



**INSTITUTO LATINO-AMERICANO DE TECNOLOGIA,
INFRAESTRUTURA E TERRITÓRIO (ILATIT)**

**CÁLCULO E ANÁLISE DE TENSÕES
RESIDUAIS POR DIFRAÇÃO DE RAIOS-X EM AÇO 1045
TRATADO TERMICAMENTE.**

STEVENSON PIERRE LOUIS

Foz do Iguaçu

2019



**INSTITUTO LATINO-AMERICANO DE TECNOLOGIA,
INFRAESTRUTURA E TERRITÓRIO (ILATIT)**

**CÁLCULO E ANÁLISE DE TENSÕES
RESIDUAIS POR DIFRAÇÃO DE RAIOS-X EM AÇO 1045
TRATADO TERMICAMENTE.**

STEVENSON PIERRE LOUIS

Trabalho de Conclusão do Curso apresentado ao Instituto Latino-Americano de Tecnologia, Infraestrutura e Território da Universidade Federal da Integração Latino-Americana, como requisito parcial para à obtenção do título de bacharel em Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Gustavo George Verdieri Nuernberg.

Co-Orientador: Prof. Dr. Rafael Drumond Mancosu.

Foz do Iguaçu

2019

STEVENSON PIERRE LOUIS

**CÁLCULO E ANÁLISE DE TENSÕES
RESIDUAIS POR DIFRAÇÃO DE RAIOS-X EM AÇO 1045
TRATADO TERMICAMENTE.**

Trabalho de Conclusão do Curso apresentado ao Instituto Latino-Americano de Tecnologia, Infraestrutura e Território da Universidade Federal da Integração Latino-Americana, como requisito parcial para a obtenção do título de bacharel em Engenharia de Materiais.

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Gustavo George Verdieri Nuernberg
UNILA

Prof. Dr. Eduardo Gonçalves Reimbrecht
UNILA

Prof. Dr. Walber Ferreira Braga
UNILA

Foz do Iguaçu, 10 de dezembro de 2019.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus por ter me concedido a vida e inteligência para realizar esse trabalho.

Agradeço à minha família, particularmente a minha mãe Monette Jolivard pelos apoios incondicionais que me permitem a concretizar esse sonho que não só de min mais dela também.

Agradeço ao meu colega Douglas Klauss Matsunaga por ter me ajudado a encontrar a matéria-prima para fazer o trabalho.

Agradeço aos meus queridos professores orientadores, Prof. Dr. Gustavo George Verdieri Nuernberg e Prof. Dr. Rafael Drumond Mancosu.

Agradeço a todos os professores do curso de engenharia de materiais pelo ensino.

Agradeço à UNILA por me oferecer a oportunidade de fazer parte da história dessa linda e prestigiosa instituição.

Agradeço ao técnico do laboratório do DRX, Diego Galeano, pois, sem ele essa tese não seria possível e ao professor responsável Rodrigo Basso pela generosidade e sua vontade de sempre querer me ajudar.

Agradeço ao senhor Castro, Laura Muñoz e Vítor Iscuissati pelos diversos tipos de apoios que me têm dados antes e durante a realização desse trabalho.

Agradeço ao técnico Luciano de laboratório de engenharia de engenharias e à técnica Paula Dos Santos do laboratório de química.

Agradeço aos meus colegas desde cinco anos pela convivência.

RESUMO

O tratamento térmico é um dos métodos utilizados no aço para alterar as suas propriedades através das mudanças de fases estruturais, porém este material pode se tornar inadequado para algumas aplicações, como processos de soldagem estruturais. Nesse trabalho, foi empregado um aço com 0,45% de carbono para ser submetido a diferentes tratamentos térmicos sob ação de meios severos. As amostras de aço foram submetidas a tratamentos térmicos em diversos meios como: água, solução de gelo com 4% de NaCl, em salmoura e resfriamento da amostra dentro do forno. O presente trabalho teve como principal objetivo calcular e analisar as tensões residuais em cada amostra tratada utilizando o equipamento de difração de raios-x (DRX), com o emprego da técnica $\sin^2\Psi$. Os resultados dos cálculos de tensões residuais e das imagens microestruturais obtidos através de uso do microscópio ótico para a matéria-prima foram comparados com as das amostras tratadas termicamente. Observa-se a presença tanto de tensões de tração e de tensões de compressão. O surgimento das tensões de tração é devido a ferrita e a austenita, e as tensões de compressão é devido à presença da martensita e da cementita na perlita.

Palavras chaves: DRX, Técnica $\sin^2\Psi$, Tratamentos térmicos.

ABSTRACT

Heat treatment is one of the methods used in steel to vary their properties through the phase change that occur during the treatment, but this steel can become a super critical steel for some applications. In this work, a steel with 0,45% of carbono was chosen to be submitted to difeerent heat treatments under severe action. Different steels samples were quenched in environment such as: Water, Ice solution with 4% NaCl, Brine and another with cooling inside the furnace. The objective of this work is to calculate and analuze the residual stresses in each heat treated samples using X-ray diffraction equipment (XRD) using the $\sin^2\Psi$ technique. The results of the residual stress calculations and microstrutural images the optical microscope for the raw material were compared with those of heat treated samples. Note the presence of both tensile and compressive stresses. Tensile stresses are due to ferrite and austenite, and compressive stresses are due to the presence of martensite and cementite in the perlite.

Key words: XRD, $\sin^2\Psi$ technique, Heat Treatment.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: (a) Solução sólida da ferrita. (b) Micrografia da ferrita.....	4
Figura 2.a: Solução sólida da cementita.	5
Figura 3: : Diagrama de fase da liga binária Fe-C.....	6
Figura 4: Representação esquemática das microestruturas de uma liga ferro-carbono. (a) Hipoeutetoide (b) Hipereutetoide.....	8
Figura 5: Diagrama de fase ferro-carbeto de ferro na vizinhança do eutetóide.	10
Figura 6: Curva de resfriamento característico da normalização.	10
Figura 7: Curva tempo, temperatura e transformação (TTT) característica à têmpera. .	12
Figura 8: Diagrama TTT do aço SAE 1045	12
Figura 9: Estrutura Fe-C ; (a) CFC ; (b) CCC; (c) CCC distorcido.....	13
Figura 10: Representação gráfica da entalpia livre das fases austenítica e martensítica respectivamente.	15
Figura 11: Plano de hábito entre a martensita maclada e austenita. m é a normal do plano e b o vetor representada o vetor de deformação	16
Figura 12: a) Imagem via Microscopia ótica da martensita em ripas b) Imagem via Microscopia eletrônica da martensita em rias. L1, L2, L3 são as diferentes orientações de planos de hábito.	17
Figura 13: Imagem da Martensita em placas para um aço carbono eutetoide.....	18
Figura 14: Representação esquemática do efeito da secção transversal da peça sobre a velocidade de esfriamento em meios diferentes.	19
Figura 15: Representação esquemática do efeito da secção transversal da peça sobre a velocidade de esfriamento em água.....	20

Figura 16: Influencia dos elementos de liga sobre o teor de carbono e da temperatura do eutetoide.	21
Figura 17: Representação da ordem de tensões em material monofásico.	25
Figura 18: Principios de medição de tensão por DRX.	26
Figura 19: Imagem sobre o modelo de tensão plana existente em uma amostra.	28
Figura 20: Geometria básica da técnica ângulo único para a medir a tensão residual por DRX.	30
Figura 21: Definição da origem de medida e os ângulos ϕ e Ψ	33
Figura 22: a) Comportamento linear de $d\phi\Psi$ vs. $\sin^2\Psi$ Figura 20. b) Comportamento para divisão de Ψ . Figura 20. c) Comportamento oscilatório de $d_{\phi\Psi}$ vs. $\sin^2\Psi$	36
Figura 23: Faixa de valores dos picos de $K\alpha$ a uma temperatura de 156 °C para um aço simulado.	36
Figura 24: Fluxograma da metodologia empregada.	39
Figura 25: Matéria-prima utilizado para o experimento.	40
Figura 26: Máquina de corte de tipo C F IV, de marca FORTEL.	41
Figura 27: Forno do tipo Muffla.	42
Figura 28: Lixadeira metalográfica manual.	43
Figura 29: (a) Máquina de polimento (b) Suspensão de alumina.	44
Figura 30: Microscópio ótico	45
Figura 31: Microscópio ótico de face invertida.	45
Figura 32: Equipamento DRX.	46
Figura 33: (a) Amostra no porta-amostra $\phi=90^\circ$. (b) $\phi=150^\circ$	47

Figura 34:Imagem da matéria-prima em MO 50x.....	48
Figura 35:Imagem da matéria-prima em MO 100x.....	49
Figura 36: Imagem da amostra resfriada no forno em MO 50x	50
Figura 37: Imagem da amostra resfriada no forno em MO 100x	50
Figura 38: Imagem da amostra resfriada em salmoura em MO 50x	51
Figura 39: Imagem da amostra resfriada em salmoura em MO 100x	52
Figura 40: Imagem da amostra resfriada em água MO 50x	52
Figura 41: Imagem da amostra resfriada em água MO 100x	53
Figura 42: Imagem da amostra resfriada na solução de água + NaCl em MO 100x.....	54

LISTA DE GRÁFICOS

Gráfico 1: Gráfico DRX (Intensidade vs 2θ) da matéria-prima.	55
Gráfico 2: : Gráfico DRX (Intensidade vs 2θ) da amostra resfriada no forno.	55
Gráfico 3: Gráfico DRX (Intensidade vs 2θ) da amostra resfriada em salmoura.....	56
Gráfico 4: Gráfico DRX (Intensidade vs 2θ) da amostra resfriada em água.....	56
Gráfico 5: Gráfico DRX (Intensidade vs 2θ) da amostra resfriada em gelo com NaCl.	57
Gráfico 6: Sobreposição dos gráficos DRX (Intensidade vs 2θ) para as amostras envolvidas na análise.	57
Gráfico 7: Gráfico de tensão residual (Distância interplanar vs $\sin^2\Psi$) para a matéria-prima com $2\theta \approx 44,72$	59
Gráfico 8: Gráfico de tensão residual (Distância interplanar vs $\sin^2\Psi$) para a amostra resfriada dentro do forno com $2\theta \approx 44,72$	60
Gráfico 9: Gráfico de tensão residual (Distância interplanar vs $\sin^2\Psi$) para a amostra resfriada em salmoura com $2\theta \approx 44,72$	61
Gráfico 10: Gráfico de tensão residual (Distância interplanar vs $\sin^2\Psi$) para a amostra resfriada em água com $2\theta \approx 44,72$	62
Gráfico 11: Gráfico de tensão residual (Distância interplanar vs $\sin^2\Psi$) para a amostra resfriada na solução de gelo com NaCl com $2\theta \approx 44,72$	63
Gráfico 12: Curva de tensão residual para matéria-prima($2\theta \approx 65,05$).	75
Gráfico 13: Curva de tensão residual para matéria-prima($2\theta \approx 82,33$).	76
Gráfico 14: Curva de tensão residual para matéria-prima($2\theta \approx 98,87$).	76
Gráfico 15: Curva da amostra resfriada no forno ($2\theta \approx 65,05$).	77

Gráfico 16: Curva da amostra resfriada no forno ($2\theta \approx 82,33$).	77
Gráfico 17: Curva da amostra resfriada no forno ($2\theta \approx 98$).	78
Gráfico 18: Curva da amostra resfriada em salmoura ($2\theta \approx 65,05$).	78
Gráfico 19: Curva da amostra resfriada em salmoura ($2\theta \approx 82,33$).	79
Gráfico 20: Curva da amostra resfriada em salmoura ($2\theta \approx 98,87$).	79
Gráfico 21: Curva da amostra resfriada em água ($2\theta \approx 65,05$).	80
Gráfico 22: Curva da amostra resfriada em água ($2\theta \approx 82,33$).	80
Gráfico 23: Curva da amostra resfriada em água ($2\theta \approx 98,87$).	81
Gráfico 24: Curva da amostra resfriada na solução de gelo com NaCl ($2\theta \approx 65,05$).	81
Gráfico 25: Curva da amostra resfriada na solução de gelo com NaCl ($2\theta \approx 82,33$).	82
Gráfico 26: Curva da amostra resfriada na solução de gelo com NaCl ($2\theta \approx 98,87$).	82

LISTA DE TABELA

Tabela 1: Valores de tensões residuais obtidas para os respectivos ângulos..... 64

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	1
1.1 OBJETIVO GERAL.....	2
1.2 JUSTIFICATIVA	2
2- REVISÃO BIBLIOGRÁFICA E ESTADO DA ARTE.....	3
2.1- AS LIGAS FERROCARBONOS	3
2.2- DEFINIÇÕES DOS AÇOS	3
2.3- A CONSTITUIÇÃO DO AÇO	3
2.3.2 - Austenita	4
2.3.3- Cementita ou carbeta de ferro	4
2.4- DIAGRAMA DE FASE FERRO-CARBONO	6
2.5-TRATAMENTOS TÉRMICOS DOS AÇOS	9
2.5.1- Normalização.	9
2.5.2- Têmpera.....	11
2.6- EFEITOS DA SECÇÃO TRANSVERSAL DAS AMOSTRAS	18
2.7- EFEITOS DE ELEMENTOS DE LIGAS.....	20
2.8- ANÁLISES DAS TENSÕES RESIDUAIS POR DRX.....	21
2.8.1- Medição de tensão residual em materiais Cristalinos	22
2.8.3- Princípios de medição de tensão por difração de raio-X.....	25
2.9- MODELO DE TENSÃO ELÁSTICA PLANA	28

2.10- MÉTODOS TÉCNICOS PARA MEDIR TENSÕES RESIDUAIS POR DRX....	30
2.10.1- Técnicas de ângulo único.	30
2.10.2- Método de dois ângulos	31
2.10.3- Métodos $\sin^2\Psi$	32
2.11- LOCALIZAÇÃO E DEFINIÇÃO DA LARGURA DOS PICOS DE DIFRAÇÃO.	36
2.12-FONTES DE ERROS.	37
3 MATERIAIS E MÉTODOS	39
3.1- SELEÇÃO DA MATÉRIA-PRIMA E PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS.	40
3.2-TRATAMENTOS TÉRMICOS	41
3.3-PREPARAÇÃO METALOGRÁFICA E AQUISIÇÃO DAS IMAGENS	42
3.6- ESTUDO EM DRX.....	45
4. RESULTADOS E DISCUSSÕES	48
4.1- ANÁLISES MICROESTRUTURAIS	48
4.2-ANÁLISES E CÁLCULOS DE TENSÕES RESIDUAIS.....	54
5. CONSIDERAÇÕES FINAIS.....	69
6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.	71
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	72
ANEXOS	75

1. INTRODUÇÃO

O comportamento físico de um aço em resposta a um esforço está ligado diretamente a suas propriedades mecânicas como a dureza, tenacidade, ductilidade e resistência mecânica. Estas propriedades estão diretamente relacionadas com sua composição química e as suas fases microestruturais presentes. Assim dentro de uma margem de aceitação é possível obter propriedades ou combinações dessas em aços diversos por meio de tratamentos térmicos adequados. Estes por sua vez atuam alterando as fases microestruturais e como consequência as propriedades mecânicas finais. Para este trabalho, foram empregados processos de tratamentos térmicos de têmpera e normalização, usando para isso diferentes meios. Com isso foi possível verificar alterações microestruturais quanto principalmente a geração de tensões residuais nas amostras, oriundas da severidade dos meios em questão. Desta forma, foi possível correlacioná-las com as propriedades encontradas com base em cálculos de tensão.

O processo de têmpera é empregado com o objetivo de aumentar a resistência mecânica de aços. No entanto é verificada uma redução de sua ductilidade e aumento da sua dureza. O resultado final deste tipo de tratamento depende de inúmeros fatores, mas principalmente do meio de arrefecimento utilizado, da temperatura de aquecimento e da espessura da amostra empregada. Os meios de arrefecimento mais usados são: óleo, água, salmoura, nitrogênio líquido, gelo e soluções poliméricas. Após a realização do processo de têmpera, pode-se verificar o surgimento de tensões residuais na estrutura do material. A presença dessas tensões pode fazer com que um aço não possa ser empregado para certas aplicações, pois teria suas propriedades finais comprometidas, estando sujeitos a comportamento frágeis e trincas. Para calcular tensões residuais em amostras, métodos destrutivos ou não destrutivos podem ser aplicados.

No presente trabalho foi empregado um método não destrutivo para analisar as tensões residuais presentes em cada amostra. O método escolhido foi a Difração de raios-x (DRX). Várias técnicas podem ser aplicadas para medir as tensões através do DRX. As três técnicas mais comuns são: técnicas de ângulo único, técnicas de dois ângulos e técnicas $\sin^2\Psi$. As técnicas $\sin^2\Psi$ foram selecionadas neste trabalho por serem consideradas como uma das técnicas padrão na medição de tensão residuais por DRX que apresentam menos limitações.

1.1 OBJETIVO GERAL

O presente trabalho tem como principal objetivo calcular as tensões residuais presentes nas amostras que foram tratadas termicamente. Para as medições das amostras foi empregada a técnica de difração de raios-X (DRX) relacionando os resultados obtidos com as microestruturas observadas.

1.2 JUSTIFICATIVA

Os aços de médio e de alto teor de carbono submetidos a tratamentos térmicos e processos de soldagem dependendo de sua composição podem apresentar excessiva dureza por possuir uma estrutura com grande concentração de fase martensítica. Esta fase martensítica, por ser metaestável, gera tensões internas ou tensões residuais. Estudos sobre essas tensões por DRX permitem obter indicativos através dos níveis de tensão e conferir os tipos de tensões presentes nas amostras. Obtendo as tensões residuais presentes permitem saber as melhores aplicações para um determinado aço.

2- REVISÃO BIBLIOGRÁFICA E ESTADO DA ARTE

Neste capítulo será realizada sucinta revisão bibliográfica sobre os principais temas referentes ao trabalho, bem como uma revisão do estado da arte do emprego de da técnica de DRX na verificação do grau de tensão interna em juntas soldadas em materiais metálicos.

2.1- AS LIGAS FERROCARBONOS

As ligas ferro-carbonos são materiais cujas principais constituintes são os elementos carbonos e ferros. As suas características dependem além das quantidades de carbonos presentes, também dos outros elementos de ligas em menores proporções que as constituem. Elas podem ser divididas em dois grandes grupos: aquelas que contém carbonos em estado livre sob forma de grafite denominados de ferros fundidos e as ligas onde o carbono se dissolve num composto intermetálico denominado de carbetos de ferro ou cementita com fórmula Fe_3C , representando a classe dos aços. [DESGAGNÉS, et al.;2015].

2.2- DEFINIÇÕES DOS AÇOS

Segundo (HANTCHERLI;2010), o aço é uma liga ferrosa contendo menos de 2,06 % de carbono sob forma de cementita. Os aços são ligas ferro-carbono que podem conter concentrações apreciáveis de elementos de outros elementos de liga cujas propriedades mecânicas são sensíveis ao teor de carbono presente (CALLISTER; 2011). Para (CHIAVERINI;1986), o aço é uma liga ferro-carbono contendo geralmente 0,008% até aproximadamente 2,11% de carbono, além de certos elementos residuais, resultantes dos processos de fabricação.

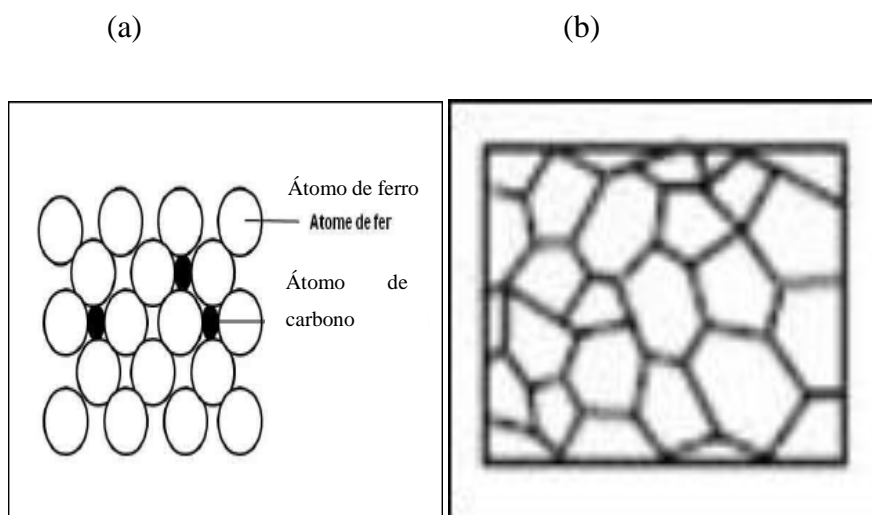
2.3- A CONSTITUIÇÃO DO AÇO

Existem três soluções sólidas básicas constituem os aços carbonos. Essas soluções sólidas são: a ferrita, a austenita e a de cementita.

2.3.1 A ferrita

A ferrita é uma solução sólida de carbono no ferro α e tem uma capacidade máxima de solubilidade de 0,008% de carbono no ferro. Nessa solução, os átomos de carbono se aderem de maneira aleatória nos espaços interatômicos da rede cristalina de estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), apresentando dureza na ordem de 10 a 15 HRC. Um esquema representativo da solução sólida da ferrita é mostrado na Figura (1.a) e uma representação da sua microestrutura granular é mostrada na figura (1.b).

Figura 1: (a) Solução sólida da ferrita. (b) Micrografia da ferrita



Fonte: (HANTCHERLI; 2010)

2.3.2 - Austenita

A austenita é uma solução sólida de carbono no ferro γ com capacidade de solubilidade máxima do carbono no ferro até 1,7 -1,8 % e apresenta uma estrutura de grãos poligonais irregulares ; possui boa resistência mecânica e apreciável tenacidade; não é magnética. Nos aços-carbono comuns, só é estável acima de 727° C [CHIAVERINI; 1986].

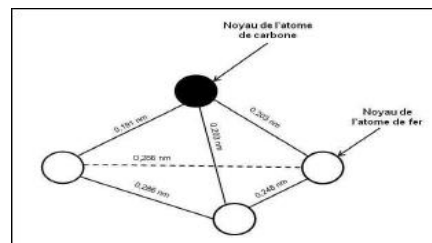
2.3.3- Cementita ou carbeto de ferro

A cementita é constituída de moléculas compostas de átomos de ferro e de carbono. Nessa estrutura, três átomos de ferro para um átomo de carbono, Fe_3C . A

cementita contém 6,67% de carbono em porcentagem de massa. A cementita não forma grãos na escala macroscópica e pode se encontrar sob diversas formas como: agulhas finas, plaquetas, nos contornos de grãos hipereutetoide entre outras formas. Possui características de ser muito dura e muito frágil. A solução sólida para a cementita é mostrada na Figura (2.a) e com sua microestrutura correspondente da cementita globular após tratamento de esferoidização na Figura (2.b).

Existe uma mistura de duas fases composta de ferrita e de cementita denominada de perlita. Essa estrutura existe mais frequente no aço eutetoide tratado a uma temperatura de 723°C. Se o aço é muito pobre em carbono, sua estrutura está formada quase que totalmente por grãos de ferrita cujos limites podem ser revelados facilmente com o microscópio, depois de um ataque com ácido nítrico diluído. Os grãos são equiaxiais. Sua estrutura está constituída por lâminas alternadas de ferrita e cementita, sendo a espessura das lâminas de ferrita superior ao das de cementita, estas últimas ficam em relevo depois do ataque com ácido nítrico. A perlita é mais dura e resistente que a ferrita, porém mais branda e maleável que a cementita. Apresenta-se em forma laminar, reticular e globular.(HANTCHERLI; 2010).

Figura 2.a: Solução sólida da cementita.



Fonte: HANTCHERLI(2010)

Figura 2.b: Microestrutura da cementita para aço 1045.

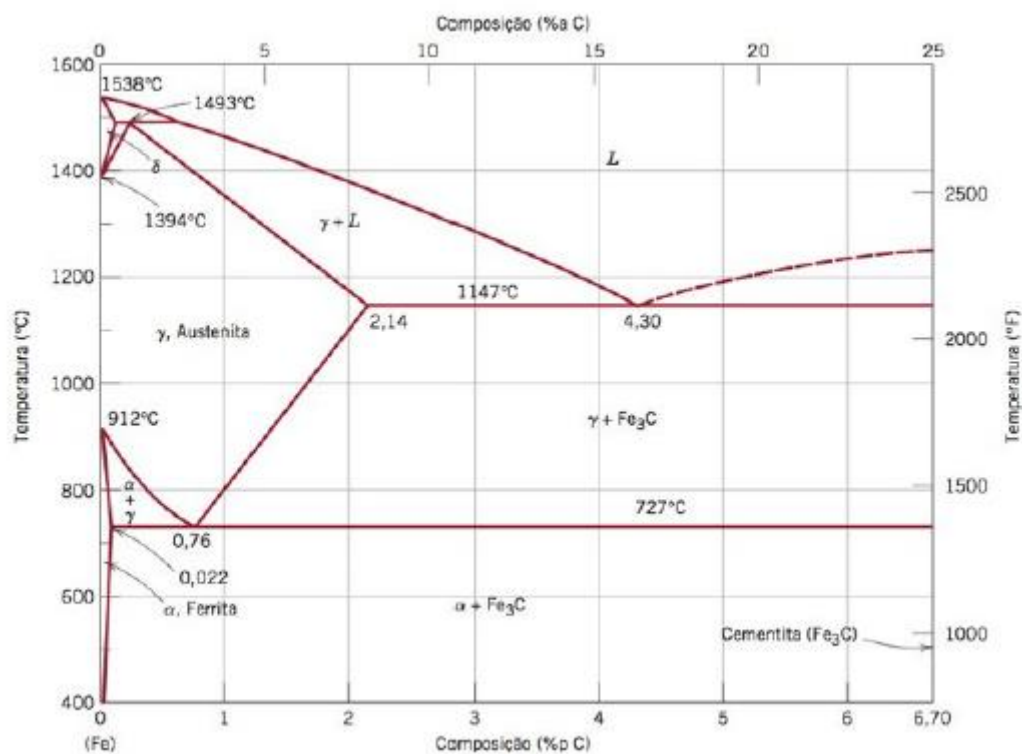


Fonte:(MENEZES,R.A ;2011).

2.4- DIAGRAMA DE FASE FERRO-CARBONO

Nos aços e nos ferro-fundidos, o ferro é o principal constituinte. Possui duas estruturas cristalinas diferentes. A estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (ccc) e a estrutura cristalina cúbica de face centrada (cfc). Elementos de ligas são geralmente adicionados à liga ferro-carbono, a fim de melhorar as características mecânicas e as propriedades dos aços (HANTCHERLI, 2010). Para entender o comportamento das ligas ferro-carbonos, um estudo aprofundado sobre o diagrama ferro-carbono apresentado na Figura (3) e dos diagramas TTT e TRC apresentados abaixo são de fundamentais importâncias.

Figura 3: Diagrama de fase da liga binária Fe-C



Fonte: [CALLISTER, 2011]

O diagrama mostra que o ferro puro possui uma estrutura CFC para uma faixa de temperaturas entre 912 °C e 1394 °C. Fora desse intervalo de temperatura o ferro puro possui uma estrutura cúbica de corpo centrado (ccc) chama-se de sigma (Fe_{δ})

encontra-se entre 1394 °C e 1538 °C. A baixo de 912 °C o ferro se apresenta na fase alfa chama-se de ferrita α . [HANTCHERLI,2010].

A leitura do diagrama permite um melhor entendimento sobre as fases presentes, os componentes de cada fase e as concentrações precisas do carbono nos aços e nos ferro-fundidos em condição de equilíbrio. Nesse diagrama, existem três reações (pontos) invariantes onde a estrutura passa diretamente de uma microestrutura para outra para uma quantidade de carbono e temperatura específica. Para um aço com 0,77% de carbono a uma temperatura de 723°C, no aquecimento, a aço passa de uma estrutura $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ para γ . No ponto onde ocorre essa transformação é chamado de ponto eutetoide. Para uma um teor de 4,30 % de carbono a uma temperatura aproximadamente de 1138°C, a estrutura passa de uma fase $\gamma + \text{Fe}_3\text{C}$ para uma fase líquida L no aquecimento. No ponto onde ocorre essa transformação é denominado de ponto eutético. Para uma temperatura de 1493°C em um aço proeutetoide, a estrutura passa de uma fase γ para uma fase $\delta + L$ no aquecimento. O ponto onde ocorre essa transformação é chamado de ponto peritético.

O aço com teor de carbono igual a 0,77% de carbono em concentração mássica é chamado de aço eutetoide.

O aço com teor de carbono inferior a 0,77% de carbono em concentração massica é chamado de aço hipoeutetoide.

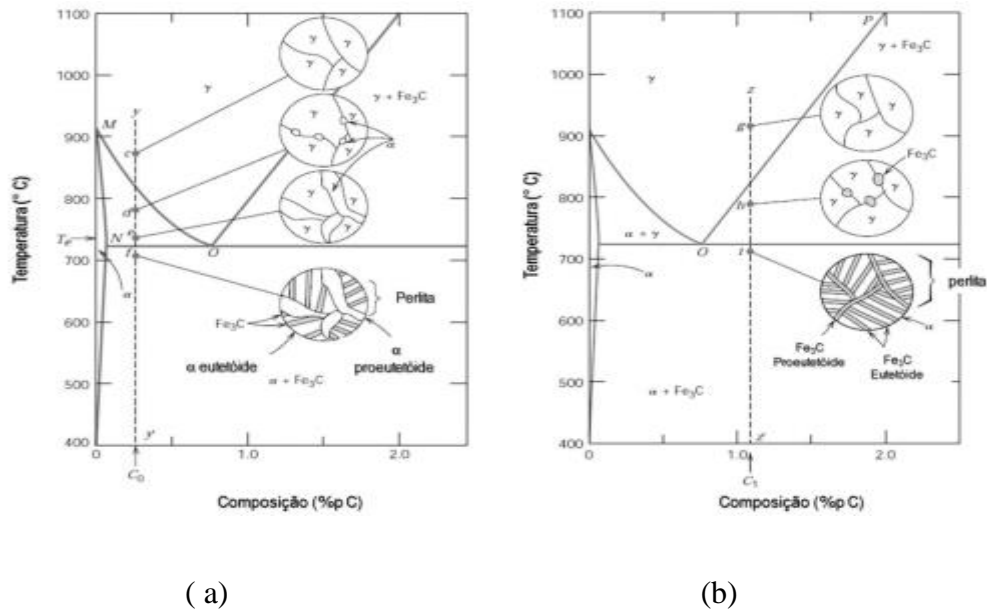
O aço com teor de carbono superior a 0,77% de carbono em concentração mássica é chamado de aço hipereutetoide.

As transformações de fases no estado sólido podem ser principalmente governadas por dois fenômenos diferentes, pela difusão ou por meio de um movimento coordenado dos átomos, sem difusão. Para os aços, durante o resfriamento, a fase austenítica não é mais estável. A cinética de resfriamento modifica a natureza das transformações de fase que podem ser produzidas.

Se a velocidade do resfriamento for lenta o suficiente, verifica-se um estado termodinâmico próximo do equilíbrio. Pela difusão do carbono, o resfriamento da fase austenítica conduz à formação de uma mistura da fase ferrítica com cementita ($\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$). Para um aço hipoeutetoide, a estrutura final obtida será uma estrutura ferrito-

perlítico. Para um aço hipereutetoide, a estrutura final obtida será uma estrutura de cementita + perlita. As microestruturas para uma liga ferro-carbono de composição hipoeutetoide e hipereutetoide são representadas esquematicamente nas Figuras (4.a), (4.b) abaixo:

Figura 4: Representação esquemática das microestruturas de uma liga ferro-carbono. (a) Hipoeutetoide (b) Hipereutetoide



Fonte: [EDER.A;2017 apud CALLISTER]

Se a velocidade for rápida, o carbono não poderá se difundir permanecendo desta forma, preso na rede cristalina. Essa transformação está fora do equilíbrio e conduz à formação de uma fase metaestável conhecida por martensita.

Se a velocidade do resfriamento for intermediária, observam-se estruturas bainíticas. Em um tratamento térmico de têmpera é a estrutura martensítica que fornece características de propriedades mecânicas como a dureza, ductilidade da peça. A martensita, por apresentara uma grande fragilidade, muitas vezes precisa de um tratamento de revenido a uma temperatura escolhida em função das propriedades mecânica desejadas.

Para quaisquer tipos de tratamentos térmicos do aço, a peça sempre é submetida antes a um tratamento de austenitização que tem como objetivo de colocar em solução todo o carbono presente na liga. Na fase austenítica, o limite de solubilidade do

carbono é de 2 % enquanto para a fase ferrítica, a solubilidade do carbono é de 0,02 %. Portanto, é necessário elevar a temperatura para permitir a colocação do carbono em solução durante a transformação da fase α em fase γ .

Duas temperaturas características definem as transformações dos aços: A_1 e A_3 (BARRALIS e al;1992). Ela caracteriza as temperaturas do início e do fim da formação de austenita respectivamente. A_1 frequentemente define como a temperatura de transformação eutetoide e A_3 como a temperatura de passagem do *solvus* da reação α para γ durante o aquecimento. Segundo (CALLISTER;20011), para austenitizar um aço, é necessário aquecer a peça acima de A_3 , geralmente uma temperatura $A_3 + (25 \text{ a } 50^\circ\text{C})$ é escolhida e está ligada ao teor de carbono na liga a ser tratada. Após aquecer a peça à temperatura de austenitização, é sempre recomendada de manter a peça naquela temperatura para uma boa homogeneização da peça. O tempo escolhido é normalmente 30 minutos. O tempo não pode ser longo para evitar o crescimento dos grãos. Nesse caso, fala-se de austenitização completa se a totalidade do carbono é dissolvida e de austenitização parcial caso o carbono subsista em fases não dissolvida. A necessidade de austenitizar o aço é de fundamental importância para outros tratamentos térmicos como a normalização, têmpera e outros.

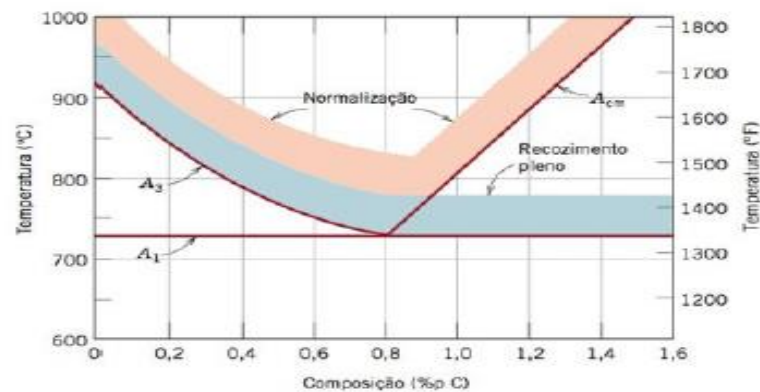
2.5-TRATAMENTOS TÉRMICOS DOS AÇOS

Tratamento térmico é um conjunto de operações de aquecimento e de resfriamento a que são submetidos os aços, sob condições controladas de temperatura, tempo, atmosfera e velocidade de resfriamento, com objetivo de alterar as suas propriedades ou conferir-lhes características determinadas (NBR 8653; 1998).

2.5.1- Normalização.

A normalização é um tratamento térmico que consiste em aquecer a peça em um forno a uma temperatura acima do limite superior da zona crítica (A_3), manter o tempo suficiente para que toda a estrutura transforma-se em austenita e resfriar no ar ou dentro do forno (CALLISTER;2011).

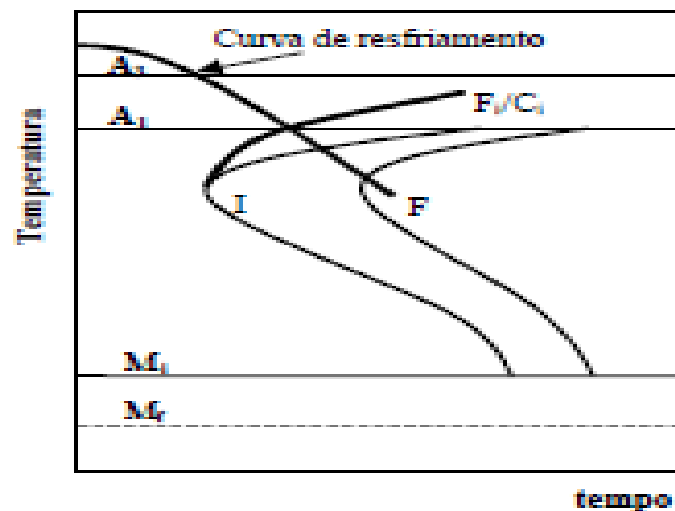
Figura 5: Diagrama de fase ferro-carbeto de ferro na vizinhança do eutetóide.



Fonte:[KRAUSS, 2005 apud CALLISTER;2003].

Os fenômenos que ocorrem durante o processo de tratamento térmico de normalização são mostrados na Figura (6) abaixo através da curva de resfriamento contínuo (TRC).

Figura 6: Curva de resfriamento característico da normalização.



Fonte : (SANTOS; 2006).

Para esse tratamento térmico, a estrutura final obtida é composta de perlita fina e de ferrita primária no caso dos aços hipoeutetóides, perlita fina e cementita primária no caso dos aços hipereutetóides e somente uma estrutura composta de perlita fina no caso dos aços eutetóides.

2.5.2- Têmpera

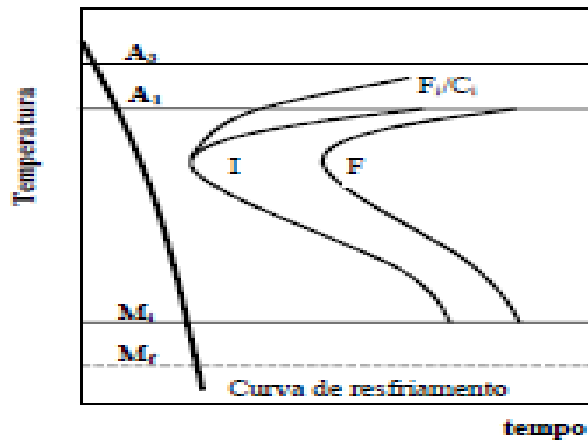
A têmpera é um processo de tratamento térmico dos aços que tem como objetivo aumentar a dureza do material assim como a sua resistência mecânica. Nesse processo o material é aquecido acima da temperatura crítica e depois resfriado rápido através de um fluido que pode ser água, óleo ou ar afim de obter novas fases austeníticas e martensíticas na microestrutura (CALLISTER, 2011) .

A tempera é um tratamento térmico de endurecimento que consiste em aquecer a peça a uma temperatura superior à linha de transformação ferro α para ferro γ (autenitização) seguida de um resfriamento rápido para obter uma dureza máxima (DESGAGNÉS, et al; 2015). Esse modo de endurecimento é realizado através de duas operações sucessivas: austenitização, têmpera.

A primeira etapa consiste em aquecer o aço e mantendo-o por 30 minutos no seu domínio austenítico, isto é, entre 30 °C e 50 °C acima do seu ponto de transformação. Durante a austenitização, o aço se homogeneiza transformando os elementos ferríticos da microestrutura em austenita e dissolvendo a cementita e os carbetos na austenita. A têmpera consiste em um tratamento visando a resfriar o aço rapidamente a partir da sua temperatura de austenitização (geralmente entre 815 °C a 850 °C) afim de obter uma estrutura martensítica. É aquela transformação que permite o aumento das características mecânicas da peça tratada, principalmente a sua dureza. A possibilidade de aplicar um tal tratamento ao aço para aumenta a sua dureza deve respeitar duas condições indispensáveis: Condição metalúrgica e condição térmica. As propriedades desejadas dependem não somente do ciclo térmico característica e também da velocidade de resfriamento. A velocidade de resfriamento para uma determinada peça depende do calor específico e da condutividade térmica do aço, da massa, da forma e do estado superficial da peça que está relacionado com o tempo e do meio de resfriamento escolhido.

Para entender melhor o processo de tratamento de têmpera, um diagrama tempo temperatura e transformação (TTT) característico é mostrado na Figura (7) abaixo:

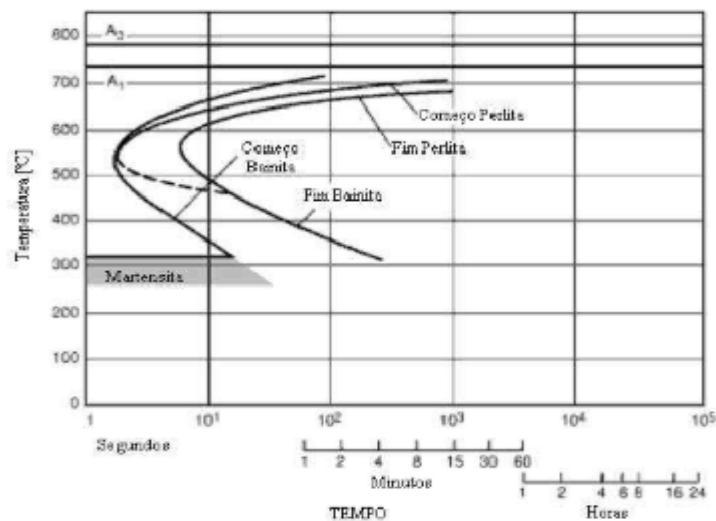
Figura 7: Curva tempo, temperatura e transformação (TTT) característica à têmpera.



Fonte : (SANTOS;2006)

Para esse tratamento, observa-se que há um afastamento total das condições de equilíbrio e a estrutura final é composta de martensita que é uma fase metaestável, altamente deformada e que apresenta resistência mecânica e dureza muito altas. No caso dos aços SAE 1045, as prováveis microestruturas finais esperadas após resfriamento são mostradas através da Figura (8) abaixo :

Figura 8: Diagrama TTT do aço SAE 1045

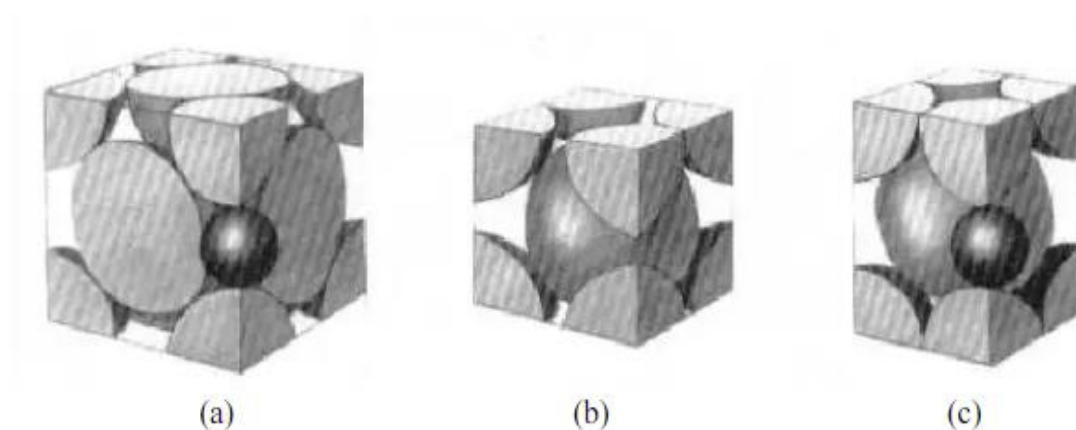


Fonte: (BUERGER, et al; 2009).

A estrutura de uma liga ferro-carbono durante o tratamento térmico é mostrada através da Figura (9) abaixo:

Essa Figura mostra a estrutura de uma liga ferro-carbono no decorrer de um tratamento térmico. A Figura (9.a), mostra como o átomo de carbono se posiciona no interstício dos átomos de ferros gama para formar a solução sólida austenítica com estrutura cúbica de face centrada (CFC). Para uma estrutura com fase ferrítica, denominado de $Fe\alpha$ com estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) como mostrada na Figura (9.b), visto que não há espaço intersticial para acomodar um átomo de carbono, o átomo de carbono fica fora da célula unitária. A Figura (9.c), mostra a estrutura de uma célula tetragonal de corpo centrado (martensita), resultante da distorção da célula CCC, causada pelo átomo de carbono no interstício

Figura 9: Estrutura Fe-C ; (a) CFC ; (b) CCC; (c) CCC distorcido



Fonte: [VIECELLI; 2008].

2.5.1.1- Mecanismo de transformação durante a austenitização

Durante o tratamento térmico de austenitização, as estruturas martensíticas, bainíticas e ferrito-perlíticas se transformam em fase austenítica. O mecanismo de crescimento de grãos da fase austenita é controlado por fenômenos de difusão. Segundo (CALLISTER;2011), a difusão se define como um fenômeno de transporte de matéria por movimento atômico. Quando os átomos de um metal se difundem para o interior de um outro metal, é denominado interdifusão ou difusão por impurezas. No caso dos mesmos átomos de um metal puro estão mudando de posição, é denominado autodifusão.

Para estruturas perlíticas, o mecanismo de germinação da austenita depende da morfologia da perlita inicialmente presente (LAKTINE; 1978).

Considerando a formação de uma perlita globular, a formação de austenita ocorre por etapas sucessivas durante o aumento da temperatura (KRAUSS, et al;1971). Nesse caso, a difusão do carbono ocorre preferencialmente nos contornos de grãos onde nucleia a fase austenítica. O surgimento da fase austenita também pode ser localizada na interface entre as colunas de perlita. O crescimento da austenita continua em seguida sob forma de agulha.

Caso a estrutura da perlita apresente o formato lamelar, o mecanismo de formação da fase austenítica é diferente daquele descrito acima. Por esse caso, a austenita vai nucleando sobre as interfaces ferrita/cementita da perlita devido a um crescimento rápido instantâneo. A medida que a austenita está crescendo, a proporção de ferrita diminui e as lamelas de cementita se tornam cada vez menos espessas até que se dissolvam completamente.

2.5.1.2- Transformação e morfologia da martensítica

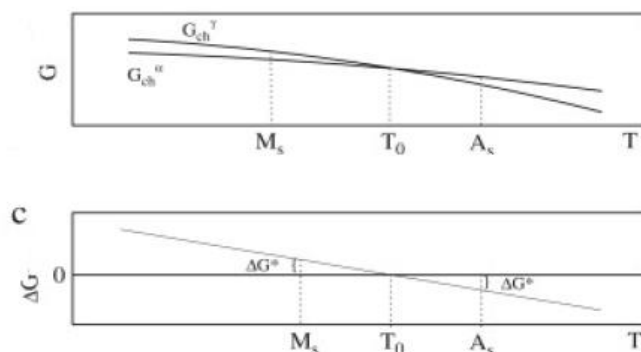
Quando o aço está submetido a um tratamento de têmpera, o carbono não consegue se difundir no ferro. Ocorre um movimento de deslocamento em bloco do carbono de uma região para outra na estrutura.

A fase martensítica possui o mesmo teor de carbono que a fase austenítica, por essa razão fala-se de uma transformação de deslocamento devido ao movimento coordenado dos átomos para formar a martensita (FASIKA;1967).

Durante o resfriamento a partir da fase austenítica, existe a aparição da fase martensítica. Isso acontece no momento em que uma certa temperatura M_s , chamada de (temperatura de início da transformação de austenita em martensítica) é atingida (KRAUSS; 2005). Isso é mostrada através da Figura (7) onde M_i é igual a M_s . Essa transformação de martensítica está associada à variação de entalpia livre ΔG . A Figura (10) mostra para temperaturas elevadas, a fase austenítica sendo mais estável, isso significa que a sua entalpia livre é menos elevada. Quando a temperatura for baixa, a entalpia livre da fase martensítica é mais baixa que aquela da fase austenítica. Nesta

Figura, a temperatura T_0 é a temperatura na qual a inversão de estabilidade das fases é mostrada. Porém, a transformação não ocorre imediatamente na mudança de estabilidade, mas na temperatura M_s . Essa transformação se produz pela formação de novos domínios quando a temperatura abaixa novamente.

Figura 10: Representação gráfica da entalpia livre das fases austenítica e martensítica respectivamente.

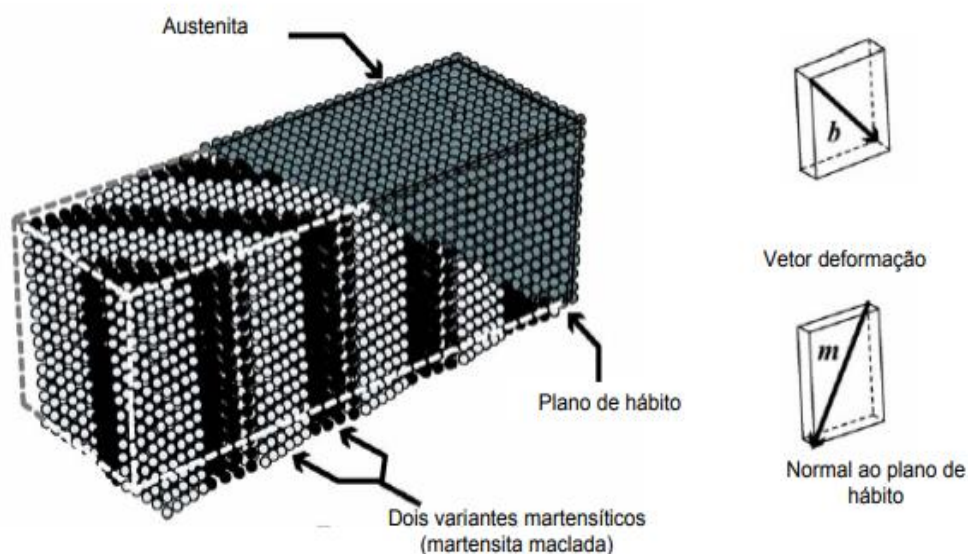


Fonte: [HANTCHELI;2010]

A fase martensítica é uma fase com uma estrutura tetragonal centrada na qual o carbono fica em solução. Cada vez que a rede fica rica em carbono, mais tetragonal que ela é. Isso explica pelo fato que os átomos de carbono são situados no centro das arestas, nos sítios octaédricos (MOSS;1967). A posição do átomo de carbono na célula de uma estrutura martensítica é mostrada pela Figura 9.c acima.

Na escala macroscópica, essa transformação é frequentemente comparada a um cisalhamento. Em observação ótica, a formação de plaquetas de martensita está acompanhando de um degrau observado na superfície polida do metal. O mecanismo de formação de martensita implica uma relação de orientação entre a fase martensítica obtida e a fase austenítica inicial. O plano na interface entre a martensita e a austenita é chamado de plano de hábito e é mostrado na Figura (11) abaixo: Isto significa que dois vetores quaisquer sobre o plano mantêm seus módulos e orientação relativa, constantes durante o avanço da transformação (EGGAR;2011).

Figura 11: Plano de hábito entre a martensita maclada e austenita. m é a normal do plano e b o vetor representada o vetor de deformação



Fonte: [NAZARÈ CLAUDIA].

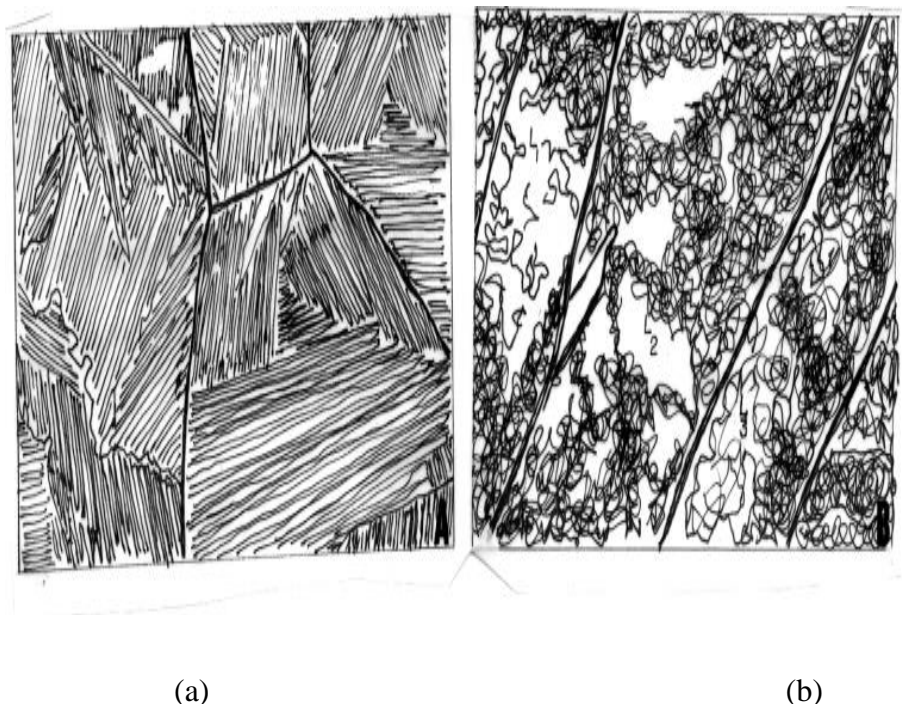
A estrutura martensítica, pode aparecer em duas formas diferentes: a martensita em na forma de ripas ou a martensita em no formato de plaquetas (KRAUSS, et al; 2005). O surgimento de uma ou outra morfologia dependerá do teor de carbono do aço.

A martensita em ripas é observada em aços de baixo teor de carbono, mais precisamente, um aço cujo teor de carbono seja inferior a 0,6 % (CHIAVELINI; 1986). A martensita em agulha está associada com as seguintes propriedades mecânicas: alta tenacidade e ductilidade, baixa resistência do que aquela em placas. Para um aço cujo teor de carbono seja superior a 1 % somente a martensita em plaquetas está presente e tem uma resistência muito alta mas pode ser quebradiça e não dúctil (GEORGE F.V; 2011). Para um aço com teor de carbono está entre 0,6 % e 1 %, os dois tipos de morfologia estão presentes.

A martensita em ripas é caracterizada por uma estrutura constituída de pacotes de ripas paralelas que estão crescendo. O crescimento dessas ripas é bloqueado ao encontrar os contornos de grãos (HANTCHERLI;2010). Na formação dessa estrutura, o grão de austenita inicial é subdividido em pacotes constituídos por blocos paralelos

onde cada bloco consiste de dois tipos de sub-blocos que contém ripas de martensitas, A microestrutura de uma martensita em ripa é mostrada na Figura (12) para um aço de 0,03 % de carbono. A menor entidade dessa morfologia é quase paralela um ao outro com apenas pequenas desorientações mútuas (SARAH LOWY; 2015). A forma da martensita em ripas é devido às falhas na sua formação por razão de uma taxa de crescimento relativamente lenta.

Figura 12: a) Imagem via Microscopia ótica da martensita em ripas b) Imagem via Microscopia eletrônica da martensita em rias. L1, L2, L3 são as diferentes orientações de planos de hábito.



Fonte: [SARAH LOWY; 2015].

A martensita em placas também é chamada de martensita acicular e é observada em aços de alto teor de carbono. A martensita presente nesse tipo de aço é constituída de plaquetas finas orientadas segundo alguns ângulos bem definidos. O aparecimento ou o desenvolvimento dessas plaquetas se inicia a partir dos grãos de austenita em direções definidas pela rede cristalina. Geralmente os planos de hábito entre a martensita e a antiga austenita têm índices elevados que induzem grande número de orientações possíveis no mesmo grão. (SARAH LOWY; 2015). Na martensita em plaquetas, durante seu desenvolvimento, quando uma plaqueta encontra uma outra, o seu crescimento é bloqueado. No crescimento, as plaquetas crescem com facilidade até atingir os contornos de grãos. As formações de outras plaquetas são cada vez menores pois seu

crescimento é barrado pela presença das plaquetas que já foram formadas. A medida que a transformação progride, as plaquetas formadas se tornam cada vez menores. A formação dessas plaquetas é governada por um mecanismo de germinação autocatalítica (OLSON;1981). Esse mecanismo explica a formação de plaquetas a partir de defeitos criados no momento em que ocorre a concentrações de tensões causadas por essa mesma mudança de volume que impede o crescimento de plaquetas já formadas. A Figura (13) abaixo mostra a imagem de uma estrutura martensitica em placas obtida através da microscopia ótica após tratamento térmico de têmpera para um aço carbono eutetoide.

Figura 13: Imagem da Martensita em placas para um aço carbono eutetoide



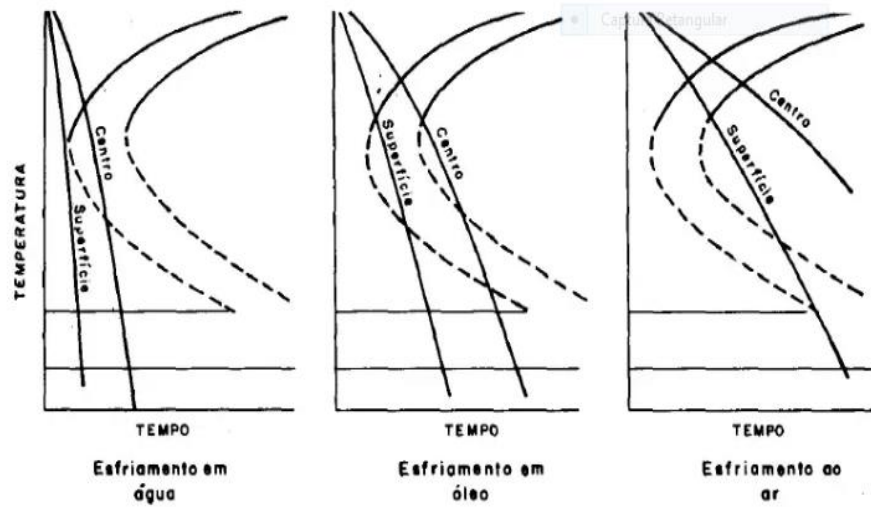
Fonte: [CALLISTER;2011].

2.6- EFEITOS DA SECÇÃO TRANSVERSAL DAS AMOSTRAS

A taxa de resfriamento da peça no tratamento térmico é influenciada pela secção da peça, pois o interior das peças resfria mais lenta do que as suas superfícies. A diferença entre a taxa de resfriamento no interior da peça e a superfície é maior quanto maior a velocidade do resfriamento e quanto maior a secção da peça. A taxa de resfriamento está relacionada com a severidade do meio utilizado, isto é, meios mais drásticos (CHIAVERINI;1986). Esse fato é mostrado através dos exemplos apresentados esquematicamente na Figura (14), onde a velocidade de resfriamento no centro e na superfície de uma peça é mostrada em três meios diferentes. Em água ou salmoura, devido a um resfriamento super rápido, a superfície adquire uma estrutura inteiramente martensitica com dureza alta. O centro sofre parcialmente a transformação de austenita

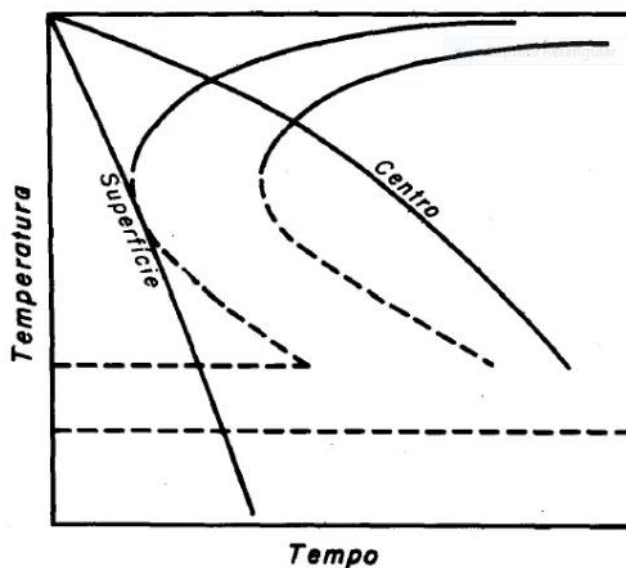
em perlita. Em óleo, só a superfície passa parcialmente em martensita e no ar não há formação de martensita. Para uma secção maior, a diferença entre a taxa de resfriamento no centro com a superfície é mais acentuada. Um tal fenômeno é mostrado na Figura (15), do mesmo com secção maior resfriada em água. Portanto, tensão e distorção são afetadas durante a têmpera pelas dimensões, forma, do material da peça de trabalho que é temperado. (HANDBOOK; 2007).

Figura 14: Representação esquemática do efeito da secção transversal da peça sobre a velocidade de esfriamento em meios diferentes.



Fonte: [CHIAVERINI;1986].

Figura 15: Representação esquemática do efeito da secção transversal da peça sobre a velocidade de esfriamento em água.



Fonte: [CHIAVERINI;1986].

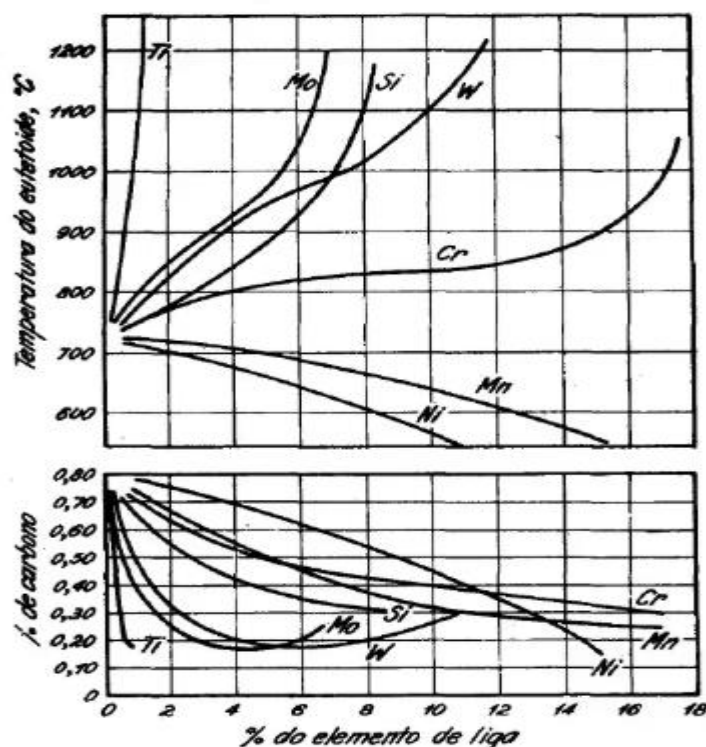
2.7- EFEITOS DE ELEMENTOS DE LIGAS

A principal característica atribuído com a peça adicionando os elementos de ligas é de acrescentar o seu endurecimento, isto é, a capacidade do aço de formar martensita acima da temperatura crítica. Os efeitos principais dos elementos de ligas em têmpera é de retardar a taxa de amolecimento, especialmente em alta temperatura. Isso depende também do período de tempo em que é feito o tratamento. Os elementos de ligas podem ser caracterizados como formando carboneto ou não formando carboneto. Os elementos como Ni, Si, Al, Mn, na microestrutura não tem tendência de esconder as fases carbonetadas ficam em solução essencialmente na fase ferrítica e tem efeitos menor na dureza no tratamento de têmpera. Os elementos de ligas como Mo, Cr, W, V, Ta, Ti que também retarda o processo de amolecimento para a formação de ligas carbonetadas, os seus efeitos na têmpera são mínimas a uma velocidade lenta para uma alta temperatura, a dureza decresce lentamente. Os elementos de ligas aumentam a dureza e a resistência mecânica, conferem a resistência a corrosão, aumentam a resistência ao calor e ao desgaste, melhoram as suas propriedades elétricas e magnéticas. O aumento da dureza causado pelos elementos de ligas é função da temperatura em que é feito o tratamento, isso é relativo para cada elemento. No caso de manganésio, ele confere uma dureza maior ao aço em alta temperatura de têmpera. Para

os elementos como fósforo, silício, níquel, sua dureza pode ser atribuída por solução sólida (HANDBOOK; 1991).

Os efeitos de certos elementos de ligas são apresentados na Figura (16), onde se vê que todos os elementos de ligas analisados tendem a diminuir o teor de carbono do eutetoide, e somente o níquel e o manganês tendem a diminuir a temperatura eutetoide e os outros agem de maneira contrária.

Figura 16: Influência dos elementos de liga sobre o teor de carbono e da temperatura do eutetoide.



Fonte: [CHIAVERINI;1986].

2.8- ANÁLISES DAS TENSÕES RESIDUAIS POR DRX

O raio-X é uma técnica desde muito tempo está sendo utilizado por vários pesquisadores além para uma compreensão dos arranjos atômicos e moleculares nos sólidos, também é de grande importância para o desenvolvimento de novos materiais e identificar os fenômenos físico-mecânicos que estão ocorrendo nos materiais como as tensões residuais (tensões existentes na peça sem a aplicação de uma carga externa).

2.8.1- Medição de tensão residual em materiais Cristalinos

Para medir a tensão residual em materiais, é necessário entender o fenômeno de difração. A difração ocorre quando uma onda encontra uma série de obstáculos regularmente separados que são capazes de dispersar a onda e possuem espaçamentos comparáveis em magnitude ao comprimento de onda (CALLISTER;2011). Esse fenômeno é explicado através da Lei de Bragg que relaciona o comprimento de onda dos raios X e o espaçamento interatômico ao ângulo do feixe difratado. O seu princípio de medição é mostrado e explicado através da (Eq. 4) e a Figura (18) abaixo.

A análise do estado mecânico e microestrutural por DRX é realizada pela determinação de tensões internas em diferentes escalas: macroscópica (deformação e tensões residuais), mesoscópica (textura e tensões na fase metalúrgica ou grãos), microscópica (lacunas, tensões na rede cristalina). O uso da técnica de DRX através de método $\sin^2\Psi$ para medição dessas tensões está sendo muito relevante por ser uma das técnicas de medição não destrutivas e o método $\sin^2\Psi$ é considerado como o método de medição com mais abrangente (MOHAMMAD; 2008).

Para determinar a tensão, a deformação da rede cristalina deve ser medida conhecendo pelo menos duas orientações relativas da superfície da amostra. Porém, a medição da tensão residual por difração de raio-X é aplicável para materiais que são cristalinos, com grãos relativamente finos o que produz difração para várias orientações da superfície da amostra. Amostras podem ser metálicas ou cerâmicas. A intensidade dos picos de difração apropriado, suas larguras e seus deslocamentos são indicativos permitindo a análise de tensões residuais (PREVEY;1986).

2.8.2- Classificação das tensões residuais

As tensões residuais são classificadas em duas categorias e três ordem. A primeira categoria é a tensão residual macroscópica que é considerada como a tensão residual de primeira ordem e a segunda categoria é a tensão microscópica considerada como a tensão residual tanto de segunda quanto de terceira ordem.

2.8.2.1- Tensão residual macroscópica

A tensão macroscópica se estende sobre grandes distâncias relativas aos tamanhos de grãos e são de interesses espaciais na análise de falhas dos materiais. São vários tensores, com magnitudes variando com a direção em um único ponto do componente. A tensão macroscópica para um local e direção dado é determinada através a medição da deformação naquela direção em um único ponto. Quando as tensões macroscópicas são determinadas em pelo menos três pontos em direções conhecidas, e uma condição de tensão plana é assumida, as três tensões podem ser combinadas usando o ciclo de Mohr's para determinar a tensão residual máxima e mínima, tensão máxima de cisalhamento, suas orientações relativas para uma direção de referência. A tensão de deformação macroscópica para variáveis cristal é uniforme na superfície. Essa distorção uniforme na rede cristalina muda a posição angular dos picos de difração selecionado para a medição da tensão residual (PREVEY;1986).

2.8.2.2- Tensão residual microscópica

A tensão microscópica é propriedade escalar da amostra, como a porcentagem do trabalho a frio ou dureza, que são sem direção e resultam a partir das imperfeições na rede cristalina. Tensões microscópicas são associadas com a deformação no interior da rede cristalina que atravessa distância em ordem de ou menos que as dimensões dos cristais. Micro-tensões variam de ponto a ponto dentro da rede cristalina, alterando o espaçamento e a ampliação do pico de difração. Tensões macroscópicas e tensões microscópicas podem ser determinadas separadamente a partir da posição e da largura dos picos de difração.

As tensões de primeira ordem σ^I se estendem sobre vários grãos e correspondem a um valor médio no material.

As tensões de segunda ordem σ^{II} se estendem sobre somente um grão e podem ser consideradas como as variações de tensões ao redor do valor médio representado pela tensão de primeira ordem.

As tensões de terceira ordem σ^{III} , da mesma maneira, oscilam ao redor do valor médio das tensões em um grão de maneira que essas tensões correspondam à variação local da soma de tensões de primeira e de segunda ordem.

A tensão sobre o material σ^{R} é descrita como a soma das tensões de primeira, de segunda e de terceira ordem :

$$\sigma^{\text{R}} = \sigma^{\text{I}} + \sigma^{\text{II}} + \sigma^{\text{III}} \quad (\text{Eq. 1}).$$

$$\text{Com} \quad \sigma^{\text{I}} = \frac{\int \sigma^{\text{R}} dA}{\int dA} \quad (\text{Eq. 2}).$$

onde:

σ^{I} é a tensão que abrange vários grãos

dA é chama-se de elemento de área.

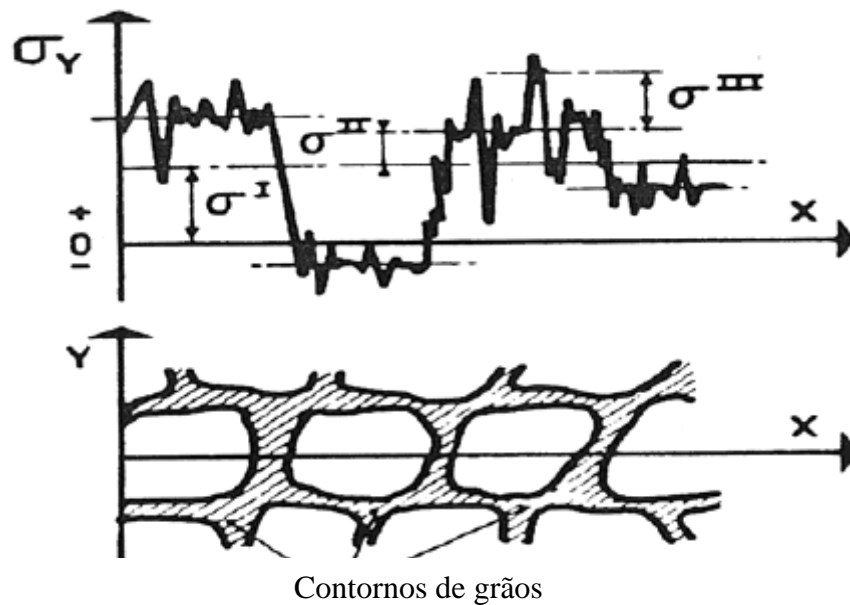
$$\sigma^{\text{II}} = \frac{\int \sigma^{\text{R}} dA}{\int dA} \quad (\text{Eq.3}).$$

σ^{II} é considerada como a tensão em um único grão.

σ^{III} é a tensão em um ponto.

No caso de materiais reais, o estado de tensão residual resulta da superposição de tensões de ordem I, II e III como esquematizado na Figura (17) abaixo:

Figura 17: Representação da ordem de tensões em material monofásico.



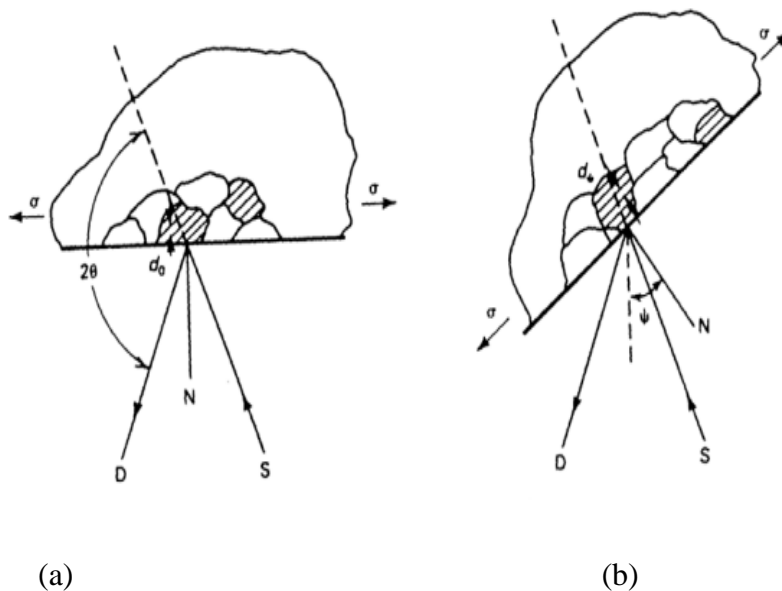
Fonte: [PENG; 2006]

Nesse esquema, a curva de tensões é representada pela tensão na direção da medida tomada em função da abscissa x atravessando vários grãos.

2.8.3- Princípios de medição de tensão por difração de raio-X.

A Figura (18) mostra a difração de raio-X de um feixe monocromático com alto ângulo de difração (2θ) a partir da superfície de uma amostra tensionada em duas orientações da amostra em relação ao feixe de raio-X. O ângulo ψ determina a orientação da amostra na superfície, é o ângulo entre a normal da superfície e incidente e bissetor de elétrons difratados, que é também o ângulo entre a normal no plano de difração e a superfície da amostra.

Figura 18: Princípios de medição de tensão por DRX.



Fonte: [PREVEY; 1986]

$\Psi = 0$. (b) $\Psi = \Psi$ (amostra rotacionada através de alguns ângulos Ψ conhecido). D é detector de raios-X. S é fonte de raio-X. N é a normal à superfície.

Difração ocorre em um ângulo 2θ , definida através da lei de Bragg's por:

$$n\lambda = 2d \sin\theta \quad (\text{Eq.4}).$$

Onde:

n : é denotado como a ordem de difração

λ : é o comprimento de onda

d : distancia ou espaçamento da rede nos planos dos cristais

θ : é o ângulo de difração

Para um feixe de raio-X monocromático produzido através de um tubo de raio-X de alvo metálico, o comprimento de onda é conhecido a partir de 1 à 100000. Qualquer alteração no espaçamento da rede (d), resulta em uma mudança correspondente no ângulo de difração 2θ .

A Figura (18.a), mostra a amostra em um ângulo de orientação $\Psi = 0$. A presença da tensão de tração na amostra resulta em uma contração pelo coeficiente de Poisson, reduzindo o espaçamento da rede e aumentando levemente o ângulo de difração 2θ . Se a amostra for transladando através de um ângulo Ψ conhecido, a tensão de tração presente na superfície aumenta o espaçamento da rede em todos os estados livre de tensão e diminui 2θ . Medindo a mudança na posição angular do pico de difração por pelo menos de duas orientações da amostra definida pelo ângulo Ψ permite o cálculo das tensões presentes na superfície da amostra ficando no plano de difração que contém os elétrons incidentes e difratados do raio-X. Para medir a tensão em direção diferente no mesmo ponto, a amostra está rodando através da superfície normal para coincidir a direção de interesse com o plano difratado.

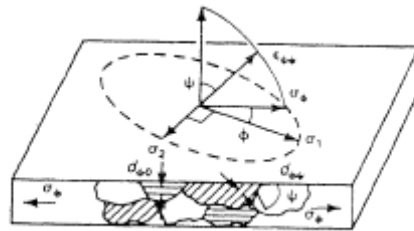
Pelo fato de que somente a deformação elástica muda o principal espaçamento, só as deformações são medidas usando a difração de raio-X para determinação de macro-tensão. Quando o limite é excedido, além dos resultados de deformação em movimento de deslocação, ruptura da rede do cristal, e a formação de micro-tensão, sem aumento adicional de tensão macroscópica. Embora o resultado da tensão residual a partir de uma deformação plástica não uniforme, todas as tensões residuais macroscópicas ficam depois a deformação elástica são necessárias.

A tensão residual determinada usando raio-X é uma média aritmética de tensões em um volume de material definido através da área irradiada, em que pode variar de centímetros quadrados para milímetros quadrados, e a profundidade de penetração dos elétrons de raio-X. O coeficiente de absorção linear do material para a radiação usada governa a profundidade de penetração, que pode variar consideravelmente. A escolha do pico de difração selecionado para a medição da tensão residual impacta significativamente a precisão do método. O maior ângulo de difração gera a melhor precisão. Geralmente, as técnicas práticas requerem ângulo 2θ ou maior que 120 graus (HANDBOOK;1986).

2.9- MODELO DE TENSÃO ELÁSTICA PLANA

A medição da tensão por difração de raio-X é confinada na superfície da amostra. Eletropolimento é utilizado para expor nova superfície para medição da subsuperfície. Na exposição da camada superficial, uma condição de tensão plano é assumida de ser existida. Isso é a distribuição de tensão descrita pelas tensões principais σ_1 e σ_2 que existem no plano da superfície, e a tensão não é assumida na direção perpendicular à superfície, $\sigma_3 = 0$. Portanto, o componente da deformação perpendicular à superfície ϵ_3 existe como resultado da contração causada pelas duas principais tensões através do coeficiente de Poisson mostrado na figura (19) abaixo:

Figura 19: Imagem sobre o modelo de tensão plana existente em uma amostra



Fonte:[LAMBA; 1985].

A deformação $\epsilon_{\phi\Psi}$ na direção definida pelos ângulos ϕ e Ψ é dada por essa equação :

$$\epsilon_{\phi\Psi} = \left[\frac{1+\nu}{E} (\sigma_1 \alpha_1^2 + \sigma_2 \alpha_2^2) + \sigma_3 \alpha_3^2 \right] - \left[\frac{\nu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) \right]. \quad (\text{Eq. 5}).$$

Onde:

$$\alpha_1 = \cos \phi \sin \Psi \quad (\text{Eq.6}).$$

$$\alpha_2 = \sin \phi \sin \Psi \quad (\text{Eq.7}).$$

$$\alpha_3 = \cos \Psi \quad (\text{Eq.8}).$$

$$\epsilon_{\phi\Psi} = \left[\frac{1+\nu}{E} (\sigma_1 \cos^2 \phi + \sigma_2 \sin^2 \phi) \sin^2 \Psi + \sigma_3 \cos^2 \Psi \right] - \left[\frac{\nu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) \right]. \quad (\text{Eq.9}).$$

E é o módulo de elasticidade

ν é o coeficiente de Poisson

α_2 e α_1 são cossenos do ângulo de deformação

Se o ângulo Ψ é considerado de ser 90 graus, a deformação do vetor liga no plano da superfície, e o componente de tensão superficial σ_ϕ é dado por:

$$\sigma_\phi = (\sigma_1 \cos^2 \phi + \sigma_2 \sin^2 \phi) \quad (\text{Eq. 10}).$$

Substituindo (Eq.10) no (Eq. 9) , o campo de deformação na superfície da amostra em um ângulo ϕ a partir da tensão principal σ_1 é dado por :

$$\varepsilon_{\phi\Psi} = \left[\frac{1+\nu}{E} \sigma_\phi \sin^2 \Psi \right] - \left[\frac{\nu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2) \right] \quad (\text{Eq.11}).$$

Essa equação relata a tensão superficial em variáveis direções definidas pelo ângulo Ψ para a deformação ε na direção $(\phi\Psi)$ e a tensão principal na superfície.

Se $d_{\phi\Psi}$ for o espaçamento entre os planos medidos da rede na direção definida por ϕ e Ψ , a deformação pode ser expressada em termos de variação na dimensão linear da rede cristalina:

$$\varepsilon_{\phi\Psi} = \frac{\Delta d}{d_0} = \frac{d_{\phi\Psi} - d_0}{d_0} \quad (\text{Eq.12}).$$

Onde d_0 é o espaçamento da rede livre de tensão

Substituindo $\varepsilon_{\phi\Psi}$ na (Eq.11)

$$\frac{d_{\phi\Psi} - d_0}{d_0} = \left[\left(\frac{1+\nu}{E} \right)_{hkl} \sigma_\phi \sin^2 \Psi \right] - \left[\left(\frac{\nu}{E} \right)_{hkl} (\sigma_1 + \sigma_2) \right] \quad (\text{Eq.13}).$$

Onde as constantes elásticas $\left(\frac{1+\nu}{E} \right)_{hkl}$ e $\left[\left(\frac{\nu}{E} \right)_{hkl} \right]$ não são valores bulk mas valores para a direção cristalográfica normal aos planos da rede em que a deformação é medida como especificada através dos índices de Miller (hkl) .

O espaçamento da rede para várias direções, é dado por:

$$d_{\varphi\Psi} = \left[\left(\frac{1+\nu}{E} \right)_{hkl} \sigma_{\varphi} d_0 \sin^2\Psi \right] - \left[\left(\frac{\nu}{E} \right)_{hkl} d_0 (\sigma_1 + \sigma_2) + d_0 \right] \quad (\text{Eq.14}).$$

Essa equação descreve a relação fundamental entre os espaçamentos da rede e a tensão biaxial na superfície da amostra. O espaçamento da rede $d_{\varphi\Psi}$ é uma função linear de $\sin^2\Psi$.

2.10- MÉTODOS TÉCNICOS PARA MEDIR TENSÕES RESIDUAIS POR DRX.

Os três métodos técnicos mais comum para medir as tensões residual por difração de raio-X são:

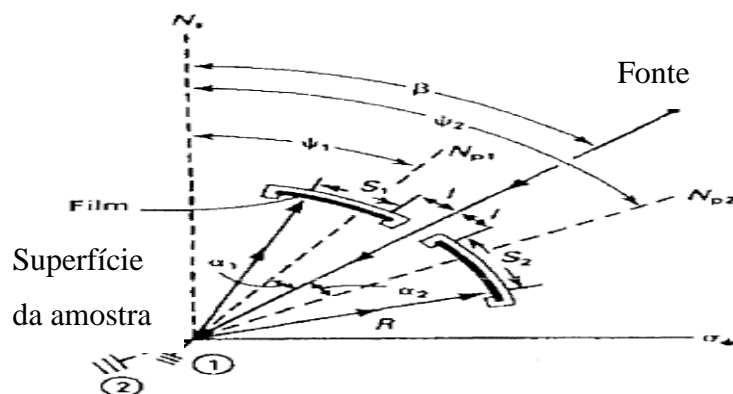
- Técnicas de ângulo único.
- Técnicas de dois ângulos.
- Técnicas $\sin^2\Psi$.

2.10.1- Técnicas de ângulo único.

É conhecido também por métodos de exposição única. Esse nome vem a partir de métodos aproximadamente fotográfico que requer a exposição única do filme (LAMBA;1985).

O método é geralmente considerado menos sensetivo que o método de dois ângulos ou das técnicas $\sin^2\Psi$ primeiramente porque a possível faixa de Ψ é limitada pelo ângulo de difração 2θ e é mostrado a partir da Figura (20) abaixo:

Figura 20: Geometria básica da técnica ângulo único para a medir a tensão residual por DRX.



Fonte: [LAMBDA;1985].

Nesta Figura, o elétron colimado de raio-X é inclinado a um ângulo conhecido β a partir da superfície normal da amostra. Raio-X difrata a partir da amostra, formando um cone originando radiação difratada no ponto 0. Os raios-X difratados são armazenados usando filmes ou detectores colocados na posição sensível ao lado dos elétrons incidentes. A presença de tensão na superfície da amostra varia levemente o espaçamento da rede entre a difração do cristal mostrada no ponto 1 e 2 da figura resultando em uma leve diferença no ângulo de difração ao lado dos elétrons do raio-X. Se S_1 e S_2 são comprimento do arco ao longo da superfície do filme dos detectores a um raio R a partir da superfície da amostra, a tensão é:

$$\sigma_{\varphi} = \left[\left(\frac{1+\nu}{E} \right)_{hkl} \left(\frac{S_1 - S_2}{2R} \right) \left(\frac{\cot \theta}{\sin^2 \Psi_1 - \sin^2 \Psi_2} \right) \right] \quad (\text{Eq.15}).$$

Os ângulos Ψ_1 e Ψ_2 são relacionados aos ângulos de difração θ_1 e θ_2 pela lei de Bragg e do ângulo de inclinação β por:

$$\Psi_1 = \beta + \theta_1 - \frac{\pi}{2} \quad (\text{Eq.16}).$$

$$\Psi_2 = \beta + \theta_2 - \frac{\pi}{2} \quad (\text{Eq.17}).$$

Para esse método, a precisão é limitada pelo princípio de que necessita aumentar o ângulo de difração 2θ para alcançar uma maior precisão na determinação do espaçamento da rede para reduzir a possível faixa de $\sin^2 \Psi$ diminuindo a sensibilidade. Essa técnica não é geralmente usada, a não ser para filme.

2.10.2- Método de dois ângulos

Na (Eq.5) que se descreve acima, a deformação é mostrada para os três principais componentes das tensões. Se o raio-X utilizado penetra mais que poucos microns abaixo da superfície, então a tensão superficial pode ser assumida, isto é, $\sigma_3 = 0$ e a deformação está sendo expressada através da Eq.12. Como a deformação não é necessariamente plana, pode ser escrita como a Eq.11. Igualando Eq.7 com Eq.8, o espaçamento da rede $d_{\varphi\Psi}$ para as orientações φ, Ψ da amostra pode ser escrita como :

$$d_{\phi\Psi} = \left[\frac{1+\nu}{E} \sigma_{\phi} d_o \sin 2\Psi \right] + \left[\frac{\nu}{E} d_o (\sigma_1 + \sigma_2) + d_o \right] \quad (\text{Eq.18}).$$

Essa equação é a equação linear para o gráfico $d_{\phi\Psi}$. Vs $\sin 2\Psi$ com inclinação:

$$m = d_o \left(\frac{1+\nu}{E} \right)_{hkl} \sigma_{\phi} \quad (\text{Eq.19}).$$

$$\sigma_{\phi} = \frac{m}{d_o} \left(\frac{E}{1+\nu} \right)_{hkl} \quad (\text{Eq.20}).$$

2.10.3- Métodos $\sin^2\Psi$

O método $\sin^2\Psi$ é o mais utilizado de todos os métodos usados para a medição da tensão residual. Similar ao método de dois ângulos. Para encontrar a inclinação da linha a partir do qual a tensão superficial é calculada, o método de ajuste de mínimo quadrado conhecido como método padrão. Segundo (MOHAMMAD;2008), ele não apresenta mais precisão do que o método de dois ângulos, mas é mais abrangente em relação aos outros métodos, pois poder usado também para a medição da tensão residual em materiais com texturas. A distância Interreticular dos planos (hkl) nos quais é realizada a medida de Difração de raio X (DRX) está ligada com a posição angular 2θ do raio de difração através da lei de Bragg.

A partir das relações entre tensões e deformações medidas:

$$\varepsilon_{ij} = \frac{1+\nu}{E} \sigma_{ij} - \frac{\nu}{E} \delta_{ij} \sigma_{kk} \quad (\text{Eq.21}).$$

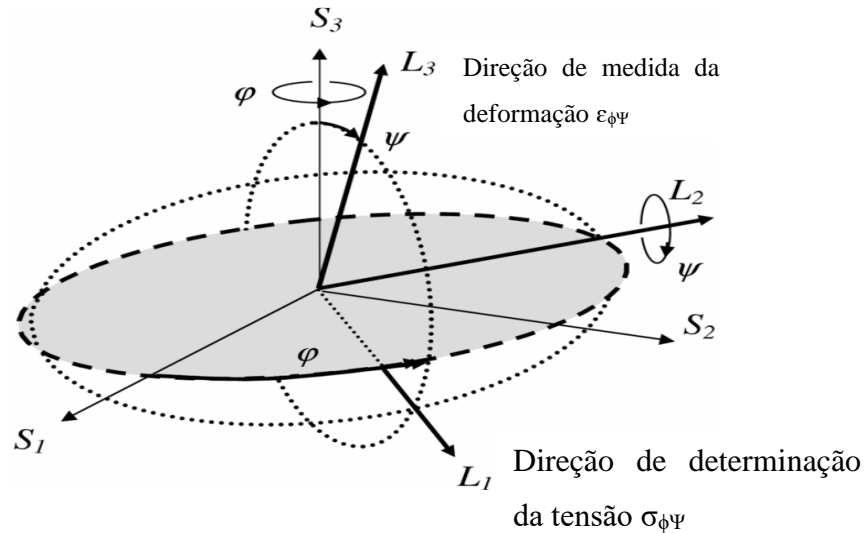
Onde $\delta_{ij} = 1$ se $i = j$ e $\delta_{ij} = 0$ se $i \neq j$.

Utilizando a soma de Einstein por convenção: em um produto de tensores, realiza-se a somatória sobre todo índice repetido. A deformação medida $\varepsilon_{\phi\Psi}$ segundo a direção ϕ com o ângulo variável Ψ e escrita por essa expressão:

$$\varepsilon_{\phi\Psi} = \left[\frac{1+\nu}{E} (\sigma_{11} \cos^2 \phi + \sigma_{12} \sin^2 \phi + \sigma_{22} \sin^2 \phi - \sigma_{33}) \sin^2 \phi + \frac{1+\nu}{E} \right. \\ \left. - \frac{\nu}{E} (\sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33}) + \frac{1+\nu}{E} (\sigma_{13} \cos \phi + \sigma_{23} \sin \phi) \sin 2\Psi \right] \quad (\text{Eq.22}).$$

Na (Eq.2), o primeiro termo entre a parêntese é a tensão normal na direção φ menos σ_{33} . O segundo termo entre parêntese é a linha de tensor de tensão e o terceiro termo é a tensão de cisalhamento na direção φ .

Figura 21: Definição da origem de medida e os ângulos φ e Ψ .



Fonte: [HANTCHERLI; 2010]

Na Figura (21), os sistemas de coordenadas ortogonais utilizados para derivar as são mostrados. Os eixos ($S_i = \sigma_i$) são para a superfície da amostra com S_1 e S_2 na superfície. L_i define no sistema laboratório com L_3 que é na direção normal ao plano hkl em que medirá o espaçamento interplanar. L_2 faz um ângulo φ com S_2 e está no plano em que está definido por S_1 e S_2 .

Como mostrado em cima, a expressão mais condensada para calcular a tensão residual macroscópica é dada por:

$$\varepsilon_{\phi\Psi} = F_{ij} \sigma_{ij}^I \quad (\text{Eq. 23}).$$

Onde σ_{ij} são os componentes do tensor de tensão na origem da amostra mostrado na Figura (19). F_{ij} são os coeficientes chamados de constantes elásticas radiocristalográficas (CER). As constantes elásticas radiocristalográficas podem ser calculadas ou medidas pelo equipamento. Para materiais isotópicos as CERs podem ser escritas em função dos ângulos φ e Ψ e das constantes elásticas $\frac{1+\nu}{E}$ e S_1 ou $-\frac{\nu}{E}$

$$\begin{aligned}
F_{11} &= \frac{1}{2} S_2 \cos^2 \varphi \sin^2 \Psi + S_1, & F_{12} &= \frac{1}{4} S_2 \sin 2\varphi \sin^2 \Psi \\
F_{22} &= \frac{1}{2} S_2 \sin^2 \varphi \sin^2 \Psi + S_1, & F_{31} &= \frac{1}{4} \cos \varphi \sin 2\Psi \quad (\text{Eq. 24}). \\
F_{33} &= \frac{1}{2} S_2 \cos^2 \Psi + S_1, & F_{23} &= \frac{1}{4} S_2 \sin \varphi \sin 2\Psi
\end{aligned}$$

A (Eq.23) mostra dois objetivos. Por um lado, facilitar a implementação de uma regressão linear generalizada para poder calcular os componentes de tensor de tensão a partir de uma série de medida dos valores de $\varepsilon_{\phi\Psi}$ em várias direções, e por outro lado, a equação fica sempre válida no caso que a amostra não seja mais isotópica ou apresenta uma geometria cilíndrica.

De maneira geral, trata-se de tensões residuais no caso de um estado de tensão biaxial, nesse caso, os componentes não nulos de tensor de tensão são σ_{11} , σ_{12} , σ_{22} . Para a determinação de uma tensão na direção ϕ , traça-se a evolução da deformação medida $\varepsilon_{\phi\Psi}$ em função de $\sin^2 \Psi$, a curva é proporcional à σ_{ϕ} e a ordenada na origem é proporcional à linha de tensor de tensões. No caso em que a tensão residual é uniaxial e $\varphi=0$, a equação deve ser escrita como:

$$\varepsilon_{\phi\Psi} = \frac{1}{2} S_2 * \sigma_{11} * \sin^2 \Psi + S_1 * \sigma_{11} \quad (\text{Eq.25}).$$

Se não apresentar gradiente de tensões residuais, a deformação $\varepsilon_{\phi\Psi}$ em função de $\sin^2 \Psi$ é linear e a curva é proporcional à tensão σ_{11} que é o objeto da nossa pesquisa. O coeficiente de proporcionalidade $1/2S_2$ depende somente das características de elasticidade do material.

A (Eq.13) é deduzida sob condição que o material seja isotrópico macroscopicamente e que as tensões são homogêneas no material. Porém, em difração assimétrica, as constantes de elasticidade $1/2 S_2$ e S_1 dependem do plano cristalino no qual a medida é realizada. No caso de materiais se simetria cristalina cúbica, as constantes de elasticidades radiocristalográficas que permitem o cálculo das tensões residuais podem ser calculadas utilizando o modelo de Reuss a partir dos S_{ij} do monocrital.

$$\frac{1}{2} S_2(hkl) = \frac{1}{2} S_2 [1 + 3(0,2 - \Gamma(hkl)\Delta)] \quad (\text{Eq. 26}).$$

$$S_1(hkl) = S_1 - \frac{1}{2} S_2 [0,2 - \Gamma(hkl)] \Delta \quad (\text{Eq. 27}).$$

$\Gamma(hkl)$ é o fator de orientação do plano que é calculado em função da estrutura cristalina na célula unitária.

$$\Delta = \frac{5(Arx - 1)}{3 + 2Arx} \quad (\text{Eq.28}).$$

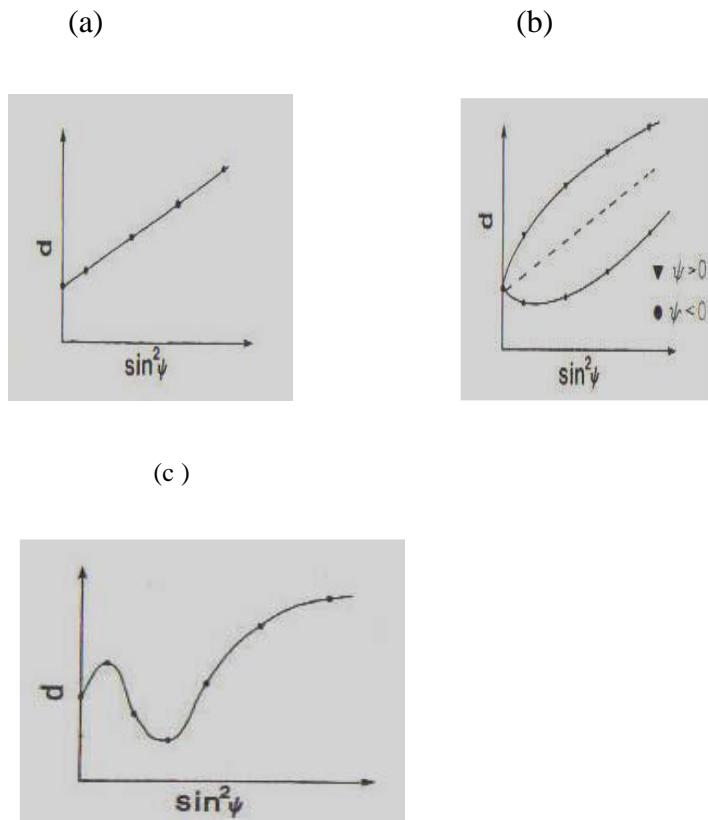
$$Arx = 2 \frac{S_{11} - S_{12}}{S_{14}} \quad (\text{Eq. 29}).$$

Arx é o coeficiente chamado de coeficiente de anisotropia radiocristalográfica que expressa a anisotropia elástica do volume difractante e que terá um valor numérico intermediário entre o coeficiente anisotropia do monocristal e 1. Para o ferro α , $Arx = 1,5$ enquanto $A_{\text{monocristal}} = 2,4$ (VINCENT;2003).

Para os resultados do gráfico usando a técnica $\sin^2\Psi$ para a difração de raio-X, existem três comportamentos básicos para o gráfico $d_{\phi\Psi}$ vs. $\sin^2\Psi$ para todo ψ em um espaçamento d . Os três gráficos são mostrados na figura (22.a) ; (22.b) e (22.c) abaixo:

Pode apresentar o comportamento linear como mostrado na Figura (22.a) . Esse comportamento do gráfico é deduzido a partir da equação (Eq.2) quando a tensão σ_{13} e σ_{23} são nulas. Apresenta um comportamento parabólico como mostrado na Figura (22.b) para as divisões de Ψ quando a tensão σ_{13} e σ_{23} não são nulas, sendo essas divisões podem ser positivas e negativas, somente positivas ou somente negativas. O terceiro comportamento que o gráfico pode apresentar é um comportamento oscilatório como mostrado na Figura (22.c). Esse comportamento não é deduzido a partir da (Eq.2) , é pouco usado devido ao movimento oscilatório da amostra na porta amostra.

Figura 22:a) Comportamento linear de $d\phi\Psi$ vs. $\sin^2\Psi$ Figura20.b) Comportamento para divisão de Ψ . Figura 20.c) Comportamento oscilatório de $d_{\phi\Psi}$ vs. $\sin^2\Psi$



Fonte: [ANDEROGLU;2004].

2.11- LOCALIZAÇÃO E DEFINIÇÃO DA LARGURA DOS PICOS DE DIFRAÇÃO.

A largura do pico de difração pode nos ensinar sobre a evolução microestrutural e sobre as tensões internas microscópicas associadas.

A varredura θ - 2θ de um material policristalino é sensível à variação da distância interreticular. A intensidade difratada pode ser apresentada em função da posição angular do detetor 2θ por uma série de pontos discretos. Afim de quantificar a largura do pico de difração, duas grandezas são comumente utilizadas: FWHM (Full Width Half Maximum) e largura integral. FWHM é determinada pela largura em grau do segmento que intercepta o perfil na metade da altura nítida após subtração do barulho de fundo. A largura integral foi introduzida por Von Laue, e apresenta a superfície sob a

curva descrita pelo pico ponderado e a altura nítida. Ela é expressada pela seguinte equação:

$$LI = \frac{\sum_{i=0}^n I(2\theta_i) \Delta 2\theta}{I(2\theta_{Máx})} \quad (\text{Eq.30}).$$

Onde $I(2\theta_i)$ é a intensidade no ponto a medida, n é o número de pontos analisados e $\Delta 2\theta$ é o passo de aquisição.

Métodos numéricos ou matemáticos podem ser utilizados para melhorar e estabiliza a largura do pico que depende da qualidade do pico obtido experimentalmente. Os métodos mais utilizados nesse caso são aqueles do polinômio escorregado de Golay e Stavisky e do desenvolvimento em série de Fourier que permitem de fazer aparecer o pico experimental sem fazer hipótese sobre sua forma. Os métodos matemáticos consistem em ajustar o pico experimental por uma função analítica.

Dentre as causas de alargamento dos picos, o alargamento instrumental depende da geometria do feixe incidente, da forma das fendas de recepção e da função espectral da fonte. A função instrumental é relativamente difícil a descrever de maneira teórica. A distribuição da composição química ligada à segregação contribui também na largura dos picos. Portanto, hoje em dia, não há método para separar o alargamento dos picos devido à distribuição de composição química.

Em materiais policristalinos deformados, a largura dos picos de difração devido às interações dos raios X com o volume de material considerado pode ser vinculado por parâmetros microestruturais de natureza diferentes como: tamanhos dos cristais, desorientações dos cristais, deformação da rede cristalina que provoca micro tensão, densidade, precipitação, multifasagem.

2.12-FONTES DE ERROS.

Diversas fontes de erros principais podem ser consideradas durante o processo de medição:

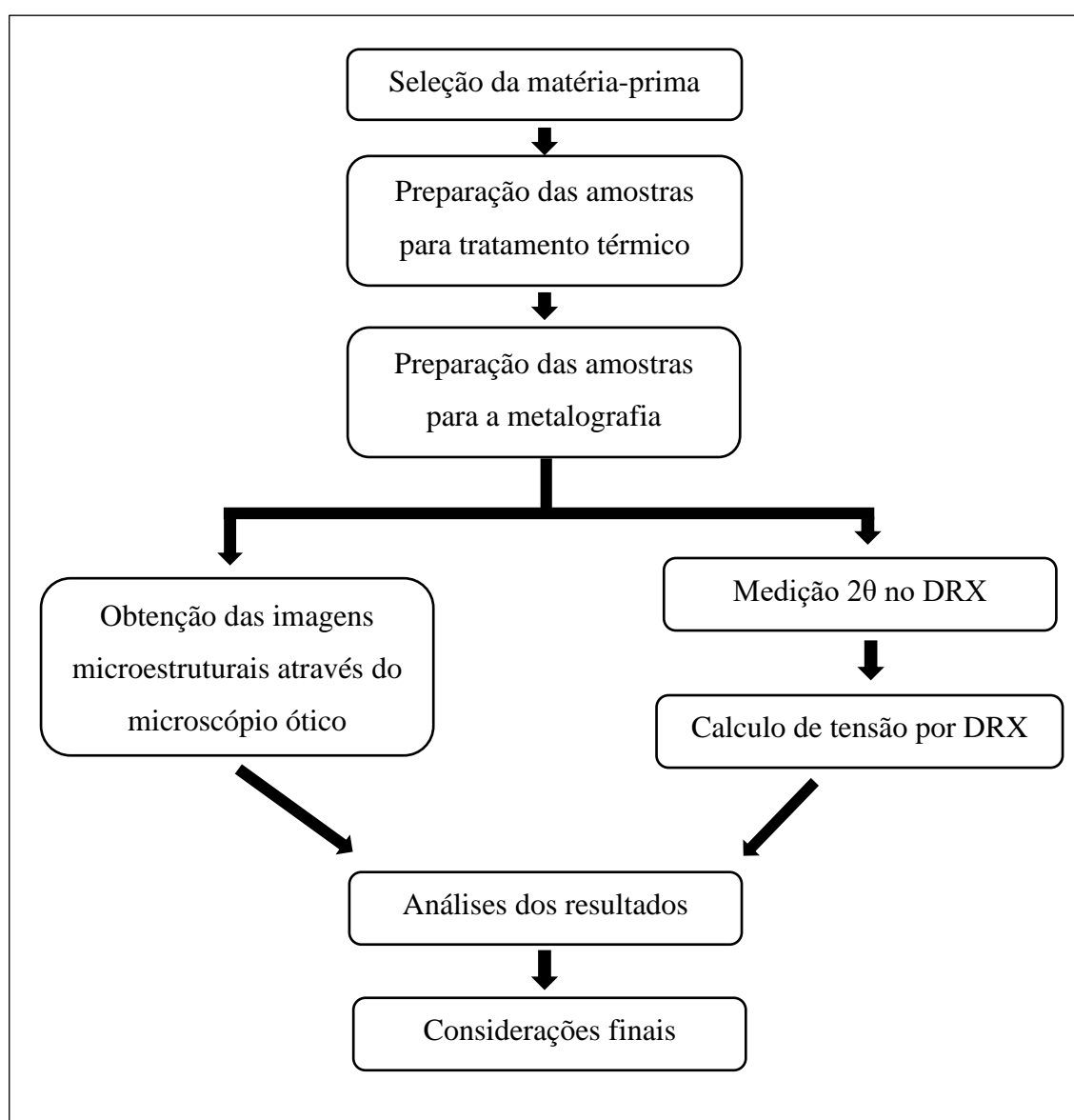
- 1) Erros sistemáticos que tem a ver com a calibração do goniômetro, fonte colimador mal centrado e a amostra mal centrada.

- 2) Erros causados devido à geometria das amostras.
- 3) Erros de cálculo, isto é, no arredondamento dos resultados obtidos nos cálculos.
- 4) Erros ligados com a avaliação de tensões através dos diferentes dados utilizados nos cálculos.
- 5) Erros na fixação de ângulos 2θ em cada plano.
- 6) Erros instrumentais

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Esse capítulo irá descrever as metodologias utilizadas para realizar esse trabalho, os materiais e os equipamentos para a preparação das amostras para os diferentes ensaios. O fluxograma mostrado na Figura (23) abaixo apresenta de maneira concisa ou resumida as etapas experimentais.

Figura 233: Fluxograma da metodologia empregada.



Fonte: [Autor].

3.1- SELEÇÃO DA MATÉRIA-PRIMA E PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS.

A matéria-prima selecionada para este trabalho foi uma barra de aço SAE 1045, maciça, de formato cilíndrico com de 24 cm comprimento e aproximadamente 2 cm de diâmetro, identificado segundo a norma ABNT e mostrada pela Figura (24) abaixo:

Figura 244: Matéria-prima utilizado para o experimento.



Fonte: [Autor].

CORTE

Para a obtenção de amostras que serão submetidas aos processos de tratamentos térmicos, a barra de aço foi seccionada em várias parcelas com dimensões aproximadamente de 2 cm de espessura, para que desta forma, possam ser submetidas aos tratamentos desejados. Os cortes foram executados por meio da utilização de uma máquina elétrica semi-automática de tipo C F IV, de marca FORTEL, equipada com disco abrasivos, submetidos a altas rotações e de baixa velocidade de avanço, evitando assim fraturas nas amostras. Uma imagem da máquina de corte é mostrada pela Figura (25). Durante o procedimento de corte, foi utilizado líquido refrigerante para resfriar a mostra que está submetida ao calor gerado pelo corte. Terminado o corte, as amostras foram levadas em uma torneia de água para ser lavadas a fim de eliminar alguns resíduos abrasivos.

Figura 255: Máquina de corte de tipo C F IV, de marca FORTEL.

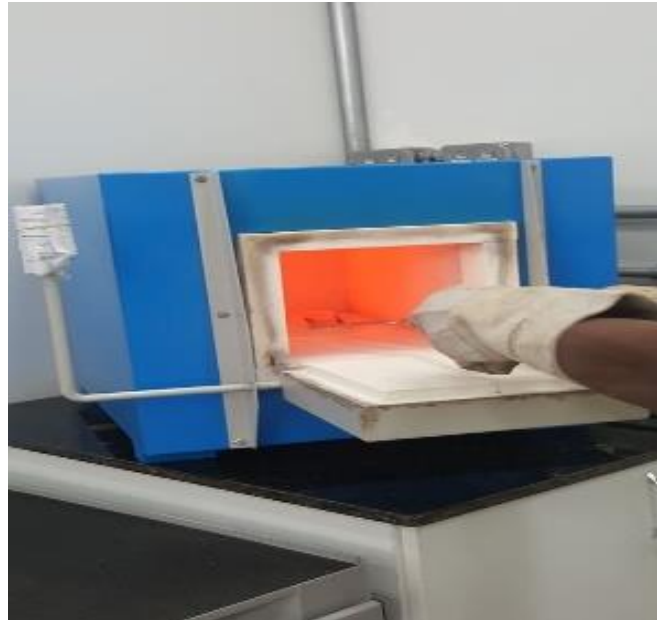


Fonte: [Autor].

3.2-TRATAMENTOS TÉRMICOS

Os parcelas seccionadas do material foram introduzidas em forno tipo Mulfa, como está mostrado na Figura (26), e foram aquecidas a uma temperatura de 820 °C . Ao atingir esta temperatura, as amostras foram mantidas por um intervalo de tempo de 30 minutos nesta mesma temperatura, que segundo (CHIAVERINI, 1986), a manutenção nesta temperatura por este intervalo de tempo, se faz necessário para austenitizar o aço estudado. Após o processo de austenitização, cada amostra foi submetida a tratamentos térmicos com diferentes taxas de arrefecimento, obtidas pela troca térmica em diferentes meios. Estes meios foram: água temperatura ambiente (aproximadamente 26 °C) , salmoura 28 °C, balde de gelo com água gelada em que foi introduzido 4 % em peso de NaCl para poder diminuir a temperatura para aproximadamente 2°C e resfriamento dentro do forno.

Figura 266: Forno do tipo Muffla

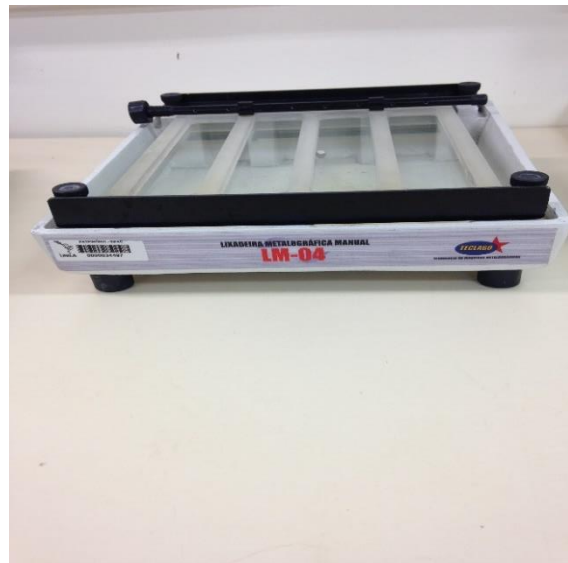


Fonte: [Autor].

3.3-PREPARAÇÃO METALGRÁFICA E AQUISIÇÃO DAS IMAGENS

Nesta etapa de preparação, foram utilizadas lixas d'água específicas usadas na remoção de materiais metálicos. Foi adotada a seguinte sequência de numeração de lixas para as amostras: 220, 400, 600, 800, 1000 e 1200. Para realização do processo de lixamento foi empregada lixadeira metalográfica manual (semi-automática), mostrado na Figura (27). O lixamento foi realizado sob um fluxo de água constante com intuito de remover prováveis detritos abrasivos evitando efeitos como a incorporação de partículas indesejáveis na matriz da amostra (GOMES et al , 2007). A direção de lixamento foi alterada várias vezes para a mesma granulometria, alterando o sentido da amostra em ângulo de 90°C.

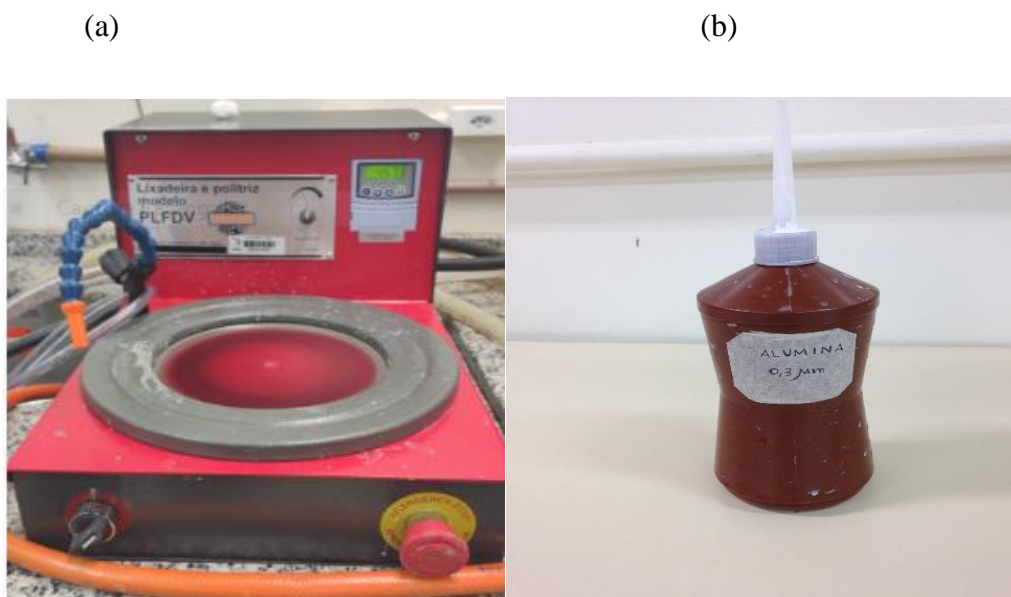
Figura 277: Lixadeira metalográfica manual.



Fonte: [Autor].

Após a realização do lixamento das amostras foi realizado o processo de polimento a fim de que quaisquer marcas deixadas pelas lixas possam ser eliminadas. Para o polimento, foi utilizada uma politriz de modelo PLFDV e da marca Fortel com uma rotação de 457 rpm girando no sentido horário como mostrado na (Figura 28.a) e uma suspensão aquosa de alumina, Al_2O_3 , com granulometria de $0,3 \mu m$ (Figura 28.b) alimentada constantemente sobre o pano durante o polimento. A água contida na alumina formando a suspensão tem a função de fazer a amostrar deslizar suavemente sobre o abrasivo para que a abrasão seja lenta, homogênea e gradual, com movimentos circulares anti-horário evitando que a superfície seja danificada ou modificada (GOMES et al, 2007).

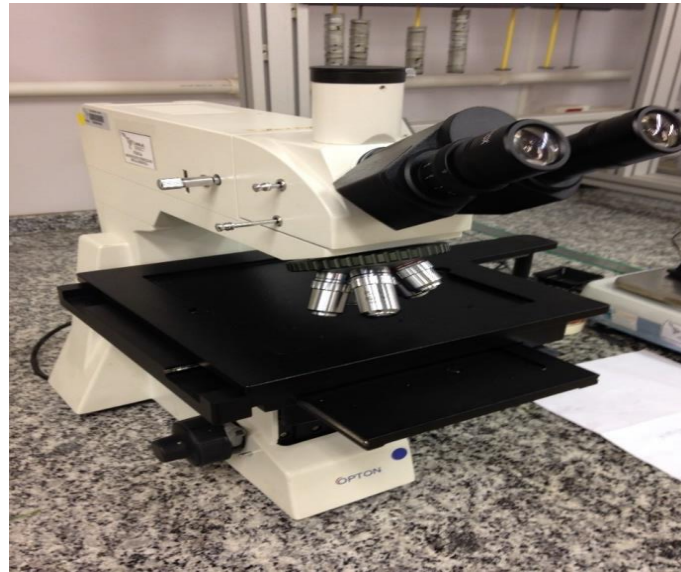
Figura 288: (a) Máquina de polimento (b) Suspensão de alumina



Fonte: [Autor]

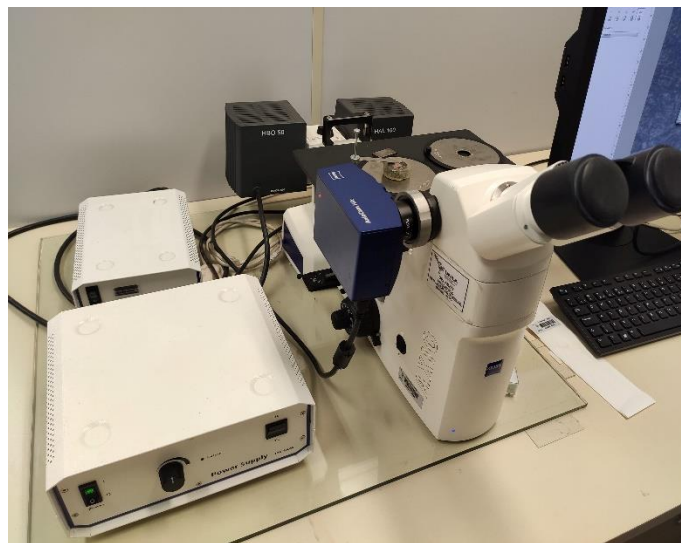
Logo após o polimento, as amostras foram submetidas ao ataque químico. Segundo (COLPAERT; 2008) o reagente que pode ser usado no ataque químico em aços é o Nital com concentração aproximada de 1 a 5 %. Para as amostras que foram utilizadas neste trabalho, utilizou-se o Nital 2%. A composição do reativo foi preparada pelo laboratório de química na UNILA. A função do ataque químico é delinear os contornos entre fases e grãos, aumentar o contraste e possibilitar a visualização e a localização dos mesmos no microscópio (GOMES e al, 2007). O reagente químico permite revelar os contornos de grãos, precipitados, inclusões e discordâncias, segregações (CHIAVERINI, 1986). Depois de cada ataque químico, as amostras foram levadas em microscópio ótico (Figura 29) para poder visualizar as microestruturas e em seguida para o microscópio ótico de faces invertidas como mostrado na (Figura 30) conectado a um computador para bater fotos com a ajuda de um software comercial conhecido pelo nome “ AXIO-Vision “.

Figura 29: Microscópio ótico



Fonte: [Autor].

Figura 290: ótico de face invertida.



Fonte: [Autor]

3.6- ESTUDO EM DRX

As amostras foram levadas para DRX para a realização de estudo da tensão residual. Estas medições foram realizadas no difratômetro X'Pert PRO X-Ray da PANalytical, equipamento este disponível na UNILA. Uma imagem deste equipamento

está mostrada na Figura (31), O equipamento estava empregando tubo de cobre como fonte de raios-X no que qual estava ligado a uma voltagem de 40 kV e corrente de 20 mA. Foram analisadas 5 amostras do aço selecionado. Cada amostra foi submetida por tratamentos térmicos diferentes, sendo uma amostra submetida ao tratamento de normalização, e três de têmpera e uma amostra que não foi tratado que é considerada como a amostra padrão para o presente estudo. Após a realização das medidas os dados gerados foram enviados para serem tratados no software comercial X'Pert Stress Plus, versão 2012, o qual foi responsável pela análise da tensão residual presente em cada amostra.

Figura 30: Equipamento DRX.



Fonte: [autor].

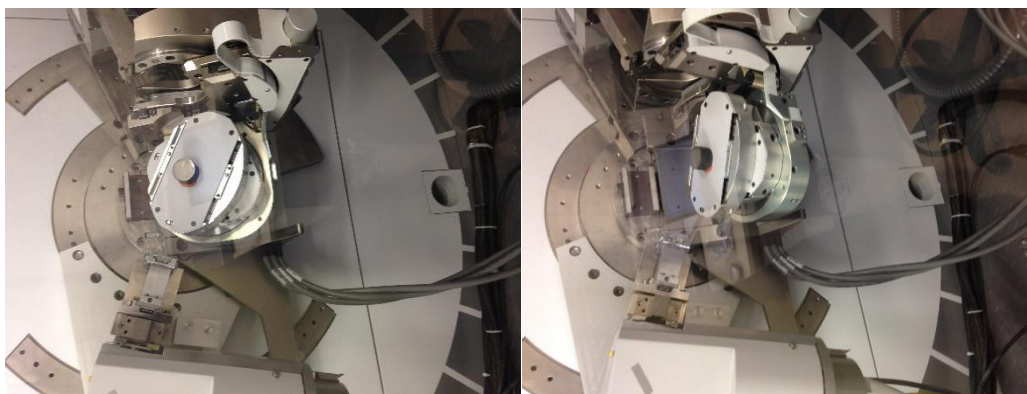
Antes do acionamento do equipamento, realizou-se a disposição da amostra na posição adequada no porta-amostra. O procedimento do DRX foi realizado a partir do equipamento da PANalytical, seguida de uma geometria Psi com a utilização de foco ponto para colimar o feixe de raios-X que é considerada como uma forma mais adequada para análises de tensões residuais.

As varreduras foram realizadas para 3 ângulos φ (90° , 150° , 210°) que são os ângulos de rotação das amostras totalizando 30 medições para cada ângulo 2θ

devido à variação de Ψ entre 10 ângulos (0,00, 18,43, 26,57, 33,21, 39,23, 45,00, 50,77, 56,79, 63,43 e 71,57) possíveis usando Cu, $K\alpha$ ($\lambda = 1,54056 \text{ \AA}$) de radiação para uma tensão de 40 kV e uma intensidade de 20 mA, com um tempo de medição de 25 minutos para cada ângulo de 2θ , totalizando 1h30 min para cada amostra. Esse método é conhecido como técnicas $\sin^2 \Psi$ ou método de múltipla exposição. As medições foram feitas nos seguintes planos (2, 0, 0), (2, 1, 1), (2, 2, 0) e (3, 1, 0) que se posicionam em valores aproximadamente para o ângulo de difração 2θ (44,65, 65,05, 82,33 e 98,95) respectivamente.

A Figura (32.a) e a Figura (32.b) mostram as mudanças dos ângulos Ψ e as mudanças dos ângulos φ da amostra no porta-amostra do equipamento respectivamente durante a medição da tensão residual no DRX.

Figura 312: (a) Amostra no porta-amostra $\varphi=90^\circ$. (b) $\varphi=150^\circ$



(a)

(b)

Fonte:[Autor].

Os ângulos de difração 2θ são mantidos fixos durante das 120 varreduras que foram feitas e foram selecionados de forma que os picos de difração fossem aqueles de maior 2θ possíveis para poder minimizar os erros possíveis nas medições. A partir do cálculo das distâncias entre os planos de átomos em cada amostra, o software obtém a tensão residual presente no material.

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1- ANÁLISES MICROESTRUTURAIS

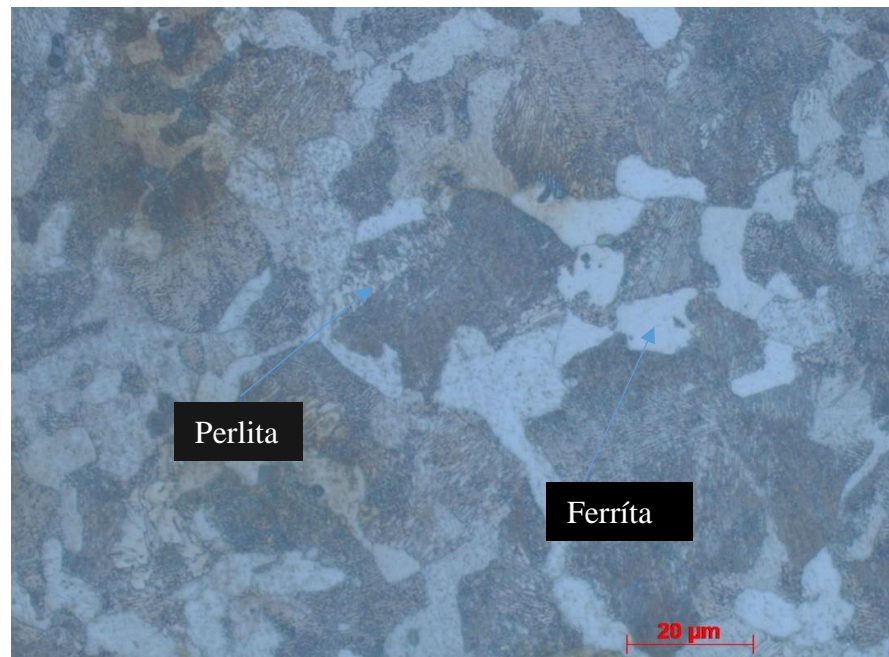
As imagens obtidas de cada amostras são mostradas nas figuras abaixo. As imagens na Figura (33) e (34) mostram microestruturas para a matéria-prima com uma ampliação de 50x e 100x respectivamente, compostas geralmente de ferrita e de perlita.

Figura 323:Imagem da matéria-prima em MO 50x



Fonte: [Autor].

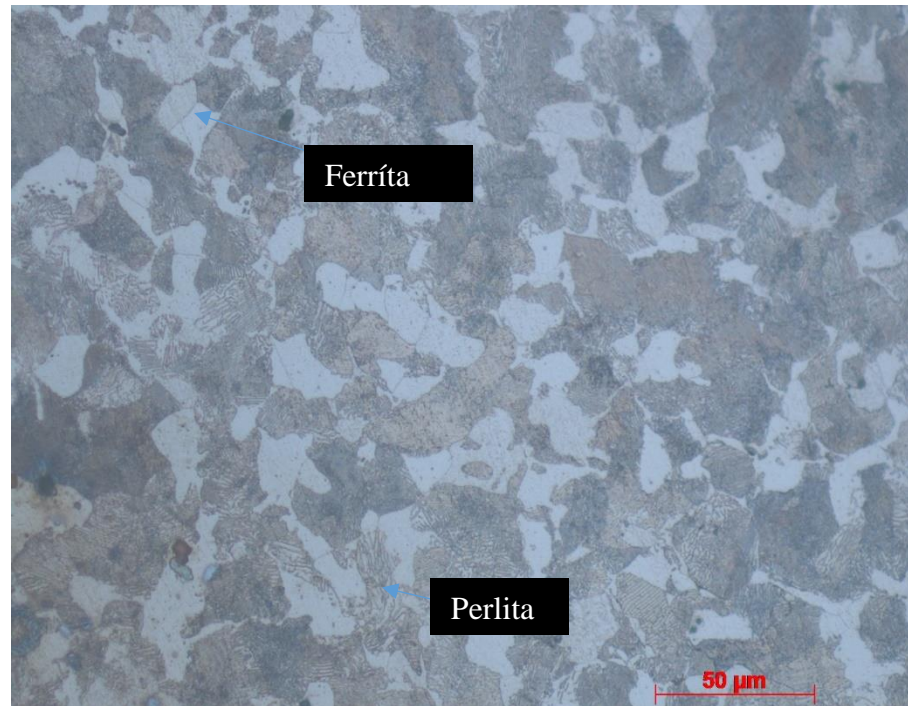
Figura 334: Imagem da matéria-prima em MO 100x



Fonte: [Autor].

As imagens na Figura (35) e (36) mostram microestruturas para a amostra resfriada dentro do forno com uma ampliação de 50x e 100x respectivamente, compostas basicamente de ferrita e de perlita, em que os grãos de ferrita são maiores do que aqueles apresentados na matéria-prima.

Figura 345: Imagem da amostra resfriada no forno em MO 50x



Fonte: [Autor].

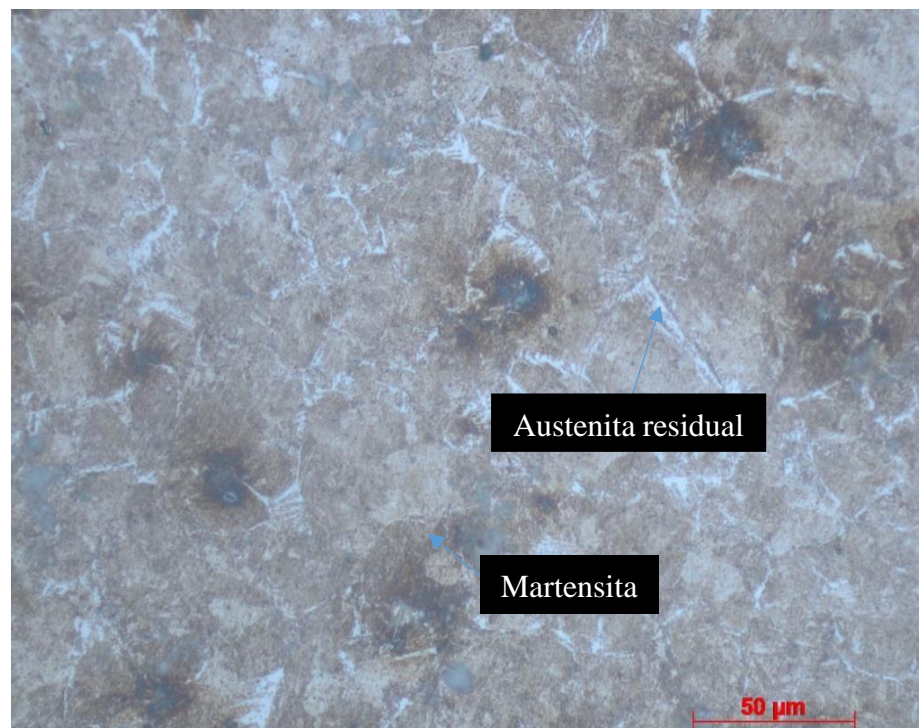
Figura 356: Imagem da amostra resfriada no forno em MO 100x



Fonte: [Autor].

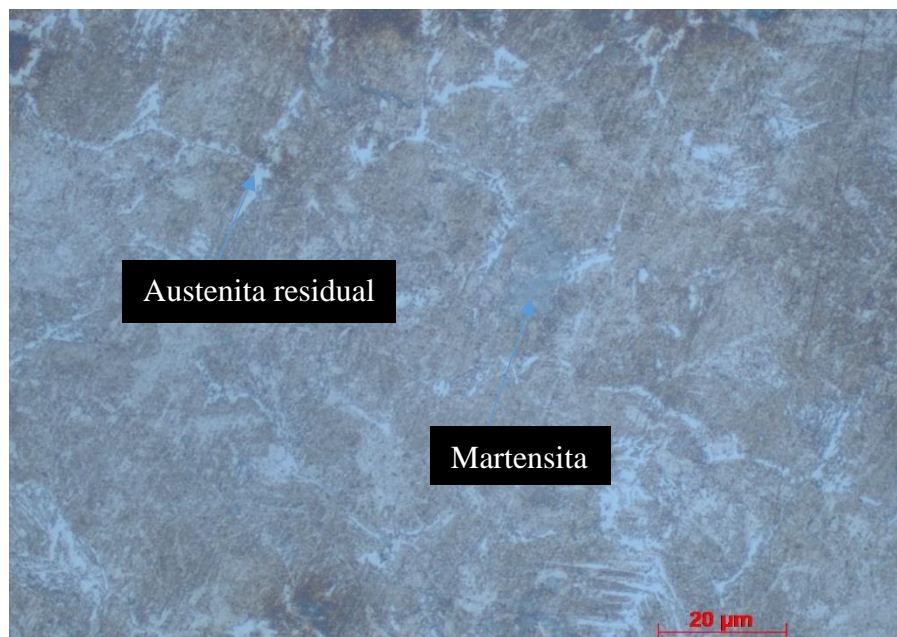
As imagens na Figura (37) e (38) mostram microestruturas para a amostra resfriada em salmoura com uma ampliação de 50x e 100x respectivamente, que teoricamente deveria ter uma microestrutura composta de martensita e de austenita residual. Pelo fato de que o resfriamento foi um pouco lento em salmoura, pode gerar uma microestrutura composta de martensita e de cementita. Comparando as duas imagens abaixo para esse tratamento com aquela da microestrutura da cementita mostrado na figura (2.b) acima, há uma grande similaridade que pode mostrar a existência da cementita para esse tratamento que foi feito em salmoura. Para essa amostra, no momento de ataque químico, devido ao alto teor de carbono na superfície e mesmo para o menor tempo possível, ocorre a queimadura, pois o carbono presente na superfície é muito reativo ao Nital 2% utilizado para o ataque.

Figura 367: Imagem da amostra resfriada em salmoura em MO 50x



Fonte: [Autor].

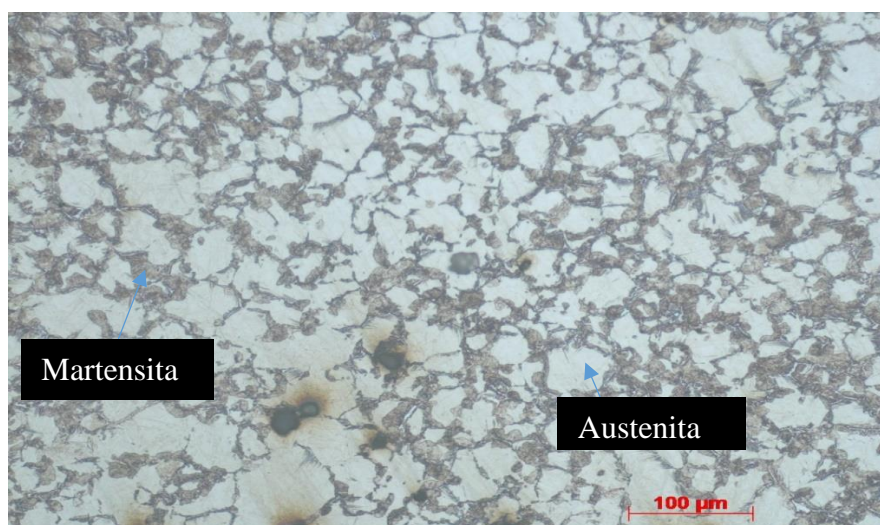
Figura 378: Imagem da amostra resfriada em salmoura em MO 100x



Fonte: [Autor].

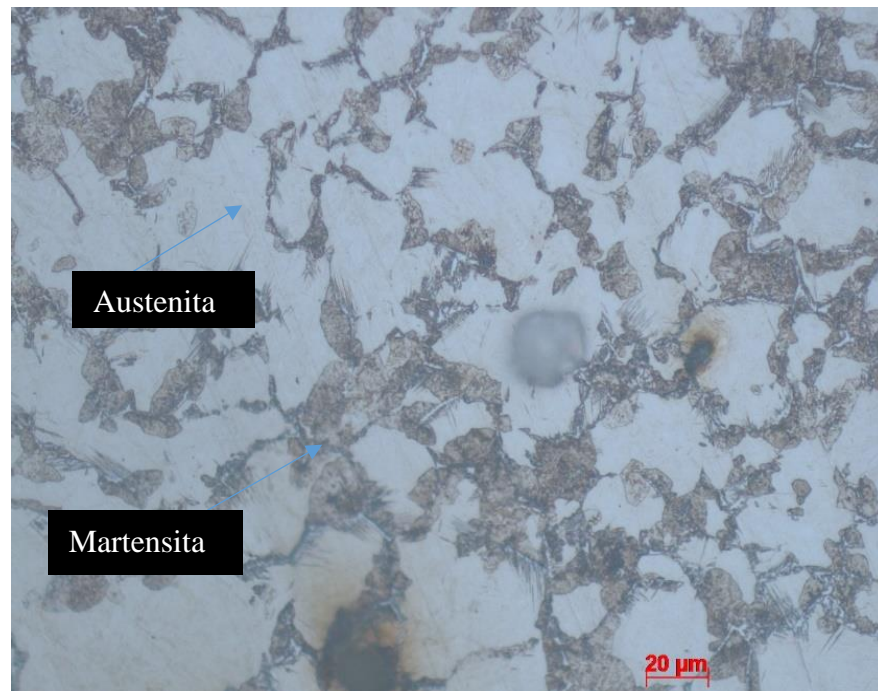
As imagens na Figura (39) e (40) mostram microestruturas para a amostra resfriada em água (temperatura inicial da água foi 28°C) com uma ampliação de 50x e 100x respectivamente, compostas basicamente de martensita e de grãos de austenita. Há a formação e o crescimento da martensita nos contornos de grãos da austenita gerando grãos com tamanhos equiaxiais.

Figura 39: Imagem da amostra resfriada em água MO 50x



Fonte: [Autor].

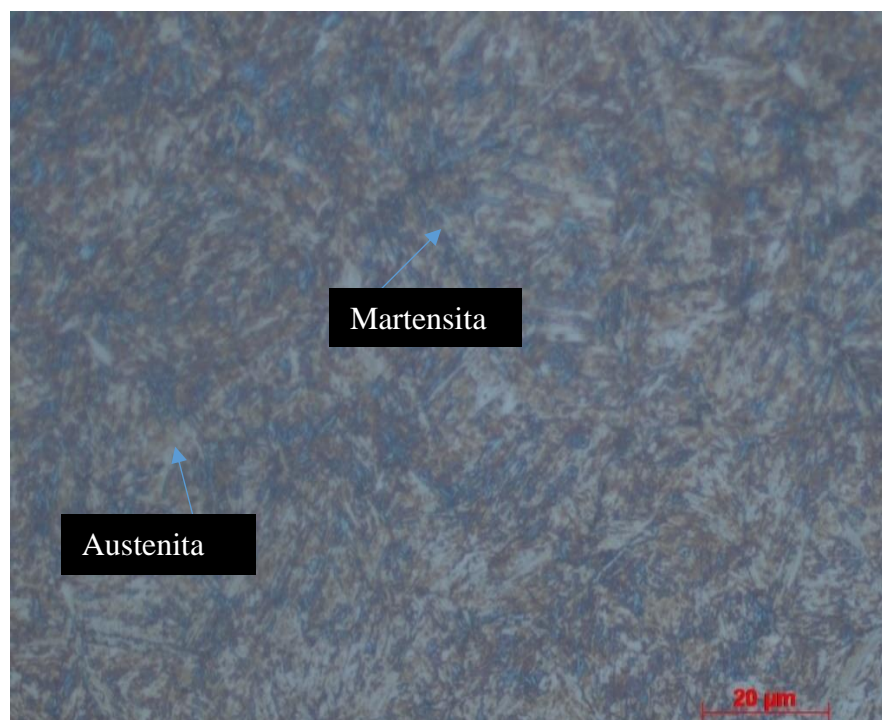
Figura 380: Imagem da amostra resfriada em água MO 100x



Fonte: [Autor].

A imagem na (Figura 41) mostra microestrutura para a amostra resfriada na solução de água com gelo com 4% de NaCl, com uma ampliação de 100x, escolhida em regiões diferentes na amostra, compostas basicamente de martensita em ripas bem distribuídas e de poucos grãos de austenita residual. Há a formação e o crescimento da martensita. Esse crescimento é bloqueado ao atingir os contornos de grão nos contornos de grãos e geram ripas de martensitas cada vez menor devido às outras ripas que já foram formadas.

Figura 42: Imagem da amostra resfriada na solução de água + NaCl em MO 100x

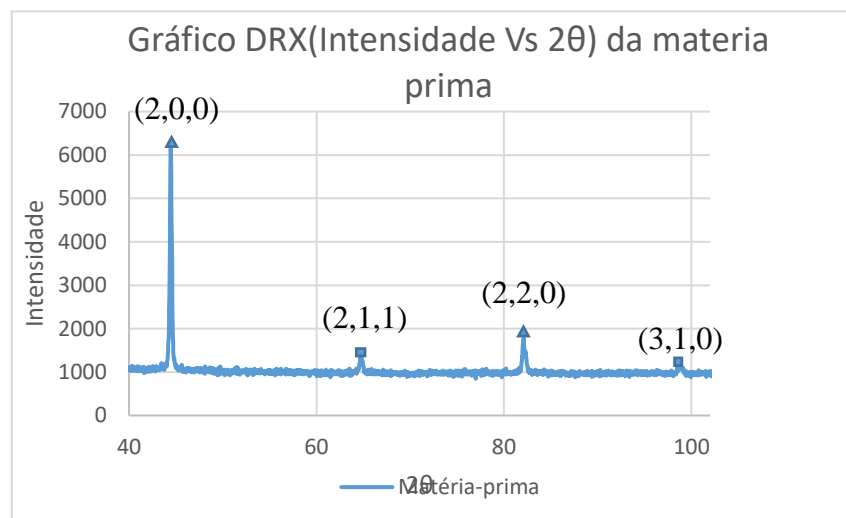


Fonte: [Autor].

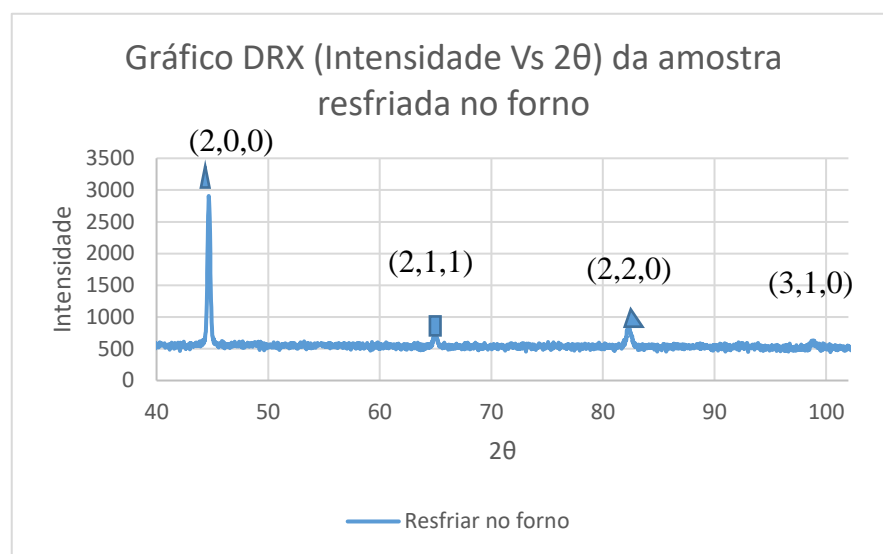
4.2-ANÁLISES E CÁLCULOS DE TENSÕES RESIDUAIS

Nessa secção será mostrado os dados obtidos pelo DRX. A maneira como esses dados são utilizados nos cálculos será explicada e posteriormente, o cálculo da tensão residual em cada amostra considerando um único ângulo de difração 2θ e os três ângulos φ através dos gráficos serão dadas. No entanto, os cálculos de tensão para cada valor de ângulo de difração 2θ em cada amostra não serão incluídos aqui. Os valores de tensão residual para os outros ângulos para cada amostra serão tabulados.

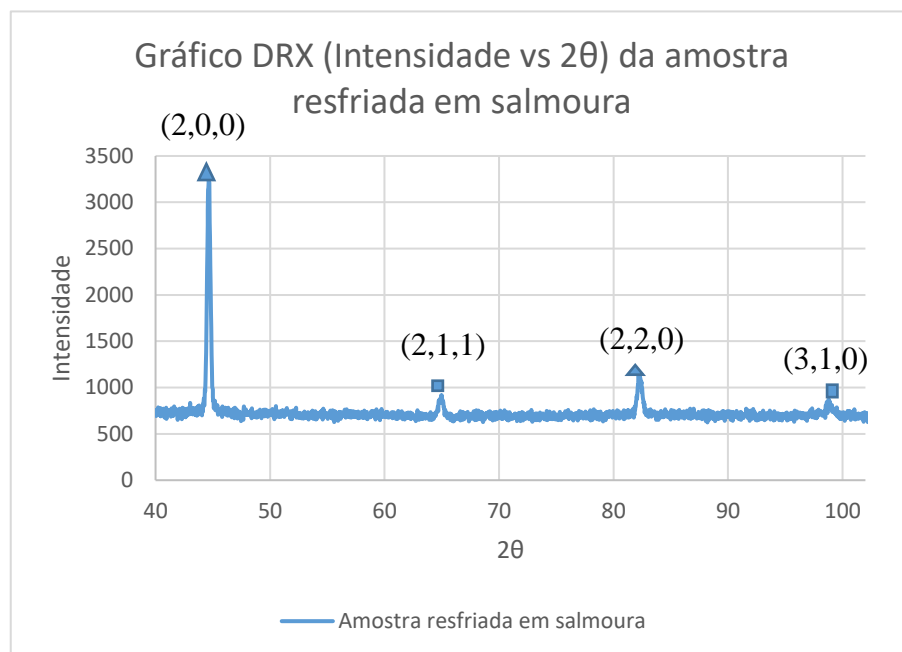
Os resultados dos gráficos de DRX abaixo mostram um conjunto de planos através dos picos identificados nos quais a condição de Bragg é satisfeita. Os planos identificados são (2,0,0); (2,1,1); (2,2,0); (3,1,0) para os valores dos seguintes ângulos de difração 44,72; 65,05; 82,33; 98,87 respectivamente.

Gráfico 1: Gráfico DRX (Intensidade vs 2θ) da matéria-prima.

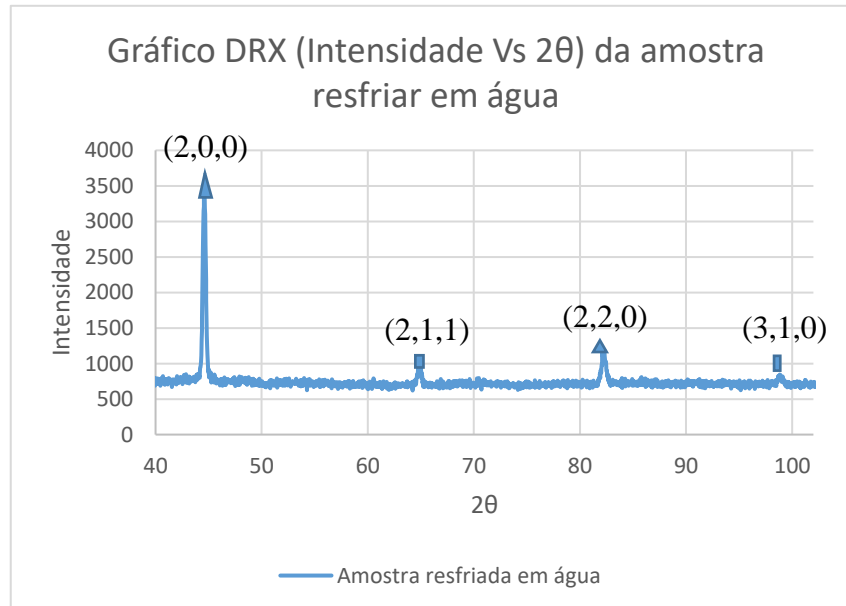
Fonte : [Autor]

Gráfico 2: Gráfico DRX (Intensidade vs 2θ) da amostra resfriada no forno.

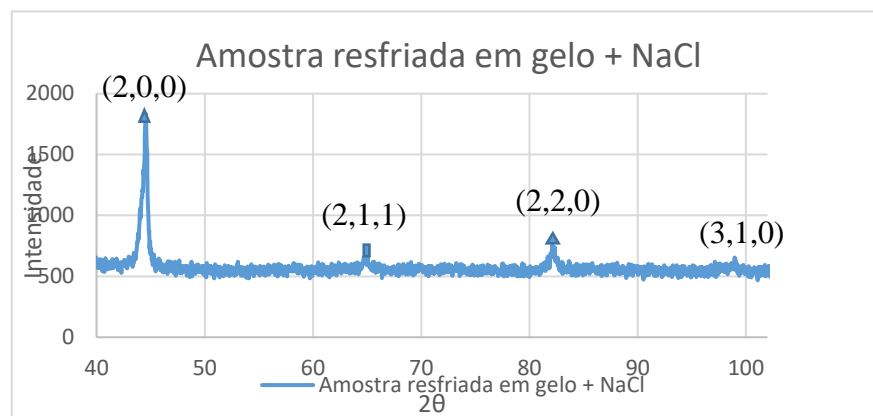
Fonte: [Autor]

Gráfico 3: Gráfico DRX (Intensidade vs 2θ) da amostra resfriada em salmoura.

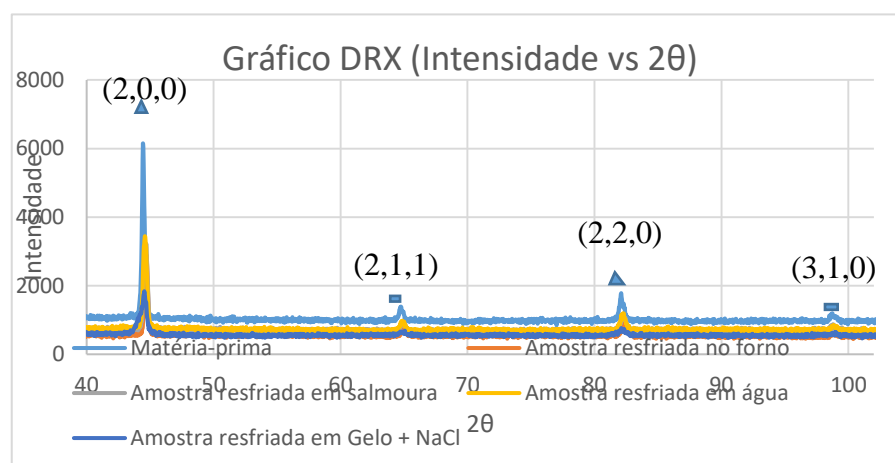
Fonte: [Autor]

Gráfico 4: Gráfico DRX (Intensidade vs 2θ) da amostra resfriada em água.

Fonte: [Autor]

Gráfico 5: Gráfico DRX (Intensidade vs 2θ) da amostra resfriada em gelo com NaCl.

Fonte: [Autor]

Gráfico 6: Sobreposição dos gráficos DRX (Intensidade vs 2θ) para as amostras envolvidas na análise.

Fonte: [Autor].

A análise de cada gráfico DRX (Intensidade vs 2θ) de maneira separada permite identificar além dos planos presente em cada pico, mas também os níveis de intensidade dos picos em cada amostra. Teoricamente, a largura dos picos e a área em baixo da curva podem dar algumas pistas referente à análise de tensões residuais fazendo uma comparação entre eles, porém, não valores quantitativos. Para encontrar valores quantitativos, o cálculo da FWHM e da largura integral foi feito através do software. Considerando o maior pico para cada as amostras, os resultados do FWHM e da largura integral para a matéria-prima, amostra resfriada no forno, amostra resfriada em salmoura, amostra resfriada em água e amostra resfriada na solução de gelo com NaCl têm os seguintes valores de FWHM (2,154; 1,702; 2,506; 3,058; 4,046) para os valores

de LI (0,89; 0,93; 1,19; 0,90; 0,79) respectivamente. Esses valores seguem a mesma ordem para os outros picos.

Os gráficos abaixo exibem um comportamento regular $d_{\phi\Psi}$ vs $\sin^2\Psi$, em que sugere o uso dessa a seguinte equação:

$$\frac{d_{\phi\Psi} - d_0}{d_0} = \left[\left(\frac{1+\nu}{E} \right)_{hkl} \sigma_{\phi} \sin^2\Psi \right] - \left[\left(\frac{\nu}{E} \right)_{hkl} (\sigma_1 + \sigma_2) \right]$$

Essa equação pode ser modificada como:

$$d_{\phi\Psi} = d_0 \left[\left(\frac{1+\nu}{E} \right)_{hkl} \sigma_{\phi} \sin^2\Psi \right] - d_0 \left[\left(\frac{\nu}{E} \right)_{hkl} (\sigma_1 + \sigma_2) \right] + d_0$$

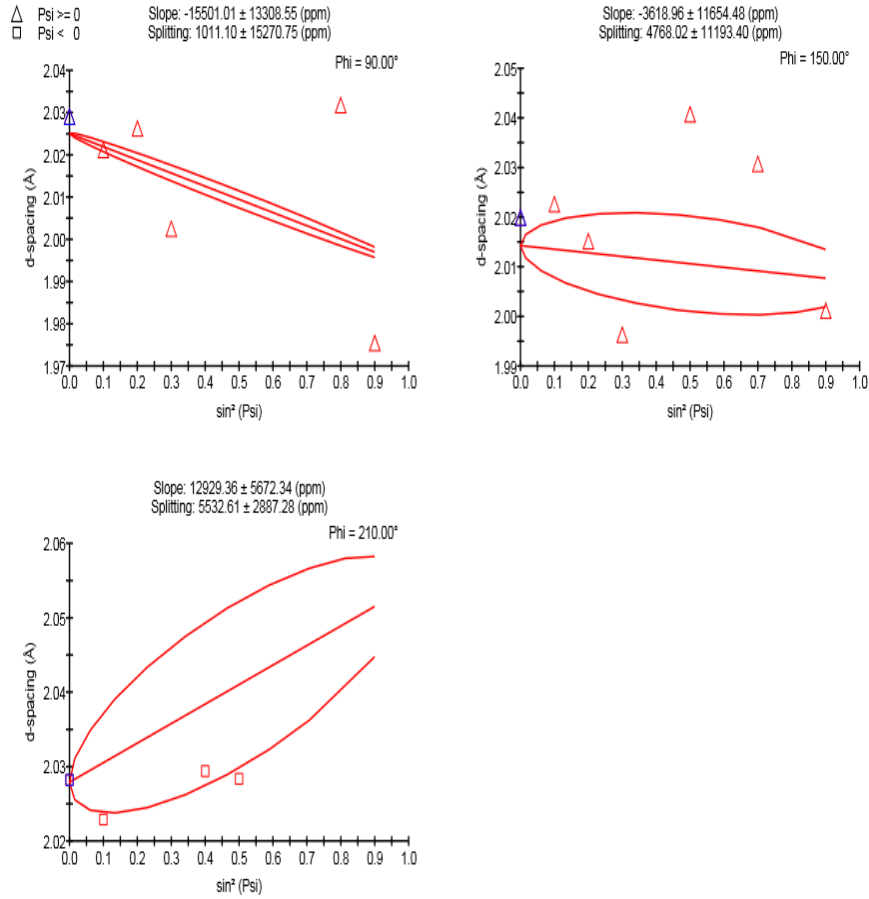
A inclinação da reta no gráfico $d_{\phi\Psi}$ vs $\sin^2\Psi$ pode ser obtido dividindo cada termo da equação por $\sin^2\Psi$. Por rearranjo d equação, a inclinação m é obtida por essa expressão:

$$m = d_0 \left(\frac{1+\nu}{E} \right)_{hkl} \sigma_{\phi}$$

O valor de m já é calculado pelo software e há como significado inglês” Slope” no gráfico. O valor de d_0 poderia ser calculado, mas para esse cálculo, foi usado aquele emitido nos relatórios de cada medida. Portanto, a tensão residual σ_{ϕ} será obtida através desta equação:

$$\sigma_{\phi} = \frac{m}{d_0} \left(\frac{E}{1+\nu} \right)_{hkl}$$

Gráfico 7: Gráfico de tensão residual (Distância interplanar vs $\sin^2\Psi$) para a matéria-prima com $2\theta \approx 44,72$.



$$m = d_0 \left(\frac{1+\nu}{E} \right)_{hkl} \sigma_\phi$$

$$\sigma_\phi = \frac{m}{d_0} \left(\frac{E}{1+\nu} \right)_{hkl}$$

$$\sigma_{\phi=90} = -\frac{15501.01}{2.04106} \left(\frac{193000}{1+0.29} \right)_{hkl} \pm \frac{13308.58}{2.04106} \left(\frac{193000}{1+0.29} \right)$$

$$\sigma_{\phi=90} = -1.14 \pm 0.98 \text{ GPa}$$

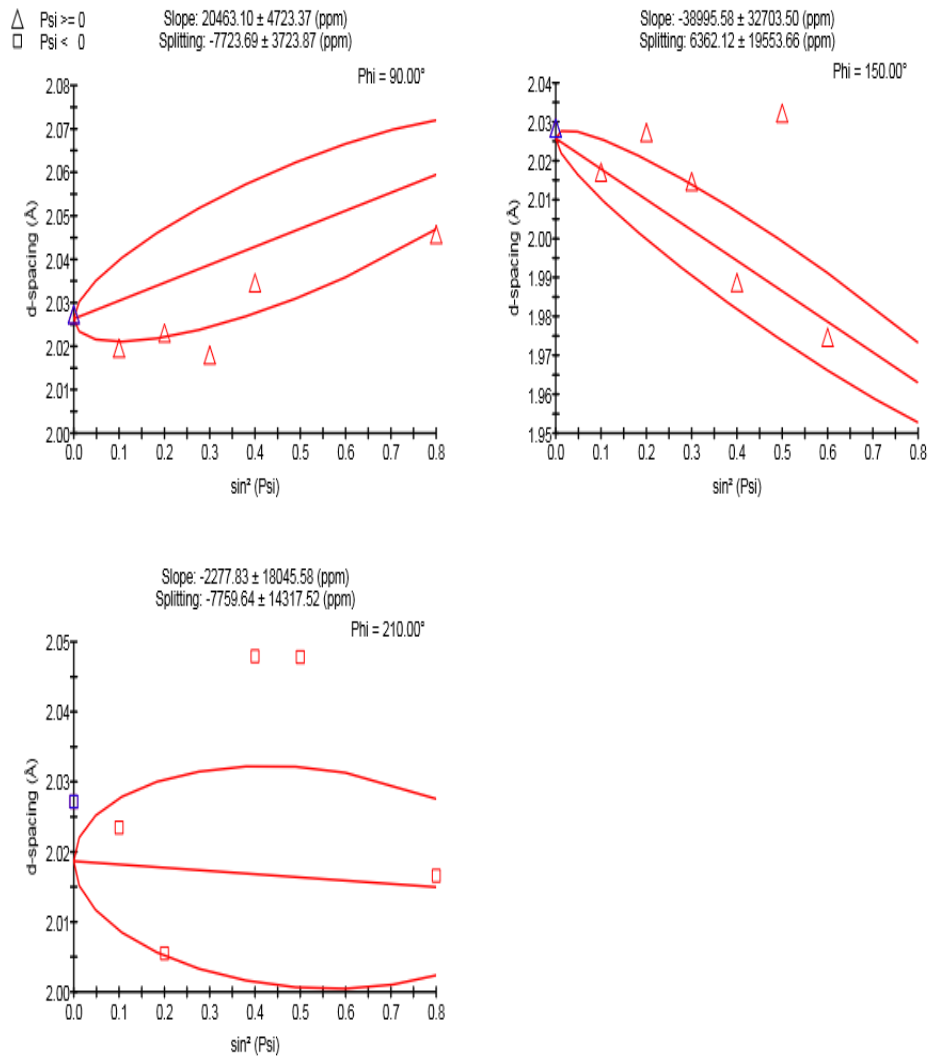
$$\sigma_{\phi=150} = -\frac{3618.96}{2.04106} \left(\frac{193000}{1+0.29} \right)_{hkl} \pm \frac{11654.48}{2.04106} \left(\frac{193000}{1+0.29} \right)$$

$$\sigma_{\phi=150} = -0.26 \pm 0.83 \text{ GPa}$$

$$\sigma_{\varphi=210} = \frac{12929.36}{2.04106} \left(\frac{193000}{1+0.29} \right)_{hkl} \pm \frac{5672.34}{2.04106} \left(\frac{193000}{1+0.29} \right).$$

$$\sigma_{\varphi=210} = 0.95 \pm 0.41 \text{ GPa}$$

Gráfico 8: Gráfico de tensão residual (Distância interplanar vs $\sin^2\Psi$) para a amostra resfriada dentro do forno com $2\theta \approx 44,72$.



$$\sigma_{\varphi=90} = \frac{20463.10}{2.03486} \left(\frac{193000}{1+0.29} \right)_{hkl} \pm \frac{4723.37}{2.03486} \left(\frac{193000}{1+0.29} \right).$$

$$\sigma_{\varphi=90} = 1.50 \pm 0.34 \text{ GPa}$$

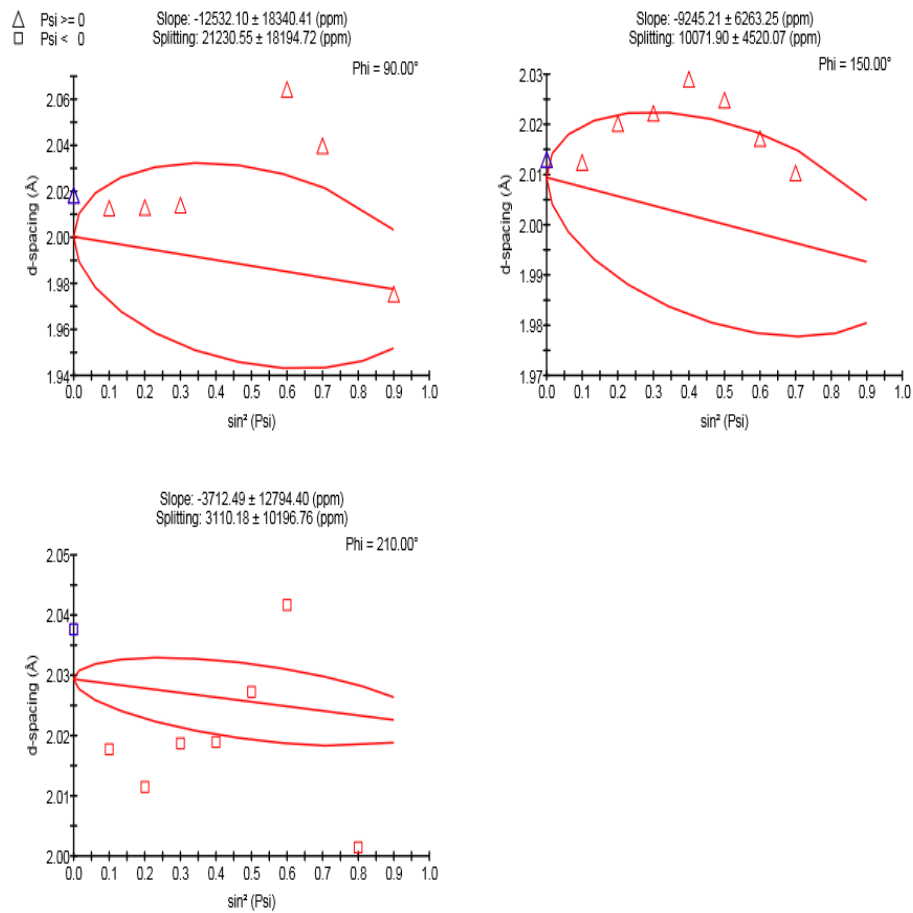
$$\sigma_{\varphi=150} = \frac{-38995.59}{2.03486} \left(\frac{193000}{1+0.29} \right)_{hkl} \pm \frac{32703.50}{2.03486} \left(\frac{193000}{1+0.29} \right).$$

$$\sigma_{\varphi=150} = -2.87 \pm 2.40 \text{ GPa}$$

$$\sigma_{\varphi=210} = \frac{-2277.83}{2.03486} \left(\frac{193000}{1+0.29} \right)_{hkl} \pm \frac{18045.58}{2.03486} \left(\frac{193000}{1+0.29} \right).$$

$$\sigma_{\varphi=210} = -0.17 \pm 1.34 \text{ GPa}$$

Gráfico 9: Gráfico de tensão residual (Distância interplanar vs $\sin^2\Psi$) para a amostra resfriada em salmoura com $2\theta \approx 44,72$.



$$\sigma_{\varphi=90} = \frac{-12532.10}{2.02444} \left(\frac{193000}{1+0.29} \right)_{hkl} \pm \frac{18340.41}{2.03444} \left(\frac{193000}{1+0.29} \right).$$

$$\sigma_{\varphi=90} = -0.93 \pm 1.36 \text{ GPa}$$

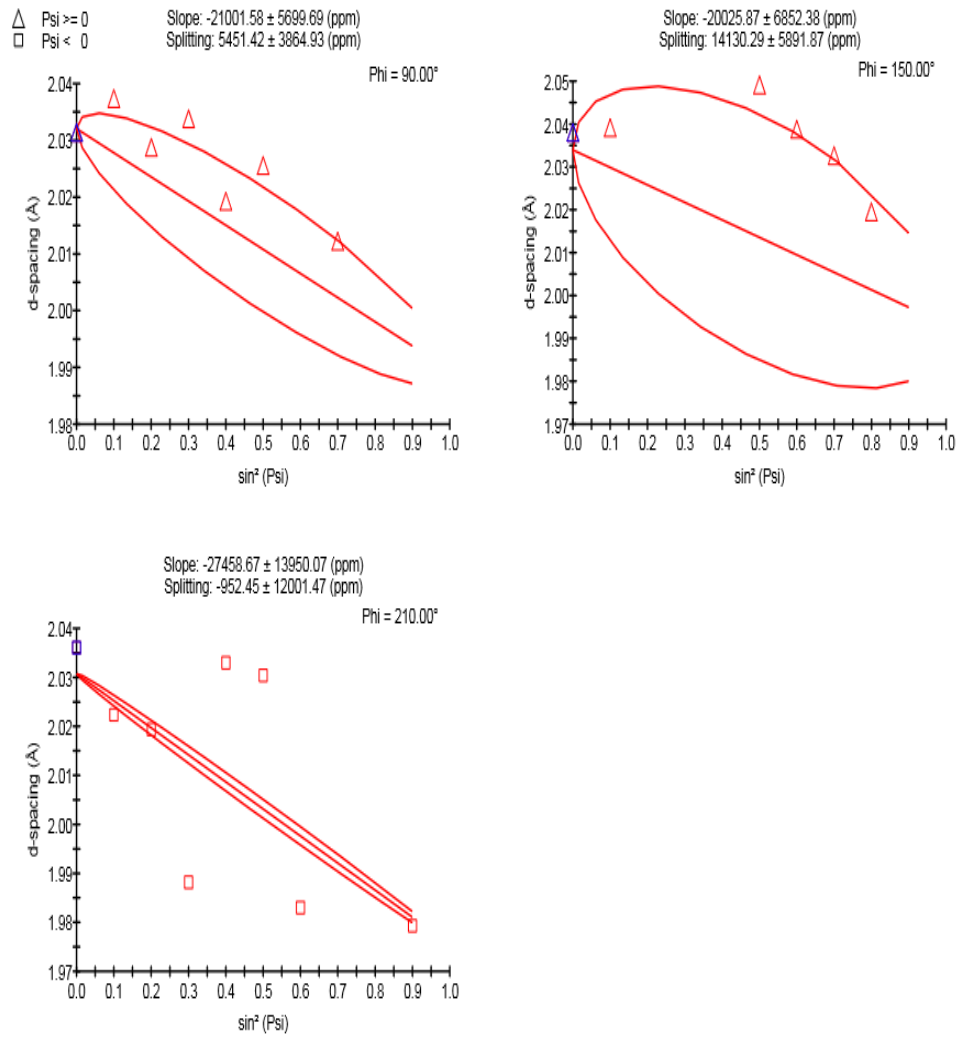
$$\sigma_{\varphi=150} = \frac{-9245.21}{2.02444} \left(\frac{193000}{1+0.29} \right)_{hkl} \pm \frac{6263.25}{2.02444} \left(\frac{193000}{1+0.29} \right).$$

$$\sigma_{\varphi=150} = -0.68 \pm 0.46 \text{ GPa}$$

$$\sigma_{\varphi=210} = \frac{-3712.49}{2.02444} \left(\frac{193000}{1+0.29} \right)_{hkl} \pm \frac{12794.40}{2.02444} \left(\frac{193000}{1+0.29} \right).$$

$$\sigma_{\varphi=210} = -0.27 \pm 0.93 \text{ GPa}$$

Gráfico 10: Gráfico de tensão residual (Distância interplanar vs $\sin^2\Psi$) para a amostra resfriada em água com $2\theta \approx 44,72$.



$$\sigma_{\varphi=90} = \frac{-21001.58}{2.00706} \left(\frac{193000}{1+0.29} \right)_{hkl} \pm \frac{5699.69}{2.00706} \left(\frac{193000}{1+0.29} \right).$$

$$\sigma_{\varphi=90} = -1.56 \pm 0.42 \text{ GPa.}$$

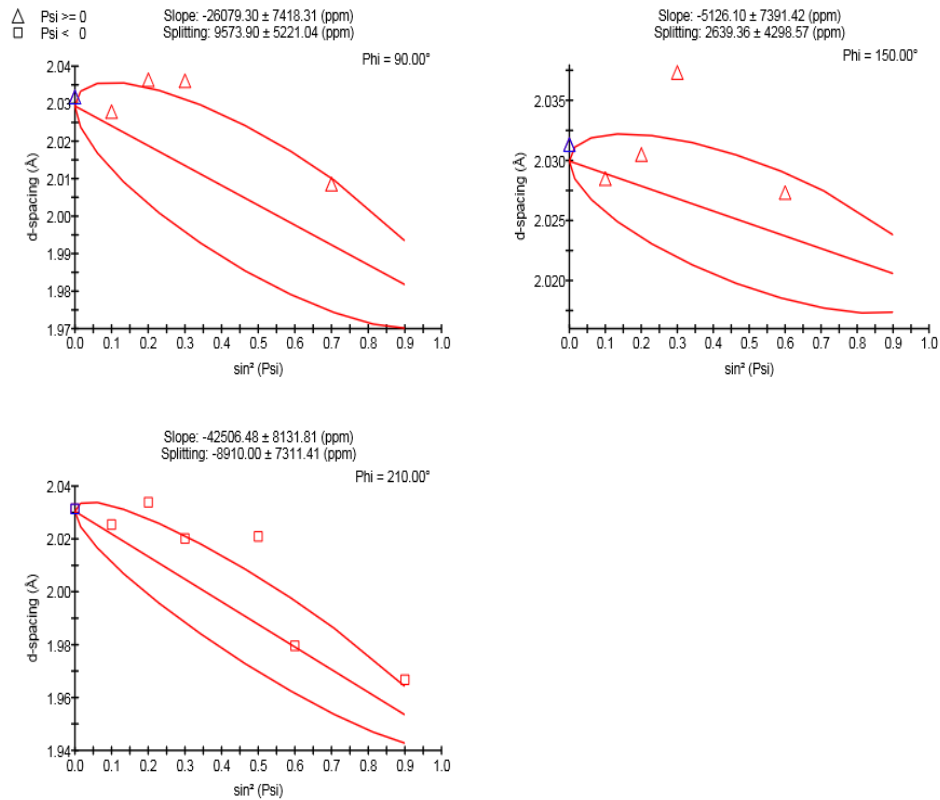
$$\sigma_{\varphi=150} = \frac{-20025.87}{2.00706} \left(\frac{193000}{1+0.29} \right)_{hkl} \pm \frac{6852.38}{2.00706} \left(\frac{193000}{1+0.29} \right).$$

$$\sigma_{\varphi=150} = -1.49 \pm 0.51 \text{ GPa.}$$

$$\sigma_{\varphi=210} = \frac{-27458.67}{2.00706} \left(\frac{193000}{1+0.29} \right)_{hkl} \pm \frac{13950.07}{2.00706} \left(\frac{193000}{1+0.29} \right).$$

$$\sigma_{\varphi=210} = -2.05 \pm 1.04 \text{ GPa.}$$

Gráfico 11: Gráfico de tensão residual (Distância interplanar vs $\sin^2\Psi$) para a amostra resfriada na solução de gelo com NaCl com $2\theta \approx 44,72$.



$$\sigma_{\varphi=90} = \frac{-26079.30}{1.98787} \left(\frac{193000}{1+0.29} \right)_{hkl} \pm \frac{7418.31}{1.98787} \left(\frac{193000}{1+0.29} \right).$$

$$\sigma_{\varphi=90} = -1.96 \pm 0.55 \text{ GPa.}$$

$$\sigma_{\varphi=150} = \frac{-5126.10}{1.98787} \left(\frac{193000}{1+0.29} \right)_{hkl} \pm \frac{7391.42}{1.98787} \left(\frac{193000}{1+0.29} \right).$$

$$\sigma_{\varphi=150} = -0.39 \pm 0.56 \text{ GPa.}$$

$$\sigma_{\varphi=210} = \frac{-42506.48}{1.98787} \left(\frac{193000}{1+0.29} \right)_{hkl} \pm \frac{8131.81}{1.98787} \left(\frac{193000}{1+0.29} \right).$$

$$\sigma_{\varphi=210} = - 3.20 \pm 0.61 \text{ GPa.}$$

Tabela 1: Valores de tensões residuais obtidas para os respectivos ângulos.

Ângulo 2θ	Material	Tensão $\sigma_{\varphi=90}$ (GPa)	Tensão $\sigma_{\varphi=150}$ (GPa)	Tensão $\sigma_{\varphi=210}$ (GPa)
44.72	Matéria prima	-1.14± 0.98	- 0.26 ±0.83	0.95 ± 0.41
~44.72	Resfriar no forno	1.50 ± 0.34	- 2.87 ±2.40	- 0.17 ± 1.34
~44.72	Resfriar em salmoura	-0.93± 1.36	- 0.68± 0.46	- 0.27 ± 0.93
~44.72	Resfriar em água	-1.56± 0.42	- 1.49 ±0.51	- 2.05 ± 1.04
~44.72	Resfriar em gelo + NaCl	-1.96 ±0.55	- 0.39 ±0.56	- 3.20 ± 0.61
65.05	Matéria prima	-0.26 ±0.43	2.12 ±2.61	- 0.17 ±1.03
~ 65.05	Resfriar no forno	0.09 ±1.18	1.57 ± 0.28	4.20 ± 1.43
~ 65.05	Resfriar em salmoura	-0.14 ±0.36	0.84 ±2.72	- 0.37 ±1.01
~ 65.05	Resfriar em água	-1.34± 1.02	0.54 ±0.46	0.52 ± 0.48
~ 65.05	Resfriar em gelo + NaCl	-1.76 ±0.86	1.47 ±0.13	- 0.17 ±0.88
82.33	Matéria prima	0.13 ±0.29	1.45 ±1.29	0.41 ±0.76
~82.33	Resfriar no forno	0.43 ±1.62	1.38 ±0.77	2.62 ±0.36
~82.33	Resfriar em salmoura	0.28 ±0.60	-0.38 ±0.25	-1.30 ±0.59
~82.33	Resfriar em água	0.37 ±0.74	0.69 ±1.22	-1.14 ±0.36

~82.33	Resfriar em gelo + NaCl	0,13 ±0.93	- 0.60 ±0.42	- 0.06 ±0.46
98.87	Matéria prima	2.56 ±0.55	-3.98 ±3.32	-0.85 ±1.15
~98.87	Resfriar no forno	0.63 ±1.34	-1.22 ±0.51	3.77 ±1.53
~98.87	Resfriar em salmoura	0.36 ±0.30	1.02 ±0.25	1.08 ±0.42
~98.87	Resfriar em água	1.57 ±2.64	- 1.19 ±0.60	0.19 ±0.53
~98.87	Resfriar em gelo + NaCl	-1.85 ±0.90	- 1.41 ±0.70	-1.34 ±1.51

Fonte: [Autor]

Os resultados de tensão obtidos na tabela (1) para cada ângulo φ se referem à tensão média dos planos detectados durante as 10 varreduras em Ψ . Nos planos detectados pelo feixe de raio X em Ψ , pode existir tanto tensão de tração quanto tensão de compressão cuja característica é devido à distância interplanar d . Para um único pico de difração 2θ , a tensão resultante é a soma de tensão para os três ângulos φ . Como o cálculo foi feito para quatro picos de difração 2θ , a tensão residual de cada amostra é a resultante de todas as tensões calculadas em cada ângulo φ para os quatro picos.

Após terem feitos os cálculos de tensão residual resultante em cada amostra, foram obtidos os seguintes valores de tensão (0,99; 11,93; -0,49; -4,89; -8,32)GPa para a amostra (Matéria-prima, Amostra resfriada dentro do forno, Amostra resfriada em salmoura, Amostra resfriada em água, Amostra resfriada na solução de gelo com NaCl) respectivamente.

Efeitos da geometria das amostras

As amostras, durante o corte, não foram cortadas com as mesmas dimensões. Tem uma variação nas alturas, isso faz com que na hora para colocar as amostras na porta- amostra, foi necessário variar a altura do eixo Z de uma faixa de 0,00 – 10mm. Essa variação de Z pode causa problema de nivelamento da amostra. Uma vez

que o ângulo principal utilizado para as medições de tensões residuais é o ângulo Ψ , que utiliza como referência em relação ao plano normal à superfície da amostra, isso implica que para qualquer desnivelamento do ângulo φ , terem seus efeitos negativos no Ψ , e consequentemente vão afetar nos resultados das tensões medidas através dessa técnica.

Pelo fato de que os equipamentos utilizados para a preparação das amostras foram equipamentos semi-automáticos, durante o lixamento e o polimento para várias amostras, algumas delas foram abauladas e apresentam uma rugosidade muito alta, acarretando à superfície de análise não planar. A rugosidade presente na superfície da amostra, no momento em que os feixes de raio-X emitidos pelo difratômetro atinge a superfície, cria umas certas ondulações que causam prejuízos ao medir as tensões entre diferentes planos durante o movimento de rotação do ângulo φ e de revolução do ângulo Ψ .

Análises dos erros de medida

O cálculo dos resultados obtidos para a medição das tensões residuais foi feito considerando os quatros planos distintos detectados no gráfico Intensidade. Vs 2θ através do difratômetro. Se os planos detectados foram da mesma família e as distancias interplanares foram iguais, portanto, poderia considerar um mesmo valor de modulo da elasticidade (E) para o cálculo das tensões. Para o cálculo das tensões, como foram feitos por autores (ANDEROGU; 2004) e (GENTIL;1972), foi utilizado um valor teórico para o aço 1045 encontrado na literatura para o modulo de elasticidade (E = 193 GPa). Esse valor é muito duvidoso pois as amostras apesar de ter as mesmas composições, porém apresentam propriedades mecânicas diferentes. Antes de colocar o valor teórico encontrado na literatura, deveriam ser feitos testes de tração ou de compressão relacionando a tensão com a deformação através da Lei de Hooke para poder encontrar o valor do módulo de elasticidade. A outra incerteza que gera essa medida, é que esse modulo de elasticidade calculado através da Lei de Hooke é o modulo para toda a amostra e a tensão relacionada tem a ver com carga externa, enquanto o módulo de elasticidade considerado para o cálculo da tensão residual tem a ver com a tensão medida em cada plano e para cada distancia interplanar considerada. Os parâmetros como: módulo de elasticidade, coeficiente de Poisson e a inclinação da reta não são variáveis independente, isto é, uma está relacionado como outro. Se o valor de um dos parâmetros muda, ocorrerá

mudança nos outros. Portanto, erros nos resultados estão relacionados com esse fato, pois cada um dos 4 planos analisados deveria ter um módulo de elasticidade diferente para valores de φ e Ψ diferentes, conseqüentemente teria resultados diferentes para as tensões.

Erros instrumentais

Um dos erros detectados após a medição de tensões residuais é o erro vindo do software. Na hora para calibrar o software, os ângulos de rotação φ escolhidos e que apareceram na tela do computador através do software foram, (0,00; 60,00 ; 120°). Nos relatórios emitidos após de cada medida, os ângulos de φ que apareceram foram (90,00; 150,00; 210,00°). Esse fato, já pode ser considerado como um dos erros que podem causar falhas nos resultados emitidos pelo software.

Após a medição de tensões, o fator de absorção foi utilizado para corrigir as curvas dos gráficos $d_{\varphi\Psi}$ vs. $\sin^2\Psi$. Porém, esse método faz a correção para um único valor do ângulo Ψ , isto é, para quando Ψ seja zero, enquanto existe 10 valores diferente de Ψ para cada valor de φ . Portanto, o fator de correção não foi aplicado para os outros nove valores de Ψ . Como o fator de correção não foi atingido todos os valores de Ψ , isso gera uma incerteza grande para os valores de tensões residuais obtidas através dessa técnica.

Erros na fixação de ângulos 2θ em cada plano

Como explicado na parte experimental, antes de medir a tensão residual pela técnica $\sin^2\Psi$, é necessário saber os ângulos 2θ onde planos foram identificados para auxiliar na medição pela técnica $\sin^2\Psi$. Durante a medição usando difratômetro 2θ , os passos para cada varredura são muito próximos com uma estimativa aproximadamente de $\pm 0,02$. Os 4 picos identificados após a medição são têm valores muito próximo e nunca poderiam ser iguais uma vez que cada amostra foi tratada em meios com grau de severidade diferente. A severidade do meio age sobre as propriedades mecânicas que são relacionadas com as fases presentes e com as distancias reticulares interplanares que provocam, sejam tensões de tração ou de compressão. Devido à essas diferentes tensões que existem em diferentes amostras fazem com que terão um leve deslocamento nos ângulos 2θ dos planos identificados para a realização dessa medição. Durante a escolha do ângulo 2θ em cada plano para medir a tensão, essa variação é tão pequena e para

algumas amostras foram colocados os mesmos valores para 2θ , que teoricamente não deveria ter colocado nessa maneira. Isso pode causar algumas variações nos resultados.

5. CONSIDERAÇÕES FINAIS

Ao fazer uma relação das microestruturas com os valores de tensões residuais obtidas para cada amostra, pode-se tirar as seguintes conclusões:

- 1) Para a matéria-prima, observa-se a existência tanto de perlita e de ferrita na microestrutura. A presença de tensão de tração é devido a presença da ferrita e tensão de compressão devido à presença de cementita na perlita. O cálculo da porcentagem de ferrita e de perlita na microestrutura não foi feito, porém, o valor de tensão residual resultante calculado prova uma grande quantidade de ferrita na estrutura.
- 2) Para a amostra resfriada no forno, há uma microestrutura semelhante à matéria-prima só que com grãos de ferrita maiores do que aqueles da matéria-prima. Por isso gera uma maior tensão residual resultante de tração que aquela calculada para a matéria-prima.
- 3) Para a amostra resfriada em salmoura, há uma leve tensão de compressão devido a pouca concentração da martensita na austenita. Isso gera uma tensão residual resultante menor do que as duas outras amostras que foram submetidas à tratamento de têmpera.
- 4) Para a amostra resfriada em água, nos planos principais, há uma forte tensão de compressão devido à formação da martensita nos contornos de grãos e a presença da austenita residual provoca uma leve tensão de tração na microestrutura. Afinal gera uma tensão residual resultante de compressão.
- 5) Para a amostra resfriada na solução de gelo com NaCl, os grãos de austenita são muito menores do que aqueles para a amostra resfriada em gelo. Quanto menor os grãos, maior será os contornos de grãos. Isso permite a formação de martensita em mais contornos de grão do que na amostra resfriada em água. Portanto há uma maior tensão de compressão.

Para as três últimas amostras que foram submetidas à tratamento térmico de têmpera, as microestruturas esperadas devem ter tanto de austenita residual quanto de martensita. Os valores dos resultados de tensão residual resultante obtidos são devido à forma em que apresenta a martensita na fase austenítica.

Constatou-se em alguns resultados de tensão residual obtidos para alguns ângulos de φ , que as incertezas são maiores do que os valores de tensões residuais. Segundo (GUIMARÃES; 1990) e (CAMILA; 2012) isso pode se considerar como uma anomalia causada pela radiação escolhida durante a medição.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.

Diminuir as incertezas nos valores encontrados para as tensões residuais para entender melhor o efeito produzido pelo tratamento térmico. Para isso, sugere-se a utilização de radiação $\text{CrK}\alpha$.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ANDEROGLU,O; Residual Stress Measurement Using X-ray Diffraction. *Texas University*, Texas, USA. 2004.
- BRAMFITT,B.L ; Solidification Structures of Steel, *Metallography and Microstructures*. ASM International *Handbook*, Vol 9, p151-222, 2004.
- BUERGER, G,R, et al ; Estudo do Tratamento Térmico Sobre a Conformação do Aço 1045. *Universidade do Estado de Santa Catarina*. Joinville-SC,2009.
- CALLISTER,D.W; Tratamento Térmico dos Metais, *Ciência e Engenharia de Materiais*, Ed.8,2011.
- CAMILA.S.Z; Estudo de Tensão Residual Através de Difração de Raios-X em Aço Inoxidável Duplex Submetido a Diferentes Tratamentos Térmicos. Universidade Federal de Espirito Santo. Espirito Santo. Brasil. 2012.
- CHIAVERINI,V; Aços e Ferros Fundidos. 2ª Edição, São Paulo, Brasil, 2008.
- CLÁUDIA.Da.S.N, Aspectos Metalográficos da Transformação martensítica de uma liga Fe-27%Ni. *Instituto Militar de Engenharia*. Rio de Janeiro, Brasil, 2008.
- COLPAERT, H et al ; Metalografia dos Produtos Ciderúrgicos Comuns. 4ª Edição, São Paulo, Brasil, 2008.
- DAVID.A.P, KENNETH.E.E, MOHAMED.Y.S, Phase Transformations in Metals and Alloys. Third Edittion,New York,2008.
- DEGAGNÉS,R; Guide d'Auto-apprentissage pour les Opérateurs em traitement thermiques. *Comité sectoriel de la main d'Oeuvre dans la Fabrication métallique industrielle*. Quebec, Canada, 2015.
- DELEUZE.C, Méthodologie d'analyse des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X sur des pièces d'alliages de Titane. *École nationale supérieure d'Arts et Métiers*. Paris, France, 2010.
- FERNANDO.M e al, Análise de tensão residual por meio de difração de raio X. *Instituto Militar de Engenharia*. Rio de janeiro, Brasil.2017.
- GARY.S.Schajer, Practical Residual Stress Measurement Methods. *Universitu of British Columbia*. Vancouver, Canada, 2013.
- GEORGE E.T ; Effect of Alloy element Steel Heat Treatment, *ASM International. Handbook, Second Edittion*, p51-150, 2006.
- GEORGE. F, V, V ; Metallography Principles and Practices. ASM International.

New York, Mc-Graw-Hill, 2011.

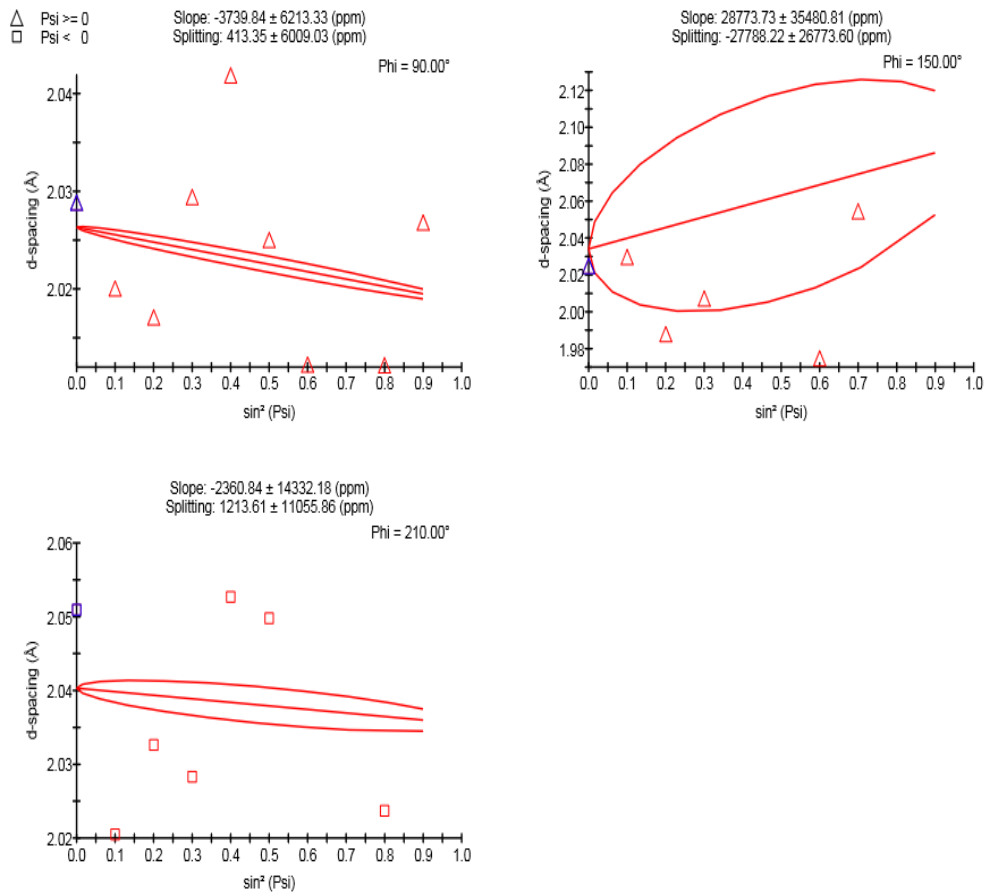
- GUIMARÃES.L.R ; Estudo de Parâmetros Experimentais Envolvidos na Determinação de Macrotensões Residuais, em Tubos de Aço Inoxidável, pelo Método da Difrração de Raios-X. *Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares Autarquia Associada à Universidade de São Paulo*. São Paulo,Brasil. 1990.
- HANTCHERLI. M ; Influence des Eléments d´addition sur les transformations de la Martensite Revenue dans les Aciers faiblement Alliés. *Ecole Nationale Supérieure des Mines de St- Etienne*. Saint- Étienne, France, 2010.
- HUANG.W, Contribution à l´analyse par diffractométrie X des déformations et des contraintes à l´échelle des grains. *École Nationale Supérieure d´Arts et Métiers*. Paris, France, 2007.
- KRAUSS.G, MARDER.A, The morphology of martensite In Iron carbono Al-low. *Metallurgical Transactions*. Vol 2, p.2343-2357.
- LANGEVIN.R, Guide d´Auto-Aprentissage pour les opérateurs en traitement thermique. *Commission des Partenaires du Marché du Travail (CPMT)*. Québec, Canada, 2015.
- LAKTINE.J, Métallographie et traitements thermiques des Métaux. *Téchnique Soviétique*, 12e Edição, France, 1978.
- LOWY.S; Formation of Lath Matensite. *Universität Stuttgart*.Stuttgart, Bericht, 2015.
- MARIA ALVES.J e al, Análise de tensão residual por difração de raio-X. *Instituto Militar de Engenharia*. Rio de Janeiro, Brasil, 2017.
- MOHAMMAD,Y.A, Nondestructive residual strain measurement using high energy x-ray diffraction. *Iowa State University*, Ames, Iowa.2008.
- MOSS.S.C, Static atomic displacements in iron carbono martensite.*Acta Met*, vol 15, p1815, 1967.
- OLSON.G.B and Cohen.M, Martensite of tranformations in ironAlloys. *Annual Reviews of Materials Sciences*. P10-30,1981.
- PENG.J, Détermination des Contraintes Résiduelles dans des Revêtements par Difrraction de Rayons X em faible incidence. *École Nationale Supérieure d´Arts et Métiers*. Paris, France,2006.
- PREVEY,P.S ; X-Ray Diffraction Residual Stress Techniques, *HANBOOK*. *New York*, 1985.

- RENATO.P.S, CALICCHIO.L, et al; Têmpera de aço SAE 1045 utilizando diferentes meios de resfriamento. *71º Congresso Anual*. Rio de Janeiro, RJ, Brasil,2016.
- RIABKINA-FISHMAN.M e al, X-Ray Diffraction Study of Phase composition and stress residual in laser-treated 1045 steel. *Israel Institute of Metals*. Journal of materials Science Letters 7, p. 741-744, 1988.
- RICARDO.M.S, Avaliação de tensões residuais e validação da resistência mecânica de juntas soldadas conforme ASME IX 2017. *Universidade Federal de Uberlândia*. Minas Gerais, 2018.
- SANTOS,RG, Transformações de Fases em Materiais Metálicos, Ed. Unicamp,2006.
- SOUZA, S.A; Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos, Ed.5-São Paulo: Blucher,1982.
- VINCENT.J, Contribution à l'analyse par DRX de l'état microstructural e mécanique des matériaux hétérogènes.*Universités des Sciences et Technologies de Lille*. Lille, France. 2003.
- ZEEMANN.A, Tensões residuais de soldagem. Infosolda, Rio de Janeiro, Brasil. 2003.

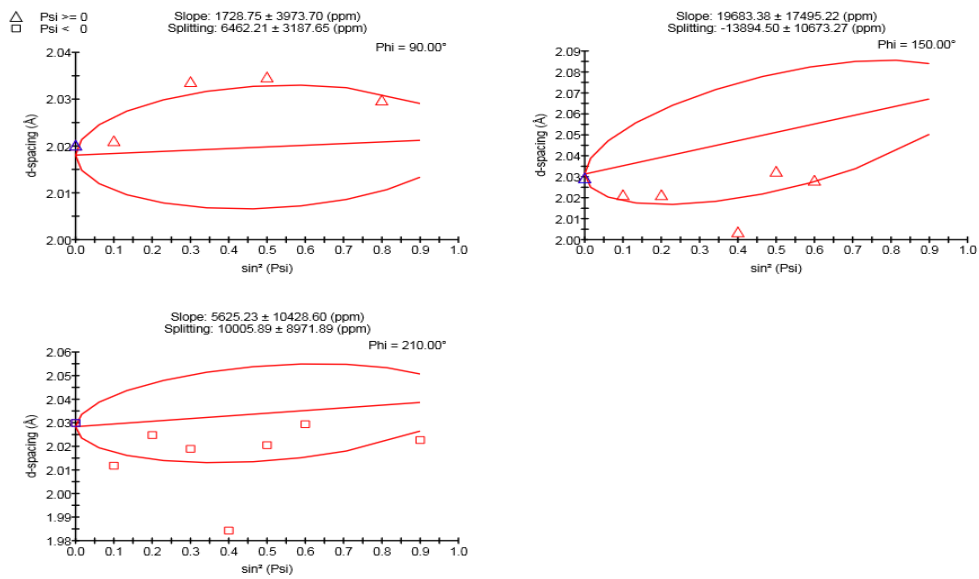
ANEXOS

Os valores de tensão residual referente a cada angulo ϕ em cada amostra para os tres valores de angulo 2θ (65.05; 82.33; 98.87) deduzindo a partir de cada gráfico anexado abaixo são mostrados na tabela 1 com seus respectivos ângulos.

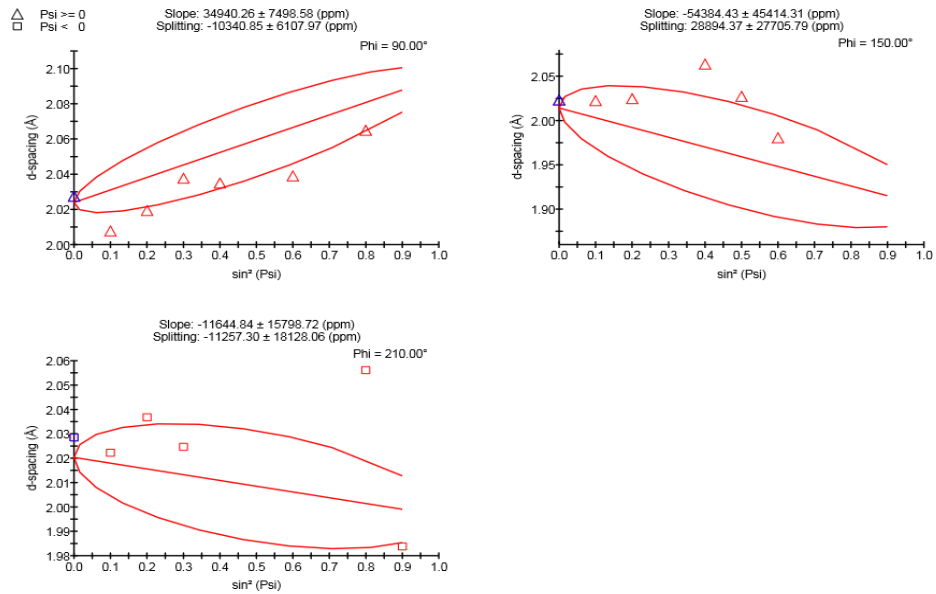
Gráfico 12: Curva de tensão residual para matéria-prima ($2\theta \approx 65,05$).



Fonte : [Autor]

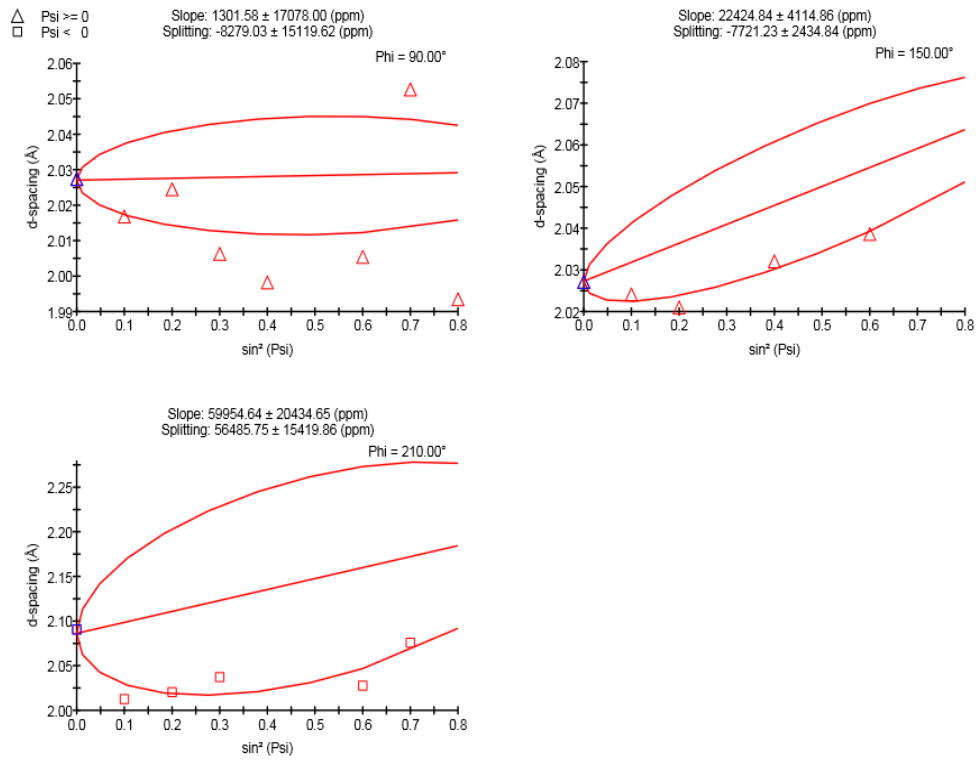
Gráfico13: Curva de tensão residual para matéria-prima ($2\theta \approx 82,33$).

Fonte : [Autor].

Gráfico14: Curva de tensão residual para matéria-prima ($2\theta \approx 98,87$).

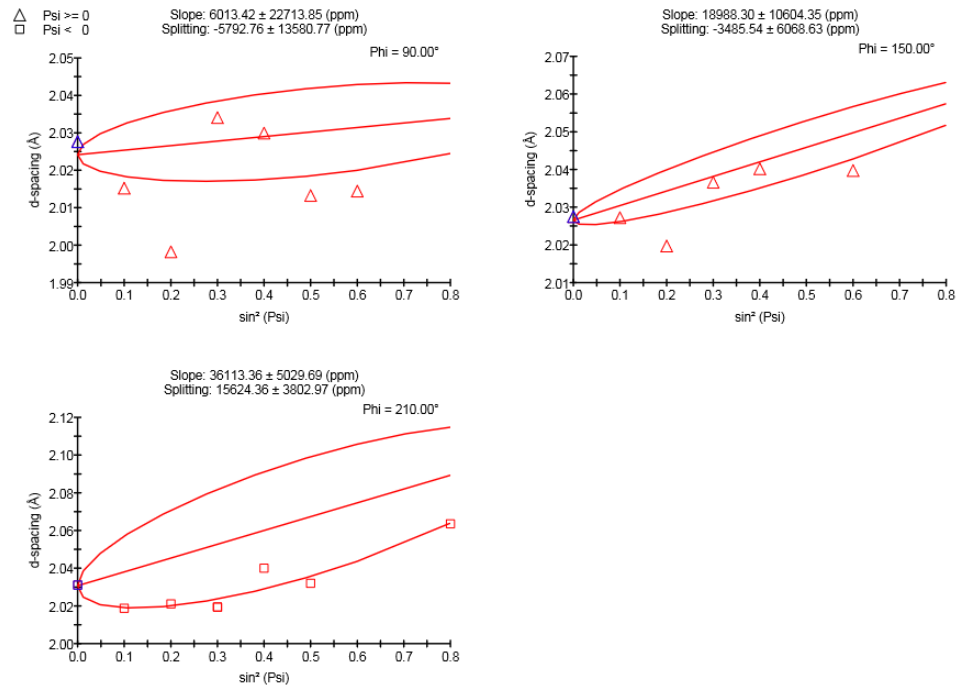
Fonte : [Autor].

Gráfico 15: Curva da amostra resfriada no forno ($2\theta \approx 65,05$).

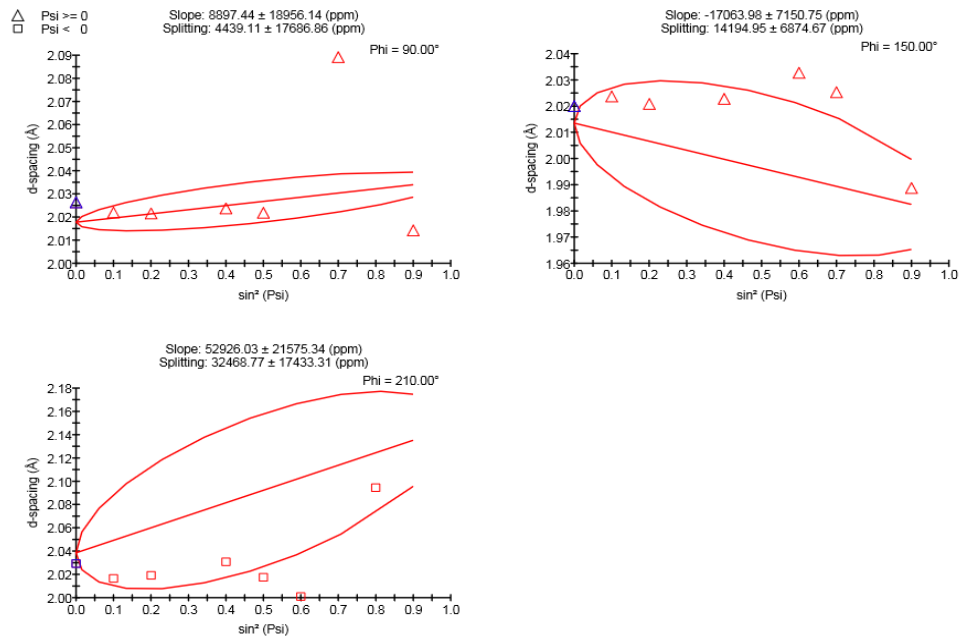


Fonte : [Autor].

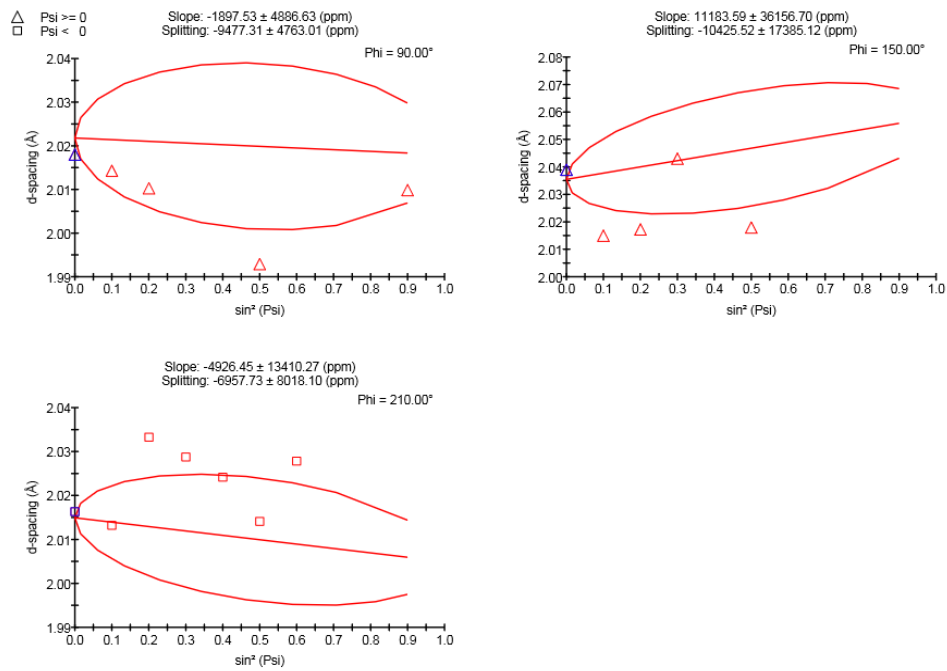
Gráfico 16: Curva da amostra resfriada no forno ($2\theta \approx 82,33$).



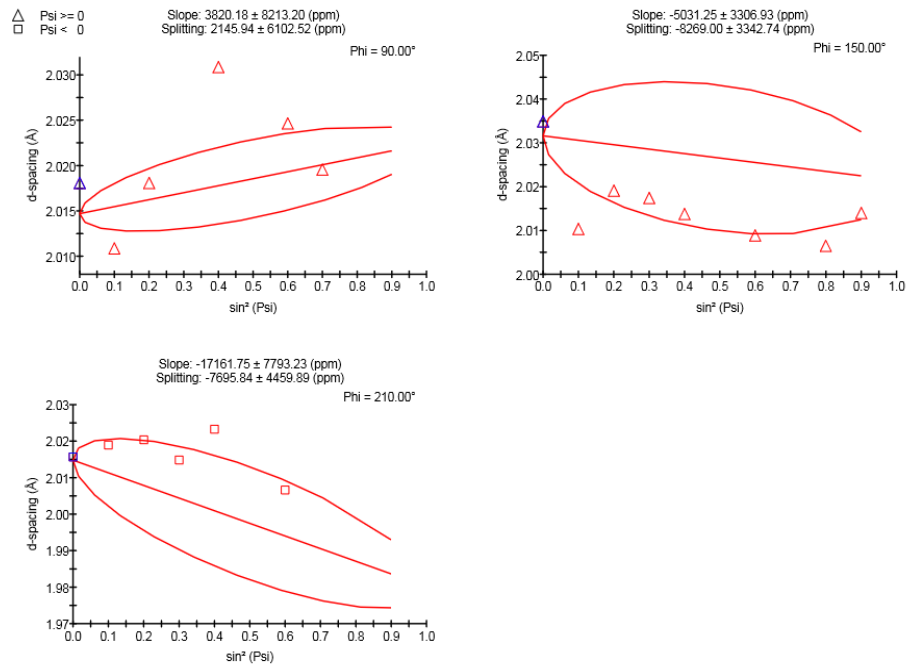
Fonte : [Autor].

Gráfico 17: Curva da amostra resfriada no forno ($2\theta \approx 98$).

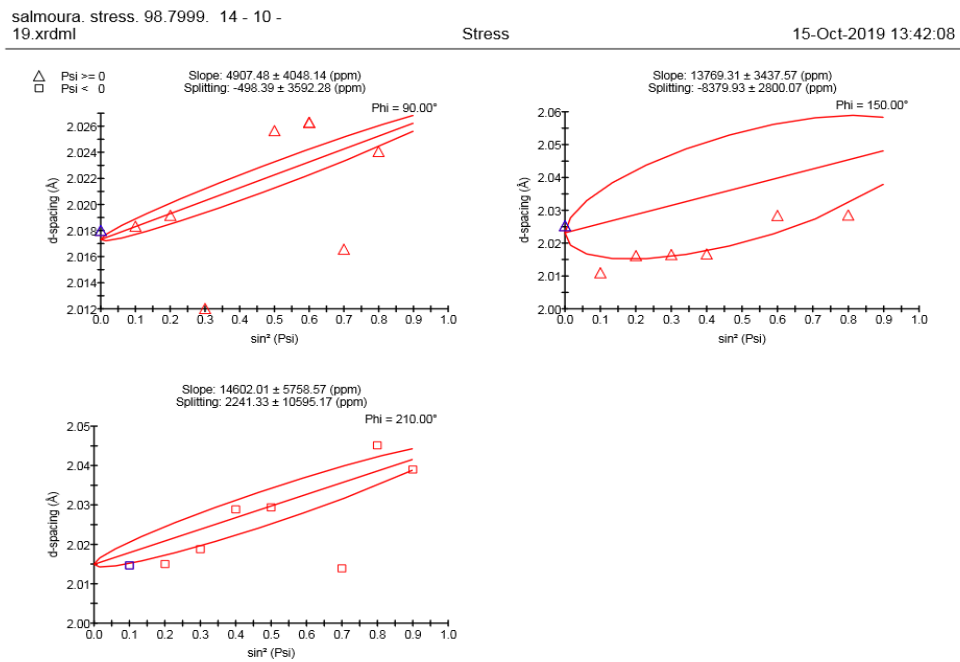
Fonte : [Autor].

Gráfico 18: Curva da amostra resfriada em salmoura ($2\theta \approx 65,05$).

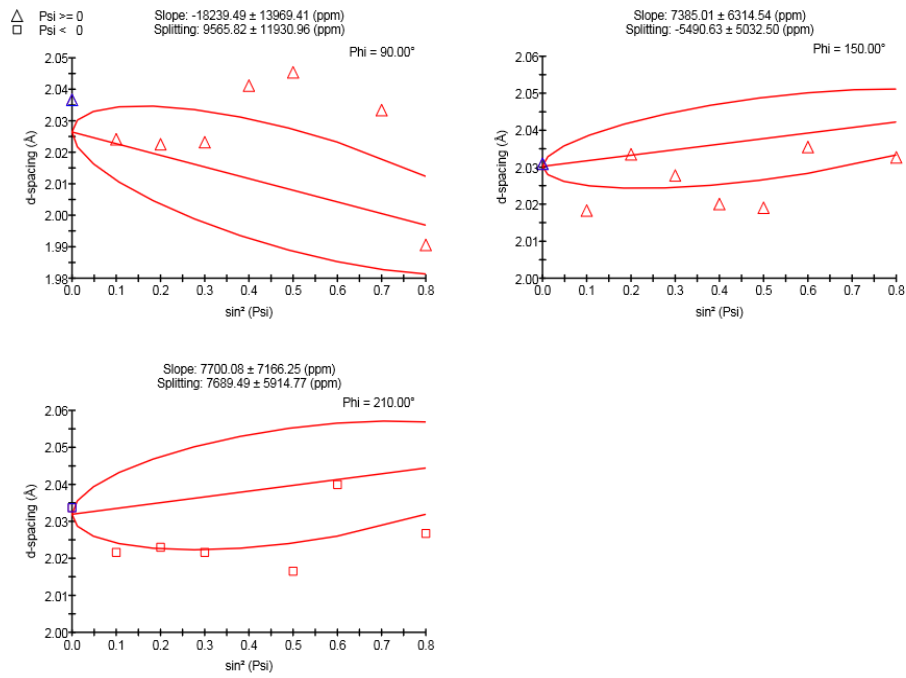
Fonte : [Autor].

Gráfico 19: Curva da amostra resfriada em salmoura ($2\theta \approx 82,33$).

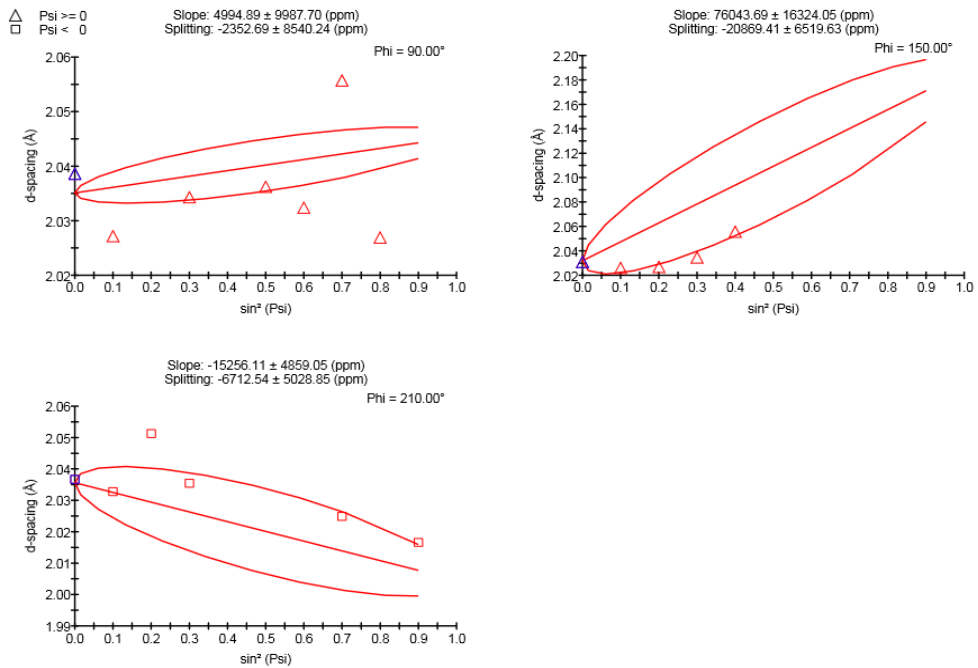
Fonte : [Autor].

Gráfico 20: Curva da amostra resfriada em salmoura ($2\theta \approx 98,87$).

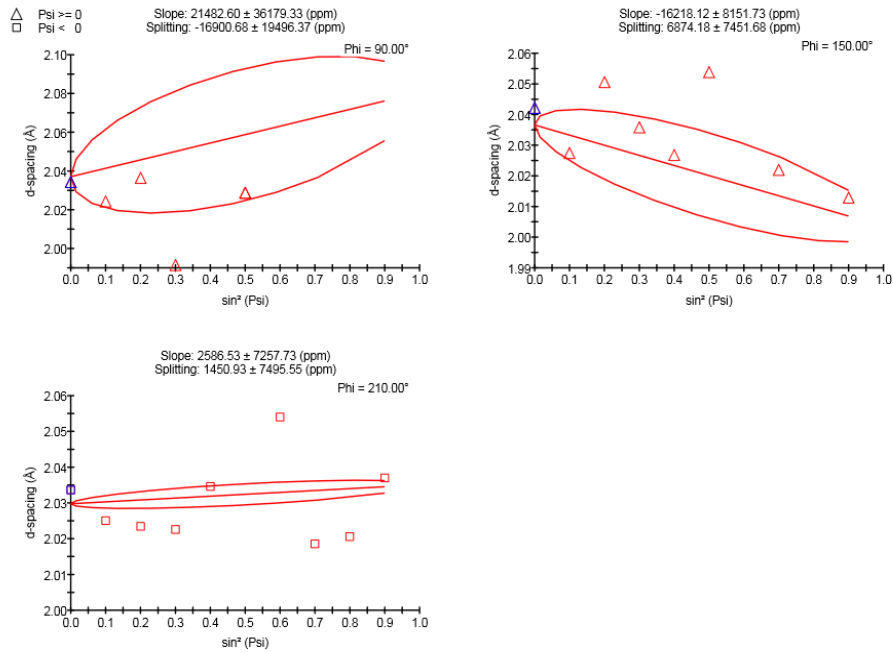
Fonte : [Autor].

Gráfico 21: Curva da amostra resfriada em água ($2\theta \approx 65,05$).

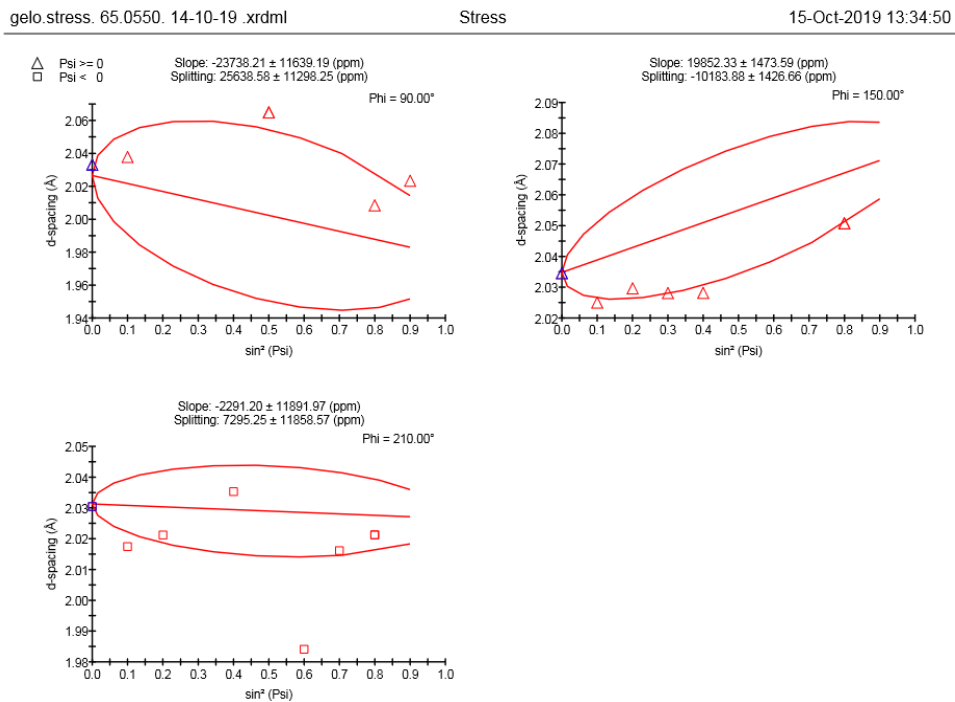
Fonte : [Autor].

Gráfico 22: Curva da amostra resfriada em água ($2\theta \approx 82,33$).

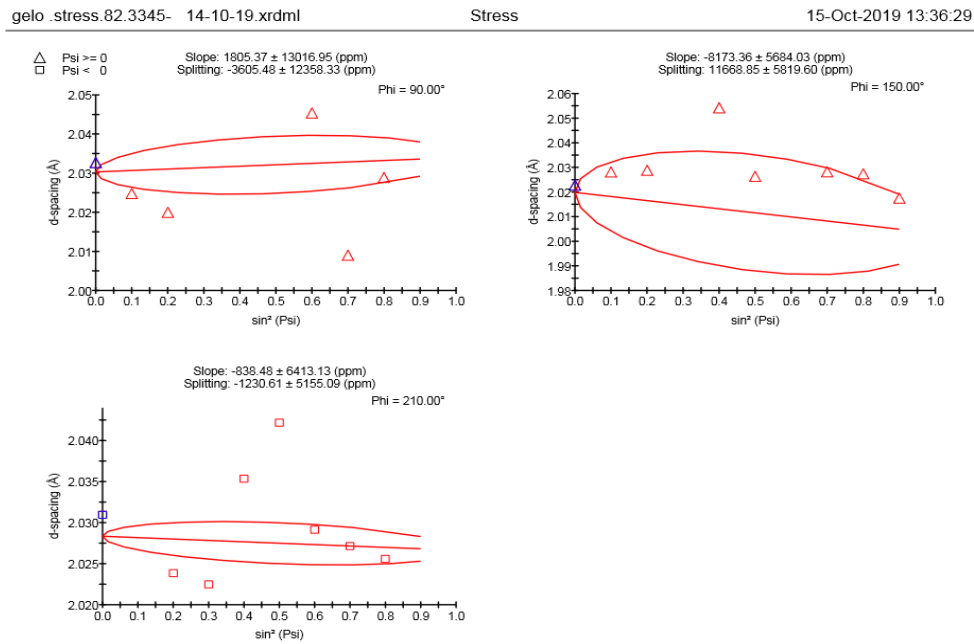
Fonte : [Autor].

Gráfico 23: Curva da amostra resfriada em água ($2\theta \approx 98,87$).

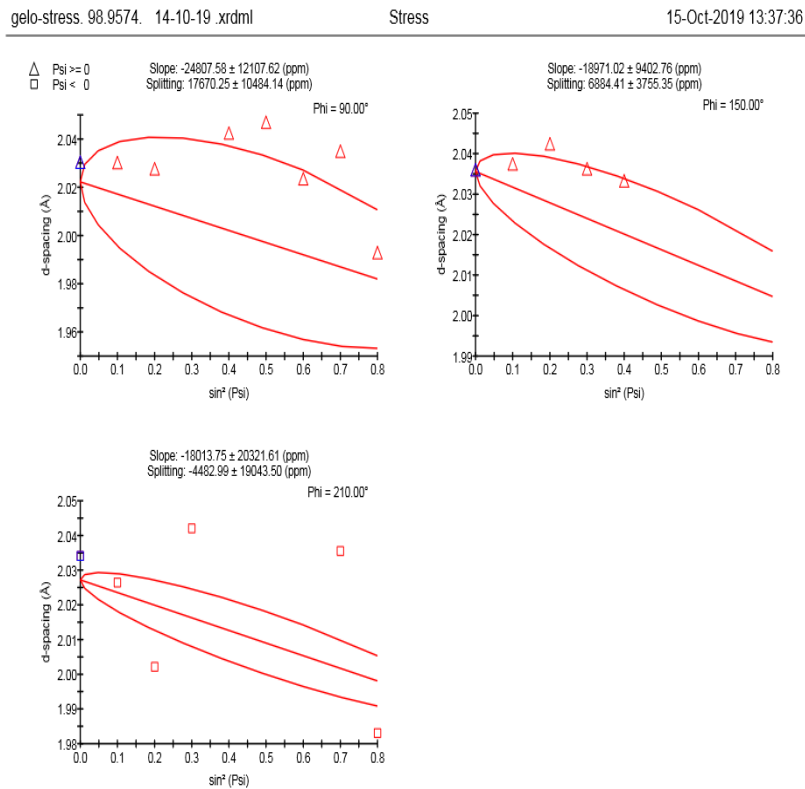
Fonte : [Autor].

Gráfico 24: Curva da amostra resfriada na solução de gelo com NaCl ($2\theta \approx 65,05$).

Fonte : [Autor].

Gráfico 25: Curva da amostra resfriada na solução de gelo com NaCl ($2\theta \approx 82,33$).

Fonte : [Autor].

Gráfico 26: Curva da amostra resfriada na solução de gelo com NaCl ($2\theta \approx 98,87$).

Fonte : [Autor].