

MODELAGEM DA VARIAÇÃO DAS TENSÕES RESIDUAIS
INTRODUZIDAS POR SHOT PEENING EM AÇO INOXIDAVEL DUPLEX
DURANTE DEFORMAÇÃO PLÁSTICA POR TRAÇÃO UNIAXIAL

Beethoven Pires Nepomuceno

TESE SUBMETIDA AO CORPO DOCENTE DA COORDENAÇÃO DOS
PROGRAMAS DE PÓS-GRADUAÇÃO DE ENGENHARIA DA UNIVERSIDADE
FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE DOS REQUISITOS
NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM CIÊNCIAS
EM ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS.

Aprovada por:

Prof. Joel Regueira Teodósio, D.Sc.

Prof^a. Tetyana Gurova, D.Sc.

Prof., Anatoli Leontiev D.Sc.

Prof. Sérgio Souto Maior Tavares, D.Sc.

RIO DE JANEIRO, RJ – BRASIL

ABRIL DE 2004

NEPOMUCENO, BEETHOWEN PIRES

Modelagem da Variação das Tensões Residuais Introduzidas Por Shot Peening em Aço Inoxidável Duplex Durante Deformação Plástica por Tração Uniaxial [Rio de Janeiro] 2004

X, 78 p. 29,7 cm (COPPE/UFRJ, M.Sc, Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2004)

Tese – Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE

1. Tensões residuais
2. Aço Inoxidável Duplex
3. Modelagem

I. COPPE/UFRJ II. Título (série)

Este trabalho é dedicado aos meus pais, à minha família, à Maísa e aos meus bons amigos. A estes devo a vida, o passado e o futuro.

Agradecimentos

Ao Professor Joel Regueira Teodósio pelo apoio sempre confiante durante a orientação deste trabalho.

À Professora Tetyana Gurova pelo valoroso apoio e pela orientação marcante no decorrer do trabalho.

Aos Professores Anatoli Leontiev e Sérgio Souto Maior Tavares pelos comentários que enriqueceram este trabalho.

Ao Professor e amigo Hamilton Ferreira Gomes de Abreu pela confiança em mim depositada.

Aos bons amigos que fiz no Rio de Janeiro, especialmente ao Carlos Henrique e ao Emílio.

Aos colegas do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da COPPE-UFRJ.

Aos companheiros do Laboratório de Análise de Tensões pela solidariedade.

Aos amigos da MRS Logística pelo apoio e compreensão.

Ao CNPq pelo suporte financeiro.

À Fundação José Bonifácio - FUJB.

E mui especialmente à Isabel Neves Souza, cuja lealdade jamais terei como retribuir.

Resumo da Tese apresentada à COPPE/UFRJ como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Mestre em Ciências (M.Sc.)

MODELAGEM DA VARIAÇÃO DAS TENSÕES RESIDUAIS INTRODUZIDAS
POR SHOT PEENING EM AÇO INOX DUPLEX DURANTE DEFORMAÇÃO
PLÁSTICA POR TRAÇÃO UNIAXIAL

Beethoven Pires Nepomuceno

Fevereiro/2004

Advisor Joel Regueira Teodósio

Tetyana Gurova

Programa: Engenharia Metalúrgica e de Materiais

O objetivo deste trabalho é analisar a variação das tensões residuais introduzidas por shot peening em Aços Inoxidáveis Duplex durante a deformação plástica uniaxial. Amostras dos aços SAF 2304 e SAF 2205 foram submetidas a ensaio de tração e o estado de tensões residuais na superfície foi medido. O SAF 2205 foi submetido ao tratamento de *shot peening* antes do carregamento para a introdução de tensões residuais compressivas. As tensões residuais iniciais do SAF 2304 foram resultado de resfriamento rápido a partir da temperatura de recozimento.

Equações polinomiais foram propostas para descrever as variações do estado de tensões e os resultados destas equações fornecem um desvio tolerável em relação ao valor medido. Mostrou-se que a variação das tensões residuais na direção longitudinal do SAF 2205 durante a deformação pode ser facilmente descrita com uma equação polinomial do terceiro grau.

Abstract of thesys submitted to the to COPPE/UFRJ as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Master of Science (M.Sc).

MODEL FOR SIMULATION OF THE VARIATION OF THE RESIDUAL STRESS
STATE INTRODUCED BY SHOT PEENING IN DUPLEX STAINLESS STEEL
DURING UNIAXIAL PLASTIC DEFORMATION

Beethoven Pires Nepomuceno

February/2004

Advisors: Joel Regueira Teodósio

Tetyana Gurova

Department: Metallurgical and Materials Engineering

The objective of this work is to analyze the residual stresses variation introduced by shot peening in Duplex Stainless Steel During Uniaxial plastic Deformation. Samples of the grades SAF 2304 and SAF 2205 were submitted to tractive test and the residual stress state of the surface of the material was measured. The SAF 2205 was subjected to shot peening before loading to introduce compressive residual stresses. The initial residual stresses of the SAF 2304 were result of quenching from solution annealing temperature.

Polynomial equations were proposed to describe the variations of the residual stresses and the predictions of these equations give a tolerable difference from the empirical values. It was found that the variation of the residual stress in the SAF 2205 in the longitudinal direction could be easily represented by a third degree polynomial equation.

Índice

1 - Introdução.....	1
1.1 - Características dos Aços Inoxidáveis.....	2
1.2 - Os Principais Tipos de Aços Inoxidáveis.....	3
1.2.1 - Aços Inoxidáveis Martensíticos.....	3
1.2.2 - Aços inoxidáveis Ferríticos.....	3
1.2.3 - Aços Inoxidáveis Austeníticos.....	4
1.2.4 - Aços Inoxidáveis Duplex.....	5
1.3 - Decomposição Espinoïdal.....	7
1.4 - Tensões Residuais.....	15
1.4.1 - Macrotensões.....	16
1.4.2 - Microtensões.....	16
1.4.3 - Submicrotensões.....	17
1.5 - O Surgimento das Tensões Residuais.....	18
1.6 - Métodos de Medição de Tensões Residuais.....	23
1.6.1 Métodos Destrutivos.....	24
1.6.1.1 Método da Perfuração.....	25
1.6.1.2 Método da Remoção de Camadas.....	26
1.6.2 Métodos Não Destrutivos.....	27
1.6.1.1 Propriedades magnéticas.....	27
1.6.1.2 Acústicas.....	27
1.6.1.3 Eléctricas.....	27
1.6.1.4 Difração de ondas (raios X e nêutrons).....	28
1.7 - Shot Peening.....	29
1.8 Efeito do Shot Peening no Perfil de Carregamento.....	31

1.9 - Influência do tratamento de Shot Peening na resistência à Fadiga...	32
1.10 - Variação das Tensões com a Deformação.....	34
1.11 – Comparação e Análise dos Resultados.....	36
1.11.1 - Comparação entre os Materiais Utilizados	36
1.11.2 - Estado Inicial de Tensões	38
1.11.3 - Diferenças no Método de Medição	39
2 - Materiais e Métodos.....	40
2.1 - Análise do SAE 2304	40
2.2 - Análise do SAE 2205	42
2.2.1 - Medição com o Equipamento Portátil de Raios-X.....	43
3 - Resultados Obtidos	50
3.1 - Resultados do SAE 2304	50
3.1.1 - Modelagens das Curvas do SAE 2304	51
3.2 - Resultados de SAE 2205	54
3.2.1 - Modelagem das Curvas do SAE 2205.....	59
3.3 – Aplicação do Modelo de Gurova[10].....	63
4 - Conclusões	74
5 - Sugestões para Prosseguimento do Trabalho.....	77
6 - Bibliografia.....	78

1 - INTRODUÇÃO

O conhecimento do estado de tensões residuais em um material é de extrema importância para o projeto de estruturas e componentes mecânicos, uma vez que estas tensões têm grande influência nas propriedades mecânicas do material, em especial nas propriedades de fadiga.

As tensões residuais podem variar praticamente durante toda a vida útil do material. Em geral as tensões compressivas na superfície contribuem para aumentar a vida de fadiga do material, uma vez que inibem o surgimento de trincas que levariam à ruptura. Tensões residuais trativas em peças submetidas à fadiga podem levar ao encurtamento da vida útil do material, o que além de economicamente indesejável, pode trazer consequências catastróficas caso estas peças desempenhem um papel crítico em uma estrutura. Isto ressalta que o conhecimento do estado das tensões residuais durante a fabricação e a vida útil da peça não é apenas economicamente importante, mas crucial para a segurança de uma estrutura.

A maneira mais usual de se conhecer os valores destas tensões é realizando medições na condição normal de carregamento do material. Estas medições podem ser realizadas através de vários métodos já bastante estabelecidos. Estes métodos são usualmente divididos em dois grandes grupos: destrutivos e não destrutivos, nos quais a integridade da estrutura não é posta em risco, uma vez que nenhuma marca é deixada na peça analisada.

Neste trabalho faremos uma modelagem da variação com a deformação uniaxial das tensões introduzidas por processo de *shot peening* em um material bifásico (aço inox duplex). Partiremos de um modelo completamente teórico baseado em uma equação polinomial e ajustaremos a curva aos valores empíricos encontrados

em laboratório, alterando os coeficientes da equação polinomial, avaliando e discutindo a sua importância na evolução do processo de deformação e o conseqüente alívio das tensões residuais.

1.1 - CARACTERÍSTICAS DOS AÇOS INOXIDÁVEIS

Aços inoxidáveis são definidos como ligas baseadas em ferro contendo pelo menos 12% em peso de Cr e teor de carbono controlado. Poucos aços inoxidáveis contêm mais do que 30% de Cr ou menos de 50% de Fe. Eles atingem suas características de resistência à corrosão através da formação de um filme superficial muito fino e aderente formado por óxidos, especialmente pelo óxido de cromo. Estes óxidos são formados na presença de oxigênio, podendo a camada ser rapidamente recomposta apenas expondo o material de base ao ar ou qualquer outro meio oxidante.

Alguns outros elementos são utilizados para aumentar características particulares de cada liga, são eles: níquel, molibdênio, cobre, titânio, alumínio, silício, nióbio, nitrogênio, enxofre e selênio. O carbono normalmente está presente em quantidades desde pouco abaixo de 0,03% até pouco acima de 1,0%, como em certas ligas martensíticas.

A seleção de aços inoxidáveis pode ser de acordo com a resistência à corrosão, com as características de fabricação, a disponibilidade, propriedades características em faixas específicas de temperatura e também o preço do produto. Em geral a resistência à corrosão e as propriedades mecânicas são os fatores determinantes na escolha do produto, uma vez que uma boa combinação destas características pode justificar um investimento mais alto devido ao aumento da vida útil dos componentes fabricados com este material.

1.2 - OS PRINCIPAIS TIPOS DE AÇOS INOXIDÁVEIS

Os principais tipos de aços inoxidáveis são os Martensíticos, Ferríticos, Austeníticos e Duplex (austeno-ferríticos). Os tipos de aços inoxidáveis são determinados pela quantidade de cada elemento de liga que é adicionado ao aço e pelo processamento durante a fabricação. A Tabela 1.1 classifica os principais elementos de liga adicionados aos aços inoxidáveis em austenitizantes e ferritizantes.

Tabela 1.1 – Principais Elementos de Liga dos Aços Inoxidáveis

Elementos Austenitizantes	Elementos Ferritizantes
Carbono	Cromo
Nitrogênio	Molibdênio
Níquel	Silício
Manganês	Nióbio
Cobalto	Alumínio
Cobre	Tungstênio
	Titânio

1.2.1 - AÇOS INOXIDÁVEIS MARTENSÍTICOS

Possuem composição química balanceada, de modo a serem austeníticos por volta de 1000°C a 1100°C. Este tipo de aço contém pelo menos 12%Cr e menos de 0,1%C, o que lhes confere boa temperabilidade. Durante o resfriamento, a austenita se transforma em martensita. Suas principais características são a elevada resistência mecânica, o baixo custo, a baixa resistência à corrosão e a conformabilidade plástica a frio limitada. Estas características são citadas em relação a outros tipos de aços inoxidáveis e podem variar um pouco de acordo com a composição química e com o tratamento térmico realizado. [1]

1.2.2 - AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS

São aços de microestrutura ferrítica que possuem resistência à corrosão superior à dos martensíticos, sendo por vezes comparáveis aos aços inoxidáveis austeníticos neste quesito, com a vantagem de terem menor custo.

Possuem boas propriedades mecânicas, mas também algumas desvantagens, tais como baixa ductibilidade e tenacidade (em relação aos austeníticos) e sérias dificuldades encontradas no processo de soldagem. Estas dificuldades podem ser atribuídas principalmente aos seguintes fenômenos: fragilização a 475°C, fragilização por fase sigma, crescimento de grãos e presença de elementos intersticiais que podem causar fragilização e sensitização. [2]

1.2.3 - AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS

Possuem níquel, um elemento austenitizante que retarda as reações no estado sólido e abaixa as temperaturas de início e fim da transformação martensítica. Desta forma, os aços se tornam austeníticos ainda a uma temperatura bem elevada, da ordem de 1300°C, não se convertendo em ferrita uma vez que esta reação é muito lenta e nem em martensita, pois a temperatura de início de transformação martensítica é abaixo da temperatura ambiente [1, 3].

As principais características dos aços inoxidáveis austeníticos são:

- Baixa condutividade térmica em relação aos aços carbono.
- Alto coeficiente de expansão térmica
- Comportamento paramagnético.
- Alto coeficiente de encruamento
- Tendência a desenvolver arranjos planares de discordâncias na deformação a frio
- Tendência à recristalização dinâmica
- Melhor resistência à fluência do que os aços ferríticos
- Alta susceptibilidade à corrosão sob tensão.
- Excelente conformabilidade, como consequência da boa ductibilidade e do elevado coeficiente de encruamento.

1.2.4 - AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX

Os aços inoxidáveis duplex (AID) são ligas com duas fases principais, uma austenítica (δ) e outra ferrítica (γ). Eles estão sendo cada vez mais utilizados como uma boa alternativa aos aços austeníticos convencionais. As principais vantagens dos duplex são a boa resistência à corrosão sob tensão e corrosão-fatiga em ambientes que contêm cloretos. A principal desvantagem do material duplex é a susceptibilidade da fase ferrítica à decomposição espinoidal em faixas de temperatura entre 300°C e 550°C. A decomposição da ferrita leva a um significativo endurecimento e a conseqüente fragilização desta fase. Esta transformação será tratada mais adiante.

Durante a solidificação do Duplex, uma microestrutura completamente ferrítica é inicialmente formada, ocorrendo posteriormente a precipitação de grãos austeníticos na matriz ferrítica. Durante a laminação a quente e recozimento, a microestrutura conserva-se dentro do campo bifásico do diagrama de fases Fe-Cr-Ni, constituindo-se de lamelas alternadas de ferrita e austenita. Os aços inoxidáveis duplex são processados por laminação a quente ou forjamento e laminação a frio seguido por um recozimento de recristalização conveniente e têmpera para equalizar a proporção das duas fases. A figura 1.1 mostra a seqüência usual de processamento dos aços duplex fundidos.

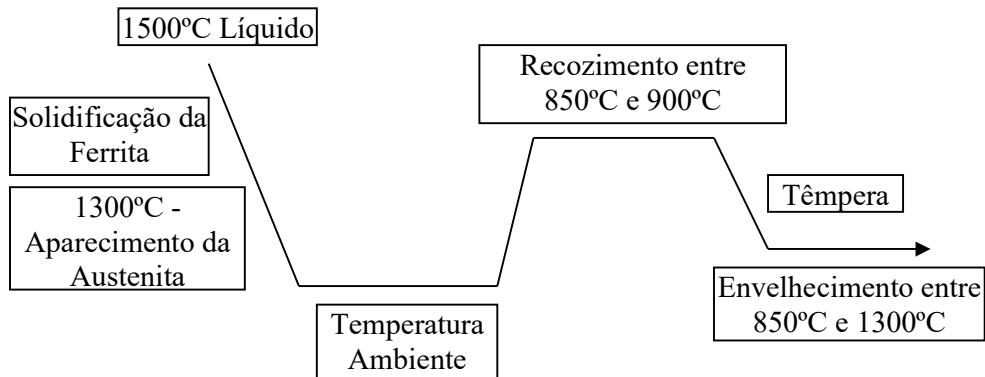


Figura 1.1 – Seqüência do processo de fabricação do Duplex [4].

A elevada resistência mecânica do aço duplex resulta principalmente da presença da fase ferrítica, o que reduz bastante a suscetibilidade desta liga à corrosão sob tensão, em relação aos aços inoxidáveis austeníticos.

Devido à sua alta resistência mecânica e também alta resistência à corrosão, os aços duplex são amplamente utilizados em trocadores de calor, em sistemas de recirculação de usinas nucleares, indústrias de papel e celulose, indústrias de processamento de amônia, tais com a indústria de fertilizantes a indústria farmacêutica e muito especialmente a indústria petroquímica, onde vem substituindo com grande êxito os aços austeníticos [2,5], aumentando a vida útil de peças e componentes, mostrando-se portanto mais eficiente em custo.

Os aços duplex são chamados de superduplex quando a sua PREN (Resistência equivalente em Pites, *Pitting Resistance Equivalent Number*, em inglês) é maior do que 40 [3], onde $PREN = \%Cr + 3,3 \times \%Mo + 16 \times \%N$.

A composição 22%Cr – 5%Ni – 3%Mo – 0,17%N, conhecida por SAF 2205 é uma das mais utilizadas no meio industrial. A elevada quantidade de nitrogênio desta composição melhora a resistência à corrosão em meio oxidante ácido rico em cloretos. Sua resistência à corrosão fica entre as ligas da série AISI 316 e as ligas superausteníticas de 5 a 6% de Mo.

As ligas de superduplex com $PREN > 40$, contendo 25 %Cr – 6,8%Ni – 3,7%Mo – 0,27%N, com ou sem adição de cobre e/ou tungstênio são conhecidas por SAF 2507. Estas ligas foram especialmente desenvolvidas para aplicações marinhas, químicas e de engenharia do petróleo, que necessitam tanto de grande resistência mecânica quanto resistência à corrosão em ambientes extremamente agressivos (ácidos contendo cloretos, etc.). A resistência à corrosão é equivalente à dos aços superausteníticos contendo de 5 a 6% de Mo.

Há dois grandes grupos de aços inoxidáveis duplex: as ligas trabalhadas e as ligas fundidas. As tabelas 1.2. e 1.3. apresentam algumas composições típicas de ligas forjadas e fundidas.

Tabela 1.2. Composição de alguns aços inoxidáveis duplex trabalhados [4].

Norma	Nome Comercial	% em peso					
		C	N	Cr	Ni	Mo	Outros
-	3RE360	0,03	0,07	18,5	5	2,8	-
-	Uranus 50	0,03	0,15	21	7	2,5	-
UNS S32304	SAF 2304	0,03	0,10	23	4	-	-
UNS S31803	SAF 2205	0,03	0,15	22	5	3	-
UNS S32550	SAF 2507	0,03	0,30	25	7	4	-
	Zeron 100	0,03	0,25	25	7	3,5	0,7%Cu 0,7%W
	Uranus 53N+	0,03	0,25	25	7	4	-
X8 CrNiMoNb27 5	-	0,08	0,20	27	5	1,6	0,2%Nb

Tabela 1.3. Composição de alguns aços inoxidáveis duplex fundidos [4]

Norma DIN	% em peso						
	C	N	Mn	Cr	Ni	Mo	outros
GX3 CrNiMoN 26 6 3	0,03	0,18	<2,0	25,5	6	3	Si<1,0
GX3 CrNiMoN 26 6 3	0,03	0,18	<1,0	25	7	4,5	Si<1,0
GX3 CrNiMoCuN 26 6 3	0,03	0,18	<2,0	25,5	6	3	Cu-3,0
GX40 CrNiMo 37 5	0,03-0,04	-	<1,5	27	5	2,0-2,5	Si<2,0
GX40 CrNi 24 5	0,03-0,04	-	<1,5	24	5	-	1 a 2%Si
GX40 CrNiSi 27 4	0,03-0,04	-	0,5-1,5	26,5	4	-	1 a 2%Si

1.3 - DECOMPOSIÇÃO ESPINOIDAL

A decomposição Espinoïdal é uma transformações onde não há barreira para a nucleação [6,7]. Considerando-se um diagrama de fases com o intervalo de miscibilidade como mostrado na figura 1.2. Se uma liga com composição X_0 é solubilizada em uma alta temperatura T_1 e então temperada para uma temperatura T_2 mais baixa a composição inicialmente será a mesma em todos os pontos e a energia livre será G_0 na curva G na figura 1.2. Contudo, a liga será instável imediatamente em virtude das pequenas flutuações na composição que produzem regiões ricas em A e

regiões ricas em B, o que resultará em uma redução da energia livre total. Sendo assim, a difusão “morro acima” acontece como mostrado na figura 1.3 até que as composições de equilíbrio X_1 e X_2 sejam atingidas [15].

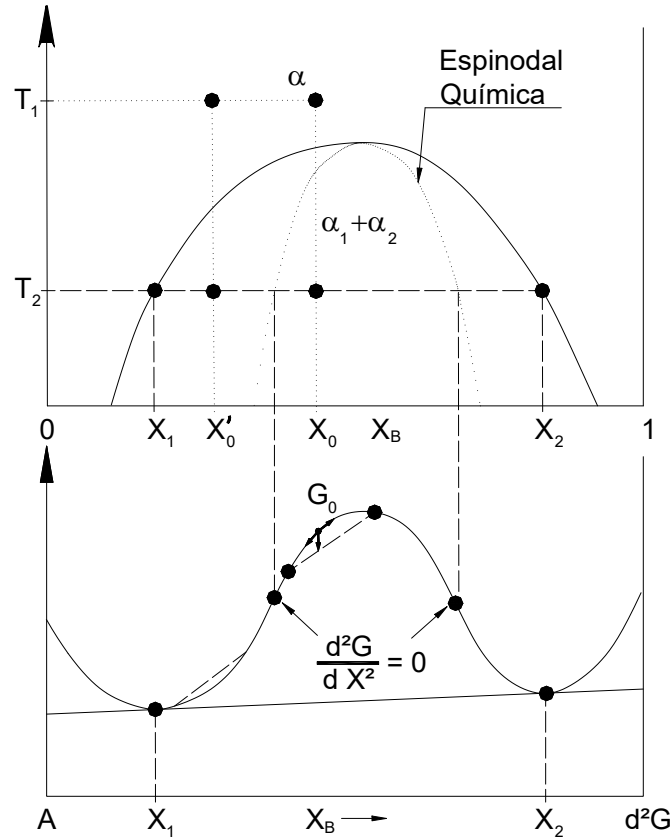


Figura 1.2 - Curvas Espinoisdais[6]:.

O processo acima pode ocorrer para qualquer composição de liga onde a curva de energia livre tenha uma curvatura negativa, isto é:

$$\frac{d^2G}{dX^2} < 0 \quad \text{Equação 1.1}$$

Por este motivo a liga deve estar entre dois pontos de inflexão na curva de energia livre. O local dos pontos no diagrama de fases (figura 1.2) é conhecido como espínodal química.

Se a liga se encontra fora da espínodal, pequenas variações em composição levam ao aumento na energia livre e a liga é, portanto metaestável. A energia livre do

sistema pode ser diminuída apenas neste caso se os núcleos são formados por uma composição bem diferente da matriz. Sendo assim, fora da curva espinoidal a transformação deve acontecer por um processo de nucleação e crescimento. A difusão “morro abaixo” ocorre neste caso como mostrado na figura 1.4.

A taxa de transformação espinoidal é controlada pelo coeficiente de interdifusão, D . Dentro da espinoidal $D < 0$ e as flutuações de composição vistas na figura 3 irão crescer exponencialmente com o tempo, com uma constante de tempo característica $\tau = -\lambda^2/4\pi^2D$, onde λ é o comprimento de onda das modulações de composição (presumidas unidimensionais). A taxa de transformação pode tornar-se muito alta, fazendo λ tão pequeno quanto possível. Contudo, como será mostrado abaixo, há um valor mínimo de λ abaixo do qual a decomposição espinoidal não pode ocorrer.

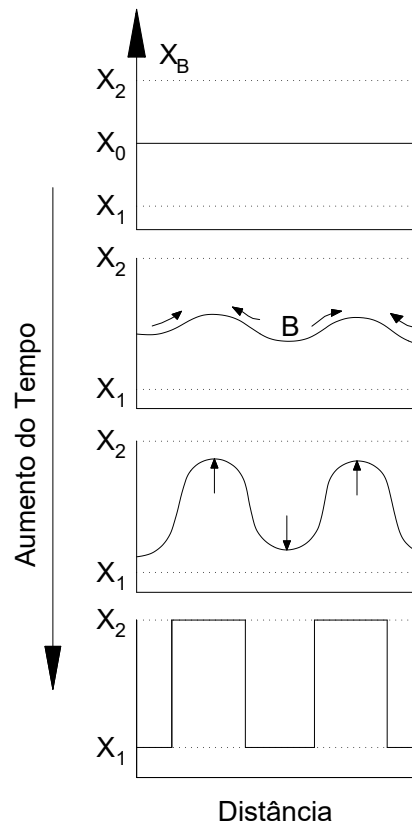


Figura 1.3: Perfis de composição esquemática variando com o tempo. [15]

Dois fatores importantes para o cálculo do comprimento de onda das flutuações de composição que se desenvolvem na prática foram omitidos na discussão acima: (1) efeitos de energia interfacial e (2) efeitos de energia de coerência de deformação.

Se uma liga homogênea de composição X_0 decompõe-se em duas partes uma com composição $X_0 + \Delta X$ e a outra com composição $X_0 - \Delta X$, pode ser mostrado que a energia química livre total vai mudar em uma quantidade ΔG_c dada por:

$$\Delta G_c = \frac{1}{2} \frac{d^2 G}{dX^2} (\Delta X)^2 \quad \text{Equação 1.1}$$

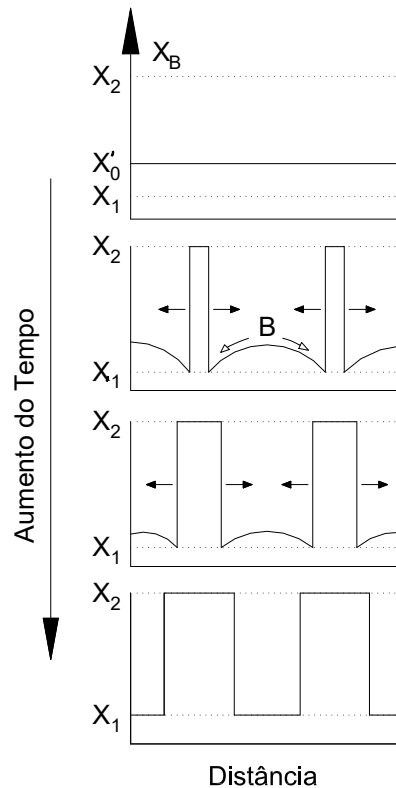


Figura 1.4: Esquemática do processo que ocorre fora da curva espinoïdal (X_0 na Figura 2).[6]

Se, contudo, as regiões são finamente dispersas e coerentes entre si haverá uma mudança adicional de energia devido a efeitos de energia interfacial. Contudo, durante os estágios iniciais de decomposição espinoïdal, a interface entre as regiões

ricas em A e as regiões ricas em B não é aguçada, mas bastante difusa, há ainda uma contribuição de energia interfacial efetiva. A magnitude desta energia depende dos gradientes de composição ao longo da interface, e por esta razão é conhecida como “energia de gradiente”[7]. Em soluções sólidas que te Equação 1.2 energia de pares de átomos semelhantes é menor do que pares d distintos. Assim a origem da energia de gradiente é o número aumentado de vizinhos distintos mais próximos em uma solução contendo gradientes de composição comparados a uma solução homogênea. Para uma modulação de composição senoidal de comprimento de onda lambda e amplitude ΔX o gradiente de composição máxima é proporcional a $(\Delta X/\lambda)$ e o termo de energia de gradiente ΔG_γ é dado por

$$\Delta G_\gamma = K \left(\frac{\Delta X}{\lambda} \right)^2$$

Onde K é uma constante de proporcionalidade dependente da diferença das energias de ligação de pares atômicos semelhantes e não semelhantes.

Se os tamanhos dos átomos constituintes da solução sólida são diferentes, a geração de diferenças de composição irá introduzir um termo de energia de deformação coerente, ΔG_d . Se o desajuste entre as regiões ricas em A e as regiões ricas em B for δ , ΔG_d é proporcional a $E\delta^2$, onde E é o módulo de Young. Para uma diferença total de composição ΔX , δ será dado por $(da/dX) \Delta X/a$, onde a é o parâmetro de rede. Um tratamento exato da energia elástica de deformação mostra que

$$\Delta G_d = \eta^2 (\Delta X)^2 E V_m$$

Onde

$$\eta = \frac{1}{a} \left(\frac{\partial a}{\partial X} \right) \quad \text{Equação 1.3}$$

Isto é, η é a mudança fracional no parâmetro de rede por mudança de unidade de composição. $E' = E / (1-\eta)$, onde η é a razão de Poisson, e V_m é o volume molar. Note que ΔG_d é independente de λ [6].

Se todas as contribuições acima para a mudança de energia livre acompanhando a formação de uma flutuação de composição são somados, temos

$$\Delta G = \left\{ \frac{d^2 G}{dX^2} + \frac{2K}{\lambda^2} + \frac{2\eta^2 E' V_m}{\lambda^2} \right\} \frac{(\Delta X)^2}{2} \quad \text{Equação 1.4}$$

Percebe-se então que a condição para que uma solução sólida homogênea seja instável e decomponha-se espinoidalmente é que

$$-\frac{d^2 G}{dX^2} > \frac{2K}{\lambda^2} + 2\eta^2 E' V_m \quad \text{Equação 1.5[6]}$$

Assim os limites de temperatura e composição dentro da qual a decomposição espinoidal é possível são dadas pelas condições λ igual a infinito e a linha no diagrama de fase definida por esta condição é conhecida como a espinoidal coerente e

$$\frac{d^2 G}{dX^2} = -2\eta^2 E' V_m \quad \text{Equação 1.6}$$

ela está inteiramente dentro da espinoidal química ($d^2 G/dX^2 = 0$) como mostrado na figura 5. Pode ser mostrado a partir da equação 1.6 que o comprimento de onda das modulações de composição que podem se desenvolver dentro da espinoidal coerente devem satisfazer a equação:

$$\lambda^2 > \frac{-2K}{\left(\frac{d^2 G}{dX^2} + 2\eta^2 E' V_m \right)} \quad \text{Equação 1.7}$$

Assim o comprimento de onda mínimo possível decresce com um crescente subresfriamento abaixo da espinoidal coerente[7].

A figura 5 também mostra o intervalo de miscibilidade coerente. Esta é a linha definindo as composições de equilíbrio das fases coerentes que resultam da decomposição espinoidal (X_1 e X_2 na figura 3). O intervalo de miscibilidade que normalmente aparece em um diagrama de equilíbrio de fases é o intervalo de miscibilidade incoerente (ou de equilíbrio). Este corresponde às composições de equilíbrio de fases incoerentes, isto é, na ausência de campos de deformação. A espinoidal química e também mostrada na figura 1.5 para comparação, mas ela não tem importância prática.

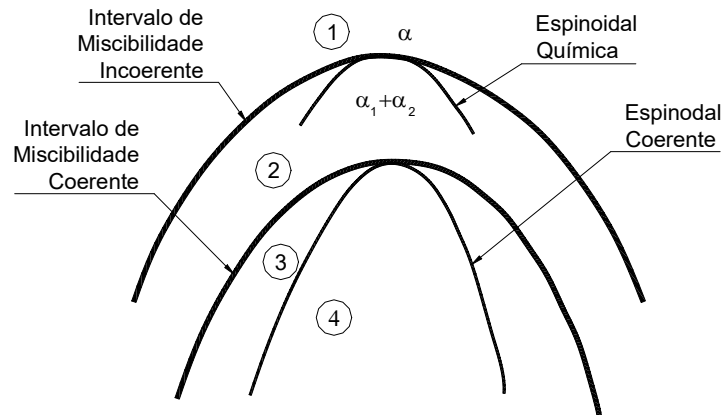


Figura 1.5: Diagrama de fases esquemático para um sistema que se agrupa.[6]

A decomposição espinoidal não é apenas limitada a sistemas contendo um intervalo de miscibilidade estável. Todos os sistemas nos quais se formam zonas de Guinné-Preston (zonas GP)[7], por exemplo, contém um intervalo de miscibilidade coerente metaestável, isto é, a solvus da zona GP. Assim é possível que zonas de alta supersaturação GP sejam formadas pelo mecanismo espinoidal. Se o envelhecimento for efetuado abaixo da solvus coerente, mas fora da espinoidal, zonas GP podem

apenas ser formadas por um processo de nucleação e crescimento, figura 4. Entre o intervalo de miscibilidade coerente e incoerente, figura 5, $\Delta G_v - \Delta G_d < 0$ e apenas núcleos incoerente livres de deformação podem ser formados.

A diferença de temperatura entre os intervalos de miscibilidade coerente e incoerente, ou as espinoidais química e coerente na figura 5, é dependente da magnitude de $|\eta|$. Quando há uma grande diferença de tamanho atômico $|\eta|$ é grande e um grande subresfriamento é necessário para compensar os efeitos da energia de deformação. Como discutido anteriormente, grandes valores de $|\eta|$ em metais cúbicos podem ser mitigados se as tensões de desajuste são acomodadas nas direções elasticamente suaves $\langle 100 \rangle$. Isto é atingido pela construção de modulações de composição paralelas a $\{100\}$.

A figura 1.6 mostra uma estrutura espinoidal em uma amostra de Al- 22,5 Zn - 0,1 Mg (% atômico) solubilizado a 400°C e envelhecido por 20 h a uma temperatura de 100°C. O comprimento de onda na estrutura é de 25 nm, mas isto é maior do que a microestrutura inicial devido ao coalescimento que ocorre pela manutenção de longos períodos em altas temperaturas.

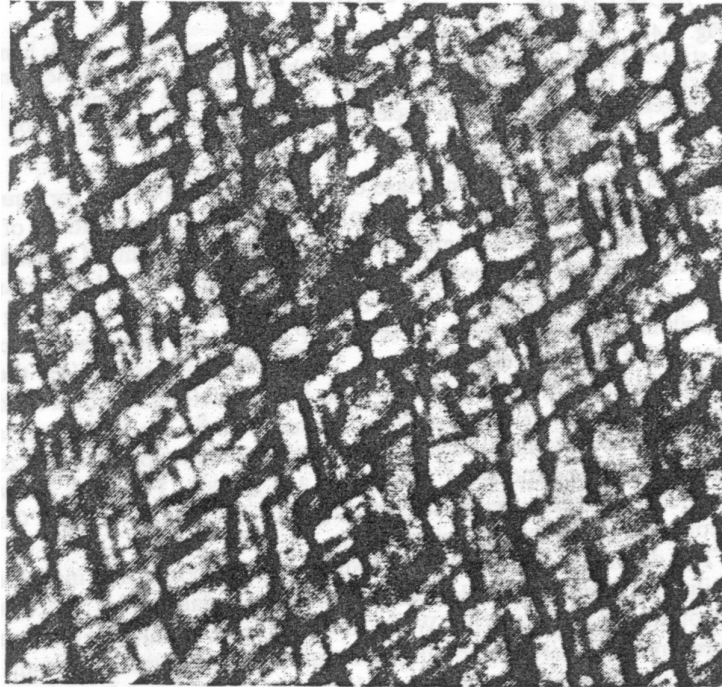


Figura 1.6. Microestrutura grosseira decomposta espinoidalmente (300x). [6]

1.4 - TENSÕES RESIDUAIS

As tensões residuais ou tensões internas podem ser definidas como as tensões presentes na estrutura do material sem a aplicação de carregamentos externos, incluindo a causada pela gravidade e outras formas de tensões, tais como as causadas por gradiente térmico. Estas tensões, que sempre se equilibram de forma que a força e o momento resultante é nulo, surgem da resposta elástica do material a uma distribuição não homogênea de deformações não elásticas, tais como deformações plásticas, precipitação, transformação de fase, desajustes, deformações causadas por expansão térmica, etc [8].

Processos de deformação mecânica que causam deformação plástica nas camadas superficiais tais como usinagem, shot peening e martelamento, provocam o surgimento de tensões residuais devido ao efeito de restritivo do interior do material, onde a deformação plástica é mínima.

Embora não apresentem evidências externas de sua existência, as tensões residuais têm grande influência nas características físicas e mecânicas do material, justificando assim a importância de seu conhecimento e estudo.

1.4.1 - MACROTENSÕES

As **macrotensões** (ou tensões do tipo 1) são as tensões de grande extensão, equilibradas na peça inteira. Usualmente manifestam-se em alcances bem maiores do que isso, podendo cruzar a amostra inteira, como apresentado na figura 1.7.

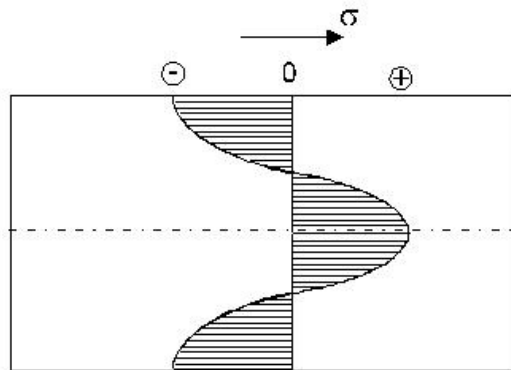


Figura 1.7: Macrotensões Residuais[9]

1.4.2 - MICROTENSÕES

As **microtensões** ou tensões do tipo 2 (figura 1.8) cobrem a distância de um grão ou parte de um grão. Elas podem ocorrer entre fases diferentes que possuem características físicas distintas ou entre partículas encravadas, tais como inclusões e a matriz do material [8,11]. Estas tensões surgem devido ao efeito restritivo que a fase mais resistente causa na fase mais fraca como é o caso do aço inox duplex.

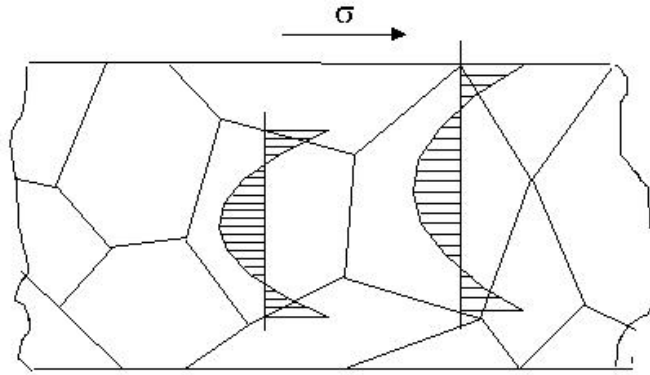
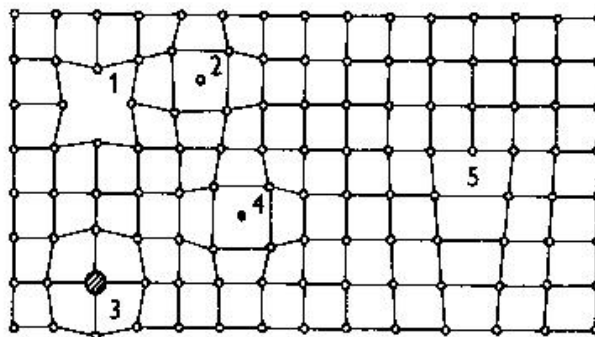


Figura 1.8. Microtensões residuais [9].

1.4.3 - SUBMICROTENSÕES

As **submicrotensões**, ou tensões do tipo 3, são equilibradas no limite de algumas células unitárias, caracterizados pelo deslocamento de alguns átomos da rede cristalina de sua posição de equilíbrio [10]. Estas tensões são geradas pela ação dos defeitos cristalinos no material, tais como lacunas, átomos intersticiais, deslocamentos atômicos, defeitos de arranjo na rede, discordâncias, maclas e contornos de grãos. A figura 1.9 mostra alguns destes defeitos.



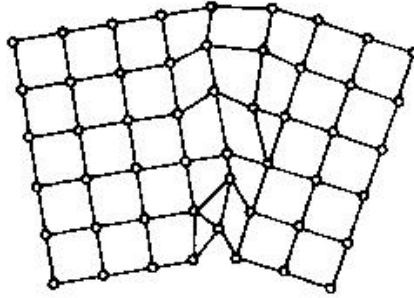


Figura 1.9 - Estrutura que provoca surgimento das submicrotensões [9].

A figura 1.10 demonstra como as tensões se relacionam.

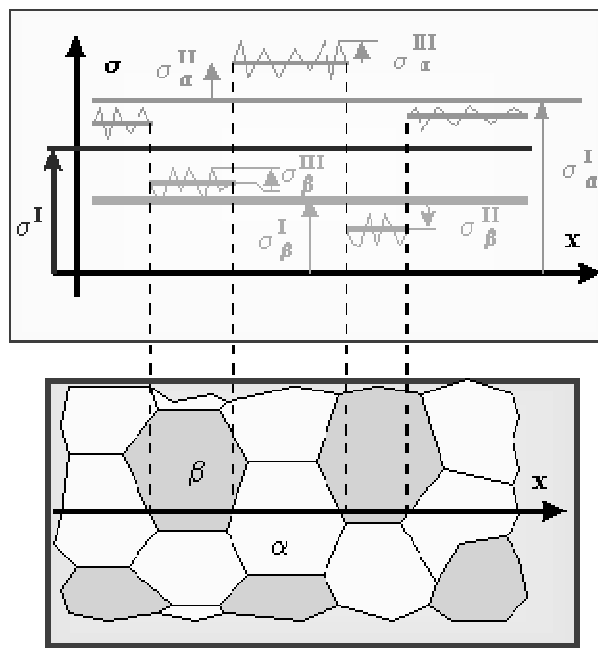


Figura 1.10 – Tensões do Primeiro (σ^I), Segundo (σ^{II}) e Terceiro (σ^{III}) tipos[12].

1.5 - O SURGIMENTO DAS TENSÕES RESIDUAIS

As tensões residuais podem surgir por uma série de motivos e continuar variando ainda durante a vida útil do material, de acordo com os carregamentos aos quais ele é submetido. Em geral, as causas das tensões residuais são de pelo menos um dos seguintes grupos:

- Tensões causadas por carregamentos mecânicos,

- Tensões causadas por efeito térmico e
- Tensões causadas por transformações metalúrgicas [13].

Como citado anteriormente, as tensões residuais são causadas por deformações plásticas heterogêneas na estrutura, ou seja, deformações que não são uniformemente distribuídas no volume do material. Estas deformações podem ser causadas tanto por esforços heterogêneos, quanto por esforços homogêneos, como veremos adiante.

Um exemplo simples de surgimento de tensões causadas por esforços mecânicos esforços heterogêneos é o caso de uma viga sujeita a flexão elasto-plástica, na qual a distribuição de tensão ao longo da seção transversal pode ser expresso por uma função linear.

A curva de tensões residuais é a diferença entre a curva de tensão real e a curva de tensão que seria causada se a deformação ocorrida fosse puramente elástica, como indica a figura 1.11.

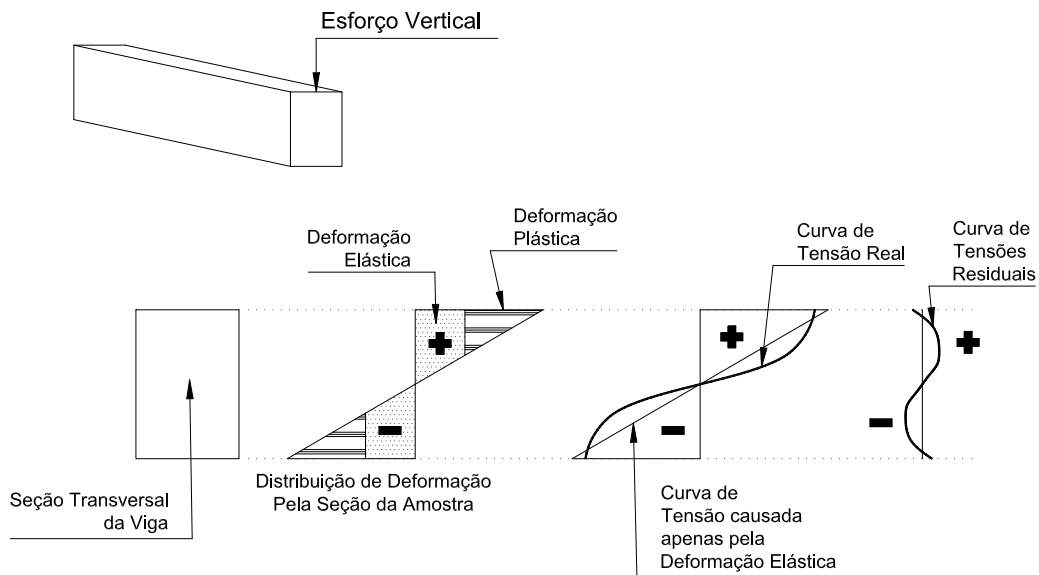


Figura 1.11 – Viga com deformação elasto-plástica. [14]

Alguns detalhes importantes merecem ser destacados a partir da figura 1.11, são eles:

1. A curva de tensões mostrada na figura corresponde a tensões do tipo 1 e correspondem às tensões calculadas pela teoria das vigas para um material com comportamento elasto-plástico perfeito.
2. Ocorrem também tensões do segundo tipo devido ao encruamento local do material nas regiões carregadas além do limite de escoamento.
3. O empilhamento de discordâncias nos contornos de grãos plastificados distorce o reticulado cristalino, gerando tensões do terceiro tipo.

A classificação adotada para as tensões residuais não indica que tensões de tipos distintos não possam coexistir. Na verdade, isto acontece com grande frequência. A relevância maior da classificação consiste na abordagem de seus efeitos na estrutura e na escolha do método de medição destas tensões.

A deformação plástica homogênea idealmente não provoca tensões residuais em um material unifásico, entretanto esta idealização tem se mostrado um tanto distante da prática. Alguns pesquisadores como [8] e [26] defendem uma hipótese baseada em “áreas fortes” e “áreas fracas” do material. Segundo eles, regiões como os contornos de grão possuem resistência mecânica superior à do interior dos grãos, criando uma restrição à deformação natural destes. Isto provocaria tensões residuais de terceiro tipo no material. Outra maneira de explicar o surgimento de tensões residuais por deformação homogênea em materiais de uma única fase é o fato das camadas superficiais possuírem mais graus de liberdade de deformação, o que reduziria a sua resistência mecânica em relação ao interior do material [10,26].

A deformação homogênea quando ocorre em material com mais de uma fase causa tensões residuais, uma vez que as fases mais resistentes impedem a livre deformação das fases mais fracas, gerando uma deformação heterogênea entre as

fases, causando pelo menos tensões do segundo tipo[10,26]. O material em estudo, por ser bifásico, tende a gerar este tipo de tensão entre a ferrita e a austenita.

A figura 1.12 apresenta as curvas de resfriamento do interior e da superfície de um tarugo de alumínio durante um tratamento térmico. Neste caso, a baixa resistência mecânica do material aliada a uma grande diferença de temperatura induz deformação plástica heterogênea, e por conseqüência, tensões residuais.

A região da superfície, que por causa do gradiente de temperatura precisa contrair-se mais do que o interior, é tracionada por este e vice-versa. Ao chegar o tempo A, o material atinge o limite de escoamento para aquela temperatura, deformando-se plasticamente e mesmo assim continua sendo resfriado. No tempo B, em temperatura ambiente, a superfície está “alongada” em relação ao interior do material devido à deformação plástica, e conseqüentemente termina o resfriamento em compressão. Este efeito é de grande relevância para os materiais à base de ferro, nos quais estima-se que haja uma tensão da ordem de 3,5 MPa por °C de diferença entre regiões.

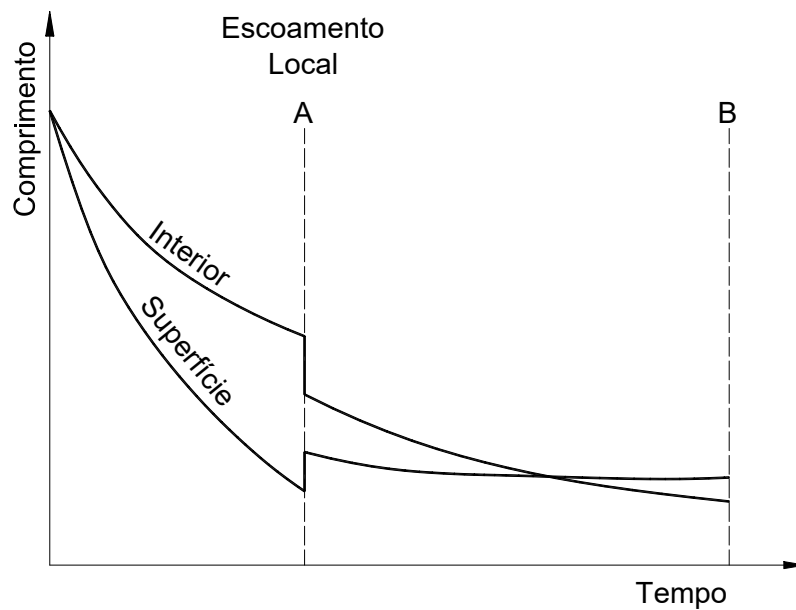


Figura 1.12 - Curvas de Resfriamento do Interior e da Superfície de um Tarugo de Alumínio [8]

As variações de temperatura também podem ocasionar o surgimento de tensões residuais devido a outro fenômeno, as transformações de fase do material. No exemplo anterior, se o material tivesse uma transformação como a de austenita para martensita, na qual há uma grande expansão devido à diferença de volume específico, não necessariamente a superfície terminaria em compressão. A figura 1.13 demonstra claramente este fato.

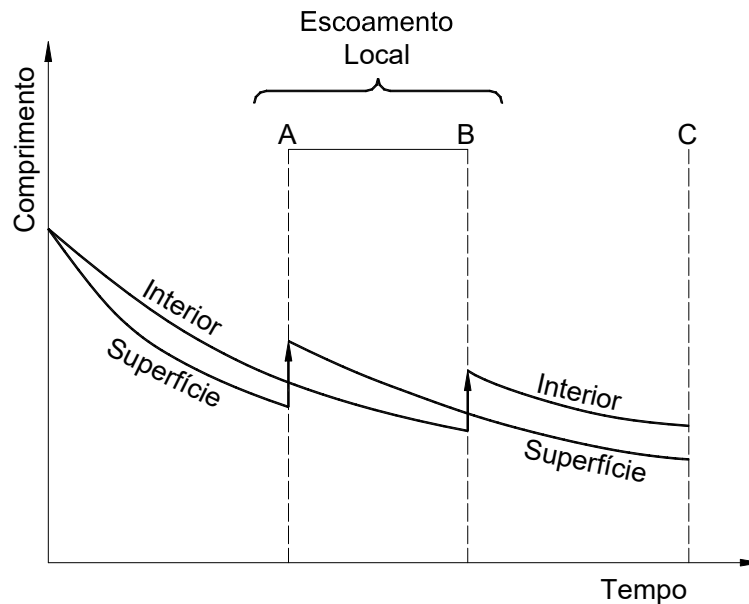


Figura 1.13 - Curvas de Resfriamento de um tarugo com transformação de fase[8].

Na temperatura A, as regiões superficiais transformam-se em martensita e se expandem, uma vez que elas atingem a temperatura de transformação primeiro. O interior, composto de austenita de baixa resistência, deforma-se plasticamente para acomodar parcialmente esta mudança. Desta forma, as tensões residuais são trativas na superfície e compressivas no interior da peça. Em B, o interior transforma-se em martensita produzindo uma expansão que é obstruída pela martensita superficial, que tem alta resistência. Nesta situação as tensões são compressivas na superfície e

compressivas no interior. Em C, próximo à temperatura ambiente, a superfície é submetida a tração pelo interior, produzindo tensões residuais trativas, que podem contribuir para o surgimento e a propagação de trincas. Em geral, utiliza-se um revenimento para alívio destas tensões, atenuando o efeito nocivo que estas teriam nas propriedades mecânicas do material.

Um processo que merece ser ressaltado pela geração de tensões residuais é a soldagem. Normalmente, este processo causa tensões devido às diferenças de temperatura entre regiões diferentemente aquecidas e plastificadas durante a operação, devido ao resfriamento superficial mais intenso e também às possíveis mudanças de fase que ocorrerão no material.

1.6 – PRINCIPAIS MÉTODOS DE MEDIÇÃO DE TENSÕES RESIDUAIS

Dentre os métodos destrutivos, podemos citar alguns de maior importância.

São eles:

- Método da amostragem
- Método da trepanação
- Método da perfuração
- Método da remoção de camadas.

Os métodos não destrutivos mais importantes são os seguintes:

- Métodos eletromagnéticos
- Métodos acústicos
- Métodos elétricos
- Método por raios-x.

Discutiremos posteriormente estes métodos em detalhes, com atenção especial para o método da difração de raios X, devido a sua relevância diante dos demais.

Outra maneira de conhecer o estado de tensões em um material é fazendo a simulação matemática da evolução destas tensões. Torres e Voorwald [16] citam que há basicamente duas formas de modelar o Campo de Tensões Residuais Compressivas causadas por *shot peening*. A primeira é através da análise pelo Método de Elementos Finitos [17, 18, 19] e a segunda maneira é aproximando o modelo de curvas formadas por valores empíricos, que geralmente traz resultados mais coerentes, pois buscam entender a influência cada uma das variáveis propostas influencia na variação das tensões.

Todo método de medição das tensões residuais possui uma particularidade em relação ao tipo de tensão que mede, uma vez que o parâmetro que estes métodos avaliam diretamente não é exatamente o nível de tensões residuais, mas sim algum efeito secundário que possa ser diretamente relacionado com os níveis de tensão existentes na amostra. Estes parâmetros podem ser a deformação do material, a distância interplanar, efeitos elétricos e magnéticos da estrutura.

1.6.1 MÉTODOS DESTRUTIVOS

Os métodos destrutivos utilizam ações mecânicas sobre a amostra, destruindo o estado de equilíbrio das tensões residuais em um componente mecânico. Desta forma, as tensões residuais são medidas pelo alívio das mesmas. Contudo, é possível medir as conseqüências do relaxamento das tensões e não o relaxamento em si, devido ao deslocamento, à fratura, à deformação ou qualquer outro efeito secundário que venha a ocorrer na amostra.

Em geral, o procedimento adotado para a medição por métodos destrutivos segue os seguintes passos:

1. Criação de um novo estado de tensões por usinagem ou remoção de camadas.

2. Detecção das mudanças locais nas tensões medindo a deformação ou o deslocamento.
3. Cálculo das tensões residuais em função da deformação medida utilizando a teoria elástica (abordagem analítica ou por elementos finitos).

As técnicas destrutivas mais utilizadas são o método da perfuração (*strain gage*), da remoção de camadas, da trepanação e da amostragem. Abaixo temos uma breve descrição dos dois principais métodos.

1.6.1.1 MÉTODO DA PERFURAÇÃO

O método da perfuração, ou do *Strain Gage*, consiste na remoção de local de material tensionado e medição da deformação no material adjacente causada pelo alívio de tensão. Geralmente são utilizados *Strain Gages* para a medição desta deformação.

Tipicamente, os furos executados são de 1 a 4mm de diâmetro, com profundidade aproximadamente igual ao diâmetro. Uma roseta de medição especial é utilizada para revelar a deformação de alívio na região ao redor do furo, como mostra a figura 1.14.

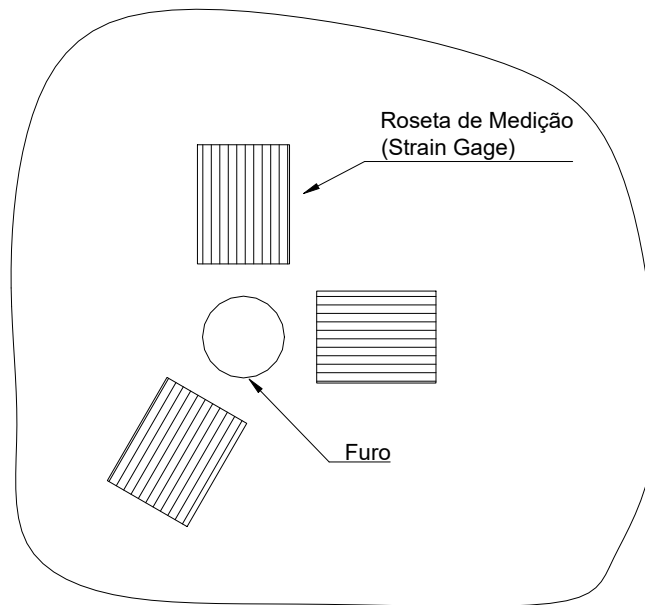


Figura 1.14 – Método da Perfuração [11]

1.6.1.2 MÉTODO DA REMOÇÃO DE CAMADAS

O princípio deste método é bem simples, no qual uma parte plana da peça que contenha tensões residuais é deformada de forma que mantenha o equilíbrio estático das forças e momentos internos. Em uma amostra de teste em forma de paralelepípedo esta deflexão (f) é representada. A deflexão depende naturalmente do tipo e da magnitude das tensões residuais envolvidas, cuja distribuição através da espessura do material pode ser caracterizada por uma função $\sigma(e)$ onde “ e ” é a espessura da camada que está sendo considerada em relação à área da superfície da peça.

Se as camadas do material no qual existem tensões residuais são gradualmente removidas por remoção química, o equilíbrio das tensões internas e momentos é desfeito. Para restabelecer este equilíbrio, a peça deve mudar de forma. A variação de deflexão df produzida pela remoção da camada de espessura de pode ser relacionada com a tensão superficial $\sigma_e(e)$ que existe na camada removida pela equação 1.8:

$$\sigma_e(e) = -\frac{4}{3} E \frac{e^2}{l^2} \times \frac{\partial f}{\partial e} \quad \text{Equação 1.8}$$

Na qual l representa o comprimento no qual a deflexão é medida e “ E ” é o módulo de Young do material.

1.6.2 MÉTODOS NÃO DESTRUTIVOS

Os métodos não destrutivos mais utilizados avaliam as seguintes propriedades do material:

1.6.1.1 PROPRIEDADES MAGNÉTICAS

O método magnético leva em consideração o fato das deformações elásticas influírem no valor do efeito de magnetostricção dos ferromagnetos, ou seja, quando se magnetiza uma placa, esta se alonga na direção do campo magnético. Quando se deforma elasticamente, através da aplicação de carga trativa, a placa se magnetiza na direção da carga.

1.6.1.2 ACÚSTICAS

O método do ultra-som baseia-se na teoria de que o material, onde se propagam as ondas, possui energia cinética de movimento oscilatório e também energia potencial condicionada pela deformação. Assim, ao medir-se a velocidade do ultra-som no meio, pode-se avaliar a deformação elástica deste meio.

1.6.1.3 ELÉTRICAS

O método elétrico mais importante é o das correntes parasitas, que se baseia no princípio de que as tensões mecânicas (ou deformações) influenciam nas características eletromagnéticas do material, podendo ser medidas a partir desta relação.

1.6.1.4 DIFRAÇÃO DE ONDAS (RAIOS X E NÊUTRONS)

Os métodos de difração de ondas utilizam raios-X e feixes de nêutrons em suas análises. Eles fundamentam-se nas alterações do parâmetro de rede cristalina causadas pelas tensões residuais e na medição destas alterações utilizando um feixe de onda e a equação proposta por Bragg [8].

$$2 \times d \times \text{sen } \theta_0 = n\lambda \quad (\text{Lei de Bragg}) \quad \text{Equação 1.9}$$

onde d é a distância interplanar, θ_0 é o ângulo de Bragg, λ é o comprimento de onda e n é o número de ordem da difração, que indica quantos planos cristalográficos participam na difração. Quando a Lei de Bragg é atendida, ocorre interferência construtiva e o detector do feixe difratado marca um pico no ângulo correspondente a $\text{arcsen}(n\lambda / 2d)$. Como conhecemos precisamente o valor de λ , o ângulo medido, e podemos tomar $n = 1, 2, 3$, etc., podemos calcular o valor de d .

A figura 1.15 mostra o significado físico das variáveis da equação de Bragg.

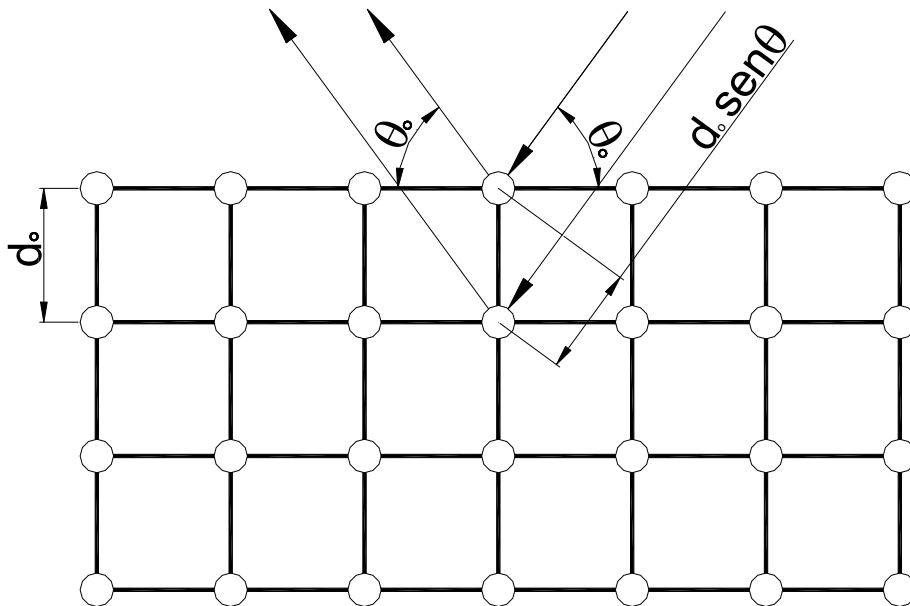


Figura 1.15 – Variáveis da Lei de Bragg

1.7 - SHOT PEENING

O *shot peening* é um processo de trabalho a frio no qual uma superfície, ou parte dela, é bombardeada por partículas ou granalhas, chamadas em inglês de *shot*. Cada partícula age como um pequeno martelo, provocando na superfície uma massa de deformação. Para a criação desta massa, os grãos da superfície do material escoam devido à tensão do choque. Abaixo da superfície, os grãos tentam restabelecer a superfície em sua forma original, produzindo abaixo da massa um hemisfério de material trabalhado a frio altamente compactado [13]. Desta forma, surge uma camada com tensões residuais compressivas logo abaixo da superfície que resiste muito melhor ao surgimento e à propagação de trincas, quando comparada com a superfície sem tratamento.

Como praticamente todas as falhas por fadiga e corrosão sob tensão ocorrem na superfície das peças, as tensões compressivas introduzidas por shot peening favorecem o aumento da vida útil da peça. A tensão residual compressiva máxima produzida na superfície de uma peça por shot peening é em torno da metade da tensão de escoamento do material tratado. Muitos materiais também têm um aumento na dureza da superfície devido ao tratamento.

Os benefícios obtidos pelo shot peening são o resultado do efeito do trabalho a frio e das tensões compressivas introduzidas. Tensões compressivas são benéficas por aumentar a resistência a falhas por fadiga corrosão por fadiga, fragilização por hidrogênio, *fretting* e ainda a erosão por cavitação. Os benefícios obtidos pelo trabalho a frio incluem o endurecimento, o aumento da resistência à corrosão intergranular, a textura de superfície e correção de porosidades.

Um perfil típico de tensões residuais compressivas causadas por shot peening e sua variação com a profundidade é mostrada na figura 1.16. A figura mostra quatro importantes características:

1. TSup – Tensão Superficial, a tensão medida na superfície,
2. TCMax – Tensão compressiva máxima, o máximo valor medido das tensões compressivas induzidas, que normalmente é o maior logo abaixo da superfície.
3. TTMax – Tensão trativa máxima, o máximo valor da tensão trativa induzida. A tensão trativa que no centro do material compensa a tensão compressiva na camada superficial, de forma que a peça permanece em equilíbrio. TTMax não pode ser grande o suficiente a ponto de criar falhas internas prematuras.
4. d – Profundidade, a profundidade da tensão compressiva é o ponto no qual a tensão compressiva cruza o eixo de tensão neutra e se torna trativa.

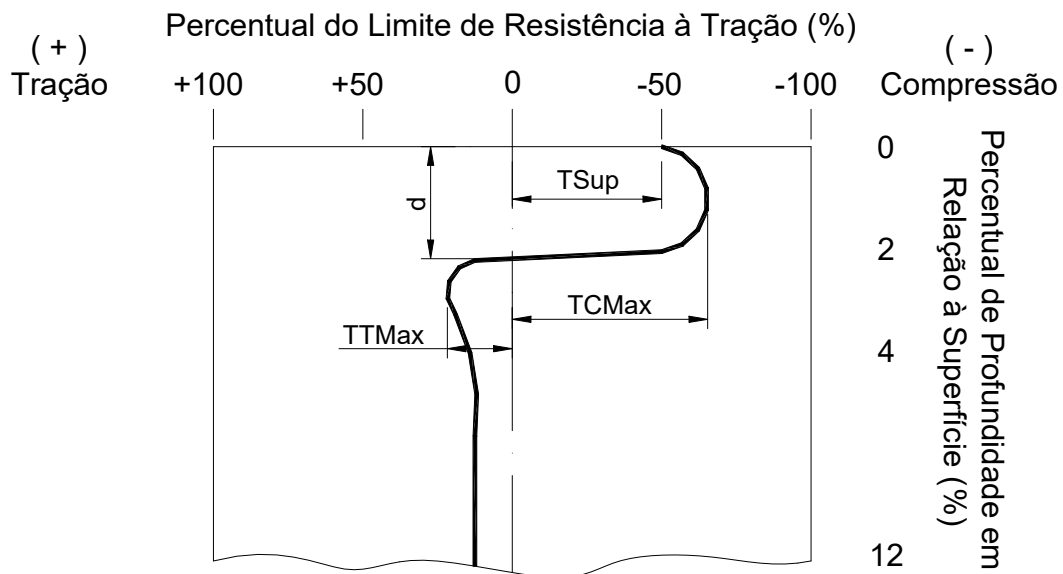


Figura 1.16. Exemplo de um perfil de tensões residuais criadas por Shot Peening. [13]

O máximo valor da tensão residual compressiva (TCMax) é também conhecido como magnitude da tensão residual introduzida. Variações no processo de shot peening tem pequeno efeito sobre a magnitude da tensão compressiva introduzida, desde que as partículas utilizadas tenham aproximadamente a mesma dureza do material sendo bombardeado.

1.8 EFEITO DO SHOT PEENING NO PERFIL DE CARREGAMENTO

A figura 1.17 ilustra a distribuição de tensão em uma viga lisa sem qualquer carga externa aplicada e que foi bombardeada em ambas as faces, superior e inferior. Uma vez que a viga está em equilíbrio sem cargas externas aplicadas, a área sob a curva de distribuição de tensão nas regiões de tensão compressiva deve ser igual à área correspondente sob a curva na região de tensão tratativa. Além disso, a soma dos momentos destas áreas deve ser zero, condição sem a qual o equilíbrio não seria estabelecido.

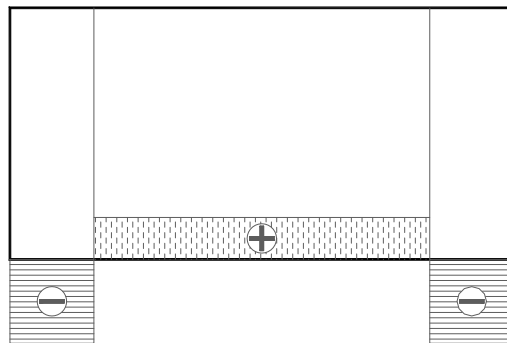


Figura 1.17 – Esquema de distribuição de tensão na seção transversal de uma viga submetida a *shot peening* [10].

A figura 1.18 mostra a mesma viga depois do bombardeamento como na figura anterior, mas com um momento flexional aplicado. A tensão resultante em qualquer profundidade vai ser igual à soma algébrica das tensões residuais e das

tensões originadas a partir das cargas aplicadas. A curva resultante da distribuição de tensões é a linha escura e o momento flexional é a linha pontilhada.

Ressalta-se que mesmo após o carregamento, a tensão na superfície bombardeada é significativamente reduzida pela tensão compressiva do shot peening. Esta condição vai ajudar a evitar a iniciação de trincas de superfície e o que é ainda mais importante, vai aumentar a resistência do material à propagação destas mesmas trincas.

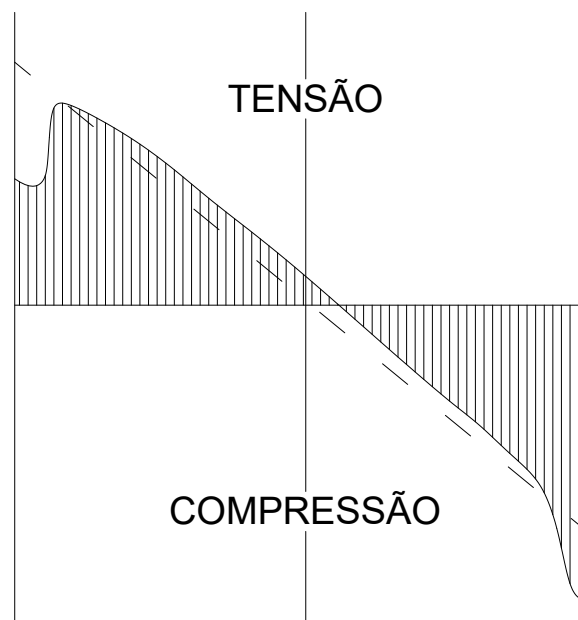


Figura 1.18 – Esquema das tensões residuais na seção transversal de uma viga[13]

1.9 - INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO DE SHOT PEENING NA RESISTÊNCIA À FADIGA

Em grande parte dos casos as falhas por fadiga são originadas na superfície da peça, em algum ponto onde há uma concentração de tensões. Uma pequena quantidade de falhas é originada em uma região abaixo da superfície, sendo que estas falhas em geral são causadas por inclusões, porosidades e outras imperfeições no aço. Desta forma, a superfície é a parte mais frágil da estrutura, uma vez que é lá que as imperfeições agem como concentradoras de tensão e também pelo fato que durante o

carregamento das partes, em geral a superfície é a região onde ocorrem as maiores tensões. A figura 1.19 exemplifica este fato mostrando uma viga bi-apoiada com carregamento distribuído na parte superior. As áreas escuras dentro da viga representam a variação das tensões na seção transversal da viga.

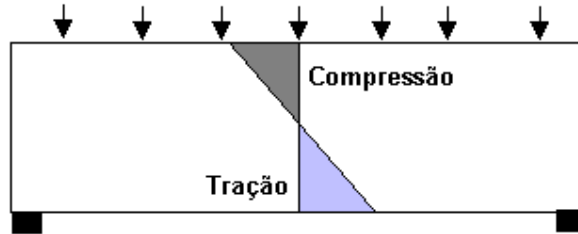


Figura 1.19 – Distribuição de tensões em uma viga. (Tensão máxima nas superfícies).

O shot peening introduz tensões residuais compressivas capazes de compensar uma parte das tensões trativas que ocorrem na superfície da peça [20,21,22], o que reduz a possibilidade do surgimento e a propagação de trincas superficiais [23,24,25]. A figura 1.20 ilustra como o tratamento por shot peening melhora a tensão limite de fadiga para materiais, uma vez que teoricamente as peças que estiverem submetidas a tensões abaixo do gráfico não falharão por fadiga.

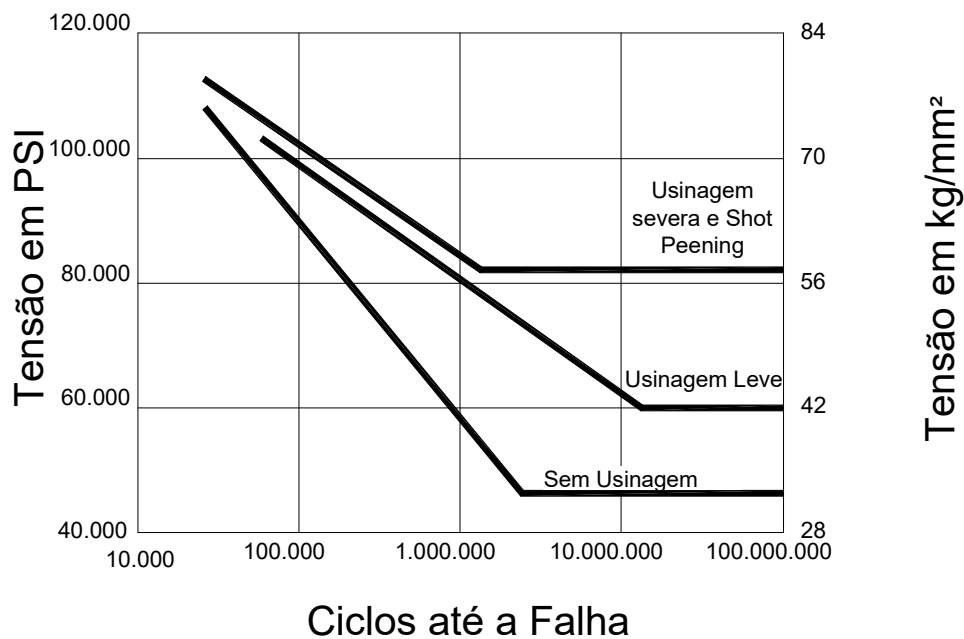


Figura 1.20 – Gráfico da Tensão de Ruptura em Função do Número de Ciclos [13]

1.10 - VARIAÇÃO DAS TENSÕES COM A DEFORMAÇÃO

O fato de uma amostra apresentar tensões residuais indica que, em condições de equilíbrio, esta amostra possui simultaneamente áreas com tensões compressivas e áreas com tensões trativas. Estas tensões podem variar ao longo da seção transversal da amostra e dependem basicamente das condições de tratamento do material [10].

Dois distribuições possíveis são apresentadas na figura 1.21, sendo que a figura 1.21a apresenta tensões compressivas na superfície e trativas no interior. Na figura 1.21b ocorre o contrário: tensões trativas na superfície e compressivas no interior.

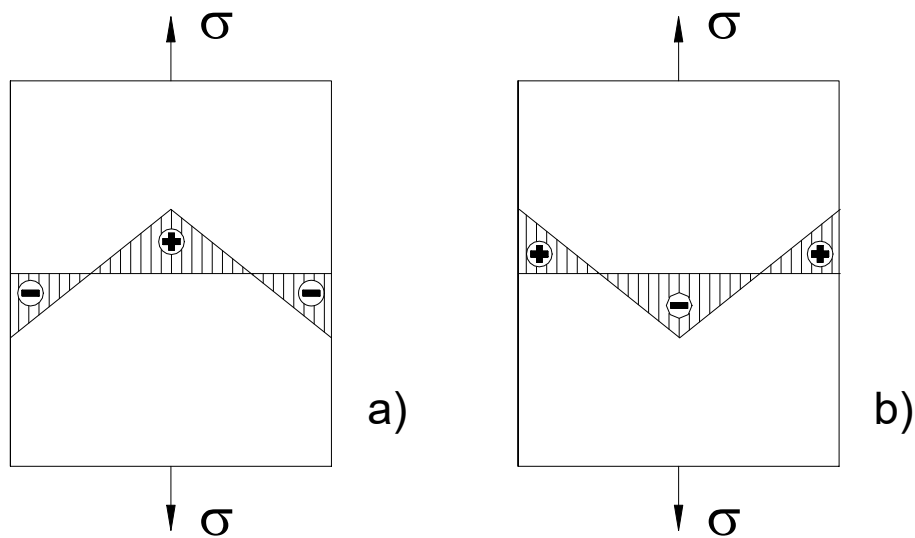


Figura 1.21 – Exemplo de distribuição das tensões em amostras [27].

- a) Tensões compressivas na superfície e trativas no interior.
- b) Tensões trativas na superfície e compressivas no interior.

Com a tração uniaxial as áreas que possuem tensões trativas são as primeiras a atingir a deformação plástica, sendo que isto ocorre com uma tensão nominal aplicada menor do que o limite de escoamento da amostra [10]. Tal fato é apresentado esquematicamente na figura 1.22, onde também é mostrado o processo do surgimento

de tensões de tração para amostras com e sem tensões residuais (curvas 1 e 2 da figura 1.22, respectivamente).

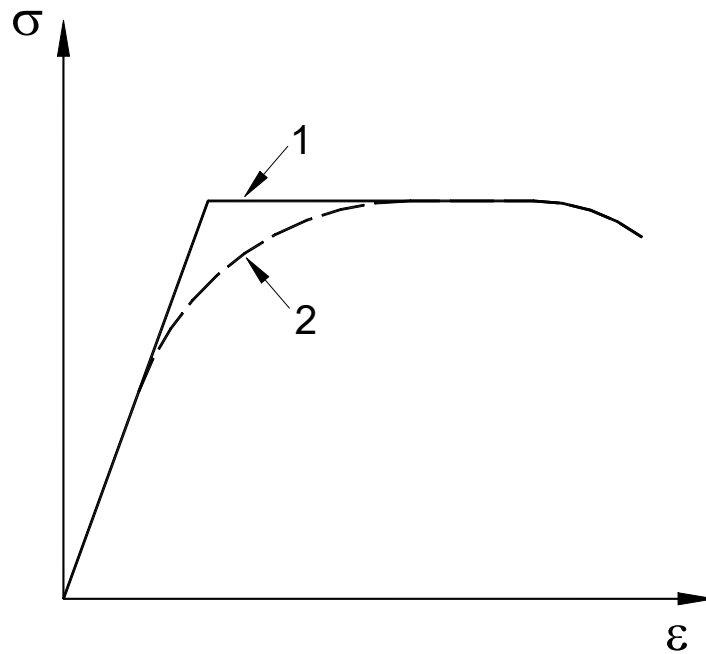


Figura 1.22 – Curvas $\sigma - \epsilon$ para amostras sem tensões residuais (curva 1) e com tensões residuais (curva 2) [27].

Os dois tipos de tensão apresentados na figura 1.21 levam ao mesmo comportamento da curva de tensão $\sigma - \epsilon$ mostrado na figura 1.22, mas é possível demonstrar que as tensões residuais são atenuadas com o aumento da deformação plástica na amostra (figura 1.23).

A figura 1.23 mostra de forma esquemática o limite de ruptura versus o grau de deformação plástica prévia nas amostras com e sem tensões residuais. No caso da amostra com tensões (curva 2), a ruptura ocorre para valores pequenos de carga, quando o grau de deformação é pequeno. Os valores do limite de ruptura aumentam com o aumento da deformação, até a região onde a tensão é constante.

Para amostra sem tensões residuais (curva 1), o limite de ruptura não depende do grau de deformação anterior. A causa do comportamento da tensão de ruptura no primeiro caso é que durante a deformação plástica as tensões residuais desaparecem.

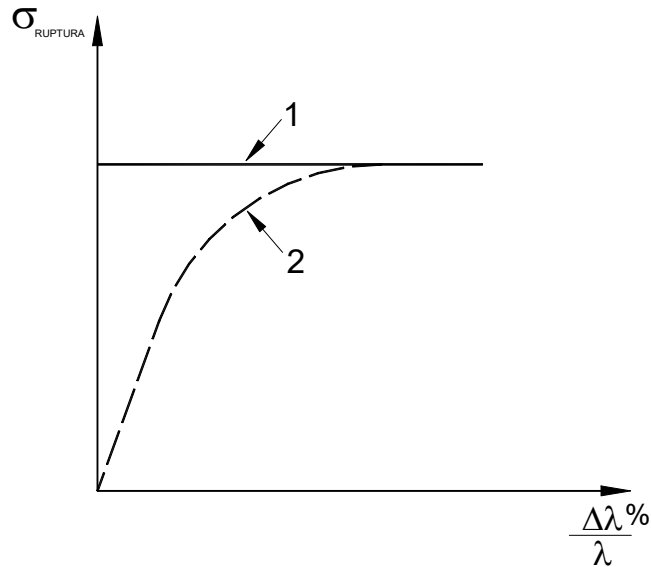


Figura 1.23 – Tensão de ruptura versus deformação plástica [27].

- 1) sem tensões residuais
- 2) com tensões residuais

1.11 – COMPARAÇÃO E ANÁLISE

1.11.1 - COMPARAÇÃO ENTRE OS MATERIAIS UTILIZADOS

O material analisado por Johansson [28] foi o SAE 2304, enquanto o utilizado por Souza [29] foi o SAE 2205. Como pode ser visto na tabela 3.6, as composições químicas são muito semelhantes, com exceção do teor de molibdênio.

Tabela 3.6 - Composição (%) dos materiais analisados [28,29]

Elemento	C	Cr	Ni	N	Mo
SAE 2304	0,022	22,8	4,9	0,098	0,31
SAE 2205	0,020	22,3	5,4	0,160	2,49

O molibdênio atua no duplex auxiliando o cromo a aumentar a resistência à corrosão por cloretos[4]. Quando a quantidade de cromo em um aço inoxidável é de pelo menos 18%, adições de molibdênio se tornam em torno de três vezes mais efetivas contra corrosão por pites e por crêvice em ambiente contendo cloretos.

O molibdênio é ainda um elemento ferritizante e aumenta a tendência de formação de precipitados intermetálicos no aço inoxidável. Eis porque sua concentração em geral é inferior a 7,5% em aços inoxidáveis austeníticos e 4% em aços duplex [4].

O nitrogênio, que diverge suavemente nos dois aços, também aumenta a resistência à corrosão por pites e por crêvice dos aços inoxidáveis austeníticos e duplex. Ele também aumenta significativamente a resistência mecânica destes aços, sendo de fato, o elemento que em solução sólida mais aumenta a resistência mecânica destes aços. Devido ao aumento da resistência mecânica, ocorre também um aumento da tenacidade. O nitrogênio atrasa a formação de precipitados intermetálicos nos aços duplex e por isto é adicionado a materiais que tem grande concentração de cromo e de molibdênio, para atenuar a tendência de formação da fase sigma.

O nitrogênio é um elemento fortemente austenitizante, podendo inclusive substituir o níquel em alguns aços inoxidáveis austeníticos [4]. No duplex o nitrogênio é adicionado quase que até o seu limite de solubilidade, ficando a concentração de níquel responsável por ajustar o equilíbrio desejado entre as fases. O cromo e o molibdênio, que são elementos ferritizantes, são equilibrados pelo nitrogênio e pelo níquel, elementos austenitizantes, para que a microestrutura do duplex seja atingida [4].

A tabela 3.7 resume algumas propriedades mecânicas importantes do SAE 2304 e do SAE 2205.

Tabela 3.7 – Comparação das propriedades mecânicas [28]

	SAE 2304	SAE 2205
Módulo de Elasticidade	200 Gpa	200 Gpa
Coefficiente de Expansão Térmica	13 a 15 /°C x 10 ⁻⁶	13 a 15 /°C x 10 ⁻⁶
Alongamento Máximo	35%	35%

O gráfico da figura 3.25 ratifica que a diferença entre as tensões de escoamento é muito pequena para qualquer temperatura até 500°C.

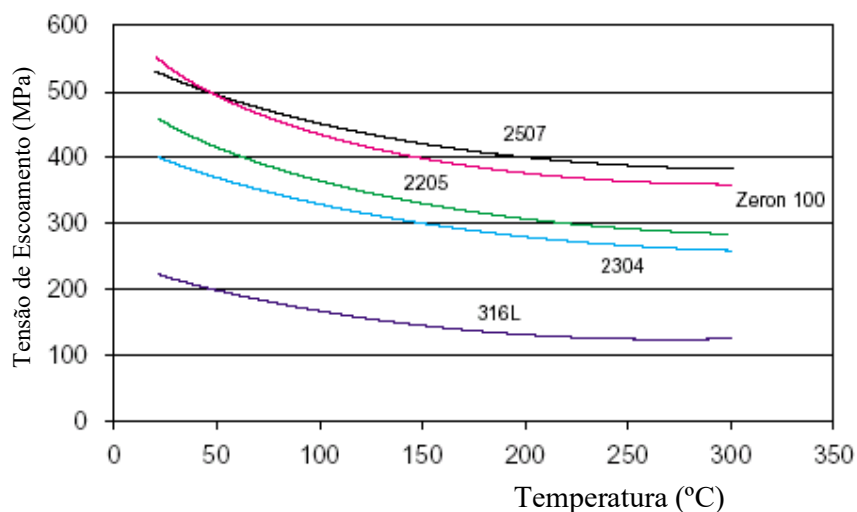


Figura 3.25 – Tensão de escoamento X Temperatura para alguns aços duplex [4].

1.11.2 - ESTADO INICIAL DE TENSÕES

O material analisado por Johansson [28] teve as tensões residuais introduzidas principalmente durante a laminação, enquanto o analisado por Souza [29] foi laminado e depois submetido a um tratamento de *shot peening*. Deste modo, este último apresenta valores de tensão maiores, como mostra a tabela 3.8.

Tabela 3.8 - Estado inicial de tensões (em MPa) [28,29].

Material	Fase	Direção	
		Longitudinal	Transversal
SAF 2304	Austenita	29	83
	Ferrita	-111	-214
SAF 2205	Austenita	-388	-349
	Ferrita	-471	-523

1.11.3 - DIFERENÇAS NO MÉTODO DE MEDIÇÃO

Johansson [28] citou que as amostras apresentavam uma redução no nível de tensões residuais superficiais durante o carregamento estático provavelmente devido a efeitos visco-elastoplásticos [28]. Como esta redução foi sempre menor do que 3,5%, seu efeito não prejudica a análise. O mesmo efeito provavelmente deve ter ocorrido no material analisado por Souza [29], o que aproximaria os resultados por cancelamento das variações, uma vez que a tendência do material ao ser liberado da tração é aliviar um pouco das tensões residuais.

2 - MATERIAIS E MÉTODOS

Uma parte dos dados experimentais analisados neste trabalho foi gerada por Johansson [28] no Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade de Linköping, Suécia. Outra parte foi gerada por Souza [29], no Laboratório de Análise de Tensões do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da COPPE-UFRJ.

2.1 - ANÁLISE DO SAE 2304

O material utilizado por Johansson [28] trata-se de um Aço Inoxidável Duplex comercial do tipo SAF 2304 fornecido pela Avesta Sheffield AB. A tabela 2.1 mostra a composição química deste material.

Tabela 2.1 – Composição Química do Aço SAE 2304 [28]

Elemento	Fé	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	N
Fração em massa (%)	69,74	0,022	0,37	1,5	22,8	4,9	0,31	0,26	0,098

O aço foi laminado a quente e a frio até uma espessura de 1,5 mm e depois submetido a uma solubilização seguida de resfriamento rápido a partir de 1050°C, assim evitando precipitação de fases secundárias. Difractogramas de raios-X e micrografias realizadas posteriormente de fato não apresentaram qualquer fase secundária.

A fração volumétrica, determinada pelo método da contagem de pontos, é composta de 45 ± 5 % de fase ferrítica e de 55 ± 5 % de fase austenítica. Devido à laminação, a textura das fases é marcante nas três direções principais (laminação, normal e transversal). As dimensões mostradas na tabela 2.2 demonstram bem o efeito

da laminação. O tamanho de grão é semelhante para as duas fases, sendo em média 10 μm na direção transversal e na de laminação e 1,5 μm na direção normal.

Tabela 2.2 – Dimensões médias referentes às Ilhas de Austenita em μm . [28]

Austenita	Tamanho das Ilhas	Distância entre Ilhas
Direção Normal	0,5 e 3,0	3
Direção Transversal	5,0 e 25,0	25
Direção de Laminação	15,0 e 200,0	150

Os ensaios de tração foram realizados em uma máquina de ensaios em um corpo de prova de comprimento útil de 50mm e 8mm de largura. A tabela 2.3 resume as propriedades mecânicas macroscópicas do material. Ressalta-se que a anisotropia encontrada é comum entre os aços duplex quando laminados.

Tabela 2.3 – Propriedades Mecânicas do SAE 2304 [28]

Propriedades	Laminação	Direção		Método
		45°	Transversal	
Módulo de Young [GPa]	196	199	209	Resonancia
Limite de Escoamento [MPa]	523	530	566	Ensaio de Tração
Tensão de Ruptura Rm [MPa]	730	713	767	Ensaio de Tração

Um ensaio de microdureza realizado por [28] com o equipamento Nano Indentor II com carga de 5mN em cada fase e penetração de 200nm mostrou que a dureza da austenita é levemente maior do que a da ferrita (4,2 GPa e 3,9 GPa, respectivamente), indicando que a tensão de ruptura da austenita também deve ser superior à da ferrita.

As macrotensões no material foram medidas através de um Difrátômetro- Ω utilizando radiação $\text{CrK}\alpha$ e um filtro de vanádio no lado do detector. Para se obter medidas das três direções principais, foram feitas medidas em ângulos de 0°, 60° e

120° utilizando o plano {211} para a fase ferrítica e o plano {220} para a fase austenítica.

Um difratômetro foi acoplado à máquina de ensaio de tração de utilizada, desta forma, as medições foram realizadas *in situ* e durante a aplicação de carga. As tensões residuais foram medidas quando a carga aplicada era de 0, 150, 290, 440, 530, 580 e 625 MPa. Ressalta-se que a carga sempre foi aplicada na direção de laminação, as amostras não foram submetidas a cargas de compressão e por terem recebido um polimento eletrolítico, não continham tensões residuais superficiais diferentes das tensões do interior do material.

O parâmetro de rede da fase austenítica do material sem tensões para aferição do método foi obtido através de dissolução seletiva da matriz ferrítica em solução de $\text{H}_2\text{SO}_4 + 0,2 \text{ M NaCl}$ como descrito por [30] e o valor utilizado foi $a_0 = 3,5969420 \pm 0,00020 \text{ \AA}$. Para a ferrita, o valor foi obtido de $a_0 = 2,873552 \pm 0,00018 \text{ \AA}$, calculado a partir das condições de equilíbrio, uma vez que assume-se que a tensão residual macroscópica na superfície é zero na direção normal a esta. O erro no espaçamento leva a um erro máximo de 30MPa na tensão medida.

2.2 - ANÁLISE DO SAE 2205

O aço inox duplex utilizado por Souza [29] é o SAF 2205 (ou UNS S31803), com composição química de acordo com a tabela 2.4. Cinco corpos de prova foram usinados para ensaio de tração de e receberam tratamento superficial de shot peening¹. As tensões residuais superficiais foram medidas antes e durante o ensaio de tração uniaxial.

¹ O tratamento de Shot Peening foi realizado na NHK do Brasil.

Tabela 2.4 – Composição Química do Aço Utilizado [29]

Marca Registrada	Composição Química (%)				
	C	Ni	Mo	N	Cr
SAF2205	0,020	5,44	2,49	0,16	22,3

Uma metalografia foi realizada no Laboratório de Metalografia e Tratamentos Térmicos da Universidade Federal Fluminense, aplicando o ataque de Murakami e utilizando um microscópio ótico com aquisição digital de imagem.

O ataque de Murakami provoca uma clara distinção visual entre a ferrita (fase clara) e a austenita (fase escura), possibilitando diversas análises, entre elas, a razão média entre as fases.

As micrografias realizadas com o microscópio apresentaram uma clara distinção entre as fases, como esperado. A figura 2.1 é uma micrografia realizada em uma amostra de duplex.

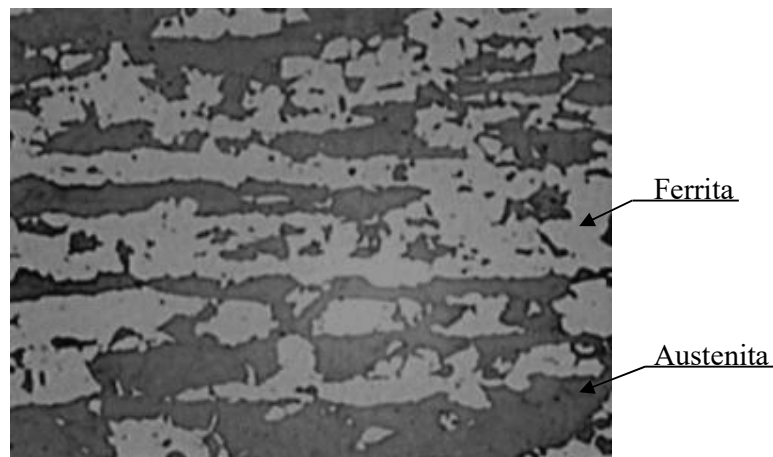


Figura 2.1 – Microestrutura do material [29]

2.2.1 - MEDIÇÃO COM O EQUIPAMENTO PORTÁTIL DE RAIOS-X

Os princípios de técnica de dupla exposição, usada para medição de tensões utilizando o equipamento portátil, baseiam-se em determinação de duas componentes de deformação: $\varepsilon_{\varphi, \psi 1}$ e $\varepsilon_{\varphi, \psi 2}$ [31]. Se a deformação é determinada através da formula:

$$\varepsilon_{\varphi,\psi} = \frac{1+\nu}{E} \sigma_{\varphi} \cdot \sin^2 \psi - \frac{\nu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2), \quad (\text{Equação 2.1})$$

então a diferença entre duas componentes da deformação é:

$$\varepsilon_{\varphi,\psi_2} - \varepsilon_{\varphi,\psi_1} = \frac{1+\nu}{E} \sigma_{\varphi} (\sin^2 \psi_2 - \sin^2 \psi_1), \quad (\text{Equação 2.2})$$

onde E e ν são constantes elásticas do material, ψ e φ são os ângulos polar e azimutal, σ_{φ} - componente medida da tensão, σ_1 e σ_2 são tensões principais. A componente σ_{φ} da equação (2.2) é igual:

$$\sigma_{\varphi} = \frac{E}{1+\nu} \frac{\varepsilon_{\varphi,\psi_2} - \varepsilon_{\varphi,\psi_1}}{\sin^2 \psi_2 - \sin^2 \psi_1}, \quad (\text{Equação 2.3})$$

Usando a lei de Bragg (equação 1.9):

$$\varepsilon_{\varphi,\psi} = \frac{d_{\varphi,\psi} - d_0}{d_0} = -\text{ctg}\theta_0 (\theta_{\varphi,\psi} - \theta_0), \quad (\text{Equação 2.4})$$

onde $d_{\varphi,\psi}$, d_0 e $\theta_{\varphi,\psi}$, θ_0 são distâncias interplanares e os ângulos de difração para materiais com e sem tensão respectivamente

Das formulas (2.3) e (2.4) a formula final para determinação da componente de tensão σ_{φ} pode ser obtida:

$$\sigma_{\varphi} = -\frac{E}{1+\nu} \frac{\text{ctg}\theta_0 (\theta_{\varphi,\psi_2} - \theta_{\varphi,\psi_1})}{\sin^2 \psi_2 - \sin^2 \psi_1}, \quad (\text{Equação 2.5})$$

Desta maneira, para determinar qualquer componente da tensão é necessário medir os ângulos de difração correspondentes às reflexões dos planos cristalinos com normais caracterizadas por ângulos ψ_1 e ψ_2 . Os ângulos usados no equipamento são $\psi_1=0^\circ$ e $\psi_2=50^\circ$ e para se medir as tensões é usada geometria de “ ψ - goniômetro”. A figura 2.2 apresenta a projeção estereográfica desta geometria. A figura mostra as posições angulares dos dois feixes difratados e as posições das duas normais: $\overline{n_{\psi_1}}$ e $\overline{n_{\psi_2}}$ dos planos difratantes. A projeção também mostra as posições dos dois círculos

difratados e as suas posições no filme. As janelas do colimador também são apresentadas na projeção estereográfica.

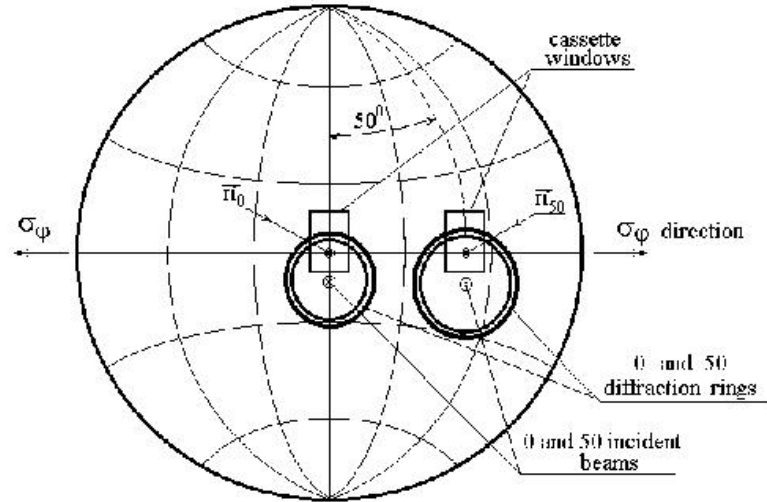


Figura 2.2 - Projeção estereográfica do " ψ - goniômetro" usada no equipamento portátil de raios-X [32].

De acordo com a figura 2.2 a perpendicularidade do feixe incidente ao eixo X significa que o ângulo ψ_1 é igual a 0 graus e o valor do ψ_2 , neste caso, é igual ao ângulo de convergência dos dois feixes incidentes. Para o equipamento apresentado isto é: $\psi_2=50^\circ$.

A figura 2.2 também mostra os princípios da medição dos ângulos de difração. A diferença entre os ângulos, $\Delta\theta = \theta_{\psi_2} - \theta_{\psi_1}$, na fórmula (2.5) pode ser descrita como:

$$\Delta\theta = K(L_{50} - L_0), \quad (\text{Equação 2.6})$$

onde L_{50} e L_0 são as distâncias das linhas de difração até as referências nas janelas do cassete e K é o coeficiente de transferências da unidade linear para angular.

O valor do coeficiente K é a característica do colimador é determinado através da exposição de calibração de um material não tensionado.

A substituição da fórmula (2.6) em (2.5) leva a seguinte formula de cálculo de tensão:

$$\sigma = A(L_{50} - L_0), \quad (\text{Equação 2.7})$$

onde A é a constante que inclui todos os valores conhecidos da formula (2.5), tais como o módulo de elasticidade e o ângulo de difração.

A figura 2.3 mostra um esquema do aparelho portátil de medição de tensões utilizado por Souza [29].

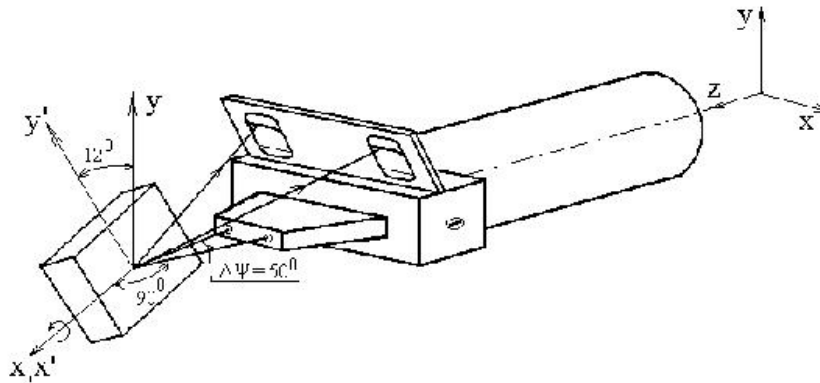


Figura 2.3 - Esquema de medição de tensões com o equipamento portátil.

O equipamento portátil utilizado possui um colimador especificamente projetado e construído para medição de tensões em aços inoxidáveis duplex, com geometria que permite a obtenção de feixes difratados em ambas as fases do material ao mesmo tempo. O desenho deste colimador é mostrado na figura 2.4 e a figura 2.5 mostra a fotografia do colimador montado no tubo de raios-x.

Colimador de raios-x utilizado para aços ferríticos usa linha de difração (211) e ângulo de difração de 78° (figura 2.4, posição 1).

Para medição de tensões em aços inoxidáveis austeníticos e duplex (fase austenítica) o plano difratante é (220) e o ângulo de difração é de 65° (figura 2.4, posição 2).

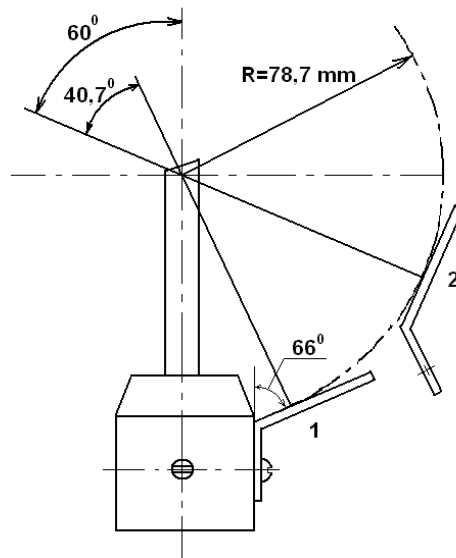


Figura 2.4 - Colimador de raios-x para aços inoxidáveis austeníticos e dúplex:
1-posição da porta-filme para aços ferríticos,
2- posição da porta-filme para aços austeníticos.

A figura 2.5 mostra o colimador adaptado ao tubo de raios-X.

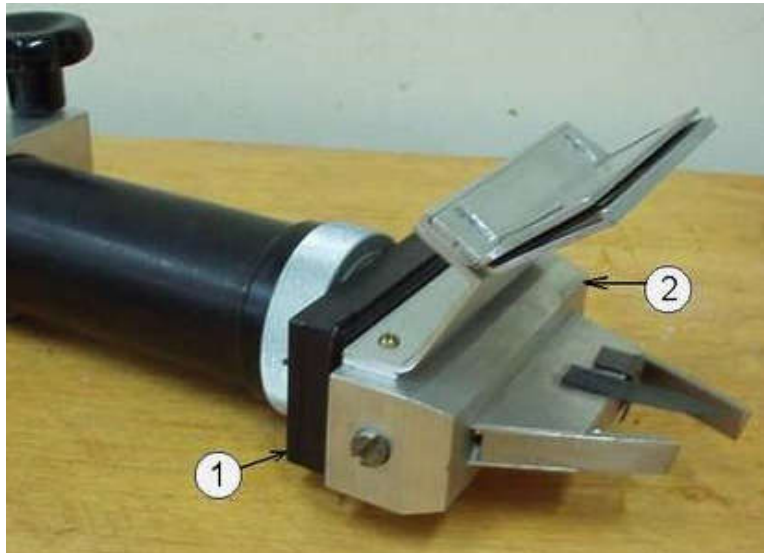


Figura 2.5 - Equipamento portátil de medição de tensões [29]:

- 1- tubo de raios-X;
- 2- colimador para austenita.

O tempo de exposição para obtenção de cada filme é de 15 minutos para a ferrita e 15 minutos para a austenita. O filme é analisado em um detector de coordenada sensível, Kombi-1, para digitalização do equipamento portátil de raios-X. O detector permite aquisição dos dados da distribuição espacial de raios-X no intervalo de 0,3 a 0,07 nm (4-17keV). Tamanho da janela do detector é de 50x10 mm, a resolução utilizando linha $\text{CuK}\alpha$ (8,04keV) é de 150 μm .

Após a exposição da amostra e a revelação do filme fotográfico, este é levado ao microdensitômetro, que ao fazer a leitura do filme, fornece uma curva semelhante à da figura 2.6.

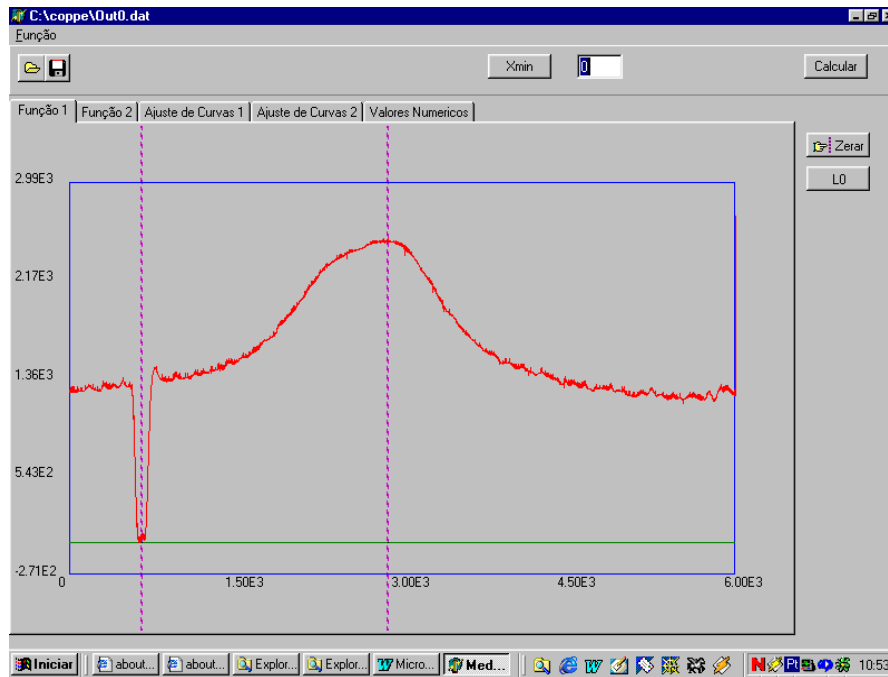


Figura 2.6 – Determinação do máximo (L_0) da raia de 0^0 para cálculo do valor de tensão.

Desta curva fornecida, medimos a distância entre os picos (L_{50} e L_0) utilizando a equação 2.6, calculamos as tensões residuais do material.

As medições na amostra foram feitas na direção longitudinal e transversal da região central dos dois lados (frente e verso) do corpo de prova de 3 mm de espessura. A figura 2.7 apresenta a dimensão dos corpos de prova utilizados.

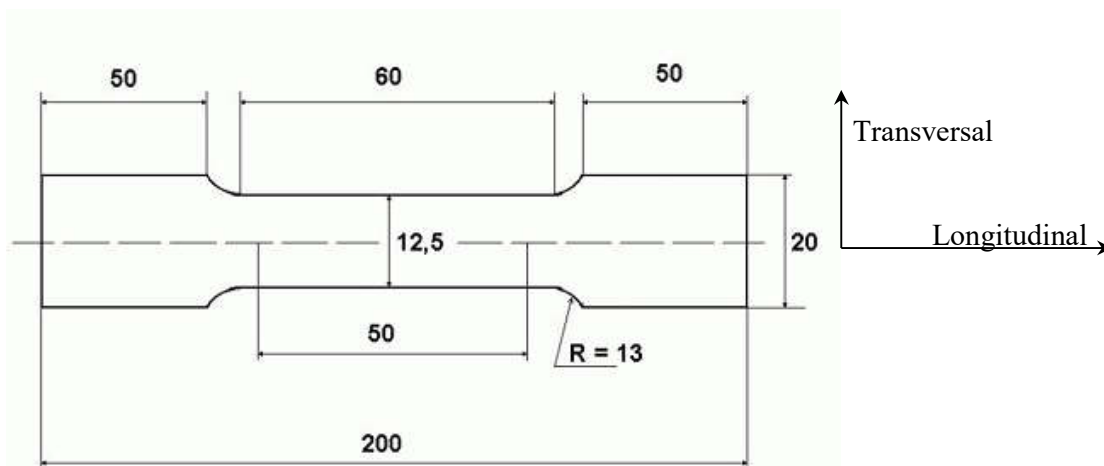


Figura 2.7 – Direção de medição das tensões residuais nos corpos de prova.

3 - RESULTADOS OBTIDOS

3.1 - RESULTADOS DO SAE 2304

As figuras 3.1 e 3.2 mostram as curvas encontrados por Johansson [28] para a variação do estado de tensões residuais com a deformação na direção de laminação e na transversal.

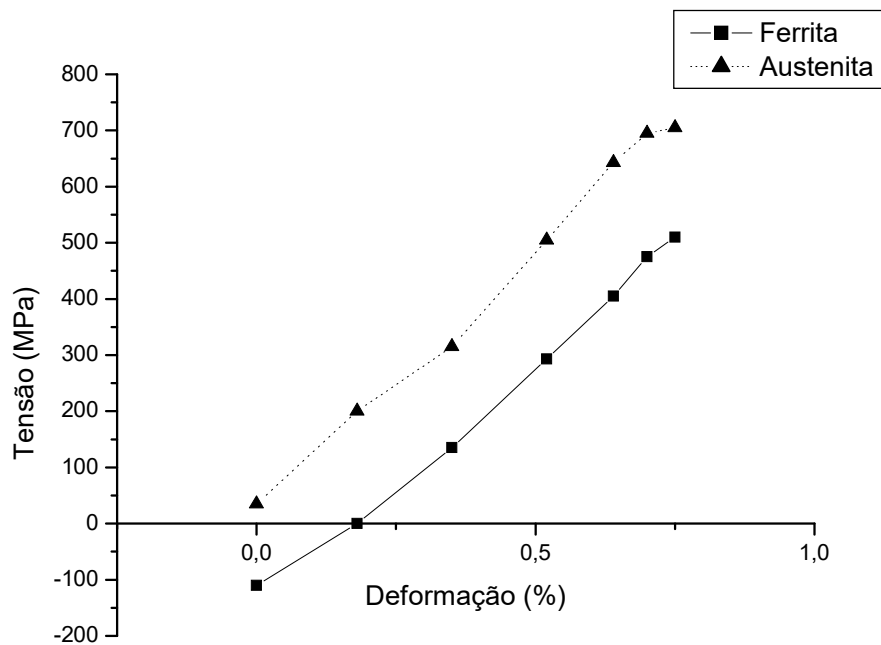


Figura 3.1 – Variação das tensões residuais com a deformação na direção de laminação

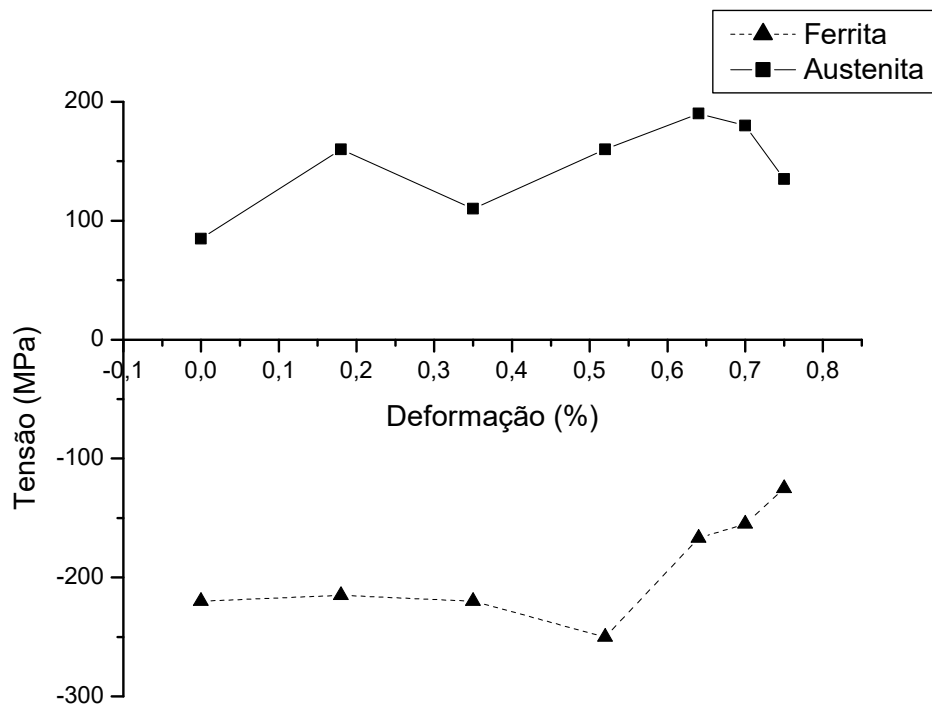


Figura 3.2 – Variação das Tensões Residuais com a deformação na direção transversal

As curvas mostradas nas figuras 3.1 apresentam um crescimento constante com uma suave flutuação causada por três pontos de inflexão. As curvas mantêm entre si uma distância em torno de 100 MPa, sendo que a curva da austenita fica sempre acima da curva da austenita.

O estado inicial de tensões, no qual a ferrita apresenta tensões compressivas e a austenita possui tensões trativas foi estabelecido pela têmpera que o material sofreu a partir da temperatura de recozimento.

3.1.1 - MODELAGENS DAS CURVAS DO SAE 2304

As equações da modelagem foram encontradas utilizando o software Microcal Origin, buscando o melhor ajuste de polinômios aos dados empíricos. As curvas apresentam 3 pontos de inflexão, o que faz com que um polinômio de grau superior

ou igual a 4 seja mais indicado. Observou-se que os polinômios do quarto grau ajustaram-se perfeitamente às curvas. A tabela 3.1 apresenta os coeficientes dos polinômios do quarto que melhor se ajustam às curvas, bem como seu desvio médio em relação aos valores medidos experimentalmente.

Formato da Equação Polinomial

$$T_{Res} = A + tB_1 + t^2B_2 + t^3B_3 + t^4B_4 \quad \text{Equação 3.1}$$

Onde T_{Res} representa as tensões residuais e t a tensão aplicada no corpo de prova.

Tabela 3.1 – Coeficientes das Equações Polinomiais de Quarto Grau e Desvio Médio

Direção	Longitudinal		Transversal		
	Fase	Austenita	Ferrita	Austenita	Ferrita
A		$3,501 \times 10^{+01}$	$-1,101 \times 10^{+02}$	$8,532 \times 10^{+01}$	$-2,211 \times 10^{+02}$
B1		$1,576 \times 10^{+03}$	$5,425 \times 10^{+02}$	$1,606 \times 10^{+03}$	$4,146 \times 10^{+02}$
B2		$-5,792 \times 10^{+03}$	$3,121 \times 10^{+02}$	$-1,001 \times 10^{+04}$	$-2,694 \times 10^{+03}$
B3		$1,347 \times 10^{+04}$	$6,212 \times 10^{+02}$	$2,101 \times 10^{+04}$	$4,757 \times 10^{+03}$
B4		$-9,275 \times 10^{+03}$	$-7,000 \times 10^{+02}$	$-1,388 \times 10^{+04}$	$-2,221 \times 10^{+03}$
Desvio Médio (MPa)		1,1	2,5	2,6	9,9

As figuras 3.3 e 3.4 mostras as curvas na direção de laminação e as curvas com os valores obtidos pela modelagem. As curvas 3.5 e 3.6 mostram o resultado na direção transversal.

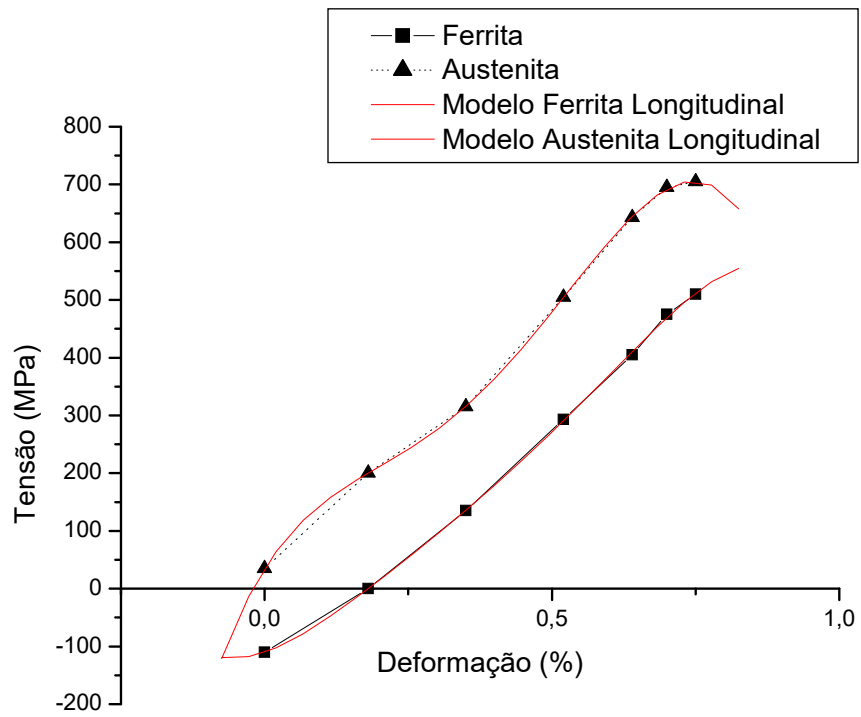


Figura 3.3 – Curvas na direção longitudinal modeladas com polinômios do quarto grau.

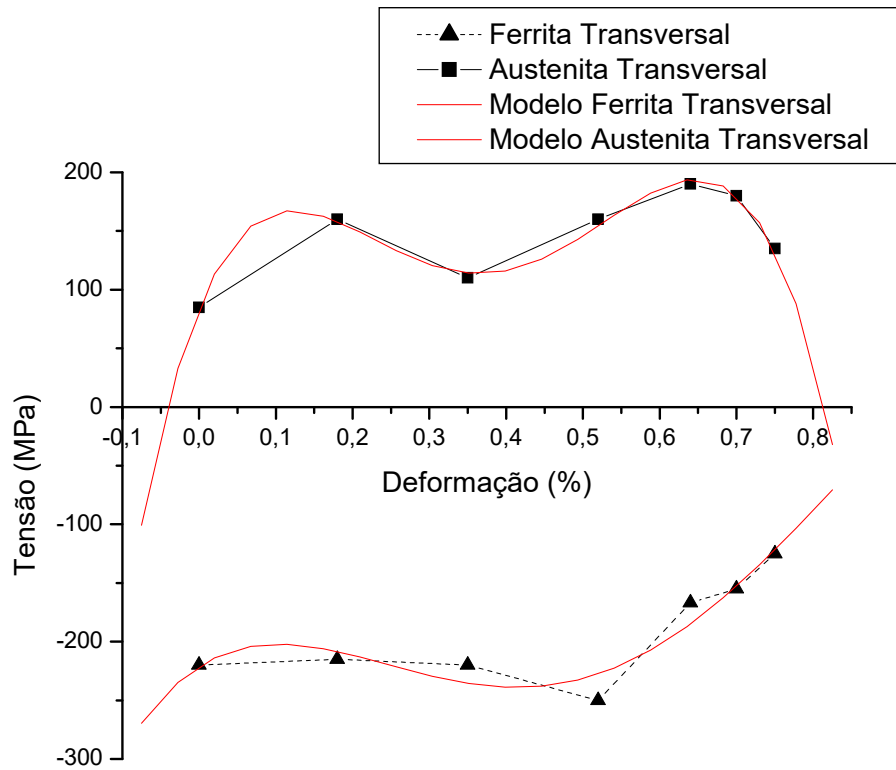


Figura 3.4 – Curvas na direção transversal modeladas com polinômios do quarto grau

3.2 - RESULTADOS DE SAE 2205

Para esta análise foram utilizadas 3 amostras (D1, D2 e D3), das quais foram feitas medições das variações das tensões residuais na frente e no verso nas direções longitudinal e transversal para a ferrita e para a austenita. Os resultados das medições na direção longitudinal são apresentados nas figuras de 3.7 a 3.9.

- Direção longitudinal

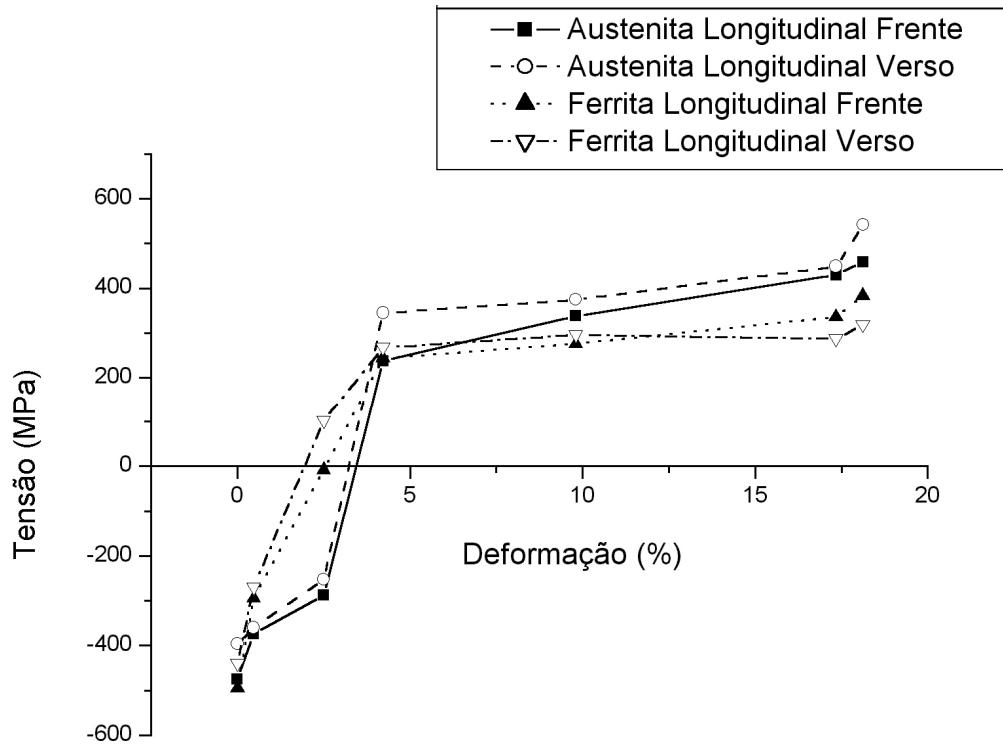


Figura 3.7 – Variação das tensões residuais com a deformação na amostra D1 na Direção Longitudinal

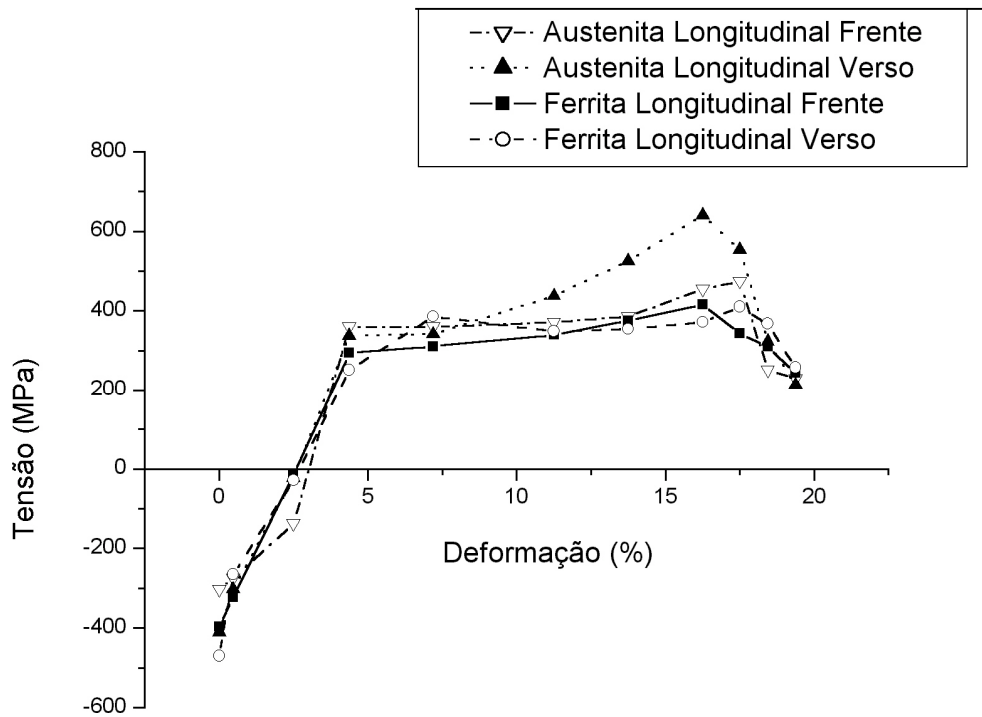


Figura 3.8 – Variação das tensões residuais com a deformação na amostra D2 na direção longitudinal

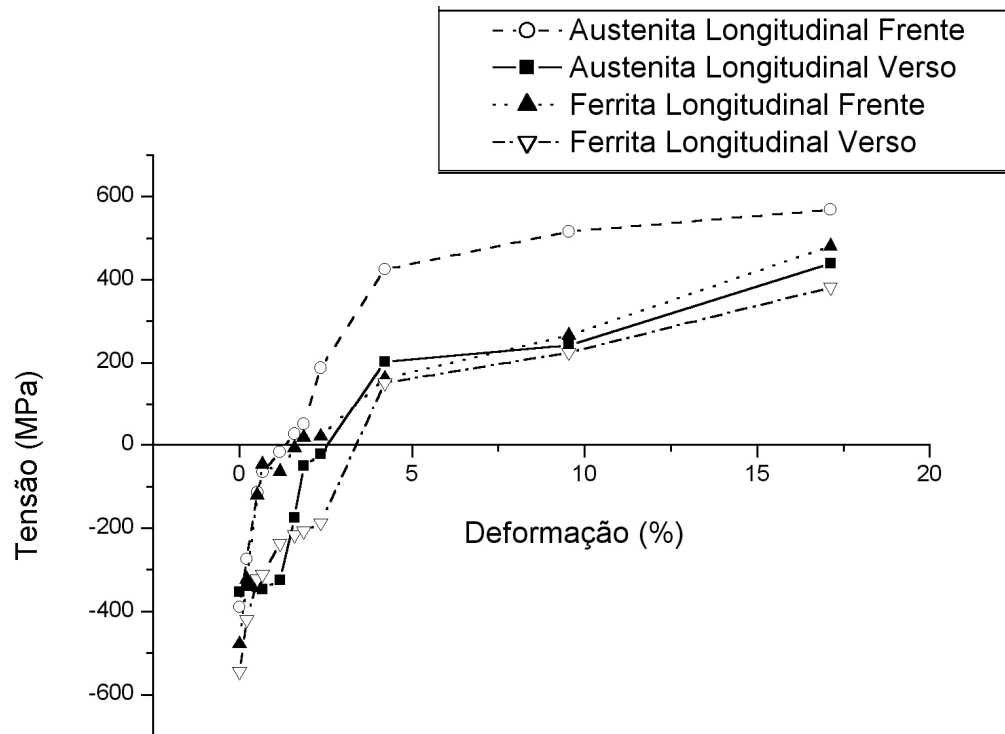


Figura 3.9 – Variação das tensões residuais com a deformação na amostra D3 na direção longitudinal

Percebe-se pelos gráficos que há uma tendência de crescimento das tensões residuais tanto na ferrita quanto na austenita quando há o crescimento da tensão aplicada entre 0 e 530 MPa (0% e 15% de deformação). A partir de 15% de deformação (530 MPa) o comportamento das curvas apresentou grande variação, desde um crescimento mais acentuado como na amostra D1 até mesmo uma queda de praticamente 60% no valor das tensões residuais (amostra D2). Uma outra observação importante é que as tensões residuais na ferrita são menores do que as da austenita quando a tensão aplicada é nula, mas na medida que esta vai aumentando, as tensões na ferrita crescem e ultrapassam as tensões na austenita antes de 0,5% de deformação. Entre 0,5% e 5% o crescimento das tensões na austenita é mais acentuado e a curva da austenita fica novamente acima da curva da ferrita.

- Direção transversal

O comportamento das tensões residuais medidas na direção transversal durante o ensaio de tração nas amostras é apresentado nas figuras de 3.13 a 3.15.

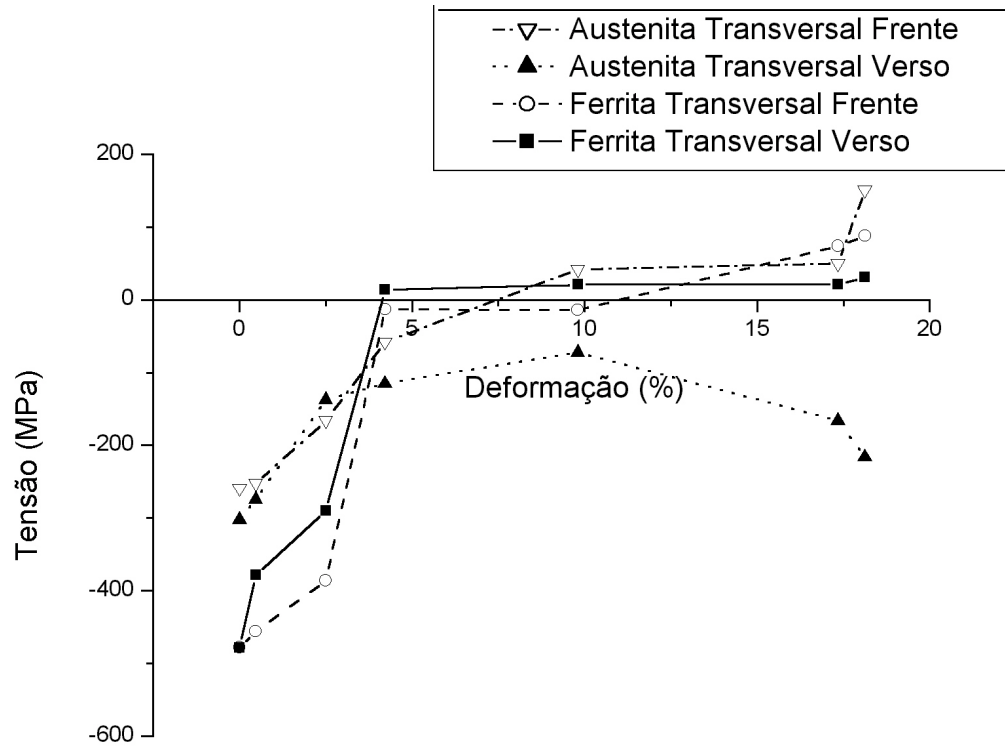


Figura 3.13 – Variação das tensões residuais com a deformação na amostra D1 na direção transversal

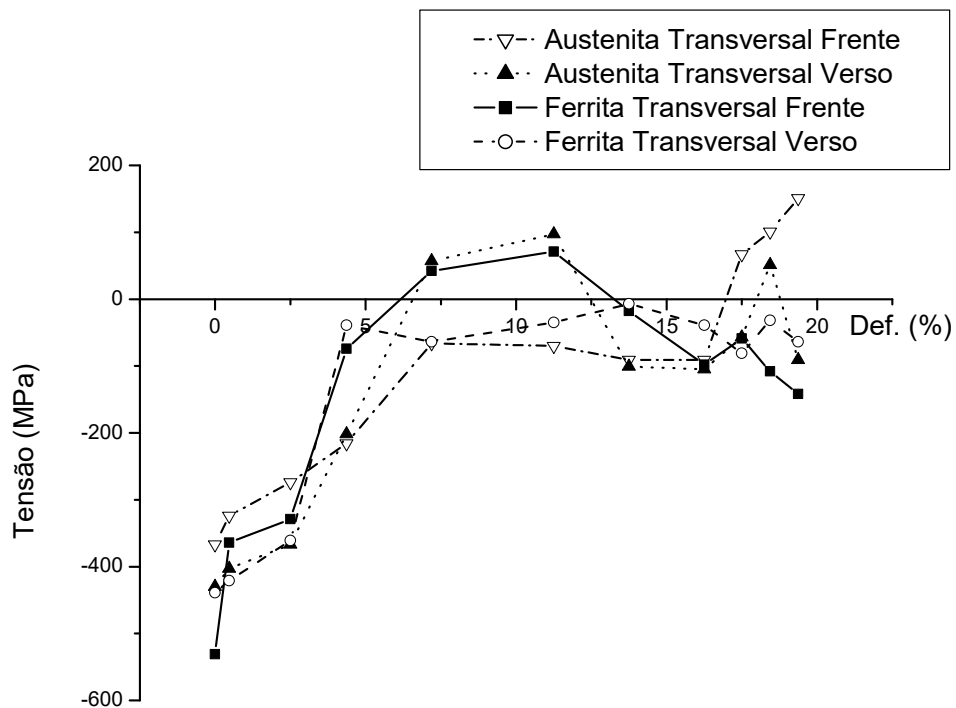


Figura 3.14 – Variação das tensões residuais com a deformação na amostra D2 na Direção Transversal

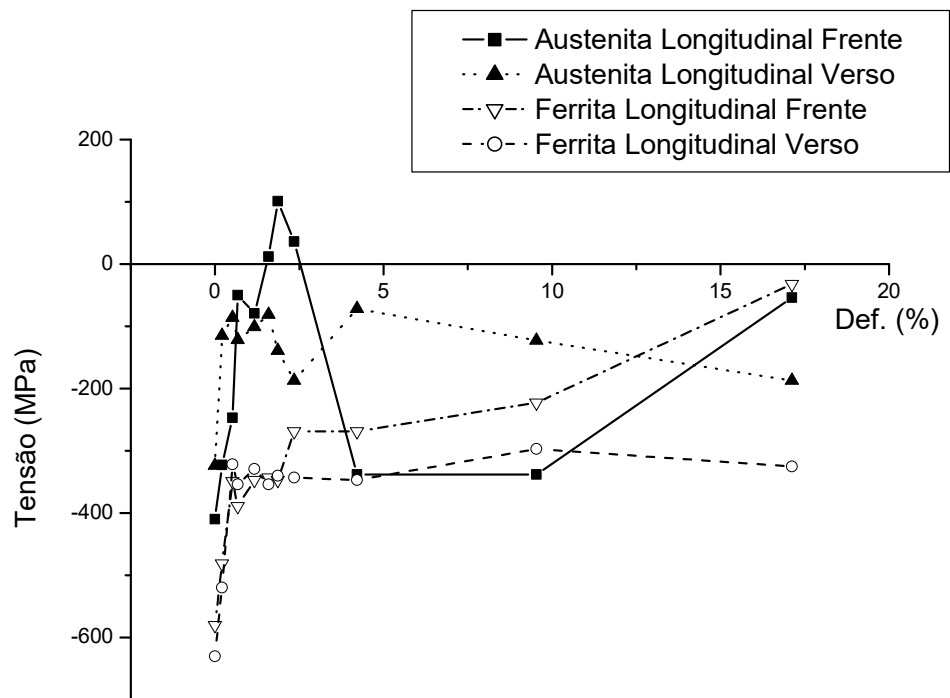


Figura 3.15 – Variação das tensões residuais com a deformação na amostra D3 na Direção Transversal

Tal como as curvas da direção longitudinal, as tensões que inicialmente são compressivas são rapidamente aliviadas com a deformação até esta atingir um valor em torno de 5%, quando as curvas passam a ter uma grande variação de tendências. Algumas curvas permanecem constantes (Figura 3.13 curva da ferrita transversal verso da amostra D1), outras oscilam fortemente (Figura 3.14 curva da ferrita transversal frente) outras decaem abruptamente (Figura 3.15 curva da austenita transversal frente). Todas as curvas permanecerem na zona de tensões residuais trativas até a faixa de escoamento do material (em torno de 5% de deformação).

3.2.1 - MODELAGEM DAS CURVAS DO SAE 2205

As curvas possuem um forte crescimento até o escoamento do material. A partir deste ponto o crescimento das tensões é bem mais suave. Tomando como parâmetro para estudo as curvas da austenita e da ferrita medidas na frente do corpo de prova D1, comprovou-se que uma única equação polinomial de grau menor do que 10 não seria capaz de descrever as mesmas curvas do começo ao fim. Desta forma, foram definidas não uma, mas duas equações polinomiais para cada curva, sendo que uma se ajustaria à parte da curva antes do escoamento e a outra para a seção da curva após o escoamento. Polinômios de terceiro grau se ajustaram de maneira aceitável em todas as situações. Estes polinômios são apresentados na tabela 3.3.

Formato da Equação Polinomial: $T_{Res} = I + tB_1 + t^2B_2 + t^3B_3$ Equação 3.2

Onde T_{Res} representa as tensões residuais e t a tensão aplicada no corpo de prova.

Tabela 3.3 – Coeficientes das equações de tensões residuais na direção longitudinal

	Austenita na região elástica	Austenita na região plástica	Ferrita na região elástica	Ferrita na região plástica
I	-475,00	-33,03	-461,43	-96,70
B1	286,11	94,39	259,70	131,69
B2	-167,03	-8,19	-27,00	-13,98
B3	33,00	0,25	0,84	0,45
Desvio Médio (MPa)	0,0	0,0	37,7	0,0

As figuras de 3.19 a 3.22 mostram as curvas medidas e as curvas modeladas.

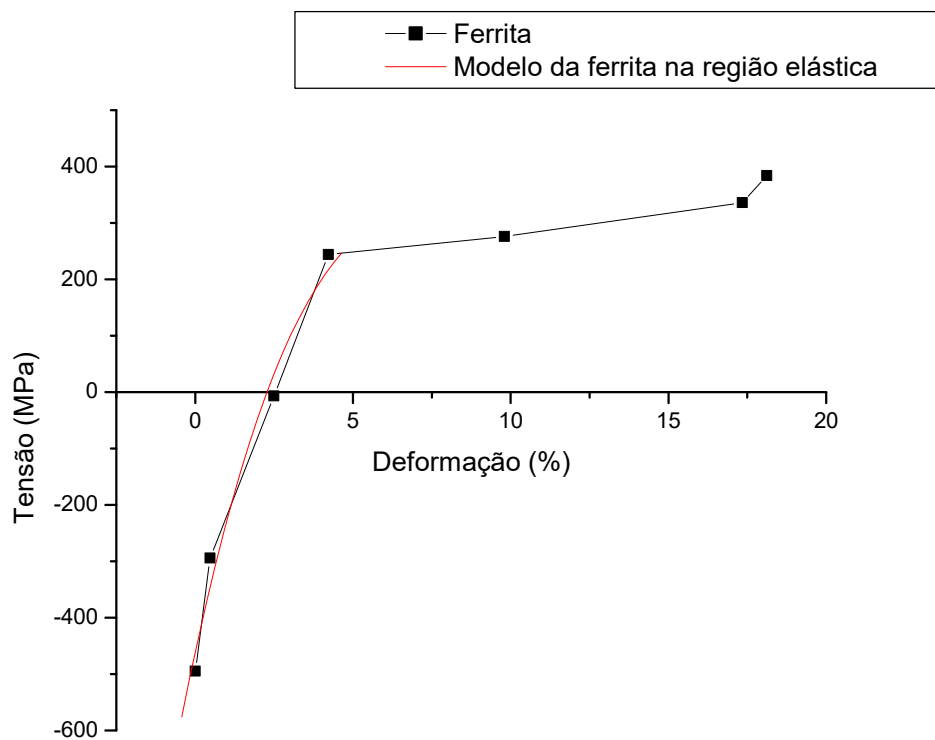


Figura 3.19 – Curva medida e modelagem da ferrita na zona elástica.

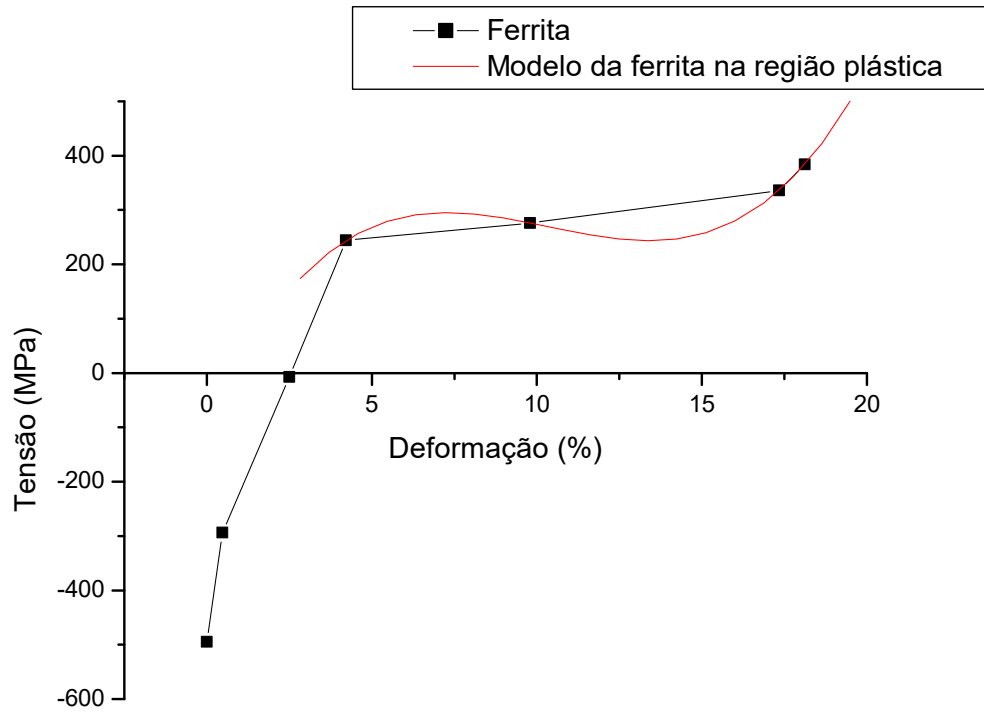


Figura 3.20 – Curva medida e modelagem da ferrita na zona plástica.

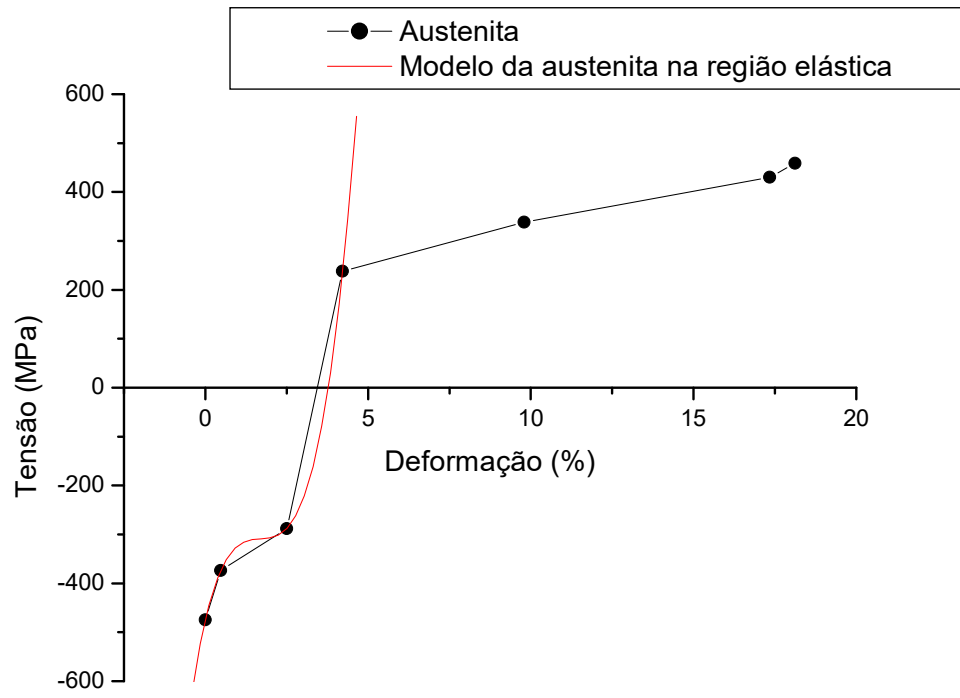


Figura 3.21– Curva medida e modelagem da austenita na zona elástica.

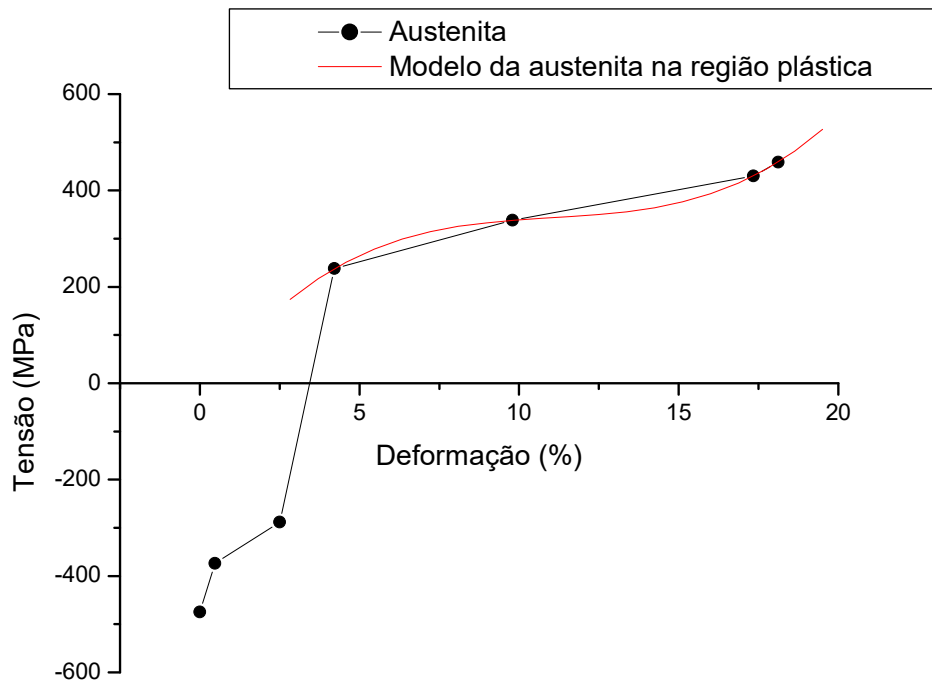


Figura 3.22 – Curva medida e modelagem da austenita na zona plástica.

3.3 – APLICAÇÃO DO MODELO DE GUROVA[10]

Gurova [10] propôs um modelo no qual um material monofásico submetido a tratamento de *shot peening* deformado uniaxialmente apresentou o comportamento de um material bifásico, sendo que uma destas fases seria a camada superficial, encruada devido ao *shot peening* e a outra seria a do interior do material.

Tal modelo descreveu o mecanismo da variação do estado de tensões residuais compressivas introduzidas por *shot peening* durante o processo de deformação.

Este item procura adaptar o modelo de Gurova ao duplex e avaliar os resultados desta adaptação.

Partindo das mesmas premissas utilizadas por [10], foram feitas as seguintes aproximações:

1 – Tensões residuais compressivas são consideradas constantes através da camada afetada por *shot peening*.

Desta forma, considerando o esquema da figura 3.26 [10], e a manutenção do equilíbrio de tensões dentro do corpo de prova, temos que:

$$\sigma_{res_in}^{ext} \times 2\Delta t + \sigma_{res_ext}^{ext} \times (t - 2\Delta t) = 0 \quad \text{Equação 20}$$

2 – Durante a deformação plástica o material comporta-se como um plástico ideal, o mesmo acontecendo com as fases que o compõem.

Isto implica em dizer que após terem atingido o limite de escoamento, o material e suas fases constituintes se deformam plasticamente, sem encruamento. Por consequência, a curva de tensão *versus* deformação destas fases após o limite de escoamento é uma reta paralela ao eixo da deformação (figura 3.27).

3 – A proporção entre as fases do material é a mesma ao longo da espessura do corpo de prova.

Supondo assim que as eventuais flutuações de concentração de fase ao longo da espessura do corpo de prova não são significativas o suficiente para impedir uma certa regularidade no comportamento das amostras do material.

4 – As tensões residuais iniciais, introduzidas por *shot peening*, são constantes ao longo da espessura da camada afetada por *shot peening* do corpo de prova (Δt , da figura 3.26).

5 – Todas as fases, inclusive o material composto em si, apresentam o mesmo módulo de elasticidade.

Consequentemente, todas as curvas do material apresentam o mesmo coeficiente angular na região plástica.

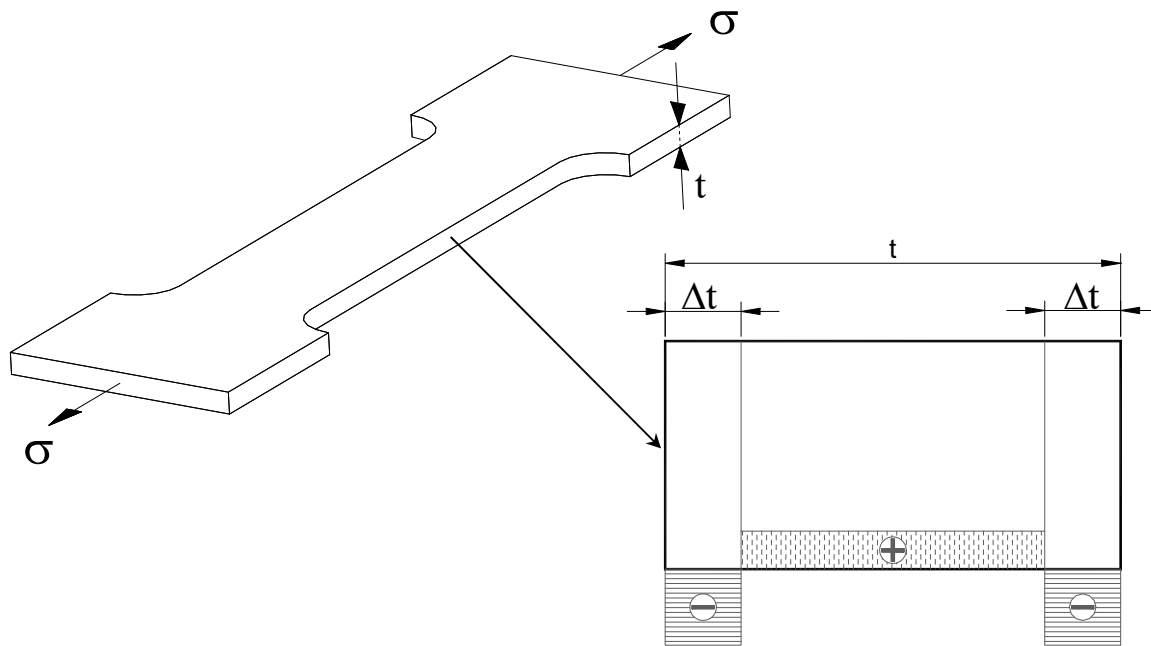


Figura 3.26 – Esquema da distribuição das tensões residuais introduzidas por *shot peening* através da espessura do corpo de prova[10].

Como mostrado na figura 3.27, as curvas de tensões da camada superficial do duplex são compressivas tanto para a ferrita quanto para a austenita (curvas 3 e 1 da figura 3.27, respectivamente). Desta forma, o material composto “duplex superficial” (curva 2 da figura 3.27) inicia a curva em um valor negativo, enquanto o material composto “Duplex Interior” (curva 6 da figura) inicia a curva acima do eixo da deformação, equilibrando as tensões residuais presentes no corpo de prova.

Devido a este equilíbrio, a curva do material duplex na peça inteira (curva 4 da figura 3.27) inicia obrigatoriamente no 0 MPa. A curva do material composto duplex do interior (curva 6 da figura) por definição é o resultado da soma das tensões da ferrita e da austenita do interior da peça (curvas 7 e 5 da figura 3.27, respectivamente) ponderadas pelo volume de cada fase[28]. Isto possibilita que as curvas sejam

iniciadas de 3 formas distintas: ferrita e austenita iniciando no mesmo ponto, ferrita acima ou mesmo austenita iniciando acima).

Os resultados de [28] mostram que o duplex mesmo quando não submetido ao tratamento de *shot peening* apresenta uma tendência a iniciar o gráfico com a ferrita abaixo, explicando este fato baseado nas tensões térmicas às quais o material é submetido durante a têmpera a partir da temperatura de recozimento. Lembramos que como foi citado na seção 3.2, devido ao menor coeficiente de dilatação térmica da ferrita esta tende a receber tensões trativas durante o resfriamento.

Devido ao tratamento de *shot peening*, o limite de escoamento do duplex superficial e de suas fases constituintes (ferrita e austenita superficiais) é superior ao do duplex interior e de seus constituintes (ferrita e austenita interiores).

O material duplex (curva 4 da figura 3.27) apresenta 4 pontos de mudança de inclinação, fato causado pelo sucessivo escoamento de suas 4 fases constituintes nos pontos A, B, C e D da figura 3.27. Vale ressaltar que são consideradas fases constituintes do duplex a austenita superficial, austenita interior, a ferrita superficial e a ferrita interior. A posição do limite de escoamento da curva 4 (figura 3.27) determina-se através da equação de equilíbrio 5.2, levando-se em consideração a razão dos volumes dos componentes do material compósito.

$$\sigma_{Esc}^{Duplex} = \sigma_{Esc}^{FI} \times V_{FI} + \sigma_{Esc}^{AI} \times V_{AI} + \sigma_{Esc}^{FS} \times V_{FS} + \sigma_{Esc}^{AS} \times V_{AS} \quad \text{Equação 21}$$

Onde,

σ_{Esc}^{FI} e V_{FI} representam o limite de escoamento e a fração volumétrica da ferrita interior, respectivamente.

σ_{Esc}^{AI} e V_{AI} representam o limite de escoamento e a fração volumétrica da austenita interior, respectivamente.

σ_{Esc}^{FS} e V_{FS} representam o limite de escoamento e a fração volumétrica da ferrita superficial, respectivamente.

σ_{Esc}^{AS} e V_{AS} representam o limite de escoamento e a fração volumétrica da austenita superficial, respectivamente.

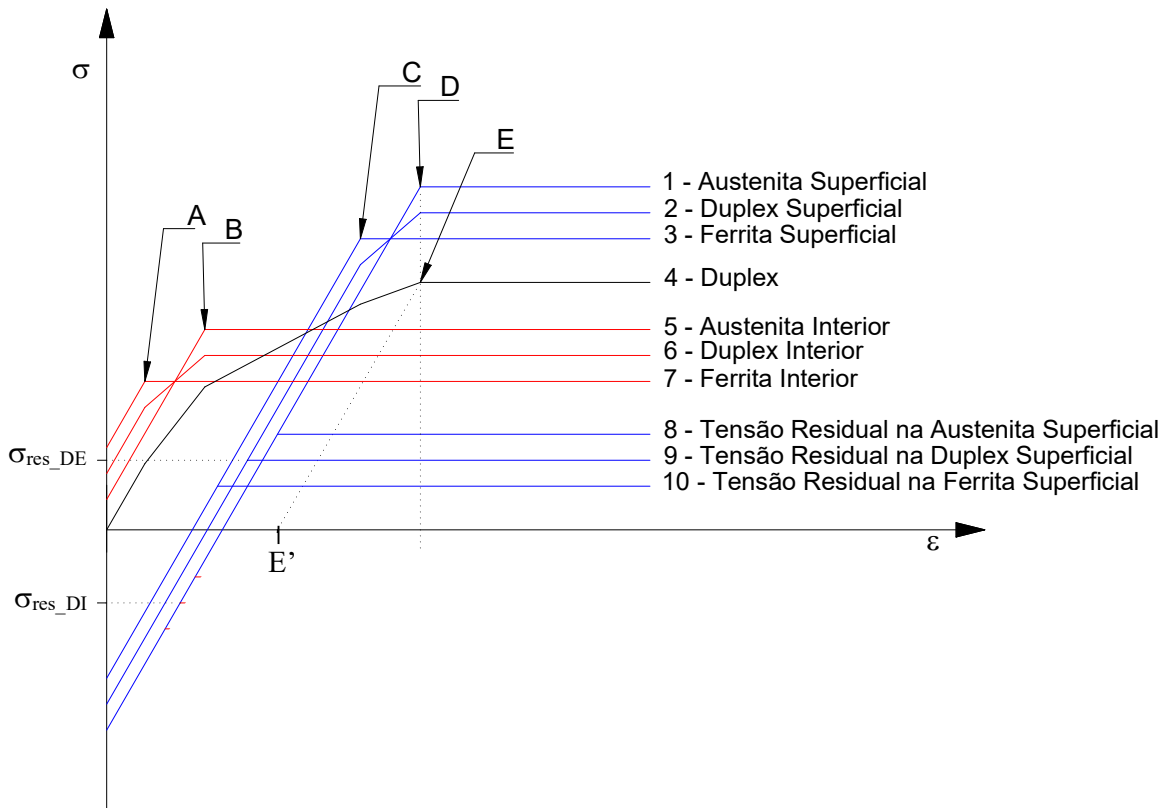


Figura 3.27– Esquema da variação das tensões residuais no Duplex com a deformação.

No esquema proposto também é possível supor a distribuição das tensões residuais após a retirada da carga. O completo descarregamento transportaria o ponto E para o ponto E', de modo que as curvas 1, 2 e 3 seriam transportados para os patamares 8, 9 e 10, respectivamente[10]. Esta suposição ajusta-se teoricamente aos

resultados encontrados em [28] e [29], embora ambos tenham se restringido a estudar as tensões na superfície do material.

As tensões residuais longitudinais podem ser avaliadas levando em conta as propriedades mecânicas do material [10]. Neste caso podemos considerar (com grande aproximação) que o limite de escoamento da camada externa tem valor próximo ao limite de resistência do material, pois sabemos que o *shot peening* introduz tensões desta ordem de grandeza. Sabemos também que o limite de escoamento do interior do material é bem próximo ao limite de escoamento do material real. Desta forma, para deformações superiores à que causa o escoamento da austenita superficial (ponto D da figura 3.27) os valores das tensões residuais longitudinais na camada externa podem ser calculados através da diferença entre as deformações da camada externa e do interior do corpo de prova. Sendo assim:

$$\Delta\varepsilon = \varepsilon_F - \varepsilon_A = \frac{\sigma_{LR} - \sigma_{LE}}{E} \quad \text{Equação 22}$$

Onde, ε_F representam o valor da deformação que corresponde ao valor do limite de escoamento do duplex afetado por *shot peening*, ε_A representa o valor da deformação quando as tensões residuais são iguais a zero, σ_{LR} e σ_{LE} são a tensão do limite de resistência e a tensão do limite de escoamento do material real, respectivamente.

Ao descarregar o corpo de prova, essa diferença entre as deformações é compensada por deformações no sentido contrário na camada externa (afetada por *shot peening*) e no interior do corpo de prova [10], isto é:

$$\Delta\varepsilon = \varepsilon_{Ext} - \varepsilon_{Int} = \frac{\sigma_{res_DE} - \sigma_{res_DI}}{E} \quad \text{Equação 23}$$

Onde, ε_{Ext} e ε_{Int} representam a deformação na camada afetada por *shot peening* e a deformação no interior do material, respectivamente.

Se igualarmos estas duas as equações, teremos que:

$$\sigma_{res_DE} - \sigma_{res_DI} = \sigma_{LR} - \sigma_{LE} \quad \text{Equação 24}$$

A partir desta equação e das condições de equilíbrio é possível calcular os valores das tensões residuais longitudinais na camada externa e no interior do corpo de prova (curvas 9 e 12 da figura 3.27, respectivamente), que foi submetido à deformação plástica e, a seguir descarregado.

$$\sigma_{res_DE} = (\sigma_{LR} - \sigma_{LE}) \times \frac{(t - 2\Delta t)}{t} \quad \text{Equação 25}$$

$$\sigma_{res_DI} = (\sigma_{LR} - \sigma_{LE}) \times \frac{2\Delta t}{t} \quad \text{Equação 26}$$

Aplicando-se os valores encontrados por Souza[29] nas equações acima e considerando $2\Delta t = 10$ mm, $t = 30$ mm, $\sigma_{LR} = 758$ MPa e $\sigma_{LE} = 505$ MPa, resulta que as tensões residuais na camada externa seria de 506 MPa. Este valor está entre as tensões da austenita e da ferrita superficiais encontrados por Souza[29] e apresentados na figura 3.11, o que atesta a sua credibilidade com erro inferior a 10MPa. Na camada interna, o resultado de -84 MPa está entre os valores da ferrita e da austenita em profundidade encontrados por Pedrosa [33], mostrados nas figura 3.28 e 3.29. Desta forma, podemos admitir que os valores calculados são coerentes, uma vez que a tensão do duplex no interior do material devido proporção de 50 % entre as fases é a média das tensões da austenita e da ferrita no interior (-120MPa de compressão) [28]. Isto nos daria um erro de 36 MPa, valor dentro da faixa de incerteza de medição dos métodos utilizados.

Para considerar o comportamento do material do corpo de prova durante a deformação plástica, pode-se usar o esquema da figura 3.27. Neste caso para cada componente desse material compósito, bem como para o material compósito como um

todo, as curvas de $\sigma - \epsilon$ das figuras 3.30, 3.31 e 3.32 são válidas. É possível considerar que:

- a curva 2 é válida para a camada externa do material
- a curva 5 é válida para o interior do material (seja o duplex ou uma de suas fases)
- a curva 4 representa o material compósito como um todo.

O material da camada externa do corpo de prova, com a aplicação de uma carga, deforma-se elasticamente (curva 2, figura 3.30), desde a tensão residual inicial (- 545 MPa, indicada na figura 3.30) até o ponto que corresponde ao limite de escoamento do material da camada externa. Após este ponto, o material começa a se deformar plasticamente.

O material do interior do corpo de prova (curva 5 da figura 3.30) se deforma elasticamente desde a tensão residual inicial (50 MPa, indicada na figura 3.30), que corresponde ao limite de escoamento do interior do corpo de prova. O limite de escoamento do interior do corpo de prova é menor do que o da camada externa, devido ao encruamento provocado pelo *shot peening*. Após o escoamento, o interior do corpo de prova se deforma plasticamente.

A curva $\sigma - \epsilon$ para o material compósito como um todo, é a curva 4 das figuras 3.30, 3.31 e 3.32. Com a aplicação de uma carga, o material começa a se deformar elasticamente até o início da deformação plástica no interior do corpo de prova. Porém o material da camada externa do corpo de prova continua a se deformar elasticamente, pois possui limite de escoamento mais elevado. Em consequência da deformação plástica do interior, as curvas $\sigma - \epsilon$ para o material compósito como um todo (curva 4 das figuras 3.30, 3.31 e 3.32) mudam o ângulo de inclinação e continuam a se deformar desta maneira até o início da deformação plástica da camada externa do corpo de prova, quando a curva passa a ser horizontal.

Para determinar a variação das tensões residuais longitudinais na camada externa durante o processo de tração uniaxial deve subtrair os valores de tensões das curvas 2 e 4 das figuras 3.30, 3.31 e 3.32. Por outro lado, subtraindo-se os valores de tensões das curvas 5 e 4 obtém-se a variação das tensões longitudinais no interior do corpo de prova durante a deformação por tração uniaxial. O resultado da variação das tensões residuais longitudinais da camada externa do corpo de prova está exposto nas curvas 6 das figuras 3.30, 3.31 e 3.32.

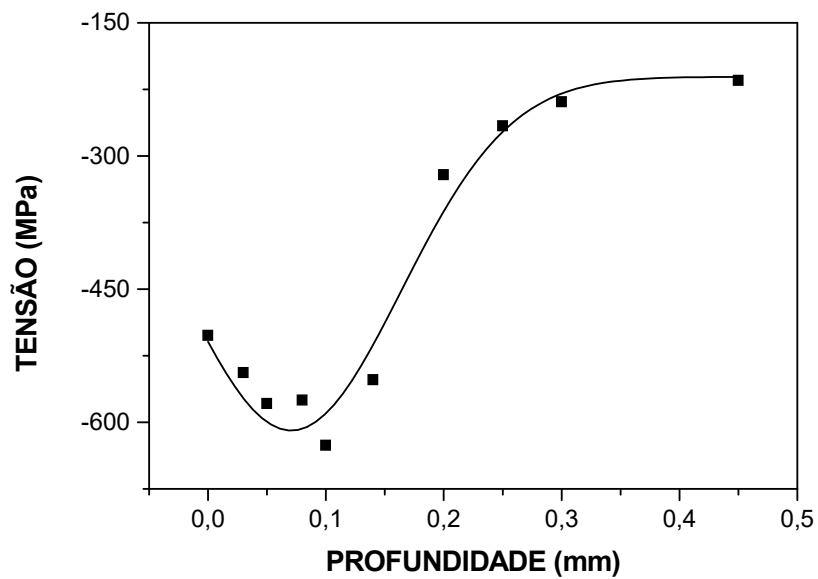


Figura 3.28 - Perfil das tensões residuais na fase ferrítica na direção longitudinal a direção de laminação [33].

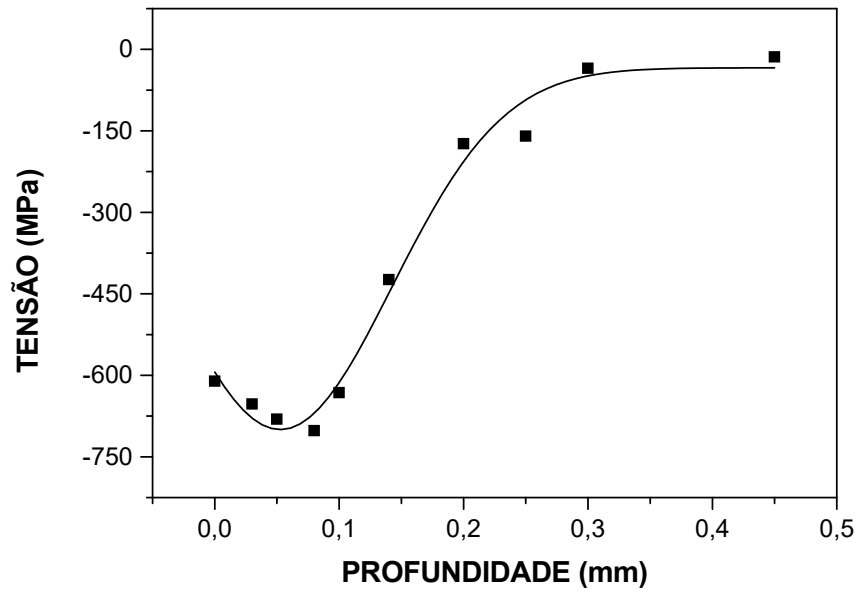


Figura 3.29 - Perfil das tensões residuais na fase austenítica na direção longitudinal a direção de laminação [33].

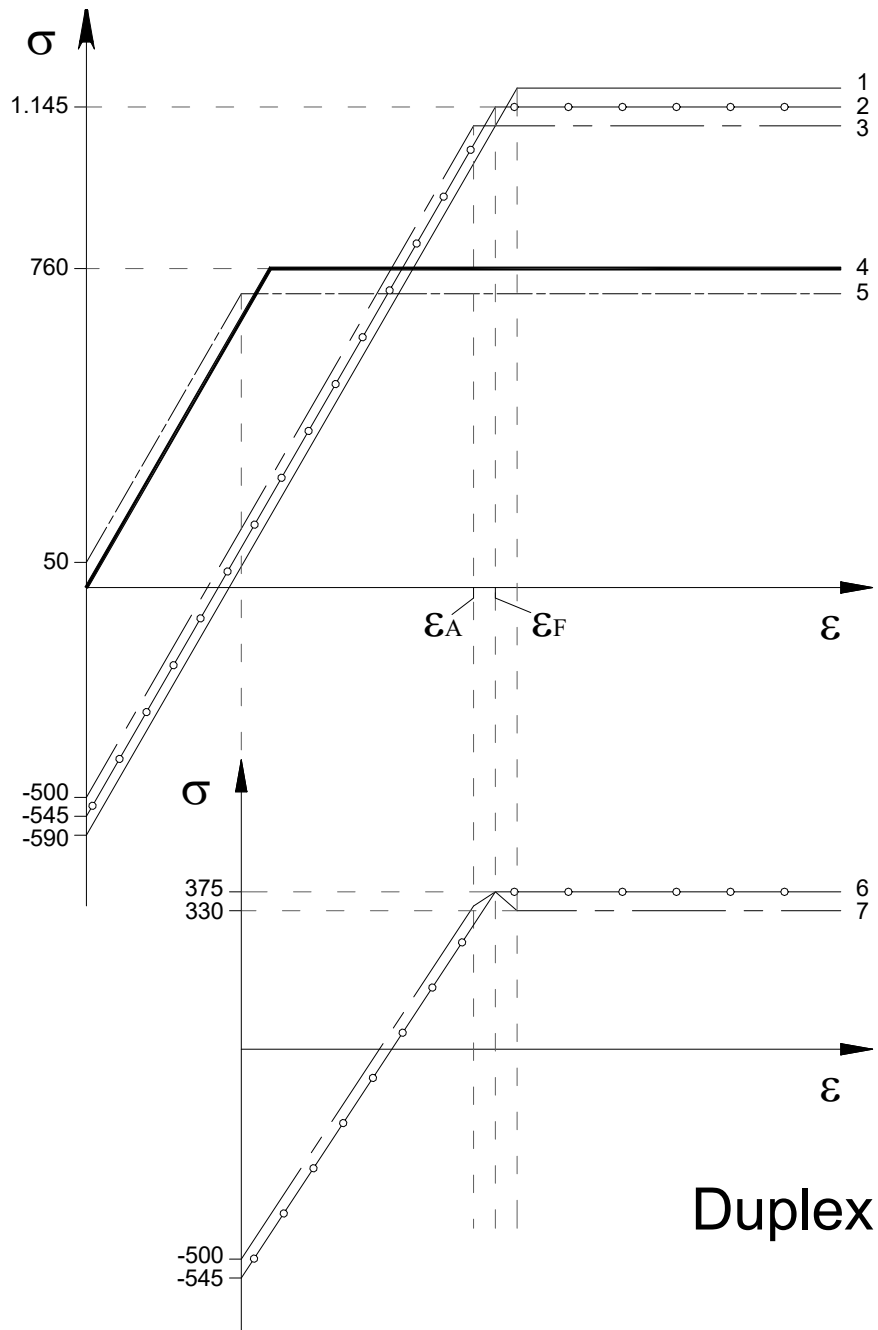


Figura 3.30 – Esquema da variação das tensões residuais durante a deformação plástica por tração uniaxial considerando o material duplex integralmente.

1 – Camada sub-superficial; 2 – Camada externa; 3 – Camada superficial; 4 – Material com um todo; 5 – Interior do corpo de prova; 6 – Tensões residuais longitudinais na camada externa; 7 – Tensões residuais longitudinais na camada superficial.

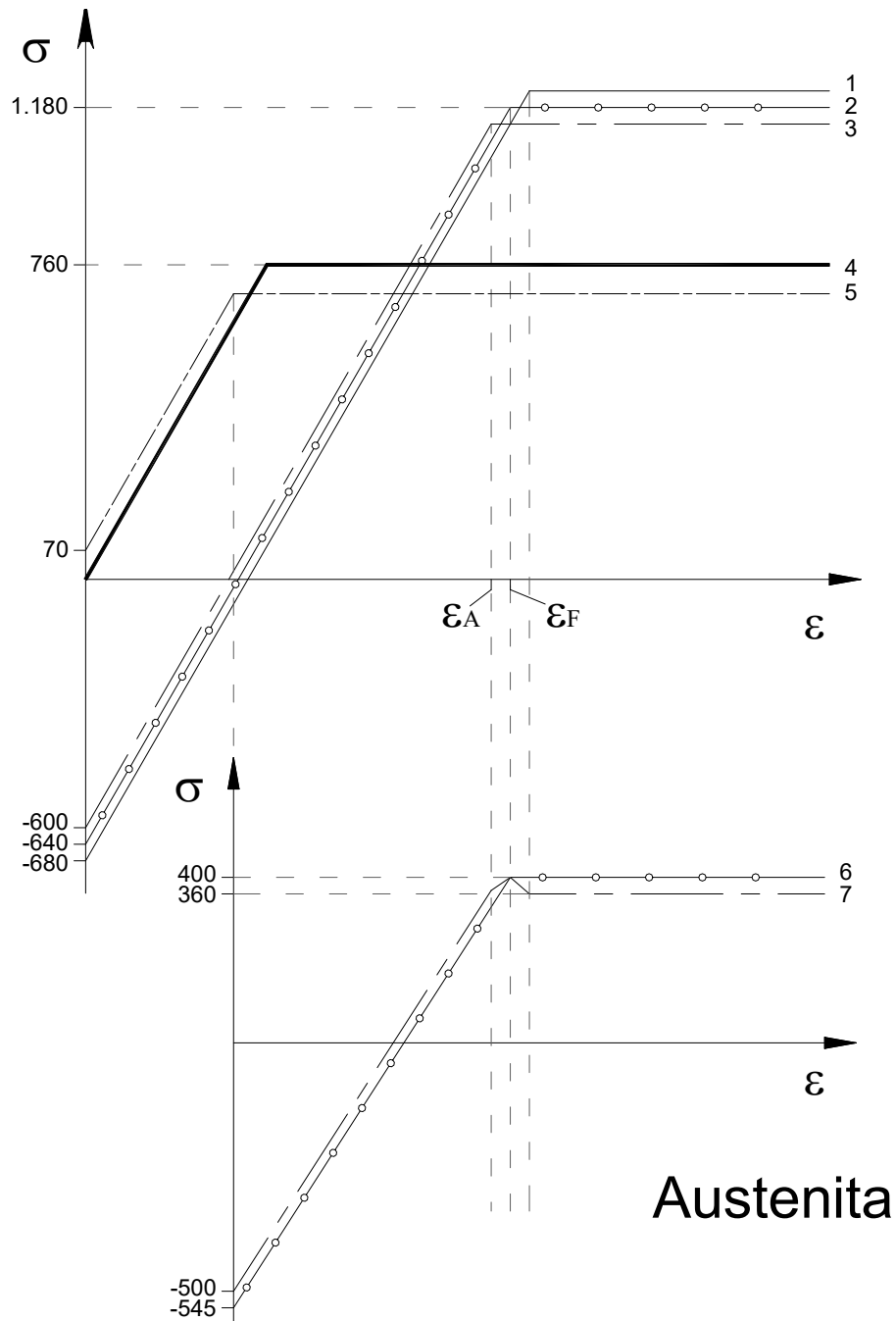


Figura 3.31 – Esquema da variação das tensões residuais durante a deformação plástica por tração uniaxial considerando o material a fase austenítica.

1 – Camada sub-superficial; 2 – Camada externa; 3 – Camada superficial; 4 – Material com um todo; 5 – Interior do corpo de prova; 6 – Tensões residuais longitudinais na camada externa; 7 – Tensões residuais longitudinais na camada superficial.

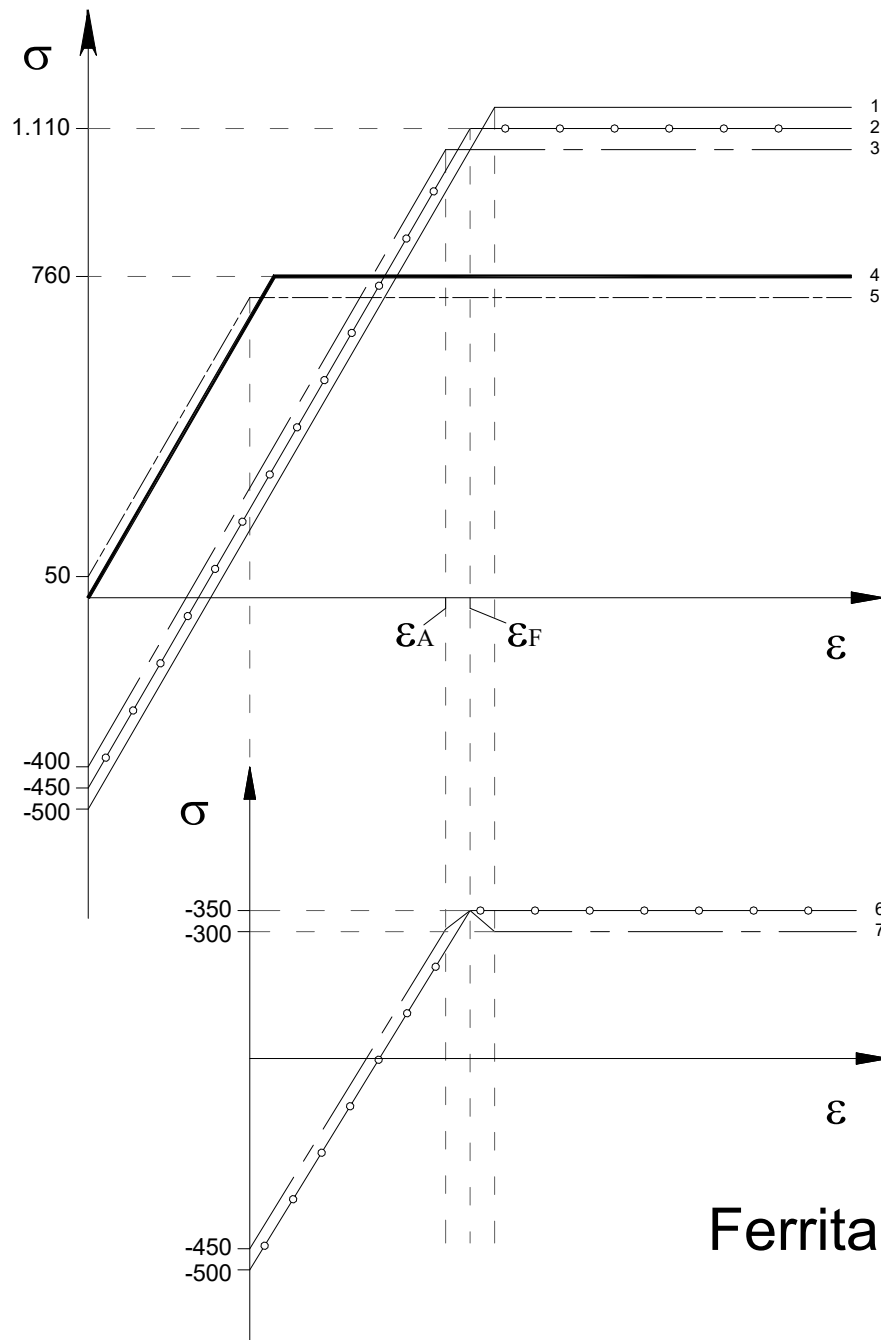


Figura 3.32 – Esquema da variação das tensões residuais durante a deformação plástica por tração uniaxial considerando o material a fase ferrítica.

1 – Camada sub-superficial; 2 – Camada externa; 3 – Camada superficial; 4 – Material com um todo; 5 – Interior do corpo de prova; 6 – Tensões residuais longitudinais na camada externa; 7 – Tensões residuais longitudinais na camada superficial.

4 - CONCLUSÕES

As equações propostas na modelagem ajustam-se aos valores empíricos, sendo que o desvio médio fica dentro da faixa de erro dos métodos de medição de tensões utilizados.

O tratamento de *shot peening* realizado por Souza [29] fez com que as tensões residuais iniciais do SAF 2205 fossem de 300 MPa a 430 MPa mais compressivas do que as do SAF 2304.

As curvas encontradas por Souza [29] mostram é necessário um polinômio de terceiro grau antes e outro depois do limite de escoamento para descrever com precisão a variação das tensões residuais na direção longitudinal com a deformação causada pela tração uniaxial.

As curvas encontradas por Johansson [28] por sua vez puderam ser modeladas mesmo após o limite de escoamento, mesmo que para isso tenha sido necessário um polinômio mais complexo (quarto grau).

O modelo teórico proposto por Gurova pôde ser ajustado para explicar a variação das tensões residuais no aço inoxidável duplex com a deformação. Os valores calculados aproximam-se dos valores reais com erro dentro da incerteza dos métodos.

5 - SUGESTÕES PARA PROSSEGUIMENTO DO TRABALHO

1 - O SAF 2304 teve suas medições realizadas diretamente na máquina de tração, durante a aplicação das tensões, enquanto o SAF 2205 teve que ser retirado da máquina de ensaios para a realização das medições. Propomos analisar o impacto deste fato nas curvas variação da tensão residual com a deformação.

6 - BIBLIOGRAFIA

- [1] Tavares, Sergio S. M. – O Maravilhoso Mundo dos Aços Inoxidáveis – Material de Estudo do Departamento de Engenharia Mecânica UFF, 1997.
- [2] Revista Offshore, Março de 1998, Advanced materials lighten load on deepwater production.
- [3] A.S.M. Metals Handbook, 3ª Ed.
- [4] International Molibdenium Association, Fabrication of Duplex, 2001
- [5] The Oil and Gas Journal. Performance of stainless steel in plants surveyed.
- [6] Porter, D. A. and Easterling, K. E., Phase Transformations in Metals and Alloys, 2nd Edition, Chapman & Hall, 309-314, ASIN: 0442304404
- [7] CAHN, J. W., “Spinodal Decomposition” Transaction of the Metallurgical Society of AIME, vol. 242 pp 166-180, Fev. 1968.
- [8] Cohen, J. B., Noyan, I. C., Residual Stress - Measurements by Diffraction and Interpretation, 2ª Ed. Berlin, Springer-Verlag, 1987.
- [9] Kraus, I., Trofimov, V. V., Rentgenová Tenzometrie. 1 ed. Praha. Academia Praha. 1988
- [10] Gurova, T., “Variação do Estado de Tensões Residuais Introduzidas Por Shot Peening Durante Deformação Plástica por Tração Uniaxial em Aços”. COPPE-UFRJ, Tese de Doutorado. Rio de Janeiro, Agosto de 1997.
- [11] Lu, J et al. Handbook of Measurements of Residual Stress, 1ª Ed. Society for Experimental Mechanics, Inc.
- [12] Leghorn, G. The Story of Shot Peening. ASNE Journal, November 1957.
- [13] CHAMPAIGNE, J., Shot Peening Overview, Electronics Inc., www.shotpeener.com

- [14] Feodosiev, V. I. Resistencia de Materiales, 1 ed. Moscou. Editorial Mir, 1972.
- [15] C.R. Chen et al., Characteristics of the stress relaxation in the thinned two-phase multilayer materials, *Mater. Sci. Eng. A* 265 (1/2) (1999) 146-152.
- [16] Torres, M. A. S. e Voorwald, H.J.C. An evaluation of shot peening, residual stress and stress relaxation on the fatigue life of AISI 4340 steel - *International Journal of Fatigue* 24 (2002) 877–886.
- [17] Schiffner K, Helling CD. Simulation of residual stresses by shot peening. *Comp Struct* 1999;72:329–40.
- [18] Meguid SA, Shagal G, Stranart JC. Finite element modelling of shot-peening residual stresses. *J Mater Process Technol* 1999;92
- [19] Meguid SA et al. Three-dimensional dynamic finite element analysis of shot-peening induced residual stresses. *Finite Elements Anal Des* 1999;31:179–91.
- [20] Almen, J. O., *Production Engineering*, No. 6, (1943), 348.
- [21] Almen, J. O., *Iron Age*, June 10 (1943), 65, 125.
- [22] Almen, J. O., *Met. Progr.*, 43 (1943), 209, 737.
- [23] Esterman, m., Navares, I.M. Ishii, K., Nelson, D. V., “Robust Design for Fatigue Performance: Shot Peening”. In: *Proceedings of the 1990 ASME Engineering Technical Conference and Computers in Experimental Mechanics Engineering Conference*, Irvine, California, USA, 18-22 Aug. 1996.
- [24] Wilks, M. D. B., Nowell, D., Hills, D. A., “The Evaluation of Stress Intensity Factor for Plane Cracks in Residual Stress Fields”, *Journal of Strain Analysis* v. 28, n. 3, pp. 145-152, 1993.
- [25] Wahab, M. A., Nguyen, T. N., “Effect of Residual Stress Produced By Mechanical Means on the Fatigue Life of Welded Structures”. In: *Proceedings of the Second Australian International Conference on Surface Engineering*.

- Coating and Surface Treatments in Manufacturing, pp. 308-318, Australia, Mar. 1994.
- [26] Valisiev, D. M., Monin, V. I. “Tensões Residuais Surgidas nas Amostras Policristalinas Após Tração Uniaxial”, Física de Materiais e Metalurgia, n. 305, pp 5-10, 1970.
- [27] Bergstrom, Y., “Influência de Tensões Residuais nas Características Mecânicas de Materiais”. Yernkontorets Annaler v 167, n. 1, pp. 14-20, 1984.
- [28] J. Johansson et al., Evolution of the residual stress state in a duplex stainless steel during loading, Acta Mater. 47 (9) (1999) 2669-2684.
- [29] Souza, I. N., Análise da Variação das Tensões Residuais no Aço Inoxidável Duplex com a Deformação, COPPE-UFRJ, Dissertação de Mestrado, Rio de Janeiro, fevereiro de 2004.
- [30] Fourie, J.W. and Robinson, F.P.A., in Proc. Stainless Steels 1991, Chiba, Japan. ISIJ, Tokyo, 1991, p. 111.
- [31] Hanus, E., Ericsson, T., Material Science Engineering, A190, 155, 1995.
- [32] Noyan, I., Cohen, J., Material Science Engineering , 79, 149, 1986.
- [33] Pedrosa, Peter Douglas, Tese de Doutorado COPPE-UFRJ, ainda não publicada.