

ESTUDO DE TENSÕES RESIDUAIS EM AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX

Isabel Neves Souza

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. Nestor Alberto Zouain Pereira, D.Sc.

Prof^a. Maria da Penha Cindra Fonseca, D.Sc.

RIO DE JANEIRO, RJ – BRASIL

FEVEREIRO DE 2004

SOUZA, ISABEL NEVES

Estudo de Tensões Residuais em Aço
Inoxidável Duplex [Rio de Janeiro] 2004

X, 74 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

I. COPPE/UFRJ II. Título (série)

Aos meus pais,
à minha irmã
e afilhadas.

AGRADECIMENTOS

- Ao Professor Joel Regueira Teodósio pelo apoio e orientação do presente trabalho.
- À Professora Tetyana Gurova pelo apoio, orientação e valiosos comentários no decorrer do trabalho.
- A todos os colegas do Mestrado em Metalurgia e Materiais da Universidade Federal do Rio de Janeiro pela amizade e solidariedade.
- Aos companheiros do Laboratório de Análise de Tensões e a Beethoven Pires Nepomuceno pelo apoio e solidariedade no decorrer do trabalho.
- A todos os colegas e amigos do Ceará , Rio Grande do Sul, Rio de Janeiro, Sergipe e Santa Catarina pela amizade e solidariedade
- Ao técnico Fábio Alves Aguiar pela colaboração na medição das tensões residuais
- Ao técnico Robson Araújo dos Santos pela colaboração na realização dos ensaios de tração no Laboratório de Propriedades Mecânicas do PEMM.
- Ao CNPq pelo suporte financeiro.
- À Fundação José Bonifácio-FUJB.

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

ESTUDO DE TENSÕES RESIDUAIS EM AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX

Isabel Neves Souza

Fevereiro/2004

Orientadores: Joel Regueira Teodósio

Tetyana Gurova

Programa: Engenharia Metalúrgica e de Materiais

O trabalho apresentado tem como objetivo analisar o aço inoxidável duplex, UNS S31803, estudando a variação do estado de tensões residuais introduzido por *shot peening* durante deformação plástica por tração uniaxial. As tensões residuais foram analisadas em três corpos de prova nos sentidos longitudinal e transversal, nas duas faces dos mesmos, durante o ensaio de tração, e medidas ao longo do ensaio, em deformações plásticas variando de 0% até 19%.

Concluiu-se que, para o aço analisado, com uma deformação inicial de 3%, as tensões residuais longitudinais ao eixo de tração, são revertidas de compressivas para trativas, e mantêm-se num acréscimo praticamente até a ruptura, já nas tensões residuais transversais houve variações das tensões residuais de acordo com o corpo de prova trabalhado. O fato pode ser observado tanto na fase austenítica quanto na fase ferrítica.

Abstract of Thesis presented to COPPE/UFRJ as a partial fulfilment of the requirements for the degree of Master of Science (M.Sc.).

RESIDUAL STRESS IN DUPLEX STAINLESS STEEL

Isabel Neves Souza

February/2004

Advisors: Joel Regueira Teodósio
Tetyana Gurova

Department: Metallurgical and Materials Engineering

The objective of this work is to analyse duplex stainless steel, UNS S31803, studying the variation of residual stress state caused by prior Shot Peening, during plastic deformation under uniaxial tension loading with different stress levels. Residual stress during uniaxial tension were measured in different levels of plastic deformations, in three test-piece on both side, longitudinal and transversal directions. From 0% to 19% of plastic deformation.

It was concluded that, for both stress analysed, even in the initial stage from 3% of plastic deformation, the longitudinal residual stresses, parallel to the tensile axis, change from compressive to tensile, continuing tensile until rupture. The fact was observed in austenitic and ferritic phases.

Estudo das Tensões Residuais em aço Inoxidável Dúplex

Índice

I-	Introdução	1
	1 – Objetivos e Procedimentos	3
II-	Revisão Bibliográfica	
	1 – Características dos Aços	
	1.1 – Aços	4
	1.2 – Aços Inoxidáveis	4
	1.3 – Aços Inoxidáveis Duplex	5
	1.3.1 – Família das ligas Duplex	5
	1.3.2 – Estabilidade Estrutural	7
	1.3.3 – Propriedades Mecânicas	9
	1.3.4 – Resistência à Corrosão	11
	1.3.5 – Aplicações Industriais	12
	2 – Deformação dos Metais	
	2.1 – Deformação Elástica dos Metais	13
	2.2 – Deformação Plástica dos Metais	14
	2.3 – Propriedade dos Metais Deformados Plasticamente	16
	2.4 – <i>Shot penning</i>	16
	3 - Tensões Residuais	
	3.1 – Definição e Classificação das Tensões Residuais	19
	3.1.1 – Macrotensões	20
	3.1.2 – Microtensões	20
	3.1.3 – Submicrotensões	21
	3.2 – A origem de Tensões Residuais	22
	3.3 – Influência das Tensões Residuais nas Resistências à Tração.....	24
	3.3.1 - Variação das Tensões Residuais Durante Deformação Plástica por Tração Uniaxial em Aço Austenítico.....	27
	3.3.2 – Variação das Tensões Residuais Durante Deformação Plástica pôr Tração Uniaxial em Aço Ferrítico.....	29
	3.4 – Métodos de Determinação das Tensões Residuais	31
	3.4.1 – Método da Tensiometria por Difração de Raios-X	32
	3.4.1.1- Método de $\text{Sen}^2 \Psi$	35

III-	Materiais e Métodos	
	1 - Material	
	1.1 – Corpos de prova	
	1.1.1 - Tipo de Aço	
	Análise das Amostras	39
	2 - Métodos Experimentais	
	2.1 – Processo de <i>shot peening</i>	39
	2.2 – Ensaio de Tração.....	40
	2.3 – Equipamento para Análise de Tensões Residuais.....	42
IV-	Resultados e Discussões	
	1 – Tensões Residuais Iniciais.....	49
	1.1 – Tensões Residuais Após o Processo de Shot Peening.....	49
	2 – Resultados dos Ensaios	
	2.1 – Resultado do Ensaio de Tração.....	52
	2.2 – Variação das Tensões Residuais Durante Deformação Plástica	
	2.2.1 – Tensões Residuais Longitudinais e Transversais para a Austenita.....	53
	2.2.2 – Tensões Residuais Longitudinais e Transversais para a Ferrita.....	60
V-	Conclusões.....	68
VI-	Sugestões para o Prosseguimento do Trabalho.....	69
VII-	Referências Bibliográficas	70

I – INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis duplex possuem estrutura dupla de austenita e ferrita, e combinam freqüentemente as melhores características da austenita e da ferrita dos aços inoxidáveis. O seu uso está hoje estabelecido em uma larga gama de produtos, de navio-tanques, componentes da indústria química, recipientes de pressão e tubos de aquecimento a trocadores de calor e máquinas de fabricação de papel. Na maioria dos casos citados são utilizados aços inoxidáveis duplex porque eles combinam alta resistência mecânica e resistência a corrosão. O uso de aços inoxidáveis duplex em construções (CHARLES,1993) causou uma demanda crescente para estudos relacionados ao procedimento mecânico deles.

Um material bifásico, igual ao aço inoxidável duplex, tem em cada fase do material uma resposta diferente à tensão aplicada. Existe um grande número de propriedades mecânicas e físicas descrevendo o processo macroscópico de aços inoxidáveis duplex, como resistência à tração, resistência à fadiga, dureza e resistência a corrosão, que já foram documentados extensivamente. Porém, informações sobre o estado mecânico das fases individuais em um aço inoxidável duplex são relativamente limitadas.

Vários autores tentaram modelar a deformação plástica do aço inoxidável duplex a partir das propriedades mecânicas de ligas monofásicas. Nyström (NYSTRÖM,1994) mostra que a lei linear de mistura não pode prever a variação da tensão. Uma possível razão para isto é que a tensão residual inicial e os efeitos de textura eram negligenciados. Além disso, a chapa laminada de aço inoxidável duplex possui uma microestrutura de grãos alongados de austenita e de ferrita. Tal morfologia complexa também conduz à deformação não homogênea dentro das fases.

As tensões residuais nos aços inoxidáveis duplex têm sido medidas no estado depois do descarregamento em peças sujeitas a tensões plásticas grandes ou durante ciclo térmico. Por exemplo, Lebrun (LEBRUN,1995) encontrou que as tensões residuais aumentam com a tensão plástica crescente, e que a tensão sempre era trativa na austenita e compressiva na ferrita. Geralmente as peças são submetidas ao tratamento mecânico de *shot peening* que eleva a resistência à fadiga e à corrosão, através da introdução de uma camada superficial encruada que cria um estado de tensões residuais compressivo.

Neste trabalho foi realizada uma análise experimental da evolução do estado de tensões residuais em aço inoxidável duplex durante o processo de deformação plástica por tração uniaxial. O estado inicial de tensões residuais é compressivo e introduzido através de *shot peening*. Na revisão bibliográfica é apresentada uma síntese sobre os aços, dando ênfase ao aço inoxidável duplex, incluindo também uma rápida elucidação sobre deformações dos metais e estudo das tensões residuais em metais e em aço inoxidável duplex.

Na parte experimental estão descritos os procedimentos, análises e resultados obtidos através dos ensaios realizados em quatro corpos de prova, um corpo para análise de tensões antes do *shot peening* (4D) e três corpos de prova utilizados simultaneamente nos ensaios de tração após o *shot peening* (1D, 2D e 3D).

1 – Objetivo e Procedimentos

O objetivo deste projeto é:

- Determinação da variação das tensões residuais, introduzidas por *shot peening*, durante deformação plástica por tração uniaxial, em aço inoxidável duplex:

Sendo utilizados os seguintes materiais e métodos:

Foram utilizados quatro corpos de prova (1D, 2D, 3D e 4D) de tamanho padrão segundo a Norma ASTM E8-81 com espessura de 3,0 mm, sendo que três (1D, 2D e 3D) tiveram tratamento de *shot peening* introduzindo as tensões residuais de compressão. Em todos os corpos de prova as tensões residuais foram medidas no centro do comprimento útil, nas direções longitudinal e transversal, e ainda na frente e verso dos mesmos.

Os ensaios de tração foram realizados em Máquina INSTRON do PEMM/COPPE.

As medições de tensões foram realizadas após o *shot peening* e durante os ensaios de tração, até determinada deformação plástica. Em seguida, o corpo de prova era retirado da máquina de tração, e eram medidas as tensões residuais. Após estas medições o corpo de prova era novamente tracionado para elevar a deformação plástica com nova retirada do corpo de prova para medições das tensões residuais. Este processo se repetiu até a ruptura do corpo de prova.

II – REVISÃO BIBLIOGRAFICA

1 - Características dos Aços

1.1 – Aços

Os aços são ligas de ferro-carbono que podem conter concentrações apreciáveis de outros elementos de liga. Existem milhares de aços que possuem composições e/ou tratamentos térmicos diferentes. As propriedades mecânicas são sensíveis ao teor de carbono, que é normalmente inferior a 1% em peso. Alguns dos aços mais comuns são classificados de acordo com a sua concentração de carbono, quais sejam, os tipos com baixo, médio e elevado teor de carbono. Também existem subclasses dentro de cada grupo, de acordo com a concentração de outros elementos de liga. Os aços comuns ao carbono contêm apenas concentrações residuais de impurezas além do carbono e de um pouco de manganês. No caso de aços-liga, mais elementos de liga são adicionados intencionalmente com concentrações específicas.

1.2 – Aços Inoxidáveis

Os aços inoxidáveis são altamente resistentes à corrosão numa variedade de ambientes, especialmente a atmosfera livre. Seu elemento de liga predominante é o cromo; sendo necessária uma concentração de cromo de pelo menos 11% em peso. A resistência à corrosão pode ser melhorada através de adições de níquel e molibdênio. Os aços inoxidáveis são divididos em quatro classes, com base na fase constituinte predominante na sua microestrutura, quais sejam: martensítica, ferrítica, austenítica ou duplex (austeníticos e ferríticos). Uma ampla variedade de propriedades mecânicas combinadas a uma excelente resistência à corrosão torna os aços inoxidáveis muito versáteis nas suas aplicabilidades.

Os aços inoxidáveis martensíticos são capazes de serem submetidos a tratamentos térmicos de tal maneira que a martensita seja o seu microconstituente principal. Para os aços inoxidáveis austeníticos, o campo de fase da austenita (ou fase γ) se estende até a

temperatura ambiente. Os aços inoxidáveis ferríticos são compostos pela fase ferrita α (CCC). Os aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos são endurecidos e têm sua resistência aumentada mediante deformação plástica a frio, uma vez que eles não são tratados termicamente. Os aços inoxidáveis austeníticos são os mais resistentes à corrosão, (devido aos elevados teores de cromo e também às adições de níquel), em função deste fator eles são produzidos em maiores quantidades.

Alguns aços inoxidáveis são usados com frequência à temperaturas elevadas e em meio-ambientes severos, uma vez que eles resistem à oxidação e mantêm a suas integridade mecânica sob essas condições. O limite superior de temperatura em uma atmosfera oxidante é de aproximadamente 1000°C. Os equipamentos que empregam esses aços são as turbinas a gás, caldeiras de vapor de alta temperatura, fornos de tratamento térmico, aeronaves, mísseis e unidades geradoras de energia nuclear.

1.3 – Aços Inoxidáveis Duplex

Os aços inoxidáveis duplex têm um equilíbrio de 50% α (ferrita) / 50% γ (austenita) na sua microestrutura. As principais contribuições recentes são: primeiro, as melhorias no processo de fabricação do aço que torna possível um controle aprimorado da análise química; segundo, os efeitos benéficos extremos de adições de nitrogênio na estabilidade da estrutura e propriedades de resistência à corrosão. Estes aspectos explicam o crescimento da família duplex, enquanto oferece uma gama extensiva de produtos agora com um valor de PREN (Equivalente de Resistência à Corrosão por Pite) ($Cr + 3.3 Mo + 16 N$) no intervalo 25-43. Estas ligas competem com os aços inoxidáveis austeníticos.

1.3.1 – Família das Ligas Duplex

A tabela 1 apresenta alguns dos aços inoxidáveis duplex. Esta tabela também dá os valores correspondentes da resistência PREN equivalente = $Cr + 3.3 Mo + 16N$. O grau de superduplex é caracterizado por um valor de PREN > 40. No caso de produtos forjados existem essencialmente três graus principais:

a) A composição 22% Cr - 5% Ni - 3% Mo - 0,17% N (UR 45N, SAF 2205, etc...) que pode ser considerado como o aço inoxidável duplex padrão, onde o conteúdo de nitrogênio foi aumentado recentemente para melhorar a resistência à corrosão. A resistência à corrosão fica entre os do aço austenítico AISI 316 e do aço austenítico com 5-6% Mo.

b) O grau super duplex com um índice PREN > 40, contendo 25% Cr, 6,8% Ni, 3,7% Mo e 0,27% N, com ou sem cobre e/ou adições de tungstênio (UR 52N + SAF 2507). São especialmente projetados para aplicações marítimas e em contato com substâncias químicas e petróleo, onde se requer alta resistência mecânica e resistência a corrosão em ambientes extremamente agressivos (cloreto contendo ácidos, etc.). A resistência à corrosão é equivalente à dos aços super austeníticos que contêm 5 - 6% Mo.

Quando as propriedades requeridas de resistência à corrosão são menores que de PREN 40, mas mais alto que 36, deve-se considerar a liga duplex de 25 Cr com 3% molibdênio e 0,22 de adições de nitrogênio, que são menos propensas à transformação de fase intermetálica que os graus de super duplex.

c) Os duplex com 23% Cr, 4% Ni, 0,10% N, grau molibdênio-livre (UR 35N). São um material econômico e para a maioria de aplicações pode ser usado para substituir o aço austenítico AISI 304 e/ou 316.

Tabela 1 - Composição química típica de alguns aços inoxidáveis duplex forjados.(ASM,1990)

Novo N° UNS*	Antigo N° UNS W Número AFNOR Número	Marca	Composição Química Típica				PREN**
			Cr	Ni	Mo	N	
UNS S39230	UNS S32304 W Nr 1.4362 Z3CN2304AZ	SAF 2304 UR 35 N	23	4	2	0,1	25
UNS S39209	UNS S31803 W Nr 1.4462 NFA 36209 Z3CND2205AZ	UR 45N SAF 2205 223 FAL AF22 VS 22	22	5,3	3	0,16	35
UNS S39226 UNS S39255	UNS S31260 UNS S32550 Z3CNDU2507A Z UNS(S32200) Z3CND2507AZ	N.A.R. DP-3 UR 52N FERRALIUM 255 UR 47N WEW A 905	25 25 25 26	6,5 6,5 6,5 3,7	3 3 3 2,3	0,16 0,2 0,2 0,34	38 38 38 39

*UNS – Sistema de Numeração Uniforme.

**PREN – Equivalente de Resistência à Corrosão por Pite.

1.3.2– Estabilidade Estrutural

Os aços inoxidáveis duplex têm um volume aproximadamente equivalente a fração de ferrita e austenita. Isto é obtido com o controle simultâneo da composição química e temperatura no recozimento. A figura 1 mostra uma seção esquemática do diagrama de Fe-Cr-Ni. Para um conteúdo de 68% de ferro são indicadas as proporções de cada uma das fases e as composições respectivas delas para uma determinada temperatura de recozimento (a temperatura T0, A0 e a composição da ferrita e B0 da austenita).

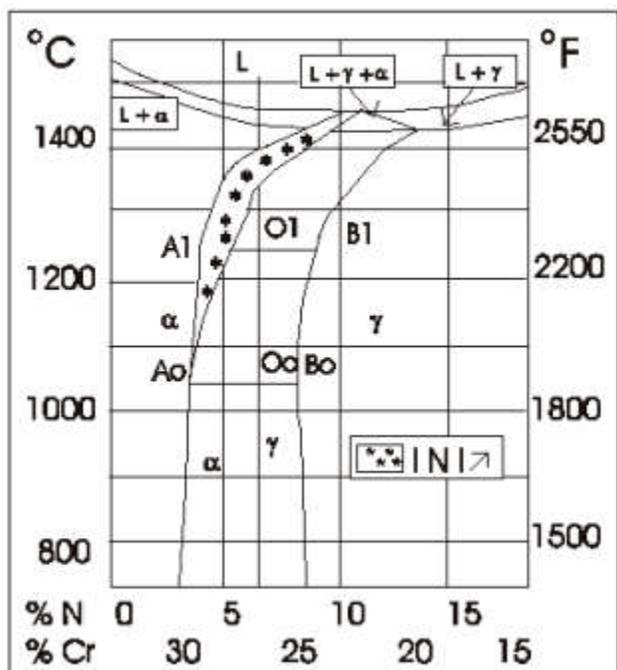


Figura 1 - Efeitos esquemáticos de adições de nitrogênio no diagrama de fase Fe-Cr.(CHARLES,1993)

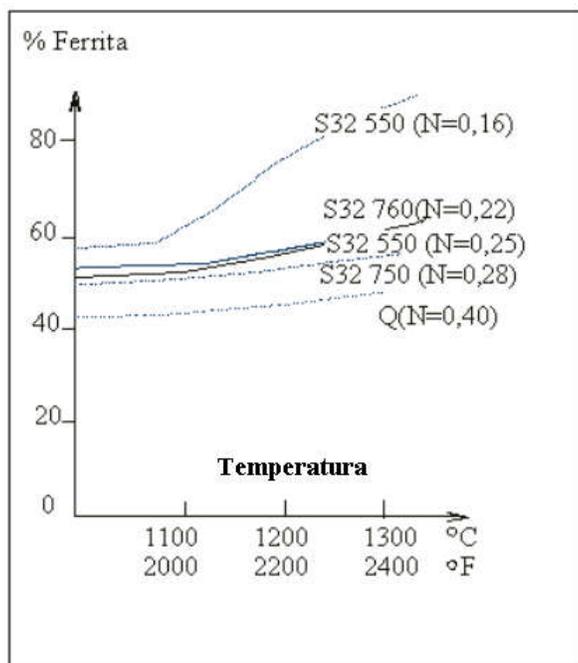


Figura 2 - Variação de conteúdo de ferrita com o aumento de temperatura para 25 Cr aços inoxidável duplex.(CHARLES,1993)

A figura 2 mostra a variação do conteúdo de ferrita com a temperatura (determinada através de microscópio óptico, determinado para metodologia quantitativa), para os diferentes aços estudados.

A estabilização da estrutura duplex a altas temperaturas pela adição de nitrogênio é de interesse particular na zona termicamente afetada (ZTA) das soldas.

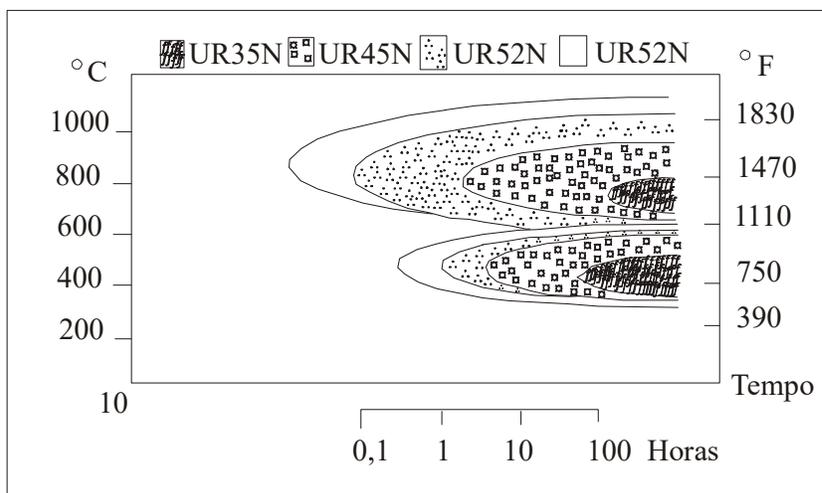


Figura 3 - Diagramas de TTT para os graus UR 35N, UR 45N, e 52N+.(CHARLES,1993)

De acordo com a figura 3, a faixa de temperaturas de 600 - 1050°C, os diagramas TTT estão baseados em análise de imagens de microscopia óptica, no tempo necessário para o aparecimento de precipitação intergranular, enquanto na faixa 300 - 600°C, eles são determinados pelas medidas de dureza.

1.3.3– Propriedades Mecânicas

A tabela 2 apresenta algumas das propriedades mecânicas e físicas de aços inoxidáveis duplex. Pode-se observar que o coeficiente de expansão térmica está próximo ao dos aços contendo manganês. Este aspecto é importante para selecionar as ligas duplex para aplicações como trocadores de calor.

Tabela 2 - Valores típicos de propriedades mecânicas e físicas de UR 52 N+.(CHARLES,1993)

	20°C	100°C	200°C	70°F	200°F	400°F
0.2% L.E.	650 MPa	525 MPa	470 MPa	94 KSI	76 KSI	68 KSI
L.R.T.	840 MPa	720 MPa	700 MPa	122 KSI	104 KSI	101 KSI
Alongamento	30%	30%	30%	30%	30%	30%

Resistência ao impacto	20°C	-20°C	-50°C	70°F	0°F	-60°F
	120 J	100 J	80 J	88 ft lb	74 ft lb	59 ft lb

Dureza	HV :	270	HRC :	25	HB :	260
--------	------	-----	-------	----	------	-----

Temperatura		Módulo de Young (GPa)	Expansão Térmica $10^{-6}K^{-1}$	Calor Específico $J.Kg^{-1}.K^{-1}$	Condução Térmica $W.m^{-1}.K^{-1}$
°C	°F				
20	70	205	13,5	450	17
100	200	195	14	500	18
200	400	185	14,5	530	19

Na figura 4 é mostrado o limite de escoamento obtido em chapas de aço duplex laminadas a quente. Como todos os outros metais e ligas, as propriedades mecânicas delas dependem de fatores como o tamanho de grão, textura e grau de segregação.

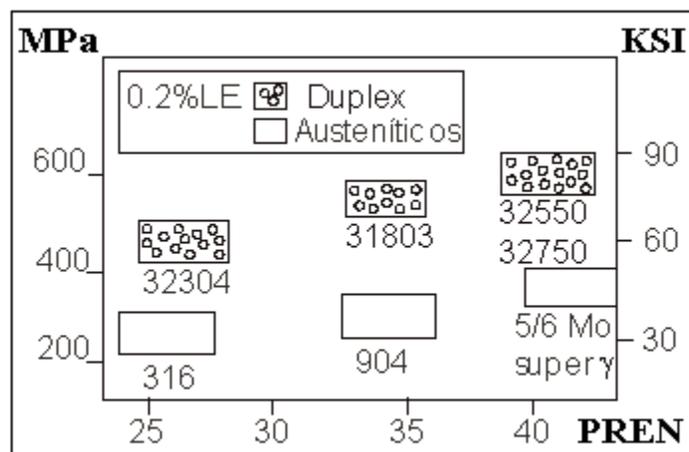


Figura 4 - 0.2% L.E. Típico e Limite de Resistência a Tração de aços inoxidáveis laminados.(CHARLES,1993)

A resistência à tração é alta, enquanto o alongamento é maior que 25%. Estes níveis de propriedade permitem o uso de seções mais finas, enquanto conduz a economias consideráveis em peso e investimento de capital.

Na figura 5 é mostrada a variação da resistência ao impacto com a temperatura para as diferentes famílias de aços inoxidáveis. A resistência ao impacto no aço duplex é visto para estar entre os da austenita e graus de ferrita. É importante salientar que a dureza dos materiais duplex permanece satisfatória até temperaturas tão baixas quanto -50°C . Além disso, uma certa dispersão nos valores de dureza são observados. Isto provavelmente pode ser explicado através das variações de textura, mas também poderia estar devido às diferenças em elementos residuais. Realmente, a resistência ao impacto pode ser melhorada reduzindo o conteúdo de oxigênio.

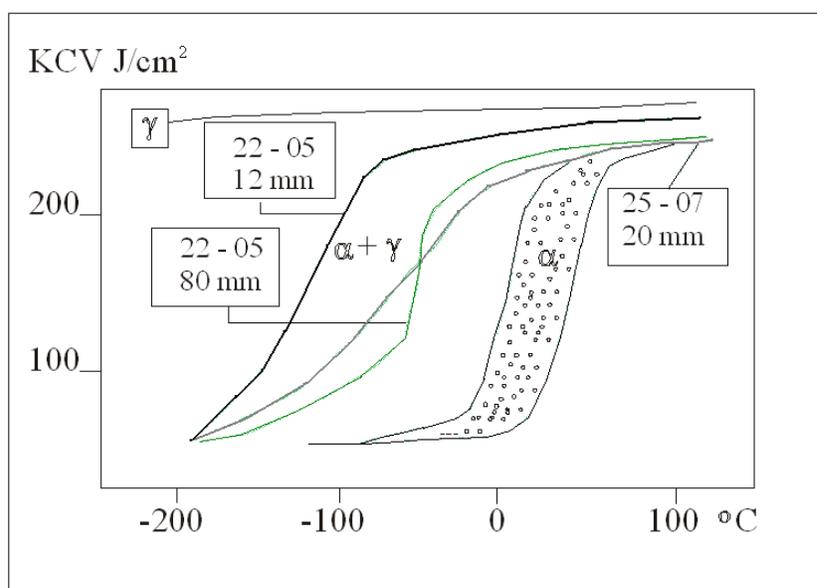


Figura 5 - Impacto de Energia Charpy de vários aços inoxidáveis à varias temperaturas (CHARLES,1993)

1.3.4 – Resistência à Corrosão

Atualmente são conhecidos aços inoxidáveis duplex que apresentam resistência à corrosão excelente em condições oxidantes, devido ao teor de cromo e adições de molibdênio e nitrogênio. O desempenho deles é equivalente a um aço austenítico

inoxidável com o mesmo valor de PREN (Equivalente de Resistência à Corrosão por Pite). Adições de cobre melhoram a resistência à corrosão em várias condições agressivas, como soluções que contêm ácido sulfúrico. Aços inoxidáveis duplex também são conhecidos por apresentarem uma excelente resistência a abrasão.

1.3.5 – Aplicações Industriais

A tabela 3 apresenta algumas das aplicações industriais onde foram prosperamente usados os aços duplex. Atualmente, 30% dos projetos que requerem aços inoxidáveis com propriedades de resistência à corrosão melhores que de um aço 316 austenítico, utilizam aços inoxidáveis duplex.

Tabela 3- Algumas aplicações industriais para ligas duplex.(CHARLES,1993)

Indústria	Liga			Aplicações
	UNS S39230	UNS S39209	UNS S39255	
Polpa e Papel	+	+	+	Armazenamento de polpa alvejando / agitadores de recipientes
Óleo e Gás	+	+	+	Panela de segurança / Tubos, separadores, espelhos / Tubos, sistemas de águas marinhas,
Indústria química	+	+	+	Produção de vinhos, anidros e maleicos / planta de Amônia / PVC
Controle de Poluição	+	+	+	Recipientes de Armazenamento / Esfregador
Naval e Transporte de Estrada		+	+	Navio-tanques químicos / veículos Submarinos

2 – Deformação dos Metais

2.1 – Deformação Elástica dos Metais

A deformação elástica precede a deformação plástica. Quando uma pequena tensão de tração é aplicada a um material cristalino qualquer, ocorre a deformação elástica. Quando a solitação é aplicada, o metal se torna levemente mais distendido; a remoção da carga faz com que o metal volte às suas dimensões originais. Dentro da região de comportamento elástico, a deformação é resultado de um pequeno alongamento da célula unitária na direção da tensão de tração ou a uma pequena contração na direção da compressão(VAN VLACK,1985).

Na faixa de comportamento elástico, a deformação é proporcional à tensão. A relação entre a tensão e a deformação é o módulo de elasticidade e é uma característica do metal. Quanto mais intensas forem as forças de atração entre os átomos, maior é o módulo de elasticidade.

Qualquer alongamento ou compressão de uma estrutura cristalina em uma direção, causada por uma força uniaxial, produz um ajuste nas dimensões perpendiculares à direção da força. A relação entre a deformação lateral ϵ_x e a deformação direta ϵ_y , com sinal negativo, é denominado coeficiente de Poisson:

$$\nu = \frac{\epsilon_x}{\epsilon_y} \quad (01)$$

Nas aplicações de engenharia, as tensões de cisalhamento também solicitam as estruturas cristalinas. Essas produzem um deslocamento de um plano de átomos em relação ao plano adjacente. A deformação elástica de cisalhamento γ é definida pela tangente do ângulo de cisalhamento α :

$$\gamma = \text{tg}\alpha \quad (02)$$

e o módulo de cisalhamento G é a relação entre a tensão de cisalhamento τ , e a deformação de cisalhamento, γ :

$$G = \frac{\tau}{\gamma} \quad (03)$$

Este módulo de cisalhamento não é igual ao módulo de elasticidade E; entretanto, ambos estão relacionados pela expressão:

$$E = 2G(1 + \nu) \quad (04)$$

Como o coeficiente de Poisson está normalmente na faixa 0,25 a 0,50, o valor de G é de aproximadamente 35% de E.

Um terceiro módulo, o módulo de compressibilidade cúbica K encontrado nos materiais. É definido como sendo o recíproco da compressibilidade β do material e é igual à pressão hidrostática σ_h por unidade de volume:

$$K = \frac{\sigma_h V}{\Delta V} = \frac{1}{\beta} \quad (05)$$

A relação entre K e E é dada pela seguinte expressão:

$$K = \frac{E}{3(1 - 2\nu)} \quad (06)$$

2.2 – Deformação Plástica dos Metais

Os materiais podem ser solicitados por tensões de tração, de compressão ou de cisalhamento (VAN VLACK, 1985). Como os dois primeiros tipos podem ser representados em componentes de cisalhamento e como a maior parte dos metais é significativamente mais resistente à tração ou à compressão do que ao cisalhamento, os metais se deformam pelo cisalhamento plástico ou escorregamento de um plano cristalino em relação aos demais. O escorregamento causa um deslocamento permanente; a retirada da tensão não implica no retorno dos planos cristalinos às suas posições originais.

O escorregamento ocorre mais facilmente ao longo de certas direções e planos. A tensão de escorregamento necessária para produzir escorregamento em um determinado plano cristalino é denominada de tensão crítica de cisalhamento. O número de planos através dos quais pode ocorrer escorregamento varia com a estrutura cristalina.

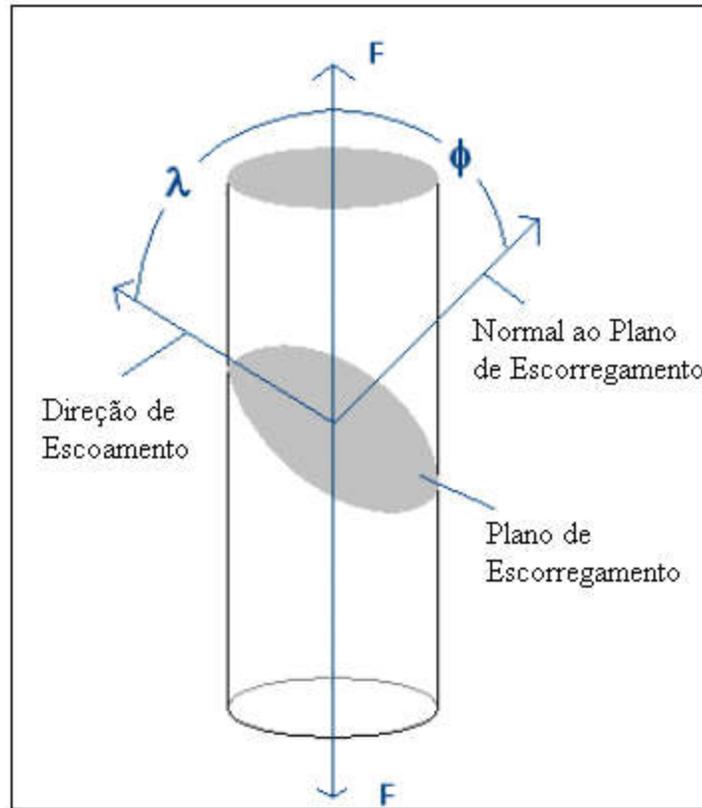


Figura 6 –Mostrando os ângulos λ e ϕ usados na determinação da tensão crítica de escorregamento. (VAN VLACK,1985).

Tensão efetiva de cisalhamento – é a força necessária para produzir escorregamento. É uma função não apenas da tensão de cisalhamento mas também depende do ângulo entre o plano de escorregamento e a direção da força, e entre a direção de escorregamento e a direção da força. Considerando uma peça cilíndrica, figura 6, onde A é a área da seção transversal perpendicular à direção da força F ; logo, F/A é a tensão axial. A tensão de cisalhamento efetiva τ na direção de escorregamento é:

$$\tau = \frac{F}{A} \cos \lambda \cos \phi \quad (07)$$

Nessa equação que é conhecida como a Lei de Schmid, ϕ é o ângulo entre a direção da força e a normal ao plano de escorregamento e λ é o ângulo entre a direção da força e a direção de escorregamento. A tensão axial mínima para ocorrer escorregamento corresponde a $\lambda = \phi = 45^\circ$. Nessas condições, τ é igual à metade da tensão axial F / A . A

tensão de cisalhamento efetiva é sempre menor que metade da tensão axial para qualquer orientação cristalina, tendendo para zero quando λ ou ϕ tendem para 90° .

2.3 – Propriedades dos Metais Deformados Plasticamente

A deformação plástica altera a estrutura interna de um metal; logo, deve-se esperar que a deformação também mude as propriedades de um metal. Medidas de resistividade fornecem evidências dessas mudanças de propriedades. A estrutura distorcida reduz o livre percurso médio dos movimentos dos elétrons e, portanto, aumenta a resistividade. Torna-se conveniente referir-se à quantidade de deformação a frio como um índice de deformação plástica. A deformação a frio é a intensidade de deformação resultante de uma redução na área da seção transversal reta durante a deformação plástica:

$$DF = \frac{(A_o - A_f)}{A_o} 100 \quad (08)$$

onde A_0 e A_f são, respectivamente, as áreas inicial e final.

O movimento de discordâncias ao longo dos planos de escorregamento e a distorção dos planos resultantes das deformações dos grãos adjacentes tornam desordenada a estrutura cristalina regular que inicialmente estava presente. Portanto, torna-se mais difícil o escorregamento e a dureza do metal é aumentada. O aumento na dureza resultante da deformação plástica é denominado de endurecimento pela deformação a frio, ou encruamento. Ensaios de laboratório mostram que, acompanhando o aumento na dureza, também se elevam o limite de escoamento e o de resistência. Por outro lado, o encruamento reduz a ductilidade. O processo de encruamento geralmente aumenta mais o limite de escoamento que o de resistência e ambos tendem à tensão verdadeira de ruptura com o aumento da deformação a frio.

2.4 – *Shot peening*

O *shot peening* é um processo de trabalho a frio que consiste no jateamento repetitivo com esferas de aço, cerâmica ou vidro, na superfície das peças, e tem enorme importância na área industrial. Desde as espadas dos cruzados – estas eram marteladas – até hoje,

inúmeras pesquisas mostram que o jateamento melhora as qualidades metalúrgicas superficiais, quando bem aplicado. A utilização do termo *shot peening* – universalmente aceito – decorre da intenção de caracterizar que não se trata de um simples jateamento, mas de uma ferramenta de precisão, decorrente de uma série de fatores, o que o torna rigorosamente controlável e repetível (TORRES,2002).

De uma forma geral, os efeitos do *shot peening* são largamente empregados para uma série de funções:

- a) Aumento da resistência à fadiga;
- b) Uniformização de tensões nas camadas superficiais;
- c) Compactação da estrutura cristalina para aumentar a resistência à oxidação, ao atrito e eliminar porosidades;
- d) Obtenção de rugosidades controladas para reter lubrificação, fixar desmoldantes, etc.

As características típicas da superfície com *shot peening* são tensões residuais compressivas e elevada densidade de discordâncias nas camadas superficiais, resultantes de deformações plásticas heterogêneas. Em alguns casos, é possível ocorrer transformação de fase levando a um endurecimento superficial adicional. De maneira geral, as tensões residuais compressivas, localizadas na superfície, são benéficas, pois retardam ou impedem a abertura e o avanço de trincas.

Após o impacto, o material é deformado plasticamente na região superficial, tendendo a alongar-se. Esta tendência ao alongamento é impedida pela parte inferior, que se deforma apenas elasticamente, gerando tensões de compressão nas camadas afetadas plasticamente. Os impactos repetitivos das esferas produzem uma distribuição de tensões que variam com a espessura da peça. A figura 7 mostra um perfil típico de tensões induzidas pelo processo de *shot peening*.

Com relação aos planos paralelos à superfície, as tensões podem ser consideradas constantes. O mecanismo de criação das tensões é considerado de difícil quantificação, devido às muitas variáveis existentes no processo. Pode-se citar diversos parâmetros que influenciam no processo (FATHALLAH,1998) dividiram estes parâmetros em três diferentes classes, cada uma delas associada a condições experimentais específicas:

- a) Parâmetros que descrevem o material tratado: sua geometria e propriedades mecânicas;
- b) Parâmetros de fluxo de energia produzido no processo: diz respeito às propriedades da esfera (tipo, tamanho, material, densidade, dureza, etc), velocidade, ângulo de impacto, duração e distância do jateamento ao material tratado;
- c) Parâmetros que descrevem as condições de contato: coeficiente de fricção e o coeficiente de restituição, o qual depende essencialmente da razão entre a dureza do material tratado e da esfera usada.

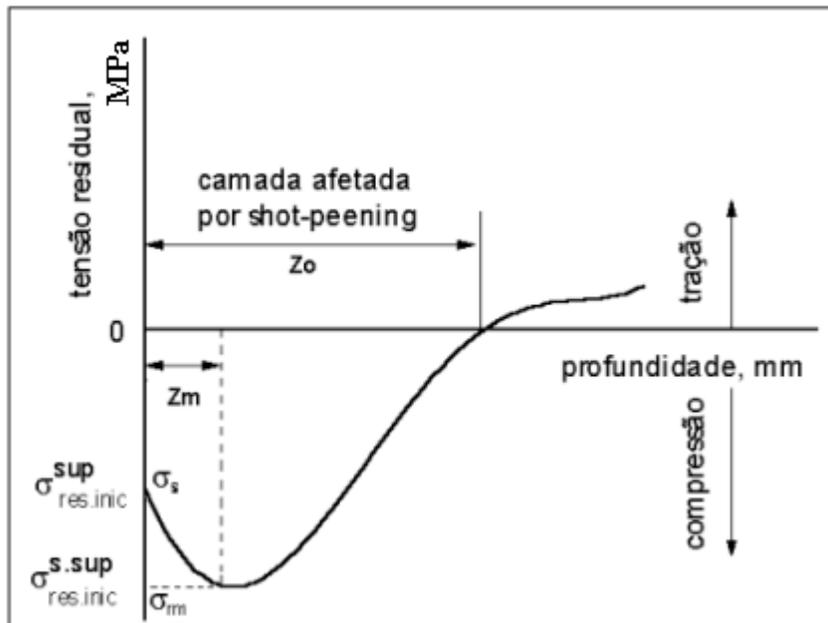


Figura 7. Distribuição das tensões residuais, introduzidas por *shot peening*, através da espessura do corpo de prova (TIITTO,1983).

Onde: σ_s é a tensão residual compressiva na superfície;

σ_m é o máximo valor da tensão residual abaixo da superfície;

Z_o corresponde à largura do campo de tensões residuais compressivas;

Z_m é a profundidade onde σ_m ocorre.

Uma completa compreensão do mecanismo de criação das tensões residuais, devido ao processo de *shot peening* é complexa, uma vez que é um processo híbrido das áreas da

estática e dinâmica, envolvendo conceitos de elasticidade e plasticidade. Existem basicamente dois caminhos para o estudo do campo de tensões residuais compressivas. O primeiro, é através do estudo mecânico, com tratamento que inclui, muitas vezes, análises com elementos finitos. E o segundo, através de estudos experimentais (TIITTO,1983).

As características básicas da parte compressiva do campo de tensões residuais compressivas podem ser enumeradas como segue:

- a) A máxima tensão compressiva do campo de tensões residuais compressivas encontra-se a uma certa distância abaixo da superfície;
- b) A profundidade em que a máxima tensão compressiva ocorre, aumenta com o acréscimo da intensidade do *shot peening* e pode ser conseguido com um maior diâmetro da esfera usada, com uma maior velocidade ou pressão do jateamento;
- c) A tensão compressiva na superfície não é tão afetada pela energia cinética das esferas.

3 – Tensões Residuais

3.1 – Definição e Classificação das Tensões Residuais

As tensões que permanecem num material, após ter cessado o esforço externo que lhe deu origem, são denominadas tensões residuais (CHARLES,1991).

Os materiais, corpo de provas ou peças que contenham tensões residuais, não possuem nenhuma indicação externa de suas existências e, desta maneira, não se diferenciam dos corpos de provas onde as tensões residuais não existem. Entretanto, as tensões residuais podem influenciar nas características físicas e mecânicas. A ação externa ao material, as tensões aplicadas e residuais se somam linearmente no regime elástico. Porém, a influência do estado de tensões residuais é bem mais complexa. Geralmente, considera-se que ele pode afetar a resistência à fadiga e à corrosão sob tensão, quando forem tensões de tração, mesmo que não seja atingido o limite de escoamento do material.

Na prática, a classificação das tensões residuais considera o nível de escala do volume de material (TORRES,2002). Essa classificação não depende do método de medição das tensões, mas esta ligada às características e à condição estrutural do material.

3.1.1 – Macrotensões

Considerando como macrotensões, as tensões residuais que estão equilibradas nos limites dos corpos de provas ou de uma determinada peça. Em relação às peças de grandes dimensões, as macrotensões estão equilibradas em um volume aproximadamente 100 vezes maior que o volume de um grão. As forças internas em cada seção da peça estão em equilíbrio e a soma de todos os momentos, ligados a essas forças, se torna nula relativamente a qualquer eixo (figura 8).

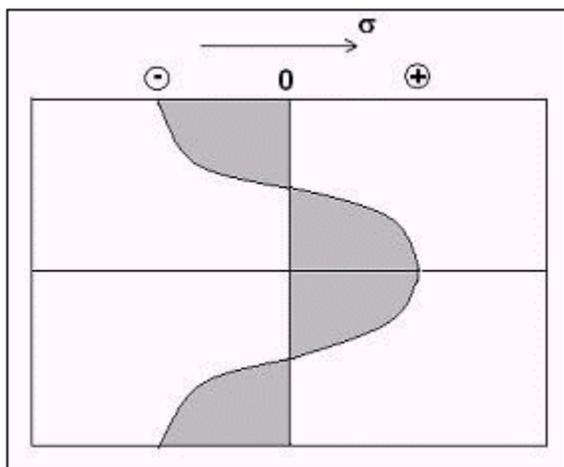


Figura 8 – Macrotensões Residuais.[20]

3.1.2 – Microtensões

Considera-se como microtensões, as tensões residuais que estão equilibradas nos limites de um grão ou de grãos vizinhos. Nos limites dessa área ficam em equilíbrio todas as forças e os momentos, como é mostrado na figura 9, a qual é um exemplo de distribuição de tensões em grãos vizinhos.

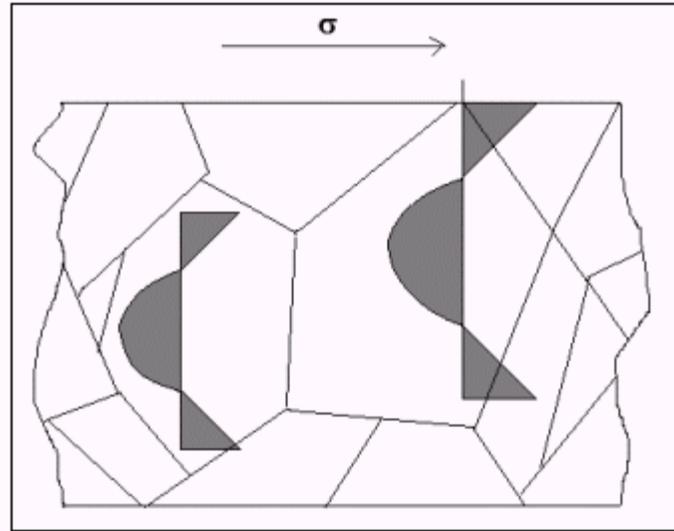


Figura 09 – Microtensões Residuais.(LEBRUN,1995)

3.1.3 – Submicrotensões

Como submicrotensões, consideram-se as tensões residuais que estão equilibradas nos limites de uma, ou de algumas células unitárias. Isso é chamado de distorção elástica da estrutura, que se caracteriza através de deslocamento de alguns átomos de rede cristalina de sua posição de equilíbrio. A figura 10 (TAIRA,1971) mostra o caso em que todas as forças e momentos estão em equilíbrio nos limites de algumas células unitárias e em 1 – Lacuna; 2 - Átomo de pureza intersticial; 3 - Átomo de pureza substitucional e 4 - Linha de discordância.

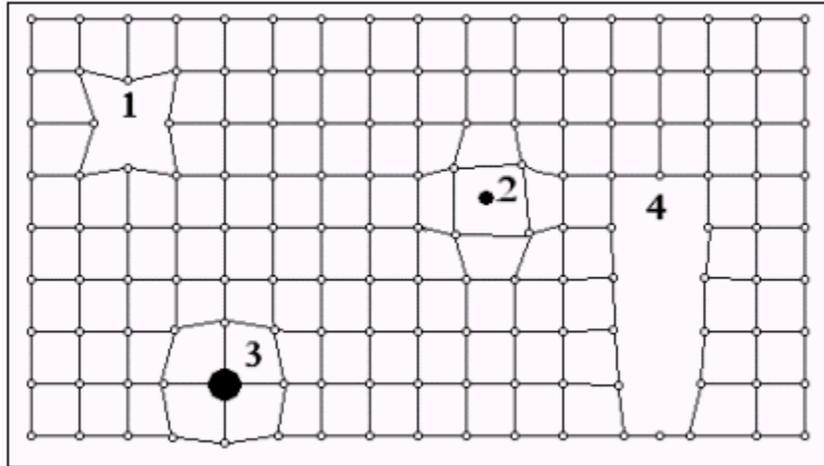


Figura 10 – Estrutura que provoca surgimento das submicrotensões. (TAIRA,1971)

3.2 – A Origem das Tensões Residuais

Tensões residuais podem surgir em materiais em qualquer etapa do processo de fabricação, como, por exemplo, quando um material é sujeito a um tratamento térmico ou mecânico. As regiões de superfície que por causa dos gradientes de temperatura contraírem no resfriamento mais que o interior, estão estendidas pelo interior e vice-versa, (observar o aumento em comprimento perto da superfície no momento A na figura 11a.) (COHEN,1987).

As tensões residuais na superfície são importantes porque no entalhe, arranhões, mudanças afiadas em corte transversal, etc. se concentram tensões de tração adicionais e podem propiciar o início de uma trinca. A tensão residual compressiva na superfície deve ser superada pela carga aplicada para iniciar a fratura; Sendo assim a presença de tensões compressivas é uma condição altamente favorável (COHEN,1987). O estado de tensão superficial compressivo, introduzido por *shot peening*, aumenta a resistência à fadiga e à corrosão.

Os tratamentos térmicos nem sempre produzem tensões compressivas na superfície. Se um material sofre uma transformação de fase, durante a têmpera para formar martensita, o material passa por uma expansão de volume. O resultado é ilustrado esquematicamente na curva de resfriamento na figura 11b. A temperatura nas regiões de superfície transforma a austenita em martensita, desde que alcance a temperatura necessária para a transformação

de fase. Frequentemente é empregado o alívio de tensões feito com o recozimento a temperaturas moderadas, minimizando ou eliminando as tensões residuais. Porém, as diferenças nos coeficientes de expansão entre os carbonetos e fases da ferrita em aço podem conduzir a tensões significantes se as partes não são esfriadas lentamente durante este tratamento.

Um modo para substituir tensões residuais de tração na superfície, por tensões de compressão, é o tratamento de *shot peening*, como ilustrado na figura 11c. A figura 11d. mostra que durante a tração uniaxial pode-se criar uma tensão residual após descarregamento do corpo de prova. Se a superfície for mais resistente que o interior, por exemplo, por causa do tratamento de *shot peening*, então na liberação da carga (em A na figura 11d.), a recuperação elástica provoca a deformação plástica menor na superfície do que a no interior, tendo por resultado a tensão residual.

Em uma operação como o laminação, a superfície pode ser deformada mais que o interior devido à fricção dos rolos, como ilustrado na figura 11e. e resulta em compressão na superfície (BALDWIN,1949).

Outra causa importante de surgimento de tensão residual está na solda, como ilustrado na figura 11f. A contração do metal de solda fundido durante solidificação sofre uma resistência através do metal circunvizinho mais frio e resulta nas tensões ilustradas na figura 11 f. (PAPAZOGLU,1958)

Destes exemplos, está claro que tensões residuais em materiais surgem, não apenas durante a fabricação, mas também durante uso. Um método rápido, fácil de usar e não-destrutivo para medir estas tensões é altamente desejável, mas em muitos casos, as tensões residuais são ignoradas ou é assumido que o tratamento adicional eliminou ou introduziu estas tensões.

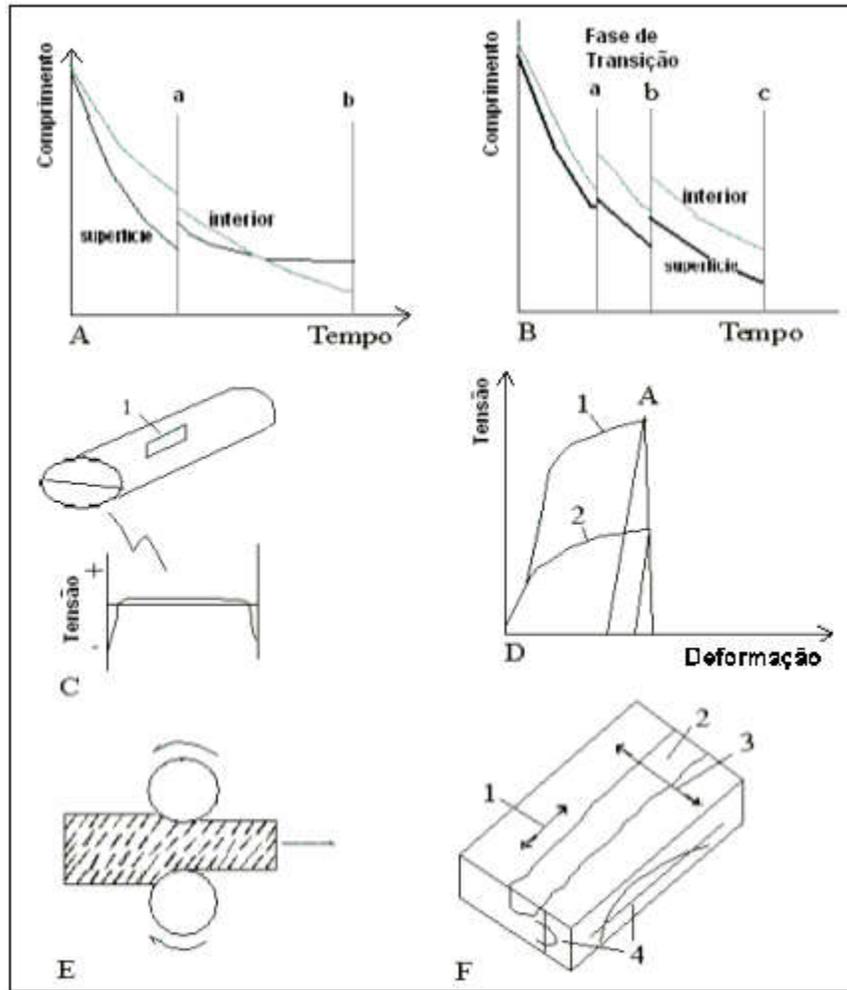


Figura 11 - a), b) Curvas de resfriamento esquemáticas durante tratamento térmico que mostra a diferença em contração da superfície e interior. c) Superfície que recebeu tratamento de *shot peening*. d) As regiões de superfície mais resistentes contraem mais que o interior mais macio. 1 - Região dura; 2 - Região macia. e) Fricção dos rolos em uma lâmina tende a expandir mais as regiões da superfície que o interior. f) deformação devido à solda. 1 - Contração Longitudinal; 2 - Metal de solda; 3 - Contração lateral; 4 – Tensões. (COHEN,1987).

3.3 – Influência das Tensões Residuais à Tração

Se há no corpo de prova tensões residuais em condições de equilíbrio, então sempre existem áreas com tensões trativas e compressivas, ao mesmo tempo. A sua distribuição

pela seção pode ser variável e depende das condições de tratamento do material (GUROVA,1997).

Dois exemplos são mostrados nas figuras 12 e 13. Na figura 12a, existem tensões compressivas na superfície e trativas no interior. No segundo corpo de prova (figura 12b), ocorre o contrário: na superfície há tensões trativas e no interior compressivas. Com tração uniaxial, as áreas com tensões residuais trativas são as primeiras que atingem a deformação plástica e isso vai acontecer com tensão nominal aplicada menor que o limite de escoamento da corpo de prova, σ_{LE} , onde não há tensões residuais. Isso é apresentado, esquematicamente, na figura 13, onde também é mostrado o processo de surgimento de tensões de tração, tanto para o corpo de prova sem tensões residuais (figura 13, curva 1), como para o corpo de prova com tensões residuais (figura 13, curva 2). Dessa figura, pode-se concluir que a existência de tensões residuais possibilita a deformação plástica para tensões aplicadas. Os dois tipos de distribuição de tensões residuais (figura 12a, b) levam ao comportamento idêntico ao da curva tensão-deformação. Mas, pode-se observar, que as tensões residuais atuantes começam a diminuir, com o aumento da deformação plástica do corpo de prova.

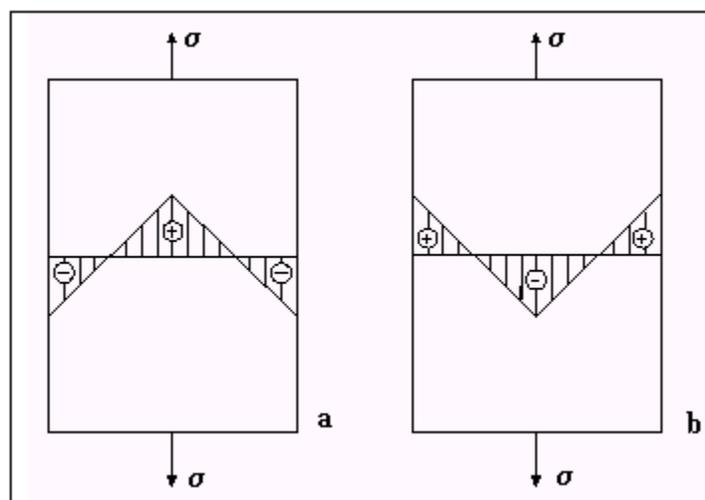


Figura 12 - Exemplo de distribuição das tensões em corpo de prova:
a) tensões residuais compressivas na superfície e trativas no interior;
b) tensões residuais trativas na superfície e compressivas no interior.

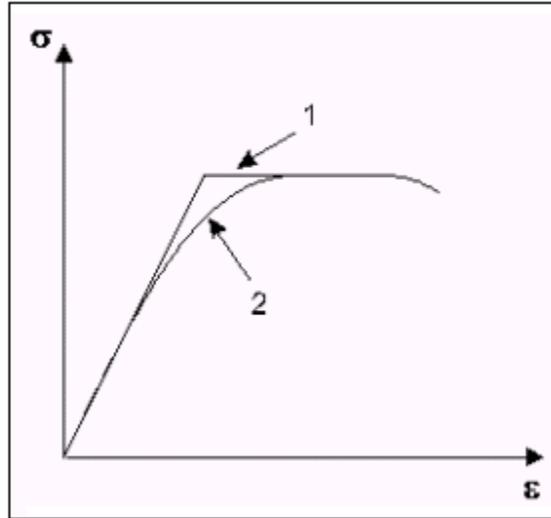


Figura 13 - Curvas $\sigma - \epsilon$ para corpos de prova sem tensões residuais (1) e com tensões residuais (2).

A figura 14 mostra o limite de ruptura versus grau de deformação plástica prévia nos corpos de prova com e sem tensões residuais. No caso do corpo de prova com tensões residuais (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 o valor, onde a tensão é constante.

Para o corpo de prova 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.

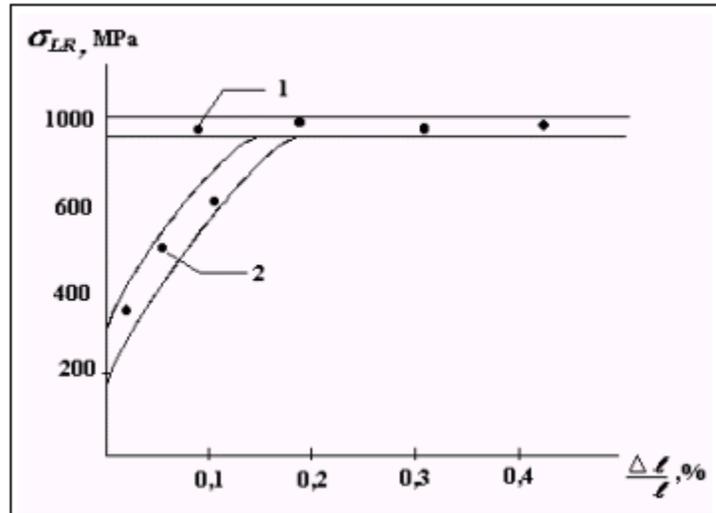


Figura 14 - Tensão de ruptura versus deformação plástica:

- 1) sem tensões residuais;
- 2) com tensões residuais trativas.

3.3.1 - Variação das Tensões Residuais Durante Deformação Plástica por Tração Uniaxial em Aço Austenítico

Os resultados obtidos por Souza Junior (SOUZA JUNIOR,2003),que analisou a variação das tensões residuais longitudinais introduzidas por shot peening, durante deformação plástica por tração uniaxial no aço austenítico 304, estão apresentados nas figuras 15 e 16.

As tensões residuais compressivas iniciais tornam-se nulas em aproximadamente 1,6% de deformação plástica. Logo em seguida, em torno de 2,5% de deformação plástica, as tensões passaram a trativas da ordem de 600 a 700MPa. Assim, as tensões residuais passaram de aproximadamente -700MPa (inicial com *shot peening*) a $+700\text{MPa}$ com apenas 2,5% de deformação plástica. Em seguida, com a continuidade da deformação plástica, atinge-se um máximo de 856MPa para a amostra T1 em aproximadamente 9,22% de deformação plástica, e de 981MPa em T2 para 12% de deformação plástica. As tensões a partir de 5%, não apresentam grandes variações, ficando na faixa de 700 a 800MPa , com uma pequena queda em torno de 12% de deformação.

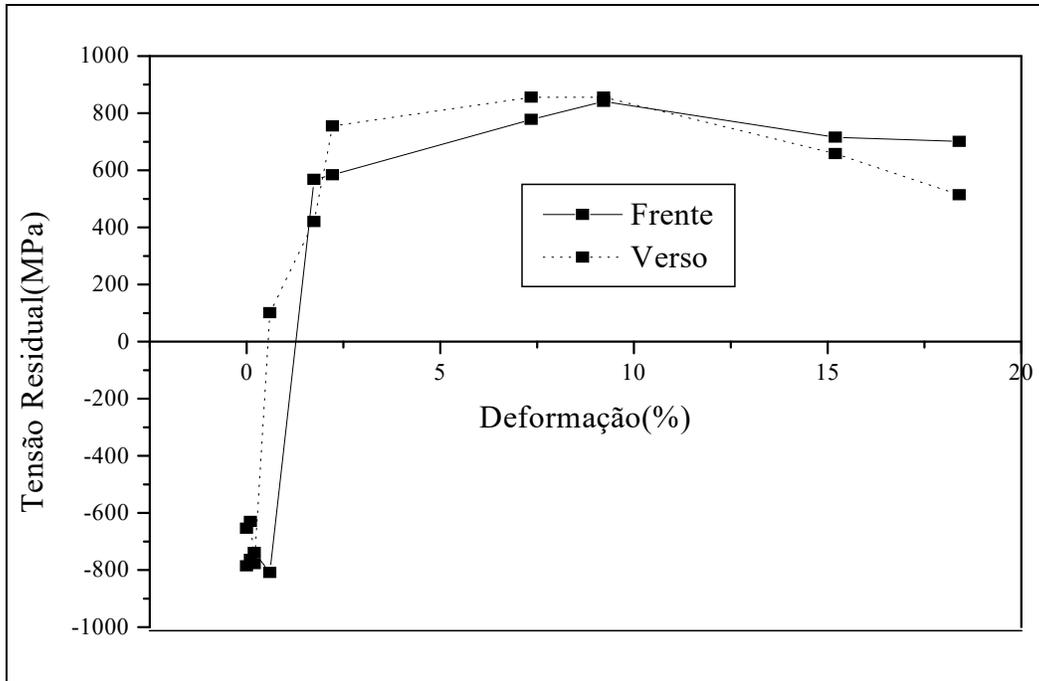


Figura 15 – Variação das tensões residuais com a deformação plástica por tração uniaxial no corpo de prova T1.

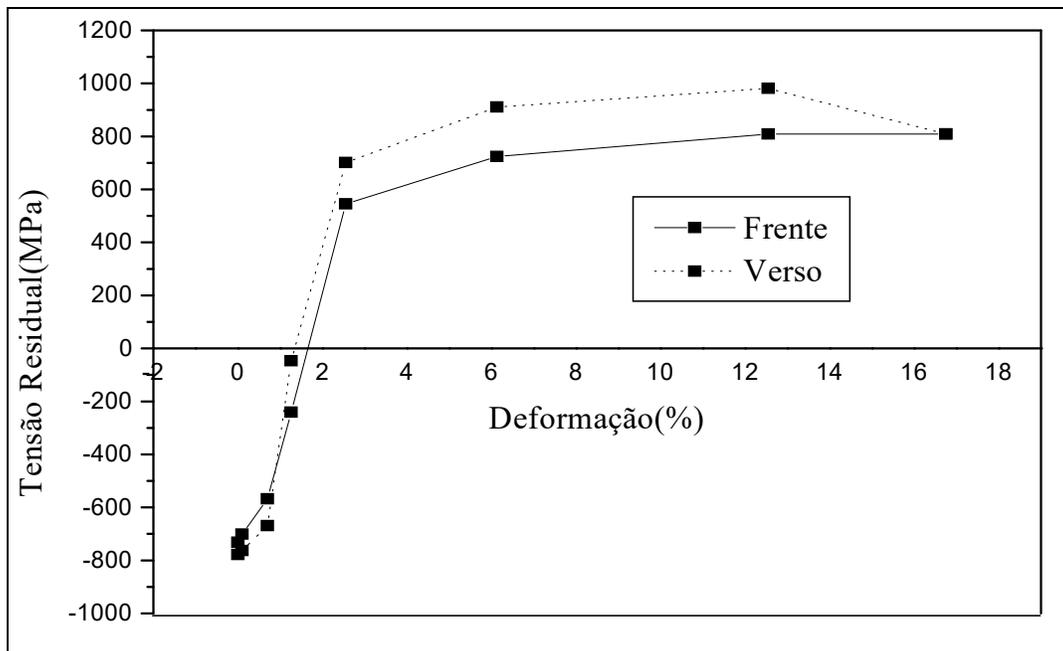


Figura 16 – Variação das tensões residuais com a deformação plástica por tração uniaxial no corpo de prova T2.

No aço inoxidável austenítico ensaiado neste trabalho, o comportamento das tensões residuais foi bastante semelhante aos resultados de Gurova (GUROVA,1997), com uma rápida evolução nos primeiros estágios de deformação plástica, e posterior estabilização (ver item 3.3.2). Os níveis de tensões alcançados e o ponto no qual as tensões tornam-se tratativas foram as diferenças observadas. Os aços estudados por Gurova, tinham tensões de escoamento de 263MPa e 196 MPa respectivamente, e o fator que poderia afetar estes valores de forma significativa seria o limite de escoamento menor e como consequência o encruamento da camada superficial causada pelo *shot peening* foi menor. Os efeitos das tensões de usinagem foram minimizados com a realização de tratamento térmicos de alívio de tensões e recozimento. No aço inoxidável austenítico AISI 304 estudado, a tensão nominal de escoamento é de 205MPa, mas após o *shot peening*, subiu para 360 MPa. Isso porque, além do aumento de resistência causado pelo encruamento da camada superficial, existe a possibilidade de formação de martensita induzida por deformação, que pode elevar ainda mais os valores de tensões residuais que o material venha a possuir.

3.3.2 – Variação das Tensões Residuais Durante Deformação Plástica por Tração Uniaxial em Aço Ferrítico

Gurova (GUROVA,1997) estudou a evolução das tensões residuais durante o ensaio de tração uniaxial em um aço liga ASTM A387 Gr5 contendo 0,14%C, 5,0%Cr e 0,5%Mo (% em peso) e em um aço baixo carbono SAE 1015 contendo 0,15%C em peso. Parte dos resultados para a evolução das tensões residuais longitudinais encontram-se nas figuras 17, 18 e 19.

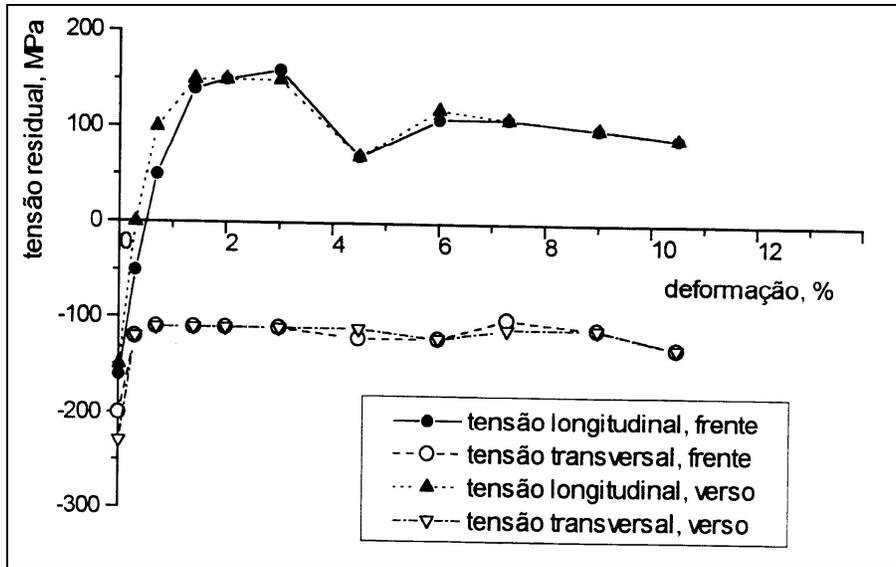


Figura 17 – Variação das tensões residuais com deformação plástica no aço SAE 1015 submetido a tratamento térmico de alívio de tensões.

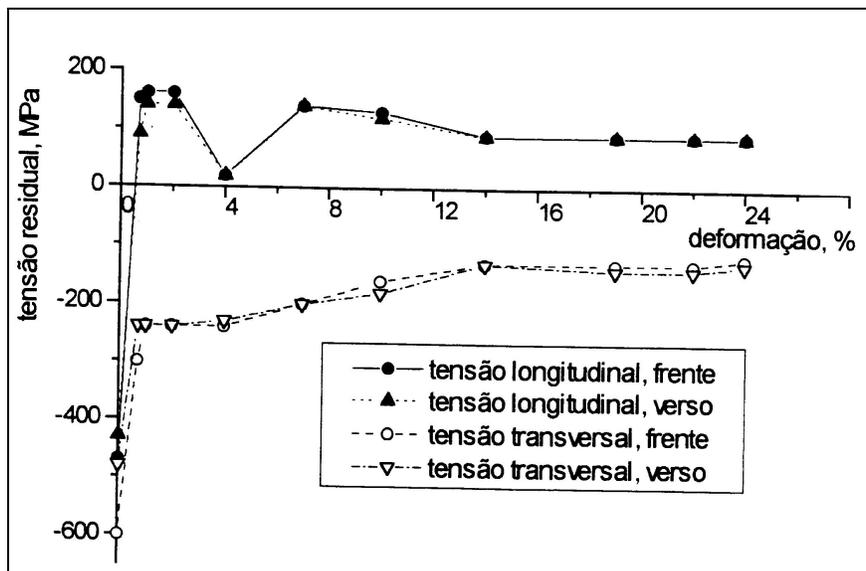


Figura 18 – Variação das tensões residuais com deformação plástica no aço ASTM A387 Gr5 submetido a tratamento térmico de alívio de tensões.

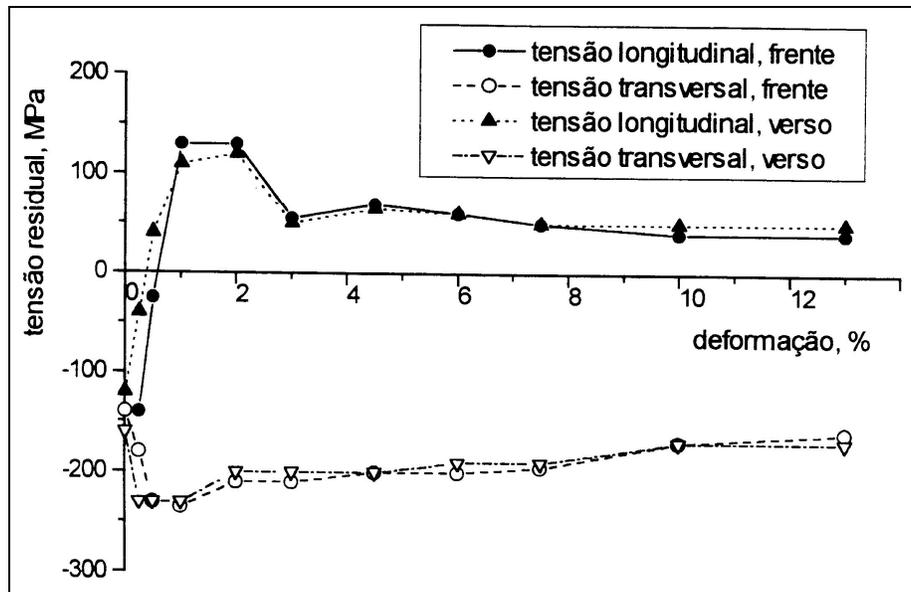


Figura 19 – Variação das tensões residuais com deformação plástica no aço ASTM A387 Gr5 submetido a recozimento.

Em todas as amostras ocorreu um comportamento semelhante. As diferenças são as tensões residuais superficiais. Estas tensões são diferentes devido aos tratamentos térmicos a que foram submetidas antes do *shot peening* e ao limite de escoamento dos aços analisados.

Na direção longitudinal em todos os corpos de prova e em ambas as faces, foram rápidas as evoluções das tensões residuais compressivas. Observou-se que para aproximadamente 0,5% de deformação plástica, as tensões residuais tornaram-se nulas. Atingindo um valor máximo de tensão trativa seguida de uma estabilização dos valores de tensão até a ruptura.

3.4 – Métodos de Determinação das Tensões Residuais

Todos os métodos de determinação das tensões residuais podem ser divididos em dois grupos (GUROVA,1997):

1. Métodos destrutivos.
2. Métodos não destrutivos.

Nos métodos do primeiro grupo as medições são acompanhadas de destruição parcial ou total da peça ou corpo de prova.

Entre os métodos destrutivos mais usados podemos citar:

- método da amostragem;
- método da trepanação;
- método da perfuração;
- método da remoção de camadas.

Os métodos do segundo grupo permitem manter a forma e as dimensões originais da peça, permitindo, com isso, medições repetidas das tensões residuais durante o funcionamento da estrutura ou peça.

Os métodos não destrutivos mais usuais são:

- métodos magnéticos;
- métodos acústicos;
- métodos elétricos;
- métodos por raios-X.

3.4.1 – Método da Tensiometria por Difração de Raios-X

A tensiometria por raios-X é um método de ensaio não destrutivo que determina o valor das tensões atuantes em materiais cristalinos. No estado inicial, não deformado, o material metálico possui distância interplanar, d_0 entre seus planos cristalinos (figura 20). Um feixe paralelo de raios-X, de comprimento de onda λ , incide na superfície do material segundo um determinado ângulo de incidência θ_0 e onde n é chamado de ordem de reflexão. Este feixe é difratado sob o mesmo ângulo θ_0 , desde que seja satisfeita a relação de Bragg :

$$2d_0 \text{ sen}\theta_0 = n\lambda \quad (09)$$

Nessas condições, ao utilizar raios-X monocromáticos ($\lambda = \text{constante}$), o valor do ângulo θ_0 , referente a uma intensidade máxima de difração, depende da distância interplanar d_0 .

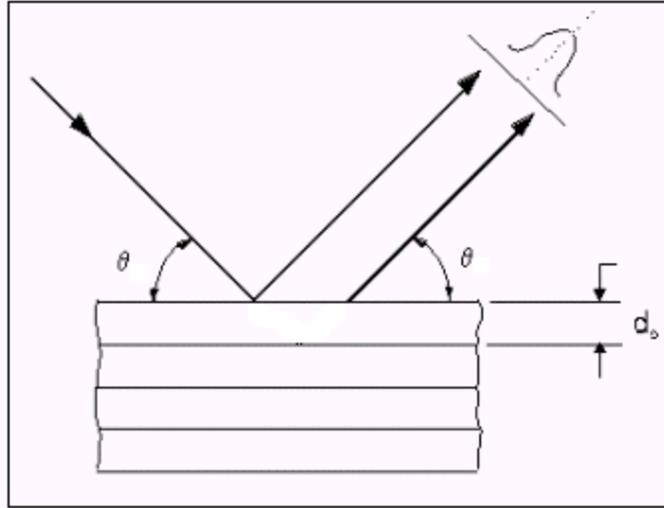


Figura 20. Difração de raios-X em cristal não deformado.(BALDWIN,1949)

Com o material sob tensão σ , a distância interplanar, d_0 , varia de um valor $\Delta d = d - d_0$ (figura 21), sendo d a distância interplanar no material tensionado, o que causa a deformação $\varepsilon = \frac{\Delta d}{d}$ da rede cristalina do material. Nessas condições, a variação do ângulo de difração é igual a $\Delta\theta = \theta - \theta_0$, que pode ser medida pela técnica da tensiometria por raios-X.

Fazendo a diferenciação da Lei de Bragg (09) se obtém a relação entre a deformação ε , o ângulo θ_0 de difração:

$$\varepsilon = \frac{\Delta d}{d} = -\Delta\theta \cdot \cot\theta_0 \quad (10)$$

Quanto maior o ângulo de difração θ , maior é a precisão de determinação da deformação.

Ao se medir o ângulo de difração, determina-se às deformações elásticas através das constantes de elasticidade do material chega-se aos valores das tensões atuantes, por outro lado, no caso mais simples de tração (compressão) uniaxial:

$$\varepsilon_1 = -\frac{\sigma}{\nu} \quad (11)$$

Então usando as equações (10) e (11), onde:

ν - coeficiente de Poisson, e

E – Módulo de elasticidade, pode-se chegar:

$$\sigma = \frac{E}{\nu} \Delta\theta \cdot \cot g\theta_0 \quad (12)$$

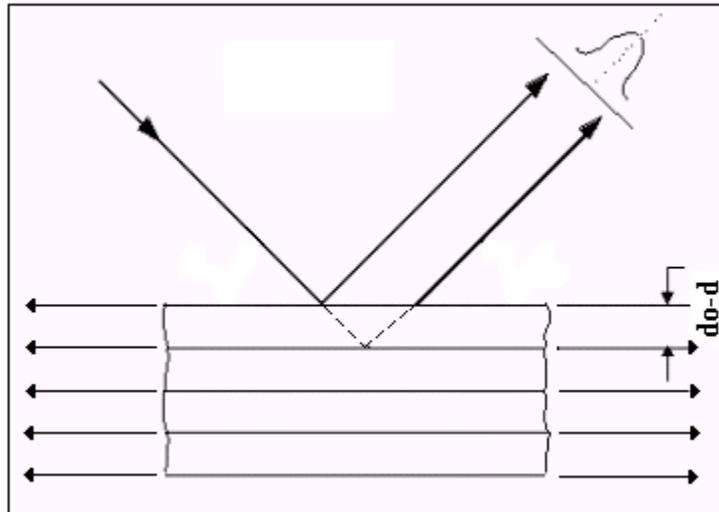


Figura 21. Difração de raios-x em cristal deformado.(BALDWIN,1949)

Além de possibilitar a determinação de tensões, a tensiometria por raios-X possui uma característica que a torna inigualável. Em materiais polifásicos, cada fase possui seus próprios ângulos dos feixes difratados, possibilitando a determinação das tensões atuantes em cada uma das respectivas fases (figura 22). Da mesma forma, isso é factível para materiais compostos.

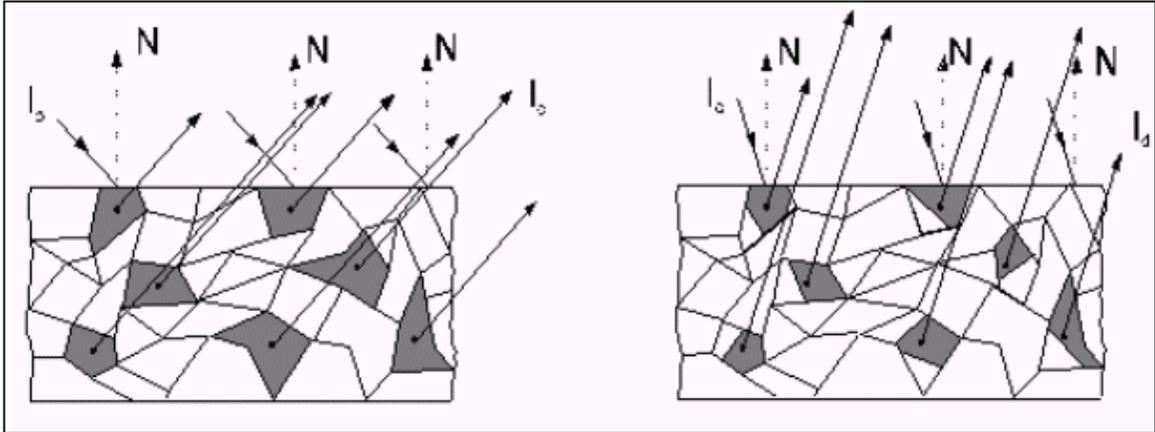


Figura 22. Método de raios-x com possibilidade de seleção de grãos.(VAN VLACK,1985)

3.4.1.1- Método de $\text{Sen}^2 \psi$

Para determinar o valor da tensão em qualquer direção paralela à superfície usa-se um método chamado de método de $\text{sen}^2 \psi$. Consideremos um material policristalino no estado inicial (figura 23). Se considerarmos os grãos, cujos planos atômicos têm os mesmos índices (hkl) e com diferentes orientações, então a distância interplanar (d) será igual para todos os grãos e não depende da orientação destes em relação à superfície do corpo de prova. Com o material sob tensão σ (figura 23 b), a distância entre os planos atômicos varia. Nos planos paralelos à direção de ação de carga, esta distância diminui e nos planos perpendiculares aumenta por causa da deformação de Poisson. Ao mesmo tempo, a distância interplanar (d_ψ), para os planos inclinados, possui o valor intermediário. O método de raios-X permite medir as deformações dos cristais, orientadas segundo diferentes ângulos ψ , em relação à normal à superfície (figura 23). Com isso, se em um material atuam as tensões σ (figura 23 b), então o ângulo de difração será diferente de θ_0 segundo o valor de $\Delta\theta$, de acordo com a equação (10).

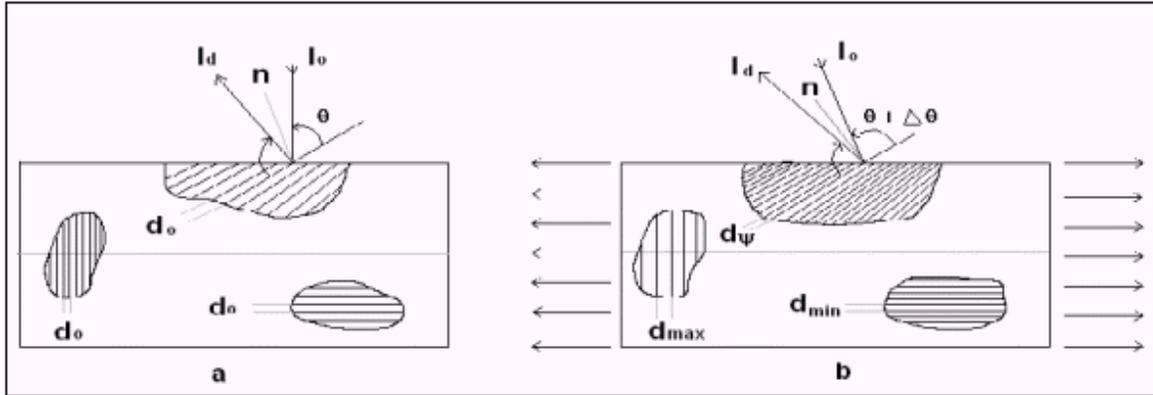


Figura 23 - Distâncias interplanares no estado inicial (a) e sob a carga (b).(KRAUS,1988)

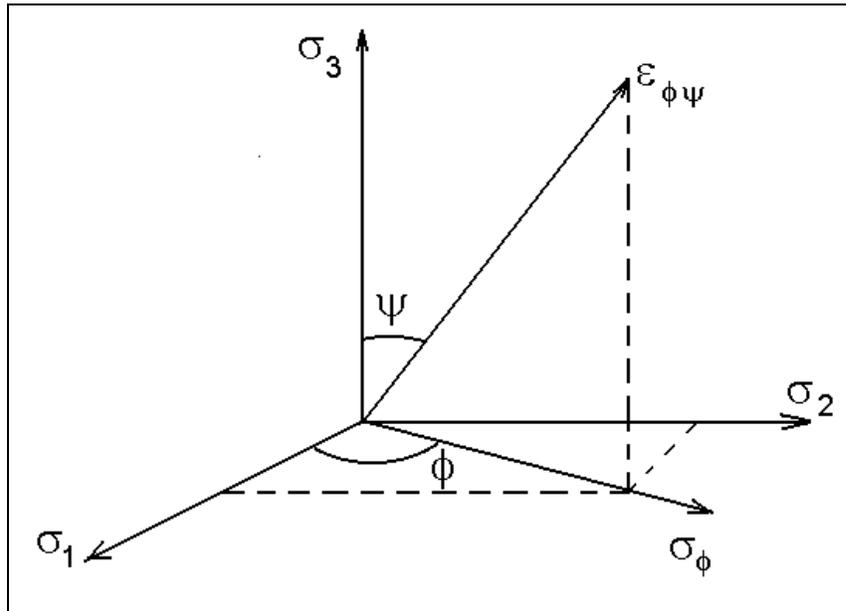


Figura 24 - Esquema das coordenadas para medição das tensões.(KRAUS,1988)

O problema da tensiometria por raios-X é simplificado, quando se usa raios-X de pouca penetração. Por exemplo, com o uso da radiação de Cr k_{α} para medir as deformações no ferro, a profundidade de penetração efetiva da radiação no Fe é de aproximadamente:

$$t_{ef} = \frac{\text{sen } \theta}{\mu} = \frac{\text{sen } 78,1}{0,090} \cong 11\mu\text{m} \quad (13)$$

Esta profundidade de penetração foi adotada condicionalmente pois, ela depende também da intensidade da fonte de raios-X. Contudo, a profundidade t_{ef} é pequena e, pode-

se concluir, que as tensões em seus limites não conseguem se modificar essencialmente em comparação às tensões na superfície da peça. Neste caso, pode-se admitir que na superfície dos limites da área analisada do material existe condição de tensão plana, onde:

$$\sigma_{xz} = \sigma_{yz} = \sigma_{zz} = 0 \quad (14)$$

Para estado biaxial de tensões surge uma possibilidade de excluir a necessidade de se saber o valor inicial da distância interplanar (d_0) para a condição de tensão plana:

$$\varepsilon_{\varphi\psi} = \frac{1+\nu}{E} \sigma_{\varphi} \text{sen}^2 \psi - \frac{\nu}{E} (\sigma_{11} - \sigma_{22}) \quad (15)$$

onde σ_{φ} é o valor das tensões que atuam ao longo da superfície do material na direção arbitrada, e ν é o módulo de Poisson.

$$\varepsilon_{\varphi\psi} = -\cot g\theta_o (\theta_{\varphi\psi} - \theta_o) \quad (16)$$

onde os ângulos entre parênteses são dados em radianos.

Ao se medir a deformação $\varepsilon_{\varphi, \psi}$ nas duas direções indicadas pelo valor ψ , então a diferença das deformações $\varepsilon_{\varphi, \psi_1} - \varepsilon_{\varphi, \psi_2}$ permite excluir novamente a necessidade de conhecimento do valor inicial d_0 , onde podemos concluir que:

$$\varepsilon_{\varphi\psi_1} - \varepsilon_{\varphi\psi_2} = \frac{1+\nu}{E} \sigma_{\varphi} (\text{sen}^2 \psi_1 - \text{sen}^2 \psi_2) \quad (17)$$

de onde:

$$\sigma_{\varphi} = \frac{\theta_{\varphi\psi_2} - \theta_{\varphi\psi_1}}{\text{sen}^2 \psi_1 - \text{sen}^2 \psi_2} \cdot \frac{E}{1+\nu} \cdot \cot g\theta_o \quad (18)$$

então, basta medir os ângulos de difração para dois valores de ψ , para se determinar a tensão σ_{φ} que age na superfície na direção do ângulo φ (figura 24).

Com o uso de vários ângulos ψ , pode-se obter a precisão na medição de σ_{φ} calculando-se a função $\theta - \text{sen}^2 \psi$ através do método dos mínimos quadrados. Neste caso, é necessário extrapolar esta função até o ângulo $\psi = 90^\circ$ (figura 25). Então, de acordo com a equação (10) chegamos a:

$$\cot g\theta_o (\theta_{\varphi\psi_2} - \theta_{\varphi\psi_1}) = \frac{1+\nu}{E} \sigma_{\varphi} (\text{sen}^2 \psi_1 - \text{sen}^2 \psi_2) \quad (19)$$

De onde:

$$\sigma_{\psi} = \frac{E}{1+\nu} \cot g \theta_0 (\theta_{\psi=0^{\circ}} - \theta_{\psi=90^{\circ}}) \quad (20)$$

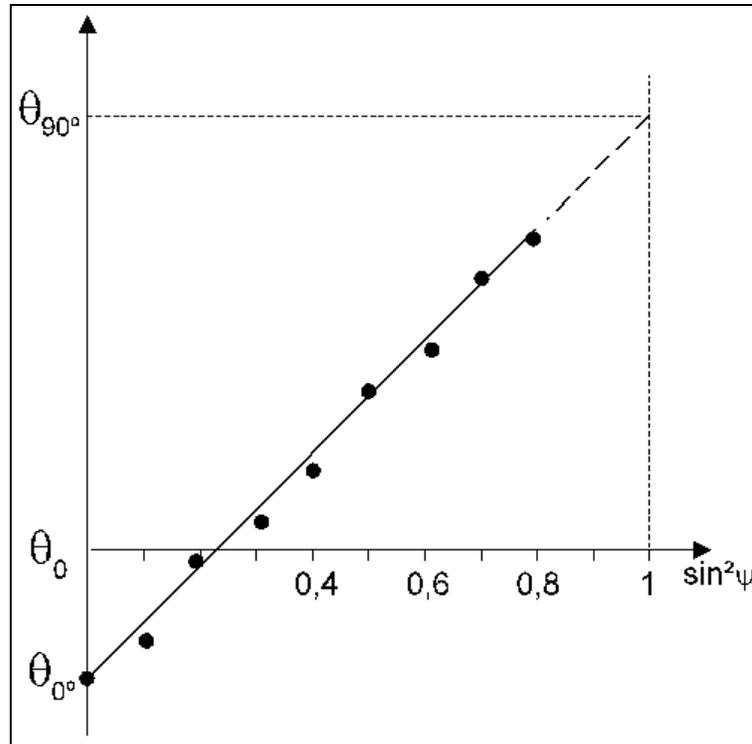


Figura 25 - θ versus $\sin^2 \psi$ para um material deformado.(NOVIKOV,1994)

III – MATERIAIS E MÉTODOS

1 – Material

1.1 - Corpos de Prova

1.1.1 - Tipo de Aço

Análise das Amostras

Os corpos de provas utilizados foram analisados quimicamente e tiveram como resultado de classificação UNS S31803 (no Sistema de Numeração Uniforme), aço inoxidável duplex com a seguinte composição: 0,020% C, 5,44% Ni, 2,49% Mo, 0,16% N, 22,3% Cr, entre outros elementos não tão significativos para a pesquisa.

2 – Métodos Experimentais

2.1 – Processo de *shot peening*

Os corpos de prova 1D, 2D e 3D foram submetidos ao processo de *shot peening*, com o objetivo de obter tensões residuais compressivas mais uniformes na superfície do corpo de prova, já que previamente existiam tensões compressivas provenientes da usinagem.

Os parâmetros de *shot peening*, utilizado para os três corpos de prova, estão indicados na tabela 4.

Tabela 4 – Parâmetros de *shot peening* utilizados nos corpos de prova 1D, 2D e 3D.

Parâmetros do Processo	Dados
Material de jato	granalha de aço
Granulometria	S 230
Pressão do ar comprimido	80 psi
Pistola / Bico Modelo	01011
Bico ejetor	Nº5
Bico injetor	S132
Ajuste da válvula de fluxo	100%

2.2 – Ensaio de Tração

Os ensaios de tração foram realizados em Máquina INSTRON do PEMM/COPPE. Os três corpos de prova tiveram estado inicial de tensão residual com tratamento de *shot peening*, que introduziu as tensões residuais de compressão. Nos corpos de prova de tração as tensões residuais foram medidas no centro do corpo de prova, nas direções longitudinal e transversal, frente e verso. Ao total foram realizadas oito medições em cada vez que a peça foi tracionada, sendo 4 medições na austenita e 4 medições na ferrita. Podendo-se totalizar aproximadamente ao decorrer de todo experimento 260 medições, nos quatro corpos de prova.

Os corpos de prova possuíam as dimensões segundo norma ASTM E8-81 com espessura de 3,0 mm e dimensões apresentadas na figura 26.(Souza,1982)

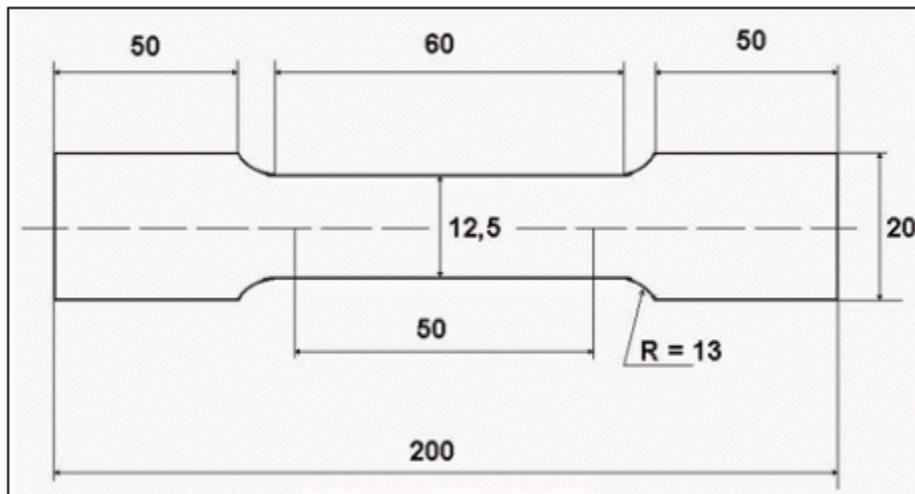


Figura 26 -Dimensão do corpo de prova de tração utilizado.(SOUZA,1982)

Com as tensões residuais em equilíbrio, são possíveis dois tipos gerais de distribuição do estado de tensões. No primeiro tipo, as tensões residuais são compressivas na superfície e trativas no interior. No segundo, o material apresenta tensões residuais trativas na superfície e compressivas no interior.

Ao se realizar o ensaio de tração uniaxial, as regiões com tensão residual trativa, atingem a deformação plástica com tensão aplicada menor que o limite de escoamento, e o inverso ocorre nas regiões que apresentam tensões residuais compressivas.

Gurova (GUROVA,1997) analisou a evolução de tensões residuais compressivas, introduzidas por *shot peening* em aço contendo 5,0%Cr e 0,5%Mo, durante deformação plástica por tração uniaxial. Os principais resultados mostraram que, já no início do processo de deformação plástica, as tensões residuais longitudinais ao eixo de tração são revertidas de compressivas para trativas, e no trabalho (GUROVA,1998) foi apresentado o modelo mecânico-matemático explicativo deste comportamento.

O aço inoxidável dúplex possui uma microestrutura austeno-ferrítica que é heterogênea, isto é, cada fase do material pode ter diferentes propriedades mecânicas e físicas, por exemplo, ter comportamento diferente durante a deformação. As tensões iniciais podem crescer ou diminuir durante a deformação, dependendo da reação elástica ou plástica das fases individuais. Por isso, é importante estudar as tensões residuais iniciais em cada fase do material e a sua variação durante a deformação plástica.

2.3 - Equipamento para Análise de Tensões Residuais

O equipamento utilizado nesse trabalho, foi um medidor portátil de tensões mecânicas por raios-X, conhecido como equipamento “Síntese” (CHARLES,1991). Foi desenvolvido para trabalhar com o método de dupla exposição para determinação de tensões. As duas linhas de difração são registradas em filme de raios-X. O conjunto de equipamento composto de: a) unidade de controle; b) fonte de alta tensão; c) colimador; d) suporte; e) tubo de raios-X; f) cassete; g) calibradores.

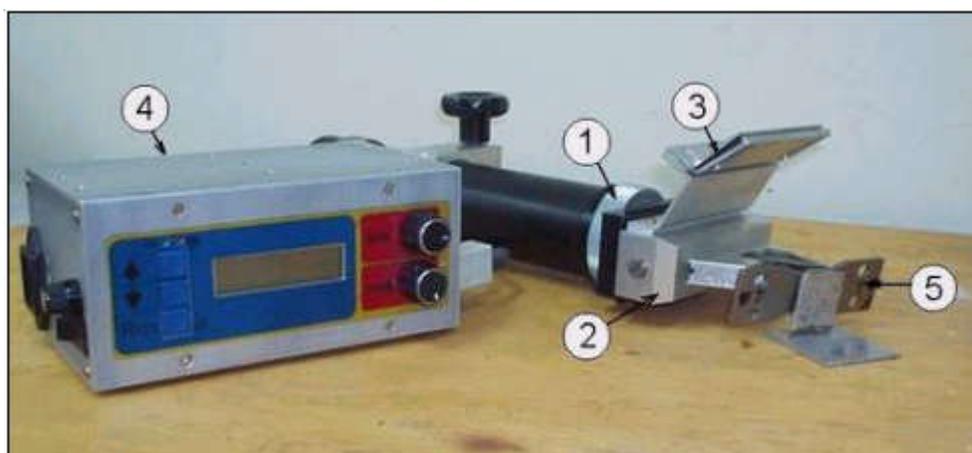


Figura 27 – Equipamento Síntese:1-tubo de raios-X com fonte de alta tensão; 2-colimador; 3-porta-filme; 4-unidade de controle; 5-corpo de prova analisado (ASSIS,2002)

A unidade de controle permite o monitoramento e ajuste do nível de tensão e da corrente do tubo de raios-X. O tubo utiliza dois anodos de cromo ($k_{\alpha}C_r = 2,29092 \text{ A}^{\circ}$) para a produção dos feixes de radiação monocromática. A profundidade de penetração efetiva da radiação no Ferro é de aproximadamente $11\mu\text{m}$. Os feixes difratados pelos planos cristalográficos da ferrita e da austenita formam cones que interceptam o filme segundo linhas cônicas. A tensão e a corrente de trabalho da fonte de raios-X é de 25 kV e 1,5 mA, respectivamente. O tempo de exposição, no caso de medição de tensões residuais em aços, é de aproximadamente 20 a 30 minutos. No caso do aço inoxidável duplex, o tempo exato de exposição foi de 20 minutos para a ferrita e 60 minutos para a austenita.

A inclinação necessária da superfície do objeto é obtida por dois calibradores reguláveis, localizados no colimador. Estes calibradores também regulam a distância filme-corpo de prova e a direção de medição das tensões.

Os princípios da técnica de dupla exposição, usada para medição de tensões utilizando o equipamento portátil descrito anteriormente, baseiam-se na determinação de duas componentes de deformação: $\varepsilon_{\varphi, \psi_1}$ e $\varepsilon_{\varphi, \psi_2}$ (NOVIKOV,1994). Se a deformação é determinada através da equação:

$$\varepsilon_{\varphi, \psi} = \frac{1+\nu}{E} \sigma_{\varphi} \cdot \sin^2 \psi - \frac{\nu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2), \quad (21)$$

então a diferença entre as duas componentes da deformação é:

$$\varepsilon_{\varphi, \psi_2} - \varepsilon_{\varphi, \psi_1} = \frac{1+\nu}{E} \sigma_{\varphi} (\sin^2 \psi_2 - \sin^2 \psi_1), \quad (22)$$

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 (22) é igual:

$$\sigma_{\varphi} = \frac{E}{1+\nu} \frac{\varepsilon_{\varphi, \psi_2} - \varepsilon_{\varphi, \psi_1}}{\sin^2 \psi_2 - \sin^2 \psi_1}, \quad (23)$$

Usando a lei de Bragg:

$$\varepsilon_{\varphi, \psi} = \frac{d_{\varphi, \psi} - d_0}{d_0} = -\text{ctg} \theta_0 (\theta_{\varphi, \psi} - \theta_0), \quad (24)$$

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

Das equações (23) e (24) a equação final para determinação da componente de tensão σ_{φ} pode ser obtida:

$$\sigma_{\varphi} = -\frac{E}{1+\nu} \frac{\text{ctg} \theta_0 (\theta_{\varphi, \psi_2} - \theta_{\varphi, \psi_1})}{\sin^2 \psi_2 - \sin^2 \psi_1}, \quad (25)$$

Desta maneira, para determinar qualquer componente da tensão é necessário medir os ângulos de difração correspondentes às reflexões dos planos cristalinos com as 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 28 apresenta a projeção estereográfica desta geometria. A figura mostra as posições angulares dos dois

feixes difratados e as posições das duas normais: \vec{n}_{ψ_1} e \vec{n}_{ψ_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.

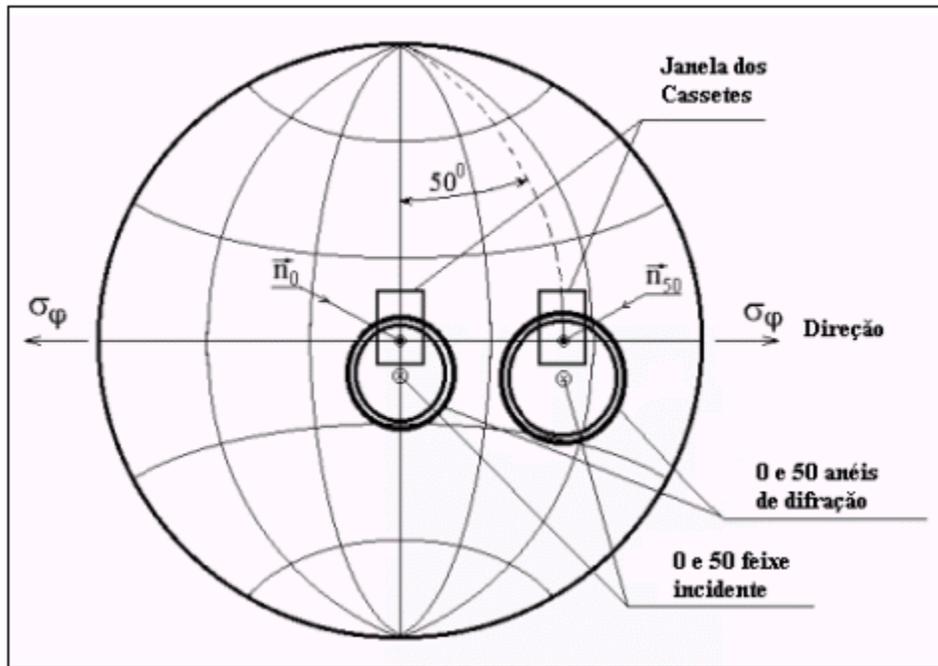


Figura 28 - Projeção estereográfica do " ψ - goniômetro" usado no equipamento portátil de raios-X (COHEN,1987).

De acordo com a figura 29 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 29 também mostra os princípios da medição dos ângulos de difração. A diferença entre os ângulos, $\Delta\theta = \theta_{\psi_2} - \theta_{\psi_1}$, na equação (25) pode ser descrita como:

$$\Delta\theta = K(L_{50} - L_0), \quad (26)$$

onde L_{50} e L_0 são as distâncias das linhas de difração até as referências nas janelas do cassete (figuras 28 e 29), 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 tencionado.

A substituição da equação (26) em (25) leva a seguinte equação de cálculo de tensão:

$$\sigma = A(L_{50} - L_0), \quad (27)$$

onde A é a constante que inclui todos os valores conhecidos da equação (4.5), tais como o módulo de elasticidade e o ângulo de difração.

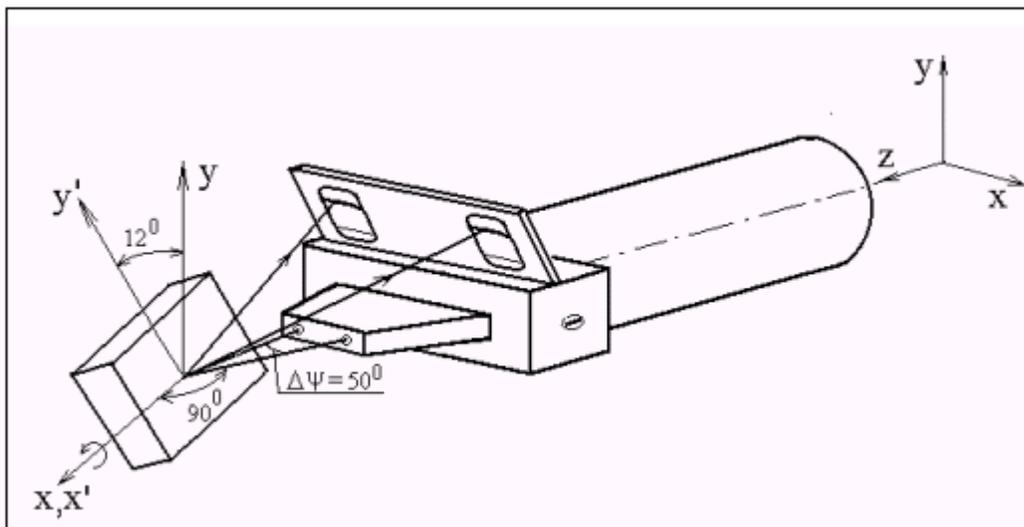


Figura 29 - Esquema de medição de tensões com o equipamento portátil.



Figura 30 - Microdensitômetro

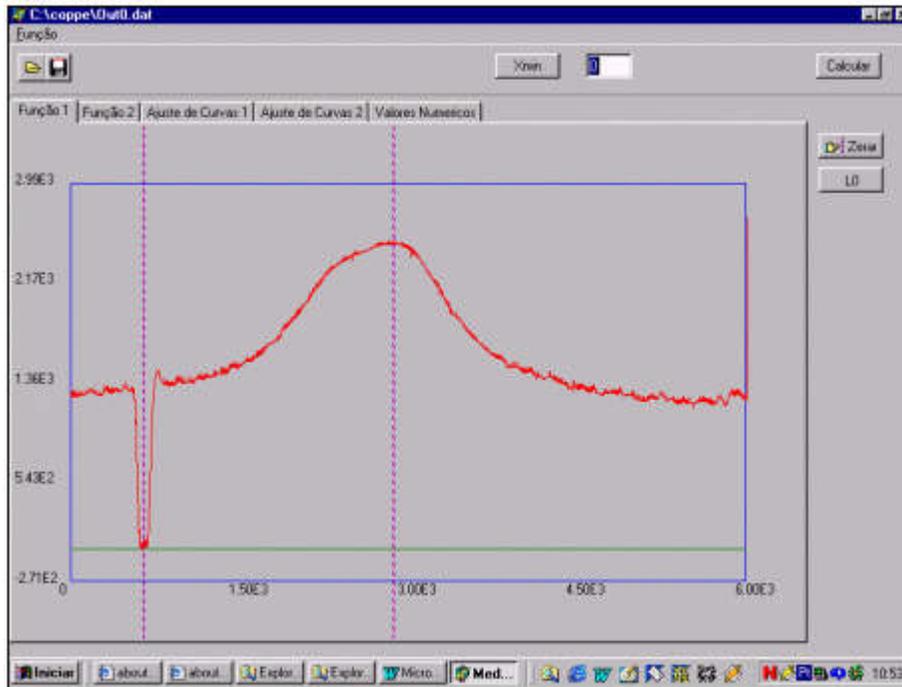


Figura 31 - Determinação do máximo (L_0) da raia de 0^0 para cálculo do valor de tensão.

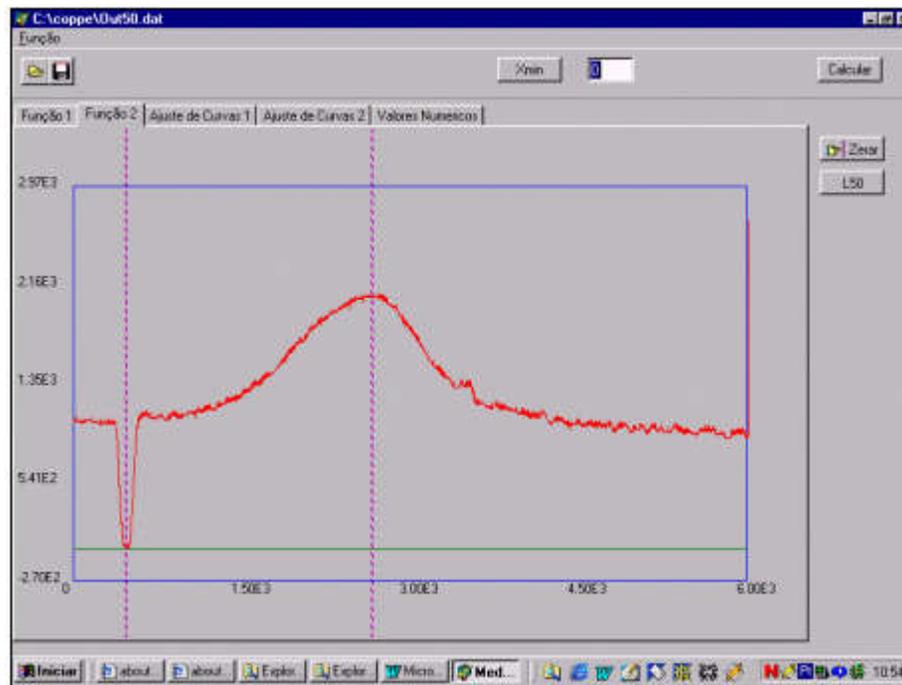


Figura 32 - Determinação do máximo (L_{50}) da raia de 50^0 para cálculo do valor de tensão.

Foi desenvolvido um método automático de medição das tensões utilizando microcomputador (LEBRUN,1995). O filme desloca-se através de um microdensitômetro (figura 30), e obtém-se o traçado dos perfis experimentais dos dois feixes difratados. Em seguida, curvas teóricas são adaptadas aos perfis experimentais e determinados os valores L_1 e L_2 , referentes aos dois perfis experimentais de feixes difratados (figuras 31 e 32). Com esses valores de L_1 e L_2 , calcula-se a tensão. Tudo isso permite uma rápida interpretação do filme de raios-X.

Na figura 33 é representado um esquema para mostrar a diferença dos ângulos de difração para ferrita e austenita. Visto que na figura 27 foi apresentada uma foto de um colimador de ferrita, na figura 34 é apresentada um colimador de austenita, que também se fez necessário no trabalho desenvolvido.

Para concluir, será mostrado o cálculo dos ângulos desenvolvidos para a ferrita e austenita, tendo como dados base:

$a = 3,571$, tamanho de célula unitária, de um cristal cúbico (HALL,1970),

$\lambda = 2,291$, comprimento de onda incidente, e (220) sendo o plano da austenita e (211) o plano da ferrita.

E utilizando-se da equação (28)

$$\text{sen}^2 \theta = \left(\frac{\lambda^2}{4.a^2} \right) (h^2 + k^2 + l^2) \quad (28)$$

Fazendo as substituições necessárias para a austenita e posteriormente para a ferrita

$$\text{sen}^2 \theta = \left(\frac{2,291^2}{4.3,571^2} \right) (2^2 + 2^2 + 0^2), \text{ para austenita e,}$$

$$\text{sen}^2 \theta = \left(\frac{2,291^2}{4.3,571^2} \right) (2^2 + 1^2 + 1^2), \text{ para a ferrita,}$$

chega-se aos seguintes ângulos:

$$\theta = 65,1^\circ \text{ para a austenita}$$

$$\theta = 78,1^\circ \text{ para a ferrita.}$$

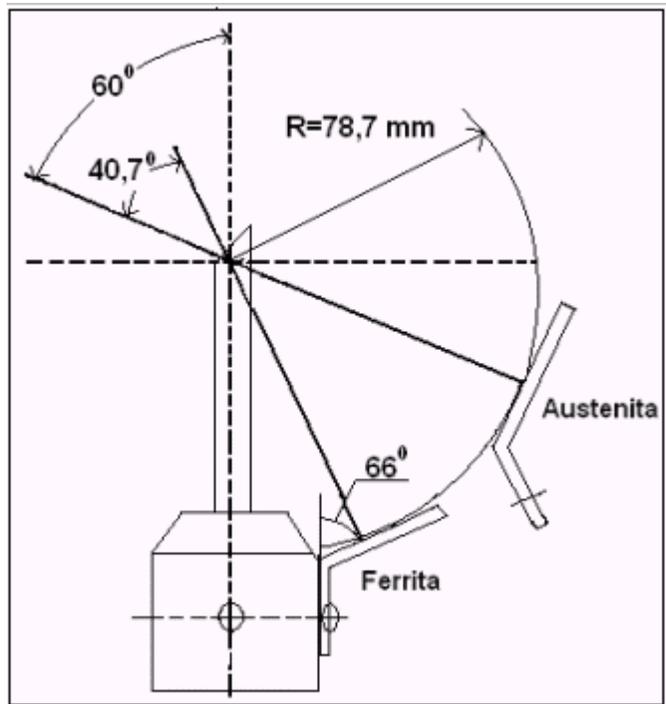


Figura 33 – Esquema do colimador para a medição da austenita e da ferrita.



Figura 34 - Colimador de raios-x para medição de tensões na austenita:

1-tubo de raios-X;

2-colimador para austenita.

IV – RESULTADOS E DISCUSSÕES

1 – Tensões Residuais Iniciais

Inicialmente foram medidas as tensões residuais introduzidas por usinagem dos corpos de prova e em seguida foram comparadas às tensões residuais introduzidas por *shot peening* nos mesmos pontos de medições.

Os resultados das tensões residuais superficiais iniciais, após a confecção dos corpos de prova, são apresentados na tabela 5.

Tabela 5 – Tensões residuais iniciais nos corpos de prova.

Corpo de Prova 4D	Direção	Tensão (MPa)
Austenita	Longitudinal	-276
	Transversal	-279
Ferrita	Longitudinal	-322
	Transversal	-428

Com base nestes resultados, que serão mostrados detalhadamente no próximo item, foi calculada a variação de tensão do aço que ocorreu com o processo de *shot peening*. Onde estas tensões e variações serão apresentadas na tabela 6.

1.1 – Tensões Residuais Após o Processo de *Shot Peening*

Os resultados das tensões residuais superficiais na austenita e ferrita após o *shot peening* estão apresentados nas tabelas 6 e 7.

Tabela 6 – Resultados das tensões residuais superficiais após tratamento de *shot peening* nos três corpos de prova para austenita.

Corpo de Prova	Face	Direção	Tensão (MPa)
1D	Frente	Longitudinal	-475
		Transversal	-259
	Verso	Longitudinal	-396
		Transversal	-302
2D	Frente	Longitudinal	-302
		Transversal	-430
	Verso	Longitudinal	-410
		Transversal	-367
3D	Frente	Longitudinal	-389
		Transversal	-410
	Verso	Longitudinal	-353
		Transversal	-324

Tabela 7 – Resultados das tensões residuais superficiais após tratamento de *shot peening* nos três corpos de prova para ferrita.

Corpo de Prova	Face	Direção	Tensão (MPa)
1D	Frente	Longitudinal	-495
		Transversal	-478
	Verso	Longitudinal	-439
		Transversal	-478
2D	Frente	Longitudinal	-470
		Transversal	-531
	Verso	Longitudinal	-396
		Transversal	-439
3D	Frente	Longitudinal	-472
		Transversal	-580
	Verso	Longitudinal	-545
		Transversal	-630

As tabelas 6 e 7 indicam que:

- a) Após *shot peening*, as tensões residuais superficiais compressivas na ferrita, são em geral mais elevadas que na austenita;
- b) As tensões residuais superficiais compressivas, após *shot peening*, são mais elevadas na austenita, do que estas tensões no corpo de prova que apenas foi usinado (comparação nas tabelas 5, 6 e 7);
- c) Após *shot peening* as tensões residuais superficiais, tanto na ferrita como na austenita, não são uniformes nas duas faces dos corpos de prova e nas direções longitudinal e transversal. Por outro lado, também não são uniformes entre os três corpos de provas. Cabe salientar que para aços monofásicos, estas tensões são uniformes nas suas faces e nas suas direções no centro dos corpos de prova. (GUROVA,1997).

Tabela 8 – Resultado das variações das tensões iniciais em comparação as tensões introduzidas com o processo de *shot peening*.

Microestrutura	Direção	Tensão média inicial	Tensão média com <i>shot peening</i>	Variação Percentual
Austenita	Longitudinal	-276	-387	40,22%
	Transversal	-279	-348	24,73%
Ferrita	Longitudinal	-322	-469	42,70%
	Transversal	-428	-522	22,10%

A partir destes resultados podemos concluir que a variação percentual é significativa e coerente para os corpos de prova estudados, sendo de aproximadamente 40% na direção longitudinal e em torno de 23% na direção transversal, tanto para a fase austenítica quanto para a fase ferrítica.

Diferentes níveis de tensão nos três corpos de prova de tração, são atribuídos a não uniformidade de distribuição das tensões residuais superficiais conseqüentes do processo de usinagem, como também ao processo de *shot peening*. Pois, após o tratamento realizado as peças retornaram deformadas (em forma de arco) em diferentes proporções, chegando a uma variação de 1,9 mm. Os arcos formados foram de 4,15 mm (corpo de prova 2D),

4,35 mm (corpo de prova 1D) e 6,05 mm (corpo de prova 3D), incluindo a espessura de 3 mm dos corpos de prova.

2 – Resultados dos Ensaios

2.1 – Resultado do Ensaio de Tração

Os ensaios de tração foram realizados na máquina INSTRON de ensaios universais do LACAM na Universidade Federal do Ceará, para a determinação do limite de escoamento após o *shot peening* e na máquina INSTRON do Laboratório de Propriedades Mecânicas do Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da COPPE/UFRJ para estudo da evolução das tensões residuais com a deformação plástica.

Os corpos de prova possuíam as dimensões segundo a Norma ASRM E8-81 com espessura de 3,0 mm conforme figura 26. (SOUZA,1982)

Foi realizado um ensaio de tração, com o objetivo de observar a variação do limite de escoamento com o tratamento de *shot peening*. O valor de tensão de escoamento é de aproximadamente 420MPa. Com o ensaio foi obtida a curva (figura 35) de tensão-deformação:

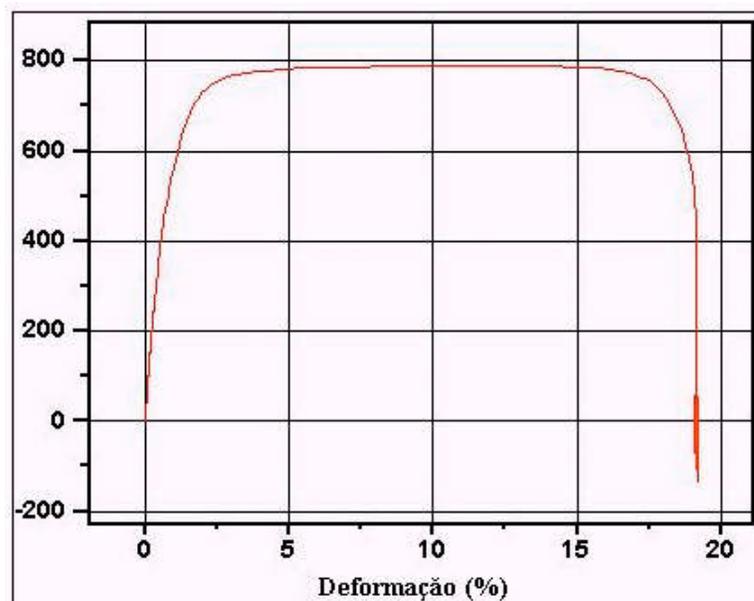


Figura 35 – Curva tensão-deformação obtida no ensaio de tração do aço inoxidável duplex UNS S31803, após o tratamento de *shot peening*.

2.2 – Variação das Tensões Residuais, Durante Deformação Plástica

2.2.1– Tensões Residuais Longitudinais e Transversais para a Austenita

As tabelas 9 e 10 e as curvas das figuras 36 e 37 mostram os resultados experimentais obtidos para os corpos de prova 1D e 2D, durante deformação plástica por tração uniaxial.

Tabela 9 – Resultado das tensões residuais com deformação plástica no corpo de prova 1D na austenita.

Deformação	Austenita Longitudinal Frente	Austenita Longitudinal Verso	Austenita Transversal Frente	Austenita Transversal Verso
0	-475	-396	-259	-302
0,47	-347	-360	-252	-274
2,5	-288	-252	-166	-137
4,22	238	345	-58	-115
9,8	338	375	42	-72
17,34	430	449	50	-166
18,12	459	542	151	-216

Tabela 10 – Resultado das tensões residuais com deformação plástica no corpo de prova 2D na austenita.

Deformação	Austenita Longitudinal Frente	Austenita Longitudinal Verso	Austenita Transversal Frente	Austenita Transversal Verso
0	-302	-410	-367	-430
0,47	-247	-302	-324	-403
2,5	-137	-22	-274	-367
4,37	360	338	-216	-202
7,19	360	342	-66	57
11,25	372	438	-70	97
13,75	386	526	-91	-101
16,25	455	641	-91	-105
17,5	475	554	67	-57
18,44	252	324	101	51
19,37	230	214	151	-91

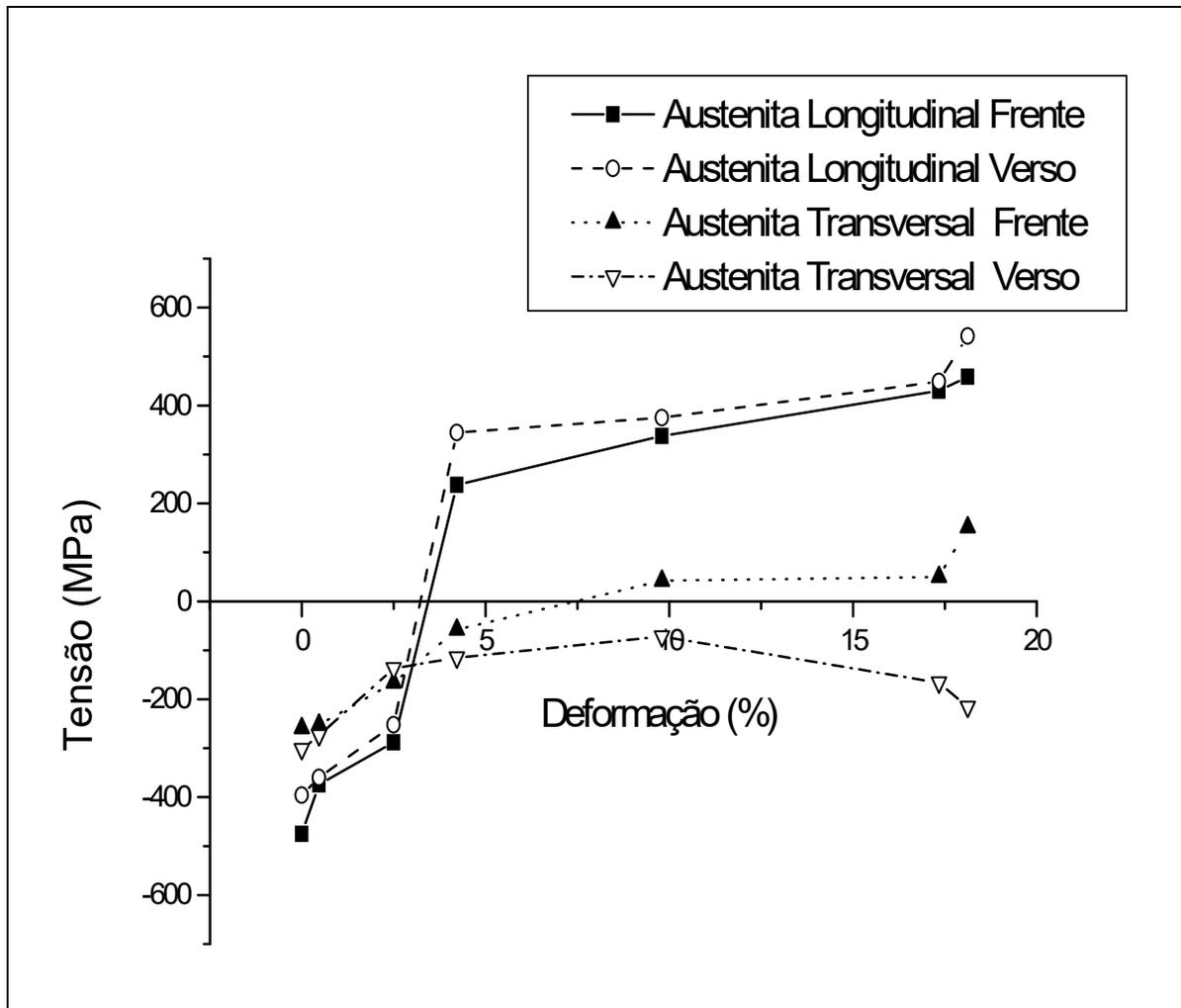


Figura 36 – Variação das tensões residuais com deformação plástica no corpo de prova 1D na austenita.

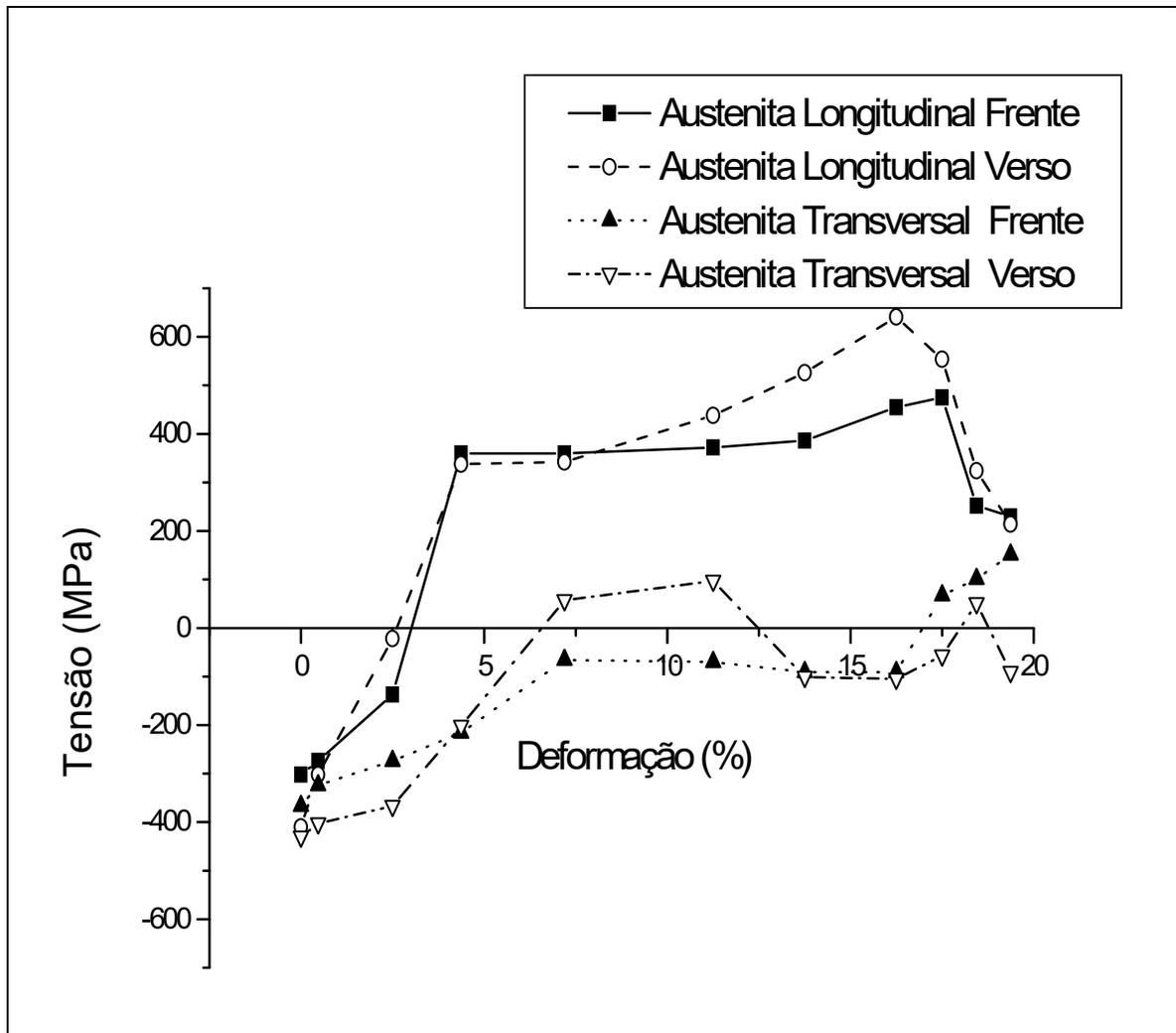


Figura 37 – Variação das tensões residuais com deformação plástica no corpo de prova 2D na austenita.

Na direção longitudinal, nos dois corpos de prova e em ambas as faces, frente e verso, a evolução das tensões residuais compressivas foi rápida para aproximadamente 3% de deformação plástica, onde as tensões iniciais compressivas tornaram-se nulas. Porém, na tabela 11, figuras 38 e 39 (detalhe), podemos observar este comportamento a partir de 1% de deformação plástica para corpo de prova 3D. Pode-se observar fato similar na pesquisa no aço austenítico desenvolvida por Souza Junior (SOUZA JUNIOR,2003), onde a evolução das tensões compressivas ocorreu em torno de 1,6% de deformação plástica (ver figuras 15 e 16).

Tabela 11– Resultado das tensões residuais com deformação plástica no corpo de prova 3D na austenita.

Deformação	Austenita Longitudinal Frente	Austenita Longitudinal Verso	Austenita Transversal Frente	Austenita Transversal Verso
0	-389	-353	-410	-324
0,21	-274	-338	-323	-115
0,52	-114	-342	-247	-86
0,67	-65	-346	-50	-122
1,17	-17	-324	-79	-101
1,59	27	-174	12	-81
1,86	50	-50	101	-139
2,35	188	-22	36	-187
4,21	425	202	-328	-72
9,54	516	242	-338	-123
17,12	569	439	-54	-187

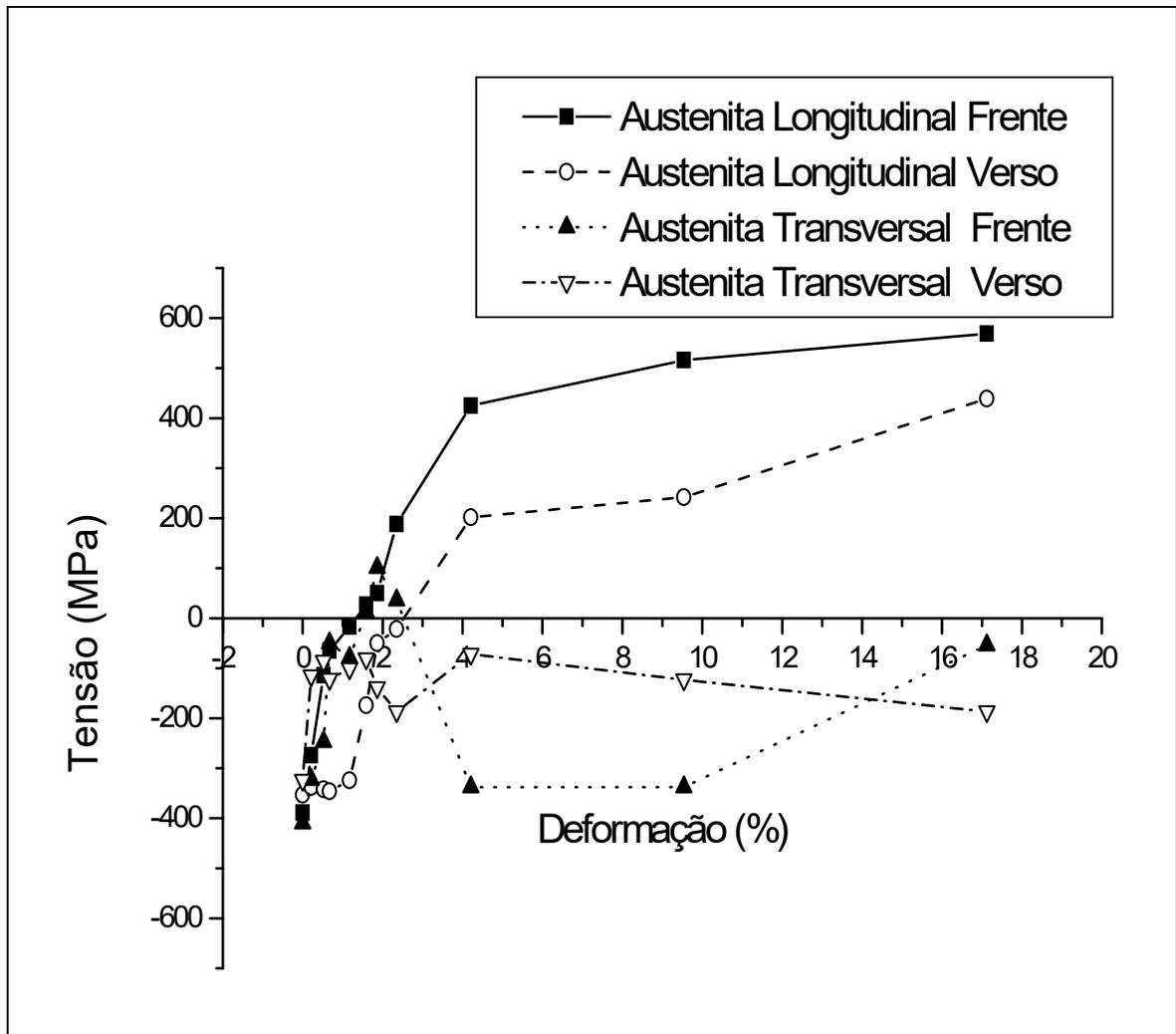


Figura 38 – Variação das tensões residuais com deformação plástica no corpo de prova 3D na austenita

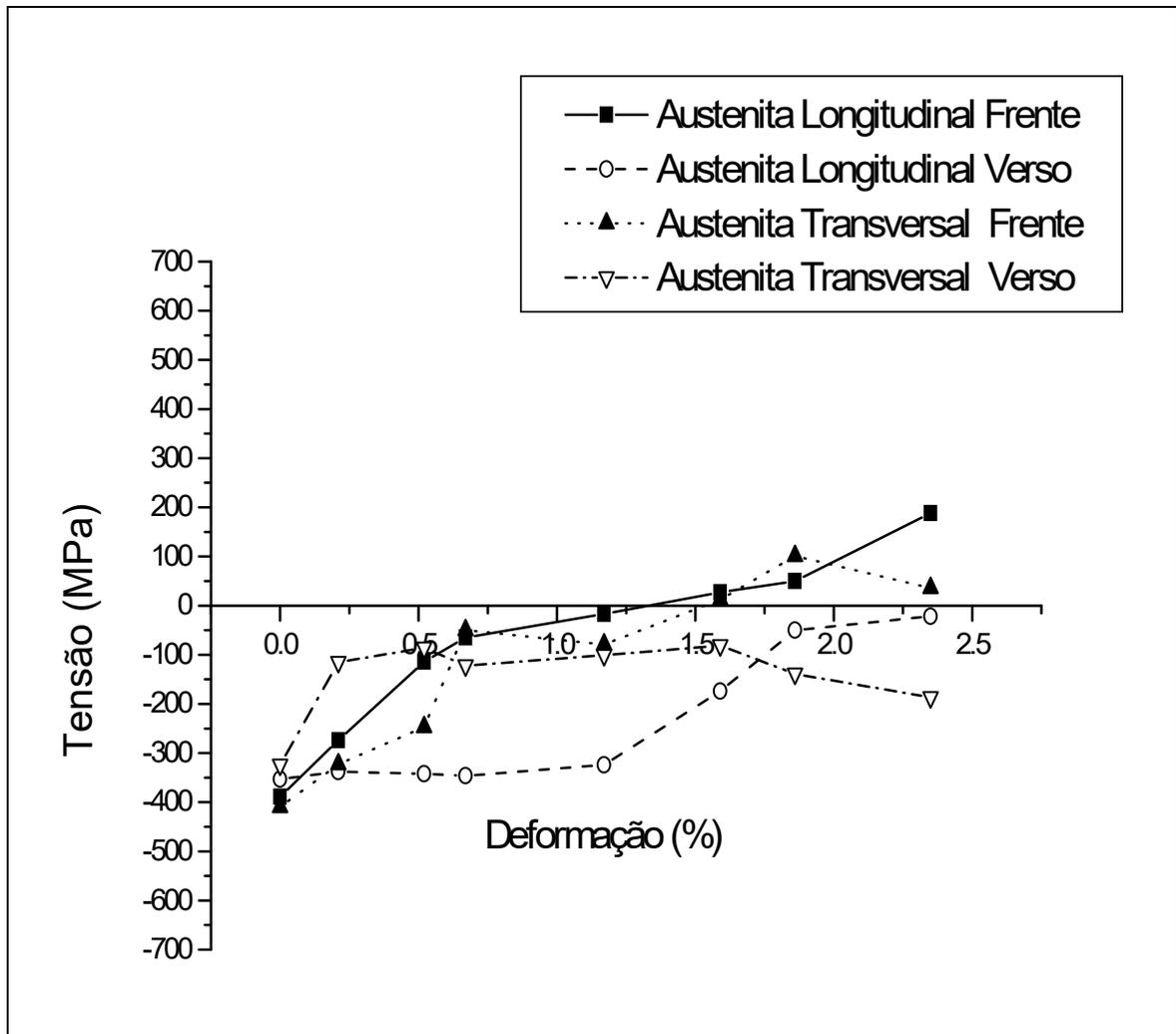


Figura 39 – Variação das tensões residuais com deformação plástica no corpo de prova 3D na austenita, detalhamento na deformação inicial.

A seguir com cerca de 4% de deformação plástica estas tensões passam a ser trativas, na ordem de +250MPa a +400 MPa, onde em Souza (SOUZA JUNIOR,2003) a ordem foi de +600MPa a +700MPa, alcançando um máximo de +856MPa.

Nos corpos de prova 1D e 3D, as tensões residuais longitudinais trativas mantêm um crescimento até +500 MPa, onde ocorre a ruptura dos corpos de prova. No corpo de prova 2D, as tensões residuais também mantiveram um crescimento até atingir o limite de escoamento da peça, em torno de +500 MPa, mas logo após houve um decréscimo das tensões na peça.

As figuras 36, 37 e 38 também indicam três tipos de ocorrências nas tensões residuais transversais. No verso dos corpos de prova 1D e 3D, as tensões residuais permanecem compressivas até sua ruptura. Nos corpos de prova 1D e 2D, frente, as tensões residuais passam a ser trativas com valor de tensão aproximada de +100MPa. E por último, os corpos de prova 2D e 3D apresentaram oscilações entre as tensões compressivas e trativas, verso e frente respectivamente. Geralmente estas oscilações ocorreram para mesmos valores da deformação plástica onde ocorreu inversão das tensões compressivas para trativas no sentido longitudinal e próximo da ruptura.

Comparando os resultados com Souza (SOUZA JUNIOR,2003), pode-se observar que o aço inoxidável duplex teve um comportamento inicial similar, porém a inversão ocorreu com maior valor da deformação plástica (em torno de 5% a mais). Citando-se que Souza (SOUZA JUNIOR,2003) trabalhou somente na direção longitudinal e a maior oscilação entre as tensões trativas e compressivas no aço inoxidável duplex ocorreram no sentido transversal. Estas diferenças observadas podem ser justificadas pelo fato de o aço de Souza (SOUZA JUNIOR,2003) ser somente austenítico com limite de escoamento de 360MPa e o aqui analisado ser austenítico e ferrítico com o limite de escoamento de 420MPa.

2.2.2 – Tensões Residuais Longitudinais e Transversais para a Ferrita

As tabelas 12, 13, 14 e as curvas nas figuras 40, 41 e 42, mostram os resultados experimentais obtidos para os corpos de prova 1D, 2D e 3D, respectivamente para a fase ferrítica.

Tabela 12 – Resultado das tensões residuais com deformação plástica no corpo de prova 1D na ferrita.

Deformação	Ferrita Longitudinal Frente	Ferrita Longitudinal Verso	Ferrita Transversal Frente	Ferrita Transversal Verso
0	-495	-439	-478	-478
0,47	-294	-269	-456	-378
2,5	-7	103	-386	-290
4,22	244	268	-13	14
9,8	276	296	-14	21
17,34	336	287	74	21
18,12	384	319	88	31

Tabela 13 – Resultado das tensões residuais com deformação plástica no corpo de prova 2D na ferrita.

Deformação	Ferrita Longitudinal Frente	Ferrita Longitudinal Verso	Ferrita Transversal Frente	Ferrita Transversal Verso
0	-470	-396	-531	-439
0,47	-265	-322	-364	-421
2,5	-28	-14	-329	-361
4,37	251	294	-74	-39
7,19	386	311	42	-64
11,25	349	340	71	-35
13,75	355	376	-18	-7
16,25	372	417	-98	-39
17,5	411	343	-59	-81
18,44	368	311	-108	-32
19,37	258	244	-142	-64

Tabela 14– Resultado das tensões residuais com deformação plástica no corpo de prova 3D na ferrita.

Deformação	Ferrita Longitudinal Frente	Ferrita Longitudinal Verso	Ferrita Transversal Frente	Ferrita Transversal Verso
0	-478	-545	-580	-630
0,21	-322	-420	-481	-520
0,52	-120	-322	-349	-322
0,67	-46	-311	-389	-354
1,17	-64	-237	-347	-329
1,59	-7	-216	-343	-354
1,86	18	-207	-347	-340
2,35	21	-187	-269	-343
4,21	163	152	-269	-347
9,54	266	225	-223	-297
17,12	481	382	-32	-325

Na direção longitudinal, nos três corpos de prova, figuras 40, 41 e 42, em ambas as faces, frente e verso, a evolução das tensões residuais iniciais compressivas ocorreu rapidamente. Com aproximadamente 2,5% de deformação plástica, as tensões iniciais compressivas tornaram-se nulas. Em Gurova (GUROVA,1997), para aço ferrítico, o mesmo ocorreu com apenas 0,5% de deformação plástica. A seguir, com uma deformação plástica em torno de 4%, estas tensões passaram a ser trativas, de aproximadamente +200MPa, em Gurova (GUROVA,1997) a tensão de +110MPa passou a ser trativa entre 1% a 4% de deformação plástica. Logo após as tensões residuais longitudinais trativas nos corpos de prova 1D e 3D permanecem aproximadamente constantes até a ruptura, com valores próximos entre si, nas duas faces. Porém, deve-se observar um pequeno decréscimo das tensões no corpo de prova 2D, possivelmente ocasionado pelo maior número de tracionamentos no intervalo entre 15% e 20% da deformação plástica. Podendo-se concluir que a variação dos estados de tensões, com deformação plástica por tração uniaxial é reprodutível na direção longitudinal, como em Gurova (GUROVA,1997).

Na direção transversal, as figuras 40, 41 e 42, que representam os corpos de prova 1D, 2D e 3D, respectivamente, em ambas as faces, frente e verso, a evolução das tensões residuais transversais indicam ocorrências diferentes em cada corpo de prova. No corpo de prova 1D nas duas faces, frente e verso, houve um crescimento constante das tensões, terminando com tensão residual trativa em torno de +80MPa. No corpo de prova 2D ocorreram pequenas oscilações entre as tensões residuais trativas e compressivas, mas na fase final perdurou a tensão residual compressiva em torno de -150MPa. Já no corpo de prova 3D ocorreu uma estabilidade de tensão residual compressiva durante a deformação plástica até sua ruptura. Geralmente estas variações ocorreram nos mesmos pontos, ou logo após, aos que houve inversão das tensões compressivas para trativas no sentido longitudinal e próximo da ruptura.

O comportamento das tensões residuais, comparando-se a austenita com a ferrita, foi similar nos mesmos corpos de prova 1D, 2D e 3D, o que pode ser comprovado através das análises comparativas entre as figuras que mostram as variações das tensões residuais com deformação plástica. Pela análise comparativa podemos citar no corpo de prova 1D as figuras 36 e 40, no corpo de prova 2D as figuras 37 e 41 e, no corpo de prova 3D as figuras 38 e 42.

Pode-se observar que ocorreram comportamentos diferentes das tensões na seção transversal dos corpos de prova (figuras 17, 18 e 19) nos resultados obtidos por Gurova (GUROVA,1997). Deve-se salientar, porém que no trabalho aqui realizado, foram utilizados três corpos de prova idênticos, mas que os mesmos sofreram flambagens (não previstas) diferentes no processo de *shot peening*, o que pode ter ocasionado a diferença observada, visto que os níveis das tensões residuais transversais iniciais são semelhantes para os três corpos de prova.

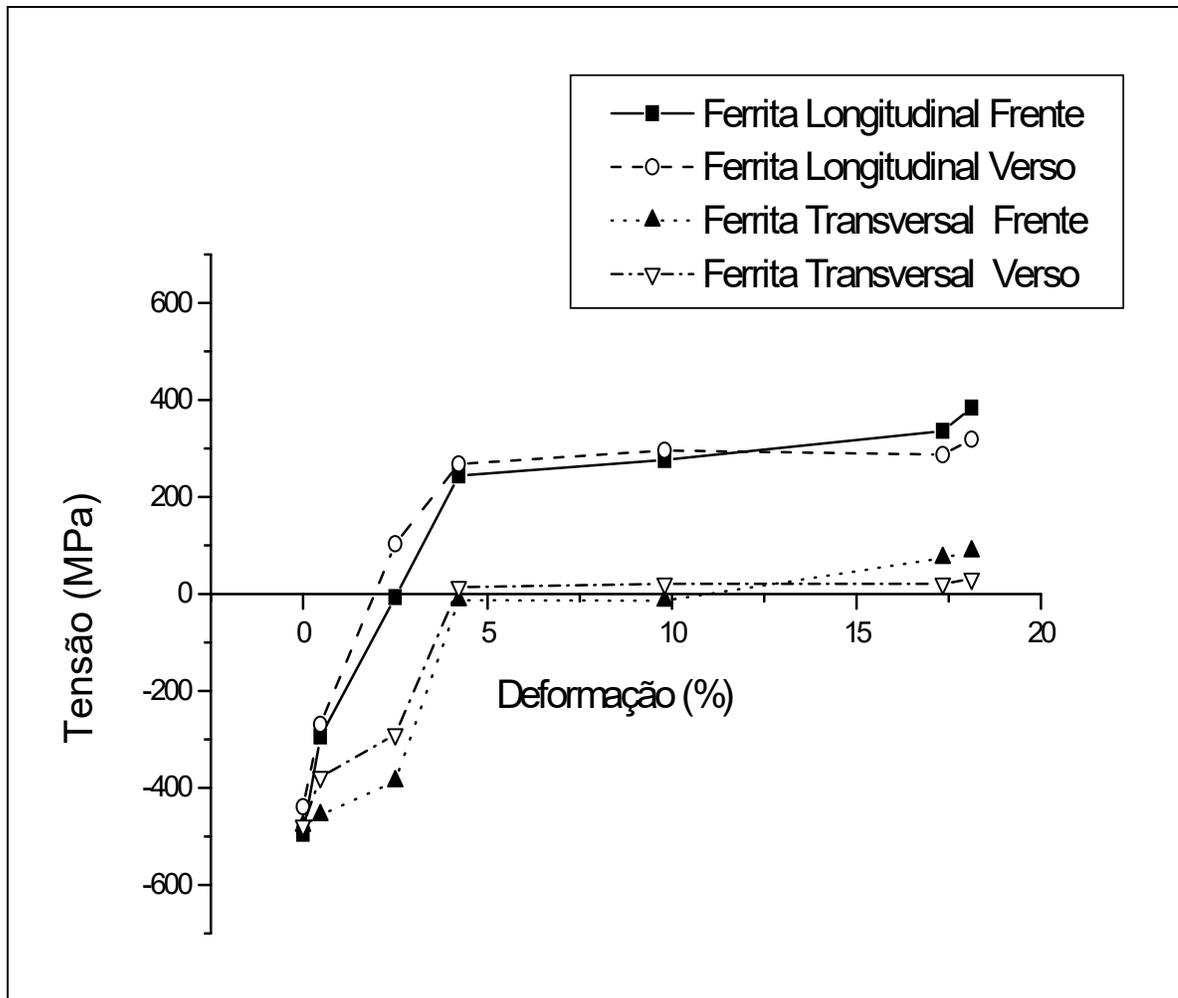


Figura 40 – Variação das tensões residuais com deformação plástica no corpo de prova 1D na ferrita.

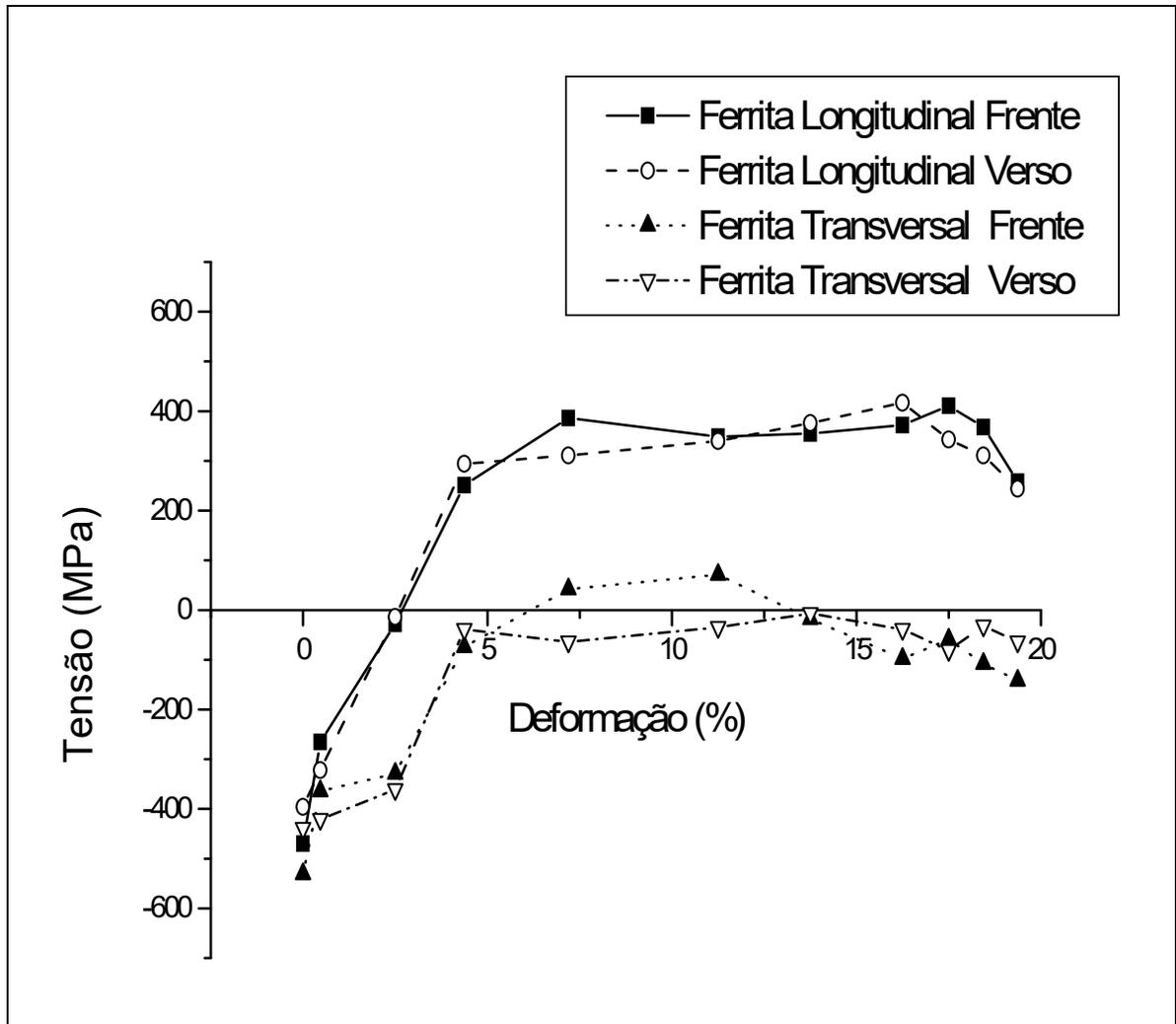


Figura 41 – Variação das tensões residuais com deformação plástica no corpo de prova 2D na ferrita.

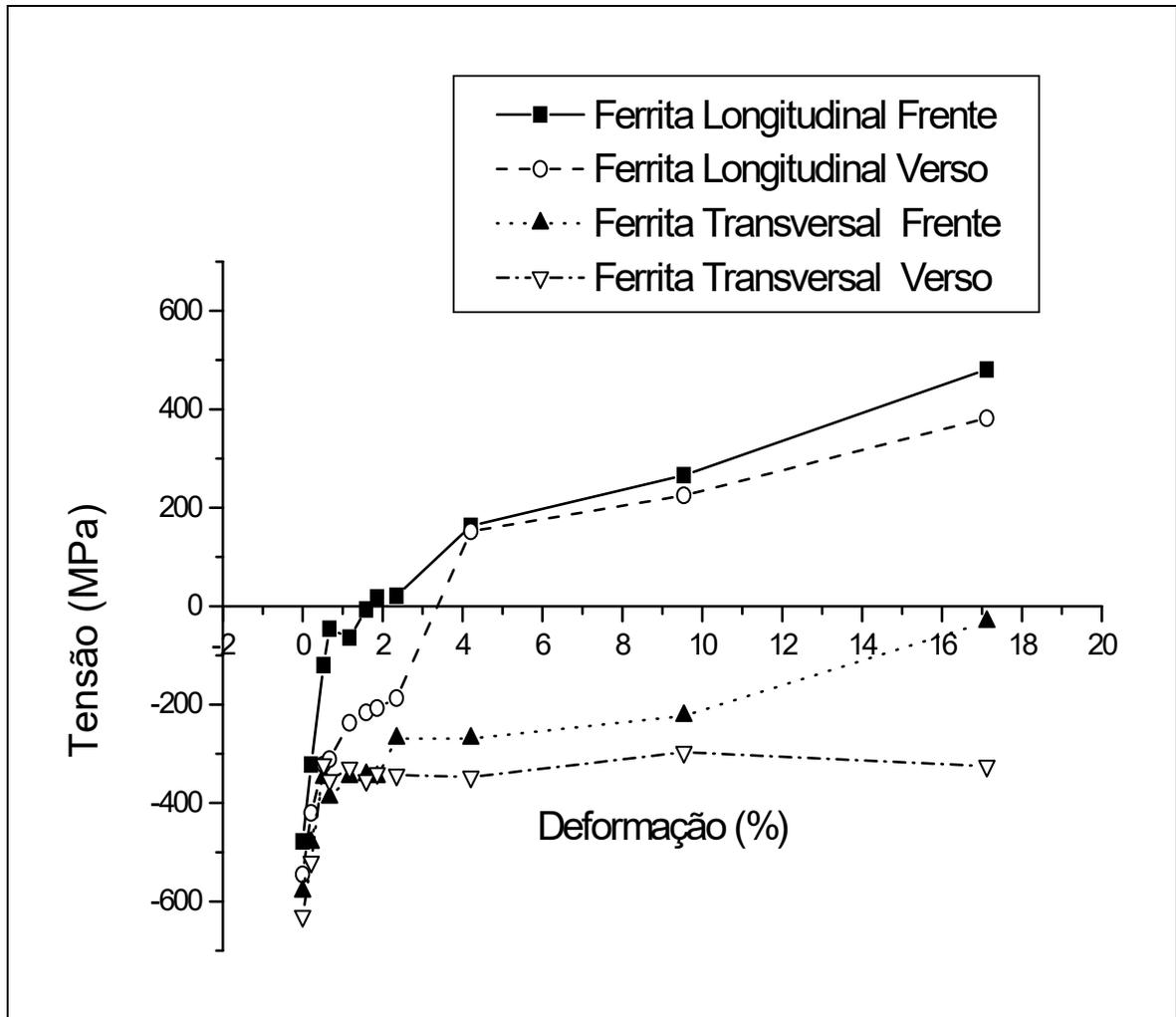


Figura 42 – Variação das tensões residuais com deformação plástica no corpo de prova 3D na ferrita.

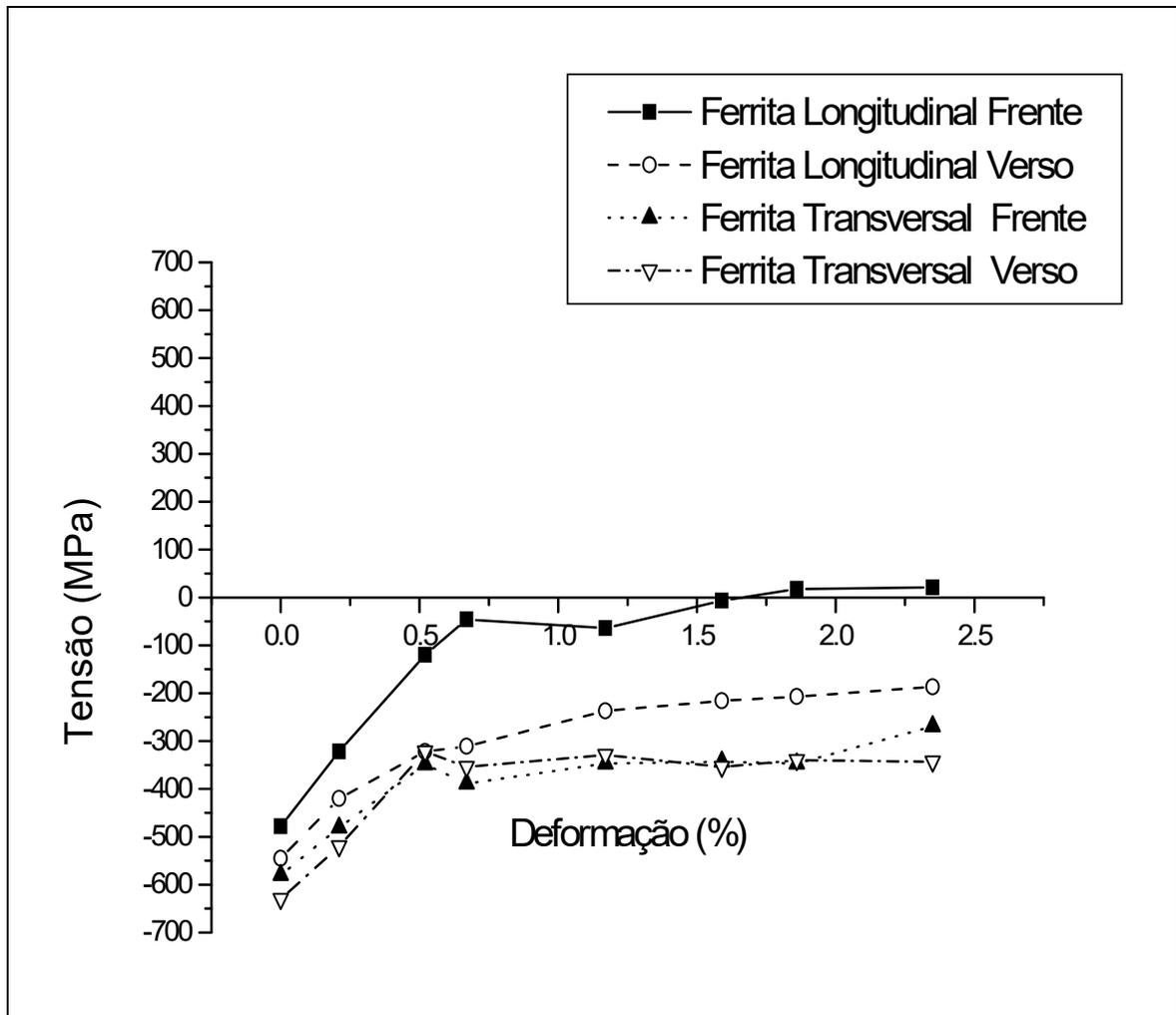


Figura 43 – Variação das tensões residuais com deformação plástica no corpo de prova 3D na ferrita, detalhamento na deformação inicial.

V - CONCLUSÕES

Foi analisado o comportamento das tensões residuais em um aço inoxidável duplex UNS S31803, com tratamento superficial de *shot peening*, ao ser submetido à deformação plástica por tração uniaxial até a ruptura dos corpos de prova. Os resultados experimentais permitem concluir que:

1. Os corpos de prova apresentaram um estado inicial de tensão residual compressiva, em ambas as faces.
2. O processo de *shot peening* aumentou a tensão inicial residual compressiva em torno de 40% no sentido longitudinal e 23% no sentido transversal, ao eixo de tração, em ambas as faces.
3. Para todos os corpos de prova, a variação das tensões residuais, tanto na fase austenítica quanto ferrítica, foi semelhante na direção longitudinal ao eixo de tração. As tensões residuais inicialmente compressivas, tornam-se trativas no início do processo de deformação plástica, em torno de 2,5%, apresentando após um contínuo crescimento e atingindo um valor máximo em torno de 17% de deformação plástica, permanecendo como tensões trativas até a ruptura.
4. Na direção transversal ao eixo de tração, houve uma variação de comportamento das tensões, desde oscilações entre as tensões residuais compressivas e trativas.
5. O desenvolvimento das tensões residuais, comparando-se a austenita com a ferrita, foi similar nos mesmos corpos de prova 1D, 2D e 3D, o que pode ser comprovado através das análises comparativas entre as figuras que mostram as variações das tensões residuais com deformação plástica.

VI – SUGESTÕES PARA O PROSSEGUIMENTO DO TRABALHO

Análise da variação do estado de tensões residuais introduzidas por *shot peening* em juntas soldadas de aço inoxidável duplex submetidos a cargas cíclicas de fadiga. Isto possibilitaria uma análise completa das influências do estado de tensões deste aço e seu comportamento à fadiga.

Com o desenvolvimento complementar da caracterização microestrutural das juntas soldadas para diferentes tratamentos térmicos de alívio de tensões.

V – REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

[01] *ASM Handbook*, Vol. 1, Properties and Selection: Irons, steels, and High-Performance Alloys, ASM International. The Materials Information Society, 1990.

[02] *ASM Specialty Handbook*, Stainless Steels, ASM International. The Materials Information Society, 1996.

[03] ASSIS, J. T., MONIN, V. I, TEODOSIO, J. R., and GUROVA, T., *X-Ray Analysis of Residual Stress Distribution in Weld Region*. Internacional Center for Diffraction, Advances in X-Ray Analysis, v. 45, 2002.

[04] BALDWIN, W. M., *Proceeding ASTM*, pp. 539, Cambridge, USA, 1949.

[05] CALLISTER, W. D. *Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução* 1ª ed. Rio de Janeiro, Livros Técnicos e Científicos Editora, 2002.

[06] CHARLES, J. *Duplex Stainless Steels from the Theory to the Practice*, *Stainless Steel.*: pp.11-14, Florence, Italy October 1993.

[07] CHARLES, J. VERNEAU, M. BONNEFOIS, B. *Proceeding of the Conference on Duplex Stainless steels*, Volumes I-II, Beaune, 1991.

[08] CHRISTENSON, A. L., *The Measurement of Stress by X-Ray*, New York, SAE Technical Report 182, Society of Automotive Engineers, 1960.

[09] COHEN, J. B., NOYAN, I. C. *Residual Stress–Measurement by Diffraction and Interpretation*, 1º ed. Berlin. Springer-Verlag, 1987.

[10] CULLITY, B. D., *Elements of X-Ray Diffraction*, Massachusetts, Wesley Publishing, 1956.

[11] ESTERMAN, M., TAVARES, 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 on Experimental Mechanics Engineering Conference, Irvine, California, USA, 1996.

[12] FATHALLAH, R., INGLEBERT, G., *Prediction of Plastic Deformation and Residual Stresses Induced in Metallic Parts by Shot Peening*, Material Science and Technology, v. 14, pp. 631-639, 1998.

[13] GUROVA, T., 1997, *Variação do Estado de Tensões Residuais Introduzidas por Shot peening, Durante Deformação Plástica por Tração Uniaxial, em Aços*. Tese de D. Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

[14] GUROVA, T., TEODOSIO, J. R., REBELLO, J. M., and MONIN, V. I, *Model for the Variation of Residual Stress During Plastic Deformation Under Uniaxial Tension*, Journal of Strain Analysis, v. 33, n°5, pp. 367-372, 1998.

[15] HALL, E., *Yield Point Phenomena in Metals & Alloys*. Londres, Inglaterra, Macmillan, 1970.

[16] HANUS, E. and ERICSSON, T., *Materials Science Engineers*, pp. 155, 1995

[17] HUSSON, D., BARNET, S. D., KINO, G. S., *Rayleigh Wave Measurement of surface stresses in Stainless Steel Piping*. In: Non Destructive Methods for Material Property Determination. New York. New York Plenum Press, 1983.

[18] INAL, K. and LEBRUN, J. L., *Proc. Icrs-5*, Linköping University, p. 472, Linköping, Sweden, 1995.

- [19] IVANOV, S. A., MONIN, V. I., TEODÓSIO, J. R., *New Methods of X-ray Tensometry*. In: proceedings of the 10th International Conference on Experimental Mechanics, pp. 757-761, Lisbon, Portugal, July 1994.
- [20] JOHANSSON, J., ODEON, M., ZENG, X. *Evolution of the Residual Stress State in a Duplex Stainless Steel During Loading.*, Acta Mater, vol.47, n° 9, Sweden 1999.
- [21] KRAUS, I., TROFIMOV, V.V. *Rentgenová Tenzometrie*. 1° ed. Praha, Academia Praha, 1988.
- [22] LEBRUN, J. L. and INAL, K. *Proc. 45th Annual Denver X-Ray Conference*, Denver, CO, Plenum Press, New York, 1995.
- [23] LESSELLS, J., *Strength and Resistance of Metals*, New York, John Wiley & Sons, 1954.
- [24] LJUNGCRANTZ, H. ODÉN, M., HULTMAN, L., GREENE, J. E., and SUNDGREN, J. E. *J. APPL. Phys*, pp. 80, Linköping, 1996.
- [25] MARTINS, L. A. L., 1996. *Avaliação do Tratamento Térmico de Alívio de Tensões em Reparos por Soldagem de Aços Fundidos de Baixo Teor de Carbono com Unidade Portátil de Raios-X*. Tese de M. Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- [26] MONIN, V. I., TEODOSIO, J. R., and GUROVA, T., *A Portable X-Ray Apparats for Both Stress Measurement and Phase Analysis Under Field Conditions*, Internacional Center for Diffraction, Advances in X-Ray Analysis, v. 43, 2000.
- [27] NOVIKOV, I. I., STROGANOV, G. B., NOVIKOV, A. I. *Metalografia, Tratamento Térmico e Radiografia*, 1° ed. Moscou. MISIS, 1994.

[28] NYSTRÖM, M. and KARLSSON, B. *Proc. Duplex Stainless Steels '94*. Glasgow, Scotland. TWI, Cambridge, U.K., 1994.

[29] PAPAZOGLU, V., MASUBUCHI, K., *Final Technical Repor*, ONR Contract No N00014-75-C-0469. Cambridge, USA, 1958.

[30] SOUZA, S. A. *Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos. Fundamentos Técnicos e Práticos*. São Paulo, Edgard Blücher, 1982.

[31] SOUZA JUNIOR, C. M., 2003, *Evolução do Estado de Tensões Residuais Introduzidas pôr Shot Peening durante Tração Uniaxial e Ciclos de Fadiga em Aço Inoxidável Austenítico*. Tese de M. Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

[32] TAIRA, S., *X-Ray Study on Strength and Deformation of Metals*. Kyoto, Japão. The Society of Material Science, 1971.

[33] TAYLOR, A., *X-ray Metallography*. 1º ed. New York. New York Plenum PreJ. Wiley, 1962.

[34] TIITTO, K., *Solving Internal Stress Measurement Problems by a New Magnetoelastic Method*. New York. Non Destructive Methods for Material Property Determination, 1983.

[35] TORRES, M. A. S, 2002, *Uma Avaliação do Efeito do Shot Peening na Vida em Fadiga do Aço ABNT 4340 com e sem Revestimento de Cromo Duro*. Tese de D. Sc., UNESP, Guaratinguetá, SP, Brasil.

[36] UL-HAQ, A., WEILAND, H. and BUNGE, H., *Materials Science Technol.*, pp. 289, Linköping, 1994.

[37] VAN VLACK, L. H. *Princípios de Ciência dos Materiais*. São Paulo, Edgard Blücher, 1985.

[38] VASILIEV, D. M., *Sobre a Natureza das Tensões Medidas Através dos Raios-X*, Física de Metais e Metalurgia, n. 331, pp. 217-231, 1973.

[39] VASILIEV, D. M., TROFIMOV, V. V., *Método de Tensiometria, Como um Método de Análise de Tensões em Camadas Superficiais*, Física e Metais e Tecnologia de Tratamentos de Superfície em Metais, n. 4, pp. 163-174, 1984.

[40] WINHOLTZ, R. and COHEN, J., *Metal Transformation*, pp. 341 Linköping, Sweden, 1992.