UNIVERSIDADE FEDERAL DO ESPÍRITO SANTO
CENTRO TECNOLÓGICO
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

CRYSTIARA PAULA SANTOS DA SILVA

AVALIAÇÃO DO PERFIL DE TENSÃO RESIDUAL EM AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO 304L IRRADIADO COM BAIXA DOSE DE RADIAÇÃO GAMA ORIUNDA DE AREIA MONAZÍTICA

VITÓRIA – ES
2024

UNIVERSIDADE FEDERAL DO ESPÍRITO SANTO
CENTRO TECNOLÓGICO
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

CRYSTIARA PAULA SANTOS DA SILVA

AVALIAÇÃO DO PERFIL DE TENSÃO RESIDUAL EM AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO 304L IRRADIADO COM BAIXA DOSE DE RADIAÇÃO GAMA ORIUNDA DE AREIA MONAZÍTICA

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Espírito Santo, como pré-requisito para obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica.

Orientador: Dr. Marcos Tadeu D'Azeredo Orlando.

VITÓRIA – ES
2024

Ficha catalográfica disponibilizada pelo Sistema Integrado de
Bibliotecas - SIBI/UFES e elaborada pelo autor

SANTOS DA SILVA, CRYSTIARA PAULA, 1995-
S237a AVALIAÇÃO DO PERFIL DE TENSÃO RESIDUAL EM AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO 304L IRRADIADO COM BAIXA DOSE DE RADIAÇÃO GAMA ORIUNDA DE AREIA MONAZÍTICA / CRYSTIARA PAULA SANTOS DA SILVA. 2024.
78 f. : il.

Orientador: MARCOS TADEU D'AZEREDO ORLANDO.
Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal do Espírito Santo, Centro Tecnológico.

1. TENSÃO RESIDUAL. I. ORLANDO, MARCOS TADEU D'AZEREDO. II. Universidade Federal do Espírito Santo. Centro Tecnológico. III. Título.

CDU: 621

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
CENTRO TECNOLÓGICO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO ESPÍRITO SANTO

AVALIAÇÃO DO PERFIL DE TENSÃO RESIDUAL EM AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO 304L IRRADIADO COM BAIXA DOSE DE RADIAÇÃO GAMA ORIUNDA DE AREIA MONAZÍTICA

CRYSTIARA PAULA SANTOS DA SILVA

COMISSÃO EXAMINADORA

Prof. Dr. Marcos Tadeu D'Azeredo Orlando
(Orientador – PPGEM/UFES)

Prof. Dr. Carlos Augusto Cardoso Passos
(Examinador Interno – PPGEM/UFES)

Prof. Dr. Adonias Ribeiro Franco Júnior
(Examinador Externo – IFES)

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Espírito Santo como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Vitória/ES, 29 de fevereiro de 2024.

Ao Caio e Dierxedes, razão da minha vida.

A Maria Aparecida e Paulo Sérgio, que me deram a vida.

As minhas queridas irmãs, pelos incentivos.

A Deus pela sua infinita bondade.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus pela oportunidade, por me fazer alcançar esta conquista em minha vida. Porque tudo é possível aquele que crê.

Agradeço a minha família pelo apoio, pois não conseguiria sozinha, em especial a minha mãe, Maria Aparecida, pelas orações, ao meu pai, Paulo Sérgio, pelo carinho, e ao meu marido, Dierxedes Venâncio, pela motivação a nunca desistir.

Agradeço ao meu filho, Caio, meu príncipe, que motiva a seguir todos os dias.

Á Universidade Federal do Espírito Santo e ao Programa de Pós- graduação de Engenharia pela oportunidade.

Ao meu professor orientador, Dr. Marcos Tadeu D'Azeredo Orlando, por todos os ensinamentos, a compreensão, a paciência e persistência.

Agradeço também ao meu diretor, Luciano Beite, por todo o apoio.

Agradeço aos amigos que fiz durante o curso e durante está caminhada. Que sabem o que eu vivi durante este período, e me deram apoio, se preocuparam e me incentivaram a prosseguir.

A todos os meus irmãos de fé, que me ajudaram a perseverar e não desistir, em especial à minha madrinha Vanusa, e as minhas amigas Bruna e Edilene.

As minhas amigas do trabalho.

As minhas irmãs Cristina, Mayara, Jaqueline e Patrícia, por todo o incentivo e força.

A todos os meus professores, obrigada pela dedicação a vida acadêmica e por todos os ensinamentos.

“Há uma força motriz mais poderosa que o vapor, a eletricidade e a energia atômica: a vontade”.

Albert Eistein

RESUMO

A areia monazítica de Guarapari- ES- Brasil é formada por uma combinação de elementos raros. Dentre os elementos que a compõe, está o tório, que é um elemento radioativo. Este estudo investigou a interação entre a radiação gama oriunda do tório e o aço 304L. Neste estudo em chapas de aço 304L, verificou-se a presença de tensões residuais devido às deformações plásticas, em um processo de laminação a frio. Essas tensões apresentam um perfil ao longo da espessura da chapa. O trabalho aqui descrito investigou o efeito de uma dose acumulada de 200mGy sobre o perfil de tensão residual de uma amostra de aço 304L. O método utilizado para essa investigação foi o método de difração de Raios X. Seu escopo pôde ser ampliado pelo uso concomitante do eletropolimento para remoção incremental sucessiva de material, possibilitando a obtenção do perfil da tensão residual. As tensões residuais foram determinadas pela técnica $sen^2\psi$, utilizando um difratômetro com fonte de radiação CuKα (λ=0,1542nm). Como conclusão, verificou-se que não houve influência da radiação natural na areia monazítica sobre o perfil e os valores de tensão residual da amostra irradiada, o que significa dizer que a exposição do aço 304L a uma radiação de 200mGy de radiação gama não foi suficientemente alta para alterar a tensão residual do aço, considerando os parâmetros utilizados neste trabalho.

Palavras-Chave: Areia monazítica. Aço 304. Tensão residual. Difração de Raios X.

ABSTRACT

The monzitic sand of Guarapari- ES- Brazil is formed by a combination of rare elements. Among the elements that make it up is thorium, which is a radioactive element. This study investigated the interaction between gamma radiation from thorium and 304L steel. In the study on 304L steel sheets, the presence of residual stress due to plastic deformation was verified in a cold rolling process. These stress present a profile along the thickness of the sheet. The work described here investigated the effect of an accumulated dose of 200mGy on the residual stress profile of a 304L steel sample. The method uses for this investigation was the X-ray diffraction method. Its scope could be expanded by concomitant use of electropolishing for successive incremental removal of material, making it possible to obtain the residual stress profile. Residual stress were determined by the $\sin^2\psi$ technique, using a diffractometer with a CuKα radiation source (λ=0.1542nm). In conclusion, it was found that there was no influence of natural radiation in monazite sand on the profile and residual stress values of irradiated sample, which means that the exposure of 304L steel to radiation of 200 mGy of gamma radiation was not high enough to change the residual stress of the steel, considering the configurations used in this work.

Keywords: Monazite sand. 304L steel. Residual stress. X-ray diffraction.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1- Microestrutura de uma placa de aço 304: (a) Totalmente austenítica; (b) austenita com lamelas de ferrita 24
Figura 2- Diagrama Pseudobinário do sistema Fe-Cr-Ni com 70% de Ferro 25
Figura 3- Diagrama de Fases: (a) Ferro-cromo com 8% de Níquel; (b) Ferro- níquel com 18% de cromo 27
Figura 4- Dependência da resistência ao impacto com a Temperatura: (a) aços inoxidáveis austeníticos; (b) duplex; (c) ferríticos 30
Figura 5- (a) Deformação heterogênea em um processo de laminação de chapa fina; (b) representação esquemática da distribuição de tensão residual longitudinal por toda espessura da chapa 35
Figura 6- Diferentes tipos de tensão residual 38
Figura 7- As tensões residuais surgem de desajustes entre diferentes regiões ou fases em um material: diferentes tipos de micro e macro tensões residuais 39
Figura 8- Classificação dos métodos para medição da tensão Residual 42
Figura 9- Difração de Raios X em uma rede cristalina 45
Figura 10- Raios X em sólidos cristalinos 46
Figura 11- Espectrômetro de Raios X 47
Figura 12- Variação do espaçamento dos planos cristalinos com a tensão 47
Figura 13- Efeito da deformação na largura da rede cristalina e o deslocamento de pico 48
Figura 14- Barra submetida a tensão uniaxial com Raios X refletidos em planos paralelos ao eixo. Os planos da rede mostrados pertencem ao conjunto de planos hkl. Np: plano normal de reflexão 51
Figura 15- Tensões na superfície de um corpo submetido a um carregamento triaxial 53
Figura 16- (a) Diagrama esquemático de espaçamento interplanar. (b) e (c) Orientações do Raios X em relação a amostra. Ns- normal ao plano da superfície. Np- normal ao plano de reflexão 53
Figura 17- Elipsoide de Tensão-deformação 56
Figura 18- Amostra do aço inoxidável UNS 30400, como recebida 61
Figura 19- Fluxograma da metodologia utilizada 62
Figura 20-Tensão em uma placa plana após remoção de camada 66
Figura 21- Variação da distância interplanar com $sen^2\psi$ para a amostra não irradiada 68
Figura 22- Perfil das Tensão Residual totais médias em relação a profundidade 70

Figura 23- Variação da distância interplanar com sen²ψ para a amostra irradiada 71
Figura 24- Perfil das Tensões Residuais totais médias em relação a profundidade da amostra irradiação 72
Figura 25- Comparação entre a tensão residual medida da amostra não irradiada com a amostra irradiada 73
Figura 26- Comparação entre a tensão residual corrigida da amostra não irradiada com a amostra irradiada 73

LISTA DE TABELAS

Tabela 1- Composições Típicas para baixas ligas de Aços Inoxidáveis Austeníticos 23
Tabela 2- Propriedades mecânicas mínimas para os aços inoxidáveis austeníticos forjados, à temperatura ambiente 28
Tabela 3- Influência da Radiação nas propriedades dos Materiais 32
Tabela 4- Resumo de várias técnicas de medição e seus atributos, com valores de resolução e penetração e tipos de tensões residuais 41
Tabela 5- Deformações para diferentes direções 54
Tabela 6- Composição química das amostras (como recebida, informada pelo fabricante) ... 61
Tabela 7- Módulo de elasticidade e coeficiente de Poisson do Aço Inoxidável Austenítico .. 66
Tabela 8- Resultados da tensão Média total calculada e corrigida para diferentes profundidades da amostra não irradiada 69
Tabela 9- Resultados da tensão Média total calculada e corrigida para diferentes profundidades da amostra irradiada 71

LISTA DE ABREVIATURAS

ASTM	-	Sociedade Americana de Testes e Materiais
CFC	-	Cúbica de face Centrada
CNEN	-	Comissão Nacional de Energia Nuclear
DRX	-	Difração de Raios X
GTAW	-	Arco de gás de Tungstênio
NRPS	-	Simulador Físico de Radiação Natural

LISTA DE SÍMBOLOS

Ce	-	Cério
La	-	Lantânio
Y	-	Ítrio
Th	-	Tório
PO_4	-	Fosfato
Ψ	-	Inclinação do plano difratado
C	-	Carbono
N	-	Nitrogênio
Cu	-	Cobre
Cr	-	Cromo
Ni	-	Níquel
Mo-	-	Molibdênio
Mn	-	Manganês
Si	-	Silício
δ	-	Ferrita delta
A	-	Fase ferrítica
δ	-	Ferrita delta
$M_{26}C_6$	-	Carboneto de Cromo
σ	-	Fase sigma
Fe	-	Ferro
χ	-	Fase Chi
η	-	Fase eta
M_{d30}	-	Temperatura de Início de Transformação da Martensita
Mo-99	-	Radioisótopo Molibidênio-99
γ	-	Fase austenita
α	-	Fase ferrítica
σ_I	-	Macro tensão Tipo I
σ_{II}	-	Micro Tensão tipo II
$\sigma_I II$	-	Micro Tensão tipo III
Ti	-	Titânio
Al-	-	Alumínio

λ	-	Comprimento de onda
d	-	Distância interplanar
θ	-	Ângulo de Bragg
n	-	número inteiro
d_1	-	distância interplanar antes da aplicação de tensão
d_2	-	distância interplanar após aplicação de tensão
σ	-	tensão normal
d_0	-	distância interplanar inicial
σ_y	-	tensão normal na direção y
ε_y	-	deformação na direção y
ΔL	-	variação do comprimento
L_O	-	Comprimento Inicial
L_f	-	Comprimento Final
ε_x	-	Deformação na direção x
ε_z	-	Deformação na direção z
E	-	Módulo de Young
D_O	-	Diâmetro Inicial
D_f	-	Diâmetro Final
υ	-	Coeficiente de Poisson
d_n	-	Espaçamento dos planos paralelos
hkl	-	Índices de Miller
N_p	-	Normal ao plano
ϕ	-	Direção principal da amostra
ε_Ψ	-	Deformação formada com o ângulo Ψ
σ_ψ	-	Tensão em relação ao ângulo Ψ
σ_ϕ	-	Tensão Residual superficial
ε_ϕ	-	Componente de deformação
m	-	Coeficiente angular da reta obtida no gráfico ε versus $sen^2\psi$
b	-	Coeficiente Linear da obtida no gráfico $\Delta d/d$ versus $sen^2\psi$
CuK_α	-	Radiação característica do alvo de cobre
$\sigma(z_1)$	-	Tensão corrigida para a espessura z
σ_m	-	Valor da tensão medido

H	-	Espessura inicial da peça
Δz_1	-	Mudança de espessura após remoção da camada

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO 18
2 OBJETIVO 20
2.1 OBJETIVO GERAL 20
2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS 20
3 REVISÃO DA LITERATURA 21
3.1 AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS 21
3.1.1 Metalurgia Física e Mecânica do aço Austenítico 23
3.1.2 Formação de Martensita 26
3.1.3 Propriedades Mecânicas do aço Austenítico 28
3.2 EXPOSIÇÃO DE MATERIAIS A RADIÇÃO 30
3.3 TENSÕES RESIDUAIS 33
3.3.1 Micro e Macrotensões 37
3.3.2 Métodos de Medição de Tensões Residuais 39
3.3.3 Mensuração da Tensão Residual 49
4 MATERIAL E MÉTODO 61
4.1 MATERIAL 61
4.2 DIAGRAMA ESQUEMÁTICO DA METODOLOGIA 62
4.2.1 Corte da amostra 63
4.2.2 Preparação da amostra irradiada 63
4.2.3 Desbaste Eletroquímico 63
4.2.4 DRX 65
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES 68
5.1 AMOSTRA NÃO IRRADIADA 68
5.2 AMOSTRA IRRADIADA 70
5.3 COMPARAÇÃO ENTRE OS PERFIS DE TENSÃO RESIDUAL PARA AMOSTRA NÃO IRRADIADA E IRRADIADA 73
6 CONCLUSÃO 74
7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS 75
REFERÊNCIAS 75

1 INTRODUÇÃO

Algumas praias do estado do Espírito Santo apresentam areais escuras, que habitualmente são chamadas de areias monazíticas. Este termo, de origem grega manazeim, quer dizer, estar solitário, o que faz referência à raridade do mineral. A monazita se concentra em areais na forma de fosfato de metais de terras raras e de tório, em essência (Ce, La, Y, Th) PO_4 (Coelho, 2005, p.1). O tório, sendo um elemento radioativo, faz com que a areia monazítica apresente uma radiação natural, mostrando uma correlação positiva entre o composto Cheralita (Silva; Passamai; Orlando, 2023, p.1). As praias com este tipo de areia apresentam pico de radiação natural elevado, de até 60 μGy.h^{-1} (Orlando, 2014, p.1).

Efeitos da radiação sobre peças metálicas são estudados para a utilização em construções de reatores nucleares (Baptista, 2018, p. 6). Porém, pouco se conhece sobre efeitos de baixas doses de radiação sobre os metais, uma vez que se entende que baixas doses não causam modificações nas distorções e nas lacunas das redes cristalinas. Entretanto, tensões residuais em redes metálicas são suscetíveis a modificações frente baixas intensidades de energia oriundas de processos térmicos, tais como recozimento.

Paralelamente a este fato, é sabido que qualquer perturbação imposta a um determinado material ou peça, como remoção de material, aplicação de carregamentos mecânicos ou térmicos, altera o estado de tensões da peça, implicando em uma nova redistribuição de tensões, até que todas alcancem o equilíbrio novamente. E que a presença de tensões residuais pode ocasionar alterações nas propriedades mecânicas dos materiais, podendo até mesmo, resultar em defeitos durante o seu uso (Guo *et al*., 2021, p.54).

É conhecido ainda que quando uma peça de metal policristalino é deformada plasticamente, em um processo de laminação, por exemplo, cada grão muda de forma podendo achatar-se ou alongar-se, na direção da laminação. Tal mudança é determinada não só pelas forças aplicadas à peça, mas também ao fato de que cada grão contém superfícies de contato com o grão vizinho. Essa interação faz com que cada grão não esteja livre para deformar-se, diferente dos casos de um cristal isolado. A restrição imposta pelos grãos vizinhos faz com que um grão deformado plasticamente em um agregado sólido cause uma condição de dobre ou torção na rede cristalina, ou ainda um estado de tensão ou compressão uniforme. Então, diz-se que o material possui tensão residual (Cullity, 1978, p.285).

Os aços inoxidáveis do tipo 304L podem ser utilizados desde aplicações em temperaturas criogênicas à elevadas temperaturas (750°C). Os aços austeníticos apresentam uma ampla gama de aplicação, incluindo aplicação na construção de suportes estruturais, equipamentos médicos, uso arquitetônico e equipamentos de cozinha (Lippold; Kotecki, 2005, p.142), e ainda em estruturas soldadas, equipamentos para indústria de laticínios, pias, linhas de exaustão, estruturas metálicas para construção e por fim, em talheres e bandejas (Aperam, 2021, p.1). O processo de laminação a frio é muito utilizado na produção de chapas de aço. Portanto, é importante avaliar o efeito da tensão residual e o estado de tensão das peças, a fim de que forneça informações que possibilitem a previsão de deformações de usinagem e análises de resistência, revelando-se, desse modo, como uma tarefa de grande valia, no âmbito da pesquisa.

O estudo aqui descrito investigou a influência da radiação gama de baixas doses da areia monazítica, na tensão residual do aço inoxidável 304L laminado a frio, utilizando o método de difração de Raios X, usando a técnica $sen^2\psi$. O conceito de baixas doses foi estabelecido neste estudo tomando como um conceito, as doses médias empregadas na literatura para criar defeitos em materiais que é de 1Gy.

2 OBJETIVO

2.1 OBJETIVO GERAL

Avaliar e comparar o perfil de tensão residual de um aço inoxidável austenítico 304L laminado a frio com uma amostra do mesmo aço submetida à irradiação gama oriunda da areia monazítica, através da técnica de difração de Raios X, usando remoção escalonada e sucessiva de material.

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

Este trabalho tem como objetivos específicos:

- Irradiar uma amostra de aço inoxidável austenítico 304L laminado à frio com radiação gama, durante um período de aproximadamente um ano (dose de 200 mGy de radiação gama).
- Utilizar o desbaste eletroquímico na amostra irradiada e da amostra não irradiada;
- Utilizar a técnica de difração de Raios X, usando o método $sen^2\psi$, para cada passe de desbaste eletroquímico da amostra irradiada e não irradiada;
- Corrigir os valores obtidos da tensão residual pela fórmula proposta por Moore e Evans (Fitzpatrick *et al*., 2005, p.38);
- Comparar e avaliar os perfis de tensão residual de profundidade da amostra irradiada e com o da amostra não irradiada.

3 REVISÃO DA LITERATURA

3.1 AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS

Os aços mais comuns e familiares dentre os aços inoxidáveis são os aços inoxidáveis austeníticos. Facilmente reconhecido como não magnéticos, os aços inoxidáveis austeníticos são extremamente soldáveis e moldáveis, podendo ser usados com sucesso desde temperaturas criogênicas às temperaturas de motores a jato e fornos incandescentes. Possuem boa resistência à corrosão, graças ao teor de cromo em sua composição e nitrogênio em solução. A escolha do aço inoxidável a ser usado tem como base a liga que o componente será construído, de forma que tenha menor custo para produção, e boa manutenibilidade. Apesar dos aços inoxidáveis ferríticos apresentarem resistência à corrosão comparáveis a dos aços austeníticos, não apresentam boa tenacidade em temperaturas abaixo da temperatura ambiente ou quando a espessura ultrapasse 1,5 mm. Possuem ausência de ductilidade especificamente se for necessário mais que 30% de alongamento, além de serem suscetíveis a fases fragilizantes em altas temperaturas. Os aços austeníticos são os mais comumente usados, devido ao fato de fornecerem resultados previsíveis as exigências de resistência à corrosão e excelentes propriedades mecânicas. Se for utilizado, de forma sábia, estes aços podem reduzir custos no projeto. Além disso, são ligas fáceis de serem usada com custo por ciclo de vida mais baixo do que muitos outros materiais (McGuire, 2008, p. 69).

Os aços inoxidáveis austeníticos são utilizados com frequência em aplicações que necessitam de boa resistência à corrosão atmosférica ou em temperaturas elevadas. As versões com menor resistência à corrosão, deste tipo de aço, podem suportar o ataque corrosivo do ambiente cotidiano, enquanto as versões mais resistentes suportam até água do mar fervente (McGuire, 2008, p.69).

Esta categoria de aço é considerada soldável, necessitando de alguns cuidados. Comumente, são adicionados alguns elementos que promovem a formação de austenita, tais como C, N e Cu (geralmente, acima de 8% em peso). O carbono é adicionado a fim de promover melhoras da resistência à fluência do material, em altas temperaturas, enquanto o Ni melhora a resistência, principalmente nas aplicações em temperatura ambiente e criogênica. A presença destes elementos de liga, tornam o aço austenítico mais caro do que os aços ferríticos e martensíticos de baixo e médio carbono, entretanto, apesar do custo, suas vantagens são ímpares,

principalmente no que diz respeito à soldabilidade e formabilidade, que na maioria das vezes, reduzem o custo total, em relação aos demais grupos de aços inoxidáveis. Além disso, possuem boa ductilidade e tenacidade, exprimindo alongamento significativo durante o carregamento de tração (Lippold; Kotecki, 2005, p.141)

Mesmo que exista uma grande variação de aços inoxidáveis austeníticos, as ligas da série 300 são as mais utilizadas. A maior parte destas ligas, tem como base o sistema 18 Cr-8Ni, com elementos de ligas adicionais ou com modificações para aprovisionar propriedades aprimoradas ou únicas. O tipo 304 é a base desta série de ligas e junto ao 304L, representa o tipo de austenítico mais frequentemente utilizado. Os aços austeníticos apresentam uma ampla gama de aplicação, incluindo suporte estrutural, equipamentos médicos, uso arquitetônico e equipamentos de cozinha. Estes aços não só são escolhidos devido a sua resistência à corrosão, mas também devido ao fato de serem altamente conformáveis, fabricáveis e duráveis. Alguns graus altamente ligados podem ser utilizados para serviços em temperaturas mais elevadas (acima de 1000º C). Além dos altos níveis de cromo, estas ligas contêm também altos níveis de silício, ou as vezes de alumínio e carbono, a fim de manter a resistência à oxidação e/ou carbonetação e resistência (Lippold; Kotecki,, 2005, p.142).

Os aços austeníticos de baixa liga formam a maior parcela de todo aço inoxidável produzido, a saber, 201, 301 e 304. As ligas com menos de 20% de cromo e 14% de níquel podem cair nesta categoria, de forma não oficial. Tais ligas, como o próprio nome já diz, são inoxidáveis e possuem resistência à corrosão suficiente a fim de serem usados em qualquer ambiente, seja interno ou externo, salvo em ambientes costeiros. São facilmente soldáveis e moldáveis, e podem admitir muitos acabamentos superficiais, fazendo-se assim, uma liga de uso em geral. A Tabela 1 lista algumas composições típicas para os aços austeníticos de baixa liga. Os fatores determinantes para a composição do aço são a finalidade, custos da matéria-prima e a preferência de um determinado fabricante. As composições destas ligas são determinadas pelo uso final pretendido (McGuire, 2008, p.72).

Na Tabela 1, a palavra “desenho” indica ligas com teor de níquel mais alto para menor endurecimento por trabalho a frio. Já a palavra “tubulação”, indica ligas com alto teor de enxofre a fim de facilitar a penetração do arco de gás de tungstênio no processo de soldagem (GTAW). Por fim, a palavra “tensão” indica níveis liga mais baixas, para aumentar a taxa de endurecimento do material, sendo indicado para condições de trabalho a frio de alta resistência. A principal diferença entre as baixas ligas está na taxa de endurecimento: quanto mais pobre

for a liga, menos austenita estável terá. Portanto, a austenita instável poderá ser transformada em algo mais duro, como a martensita (casos de alta taxa de deformação). Este fato aumenta o endurecimento por trabalho a frio e a ductilidade, visto que tal fato, atrasa o início da estricção (McGuire, 2008, p.72-73).

Tabela 1- Composições Típicas para baixas ligas de Aços Inoxidáveis Austeníticos.

Liga	Designação	C	N	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Outros	Outros	Outros
201	S210100	0,08	0,07	16,3	4,5	0,2	7,1	0,45	0,001S	0,03P	0,2 Cu
201 Desenho	S220100	0,08	0,07	16,9	5,4	0,02	7,1	0,5	0,001S	0,30P	0,6 Cu
301 Tensão	S30100	0,08	0,4	16,6	6,8	0,2	1,0	0,45	0,001S	0,03P	0,3 Cu
301 Desenho	S30100	0,08	0,04	17,4	7,4	0,02	1,7	0,45	0,007S	0,03P	0,6 Cu
304	S30400	0,05	0,05	18,3	8,1	0,3	1,8	0,45	0,001S	0,03P	0,3 Cu
304 Desenho	S30400	0,05	0,04	18,4	8,6	0,3	1,8	0,45	0,01S	0,03P	0,3 Cu
304 Tubulação	S30403	0,02	0,09	18,3	8,1	0,3	1,8	0,45	0,013S	0,030 P	0,4 Cu
321	S32100	0,05	0,01	17,7	9,1	0,03	1,0	0,45	0,001S	0,03P	0,4Ti

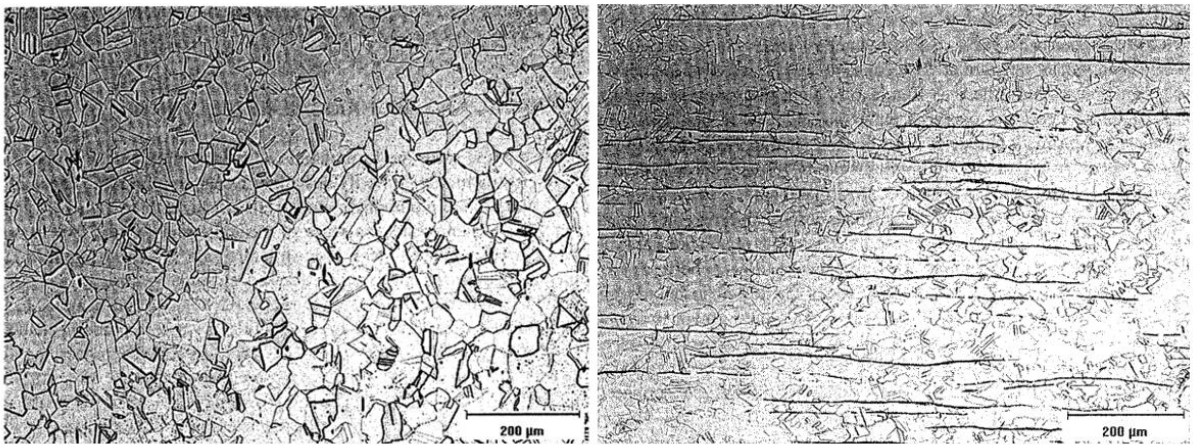
Fonte: adaptado de McGuire (2008).

3.1.1 Metalurgia Física e Mecânica do aço Austenítico

Os aços inoxidáveis austeníticos são formulados e processados, termomecanicamente, de forma que a estrutura principal seja a austenita. Conforme for o equilíbrio entre os elementos promotores de ferrita e de austenita, a microestrutura será totalmente austenítica, ou ferrítica e martensítica. A seguir estão dois exemplos de microestruturas de aço austenítico forjado. Na Figura 1a, a microestrutura corresponde em grãos de austenita equixiais. Já, na Figura 1b, Ferrita residual de alta temperatura, ferrita delta (δ), é alinhada ao longo da direção da laminação. A formação desta ferrita deve-se a segregação de elementos promotores de ferrita, sendo o principal, o cromo, presente em uma fração volumétrica relativamente baixa (2 a 3%), formado durante o processo de solidificação e processamento termomecânico. Todavia, mesmo que não seja considerável prejudicial, na prática, a presença da ferrita nas microestruturas

forjada pode causar reduções na ductilidade e principalmente na tenacidade dos aços inoxidáveis austeníticos. Além disso, também pode propiciar a precipitação de carbonetos, $M_{26}C_6$, e da fase sigma (σ), que atuará como agente fragilizante do aço inoxidável (Lippold; Kotecki, 2005, p.147).

Figura 1- Microestrutura de uma placa de aço 304: (a) Totalmente austenítica; (b) austenita com lamelas de ferrita.



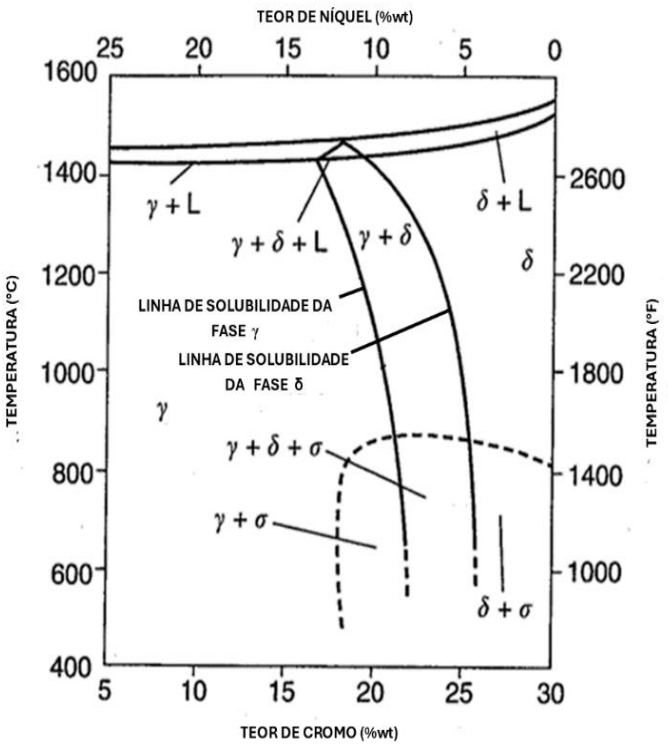
(a) (b)

Fonte: Adaptado de Lippold; Kotecki (2005).

A transformação dos aços inoxidáveis austeníticos pode ter seu comportamento descrito conforme o diagrama Fe-Cr-Ni a 70% de ferro, representado pela Figura 1. Pode-se notar que a solidificação primária dos aços inoxidáveis austeníticos pode ocorrer tanto como austenita como ferrita. A fronteira entre estas fases primárias de solidificação é de aproximadamente 18Cr-12Ni. Quando há medidas mais altas de cromo/níquel, a solidificação primária acontece na fase ferrita delta, do contrário, a solidificação primária ocorre na fase austenítica. Há uma pequena região triangular dentro da faixa de temperatura de solidificação, em que as fases austenita, ferrita e líquida coexistem. As ligas que se solidificam como ferrita, podem apresentar-se totalmente como ferríticas ou podem apresentar tanto a fase ferrítica como austenítica ao final da solidificação. Em consequência da inclinação da reta da linha de solubilidade de ferrita e austenita, boa parte ou toda ferrita de transforma em austenita nas condições de equilíbrio para o resfriamento, como ocorre na liga 20Cr- 10Ni, em que a estrutura se torna totalmente austenítica após o resfriamento desde 1000°C. Já para resfriamento rápidos, como corre nos processos de soldagem, a transformação é suprimida, restando alguma ferrita na microestrutura (Lippold; Kotecki, 2005, p.147).

Dependendo da composição e do tratamento térmico, uma grande variedade de precipitados pode ser formada nos aços austeníticos. Devido ao fato de o cromo ser um forte formador de carbonetos, os carbonetos fazem-se presentes em praticamente todos os aços austeníticos. Outros elementos como Mo, Nb e Ti também promovem a formação de carbonetos. Todavia, deve-se dar atenção a precipitação de carbonetos $M_{23}C_6$, pois influenciam muito na resistência à corrosão. Esses carbonetos precipitam-se de forma muito rápida, ao longo dos contornos de grãos, entre a temperatura de 700 a 900°C. Para maiores intervalos de tempo, os carbonetos presentes nos contornos irão causar corrosões intergranulares quando estiver exposto a determinados ambientes. Tal reação é ainda mais aceleradas em processos de conformação a frio. As fases sigma (σ), chi (χ), eta (η), G também podem ser formadas, principalmente nas ligas que contenham adições de Mo, Nb e Ti. Geralmente, estas fases são formadas após a exposição prolongada em elevadas temperaturas, resultando na fragilização do aço (Lippold; Kotecki, 2005, p.149).

Figura 2- Diagrama Pseudobinário do sistema Fe-Cr-Ni com 70% de Ferro.



Fonte: Adaptado de Lippold e Savage (1979).

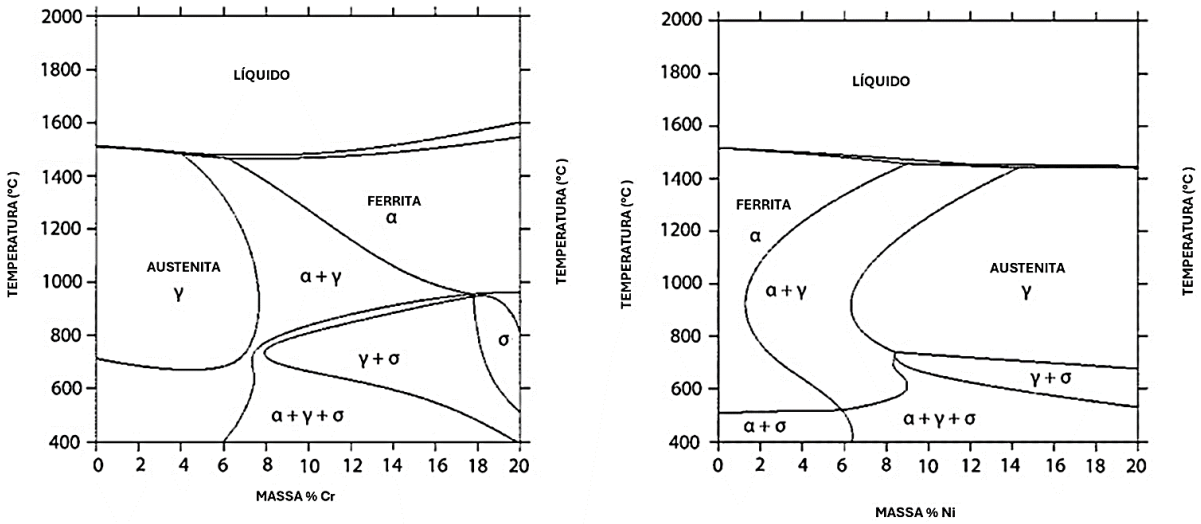
3.1.2 Formação de Martensita

É termodinamicante possível formar martensita à temperatura ambiente, porém a força motriz para sua formação pode não ser suficientemente grande para que se forme de forma espontânea. Porém, pelo fato da martensita se formar a partir da austenita instável, pelo mecanismo de cisalhamento sem difusão, então, caso esse cisalhamento for fornecido por forças externas, a martensita poderá ser obtida (McGuire, 2008, p.73). Quando o aço 304L, por exemplo, é submetido a deformação plástica por compressão, tração ou outros processos que causem deformação, pode sofrer transformação da austenita em martensita. Tal transformação é fortemente influenciada pela deformação acima da temperatura de que dá início a transformação espontânea da martensita, M_{d30} (Alves; Paula; Brandão, 2021). Essa transformação varia de acordo com a composição do aço, conforme a Equação (1), pois a composição química da liga influência para uma transformação martensítica mais intensa, visto que a composição química interfere na estabilidade da liga na fase austenítica (Alves; Paula; Brandão, 2021, p.1).

$$\begin{aligned} M_{d30}(°C) = 551 - 462(\%C + \%N) - 9{,}2(\%Si) - 8.1(\%Mn) - 13{,}7(\%Cr) \\ - 29(\%Ni + Cu) - 18{,}5(\%Mo) - 68(\%Nb) - 1{,}42(GS - 8) \end{aligned} \quad (1)$$

O índice desta temperatura é um índice comum de estabilidade da austenita. Esta é a temperatura na qual 50% da austenita se transforma em martensita, para 30% de tensão verdadeira, considerando ligas homogêneas. Caso forem heterogêneas, como nos casos em que ocorre segregação de soluto, como nos processos de soldagem, por exemplo, então deve-se aplicar a equação em escala microscópica. As zonas próximas aos contornos de grão, onde os carbonetos de cromo se precipitam, terão uma tendência bem maior de formar martensita. As Figura 3a e 3b, exibem as mudanças de fases, em função da faixa de composição que abrangem essas ligas (McGuire, 2008, p.73).

Figura 3- Diagrama de Fases: (a) Ferro-cromo com 8% de Níquel; (b) Ferro- níquel com 18% de cromo.



Fonte: Adaptado de McGuire (2008).

A atuação da tensão residual na transformação martensítica são originadas devido à expansão volumétrica da martensita, devido a diferença de energia livre entre as fases de origem e produto, que são alteradas por tração, tensões de compressão, ou por cisalhamento associadas a essa transformação, em que a energia interna de formação de núcleos é modificada por tensões de cisalhamento. Em geral, para a transformação martensítica, a nucleação pode sofrer influência devido a deformações plásticas ou tensões elásticas. Quando uma liga metálica é submetida a uma deformação plástica ocorre variações nas tensões residuais em toda a extensão dos locais de alta densidade de deslocamentos. A nucleação na matriz é promovida na vizinhança das áreas deformadas, não só porque as áreas deformadas sejam como núcleo martensita subcrítica, mas também porque a energia de transformação de um núcleo de tamanho crítico é alterada pela tensão. Pressupondo que a nucleação por unidade de volume seja proporcional a energia de deformação interna, a velocidade com que os núcleos são formados, depende dos fatores de composição química da liga, a taxa de deformação, tipo de fase formada e o modo de tensão mecânica. A formação de martensítica induzida por tensão plástica ou elástica é dita como um processo de transformação autocalítico, na qual o aumento de número de embriões de martensita, dar-se com o aparecimento de novos locais de nucleação, graças a imposição de deformações elásticas ou plásticas ao material (Alves; Paula; Brandão, 2021, p.1)

e podem ser observadas em ligas muito trabalhadas a frio e/ou quando os materiais passam por resfriamento a temperaturas criogênicas (Lippold; Kotecki, 2005, p.151).

3.1.3 Propriedades Mecânicas do aço Austenítico

As mínimas propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis austeníticos são exibidas da Tabela 2. Tais propriedades retratam a condição de acabamento a quente ou recozido. Pode-se notar uma resistência considerável nas ligas por trabalho a frio.

Tabela 2- Propriedades mecânicas mínimas para os aços inoxidáveis austeníticos forjados, à temperatura ambiente.

	Resistência à Tração		**Força de Rendimento**			
Liga	**MPa**	**ksi**	**MPa**	**ksi**	**Alongamento (%)**	**Redução de área (%)**
302	515	75	205	30	40	50
304	515	75	205	30	40	50
304L	480	70	170	25	40	50
308	515	75	205	30	40	50
309	515	75	205	30	40	50
310	515	75	205	30	40	50
316	515	75	205	30	40	50
316L	480	70	170	25	40	50
317	515	75	205	30	40	50
321	515	75	205	30	40	50
330	480	70	205	30	30	---
347	515	75	205	30	40	50

Fonte: Adaptado do Manual ASM, Vol.6, p.468.

As propriedades de tração no estado recozido, se relacionam com a composição, como é de se esperar. A resistência ao escoamento e a resistência a tração a 0,2%, são relacionadas, conforme as seguintes equações (Ulis, 1993, P.579):

$$\begin{aligned} \mathrm{YS(MPa)} = 15{,}4\big[&4{,}4 + 23(\%\mathrm{C}) + 32(\%\mathrm{N}) + 0{,}24(\%\mathrm{Cr}) + 0{,}94(\%\mathrm{Mo}) \\ &+ 1{,}3(\%\mathrm{Si}) + 1{,}2(\%\mathrm{V}) + 0{,}29(\%\mathrm{W}) + 2{,}6(\%\mathrm{Nb}) + 1{,}7(\%\mathrm{Ti}) \\ &+ 0{,}82(\%\mathrm{Al}) + 0{,}16(\%\mathrm{Ferrita}) + 0{,}46(\mathrm{d}^{-1/1/2})\big]. \end{aligned} \tag{2}$$

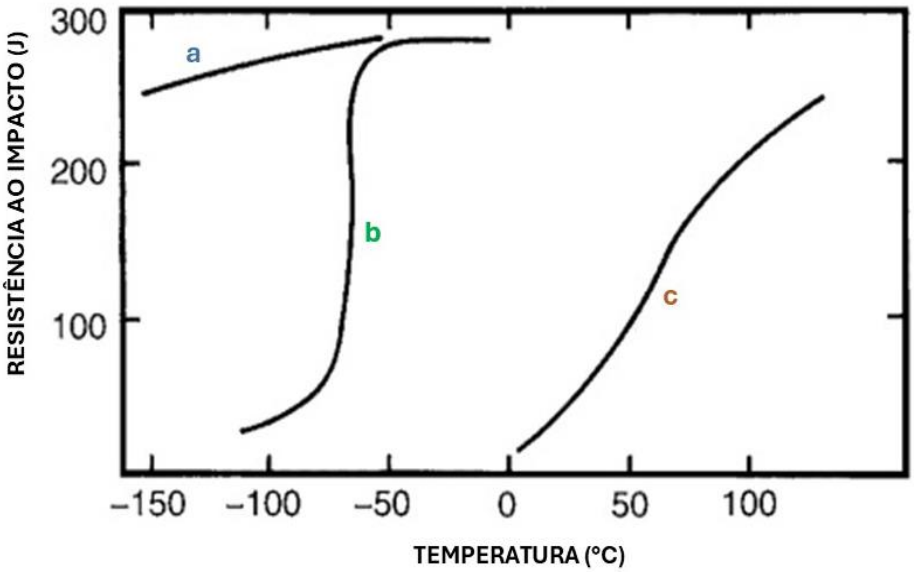
.

Na qual, d representa o diâmetro do grão em milímetros.

$$\mathrm{TS(MPa)} = 15{,}4\left[29 + 35(\%\mathrm{C}) + 55(\%\mathrm{N}) + 2{,}4(\%\mathrm{Si}) + 0{,}11(\%\mathrm{Ni}) + 1{,}2(\%\mathrm{Mo} + 5{,}0(\%\mathrm{Nb}) + 3{,}0(\%\mathrm{Ti}) + 1{,}2(\%\mathrm{Al}) + 0{,}14(\%\mathrm{Ferrita}) + 0{,}82(\mathrm{d}^{-1/2})\right] \quad (3)$$

Mesmo que os aços inoxidáveis austeníticos não tenham um ponto de escoamento, eles podem começar a deformar-se quando atingem 40% da resistência ao escoamento. São considerados totalmente elásticos, em comportamentos que trabalhem em menos da metade do limite de escoamento, sendo que tensões abaixo de dois terços do limite de escoamento causam deformações plásticas quase que insignificantes. Tal comportamento é justificado pela presença de muitos sistemas de deslizamento em sua estrutura, CFC (cúbica de face centrada). Os aços que são altamente trabalhadas a frio são frequentemente usados devido a rua robustez mecânica. Poucos são os materiais metálicos que se comparem as altas forças suportadas por estes aços. As ligas do aço 301, trabalhados a frio, por exemplo, podem produzir resistência mecânica na ordem de 2000 Mpa, graças à transformação da austenita instável. Na ocasião em que forem trabalhados a frio, em graus mais baixos, podem fornecer resistências muito altas, sem que se perca a ductilidade. Além disso, os aços inoxidáveis austeníticos possuem uma dureza excepcional. A resistência ao impacto, à temperatura ambiente, é bastante alta. Fato este que não é nenhuma surpresa, considerando sua elevada resistência a tração e altos alongamentos. Nota-se a ausência de uma transição de temperatura, assim como ocorre nos materiais ferríticos e martensíticos. A Figura 4 mostra a resistência ao impacto de vários aços inoxidáveis austeníticos, com relação à temperatura. Tal fato, deve-se aos múltiplos sistemas de deslizamento presentes na estrutura CFC, sem a necessidade de ativação térmica, o que torna, por exemplo, o aço da série 200, o material criogênico ideal, superando até mesmo o aço martensítico de 9% de níquel em menor custo, em resistência à corrosão e em tenacidade (McGuire, 2008, p.76).

Figura 4- Dependência da resistência ao impacto com a Temperatura: (a) aços inoxidáveis austeníticos; (b) duplex; (c) ferríticos.



Fonte: Adaptado de McGuire (2008).

3.2 EXPOSIÇÃO DE MATERIAIS A RADIÇÃO

O uso das radiações ionizantes tem se intensificado no atual cenário e em diversas áreas, como médica, industrial, agrícola, petrolífera, etc. Entretanto, como trata-se de um fenômeno crítico, por apresentar alta periculosidade, faz-se necessário um rigoroso controle da presença, intensidade e energia destas radiações ionizantes, como também o controle da contenção da radiação para o meio externo, o que torna a seleção de materiais, fundamental para estas aplicações (Baptista, 2018, p. 1). Uma dessas aplicações, que exigem cuidados em seu transporte, é no transporte de substâncias oriundas da radioatividade de equipamentos no uso de medicina nuclear para diagnóstico. Neste caso específico, por exemplo, no Brasil, transporta-se Mo-99 embalados (vasilhames) que apresentam características especiais, conforme as normas de segurança para o transporte de substâncias radioativas (CNEN NE 5.01), que no Brasil é regulamentado pela Comissão Nacional de Energia Nuclear (CNEN). Este regulamento determina requisitos acerca da segurança e proteção contra radiação para garantir um nível adequado a exposição à radiação, para pessoas, bens e meio ambiente, instituindo especificações sobre os tipos de materiais radioativos, requisitos de projetos e testes e seleção de embalagens de transporte De acordo com os estudos feitos por Hara *et al*. (2015, p.10) conclui-se que dentre os materiais selecionados para a blindagem dos containers que transportam estes materiais radioativos, os aços e ligas de Níquel seriam os mais indicados. No

entanto, os aços inoxidáveis possuem um custo consideravelmente reduzido, quando comparados às ligas de níquel, sendo, assim a escolha mais vantajosa (Hara *et al*., 2015, p.2-10).

Novas técnicas nucleares têm sido desenvolvidas nos mais diversos campos da atividade humana, tornando possível a realização de atividades que antes não poderiam ser feitas por meios convencionais ou com maior eficácia. A indústria, em especial, a farmacêutica, a agricultura, medicina e geração de energia são as áreas mais beneficiadas. No caso da geração de energia nuclear, a seleção dos materiais para o projeto do reator nuclear, torna-se fundamental, envolvendo conhecimento de todas as propriedades do material para todas as possíveis situações durante a aplicação do reator, principalmente quanto as mudanças de propriedade em um meio com alta radiação. Os requisitos de propriedades dos materiais utilizados nos reatores podem ser dividir entre as propriedades gerais que são as propriedades convencionais que são referidas na maioria dos projetos de engenharia e em propriedades especiais ou considerações particulares. Essas propriedades especiais requeridas na produção de reatores nucleares, provém das fontes de radiação nuclear, ou irradiação, e das condições do sistema do reator (Perrota, 1999, p.4).

As propriedades características de diversos tipos de materiais com aplicações estruturais e em reatores nucleares, podem ser alteradas de maneira significativa, quando o componente for submetido a irradiação. Tais alterações ocasionadas pela criticidade do ambiente de trabalho podem promover mudanças nas dimensões, perdas de resistência e fragilização catastrófica, levando a redução ou limitação da vida útil dos componentes dos reatores nucleares. No caso dos aços inoxidáveis da série 300 as alterações das propriedades ocorrem em razão dos efeitos da irradiação estarem intimamente relacionados a mudanças na microestrutura e a outros fatores, como fenômenos de corrosão e a fluência (Pasini, 2016, p.15).

Segundo Perrota (1999, p.7), as propriedades dos materiais requeridas para uso em reatores nucleares são:

a) propriedades neutrônicas- são as propriedades que diz respeito quanto a forma de unteração de nêutrons com o material. Tal interação pode ser por fissão, captura e espalhamento. A probabilidade desta interação é chamada de seção de choque. Cada elemento de um certo material possui características próprias da seção de choque de absorção (captua ou

fissão) e de espalhamento. A seleção de material deve fazer com que as propriedades neutronicas do material escolhido sejam compatíveis com a função do material ou componente dentro do reator;

b) radioatividade induzida- a absorção de nêutrons térmicos ou rápidos em um reator nuclear pode ocasionar transmutações nucleares e produção de isótopos instáveis e estáveis. As partículas beta e alfa e a radiação gama emitidas no decorrer das transmutações nucleares e produção de isótopos são denominadas como a radiatividade induzida das reações nucleares. Caso a radiação induzida tenha uma meia vida longa ou a radiação gama seja de alta energia, haverá dificuldades na inspeção, reparação e manutenção sob condições de intensa radiação;

c) estabilidade à radiação- a irradiação com nêutrons em um reator produz mudanças nas propriedades físicas, mecânicas e metalúrgicas dos materiais. Além disso, com a fissão do Urânio ou Plutônio, no combustível, produtos de fissão são produzidos, sendo que alguns deles são gasosos, o que resulta em uma mudança na matriz do material combustível. Observa-se efeitos como inchamento, densificação nos combustíveis, assim como mudanças de propriedades mecânicas, como, por exemplo, alteração na ductilidade e fluência;

d) interação química e interdifusão de partículas- frequentemente, são observadas em espécimes irradiados, interações químicas e interdifusão de partículas entre o material combustível e o material utilizado para revesti-lo. De forma geral, isto pode ocasionar o enfraquecimento da integridade estrutural e a estabilidade à irradiação, assim como inibir a transferência de calor do combustível para o refrigerante.

Tabela 3- Influência da Radiação nas propriedades dos Materiais.

continua

	Propriedade	Efeito da Irradiação (nvt)	Aplicação Principal
a)	**Nuclear**		
	Seção de choque de fissão	diminui	material combustível físsil
	Reatividade	diminui	desempenho do combustível
	Queima de Combustível	aumenta	desempenho do combustível
b)	**Física**		
	Resistividade Elétrica	aumenta	fluxo de corrente
	Susceptibilidade magnética	diminui	geração de campo magnético
	Resistividade Magnética	diminui	
c)	**Térmica**		
	Condutividade térmica	diminui	transf. de calor por condução
	Difusidade térmica	diminui	transf. de calor por condução

	Propriedade	Efeito da Irradiação (nvt)	Aplicação principal
d)	**Mecânica**		
	Tensão de Escoamento	aumenta (material recozido) varia com a temperatura de irradiação (material encruado	materiais estruturais
	Tensão de Ruptura	aumenta (material recozido) varia com a temperatura de irradiação (material encruado	materiais estruturais
	Tensão de escoamento cíclica	aumenta	materiais estruturais
	Ductilidade	diminui	materiais combustíveis e estruturais
	Dureza	aumenta	materiais de controle e estruturais
	Fragilização	aumenta	materiais estruturais
	Temperatura de transição dúctil-frágil	aumenta	materiais estruturais
	Creep	aumenta	materiais estruturais
	Tempo de ruptura por creep	diminui	materiais estruturais
	Resistência a fadiga	aumenta (alto ciclo) diminui (baixo ciclo)	materiais estruturais

Fonte: Adaptado de Perrota (1999).

3.3 TENSÕES RESIDUAIS

Dentre as muitas imperfeições cristalinas existentes, a mais preocupante é a deformação não uniforme, muito características de trabalhos a frio em ligas e em metais (Cullity, 1978, p. 288). Isto ocorre graças as influências internas que tornam a deformação irregular, a saber, mudanças de temperatura e mudanças de fase (Guo *et al*., 2021, p.54).

A presença de tensões residuais pode ocasionar alterações nas propriedades mecânicas dos materiais, podendo até mesmo, resultar em defeitos durante o seu uso (GUO *et al*., 2021, p.54). Em uma última análise, as tensões residuais são resultantes de irregularidades e deslocamentos da rede, relacionados tanto à composição como à história do material (Vourna *et al*., 2018, p.2). Pode-se dizer ainda que as tensões residuais são elásticas e se sobrepõem as tensões originadas pelas cargas de serviço.

A partir de modernas técnicas analíticas e computacionais disponíveis no atual cenário, é possível estimar as tensões em que um componente está submetido. Entretanto, isto não é o suficiente para uma previsão confiável. Muitos casos de falhas eminentes ocorrem devido a

presença de tensões residuais que se combinam com as tensões de serviço e encurtam a vida útil dos componentes. Porém, tensões compressivas podem ser introduzidas, propositalmente, a fim de melhorar a resistência à fadiga (Whiters; Bhadeshia, 2001, p.1).

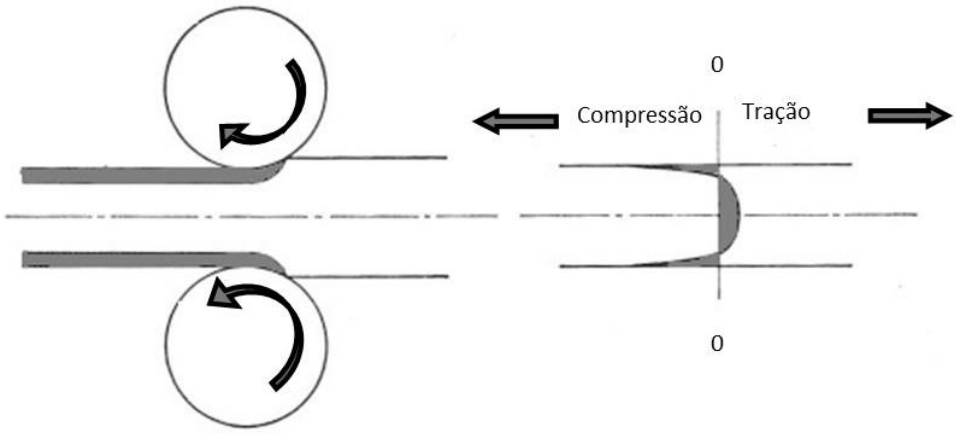
Os processos mais comuns para o aço incluem fundição, laminação, dobra e soldagem, sendo que em todos estes processos, tensão residuais são introduzidas no material. No caso do aço inoxidável austenítico 304, as tensões residuais ocorrem devido à expansão volumétrica da martensita, devido a diferença de energia livre associada à variação de volume entre a fase de origem e o produto (γ e α'), sempre quando for submetido à deformações plásticas, como, por exemplo, no processo de laminação a frio (Alves; Paula; Brandão, 2021, p.1) .

O método geral pelas quais se produz tensões residuais em um processo de conformação está exibido na Figura 5. No exemplo mostrado, as condições de laminação são tamanhas que resultam no escoamento plástico somente nas superfícies da chapa. Os grãos da superfície são, então, deformados e tendem a se alongar. Já os grãos do centro da chapa, por sua vez, permanecem inalterados. Desse modo, como a chapa deve manter-se contínua como um todo, as regiões superficiais e central devem se submeter a uma acomodação de deformações. Portanto, as fibras centrais tendem a impedir as fibras superficiais de se alongarem, enquanto as fibras superficiais tentam esticarem as fibras da parte central da peça. Ao fim, obtém-se uma distribuição de tensões residuais na chapa, consistindo em elevadas tensões compressivas na superfície e tensões trativas ao centro da peça (Figura 5b). De forma geral, o sinal da tensão produzida pelas deformações não-homogêneas será oposto ao sinal da deformação plástica que deu origem a tensão residual. No caso da chapa laminada, as fibras da superfície que foram elongadas, segundo a direção longitudinal pela laminação, permanecem em um estado de tensões residuais compressivas quando a carga externa de laminação for retirada (Dieter, 1981, p.494).

Como o sistema de tensões residuais em um corpo deve estar em equilíbrio estático, a força total atuante em qualquer plano da peça e o momento total das forças que atuam em qualquer plano devem ser zero. Na Figura 5, a área sob a curva correspondente as tensões residuais compressivas, que devem se equilibrar com a área sob a curva correspondentes as tensões trativas, que no caso da laminação, tensões residuais longitudinais. Levando em conta que as tensões residuais são apenas elásticas, ou seja, seu valor máximo é a tensão limite de escoamento, para fins de análise, pode-se considerar as tensões residuais como tensões aplicadas ordinárias. Desse modo, uma tensão residual compressivas, na prática, subtrai-se à

tensão trativa aplicada e uma tensão residual trativa, soma-se a uma tensão aplicada em tração (Dieter, 1981, p.494).

Figura 5- (a) Deformação heterogênea em um processo de laminação de chapa fina; (b) representação esquemática da distribuição de tensão residual longitudinal por toda espessura da chapa.



Fonte: Adaptado de Dieter (1981).

Segundo Kandil, Lord e Grant (2001, p.2), a presença de tensão residual influencia não só na resistência como também em outras propriedades mecânicas da peça, podendo até mesmo propiciar o início de defeitos, como deformações e fissuras durante o uso da peça. Tais defeitos acabam afetando o estado da peça, assim como a sua vida útil. Essas tensões podem ser suficientemente grandes, podendo ser capazes de promoverem o escoamento local, causando deformações plásticas tanto a nível microscópico quanto em nível macroscópico, podendo afetar de maneira significante o desempenho do componente, tornando-o o conhecimento do das tensões internas de grande valia.

Ainda segundo estes autores, a magnitude e a distribuição da tensão residual podem ser críticas para o desempenho de um componente e por isso, devem ser consideradas no projeto. Quaisquer que sejam o estado de tensão no corpo, o equilíbrio deve ser mantido. Isto significa dizer que, a presença de uma tensão residual de tração deve ser contrabalanceada por uma tensão compressiva em outra parte do corpo. Tensões residuais trativas na superfície de um componente são, de forma geral, indesejáveis, pois, muitas vezes são o principal motivo de falhas por fadiga e trincas por têmpera e tensão. Entretanto, tensões compressivas nas camadas superficiais são, de forma geral, benéficas, pois aumentam a resistência à fadiga e a resistência

à corrosão sob tensão. Além disso, aumentam também a resistência à flexão de cerâmicos e vidros frágeis.

Quanto a origem das tensões residuais, classificam-se em:

- Mecânica;
- Térmica;
- Química.

As tensões residuais de origem mecânica são aquelas que resultam dos processos de fabricação que produzem deformações plásticas de maneira não uniforme. Essas tensões podem surgir naturalmente durante o processamento ou tratamento ou pode ser introduzida, propositalmente a fim de que se desenvolva um perfil de estresse particular no material (Rabim; Williamson, 1995. p. 37-39). Em materiais usados na construção civil, como o aço, por exemplo, o processo de monitoramento, avaliação e controle no processo de fabricação auxiliam na diminuição de defeitos na fabricação, otimizando a sua vida útil e manutenção, além de prevenir falhas por fadiga. As tecnologias para o aço, a saber, fundição, laminação, dobra, soldagem e tratamentos térmicos introduzem tensões residuais ao material. Na soldagem, por exemplo, sendo um processo altamente dinâmico, imprime ao material transformações de fase causadas pelo aquecimento em elevadas temperaturas, seguidas de resfriamento. Durante este processo, a energia térmica é dispersada dentro do material, principalmente por condução, ocasionando deformações internas permanentes e aleatórias no material (Nasir *et al*., 2016, p.6166). Outros processos de fabricação que dão origem a tensões residuais indesejáveis ou gradientes de tensão residual são os processos de trefilação, usinagem (torneamento ou fresamento) e retificação. Neste último caso, estudos mostram que a retificação convencional é altamente abrasiva e produz tensões de tração próximas à superfície. Já a retificação suave produz tensões de compressão que promovem benefícios no desempenho da peça (Kandil; Lord; Grant, 2021, p.3).

Em um nível macroscópico, as tensões residuais de origem térmicas são, na maioria das vezes, consequências de operações de aquecimento ou resfriamento não uniformes. Somado as restrições de volume do material, grandes gradientes térmicos podem surgir e desenvolver altas tensões internas. A têmpera do aço ou ligas de alumínio, por exemplo, introduz tensões residuais compressivas na superfície que são balanceadas por tensões trativas na maior parte do

componente. Já em um nível microscópico, as tensões residuais de origem térmica, podem surgir em um material durante o processo de fabricação ou processamento, pela diferença de fases ou constituintes (Kandil; Lord; Grant, 2021, p.3).

Por fim, as tensões de origem química podem se desenvolver devido as alterações de volume associadas com a reações químicas, precipitação ou transformação de fases. Revestimentos e tratamentos químicos superficiais podem originar consideráveis gradientes de tensão residual nas camadas superficiais de um componente. O processo de nitretação, por exemplo, produz tensões compressivas na região de difusão, por consequência da expansão da rede e pela precipitação de nitretos, que ocorre, de forma semelhante, durante o processo de carbonetação (Littmann, 1964, p.13-17).

3.3.1 Micro e Macrotensões

Tensões residuais podem ser entendidas como as tensões necessárias para manter o equilíbrio entre o corpo e o seu ambiente. Podem ser divididas pela causa (por exemplo, incompatibilidade elástica ou térmica), pela escala em que atinge o equilíbrio, ou pelo método de medição. Essas tensões se originam pelo desajuste entre diferentes regiões. Algumas vezes, esses desajustes alcançam grandes distâncias, como nos casos de origem por deformações plásticas não-uniformes em uma barra dobrada. Podem também se originar de gradientes térmicos acentuados causados, por exemplo, durante as operações de soldagem ou de tratamento térmico. Caso forem induzidas, mecanicamente ou termicamente, as tensões podem ser vantajosas, como no caso de shot peening e endurecimento do vidro (Whiters; Bhadeshia, 2001, p.1).

As tensões residuais podem ser definidas em macro e micro tensões, sendo que ambas podem existir em um componente a qualquer momento. As tensões residuais macro, geralmente são denominadas como tensões Tipo I e são as que variam em um componente em um intervalo bem maior do que o tamanho de grão. Já a micro tensão residual são as que resultam de diferenças dentro da microestrutura de um material, podendo ser classificadas como tipo II ou tipo III. As do tipo II são as que operam em nível do tamanho do grão, enquanto as do tipo III operam em nível atômico (Kandil; Lord; Grant, 2021, p.1).

No caso de *shot peening* e endurecimento do vidro, citadas anteriormente, as macrotensões são do Tipo I, porque variam continuamente a grandes distâncias, ao contrário das tensões residuais que variam conforme a escala do grão (tipo II ou intergranulares) ou a escala atômica (tipo III). Para esse último caso, a região de desajuste possui dimensões microscópicas ou submicroscópicas. Dado que as técnicas disponíveis mostram vários comprimentos de escalas, essas técnicas podem registrar diferentes valores de tensões residuais (Whiters; Bhadeshia, 2001, p.1). A Figura 6 ilustra como os tipos de tensão residual variam de acordo com a escala de comprimento.

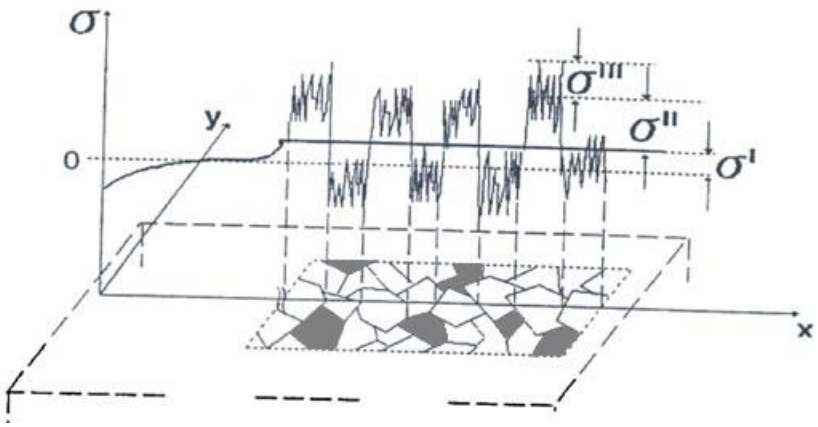
Segundo Kandil, Lord e Grant (2021, p.1), em suma, as tensões residuais podem ser classificadas em:

- Tipo I: se referem as macros tensões residuais que são as se desenvolvem em um corpo em uma escala superior ao do tamanho de grão do material;

- Tipo II: são as micro tensões que variam na escala de um grão. É de se esperar que estas tensões estejam presentes nos materiais monofásicos, devido a anisotropia no comportamento de cada grão. Já no caso dos materiais multifásicos, essas tensões se desenvolvem devido as diferenças das propriedades físicas de cada fase;

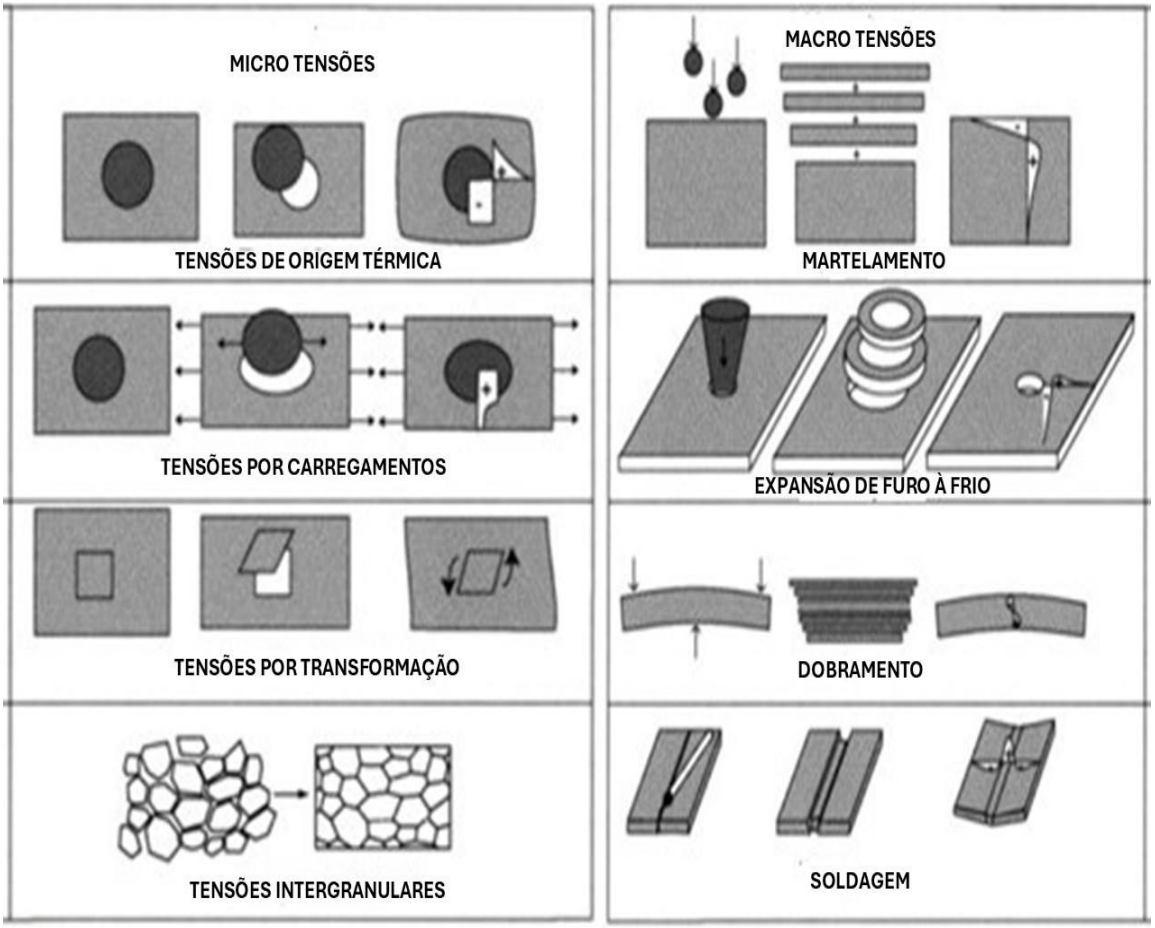
- Tipo III: são as micro tensões presentes no interior de um grão e são resultantes da presença de luxações e outros defeitos cristalinos.

Figura 6- Diferentes tipos de tensão residual.



Fonte: Adaptado de Kandil, Lord e Grant (2001).

Figura 7- As tensões residuais surgem de desajustes entre diferentes regiões ou fases em um material: diferentes tipos de micro e macro tensões residuais.



Fonte: Adaptado de Whiters e Bradeshia (2000).

3.3.2 Métodos de Medição de Tensões Residuais

Conforme Guo *et al*. (2021, p.54), a medição da tensão residual pertence ao campo de problemas inversos, o que quer dizer que a magnitude e a direção das tensões residuais são obtidas por tensões de saída ou por deslocamentos equivalentes. Atualmente, os métodos utilizados para medição da tensão residual podem se dividir em duas categorias, de acordo com o princípio do teste: métodos destrutivos, não destrutivos e semidestrutivos. Os métodos destrutivos, sejam eles os métodos mecânicos e químicos, tem como objetivo básico a liberação e medição da tensão na peça de trabalho. Ao medir a tensão ou deslocamento da área o estado de tensão residual é obtido com base no princípio da mecânica elástica. Estes testes são relativamente, os mais simples de executar e conferem alta precisão nas medidas, todavia, causam danos à superfície do material, o que podem vir a ser inaceitável em alguns casos. À vista disso, para evitar danos das amostras, procedimentos de testes não destrutivos capazes de

medir as propriedades físicas do material, sem comprometer a sua integridade, foram desenvolvidos de forma bem rápida. Estes métodos não afetam o uso contínuo da peça de trabalho após a medição e por isso, foram de forma gradual, se tornando a direção do desenvolvimento dos testes de medição da tensão residual. Os métodos não destrutivos utilizados para avaliar as tensões residuais são difração de Raios X, ultrassom e técnicas magnéticas (Roskos; Bieniek, 2011, p.55).

Os métodos de medição de tensão residual não-destrutivos medem principalmente a tensão residual com base nas propriedades físicas do material. A tecnologia destes testes é uma ferramenta eficaz e indispensável, que está experimentando novos avanços e pode se tornar o principal método de medição de tensão residual futuramente. A partir do desenvolvimento das tecnologias de ultra precisão na usinagem e micro usinagem, as tecnologias de medição de tensão residual estão se desenvolvendo, de forma gradual, assim como o escopo de aplicação dos testes não-destrutivos.

Mesmo que alguns métodos não destrutivos não sejam perfeitos, levando em conta o curto tempo de desenvolvimento, seu tempo real e as vantagens dinâmicas destes testes, os tornam um potencial para futuros desenvolvimentos. Existe ainda um outro método que é definido como semidestrutivo, que é o método de perfuração, proposto pelo estudioso alemão Mathar em 1934. Está técnica permite obter a tensão residual na camada superficial de uma peça de trabalho, por meio do método de perfuração semidestrutiva. Mais tarde, a Sociedade Americana de Testes e Materiais (ASTM) padronizou este método. Entretanto, apesar de ser um método semidestrutivo, sua aplicação é limitada devido ao fato de que a tensão liberada pelo furo é relativamente pequena (Guo *et al*., 2021, p.55). A Tabela 4 mostra algumas características dos métodos de medição de tensão residual mais utilizados.

A maior parte das técnicas possuem a capacidade de medir as tensões residuais macroscópicas em um componente, mas apenas a Difração de Raios X, difração de nêutrons, síncrotron e Raman, possuem o necessário para medir as micro tensões residuais presentes dentro da microestrutura de um material. A Figura 8 mostra a classificação dos métodos utilizados para medição da tensão residual.

Na atualidade, estão sendo investidos muitos esforços para que sejam desenvolvidas estruturas básicas para que as tensões residuais possam ser incorporadas nos projetos aeroespacial, nuclear e nas indústrias críticas de engenharia. Os engenheiros e cientistas de materiais tem acesso a

muitas técnicas de medição de tensão residual, algumas destrutivas, outras, porém, não afetam o componente, de maneira significativa (Whiters; Bhadeshia, 2001, p.1). Tanto para os testes destrutivos como não-destrutivos, a magnitude e direção da tensão residual é feita a partir de medições de deformações ou de deslocamentos equivalentes. Fazem parte da categoria dos métodos não-destrutivos para medição da tensão residual, as técnicas de ultrassom, difração de Raios X e difração de nêutrons. Dentre os métodos de difração, está a técnica de difração de Raios X, que pode ser utilizada para análise das tensões residuais nos aços inoxidáveis austeníticos (Guo *et al*., 2021, p.54).

Sendo um método não-destrutivo, o método de Raios X tem a grande vantagem de permitir a realização de medições repetidas vezes em uma mesma amostra. Podemos medir, por exemplo, a variação do estado de tensão antes e depois de algum tratamento feito com o intuito de produzir ou modificar a tensão residual. Pode-se também medir a tensão residual de um componente de máquina em diferentes fases de sua vida útil. Além disso, este método é capaz de medir a tensão existente, seja ela apenas residual ou a soma da tensão residual com a tensão aplicada. Assim sendo, esta técnica é capaz de medir a tensão de serviço real em uma estrutura ou máquina mesmo quando estas estiverem submetidas a ação de uma carga de serviço (Cullity, 1978, p. 451).

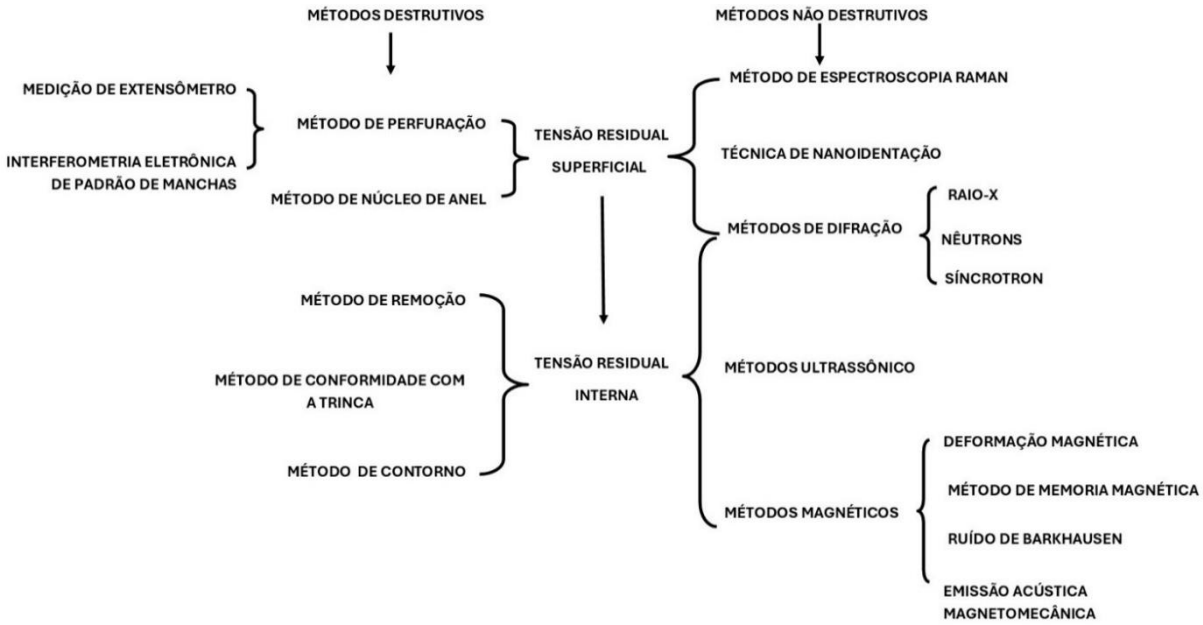
Tabela 4- Resumo de várias técnicas de medição e seus atributos, com valores de resolução e penetração e tipos de tensões residuais. continua

Método	Penetração	Resolução	Precisão	Comentários
Perfuração de furos (distorção causada pelo relaxamento de tensão)	1-2 x o diâmetro do furo	50µm de profundidade	50Mpa, limitada pela sensibilidade da redução com o aumento da profundidade	Mede tensões do Tipo I no plano; Teste semidestrutivo; Tensões Unixial e biaxial;
Difração de Raios X (medidor de tensão atômico)	<50µm (Al); <5µm (Ti);<1mm (com remoção de camada)	1mm lateralmente; 20µm de profundidade	20Mpa, limitado por não linearidades no $sen^2\psi$ ou na condição de superfície	Não destrutivo apenas como técnica superficial; sensível a preparação da superfície; deslocamentos de pico: tipos I, <II>; larguras de pico: tipos II e III;

Método	Penetração	Resolução	Precisão	Comentários
Difração de Nêutrons (medidor de tensão atômico)	200mm (Al); 25mm (Fe); 4mm (Ti)	500µm	Tensão $\pm 50x10^{-6}$, limitada pela contagem estatística e confiabilidade de referências livres de tensão	Dificuldades de acesso; caro; mudanças de pico: tipo I, <II>; sensível a microestrutura; Tipos I, II e III. Usado para carregamentos uniaxial, biaxial e triaxial
Síncrotron	>500µm; 100 µm (Al)	20µm lateral ao feixe incidente. 1mm paralelo	Limitado pela amostragem dos grãos	Mede apenas Tensão. Raramente é possível obter estresses.
Ultrassônico	>10cm	5mm	10%	Sensível a microestrutura; Tipos I, II e III
Magnéticos (variações nos domínios magnéticos com a tensão)	10mm	1mm	10%	Sensível a microestrutura; apenas em materiais magnéticos; Tipos I, II e III
Raman/ Fluorescência	<1µm	1µm aproximadamente	$\Delta\lambda \approx 0{,}1\text{cm}^{-1} = 50\text{MPa}$	Tipos I e II

Fonte: Adaptado de Whiters e Bhadeshia (2001) e Kandil, Lord e Grant (2001).

Figura 8- Classificação dos métodos para medição da tensão Residual.



Fonte Adaptado de Guo *et al*. (2021).

O gradiente de deformações produzidos pelas tensões residuais podem ser consideravelmente reduzidos após serem submetidos a deformações plásticas à temperatura ambiente. Produtos como chapas finas, grossas e extrudados, por exemplo, são frequentemente tracionados em tensões acima do limite de escoamento a fim de aliviar gradientes de deformações por meio da deformação plástica. Já para os casos das barras de seção circular e tubos trabalhados a frio, o alívio dos gradientes de deformações é feito pela desempenadeira de rolos (Dieter, 1981, p.495).

3.3.2.1 Difração de Raios X

Atualmente, a difração de Raios X é o método de medição mais amplamente utilizado, com aplicabilidade em vários campos da ciências (Guo *et al*., 2021, p.64). Este é um método não-destrutivo que é aplicável a materiais cristalinos, desde que este apresente um pico de difração de intensidade adequada e que seja livre de interferência de picos vizinhos. Faz-se a recomendação desta análise de tensão quando apenas a mudança do pico de reflexão de raios X é determinada. A medição de tensão residual por Difração de Raios X (DRX) é fundamentada entre as interações entre a frente de onda do feixe de Raios X com a rede cristalina (Fitzpatrick *et al*., 2005, p.5).

Considerando um material cristalino, ou seja, um sólido composto de átomos arranjados em um padrão periódico em três dimensões, seus planos periódicos podem sofrer interferências construtivas e/ou destrutivas por difração. O que determina a natureza da interferência é o espaçamento interplanar, d, e o comprimento de onda do raio incidente, λ. No ano de 1912, W.L. Bragg (1880-1971) alcançou alguns resultados de experimentos conduzidos pelo físico alemão von Laue (1879-1960), em que um cristal de sulfato de cobre foi posto no caminho de feixe de raios X. Para registrar a presença dos feixes difratados foi colocado uma chapa fotográfica, em seguida, foi observado um padrão de pontos da placa fotográfica. Então, pode-se deduzir uma expressão para assegurar as condições necessárias a fim de que a difração pudesse ocorrer de forma construtiva, o que mais tarde ficou conhecida como a Lei de Bragg (Fitzpatrick *et al*., 2005, p.5).

As diferenças no comprimento de caminhos de vários raios surgem de forma natural, quando faz-se a consideração de uma difração de Raios X em um cristal. A Figura 9 exibe uma seção de um cristal, sendo que seus átomos estão dispostos em um conjunto de planos paralelos A, B, C e assim por diante, normal ao plano do desenho e espaçados a uma distância, d, um do outro. Agora, supondo, que um feixe de Raios X monocromático perfeitamente paralelos de comprimento de onda, λ, incida neste cristal, formando um ângulo θ, denominado como ângulo de Bragg, deseja-se saber de o feixe incidente de raios X será difratado pelo cristal e em quais condições isto irá ocorrer. Pode-se definir um feixe difratado como sendo um feixe composto por muitos raios dispersos e que se reforçam mutuamente. Deste modo, a difração pode ser dita como um fenômeno de dispersão e não um fenômeno que envolva uma nova interação entre átomos e raios X. Os átomos incidentes se espalham por todas as direções e em algumas dessas direções os feixes estarão em fase e irão se reforçar mutuamente, com a finalidade de formar feixes difratados. Nestas condições, o único feixe difratado é o que forma o ângulo θ de reflexão igual ao ângulo θ de incidência (Cullity, 1978, p. 83).

A fim de exemplificar a Lei de Bragg, pode-se considerar um único plano de átomos (linha A na Figura 9. O Raio 1 e 1a atingem os átomos K e P no primeiro plano de átomo, e então espalham-se em todas as direções. Todavia, somente os feixes espalhados, nas direções 1’ e 1a’ estão em fase entre si e, portanto, possuem uma interferência construtiva. Esta interferência construtiva é observada devido ao fato da diferença do caminho em seu comprimento entre as frentes de onda, XX’ e YY’ ser igual a zero (Fitzpatrick *et al*., 2005, p.5). Ou seja:

$$\mathrm{QK} - \mathrm{PR} = \mathrm{PK}\cos\theta - \mathrm{PK}\cos\theta = 0. \tag{4}$$

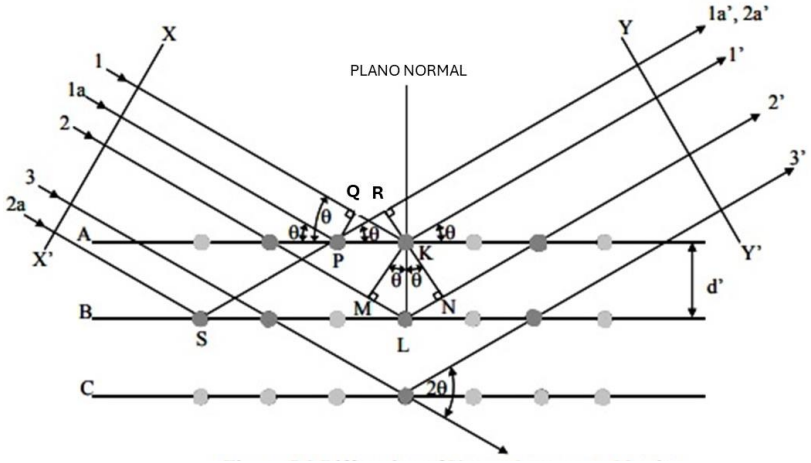
Sejam quais forem os raios espalhados por outros átomos no plano paralelo a 1’ também estarão em fase, e então podem ser adicionados às contribuições ao feixe difratado, aumentando, desse modo, a intensidade. Os raios 1 e 2 são espalhados pelos átomos K e L, logo, levando em conta a condição necessária para que haja interferência construtiva de raios espalhados por átomos para diferentes planos, a diferença entre os caminhos dos raios 1K1’ e 2L2’ podem ser descritos, como:

$$\mathrm{ML} + \mathrm{LN} = \mathrm{d}'\sin\theta + \mathrm{d}'\sin\theta. \tag{5}$$

Tal termo também define a diferença entre os caminhos dos raios refletidos espalhados pelos átomos S e P, como mostra a Figura 9, porque nesta direção não existe diferença entre os caminhos dos raios espalhados pelos átomos S e L ou P e K. Os raios refletidos 1’ e 2’ estarão em fase somente se a diferença do caminho for igual a um número inteiro n de comprimento de ondas, ou seja:

$$n\lambda = 2d'\sin\theta. \qquad (6)$$

Figura 9- Difração de Raios X em uma rede cristalina.



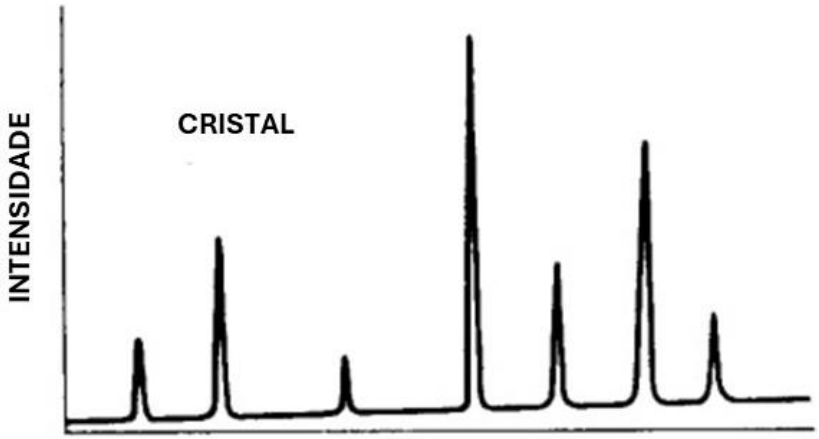
Fonte: Adaptado de Fitzpatrick *et al*. (2005).

Mais tarde, esta relação passou a ser conhecida como Lei de Bragg, que constitui a base fundamental da teria de difração de Raios X (Fitzpatrick *et al*., 2005, p.6). Na Lei de Bragg, n é a ordem de reflexão, podendo assumir qualquer número inteiro consistente com $\sin\theta$, mas que não ultrapasse a unidade. Portanto, esta equação relaciona o comprimento de onda dos Raios X e o espaçamento Inter atômico com o ângulo de feixe difratado.

Em suma, de forma experimental, a lei de Bragg pode ser utilizada para determinar o comprimento de onda a partir de um espaçamento interplanar conhecido (espectroscopia de Raios X) ou o caso inverso, que é de determinar o espaçamento, d, a partir de um comprimento de onda conhecido. Um único átomo é capaz de espalhar o feixe incidente de Raios- em muitas direções do espaço, entretanto, muitos átomos estão dispostos em uma rede cristalina, portanto, são poucas as direções em que os Raios X difratam. Isto ocorre devido ao fato de que o arranjo periódico dos átomos causa interferências destrutivas dos dispersos em todas as direções, salvo

nos casos assegurados pela Lei de Bragg, pois nessas direções, ocorrem interferências construtivas. É de se esperar que a difração ocorra, portanto, em ângulos diferentes de Bragg sempre que qualquer imperfeição no cristal resulte na presença de condições necessárias para que haja interferências destrutivas para estes ângulos. Tal relação de interferência destrutiva e periodicidade estrutural resulta em curvas como exposta na Figura 10, sendo quase zero em todos os lugares, exceto em certos ângulos onde ocorre os máximos agudos, onde os feixes são difratados (Cullity, 1978, p.104).

Figura 10- Raios X em sólidos cristalinos.

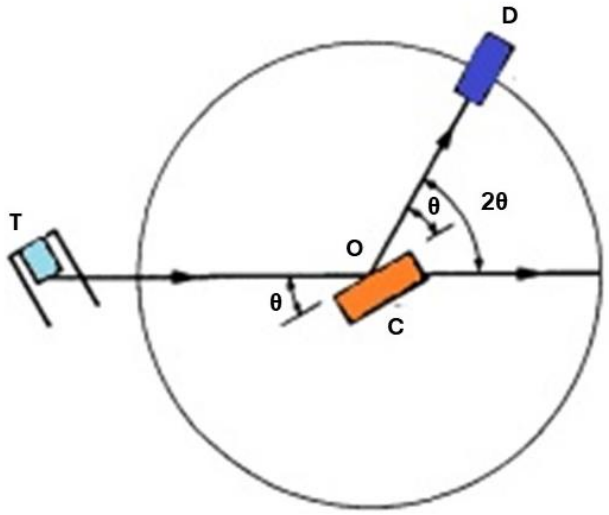


Fonte: Adaptado de Cullity (1978).

As principais características de um espectrômetro de Raios X podem ser vistas na Figura 11. O Tubo T incide os raios X em um cristal C, ajustável a qualquer ângulo, como se queira, ao feixe incidente em torno de um eixo que passa por 0, o centro do espectrômetro. D é um contador que mede a intensidade de difração, que também pode ser girado em torno de 0 e ajustável para qualquer posição angular que se queira. Na maior parte das vezes, o cristal é cortado ou clivado de modo que apenas um conjunto particular de planos refletores de espaçamento conhecido seja paralelo à superfície, conforme mostra a Figura 11. Na prática, o cristal é posicionado de forma que seus planos refletores formem algum ângulo particular θ com o feixe incidente e D é definido no ângulo correspondente 2θ. A intensidade do feixe difratado pode ser então medido e seu comprimento de onda, calculado a partir da Lei de Bragg, repetidas vezes para vários ângulos θ. W. H. Bragg foi quem projetou e usou o primeiro espectrômetro de Raios X e o físico sueco Siegbanh desenvolveu-o , transformando-o em um instrumento de altíssima precisão (Cullity, 1978, p.88).

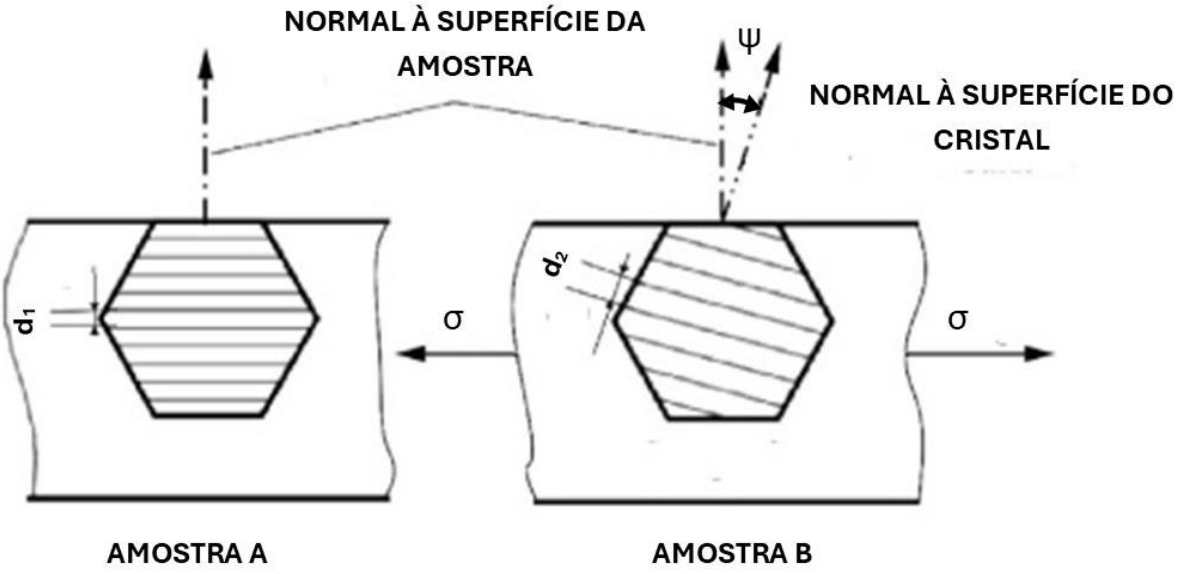
Quando uma amostra é tensionada, o espaço interplanar da rede cristalina se altera, fazendo com que o pico de difração se mova, assim que a Lei de Bragg for obedecida. A magnitude do movimento deste pico está relacionada com o nível de tensão em que a amostra está submetida, como mostra a Figura 12 (Guo *et al*., 2021, p.64).

Figura 11- Espectrômetro de Raios X.



Fonte: Adaptado de Cullity (1978).

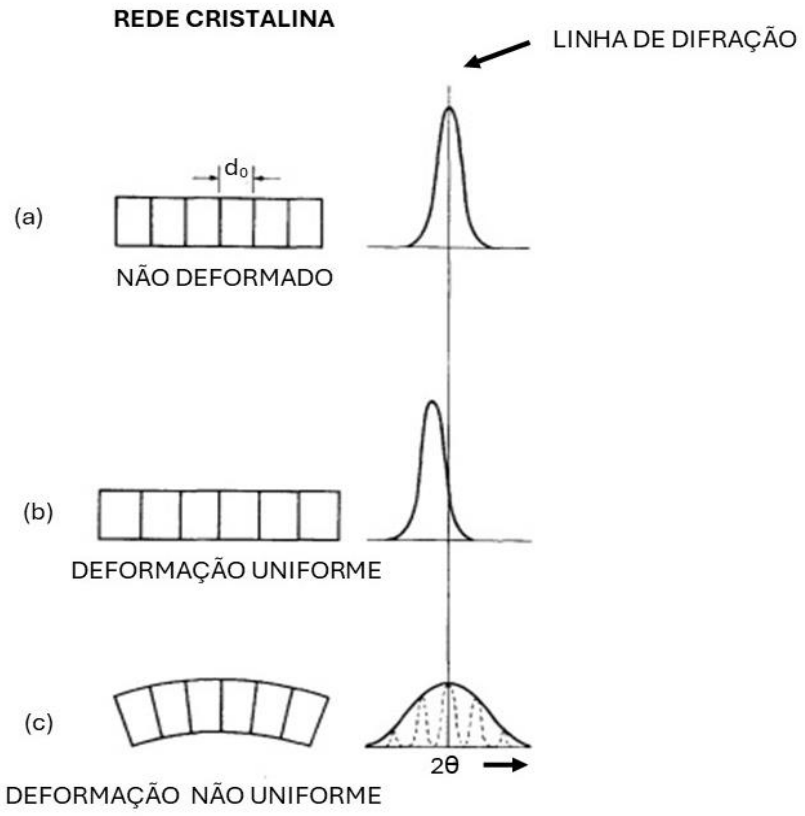
Figura 12- Variação do espaçamento dos planos cristalinos com a tensão.



Fonte: Adaptado de Guo *et al*. (2021).

O efeito da deformação não uniforme e uniforme na direção dos Raios X, pode ser visto na Figura 13. Os grãos não deformados aparecem na Figura 13, à esquerda. A linha de difração dos planos aparece à direita. Neste caso, o conjunto de planos refletivos transversais estão em equilíbrio em todo o espaçamento. Caso um grão seja tensionado por uma tração uniforme, em ângulo reto com os planos, o espaçamento interplanar aumenta e a difração correspondente a linha, desloca-se para ângulos mais baixos, como ocorre no caso da Figura 13.b. No caso da Figura 13.c o grão sofre um dobramento e a deformação é não uniforme. Se a tensão estiver associada a um esforço uniforme compressivo, as dimensões da célula unitária diminuem. Já para uma tensão trativa, o inverso ocorre, ou seja, as dimensões da célula unitária aumentam. Estas variações podem ser observadas por meio dos deslocamentos de picos. Os esforços não uniformes estão relacionados com compressões e trações simultâneas, que resultam em alargamento dos picos difratados, em relação a sua posição original. Estes acontecimentos podem ter origem em diversas causas, como presença de discordâncias, lacunas, expansões ou contrações térmicas entre outros defeitos (Cullity, 1978, p.286).

Figura 13- Efeito da deformação na largura da rede cristalina e o deslocamento de pico de difração.



Fonte: Adaptado de Cullity (1978).

3.3.3 Mensuração da Tensão Residual

3.3.3.1 Medição da Deformação

Resumidamente, para que se possa medir a deformação, a amostra é exposta a um feixe de Raios X que interage com a rede cristalina para que se obtenha padrões de difração. Quando a amostra é escaneada, por meio de um arco de raio, os picos de difração podem ser localizados e os cálculos podem ser efetuados. É sabido que há uma relação entre o padrão de difração dos raios difratados através das redes cristalinas e a distância interplanar da rede cristalina. O espaçamento interplanar de um material livre de tensão produz um padrão de difração característica para o material. À medida em que se altera o espaçamento interplanar ou comprimento de onda do feixe de Raios X, diferentes padrões de difração são obtidos. Isto ocorre devido ao fato de que, quando um material é tensionado produz-se alongamentos e contrações na rede cristalina que modificam o espaçamento interplanar, resultando em mudanças no padrão de difração característico para aquele material. A partir da medição precisa desta mudança, a diferença no espaçamento interplanar pode ser avaliada e então, a deformação do material pode ser obtida. Todavia, para que isso possa ser feito é preciso estabelecer algumas relações matemáticas entre o espaçamento interplanar e a tensão.

3.3.3.1.1 Tensão Uniaxial

Este é o caso em que o método de Raios X é melhor empregado, mesmo que esta condição dificilmente ocorra na prática.

Considerando uma haste cilíndrica com área de seção transversal A, tensionada, de forma elástica, em tração por uma força F (Figura 14). Existe uma tensão $\sigma_y = {}^{F}/_{A}$ na direção y, mas nenhuma tensão sendo aplicada na direção x e z (também existem tensões cisalhantes presentes, entretanto, estas não são mensuráveis pelo método de difração de Raios X). A tensão aplicada irá produzir uma deformação ε, na direção y que pode ser dada pela seguinte equação (Cullity, 1978, p.451):

$$\varepsilon_y = \frac{\Delta L}{L} = \frac{L_f - L_0}{L_0}. \tag{7}$$

Onde, L_0 é o comprimento original e L_f é o comprimento final. A tensão é relacionada pela deformação pela Lei de Hooke:

$$\sigma_y = E\varepsilon_y. \tag{8}$$

O alongamento da barra ocasiona uma diminuição no diâmetro D. Portanto, as deformações nas direções x e z podem ser dadas por:

$$\varepsilon_x = \varepsilon_z = \frac{D_f - D_0}{D_0}. \tag{9}$$

Em que D_0 é o diâmetro original da barra e D_f o diâmetro final. Caso o material da barra for isotrópico, as deformações podem ser relacionadas por:

$$\varepsilon_x = \varepsilon_z = -v\varepsilon_y. \tag{10}$$

Na qual v é o coeficiente de Poisson do material da barra, que varia de 0,25 a 0,45 para a maioria das ligas e metais.

Para medir ε_y por Raios X é necessário a difração de planos perpendiculares ao eixo da barra, o que é fisicamente impossível. Logo, usa-se planos refletores que são paralelos ao eixo da barra para fazer a medição dos Raios X de retro reflexão como indicado na Figura 14. Assim, pode-se obter a medição da deformação na direção z:

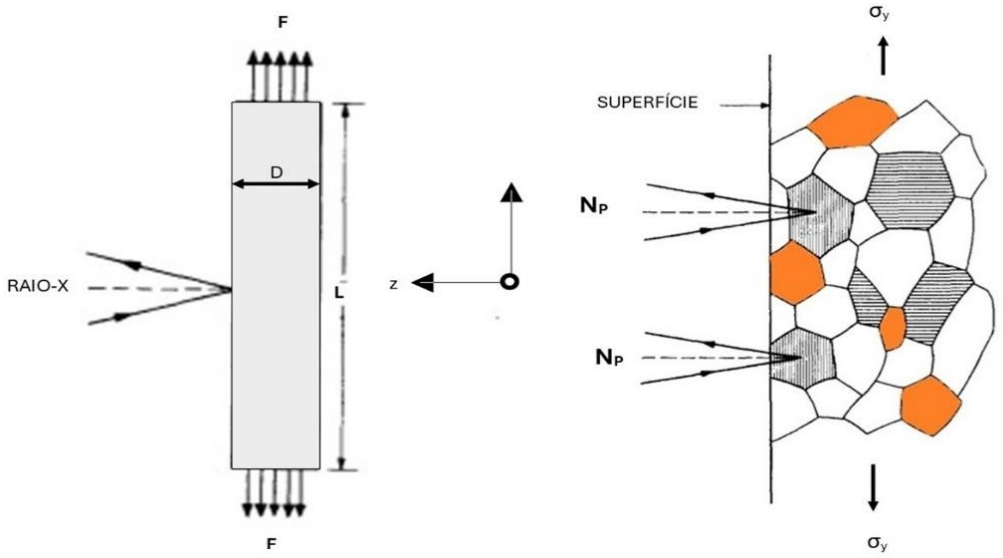
$$\varepsilon_z = \frac{d_n - d_0}{d_0}. \tag{11}$$

Em que dn é o espaçamento dos planos paralelos ao eixo da barra, quando submetido a tensão e d_0 o espaçamento dos planos na ausência de tensão. Relacionando as equações (8), (10) e (11), chega-se à:

$$\sigma_y = -\frac{E}{v}\left(\frac{d_n - d_0}{d_0}\right). \tag{12}$$

Esta equação, então, permite o cálculo da tensão. É necessário salientar que apenas um certo conjunto de grãos contribui para determinada reflexão, *hkl*. São grãos cujos planos, *hkl*, são paralelos à superfície da barra, conforme a Figura 14 e que passaram por compressão com a aplicação da tensão, ou seja d_n é menor do que d_0. Estes grãos, em que os planos, *hkl*, são normais a superfície tem estes planos estendidos, conforme a Figura 14. Devemos determinar o espaçamento a partir da posição 2θ de uma única linha de difração. Portanto, a Equação (12) mostra o que é preciso para o cálculo da tensão. Caso a amostra esteja submetida apenas a uma tensão, a tensão residual pode ser calculada a partir de uma medição da amostra sem carregamento. Desse modo, se a amostra conter tensão residual, deve-se cortar uma pequena porção livre de tensão e fazer a medição, porém assim, o teste torna-se destrutivo e sem interesse. Desse modo, a Equação (12) não é uma base prática para medição de tensão residual. Portanto, é necessário analisar o caso de carregamentos biaxiais (Cullity, 1978, p.453).

Figura 14- Barra submetida a tensão uniaxial com Raios X refletidos em planos paralelos ao eixo. Os planos da rede mostrados pertencem ao conjunto de planos hkl. Np: plano normal de reflexão.



Fonte: Adaptado de Cullity (1978).

3.3.3.1.2 Tensão Biaxial

Em uma barra submetida a tração pura a tensão normal atua apenas em uma direção. Entretanto, geralmente, haverá mais componentes de tensão em duas ou três direções, formando ângulos entre si, compondo assim, sistemas de tensões biaxiais ou triaxiais. Todavia, a tensão perpendicular a superfície é sempre zero para aquela superfície, que é o único lugar onde é possível medir a tensão. Logo, nos planos da superfície nunca terá que lidar com mais de dois componentes de tensão. Somente no interior de um corpo pode haver casos de tensões triaxiais, pois nestes casos, podem ser encontradas três direções mutuamente perpendiculares normais aos planos em que nenhuma tensão de cisalhamento atua. Estas direções são denominadas como direções principais e as tensões que agem nestas direções, tensões principais ($\sigma_1, \sigma_2\ e\ \sigma_3$). Tomando em consideração uma porção da superfície de um corpo tensionado, as tensões principais σ_1 e σ_2 são paralelas a superfície e $\sigma_3 = 0$. Entretanto, a tensão neste eixo não é nula e pode ser dada pelas duas contrações de Poisson, para a σ_1 e σ_2:

$$\varepsilon_3 = -\mathrm{v}(\varepsilon_1 + \varepsilon_2) = -\frac{\mathrm{v}}{\mathrm{E}}(\sigma_1 + \sigma_2). \tag{13}$$

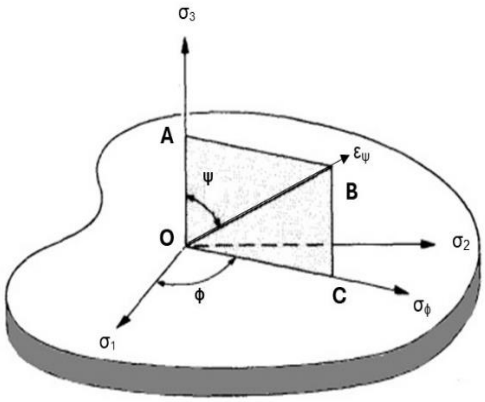
O valor de ε_3 pode ser obtido medindo o espaçamento d, dos planos paralelos à superfície, por meio da Equação (11). E substituindo este valor na Equação (13), chega-se à:

$$\frac{\mathrm{d_n} - \mathrm{d_0}}{\mathrm{d_0}} = -\frac{\mathrm{v}}{\mathrm{E}}(\sigma_1 + \sigma_2). \tag{14}$$

Como pode ser visto, para um caso geral, apenas a soma das tensões principais pode ser obtida por meio do valor de d_0, fazendo-o novamente necessário. Contudo, o que se deseja mensurar σ_ϕ, a única tensão que atua em alguma direção na superfície, como por exemplo, na direção OC, conforme a Figura 15, na qual OC formando um ângulo ϕ com a direção principal. Isto pode ser obtido fazendo-se duas medições, uma da deformação ε_3, ao longo da superfície normal e uma da deformação ε_ψ, ao longo de OB. A direção OB está no plano vertical OABC, passando por OC, formando um ângulo ψ que é normalmente escolhido para ser de 45° em relação à superfície normal. A deformação ε_3 é oriunda do espaçamento d_n do plano paralelo

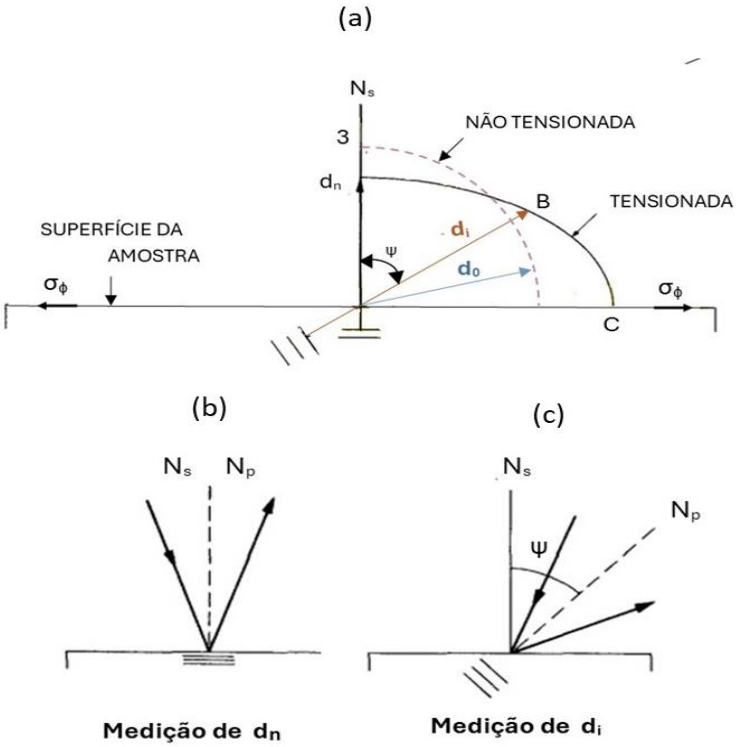
à superfície normal e a deformação ε_{ψ}, por sua vez, são oriundas do espaçamento do plano em que a normal é inclinada ao longo de OB, d_i. O espaçamento dos planos é exibido, de forma esquemática, na Figura16 a. Esta figura representa um gráfico com coordenadas polares d, ψ no plano OABC, que contém a tensão σ_{ϕ} a ser mensurada.

Figura 15- Tensões na superfície de um corpo submetido a um carregamento triaxial.



Fonte: Adaptado de Cullity (1978).

Figura 16- (a) Diagrama esquemático de espaçamento interplanar. (b) e (c) Orientações do Raios X em relação a amostra. Ns- normal ao plano da superfície. Np- normal ao plano de reflexão.



Fonte: Adaptado de Cullity (1978).

A tensão elástica se relaciona com a deformação elástica, linearmente, pelo método de elasticidade (Lei de Hooke):

$$\sigma_1 = E\varepsilon_1. \tag{15}$$

Em que E é o módulo de elasticidade em compressão ou tração. Se uma força de tração na direção x, produzir uma extensão neste mesmo eixo, acarretará em contrações nas direções transversais z e y. Encontrou-se, de forma experimental, que está deformação é uma fração constante da deformação na direção longitudinal, que ficou conhecida como módulo de Poisson, sendo denotada pelo símbolo, v (DIETER, 1981, p.41).

$$\varepsilon_y = \varepsilon_z = -v\varepsilon_x = -\frac{v\sigma_x}{E}. \tag{16}$$

Podemos aplicar o princípio da superposição para determinar a deformação produzida por mais de um componente da tensão. Considerando que a tensão σ_x produz uma deformação normal ε_x e duas deformações transversais, $\varepsilon_y = -v\varepsilon_x$, $\varepsilon_z = -v\varepsilon_x$. Assim,

Tabela 5- Deformações para diferentes direções

Tensão	**Deformação na direção x**	**Deformação na direção y**	**Deformação na direção z**
$\boldsymbol{\sigma_x}$	$\varepsilon_x = \frac{\sigma_x}{E}$	$\varepsilon_y = -\frac{v\sigma_x}{E}$	$\varepsilon_z = -\frac{v\sigma_x}{E}$
$\boldsymbol{\sigma_y}$	$\varepsilon_x = -\frac{v\sigma_y}{E}$	$\varepsilon_y = \frac{\sigma_y}{E}$	$\varepsilon_z = -\frac{v\sigma_y}{E}$
$\boldsymbol{\sigma_z}$	$\varepsilon_x = -\frac{v\sigma_z}{E}$	$\varepsilon_y = -\frac{v\sigma_z}{E}$	$\varepsilon_z = \frac{\sigma_z}{E}$

Fonte: Adaptado de Dieter (1981)

Por superposição dos componentes das deformações em x, y e z, temos:

$$\varepsilon_1 = \frac{1}{E}[\sigma_1 - v(\sigma_2 + \sigma_3)]. \tag{17a}$$

$$\varepsilon_2 = \frac{1}{E}[\sigma_2 - v(\sigma_3 + \sigma_1)]. \tag{17b}$$

$$\varepsilon_3 = \frac{1}{E}[\sigma_3 - v(\sigma_1 + \sigma_2)]. \tag{17c}$$

Considerando um estado plano de tensões, $\sigma_3 = 0$. Logo, as equações acima, tornam-se:

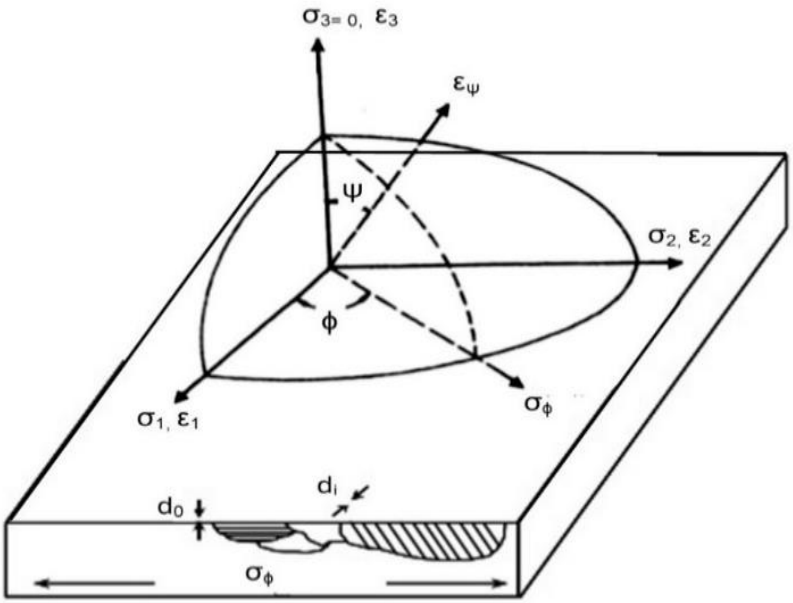
$$\varepsilon_1 = \frac{1}{E}(\sigma_1 - v\sigma_2). \tag{18a}$$

$$\varepsilon_2 = \frac{1}{E}(\sigma_2 - v\sigma_1). \tag{18b}$$

$$\varepsilon_3 = \frac{1}{E}[v(\sigma_2 - \sigma_1)]. \tag{18c}$$

Pode-se observar que mesmo não havendo tensão no terceiro eixo, ainda existe deformação, salvo no caso em que $\sigma_1 = -\sigma_2$. Pode-se considerar um volume esférico, sob ação de tensão, para que se faça um tratamento adequado quanto as tensões em meio isotrópico, conforme a Figura 17.

Figura 17- Elipsoide de Tensão-deformação



Fonte: Adaptado de SAE-HS784 (2003).

Se as deformações ou tensões principais são consideradas como paralelas a um conjunto de eixos ortogonais (x, y, z), a equação de elipsoide de deformação pode ser descrita como:

$$\frac{x^2}{\varepsilon_1} + \frac{y^2}{\varepsilon_2} + \frac{z^2}{\varepsilon_3} = 1. \tag{19}$$

Considerando um ponto qualquer (x_n, y_n, z_n), este ponto representa na superfície no elipsoide a componente de deformação normal, em que a magnitude e a direção são aproximadamente o raio do vetor até este ponto. O vetor de deformação normal é representado na Figura 17, como ε_ψ, que pode ser expresso em termos das deformações principais ε_1, ε_2 e ε_3:

$$\varepsilon_\psi = \varepsilon_1\alpha_1^2 + \varepsilon_2\alpha_2^2 + \varepsilon_3\alpha_3^2. \tag{20}$$

Em que:

$\alpha_1 = \cos\phi\sin\psi;$

$\alpha_2 = \cos\phi\sin\psi;$

$\alpha_3 = \cos\psi = (1 - \sin^2\psi)^{\frac{1}{2}}.$

São os cossenos diretores do vetor deformação ε_ψ, com relação as direções principais $\varepsilon_1, \varepsilon_2$ e ε_3, definindo assim o elipsoide de deformação. De modo semelhante, podemos definir o elipsoide de tensão, desse modo, a tensão normal pode ser definida como:

$$\sigma_\psi = \sigma_1\alpha_1^2 + \sigma_2\alpha_2^2 + \sigma_3\alpha_3^2. \tag{21}$$

Em que α_1, α_2 e α_3 são os cossenos diretores do vetor de tensão, σ_ψ.

Todavia, o elipsoide de deformação, dado pela Equação (20), é mais utilizado no cálculo da tensão, pois a tensão pode ser obtida de maneira direta, mas sim por meio das medidas de deformação. Substituindo o conjunto de Equações (17) na Equação (20), obtêm-se uma equação que relaciona a deformação para qualquer direção (ψ), para um corpo tensionado:

$$\varepsilon_\psi = \frac{1+\mathrm{v}}{\mathrm{E}}(\sigma_1\alpha_1^2 + \sigma_2\alpha_2^2 + \sigma_3\alpha_3^2) - \frac{\mathrm{v}}{\mathrm{E}}(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3). \tag{22}$$

3.3.3.1.2.1 Relação da equação de Deformação com a análise da Tensão de Raios X

Considerando a baixa profundidade de penetração de Raios X, pode-se assumir, para análise da tensão de Raios X, um estado plano de tensões, em que $\sigma_3 = 0$. A Figura 17 mostra parte de uma superfície das quais σ_1 e σ_2 são tensões principais e $\varepsilon_1, \varepsilon_2$ e ε_3 são deformações principais.

A expressão geral para determinar a deformação na direção formada com os ângulos ψ (σ_3), *e* $\phi(\sigma_1)$ é dada pela Equação abaixo:

$$\varepsilon_\psi = \frac{1+v}{E}(\sigma_1\alpha_1^2 + \sigma_2\alpha_2^2) - \frac{v}{E}(\sigma_1 + \sigma_2). \tag{23}$$

Substituindo os valores correspondentes aos cossenos diretores, a Equação (23), torna-se:

$$\varepsilon_\psi = \frac{1+v}{E}(\sigma_1\cos^2\phi + \sigma_2\sin^2\phi)\sin^2\psi - \frac{v}{E}(\sigma_1 + \sigma_2). \tag{24}$$

Em que:

$\alpha_1 = \cos\phi\sin\psi$;

$\alpha_2 = \cos\phi\sin\psi$.

Conforme a Figura 17, para o caso de ψ=90°, a componente de tensão na superfície, σ_ϕ pode ser expressa por:

$$\sigma_\phi = \sigma_1\cos^2\phi + \sigma_2\sin^2\phi. \tag{25}$$

Substituindo a Equação (25) na Equação (24), chega-se à:

$$\varepsilon_\psi = \frac{1+v}{E}\sigma_\phi\sin^2\psi - \frac{v}{E}(\sigma_1 + \sigma_2). \tag{26}$$

Onde:

σ_ϕ- Tensão residual superficial;

ψ -indica a posição do pico de difração para um dado plano do retículo cristalino (hkl);

E - Módulo de elasticidade;

v- coeficiente de Poisson.

A Equação (26) relaciona os princípios de difração de Raios X com as relações de tensão-deformação, podendo ser utilizada na determinação da tensão residual superficial, σ_ϕ, quaisquer for a direção em superfície do corpo de prova.

3.3.3.1 Medição da Tensão Residual pelo método sen² ψ

Conforme Kandil, Lord e Grant (2001, p.27), diferentes métodos experimentais podem ser utilizados para avaliar as tensões residuais presentes em um material usando a difração de Raios X, a saber:

- Método de duas exposições;
- Método do feixe paralelo;
- Método sen² ψ;
- e uma variante do método de duas exposições na qual a medição é feita com ψ=60° ao invés de 45°.

O método mais popular é o método sen² ψ. Isto deve-se ao fato de que as medições podem ser feitas para diferentes ângulos para ψ ao invés de apenas um. Os valores de vários espaçamentos após deformação na rede cristalina, d_i, ou $2\theta_1$ podem ser plotados em relação ao sen² ψ e a tensão σ_ϕ pode ser obtida pela inclinação da reta lograda.

Para que a técnica do sen²ψ possa ser utilizada deve-se adotar, no mínimo, quatro medidas de espaçamento interplanar do conjunto de planos (*h k l*), sendo uma para cada orientação de ψ. Cada orientação do plano cristalográfico resulta em uma posição de difração.

Portanto, a partir da relação linear vista na Equação (26) é possível construir um gráfico de ε versus sen² ψ. Desse modo, pode-se obter uma reta, na qual o coeficiente angular, m equivale-se a tensão residual, σ_ϕ, como segue:

$$m = \frac{(1+v)}{E}\sigma_\phi. \tag{27}$$

Pode-se ainda obter a soma das tensões principais pelo cálculo da interseção com o eixo $\varepsilon_{\phi\psi}(\psi=0)$, fornecido pelo coeficiente linear, b.

$$b = -\frac{v}{E}(\sigma_1 + \sigma_2). \tag{28}$$

Segundo Machado (2015), em suma, a tensão residual pode ser determinada, utilizando o método do sen² ψ, seguindo o procedimento descrito abaixo:

1. Determinar a posição do pico 2θ do pico de difração de uma determinada família de planos (h k l) para diferentes orientações (ψ) das amostras escolhidas para realização da medida;

2. Converter os valores de 2θ atingidos para os valores de espaçamento interplanar, por meio da Lei de Bragg;

3. Representar graficamente a deformação $\Delta d/d$ versus sen² ψ;

4. Ajustar uma reta por mínimos quadrados e determinar a inclinação da reta obtida;

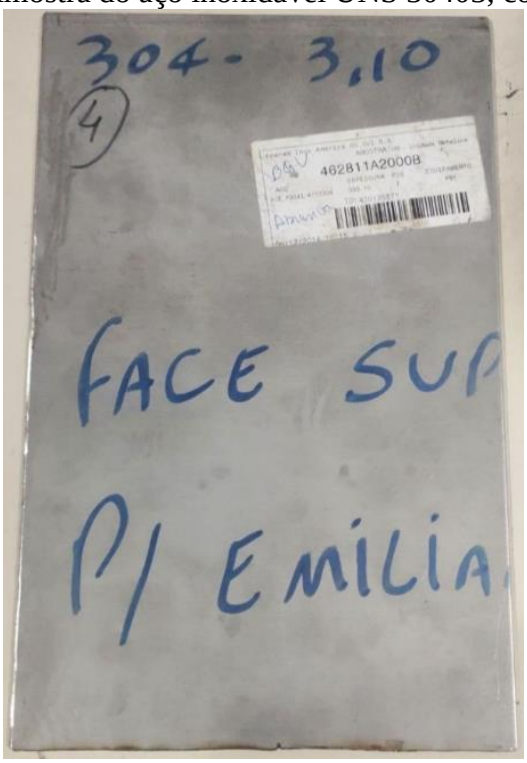
5. Utilizar a Equação (22) para determinar a tensão residual.

4 MATERIAL E MÉTODO

4.1 MATERIAL

O material utilizado neste trabalho consistiu de uma placa de aço inoxidável austenítico 304L, USN 30403, obtida pelo processo de laminação a frio seguido de recozimento, à 1075±25°C. O material foi fornecido pela empresa APERAM, em forma de placa, apresentando uma espessura de 3,045 mm (medição feita com o micrometro à 20ºC). A composição química das amostras pode ser vista na Tabela 6.

Figura 18- Amostra do aço inoxidável UNS 30403, como recebida.



Fonte: Elaboração própria.

Tabela 6- Composição química das amostras (como recebida, informada pelo fabricante).

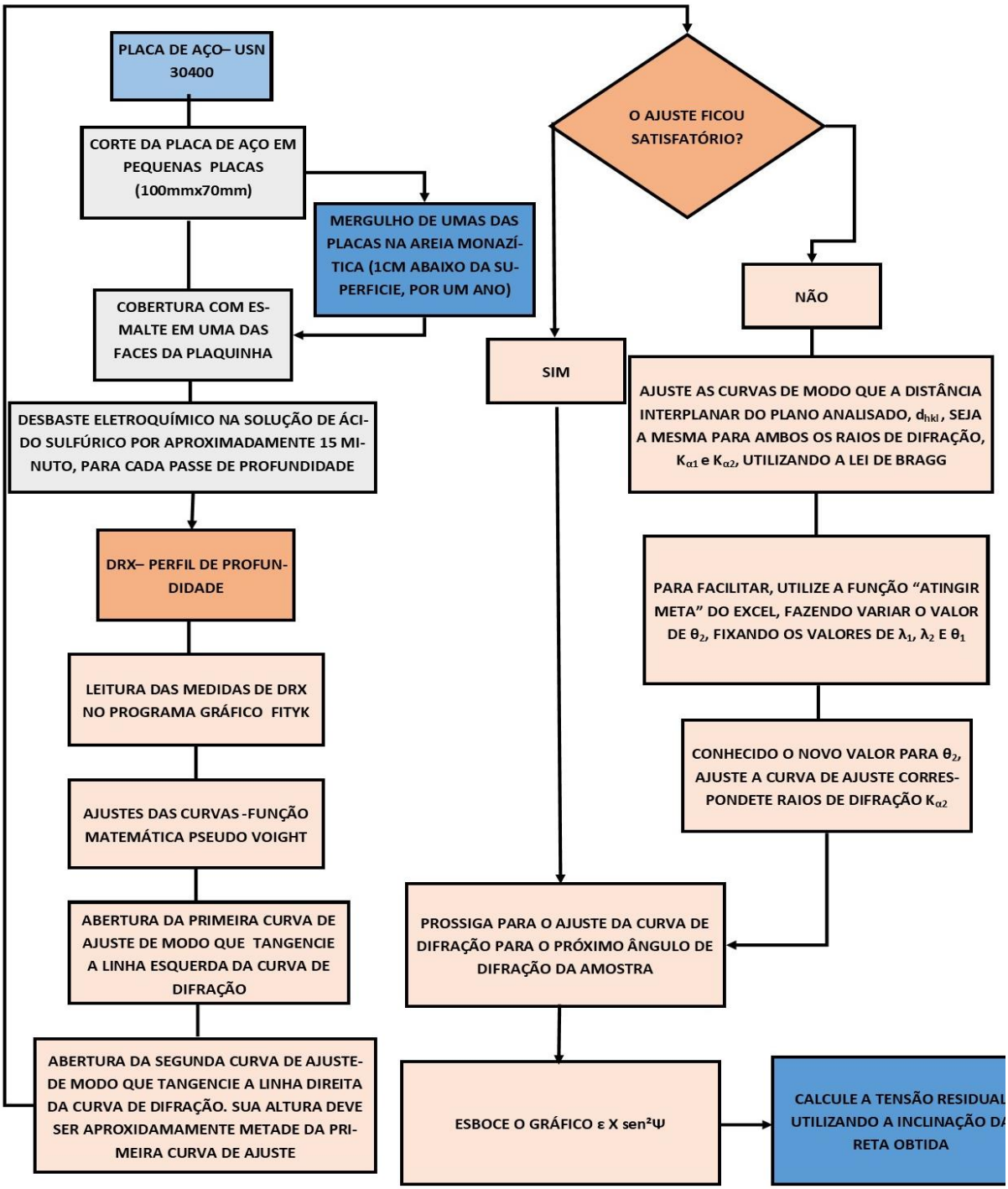
Elementos (%)	C	Si	Mn	Cr	Ni
Amostra como recebida	0,025	0,40	1,40	18,20	8,05

Fonte: APERAM (2021).

4.2 DIAGRAMA ESQUEMÁTIDO DA METODOLOGIA

A Figura 19 apresenta um fluxograma da metodologia utilizada para determinação da tensão residual.

Figura 19- Fluxograma da metodologia utilizada.



Fonte: Elaboração própria.

4.2.1 Corte da amostra

Realizou-se o corte da placa de aço austenítico, como recebida, com disco diamantado no Laboratório de Nanometria Fotónica do departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Espírito Santo (UFES). As amostras obtiveram dimensões de aproximadamente 100mm x 70mm.

4.2.2 Preparação da amostra irradiada

As praias, semelhantes às da praia de Areia Preta e Meaípe, exibem taxas de radiação da ordem de 2 μGy h^{-1} à 60 μGy h^{-1}. Um simulador Físico de Radiação Natural (NRPS), parecido com o que fora descrito por Coutinho *et al*. (2020) e Orlando *et al*. (2021, p.1) foi utilizado a fim de reproduzir o efeito médio da radiação da areia monazítica obtidas na praia de Meaípe. O nível de radiação gama medido a 1cm abaixo da superfície foi de 23 ± 1 μGyh^{-1}.

Uma das amostras obtidas do corte da placa de aço, foi mergulhada em 10 kg de areia monazítica, ficando 1 cm abaixo da superfície, permanecendo embebida na areia por aproximadamente um ano (dose acumulada de aproximadamente 200 mGy). As dimensões do recipiente em que a amostra foi mergulhada na areia era de 90 cm de diâmetro por 30 cm de altura. A amostra foi envolvida com papel filme a fim de impedir a interferência de outras possíveis radiações, presentes na areia monazítica.

4.2.3 Desbaste Eletroquímico

Apesar do método de difração de Raios X ser um método muito utilizado para medição da tensão residual, seu alcance é de apenas alguns micrômetros abaixo da superfície investigada, tornando-o limitante em casos em que se queira realizar medições da tensão residual em componentes com tamanhos consideráveis, em que seja necessário medir toda a espessura e conhecer toda a distribuição de tensão residual. Dito isto, a remoção sucessiva da camada superficial do material é um bom método para ser utilizado junto a difração de Raios X quando

se deseja determinar todo o estado de tensão residual em componentes com tamanhos relevantes (Dlhý *et al*., 2022, p.2).

A técnica de difração de Raios X é um dos métodos mais populares para medição da tensão residual. Com uma gama de penetração de 10 a 20 mm, as medições ocorrem próximo à superfície, entretanto, se for utilizado a difração de Raios X junto a remoção incremental sucessiva de material, o desígnio do trabalho pode ser aumentado, de modo que as informações da variação da tensão residual em relação à profundidade podem ser obtidas. Aplicando a técnica de difração de Raios X, de uma forma tão "semidestrutiva" propicia uma técnica de medição que fornece dados, que outrora foram obtidos usando difração de nêutrons, métodos de perfuração ou difração de síncroton. Tal procedimento pode ser definido como "semidestrutivo", visto que, apesar do material ser removido, é possível repetir a medição em cada etapa incremental, contrário a técnica de perfuração, que deixa um "buraco" destrutivo na peça. Visto que, estes são métodos que podem ser facilmente utilizados para medições de tensões próximos à superfície (aproximadamente até 1mm). Medições para conhecimento de perfil profundidade pode ser de grande valia em determinados carregamentos e condições, como por exemplo, para conhecimento do início e crescimento de trincas e em estudos que avaliam a eficácia de diferentes tratamentos térmicos, o que torna imprescindível ter a capacidade de medir isso com precisão (Fry, 2002, p.1)

A remoção de camadas sucessivas ocorreu por meio do desbaste eletroquímico, conforme os procedimentos da norma ASTM- E1558 (ASTM Internacional, 2019, p. 4). Seguindo os procedimentos da norma, a solução utilizada foi a de H_2SO_4 (ácido sulfúrico). As amostras foram mergulhas nesta solução, por aproximadamente 15 minutos, tempo este suficiente para ocasionar um desbaste de aproximadamente 15 μm, pois as taxas de remoção de metal por eletropolimento, normalmente são baixas, a saber 1 μm/min (ASTM Internacional, 2019, p. 2). Sendo assim, um lado das amostras foi coberto por esmalte, enquanto a outra face foi submetida ao processo de desbaste eletroquímico, mergulhada na solução H_2SO_4 (ácido sulfúrico) 25%, à uma diferença de potencial de 2,5Volts.

O processo de desbaste eletroquímico ocorre devido ao processo de eletrólise. Quando se utiliza da eletricidade para que as reações de oxirredução ocorram, diz-se que houve uma reação eletrolítica em uma célula eletrolítica. Uma célula eletrolítica é formada por dois eletrodos em uma solução ou sal fundido. Assim como ocorre nas células voltaicas, o eletrodo que sofre o processo de redução é denominado cátodo, e os eletrodos submetidos à oxidação, ânodo. O

terminal positivo da fonte de energia é conectado ao ânodo, e o negativo, ao cátodo, forçando assim, os elétrons moverem-se do ânodo para o cátodo. No curso da reação, o ânodo se desgasta gradualmente, enquanto o cátodo ganha massa (Brown *et al*., 2016, p. 930)

4.2.4 Medidas De Tensão Residual Pela Técnica De Difração De Raios X

A fim de obter as medidas de tensão residual média, utilizou-se um difratômetro de Raios X da marca Rigaku. com uma geometria de Bragg- Brentano, com radiações $CuK\alpha_1$ (λ=0,15406 nm) e $CuK\alpha_2$ (λ=0,1544 nm). Acompanhou-se o pico de comportamento do pico de difração 420 da fase austenítica, conforme a norma SAE HS-784 (SAE HS-784, 2003).

Usou-se um intervalo angular de 142º à 152º, modo step com tempo 20 s, fenda de divergência horizontal de 10 mm, fenda de espalhamento de 1/2°, fenda receptora 0,3 mm e passos angulares de 0,04. O ângulo da inclinação da amostra, ψ, foi fixado em 0°, 15°, 30°, 45°e 60°.

A tensão residual foi determinada pelo método do $sen^2\psi$. As posições do ângulo 2θ foram obtidas por meio do programa gráfico Fityk, utilizando o método de localização da função matemática PseudoVoight. A escolha desta função foi embasada na literatura e nas comparações dos ajustes quando utilizadas outras funções. Sendo uma função resultante da somatória da curva gaussiana com a lorentzana, a função PseudoVoight foi a função que mais se adequou a curva de difração.

Utilizou-se o teste de hipótese “atingir meta” do Excel para verificar o valor do ângulo de Bragg do segundo pico de ajuste, θ_2, a fim de que a distância interplanar fosse a mesma para os dois raios incidentes, $CuK\alpha_1$ e $CuK\alpha_2$, pela lei de Bragg. Dessa forma, pôde-se alcançar o menor erro possível, obtendo assim o melhor ajuste do pico para as curvas de difração. Durante a análise o valor do módulo de elasticidade (E) e o coeficiente de Poisson (v) foram mantidos fixos nos valores mostrados na Tabela 7, com base nos dados informados pelo fabricante, APERAM, para o aço inoxidável austenítico 304.

Tabela 7- Módulo de elasticidade e coeficiente de Poisson do Aço Inoxidável Austenítico.

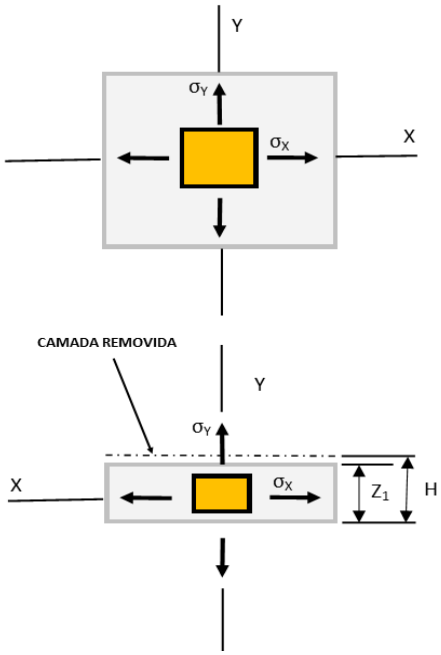
E (Mpa)	v
200	0,3

Fonte: Adaptado do catálogo APERAM 304 (2021).

4.2.4.1 Ajustes das curvas do difratômetro

Quando se utiliza a remoção de camadas para medição da tensão residual, a fim de obter-se um perfil de profundidade, é válido considerar uma redistribuição ou relaxamento de tensões ocasionado na superfície, principalmente se o componente for fino. Desse modo, algumas soluções estão disponíveis na literatura com a finalidade de corrigir os valores de tensões obtidos. Alguma dessas soluções é a solução generalizada de Sikarskie, feita com base no trabalho original de Moore e Evans, para uma placa plana, conforme a Figura 20 (Fitzpatrick *et al.*, 2005, p.38).

Figura 20-Tensão em uma placa plana após remoção de camada.



Fonte: Adaptado de Fitzpatrick (2005).

Esta solução em questão, integra e expande em uma série de Taylor a seguinte solução generalizada:

$$\sigma(z_1) = \sigma_m(z_1) + 2\int_{z_1}^{H} \frac{\sigma_m(z)}{z}\,dz - 6z_1 \int_{z_1}^{H} \frac{\sigma_m(z)}{z^2}\,dz. \tag{29}$$

Expandindo os integrandos da anterior, chega-se a seguinte equação:

$$\sigma(z_1) = \sigma_m(z_1) + \left\{-4\sigma_m(H)\left(\frac{H-Z_1}{H}\right) + \left[\sigma_m(H) + 2H\sigma_m{}'(H)x\left[\frac{H-Z_1}{H}\right]^2\right] + \right.$$
$$\left. + \frac{1}{3}\left[2\sigma_m(H) + H\sigma_m{}'(H) - 2H^{2\sigma_m{}''}(H)x\left[\frac{H-Z_1}{H}\right]^3 \ldots\right]\right\}\ . \tag{30}$$

Considerando que no caso do polimento eletrolítico, apenas uma pequena camada é removida, ou seja, são retirados apenas pequenos incrementos de profundidade, a Equação (30) torna-se:

$$\sigma(z_1) = \sigma_m(z_1) + \left(-4\sigma_m(H)\left(\frac{\Delta z_1}{H}\right)\right). \tag{31}$$

Em que:

$\sigma(z_1)$- é a tensão corrigida para a espessura z;

σ_m- valor de tensão medido;

H- espessura inicial da peça;

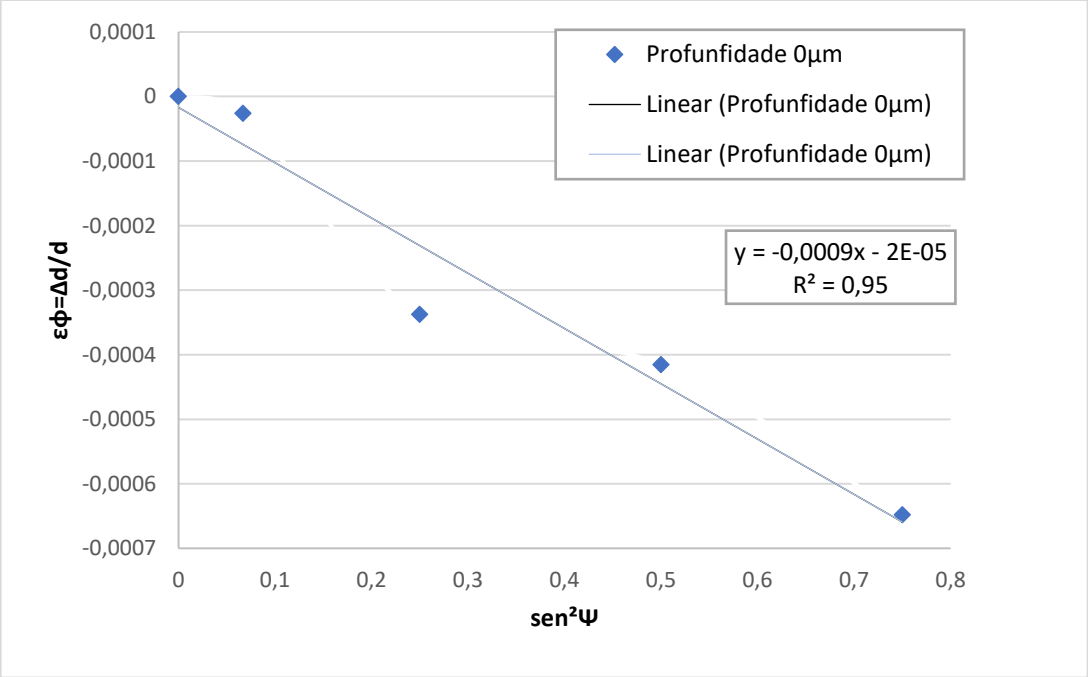
Δz_1- mudança de espessura após a remoção da camada.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 AMOSTRA NÃO IRRADIADA

Obteve-se o perfil de tensão residual em profundidade por meio das medidas de tensões residuais totais medidas, para cada passe do desbaste eletrolítico. A fim de obter o cálculo da tensão residual média pelo método do sen²ψ é preciso que relacionar $\Delta d/d$, ou seja, ε_ϕ, com o sen²ψ, para cada passe de remoção eletrolítica. A Figura 21 foi o gráfico obtido na superfície da amostra. Vale salientar que a dependência de ε_ϕ com o sen²ψ pode não ser linear, apresentando pontos oscilantes, que podem apontar níveis de textura, conforme discutido anteriormente na seção 3.2.1(Kandil; Lord; Grant, 2021, p.2). Assim como ocorreu no caso da superfície, o comportamento de pontos oscilantes ocorreu para todas as profundidades.

Figura 21- Variação da distância interplanar com relação ao sen²ψ da amostra não irradiada



Fonte: Elaboração própria.

Como a amostra analisada passou pelo processo de laminação, já era esperado que houvesse orientações preferenciais. Deve-se notar que a relação ε_ϕ com o sen²ψ é feita considerando o

material como isotrópico, porém, na prática, o material apresentou desvios dessa consideração devido ao fato de que o aço inoxidável 304 em seu processo de fabricação, passando pelos processos comuns de aquecimento e laminação, apresentará anisotropia, devido à diferença de energia livre associada à variação volumétrica de volume entre a fase de origem e produto (γ e α'), devido a expansão volumétrica da martensita. Este fato, associada a compressão dos cilindros durante o processo de laminação fazem com que a deformação não seja uniforme. Portanto, foi adicionado uma linha de tendencia nos gráficos, com o valor de R^2, que na prática, pode funcionar como um indicativo qualitativo quanto a existência de textura da superfície da amostra analisada.

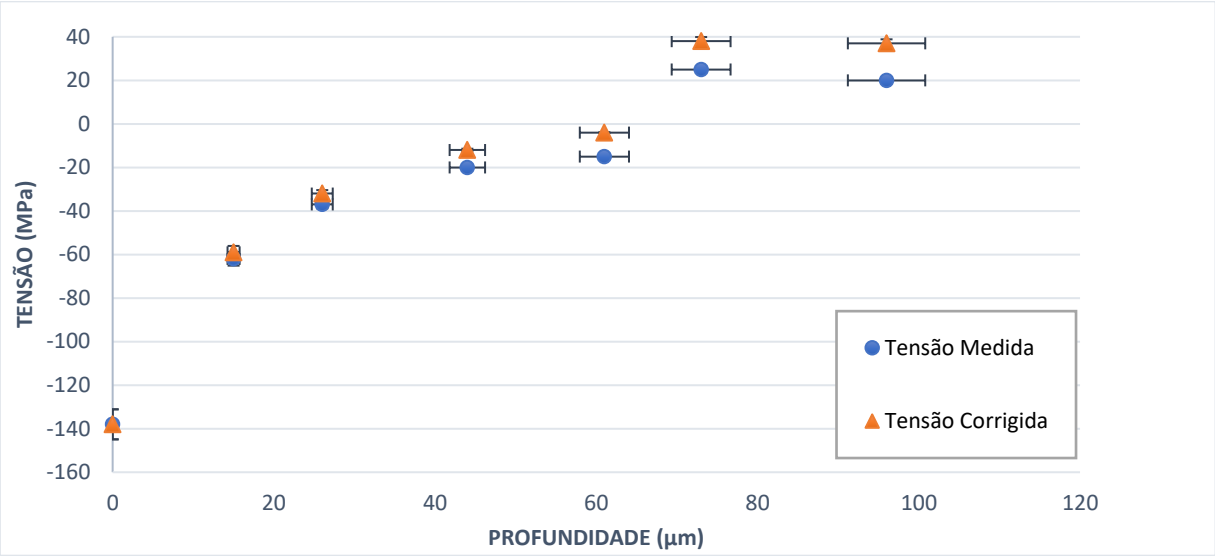
Os valores das medidas das tensões residuais médias para diferentes profundidades, estão exibidas na Tabela 8. A profundidade em que a medição é analisada é a diferença da espessura inicial menos a espessura final da peça após a remoção de camada. O valor corrigido foi obtido utilizando a Equação (31). Na Figura 22 são exibidos os resultados em forma de gráfico de tensão versus profundidade.

Tabela 8- Resultados da tensão Média total calculada e corrigida para diferentes profundidades da amostra não irradiada.

PROFUNIDADE (µM)	TENSÃO RESIDUAL (MPa)	TENSÃO RESIDUAL CORRIGIDA (MPa)
0	-138	-138
15	-62	-59
26	-37	-32
44	-20	-12
61	-15	-4
73	25	38
96	20	37

Fonte: Elaboração própria.

Figura 22- Perfil das Tensão Residual totais médias em relação a profundidade da amostra não irradiada.



Fonte: Elaboração própria.

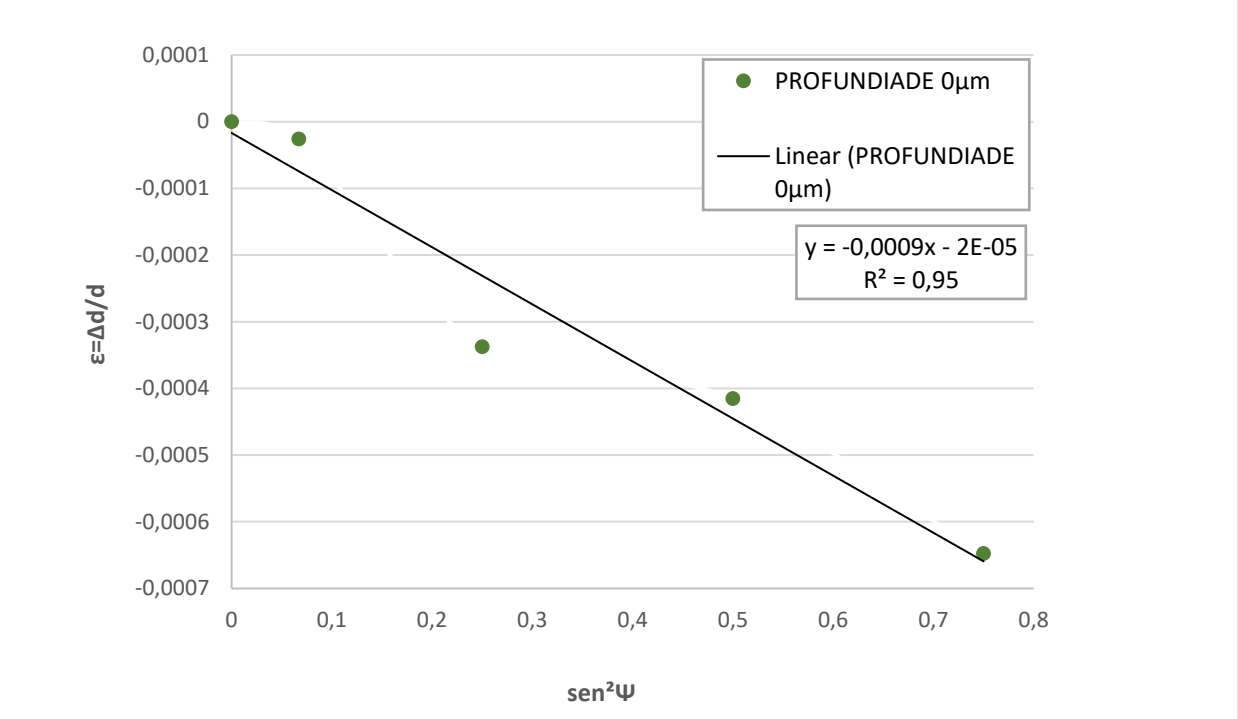
Observa-se que na profundidade de aproximadamente 63 µm a tensão residual passa de compressiva para trativa. Isto ocorre devido ao fato de que, no processo de laminação as fibras superficiais da amostra que experimentaram o escoamento são impedidas de se alongarem pelas fibras centrais, enquanto as fibras superficiais tentam esticar as fibras da parte central da peça. Como a chapa deve-se manter contínua, as regiões superficiais e centrais devem acomodar estas deformações, resultando em elevadas tensões compressivas na superfície da peça, alcançando aproximadamente 140 Mpa na superfície e tensões trativas no interior da peça, alcançando cerca de 25 MPa. Como pode- se notar, o valor de 140 Mpa é inferior a tensão de escoamento do material, o que indica que, após a laminação teve suas tensões aliviadas durante o processo de recozimento.

5.2 AMOSTRA IRRADIADA

A Figura 23 mostra o gráfico obtido da relação ε_{ϕ} com o sen²ψ na superfície da amostra irradiada. Assim como no caso da amostra não irradiada, também foi observado desvios na linearidade, que apontam possíveis texturas na superfície na amostra.

Os valores das medidas das tensões residuais médias para diferentes profundidades, estão exibidas na Tabela 9. O valor corrigido foi obtido utilizando a Equação (31).

Figura 23- Variação da distância interplanar com sen²ψ da amostra irradiada



Fonte: Elaboração própria.

Tabela 9- Resultados da tensão Média total calculada e corrigida para diferentes profundidades da amostra irradiada.

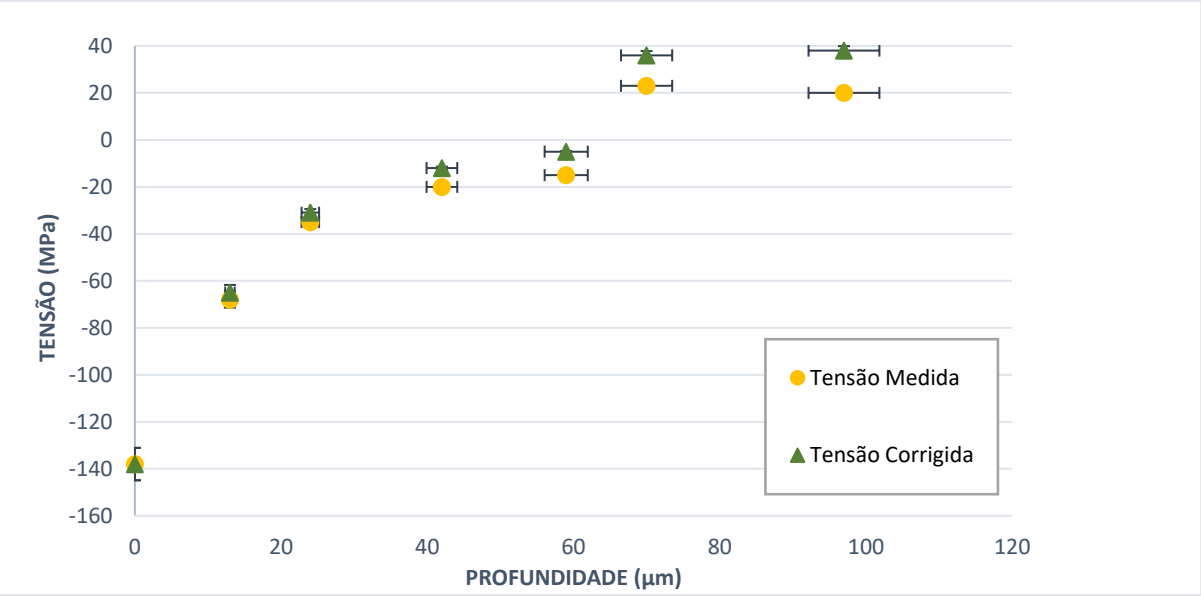
PROFUNIDADE (µM)	TENSÃO RESIDUAL (MPa)	TENSÃO RESIDUAL CORRIGIDA (MPa)
0	-138	-138
13	-68	-65
24	-35	-31
42	-20	-12
59	-15	-5
70	23	36
97	20	38

Fonte: Elaboração própria.

O comportamento exibido na Figura 23 foi bem semelhante ao comportamento apresentado na Figura 21. Além disso, a inclinação da reta do gráfico ε_{ϕ} com o sen²ψ, foi a mesma da reta apresentada na Figura 21.

Na Figura 24, são exibidos os resultados em forma de gráfico de tensão versus profundidade para a amostra irradiada.

Figura 24- Perfil das Tensões Residuais totais médias em relação a profundidade da amostra irradiada.



Fonte: Elaboração própria.

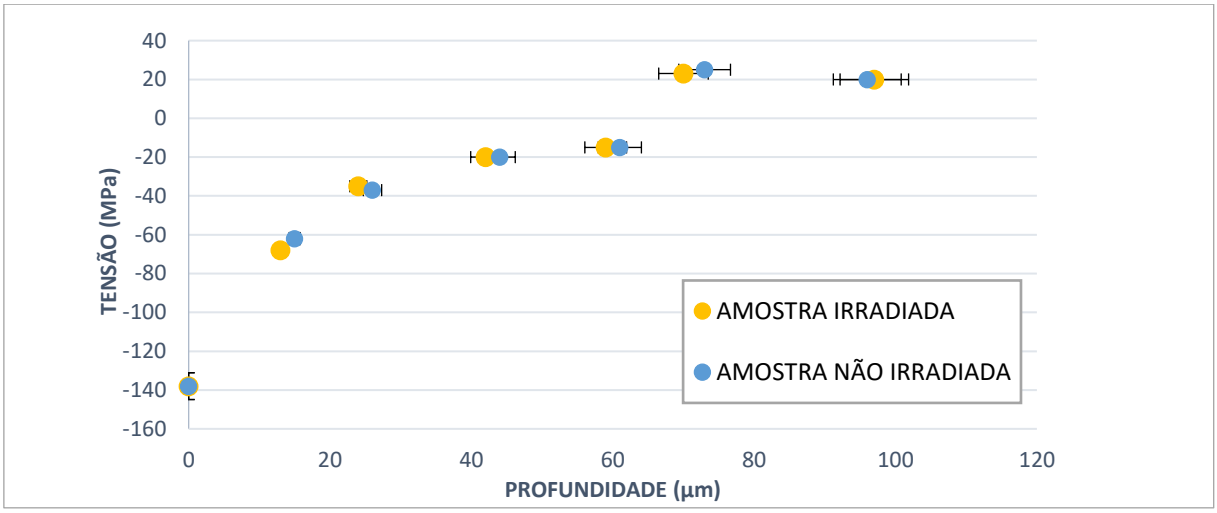
Percebe-se que a tensão residual diminui à medida que a profundidade aumenta e após isso torna-se trativa, assim como ocorreu na amostra não irradiada. Este comportamento já era esperado, visto que altas tensões residuais compressivas na superfície devem ser equilibradas pelas tensões trativas existentes no interior na seção transversal. Pode-se notar que a tensão compressiva máxima na superfície é reduzida à quantidade de tensão residual trativa que atua no interior da seção transversal, deslocando o pico de tensão compressiva para um ponto no interior do corpo de prova, na qual, a sua magnitude é em função da distribuição de tensões residuais e do gradiente de tensão aplicado. É de se pensar que, a melhoria no desempenho em fadiga, oriundas de introdução de tensões residuais compressivas na superfície, seriam maiores nos casos de um carregamento que não resultasse na formação de um gradiente, entretanto, introduções de tensões residuais na superfície, em corpos de prova ensaiados em fadiga,

promovem uma melhoria considerável nos desempenhos, possivelmente, porque a superfície é em potencial uma fonte de baixa resistência (Dieter, 1981, p.367).

5.3 COMPARAÇÃO ENTRE OS PERFIS DE TENSÃO RESIDUAL PARA AMOSTRA NÃO IRRADIADA E IRRADIADA

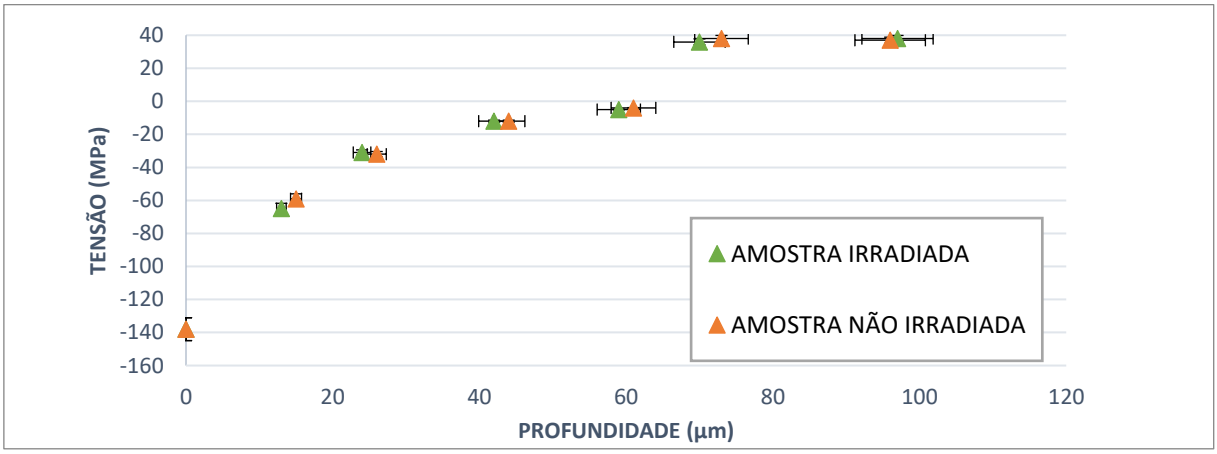
A Figura 25 e a Figura 26 mostra a comparação entre os valores obtidos de tensões residuais medidos e corrigidos, para amostra não irradiada e irradiada, respectivamente.

Figura 25- Comparação entre a tensão residual medida da amostra não irradiada com a amostra irradiada



Fonte: Elaboração própria.

Figura 26- Comparação entre a tensão residual corrigida da amostra não irradiada com a amostra irradiada



Fonte: Elaboração própria.

6 CONCLUSÃO

Pode-se concluir, a partir gráficos das Figura 25 e Figura 26, que não há uma diferença significativa entre os resultados das duas amostras. Ou seja, a exposição a uma dose integrada de 200mGy de radiação gama oriunda da radiação natural da areia monazítica não alterou a tensão residual do aço austenítico 304, considerando os parâmetros utilizados neste trabalho.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Sugere-se um trabalho de investigação da influência da radiação da areia monazítica no aço inoxidável duplex quanto ao comportamento das diferentes fases que o compõe, sob efeito da radiação natural da areia monazítica.

Além disso, uma outra característica que pode ser observada é a influência da radiação nos interstícios livres, presentes em algumas ligas do aço inoxidável duplex, como das ligas UNS S32304, cuja principal característica é o baixíssimo teor de Mo (Mo free).

Indica-se também verificar se há alguma interferência nas propriedades magnéticas do aço inoxidável duplex, sob ação de baixas doses de radiação gama oriunda da areia monazítica.

Além disso, pode-se ainda investigar os efeitos da radiação em materiais aplicados em microeletrônica e nos materiais semicondutores.

REFERÊNCIAS

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E1558: **Standard guide for electrolytic polishing of metallographic specimens.** Pennsylvania: West Conshohockehn, 2009. p. 2-4.

ALVES, J. M.; PAULA, A. S.; BRANDÃO, L. P. Residual Stress Analysis After Induced Martensitic Transformation by Rolling and Tensile Test in the 304L TRIP Steel. **Materials Research**, Rio de Janeiro, 29 de março 2021. 24 (4):e20210156. https://doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2021-0156

APERAM. **Stainless Europe**. 304s. 2021. Disponível em: < https://www.aperam.com/pt-br/document/304-1-4301/>. Acesso em: 24 de março de 2023.

BAPTISTA, C., O. A influência da Irradiação Nuclear nas características dos materiais aplicados na geração de energia elétrica. In: **39° Seminário de Balanços Energéticos Globais e Utilidades e 33° Encontro de Produtores de Consumidores de Gases Industriais**, 2018. São Paulo: São Paulo. 4. ed. 2018, p.1-10, doi: 10.5151/2594-3626-3216

BROWN, T. L.; JR LeMAY, H. E.; BURSTEN, B.E.; MURPHY, C. J.; WOODWARD, P. M.; STOLTZFUS, M. W.; **Química a ciência central**. 13. ed. São Paulo: Person Education do Brasil, 2017.930p.

COELHO, F.S.; COUCEIRO, P.S.C.; LOPES, A.L.; FABRIS, J.D.; Óxidos de Ferro e Monazita de Areias de Praias do Espírito Santo. **Química Nova**. Minas Gerais: Belo Horizonte, v.28, No.2, 2005, p. 233-237, doi: https://doi.org/10.1590/S0100-40422005000200013

COUTINHO, J.V.S.; FERREIRA, P.S.; SOARES, J.; PASSAMAI JR, J.L.; ORLANDO, M.T.D.A.; GOUVEA, S.A.; Evaluation of induced biological effects in rats by continuous and natural gamma radiation using a physical simulator. **International Journal of Radiation Biology**. 2020. v.96, p. 1473-1485, doi: https://doi.org/10.1080/09553002.2020.1812760

CULLITY, B.D. **Elements of X-ray diffraction.** 2. ed. Paris: Addison-Wesley Publishing Company, 1978.

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

DLHÝ, P.; PODUSKA, J.; POKORNÝ, P.; JAMBOR, M.; NÁHLÍK, L.; HUTAR, P.; Residual stress determination by the layer removal and X-ray diffraction measurement correction method. **Journal Elsevier**. 2022, p.1-3. Methods X 9, ScienceDirect (2022) 101768, doi: https://doi.org/10.1016/j.mex.2022.101768

FRY, A. T.; Residual stress measurement: XRD depth profiling using successive material removal, **NPL report MATC (MN) 34**. 2022, p.1-8.

FITZPATRICK, A.T. FRY, P. HOLDWAY, F.A. KANDIL, J. SHACKLETON. **Suominen: NPL Good Practice Guide No. 52: Determination of Residual Stresses by X-ray Diffraction**. National Physical Laboratory. 2005.

GUO, J.; FU., H.; KANG, R. Recent progress of residual stress measurement methods: A review. **Chinese Journal of Aeronautics**. 2021. p.54-78. Chinese Journal of Arenautics (2021) 34(2), doi: https://doi.org/10.1016/j.cja.2019.10.010

HARA, D.H.S.; FIORE, M.; LUCCHESI, R.F.; MANCINI, V.A.; ROSSI, J.L.; Estudo de embalagens com blindagem em metal pesado para transporte de substâncias altamente radioativas: In: **Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências dos Materiais**, 21.,9-13 de novembro, 2014, Cuiaba. 2014. p-6455-6461. Disponível em: http://repositorio.ipen.br/handle/123456789/23718. Acesso em: 02/01/2024.

KANDIL, F.A; LORD, J.D. **A Review of Residual Stress Measurement Methos- A Guide to Technique Selection.** NPL Materials Centre, 2001.

LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J.; **Welding Mettallurgy and weldability of Stainless Steels. New Jersey:** John Wiley & Sons, 2005, doi: 10.1002/9781118960332

LITTMANN, W.E. **Measurement and significance of residual macrostress in steel.** Proc. of the Automatic Eng. Cong. Detroit, 1964, p. 13-17, doi: https://doi.org/10.4271/640062 .

MCGUIRE, M. Stainless Steels for Design Engineers. **ASM International**, 2008.

MACHADO, C.S.C.; **Perfis de tensão residual do aço duplex UNS S32304 submetido a diferentes processos de soldagem TIG e condições de Tratamento Térmico**. 2015. 117f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica)- Programa de Pós- Graduação, Universidade Federal do Espírito Santo, Vitória, 2015, p. 32-48.

NASIR, N.S.M.; RAZAB, M.K.A.; MAMAT, A.S.; AHMAD, M.I. **Review on welding residual stress.** ARPN. Eng. Appl, pp. 6166-6175, 2016.

ORLANDO, M. T. D, *et al*. Correlation between Breast Cancer and Radiation Level of Guarapari City – ES, **Blucher Proceedings** ISSN: 2358-2359V 01, (2014) n 02. doi:10.5151/phyproecfa-020.

ORLANDO, M. T.D.; GALVÃO, E.S.; PASSAMAI, J.L.; ZORDAN, A;B.; ORLANDO, C.G.P.; OLIVEIRA, J.P.; GOUVEIA, S.A.; RIBEIRO, F.N.D.; DOS SANTOS, T.P.D.; SOARES, J.; Physicochemical characterization of monazite sand and its associated bacterial species from the beaches of southeastern Brazil. **Environmental Science and Pollution Research**, v. 38. 2021, p. 1-16. doi: https://doi.org/10.1007/s11356-021-16523-5

PASINI, W. M.; **Fenômenos de precipitação assistidos por irradiação nos aços inoxidáveis austeníticos AISI 348 e AISI 316L**. 2016, p.15.

PERROTA, J.A.; **Curso de Introdução à Engenharia do Núcleo de Reatores.** 1999, pp-3-7.

RABIN, B.H; WILLIAMSON, R.L. Fundamentals of residual stress in joints between dissimilar materials. **MRS Boletim**, 1995.p. 37-39, doi: 10.1557/S0883769400048910

ROSKOSZ, M.; BIENIEK, M. Evaluation of Residual stress in ferromagnetic steels based on residual magnetc field measurements. **NDT&E International 45**, 2012. v. 45, p. 55-62, doi: doi:10.1016/j.ndteint.2011.09.007

SAE. **"Residual stress measurement by X-ray diffraction – SAE J784a**", SAE Information Report, second edition published August 1971.

_____. **Residual Stress Measurement: XRD Depth Profiling Using Sucessive Material Removal.** Division of Engineering and Process Control, 2005.

SILVA, C. P.S.; PASSAMAI, J. L.Jr.; ORLANDO, M. T. D.; Perfil tensões residuais em um aço 304L exposto a radiação natural da areia monazítica. Universidade Federal do Espírito Santo. In: **VI Workshope sobre areias monazíticas Praia de Meaípe**. 2023, p.1-3. doi:10.5151/wsam-12

ULIS, L.; ACIERS INOXIDABLES. **Les Editions de Physique**, p.579, 1993.

VOURNA, P.; KTENA, A.; TSARABARIS, P.; HRISTOFOROU, E. **Magnetic Residual Stress Monitoring Technique for Ferromagnetic Steels.** Metals, 2018. doi: https://doi.org/10.3390/met8080592

WHITHERS, P.J; BHADESHIA, H.K.D.H. Residual stress Part-2- Nature and origins. **Materials Science and Technology**, 2001. p. 355-364. doi: doi.org/10.1179/026708301101510087