elemento químico Enxofre
Ni	Elemento químico Níquel
Cr	Elemento químico Cromo
Cu	Elemento químico Cobre

LISTA DE SÍMBOLOS

%	Porcentagem
2θ	Dois theta (ângulo de difração)
Å	Angstrom
λ	Lambda (comprimento de onda)
γ	Gama (fase da austenita – cubica de face centrada)
α	Alfa (fase da ferrita - cúbica de corpo centrado)
α'	Alfa linha (fase da martensita - tetragonal de corpo centrado)
δ	Delta (fase da ferrita - cúbica de face centrada)
°C	Grau Celsius
h	hora
+	Adição
×	Multiplificação
g	Gramma

LISTA DE FÓRMULAS

Equação 1- Relação c/a de Kurdjumov	24
Equação 2- Lei de Bragg	27
Equação 3- Espaçamento inter atômico para célula cúbica.....	28
Equação 4 - Espaçamento inter atômico para célula tetragonal	28

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO.....	17
2 OBJETIVO	18
2.1 Objetivo geral	18
2.2 Objetivo específico	18
3 REFERENCIAL TEÓRICO	19
3.1 Diagrama de equilíbrio Fe-C	19
3.2 Transformação Martensítica	21
3.3 Diagrama de Transformação Isotérmica.....	24
3.4 Difratomia de Raio – X	26
3.5 Aço rápido AISI M3:2	29
4 PROCEDIMENTO METODOLÓGICOS.....	30
4.1 Materiais e métodos.....	30
4.1.1 Produção Amostra 1	30
4.1.2 Tratamento Térmico	31
4.1.3 Preparação Metalográfica	31
4.1.4 Difratomia de Raio-X.....	32
5 RESULTADOS E ANÁLISES	33
5.1 Ensaio metalográfico das amostras	33
5.2 Difração de Raios-X (DRX)	35
6 CONCLUSÃO.....	40
REFERÊNCIAS	41

1 INTRODUÇÃO

Ligas metálicas são materiais com propriedades metálicas possuindo dois ou mais elementos em que pelo menos um deles é um metal. Existe uma enorme variedade de metais, geralmente em sua maioria usados em ligas muito utilizados em indústrias automobilísticas, navais, aeronáuticas, construção civil e etc. Uma das ligas metálicas mais amplamente utilizada nas indústrias é o aço. (CALLISTER, 2008)

O aço é uma liga metálica formada essencialmente por ferro e carbono com este último variando entre 0,008 e 2,11% em sua composição. Nessa liga o carbono, além de outros elementos, é o principal agente de resistência prevenindo o deslocamento de discordâncias (CHIAVERINI, 2012).

Ligas Fe-C possuem uma estrutura cristalina bastante incomum. É conhecido que entre os 64 elementos que possuem polimorfismo, somente o ferro, vai exibir as três estruturas cristalinas sendo elas cúbica de face centrada (CFC), cúbica de corpo centrado (CCC) e hexagonal compacto (HC) que são comumente observadas entre os metais. Além disso o ferro também é conhecido por ser o único elemento que a baixa temperatura vai possuir uma estrutura cristalina CCC que depois, em altas temperaturas, se transforma em outras duas estruturas compactas CFC e HC. (SHERBY et al., 2007)

Uma das microestruturas possíveis de se encontrar em um aço de uma liga Fe-C é a martensita. Ela é obtida a partir da austenita quando aquecida a altas temperaturas e rapidamente resfriada após esse aquecimento, processo conhecido como têmpera. A martensita possui uma estrutura cristalina amplamente aceita como sendo tetragonal de corpo centrado que se encontra fora do equilíbrio. Ela possui uma dureza elevada que aumenta de acordo com a sua concentração de carbono assim como sua tetragonalidade. A relação dos parâmetros de rede da célula unitária da estrutura martensítica tem sido alvo de estudos e atualmente sabe-se que a razão c/a de seus parâmetros dada pela definida teoricamente pela equação $c/a = 1 + 0,0467\%C$ (SANTOS, 2006) não segue uma linearidade como acreditava-se, tendo então conhecimento que a martensita com uma composição de até 0,6%C irá possuir ainda uma estrutura cúbica com razão c/a igual a um.

2 OBJETIVO

2.1 Objetivo geral

Analisar a influência do teor de carbono na relação c/a de aços temperados e comparar com o proposto na literatura por (SHERBY et al., 2007).

2.2 Objetivo específico

Encontrar os valores dos parâmetros de rede de uma estrutura cristalina de aços com diferentes teores de carbono, temperados. Fazer o estudo da razão c/a e comparar com o proposto na literatura por. (SHERBY et al., 2007)

3 REFERENCIAL TEÓRICO

3.1 Diagrama de equilíbrio Fe-C

De acordo com Callister (2002, p. 171)

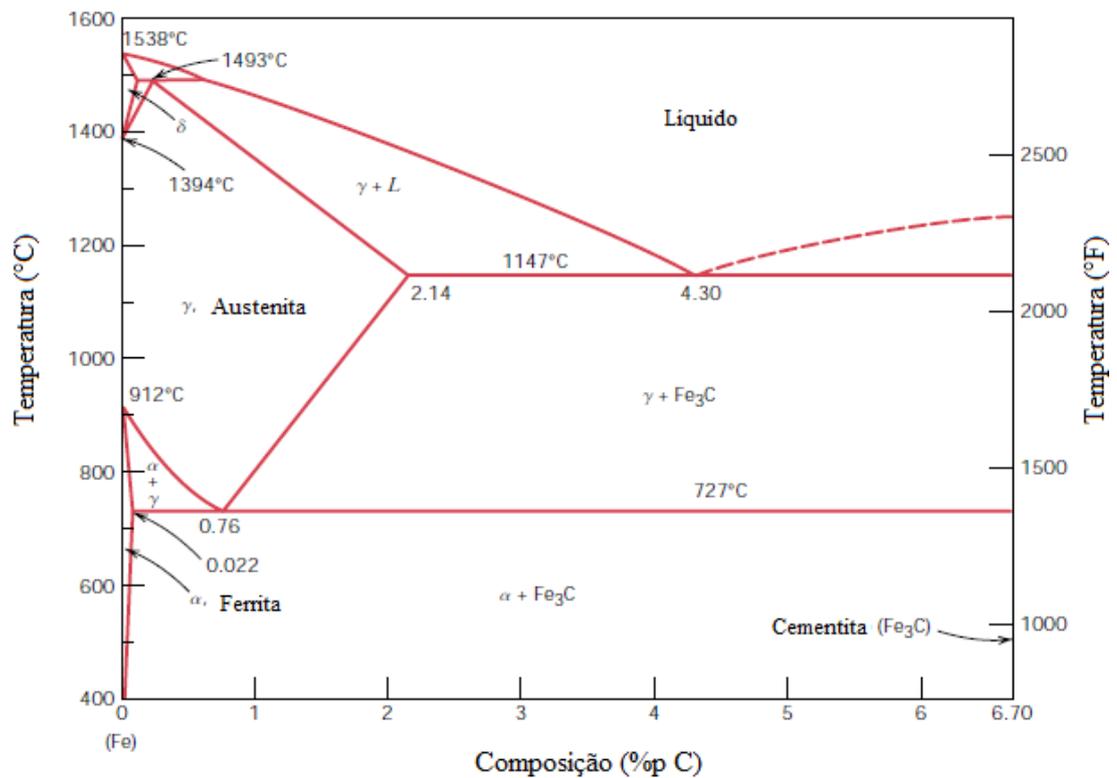
Muitas das informações sobre o controle da microestrutura ou da estrutura das fases de um sistema de liga específico são mostradas de maneira conveniente e concisa no que é chamado de diagrama de fases, também chamado de diagrama de equilíbrio ou diagrama constitucional.

Quando a temperatura é alterada, ocorrem alterações entre as fases e várias microestruturas se desenvolvem a partir dessas transformações. Os diagramas são úteis para prever essas transformações e suas microestruturas resultantes, que podem apresentar caráter de equilíbrio ou de ausência de equilíbrio. Eles representam as relações entre temperatura e as composições e as quantidades de cada fase em condições de equilíbrio. Nesta perspectiva Callister (2008, p. 211) afirma que

O ferro puro, ao ser aquecido, experimenta duas alterações na sua estrutura cristalina antes de se fundir. À temperatura ambiente, a forma estável, conhecida por ferrita ou ferro α , possui estrutura cristalina CCC. A ferrita experimenta uma transformação polimórfica para austenita, com estrutura cristalina CFC, ou ferro γ , à temperatura de 912°C. Ela persiste até 1394°C, temperatura em que a austenita CFC reverte novamente para uma fase com estrutura CCC, conhecida como ferrita δ , a qual finalmente se funde a uma temperatura de 1538°. Todas essas alterações estão aparentes ao longo do eixo vertical, à esquerda, no diagrama de fases.

Corroborando as ideias do autor a Figura 1 apresenta a transformação de fase de um aço de acordo com sua composição de carbono relacionado à sua temperatura.

Figura 1 - Diagrama de fases ferro-carbono.



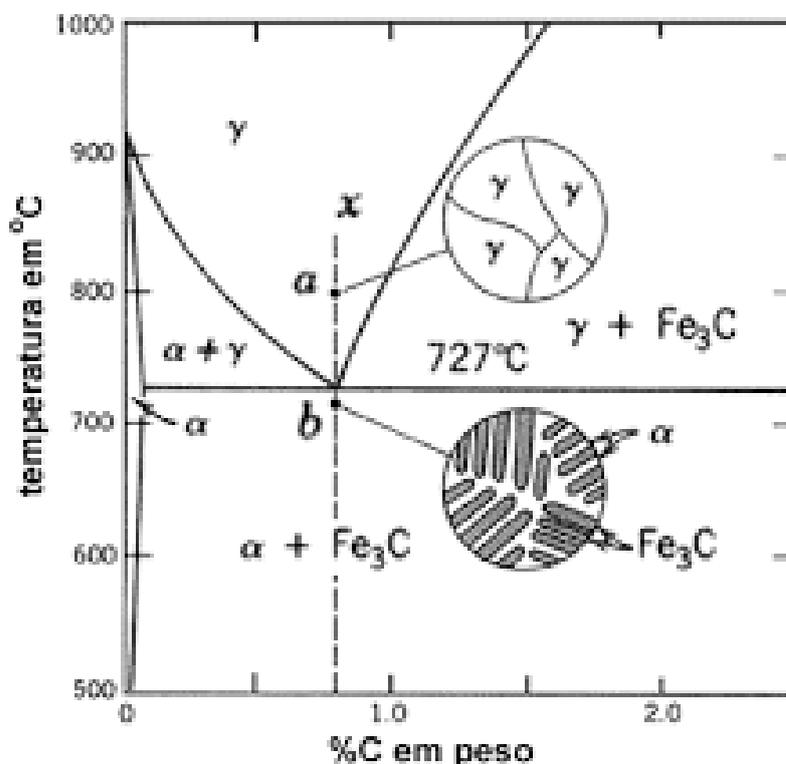
Fonte: Extraído de Callister e Rethwisch (2000, p.189)

Os aços são formados por constituintes básicos que possuem influência sobre as características mecânicas destes (CHIAVERINI, 2012). São eles:

- Austenita: Solução sólida de carbono no ferro gama estável acima de 727° C com uma estrutura de grãos poligonais irregulares; possui boa resistência mecânica e tenacidade, não é magnética.
- Ferrita: Ferro no estado alotrópico alfa, possui em sua solução traços de carbono também com estrutura poligonal irregular; possui baixa dureza e resistência a tração, porém com elevada resistência ao choque.
- Cementita: Carboneto de ferro Fe₃C contendo 6,67% de carbono, possui elevada dureza e pouco dúctil. Possui estrutura cristalina ortorrômbica.

A Figura 2 apresenta de forma específica a região correspondente às estruturas de referência ao aço-carbono que estão presentes na Figura 1.

Figura 2– Representação esquemática das microestruturas para uma liga ferro-carbono de composição eutetóide.



Fonte: Extraído de Callister e Rethwisch (2015, p. 423).

Considerando a Figura 2 Costa e Silva (2006, p.13) afirma que “Um aço com 0,77%C (na prática diz-se aço 0,8% C) é chamado de eutetóide. Aços com menos 0,77% C são hipoeutetóides e, com mais de 0,77% C, são hipereutetóides.

O desenvolvimento dessas microestruturas depende tanto do teor de carbono como do tratamento térmico, mais especificamente para resfriamentos muito lentos para os quais o equilíbrio é mantido continuamente (CALLISTER, 2008).

Para um aço eutetóide a 727°C o produto formado é apenas perlita, um microconstituente, a mistura de duas fases, ferrita e Fe₃C, com uma estrutura lamelar. Aços com hipoeutetóides possuem ferrita e perlita em sua microestrutura e para hipereutetóides perlita e cementita (COSTA; SILVA, 2006).

3.2 Transformação Martensítica

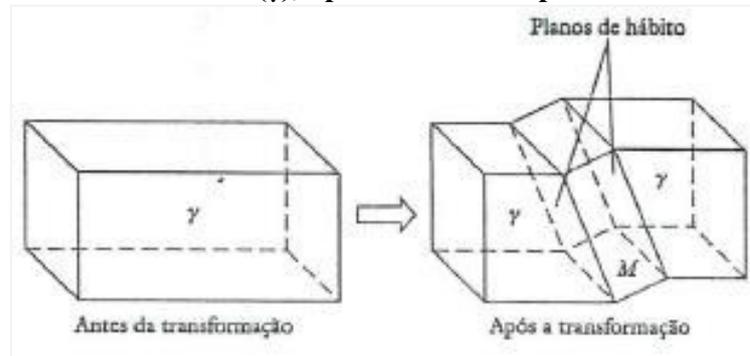
A transformação martensítica se caracteriza pelas ligas de ferro-carbono quando austenizadas e resfriadas rapidamente (temperadas) formando um microconstituente, ou fase, conhecido por martensita. É uma estrutura monofásica metaestável, ou seja, não se encontra em equilíbrio que é resultante de uma transformação adifusional da austenita. A transformação

martensítica ocorre quando sua taxa de resfriamento é rápida o suficiente para prevenir a difusão do carbono (CALLISTER, 2008).

Na transformação martensítica há um cisalhamento de volumes discretos do material, com o movimento simultâneo de muitos átomos, que experimentam movimentos cooperativos, ou seja, ocorre apenas um pequeno deslocamento de cada átomo com relação a seus vizinhos. É observada uma relação de orientação cristalográfica bem definida entre a matriz e o produto. Há uma rápida movimentação da interface de separação entre elas que apresenta um plano cristalino invariante comum denominado plano de hábito. Dessa forma a austenita que possui uma estrutura CFC passa por uma transformação polimórfica para uma estrutura TCC que nada mais é do que um cubo de corpo centrado que foi alongado ao longo de uma de suas dimensões. (SANTOS, 2006; CALLISTER, 2008). Callister (2002, p. 210) defende que

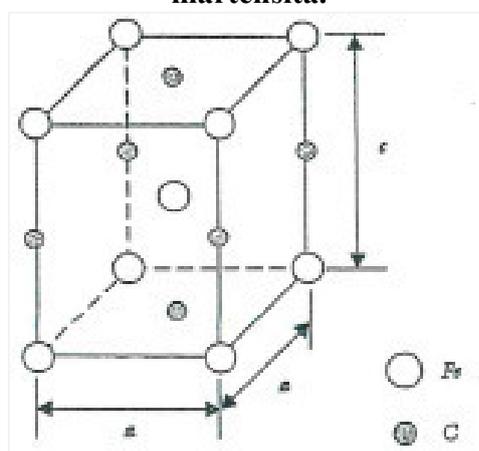
Todos os átomos de carbono permanecem como impurezas intersticiais na martensita; como tal eles constituem uma solução sólida supersaturada capaz de transformar-se rapidamente em outras estruturas, se aquecidos a temperaturas nas quais as taxas de difusão se tornam apreciáveis.

Figura 3– Representação esquemática de uma plaqueta de martensita (M) a partir da matriz austenítica (γ), apresentando os planos de hábito.



Fonte: Extraído de Santos 2006.

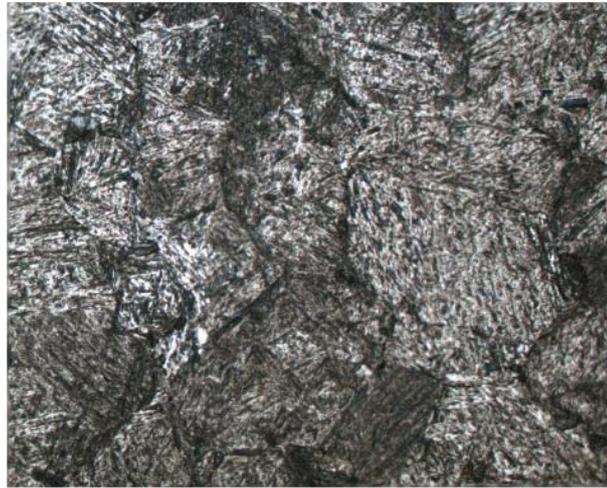
Figura 4– Representação esquemática da estrutura tetragonal de corpo centrado da martensita.



Fonte: Extraído de Santos 2006.

Para ligas ferro-carbono haverá duas microestruturas martensíticas muito diferentes: em ripas e lenticular. Para teores com menos de 0,6%p C, os grãos de martensita estarão na forma de placas longas e finas, chamados de ripas, lado a lado alinhados paralelamente uns aos outros. Elas estão agrupadas em entidades estruturais maiores, conhecidas por blocos. A martensita lenticular é encontrada para concentrações de carbono superiores a 0,6%p C. Os grãos possuem uma aparência em forma de agulha ou de placas (CALLISTER, 2000). As Figuras 5 à 7 mostram as prováveis microestruturas martensíticas encontradas em ligas Fe-C.

Figura 5 - Aço 1020 temperado em água.



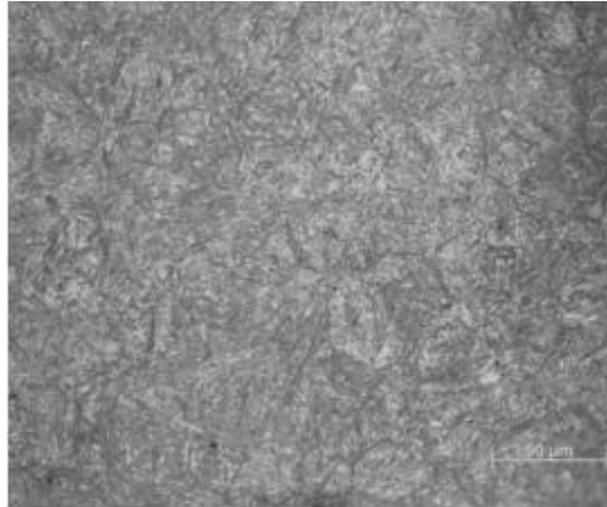
Fonte: Extraído de Silva (2014, p.56).

Figura 6 - Aço 1045 temperado em água.



Fonte: Extraído de Lima *et al.* (2012, p.5)

Figura 7 - Aço 1080 temperado em água.



Fonte: Extraído de Ribeiro e Costa (2017, p17)

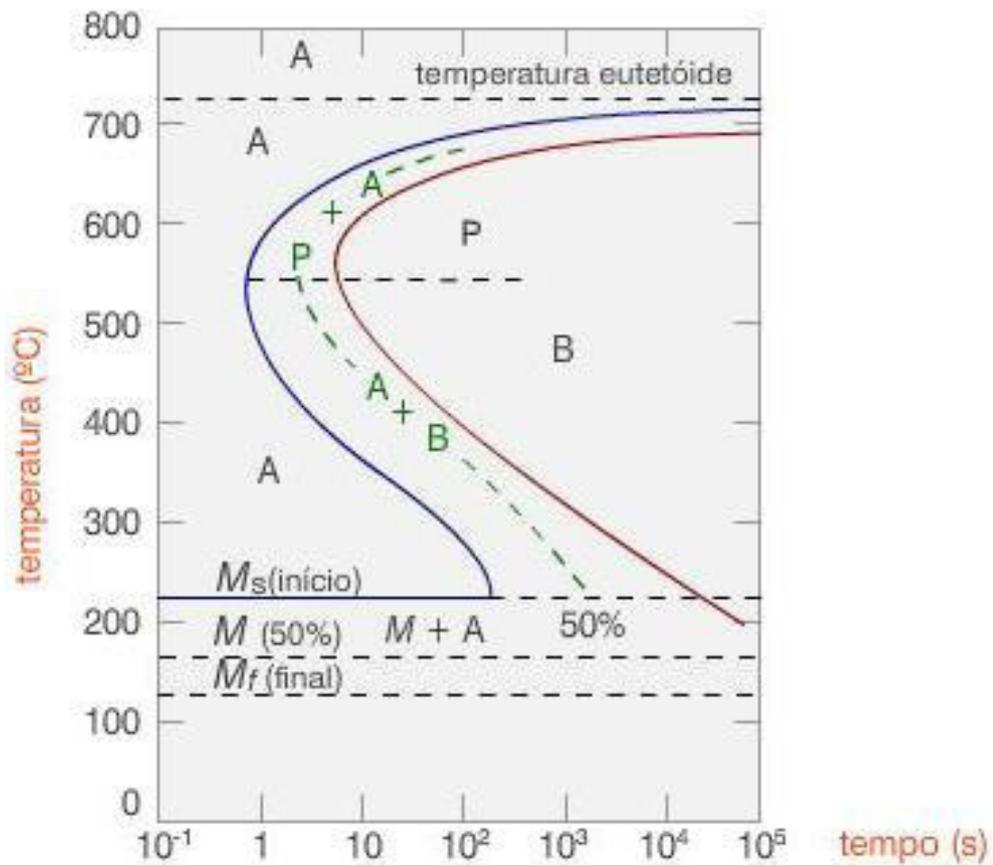
3.3 Diagrama de Transformação Isotérmica

Por se tratar de uma fase fora do equilíbrio a martensita não aparece no diagrama de fases ferro-carbono e sim a representamos no diagrama de transformação isotérmica (Figura 5). Visto que a transformação de austenita em martensita ocorre sem difusão e é instantânea, ela é representada através de uma linha horizontal designada por M (início) e duas outras linhas horizontais e tracejadas, identificadas por M(50%) e M(90%), indicam os percentuais da transformação martensítica além disso indicam também que essa é uma transformação independente do tempo; ela é em função exclusivamente da temperatura para qual a liga é resfriada. Esse tipo de transformação é conhecido como atérmica. As temperaturas as quais essas linhas estão localizadas variam com a composição da liga, contudo, devem ser relativamente baixas pois a difusão do carbono deve ser virtualmente inexistente. A tetragonalidade da martensita depende do teor de carbono e podemos determinar a relação entre as dimensões de altura (c) e dos lados da base (a) em função da porcentagem em peso de carbono que é proposta pela seguinte equação proposta por Kurdjumov (CALLISTER, 2008).

Equação 1- Relação c/a de Kurdjumov

$$\frac{c}{a} = 1 + 0,0467 \times (\%C)$$

Figura 8– Diagrama de transformação isotérmica para uma liga ferro-carbono de composição eutetóide: A, austenita; B, bainita; M, Martensita; P, Perlita.

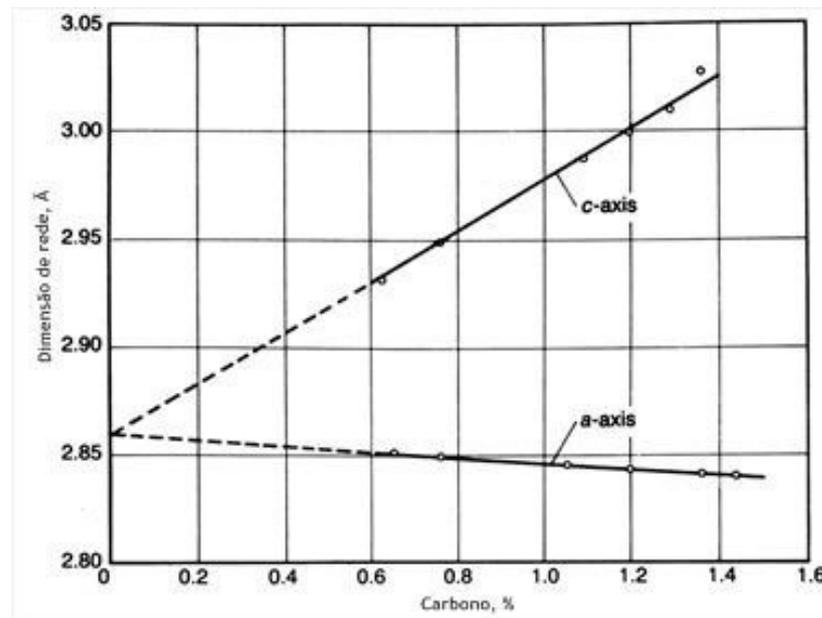


Fonte: Extraído de Callister e Rethwisch (2015, p. 423)

Quando o carbono é desprezível, ou seja, a porcentagem de carbono igual a zero, a estrutura torna-se cúbica, como pode ser observado na equação de Kurdjumov apresentada anteriormente.

Porém de acordo com (KRAUSS, 2015) nem todas as composições para ligas de aço Fe-C obedecem a essa relação. Na Figura 5 vemos que a linha pontilhada indica que para aços com menos de 0,6% C não haverá mudança nos parâmetros de rede da estrutura cristalina, permanecendo cúbica. Para aços acima desse valor temos uma distorção em c formando assim uma estrutura Tetragonal de Corpo Centrado que aumenta de acordo com o aumento da concentração de carbono. Mais interstícios são preenchidos logo aumenta-se a tetragonalidade.

Figura 9 – Mudança dos parâmetros c e a de um aço temperado com a quantidade de carbono presente.



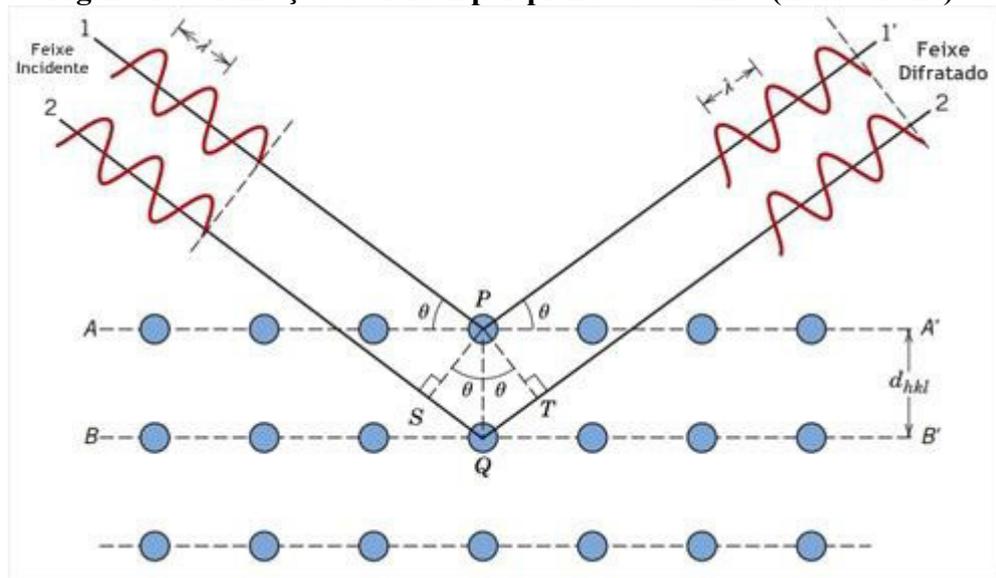
Fonte: Extraído de Sherby *et al.* (2007, p. 216)

3.4 Difratomia de Raio – X

A difração de raio-x é um fenômeno que consiste no espalhamento coerente resultante da interação entre as ondas de radiação eletromagnéticas (raios-x) com os elétrons de um átomo de um determinado material (CULLITY, 2014).

A difratometria é uma técnica que consiste em incidir uma radiação em uma determinada amostra, um material cristalino com átomos ordenados e periodicamente arranjados no espaço, e detectar o feixe de fótons. O feixe de raios-x incide sobre um conjunto de planos cristalinos, cuja distância interplanar é representado pela letra d . O ângulo de incidência é θ . Os feixes refletidos por dois planos subsequentes apresentarão o fenômeno da difração. Ou seja, se a diferença entre seus caminhos óticos for um número inteiro de comprimentos de onda, haverá superposição construtiva (um feixe de raios – x será observado); caso contrário, haverá superposição destrutiva, não se observará qualquer sinal (CULLITY, 2014).

Figura 10 – Difração de raio-x por planos de átomos (A–A'e B–B').



Fonte: Extraído de Callister e Rethwisch (2015, p. 96).

Temos que a condição para difração é:

$$n \gamma = SQ + QT$$

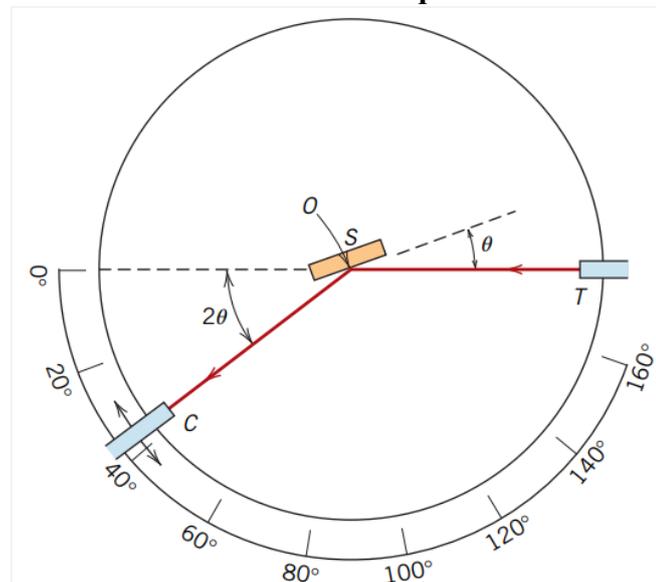
ou

$$n \gamma = d \sin\theta + d \sin\theta = 2d \sin\theta$$

Equação 2- Lei de Bragg

$$\gamma = 2d \sin\theta$$

Figura 11– Diagrama esquemático de um difratômetro de raios-x; T = fonte de raios-x, S = amostra, C = detector e O = eixo em torno qual a amostra e o detector giram.



Fonte: Extraído de Callister e Rethwisch (2015, p. 86).

- O ângulo de incidência, θ , é definido entre a fonte de raios-x e a amostra.
- O ângulo difratado, 2θ , é definido entre o feixe incidente e o ângulo do detector.
- O ângulo de incidência θ é sempre $\frac{1}{2}$ do ângulo de detecção 2θ .

A Lei de Bragg pode ainda ser combinada com as equações de espaçamento inter atômico constantes. As equações de espaçamento para o aço são as seguintes:

Equação 3- Espaçamento inter atômico para célula cúbica

$$\frac{1}{d^2} = \frac{h^2 + k^2 + l^2}{a^2}$$

Equação 4 - Espaçamento inter atômico para célula tetragonal

$$\frac{1}{d^2} = \frac{h^2 + k^2}{a^2} + \frac{l^2}{c^2}$$

Os difratômetros com uso de pó utilizam tipicamente a geometria de Bragg-Brentano. A intensidade do feixe difratado em função do ângulo de difração 2θ é plotada por um registrador. Quando a lei de Bragg é satisfeita por algum conjunto de planos cristalográficos, picos de alta intensidade surgem indexados de acordo com os planos que os originaram, como é mostrado na Figura 8.

Figura 12 – Difratograma para o ferro α policristalino.



Fonte: Extraído de Callister e Rethwisch (2015, p. 87).

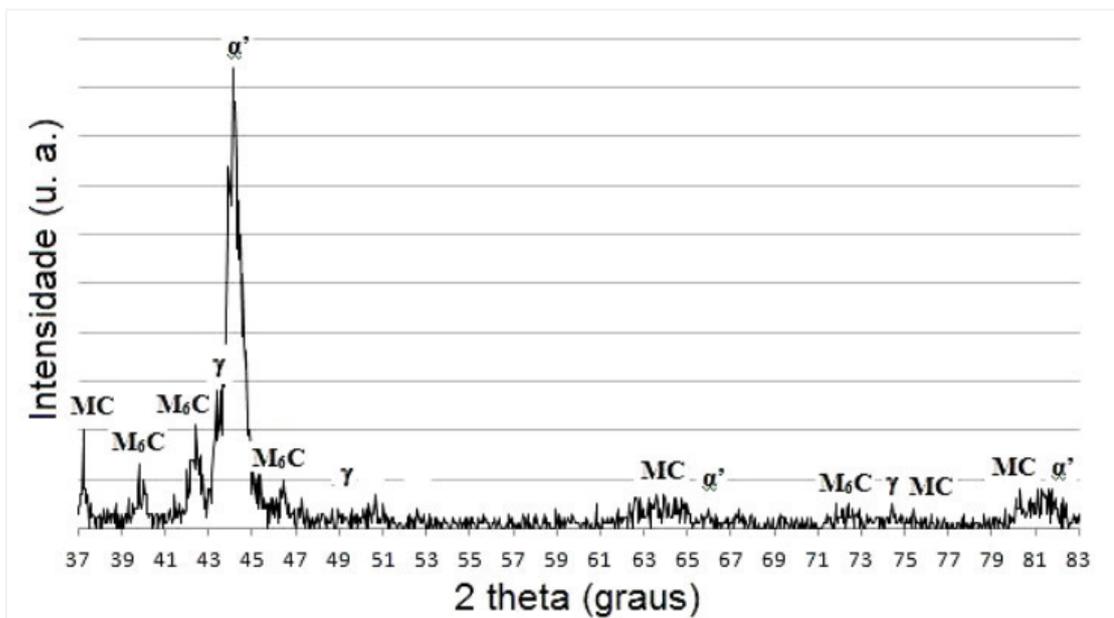
A determinação da estrutura cristalina está entre um dos principais usos para a difratometria de raios-x. Pode-se resolver por meio das posições angulares dos picos de difração o tamanho e a geometria da célula unitária enquanto a intensidade relativa dos picos é associada ao arranjo dos átomos da célula (CALLISTER, 2015).

3.5 Aço rápido AISI M3:2

Ao encontro dos resultados obtidos e como fator de comparação optou-se por utilizar os resultados da pesquisa de Schlatter (2012). O autor analisou a amostra de aço rápido AISI M3:2 com 1,29%pC temperado através de um pré-aquecimento entre 850-900 °C, com tempo de patamar de 10 min em seguida aquecimento até 1170-1190 °C, por 5 min seguido de um resfriamento por injeção de gás hélio até 60 °C.

Por meio de um difratômetro de raios X Philips modelo X'Pert MPD, utilizando radiação de Cu ($\lambda = 1,5405 \text{ \AA}$). Foi feita uma varredura com intervalo de $10^\circ \leq 2\theta \leq 120^\circ$, com passo de $0,05^\circ$ e 10 s de exposição. (SCHLATTER, 2012, p. 66). O ângulo 2θ para os planos de difração (110), (200) e (211) são respectivamente 44° , 66° e 82° . A Figura 13 apresenta os resultados encontrados na pesquisa do autor.

Figura 13- Difratoograma AISI M3:2



Fonte: Extraído de Schlatter (2012, p. 80).

4 PROCEDIMENTO METODOLÓGICOS

4.1 Materiais e métodos.

No presente trabalho foram utilizadas três amostras de aço carbono: 1020, 1045, 1080. Além disso houve a tentativa de reproduzir em laboratório a partir de uma esfera de aço 1020 uma amostra com teor de carbono com aproximadamente 1,2%pC. As composições químicas dos materiais utilizados foram obtidas utilizando o espectrômetro de emissão óptica disponível no LACAM, e são apresentadas na Tabela 1.

Tabela 1- Composição química (%massa) das amostras utilizadas.

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu
Amostra 1	0,200	0,112	0,500	0,014	0,011	0,010	0,016	0,004
1020	0,203	0,116	0,476	0,016	0,010	0,011	0,018	0,003
1045	0,466	0,186	0,664	0,017	0,023	0,002	0,002	0,105
1080	0,836	0,468	0,917	0,011	0,019	0,020	0,185	0,007

Fonte: Elaborado pelo autor.

4.1.1 Produção Amostra 1

Uma esfera de aço 1020 pesando 208g contendo aproximadamente 0,29%C foi levada ao forno e fundida a uma temperatura de cerca de 1550°C. Em sua fase líquida foi adicionado 1,90g de grafita e resfriou-se a temperatura ambiente. Foi feito um corte transversal para avaliar o interior da peça como mostra a Figura 14 e logo depois feito um corte e retirada de uma amostra retangular identificada na Figura 15 com a qual foram feitos os demais procedimentos.

Figura 14 – Corte transversal peça fabricada



Fonte: Acervo pessoal.

Figura 15– Amostra 1 retirada da peça



Fonte: Acervo pessoal.

4.1.2 Tratamento Térmico

Utilizando um forno EDG 3P-S separadamente as amostras foram colocadas a uma temperatura de 950°C, pois de acordo com o diagrama da Figura 2, para os teores de carbono utilizados nesse trabalho essa seria a faixa de temperatura ideal para a obtenção de austenita. Além disso as amostras permaneceram dentro do forno por um período de uma hora cada para garantir a completa austenitização do material. Em seguida foram resfriadas rapidamente em um banho com água a temperatura ambiente.

4.1.3 Preparação Metalográfica

Após o tratamento térmico as amostras seguiram para uma análise metalográfica. Foi realizado procedimento de lixamento no qual foram utilizadas lixas com granulometria de 80, 120, 240, 320, 400 e 600 mesh respectivamente seguido por um polimento com alumina de 1µm e um ataque químico com uma solução nital 2%, uma mistura de ácido nítrico e álcool etílico na proporção de 2:100 durante 3 segundos. Após o ataque, imagens da microestrutura das amostras foram obtidas por meio do microscópio óptico Zeiss, com software integrado AxioVision.

4.1.4 Difratomia de Raio-X

Com uma lixadeira Aerotec as peças foram lixadas utilizando lixas com as seguintes granulometrias: 80, 120, 240, 320, 400 e 600 mesh respectivamente. As amostras então seguiram para o Difrátometro de Raios-X utilizando como fonte Cobalto com radiação $\lambda = 1,79 \text{ \AA}$ e foram analisadas com “step size” de 0,010s, tempo de passo de 0,5s na faixa angular de 30° a 120° por um tempo total de 1 hora e 15 minutos.

Por meio da Lei de Bragg e com o valor da radiação aplicada encontrou-se a distância interplanar para cada plano de cada amostra e seus parâmetros de rede foram encontrados com a equação de espaçamento inter atômico para uma estrutura tetragonal representada pela seguinte relação:

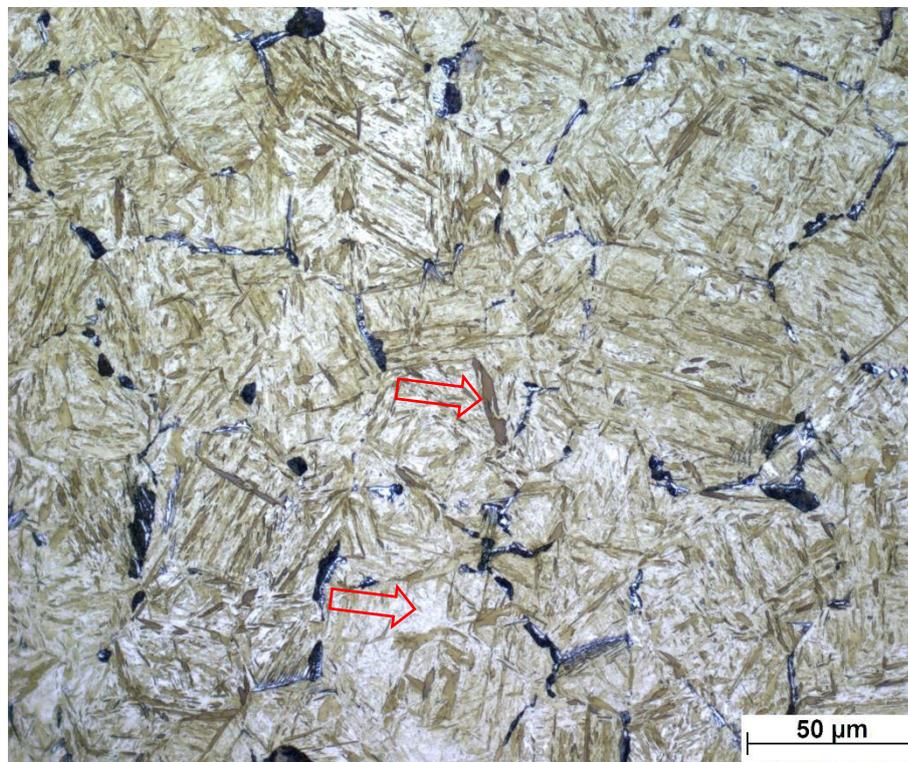
$$\frac{1}{d^2} = \frac{h^2 + k^2}{a^2} + \frac{l^2}{c^2}$$

5 RESULTADOS E ANÁLISES

5.1 Ensaio metalográfico das amostras

A Figura 15 à 18 obtida através do microscópio óptico Zeiss, com software integrado *AxioVision* presente no LACAM revela a microestrutura das amostras utilizadas.

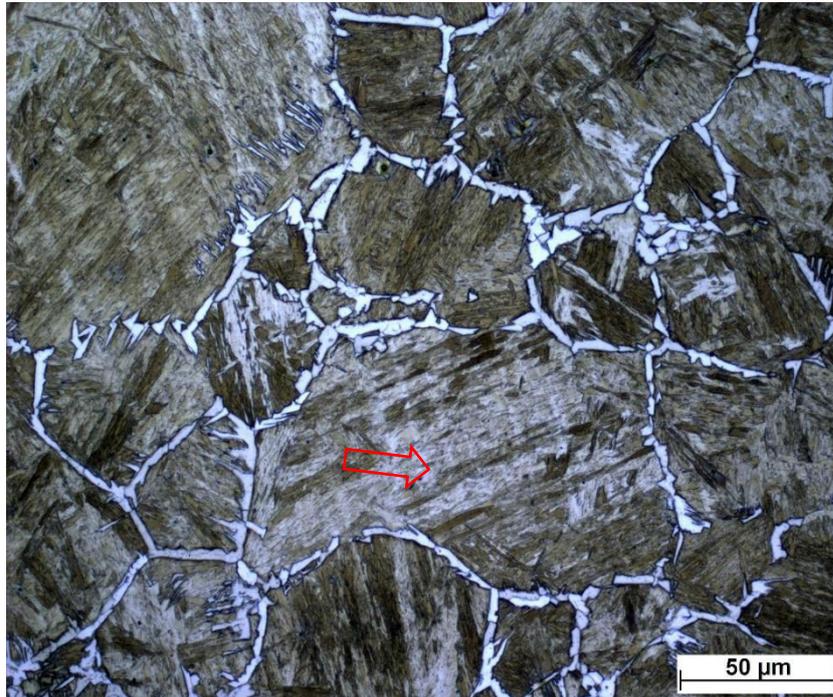
Figura 16 - Microestrutura do aço 1020 após tratamento térmico de têmpera a 950°C, aumento de 500X.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Observa-se a existência de alguns grãos refinados de martensita com morfologia acicular, em forma de agulhas, com núcleos claros de ferita primária.

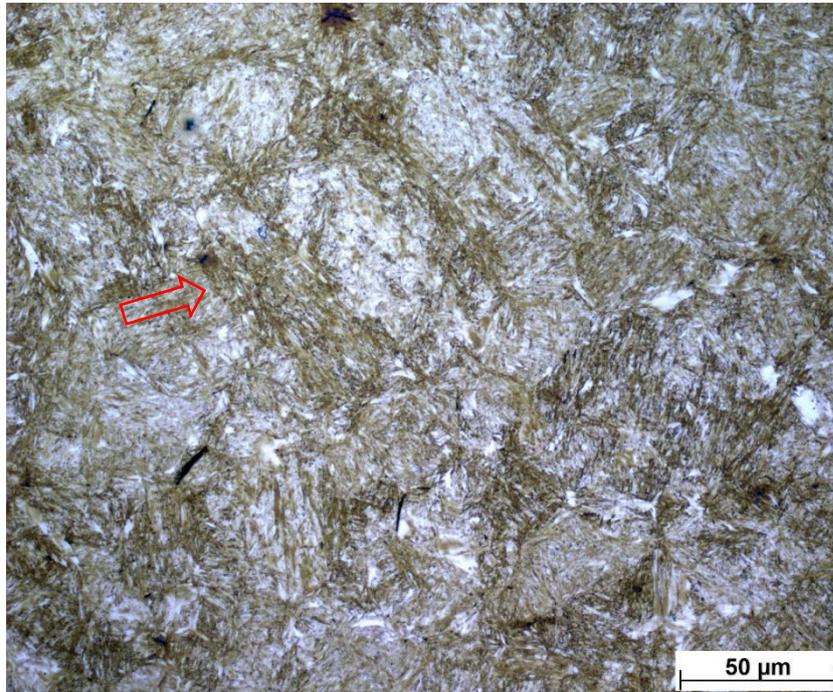
Figura 17 - Microestrutura do aço 1045 após tratamento térmico de têmpera a 950°C, aumento de 500X.



Fonte: Elaborado pelo autor.

É observada a formação de agulhas de martensita em uma matriz ferrítica e austenita retida nos contornos de grão.

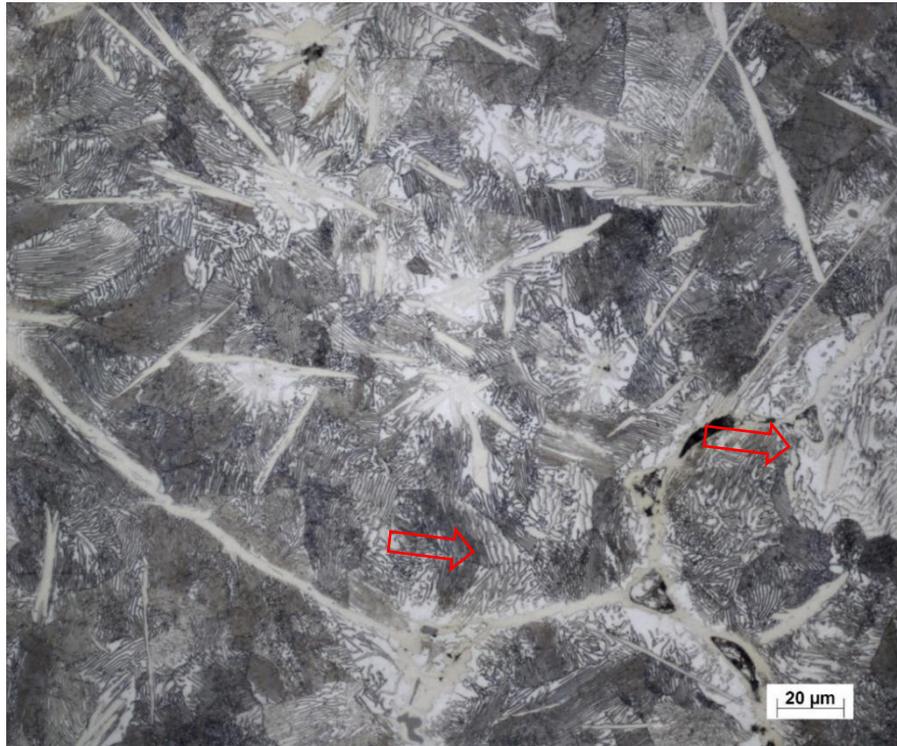
Figura 18 - Microestrutura do aço 1080 após tratamento térmico de têmpera a 950°C, aumento de 500X.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Formação de maior quantidade de martensita em formato acicular com relação a Figura 16.

Figura 19 - Micrografia da Amostra 1 após tratamento térmico de têmpera a 950°C, aumento de 500X



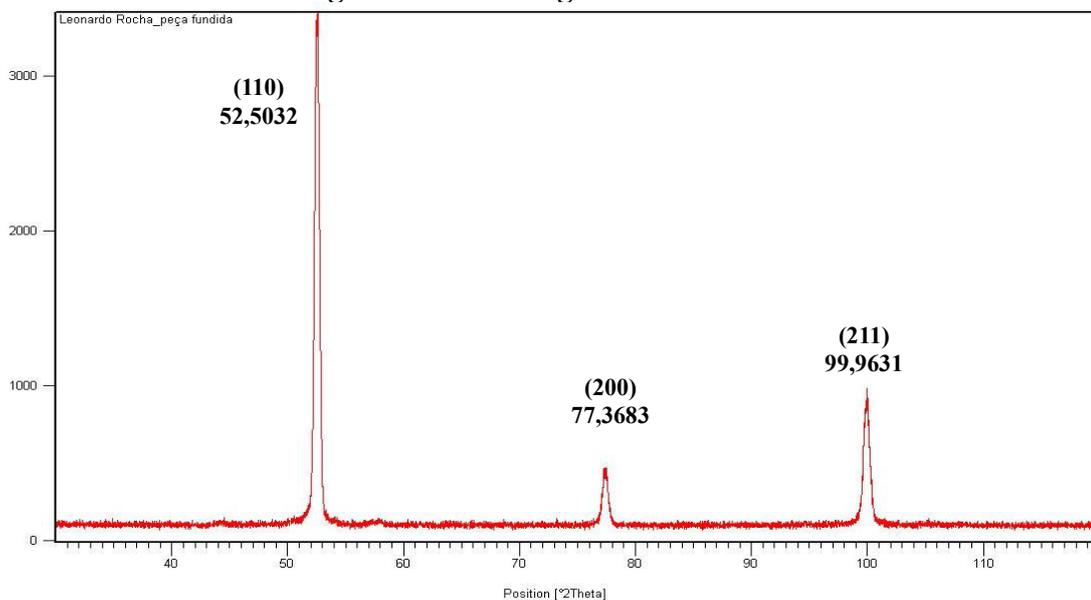
Fonte: Elaborado pelo autor.

Observado ferrita e estrutura perlítica.

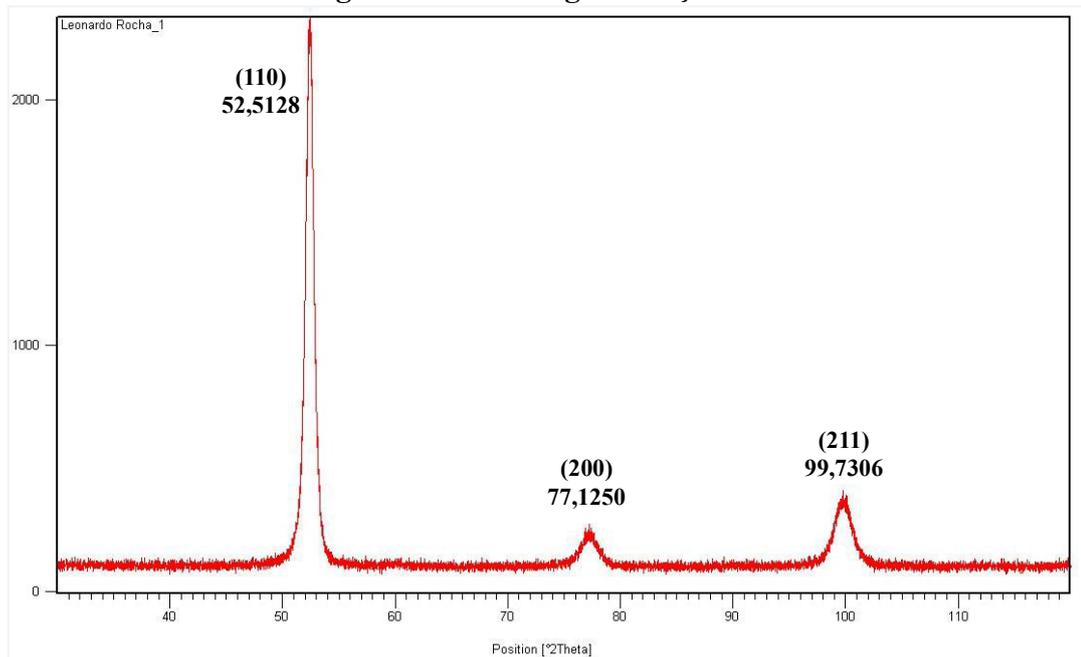
5.2 Difração de Raios-X (DRX)

Os difratogramas das amostras utilizadas são apresentados nas Figuras 19 à 22 assim temos as posições dos picos em seus respectivos planos de difração.

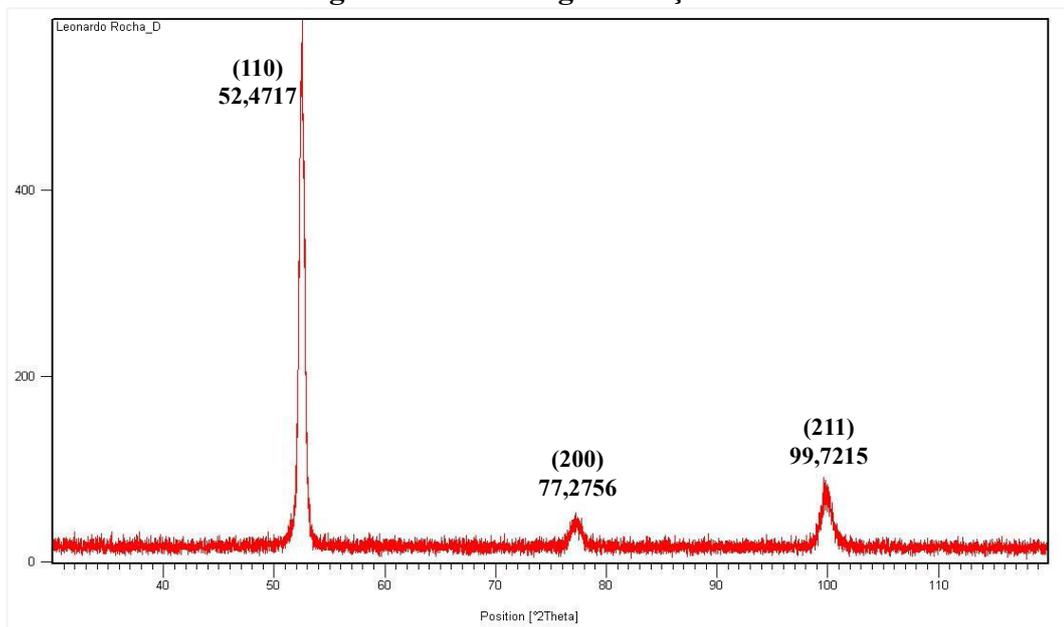
Figure 20 - Difratograma Amostra 1.



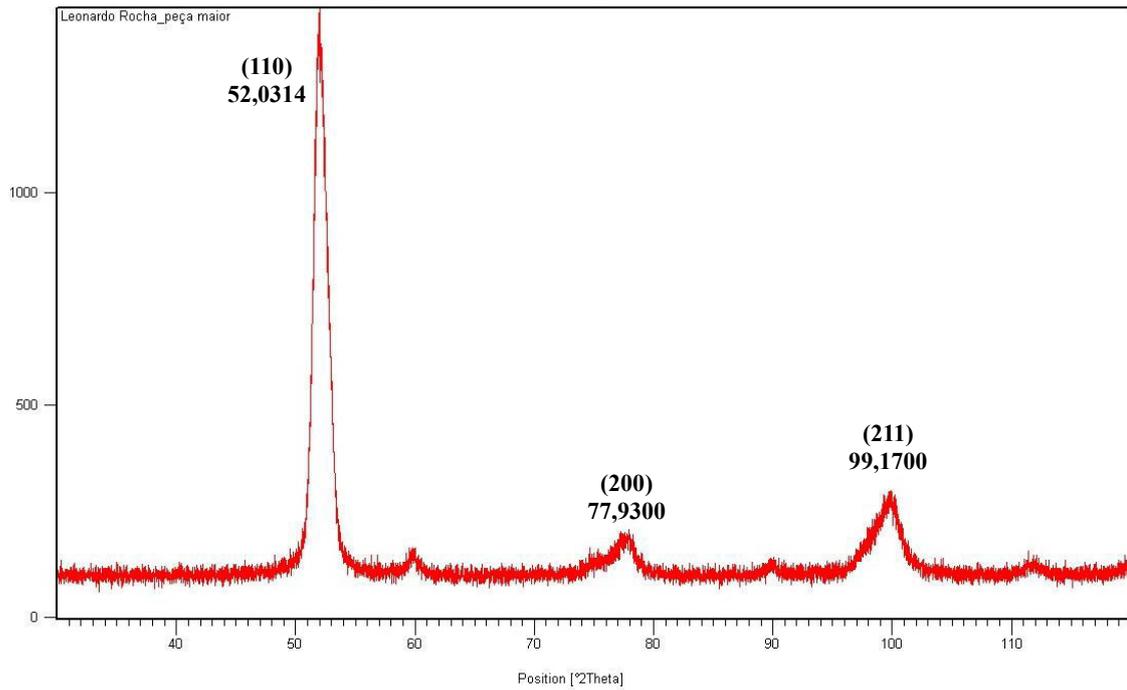
Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 21– Difratoograma aço 1020.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 22– Difratoograma aço 1045.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 23– Difratoograma aço 1080.

Fonte: Elaborado pelo autor.

A partir dos dados supracitados a Tabela 2 apresenta os valores relativos ao ângulo 2θ de difração dos seguintes planos.

Tabela 2 - Valores de 2θ retirados do difratograma das amostras para cada plano.

	Amostra 1	1020	1045	1080
Plano	2θ	2θ	2θ	2θ
110	52,5032	52,5128	52,4717	52,0314
200	77,3683	77,1250	77,2756	77,9300
211	99,9631	99,7306	99,7215	99,1700

Fonte:Elaborado pelo autor

Os parâmetros de rede foram calculados assim como a razão c/a e seguem listados na Tabela 3.

Tabela 3 - Valores dos parâmetros calculados a partir dos valores do difratograma das amostras e do obtido na literatura.

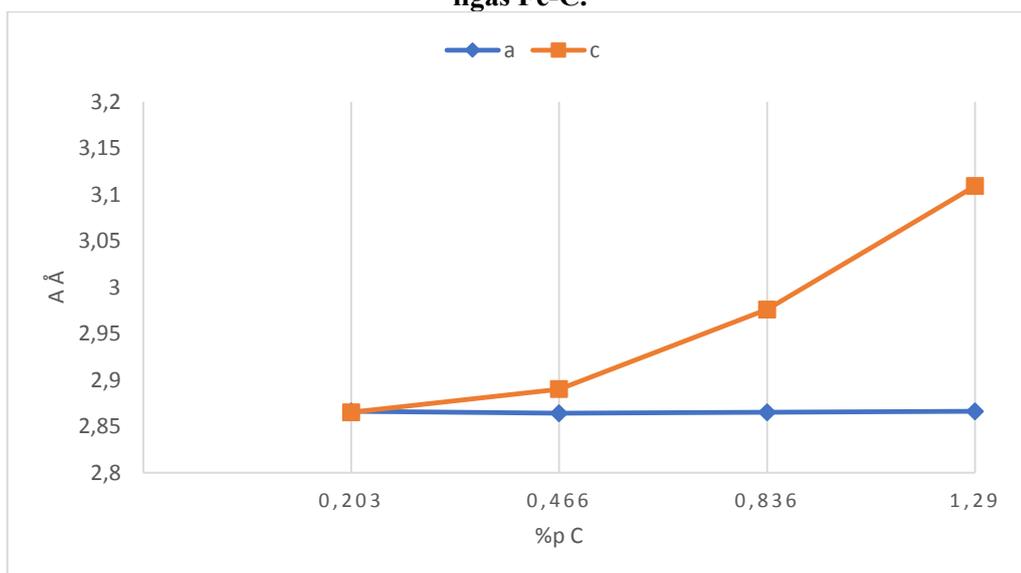
	1020	1045	1080	AISI M3:2	Amostra 1
a (média)	2,866	2,864	2,865	2,866	2,862
c	2,865	2,890	2,976	3,109	2,865
c/a	1,0003	1,0090	1,0387	1,0850	1,0010

Fonte: Elaborado pelo autor.

De acordo com os resultados da difratometria de raios-x podemos observar que, a Amostra 1 fabricada possui um difratograma muito semelhante ao do aço 1020. Para aços com menos 0,46% C não há grande variação no parâmetro de rede mostrando assim que a estrutura cristalina da rede permanece cúbica. Já na amostra de aço 1045 observamos um aumento em “c” indicando assim uma tetragonalidade, logo para essa amostra teremos uma estrutura TCC. Essa afirmação é confirmada com o aumento dessa distorção no aço AISI M3:2 que possui uma quantidade maior de carbono em sua composição.

Com os valores dos parâmetros obtidos foi plotado o Gráfico 1 podendo observar que os valores de “a” passam a ter significativo aumento somente a partir região que compreende para valores acima de 0,466%p C sendo mais significativos em 0,836%p C e 1,29%p C.

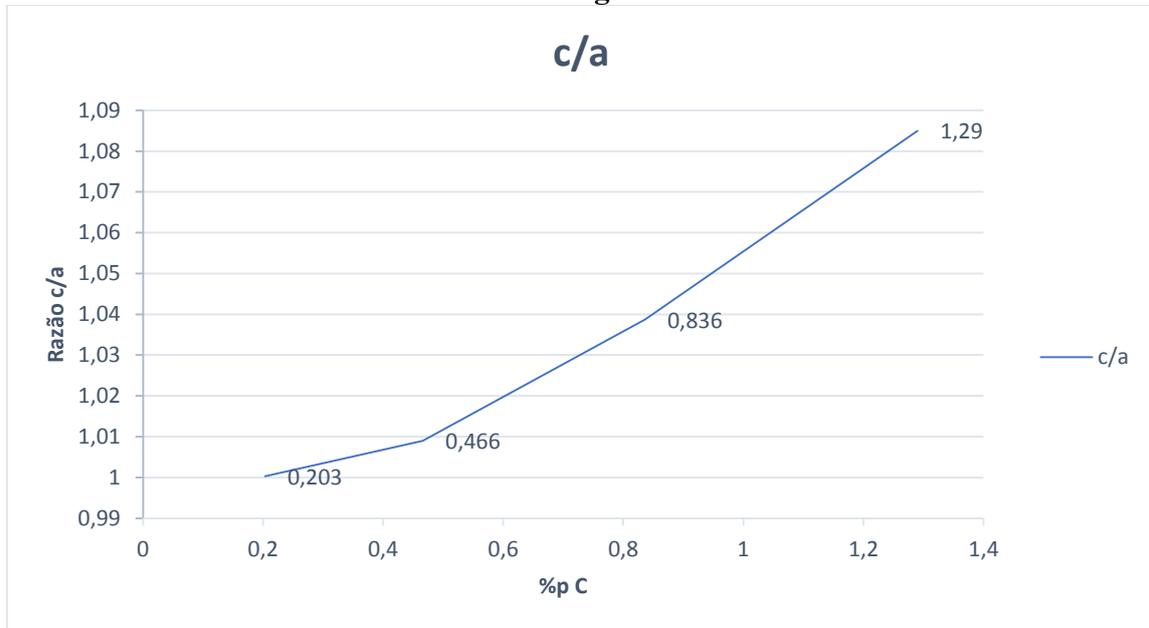
Gráfico 1 – Mudança nos parâmetros c e a com relação a quantidade de carbono em ligas Fe-C.



Fonte: Elaborado pelo autor.

O Gráfico 2 mostra a relação da razão c/a dos parâmetros com a porcentagem em peso de carbono das amostras mostrando uma não linearidade em seu crescimento.

Gráfico 2 – Relação da razão c/a com a %p C em uma liga Fe-C temperado em água.



Fonte: Elaborado pelo autor.

6 CONCLUSÃO

O difratograma da Amostra 1 juntamente com a microestrutura observada em sua micrografia mostrou que não foi possível elevar o teor de carbono no material. Certamente houve perda de carbono devido a fagulhas liberadas durante o processo de adição da grafita o qual ocorreu em um ambiente aberto além da dificuldade em homogeneizar a grafita no metal líquido além da liberação de gases que causou uma certa porosidade no material. Um vazio foi observado em uma região no interior da peça, suspeitando-se que na superfície do material acima dessa região seja onde provavelmente o carbono que foi adicionado tenha ficado retido.

Os parâmetros calculados com os valores obtidos com a difratometria de raios-x para os aços 1020 e Amostra 1 mostram que não ocorreu variação significativa na rede cristalina da célula unitária, confirmando o que como é proposto por (SHERBY et al., 2007) com sua estrutura permanecendo cúbica. Para o aço 1045 uma leve alteração no valor de “c” na rede cristalina começa a ser notada. Contudo para os aços 1080 e AISI M3:2 houve um aumento significativo desse parâmetro evidenciando assim uma tetragonalidade que comprova que para valores acima de 0,6%p C teremos uma estrutura TCC com “c” aumentando de acordo com a concentração de carbono presente no material.

Como sugestões para trabalhos futuros, sugere-se que seja feita a adição de outros elementos de liga e uma análise de microduzera na superfície das amostras a fim de observar como essa razão se comporta.

REFERÊNCIAS

- CALLISTER, William D. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. 5. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2002.
- CALLISTER, William D. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. 7. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2008.
- CALLISTER, William D.; RETHWISCH, David G. **Fundamentals of materials science and engineering: an integrated approach**. Hoboken, New Jersey: Wiley, 2015.
- CHIAVERINI, Vicente. **Aços e ferros fundidos**. São Paulo: Livros ABM, 1988.
- CULLITY, B. D. **Elements of x-ray diffraction**. Reading, Massachusetts: Addison-Wesley Publishing Company, 1956.
- KRAUSS, George. **Steels: Processing, Structure, and Performance**. 2. ed. Ohio: ASM International, 2015.
- LIMA, Claudio C.; BEZERRA, Íris A.; SILVA, Mário C. A.; COELHO, Rodrigo E.; SOBRAL, Maria D. C. Evolução Microestrutural da Cinética de Austenitização do Aço 1045. **VII CONEPI**. Palmas, out. 2012.
- RIBEIRO, Joshua Alyson Freitas; COSTA, Diego Salmin. CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DO AÇO SAE 1080 APÓS DIFERENTES TRATAMENTOS TÉRMICOS. **Anais do Enemet - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas**, São Paulo, p.10-20, out. 2017. Anual.
- SANTOS, Rezende Gomes do. **Transformações de fases em materiais metálicos**. Campinas, SP: Editora da Unicamp, 2006.
- SCHLATTER, Djeison. **Efeito da têmpera e revenido nas propriedades mecânicas e microestruturais de aços rápidos obtidos por processos convencionais e metalurgia do pó**. 2012. 137 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Programa de Pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2012.
- SHERBY, Oleg D. et al. The c/a Ratio in Quenched Fe-C and Fe-N Steels - A Heuristic Story. **Materials Science Forum**, v. 539-543, p.215-222, Mar. 2007.
- SILVA, André Luiz V. da Costa e; MEI, Paulo Roberto. **Aços e ligas especiais**. 2. ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2006.
- SILVA, David Milléo da. **AVALIAÇÃO DO GANHO DE RESISTÊNCIA MECÂNICA VERSUS FRAGILIDADE DO AÇO 1020 ENDURECIDO POR TÊMPERA E REVENIDO**. 2014. 61 f. TCC (Graduação) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Ponta Grossa, 2014.